

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE
LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE FERHAT ABBAS - SETIF

MEMOIRE

Présenté à la Faculté des Sciences de L'Ingénieur
Département d'optique et de mécanique de précision
Pour l'obtention du diplôme de

MAGISTER

Option : Mécanique appliquée

Présenté par

Rechidi Tahar

Thème:

**Effet du traitement thermomécanique sur le retour élastique
lors de l'opération de mise en forme.**

Soutenu le: 04 / 11/2007, devant la commission d'examen:

JURY :

R. LOUAHDI	Professeur à l'université de Sétif	Président
E. H. OUAKDI	Maître de conférence à l'université de Sétif	Rapporteur
S. BOUZID	Maître de conférence à l'université de Sétif	Examineur
N. BELHATTAB	Maître de conférence à l'université de Sétif	Examineur

Remerciement

Le présent de ce travail a été effectuée au sein du Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux Métalliques à l'Institut d'Optique et Mécanique de Précision (LPMMM/IOMP).

Je voudrais ici témoigner toute ma gratitude à Monsieur le professeur El-hadj Ouakdi Maître de conférence à l'université de Sétif, mon directeur de thèse, pour sa confiance, sa disponibilité et le grand intérêt qu'il a toujours manifesté pour ce travail. Sa rigueur scientifique, ses encouragements et son soutien m'ont permis de mener à bien ce travail dans le laboratoire dont il est le directeur.

Mes plus vifs remerciements s'adressent à Monsieur Rachid Louahdi Professeur à l'université de Sétif, pour m'avoir fait l'honneur d'accepter de présider ce jury.

Mes plus profonds remerciements vont à Monsieur Nassereddine Belhattab Maître de Conférence à l'université de Farhat Abbes, d'avoir bien voulu accepter d'être rapporteur de cette thèse et membre du jury.

Egalement, j'exprime ma gratitude à Monsieur Bouzid Said Maître de Conférence à l'Université de Ferhat Abbes, pour l'intérêt qu'il a porté à ce travail en acceptant d'en être rapporteur et membre du jury.

Je ne sais comment exprimer ma reconnaissance à Monsieur A.Soualem, Maître Assistant chargé de cours à l'Université de Ferhat Abbes, pour son aide, sa disponibilité, ses encouragements et son soutien avec bienveillance tout au long de ce travail .je suis également très sensible au comportement chaleureux et amical qu'il a eu à mon égard et de sa gentillesse.

J'avoue que les résultats présentés dans ce manuscrit n'auraient pu l'être sans son aide précieuse et sa contribution à l'enrichissement du présent travail.

Qu'il trouve dans ces quelques mots le témoignage de toute ma reconnaissance et gratitude.

J'adresse mes remerciements à tous les membres du Laboratoire De Physique et Mécanique des Matériaux Métalliques pour leur sympathie et amitié qu'ils ont exprimé à mon égard.

Je remercie profondément toute ma famille et surtout mes parents pour m'avoir toujours apporté leur soutien durant mes études ainsi qu'à mes frères pour leur encouragement.

Merci enfin à tous ceux que j'ai peut-être oublié en espérant qu'ils ne m'en tiendront par rigueur.

Sommaire

Introduction générale

CHAPITRE I: Le retour élastique

I.1. introduction.....	1
I.2. le retour élastique	2
I.2.1. Définition.....	2
I.2.2. Les paramètres influencent le retour élastique.....	7
I.2.2.1. Les paramètres de processus.....	7
I.2.2.1.1. Le dégagement.....	7
I.2.2.1.2. Le coefficient de frottement.....	8
I.2.2.1.3. La température.....	10
I.2.2.1.4. Le rayon de courbure	11
I.2.2.1.5. La force de serrage (BHF).....	12
I.2.2.2. Les paramètres de matériau	14
I.2.2.2.1.L'épaisseur.....	14
I.2.2.2.2. La limite élastique.....	14
I.2.2.2.3. Le module de Young.....	15
I.2.2.2.4. Anisotropie.....	17

CHAPITRE II: La mise en forme des tôles

II.1. Introduction.....	20
II.2. pliage	20
II.2.1. Principe.....	20
II.2.1.1 Pliage à l'aire.....	21
II.2.2. Déformation plastique.....	21
II.2.3. Le retour élastique	23
II.2.4. La résolution du problème.....	25
II.3. Le processus d'emboutissage.....	26
II.3.1. Définition	26
II.3.1.1. Conception générale d'un outil d'emboutissage à la presse.....	29
II.3.1.2. Rôle de serre – flan.....	29

II.3.1.3. Tolérances dimensionnelles.....	29
II.3.2. La courbe limite de formage	30
II.3.2.1. Influence du coefficient d'anisotropie.....	31
II.3.2.2. Influence du coefficient d'écroutissage.....	31
II.3.3. Emboutissage (pliage – étirage) en U.....	31
II.3.3.2. Déformation au niveau de la région II et IV.....	33
II.3.3.2.1. Modèles de comportement de matériaux.....	33
II.3.3.2.1.1. Contraintes résiduelles après déchargement (après pliage).....	33
II.3.3.2.1.2. Modèle rigide parfaitement plastique.....	34
II.3.3.2.1.3. Pliage sans tension.....	34
II.3.3.2.1.4. Pliage élastique.....	34
II.3.3.2.1.5. Pliage rigide parfaitement plastique.....	35
II.3.3.2.1.6. Pliage élastique parfaitement plastique.....	36
II.3.3.2.2. Rayon de petite courbure.....	38
II.3.3.2.2.1. Distribution de contrainte.....	38
II.4. Critères de plasticité.....	41
II.4.1. Critère de Trisca.....	42
II.4.2. Critère Von Mises	42

CHAPITRE III: Traitement thermomécanique

III.1. Introduction.....	44
III.2. Ecroutissage	45
III.3. le revenu et le recuit.....	47
III.4. Restauration et recristallisation.....	49
III.4.1. Restauration.....	49
III.4.2. Recristallisation	52
III.4.2.1. Cinématique de recristallisation.....	56
III.5. Les caractéristiques des tôles minces	57
III.6. Influence des caractéristiques microscopiques	58
III.6.1. Influence de la taille des grains sur la limite élasticité	60
III.6.2. Influence de la taille des grains sur le coefficient d'écroutissage	61
III.6.3. Influence de la taille des grains sur le coefficient d'anisotropie	61
III.6.4. Influence de la taille des grains sur l'emboutissabilité.....	62

CHAPITRE IV: Etude expérimentale

IV.1. Introduction.....	63
IV.2. Acier doux	63
IV.2.1.Les paramètres de l'expérience.....	65
IV.2.2.Essai de mise en forme	66
IV.2.2.1.Réalisation des éprouvettes.....	66
IV.2.2.2. Opération de laminage	66
IV.2.2.3. Opération de traitement thermique	66
IV. 2.2.4. Essai d'étirage sur la machine de traction	67
IV.2.2.5.Observation métallographique	70
IV.2.2.5.1. Présentation des échantillons.....	70
IV.2.2.5.2.Polissage mécanique	70
IV.2.2.5.3. Attaque chimique.....	70
IV. 2.2.5.4. Observation métallique et comptage des grains.....	70
IV.2.3. Résultats et interprétation	72
IV.2.3.1. Etude de la taille du grain	72
IV.2.3.2. Evolution du retour élastique	72
IV.2.3.3. Effet de coefficient de frottement et rayon de courbure	78
IV.3. Aluminium.....	80
IV.3.1. Caractérisation du matériau.....	80
IV.3.1.1. Composition chimique.....	80
IV.3.1.2. Caractéristiques mécaniques.....	80
IV.3.2. Effet du traitement thermomécanique.....	81
IV.3.2.1. Essai de mise en forme.....	82
IV.3.2.1.1. Les paramètres de l'expérience.....	83
IV.3.2.1.1.1. Réalisation des éprouvettes.....	83
IV.3.2.1.2.1. Découpage	83
IV.3.2.1.2.2. Essai d'allongement	83
IV.3.2.1.2.3. Convention.....	84
IV.3.2.1.2.4. L'usinage des éprouvettes	84
IV.3.2.2. Traitement thermique.....	84
IV.3.2.3.Résultats et interprétation.....	84
IV.3.4. Effet de la force de serrage et le rayon de courbure.....	86
IV.3.4.1. Les paramètres de l'expérience.....	86

IV.3.4.2. Effet de la pression de serrage sur le retour élastique.....	87
IV.3.4.3. Effet du rayon de courbure de la matrice	91
IV.3.4.4. La mesure angulaire du retour élastique	92

Conclusion générale

Annexe

Références

Introduction

La mise en forme de tôles est un procédé industriel qui permet d'obtenir à des cadences élevées des pièces de formes complexes non développables, en minimisant les pertes de matière.

Il est couramment retenu pour la fabrication d'éléments de carrosserie automobile, d'appareils électroménagers, d'emballages métalliques, de pièces mécaniques, ou d'ustensiles divers.

Outre la forme de l'outil, qui dépend de la complexité de la pièce à obtenir, de nombreux paramètres qui conditionnent la réussite de l'opération : ceux liés au processus d'une part, tels que réglages de la presse, vitesse de déformation, lubrification, rayon de courbure et ceux liés aux qualités de la tôle elle-même et à sa capacité de formage encore appelée formabilité, que nous étudierons plus particulièrement dans ce projet.

Lors de la déformation plastique des métaux par ce procédé, le problème de retour élastique peut être présent où il présente le changement dimensionnel de la partie formée après la suppression de l'outil, il résulte par le changement des déformations produites. Ceci a comme conséquence le composant formé étant hors de la tolérance et peut créer des problèmes dans l'assemblage ou l'installation, donc la prévision précise du retour élastique est impérative pour la conception robuste de l'outillage.

Dans ce travail nous avons étudié l'influence de traitement thermomécanique sur le retour élastique pour les deux métaux : acier doux et aluminium. Comme nous avons étudié aussi l'influence du rayon de courbure de la matrice, et le coefficient de frottement et la force de serrage sur le retour élastique.

Le contenu du mémoire est réparti sur quatre chapitres. Le premier chapitre a été consacré à une étude bibliographique récente regroupant quelques travaux théoriques et expérimentaux qui sont en relation avec le retour élastique et les différents paramètres qui influent sur ce facteur technologique important. Dans le deuxième chapitre, une théorie sur les différents processus de mise en forme, tel que le pliage et l'emboutissage, a été citée. Dans ce même chapitre quelques modèles et relations, inspirés à partir de la théorie

de la mécanique des matériaux, permettent de présenter l'état de contraintes et déformation lors du formage. Dans le troisième chapitre nous avons présenté une recherche théorique qui expose les différents traitements thermomécaniques à savoir : la restauration, la recristallisation, la précipitation et l'écrouissage.

Pour le dernier chapitre nous détaillons la procédure expérimentale, l'analyse et l'interprétation des résultats obtenus. Parmi les étapes abordées, nous citerons la première qui a été consacrée aux traitements thermomécaniques réalisés sur l'acier doux et l'aluminium. Le premier métal a subi un traitement de recristallisation, par contre l'aluminium a subi un écrouissage et un traitement de précipitation. Des essais d'étirage – pliage ont été faits sur un dispositif réalisé au niveau du laboratoire et adapté sur machine de traction, les différents déplacements (déformations) ont été enregistrés par l'intermédiaire d'un capteur de type SOLARTRON C53. Les essais permettent de mettre en évidence l'influence des différents traitements cités auparavant. L'influence de la courbure de la matrice, la force de serrage et de la lubrification sur le retour élastique est non exclue dans ce travail.

I.1. introduction

Le retour élastique est un problème important dans le processus de la mise en forme des tôles. Quand les outils sont libérés après l'étape de formage, le produit jaillit en arrière à cause de l'action des contraintes internes. Dans beaucoup de cas la déviation de forme est trop grande et la compensation du retour élastique est nécessaire [Moristin 96]. Une large utilisation des alliages d'aluminium et d'acier dans l'industrie automobile et dans l'aviation pose chaque jour le problème du retour élastique. La prévision précise du retour élastique de l'embouti est de plus en plus importante pour la conception des outils et la compensation en raison du rapport plus élevé de la limite élastique au module élastique [Dongjuan 06].

Plusieurs recherches faites ces 15 dernières années ont montré que la quantification du retour élastique a un rôle très important dans l'industrie de la mise en forme des tôles. Ces études ont été faites dont l'objectif de trouver des techniques et des méthodes pour minimiser ou éviter totalement cette variation physique permanente. On a observé que, le point commun des toutes ces recherches est basé sur l'estimation, le commandement et la réduction de ce paramètre [Livatyali 06]. La détermination à l'avance de la quantité du retour élastique permet en conséquence la conception et la fabrication postérieure des outils [Tekaslan 06].

Actuellement, il y a eu beaucoup d'effort pour évaluer ou diminuer le retour élastique, [Lee 05-1] a toujours utilisé un model de forme U pour étudier le comportement du retour élastique dans les deux plans, à l'aide d'un outil de forme elliptique pour évaluer les deux valeurs du retour élastique primaire (x-y) et secondaire (x-z) où il a découvert que la quantité du retour élastique secondaire soit petite en comparaison avec le retour élastique primaire. [Samuel 00] [Nam 03] ont dit que la plupart des études existantes sur le retour élastique traitent seulement les pièces formées par le pliage. Ils ont suggéré la nécessité de faire d'autres recherches sur la prévision de la quantité du retour élastique et de la courbure de la paroi latérale. [Hilditch 07] a démontré que l'augmentation de la valeur du retour élastique est également liée à la diminution du rayon de courbure de la paroi latérale. [Moon 03] a fait des essais de pliage-étirage où la distribution d'effort résiduel à relever par une opération précédente affectera la distribution de contraintes de la partie dans l'opération suivante, et par conséquent le retour élastique a la valeur de la dernière opération.

[Crisbon 03] a démontré, à travers ses essais, que le rayon de courbure et la taille de grains sont deux facteurs qui influent considérablement sur le retour élastique dans le processus de pliage. [Ragai 05] [Sun 06] ont étudié l'effet de l'anisotropie sur le retour élastique pour toutes les directions de laminage et ils ont trouvé que la direction de laminage (la texture) a aussi une grande influence. L'effet de l'écroutissage cinématique ne peut être négligé et c'est ce qui a été fait par [Dongjuan 06]. D'autres essais, faits par [Kim 04] ont montré qu'un échauffement, durant la dernière étape de formage et avant l'élimination de la force, a permis de réduire énormément le retour élastique.

En ce qui concerne l'évaluation du retour élastique, plusieurs techniques ont été utilisées. Le retour élastique a été étudié par [Arwidson 05] en mesurant la variation de la distance transversale de l'ouverture. [Sun 06] l'a mesuré suivant la direction d'enfoncement du poinçon. D'autres auteurs [M. Banua 06] [M. Firat 07] [Samuel 00] ont évalué le retour élastique à travers la déviation $\Delta\theta$ mesurée sur les extrémités. Concernant notre étude, le retour élastique est donné par différence entre la profondeur à la fin de l'étirage h_c et celle mesurée après décharge h_d .

I.2. le retour élastique

I.2.1. Définition

Le retour élastique est défini comme différence entre la forme finale à la fin de l'étape de chargement et de la forme après décharge. C'est un phénomène commun en (SMF), provoquée par la redistribution élastique des contraintes internes sur l'épaisseur de feuille pendant la décharge [Samuel 00], [Chan 04], ou c'est le comportement provoqué par le dégagement de l'énergie élastique stockée dans les composants [Nam 03]. On doit noter que l'identifié que la prévision du retour élastique est indispensable pour la conception des outils de mise en forme des tôles métalliques [Samuel 00]. Si la déviation de forme due au retour élastique excède la tolérance donnée (le composant formé étant hors la tolérance), elle pourrait créer des grands problèmes pour l'opération d'assemblage ou l'installation

[Liew 2004]. Une prévision précise du retour élastique des tôles déformées est d'importance essentielle pour la conception des outils dans l'industrie aéronautique et d'automobile. Habituellement les corrections pour compenser le retour élastique sont faites en modifiant la forme des outils. Il est très important de prévoir le retour élastique

et de le corriger à l'étape de la conception d'outillage, puisque la correction de la géométrie sur les outils finis est très chère et prend énormément du temps [Naceur 06].

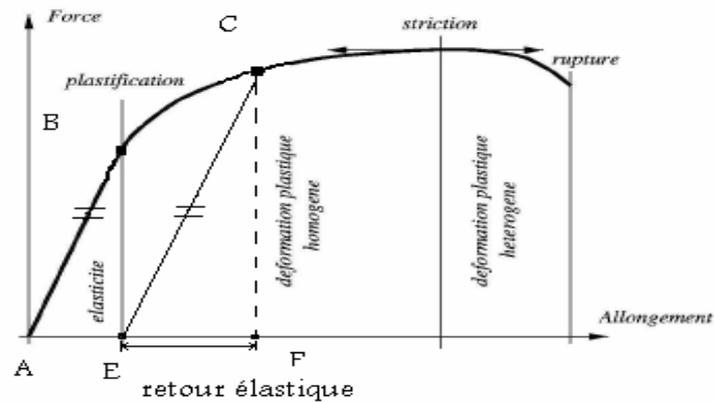


Fig.I.1. Le retour élastique lors d'étirage [François 95].

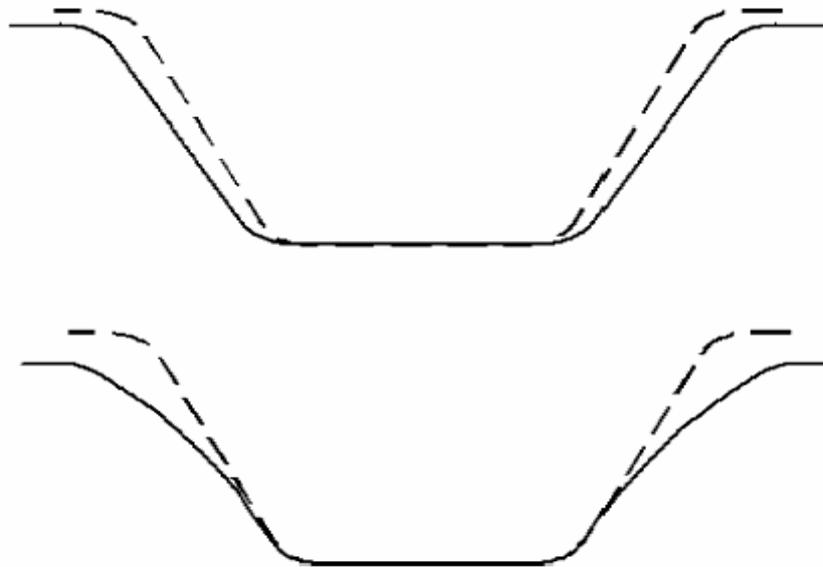


Fig.I.2. Deux types principaux de retour élastique [Livatyali 06].

On observe généralement que l'ouverture de la paroi se produit dans le cas du pliage localisé, tandis que la paroi se courbe habituellement dans les opérations pliage-étirage.

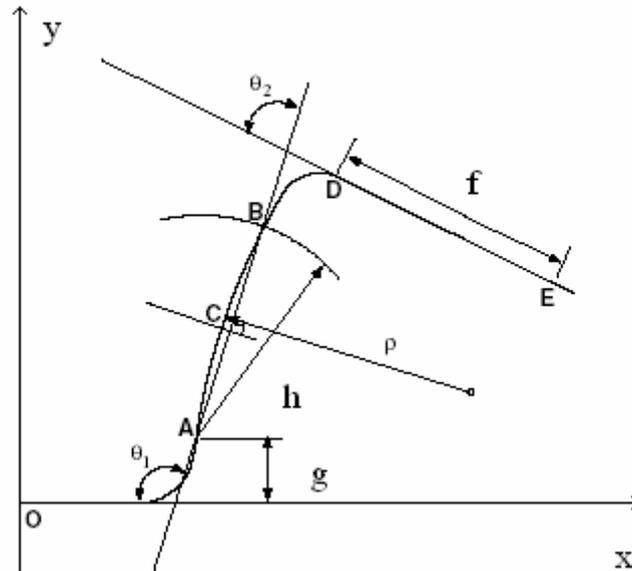


Fig.I.3. Paramètres du retour élastique et la courbure de paroi (aux coins de poinçon et de matrice) et la courbure de paroi latérale [Lee 05-2] [Samuel 00].

La courbure de paroi, c'est-à-dire, la courbure de paroi est un résultat des contraintes résiduelles sur l'épaisseur de la feuille produit par une déformation non uniforme [Samuel 00]. Le retour élastique est mesuré en considérant les formes en coupe des pièces formées obtenues avant et après l'enlèvement des outils. La mesure des formes avant l'enlèvement des outils n'était pas possible, le retour élastique (et la courbure de paroi latérale) ont été caractérisés par trois paramètres définis dans fig.I.3, comme proposé par le comité de Benchmark : l'angle entre le fond et la paroi est θ_1 , l'angle entre la paroi et la flan est θ_2 et le rayon de courbure de la paroi latérale est ρ . Pour l'augmentation de θ_1 et θ_2 et diminution de ρ , on a une augmentation du retour élastique [Lee 05-2]. On peut voir les grandes déformations qui se produisent dans la région périphérique de la paroi latérale. Ceci est considéré comme causé par emboutissage le long de la direction transversale près du coin de matrice [Lee 05-1].

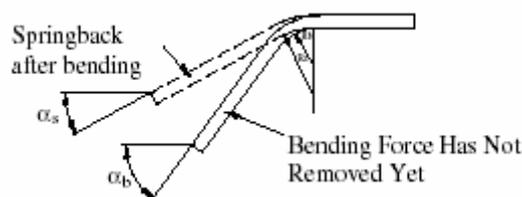


Fig.I.4. Retour élastique formé après pliage [Tekaslan 06].

Si une tôle est pliée par un moment à une courbure particulière, comme montré dans la fig.I.4 et le moment alors libéré, il y aura un changement de la courbure et l'angle de pliage. La longueur de la mi-surface est [Marciniak 02]:

$$l = \rho\theta \quad (\text{I.1})$$

Ceci restera sans changement pendant le déchargement comme la contrainte sur la surface moyenne est nulle. À partir de ceci, nous obtenons:

$$\theta = \frac{l}{\rho} \quad (\text{I.2})$$

Puisque $l =$ la constante, nous obtenons:

$$\frac{\Delta\theta}{\theta} = \frac{\Delta(1/\rho)}{1/\rho} \quad (\text{I.3})$$

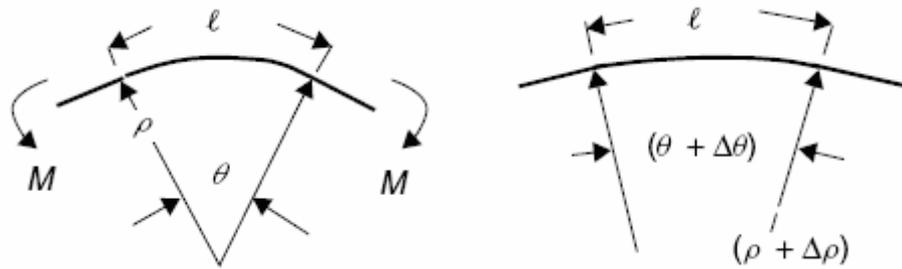


Fig.I.5. Déchargement d'une tôle pliée par un moment sans tension
[Marciniak 02].

Pour une feuille pliée par un moment plastique, la courbe de déchargement sera parallèle à la ligne de chargement élastique comme représenté sur fig.I.6, notant les triangles semblables, nous voyons cela pour un changement du moment de

$$\frac{\Delta(1/\rho)}{(1/\rho)_e} = \frac{\Delta M}{M_e} = \frac{-M_p}{M_e} \quad (\text{I.4})$$

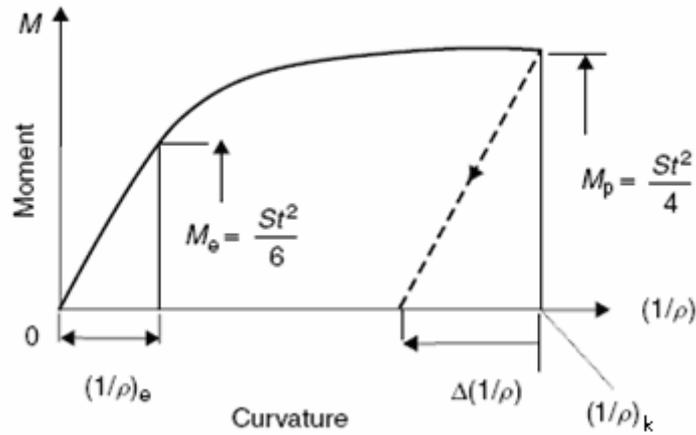


Fig.I.6. La courbe de déformation élastique et plastique de la tôle après pliage
[Marciniak 02].

Le rapport du moment plastique au moment élastique limiteur a été montré pour être

$$\frac{M_p}{M_e} = \frac{3}{2} \quad (\text{I.5})$$

Donc

$$\Delta\left(\frac{1}{\rho}\right) = -\frac{3}{2}\left(\frac{1}{\rho}\right)_e = -3\frac{S}{E't}$$

(I.6)

Où

$$E' = \frac{E}{1-\nu^2} .$$

S : est la limite élastique de la contrainte plane.

La combinaison de (I.3) avec (I.6)

$$\Delta\left(\frac{1}{\rho}\right) = -\frac{3}{2}\left(\frac{1}{\rho}\right)_e = -3\frac{S}{E't}$$

(I.7)

Si la feuille a été déchargée d'une courbure de $\left(\frac{1}{\rho}\right)_k$, le changement proportionnel dans

la courbure, d'après l'équation (I.7) est

$$\frac{\Delta\left(\frac{1}{\rho}\right)}{\left(\frac{1}{\rho}\right)_k} = -3\frac{S}{E't} \frac{\rho_k}{t}$$

(I.8)

Ou, d'après l'équation (I.3), le changement de l'angle de courbure est.

$$\Delta\theta \approx -3 \frac{S}{E'} \frac{\rho_k}{t} \theta \quad (\text{I.9})$$

L'équation (I.9) est seulement approximative et s'applique à des petites différences d'angle ou de courbure et au cas dans lequel la tôle a été pliée à un état plastique. Néanmoins, l'équation est très utile et indique que le retour élastique est proportionnel :

- au rapport de la limite élastique d'écoulement au module élastique $\frac{S}{E'}$, qui est petit et souvent de l'ordre de 1/1000
- le rapport de courbure $\frac{\rho_k}{t}$.
- l'angle de courbure.

Ainsi le retour élastique sera grand quand la tôle mince de haute résistance est pliée à une courbure douce.

I.2.2. Les paramètres influencent le retour élastique

D'abord, le phénomène de retour élastique est influencé par une combinaison de divers paramètres de processus, tels que la forme et la dimension d'outil, coefficient de frottement, force de serrage, vitesse de mise en forme, température. Il dépend aussi des propriétés matérielles, tels que: épaisseur de la tôle, taille de grain, anisotropie et ainsi de suite [Cho 03] [Chan 04]. Dans la pratique la compréhension des caractéristiques paramétriques de la quantité de retour élastique est essentielle pour la conception systématique d'outil. [Rui-jie 06] [Liew 04] [Moon 03].

I.2.2.1. Les paramètres de processus

I.2.2.1.1. Le dégagement

Dans la conception des outils de la mise en forme des tôles il faut tenir compte l'espace entre le poinçon et la matrice, d'après les recherches présidentes nous avons trouvé que le retour élastique augmente linéairement avec le dégagement croissant de matrice et poinçon [Livatyali 01] [Samuel 00].

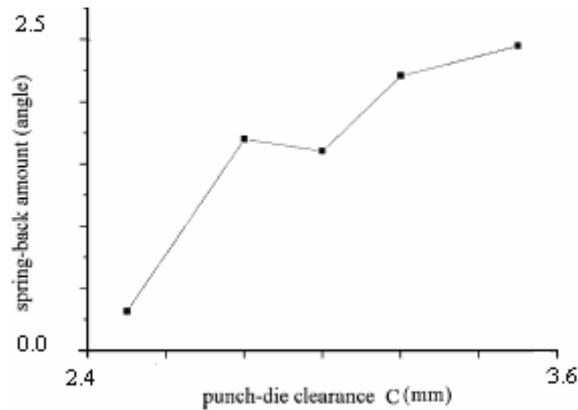


Fig.I.7. L'effet de l'espace entre poinçon-matrice sur le retour élastique (°) [Cho 03].

On peut voir que ce facteur a une influence significative sur le retour élastique, c.-à-d., l'augmentation d'angles de retour élastique avec augmentation de l'espace de poinçon-matrice parce que la déformation plastique développée dans le flan devient moins significative [Bui 04]. Pour le cas de pliage, fig. (I.7, I.8) présentent l'effet de cette espace sur l'angle du retour élastique pour le cas de l'acier TRIP laminé à froid [Fei 06].

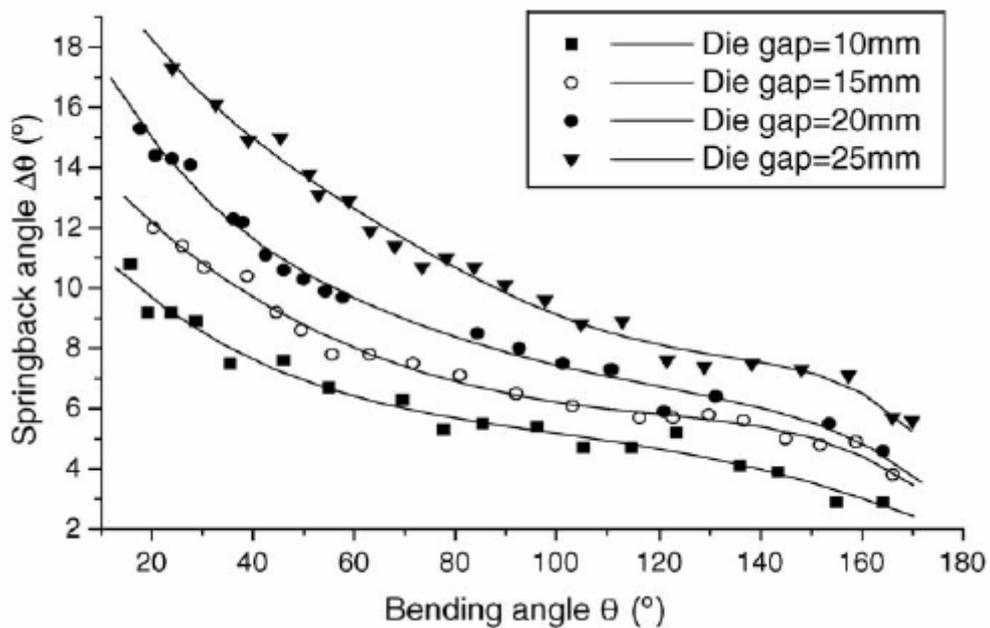


Fig.I.8. Influence d'espace de poinçon-matrice sur l'angle de retour élastique [Fei 06].

I.2.2.1.2. Le coefficient de frottement

La rugosité de la tôle et de son interaction avec les lubrifiants et les surfaces d'outillage affectera l'exécution dans une opération de formage et le retour élastique en

même temps, mais ne sera pas mesurée dans l'essai de traction mais il y a des essais spéciaux existents pour l'exploration des propriétés extérieures [Marciniak 02]. Dans fig.I.9 on peut voir l'effet de ce paramètre sur le retour élastique.

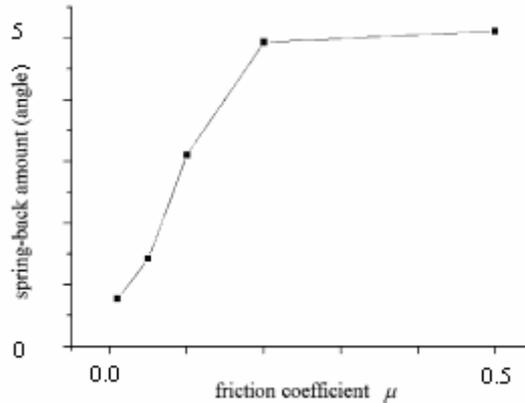


Fig.I.9. L'effet du coefficient de frottement sur le retour élastique (°) [Cho 03].

Le retour élastique est presque saturé où μ prend de grandes valeurs ceci implique que la tendance du retour élastique peut être supprimée après l'emploi d'un lubrifiant approprié [Cho 03]. Comparant les résultats à ceux obtenus pour la condition sèche, on l'a observé que la charge a chuté de manière significative en utilisant le lubrifiant, dû à la force de retenue. En outre, les courbes sont plus lisses et la surface des éprouvettes est plus lumineuse, qui indique que le lubrifiant réduit le frottement entre la surface du spécimen et les surfaces des outils. Ceci a été confirmé pour toutes les éprouvettes examinées.

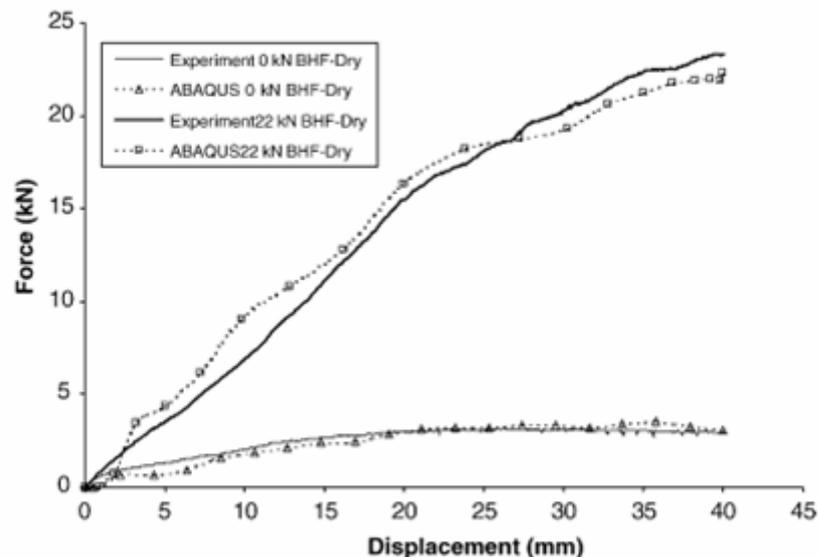


Fig.I.10. La force en fonction de déplacements des pièces épaisses secs [Fei 06].

En réalité l'augmentation de la force de frottement de la pièce de corne pendant l'opération de la mise en forme, comme il a été mentionné auparavant, augmente les contraintes et automatiquement elle provoque l'augmentation du retour élastique [Lee 05-1].

Une des raisons pour laquelle la force prévue de poinçon est plus petite que la force réelle pendant le processus de la mise en forme est peut-être l'influence du frottement comme montré dans fig.I.11 donc pendant l'opération de simulation il faut prendre en considération le frottement et évaluer la valeur du coefficient de frottement [Fei 06] [Rui-jie 06].

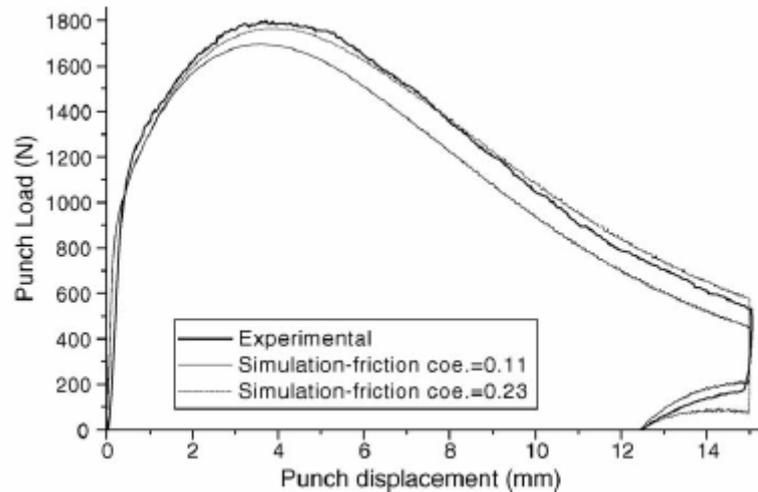


Fig.I.11. Influence du coefficient de frottement sur la force du poinçon [Fei 06].

I.2.2.1.3. La température

Une petite variation de la température nous permet de garder les propriétés de matériau indépendamment d'elle [Cho 03]. Le comportement des tôles métalliques dans la mise en forme (SMF) est souvent affecté par la température, La résistance des métaux diminue quand ils sont chauffés, la diminution de la limite élastique (retour élastique) est substantielle même pour petites augmentations de la température produites lors mise en forme d'aluminium et de métal [Moon 03].

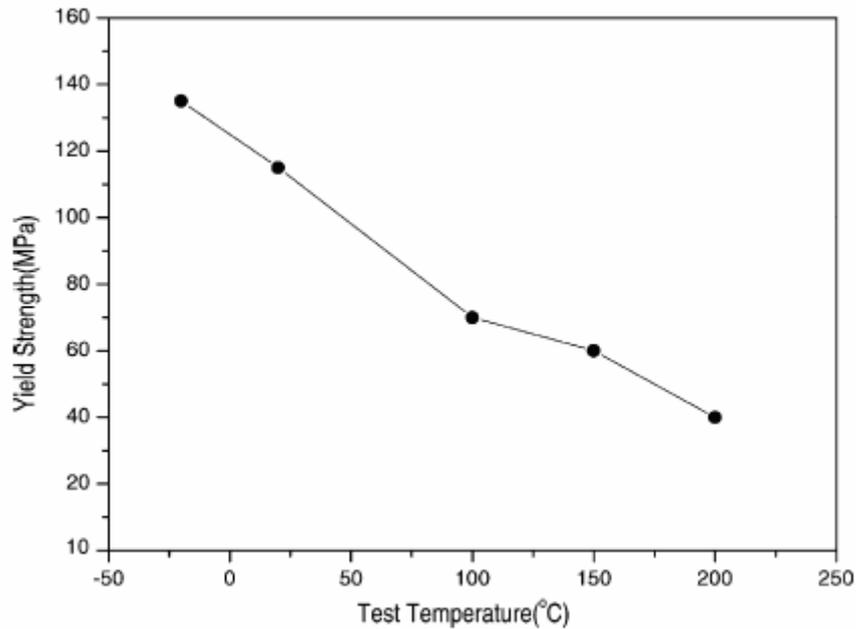


Fig.I.12. Variation de la limite élastique en fonction de température (Al) [Moon 03].

Les expériences ont été effectuées à diverses combinaisons de températures d'outil progressivement jusqu'à l'obtention de processus optimum qui peut réduire au minimum la quantité de retour élastique. Par conséquent, la température plus élevée de matrice avec la vitesse inférieure du poinçon est un état favorable pour la réduction du retour élastique.

La combinaison de la matrice chaude avec le poinçon froid change la distribution de contraintes dans la direction d'épaisseur, et la réduit le retour élastique après déchargement. La différence de température entre les deux côtés de la tôle est responsable de la diminution du retour élastique. La matrice chaude est très efficace pour la réduction de la quantité de retour élastique et la combinaison d'une matrice chaude et du poinçon froid peut réduire la quantité de retour élastique jusqu'à 20% une fois comparée à l'essai de pliage conventionnel à une température ambiante. Le changement de la distribution de contraintes par la commande de température d'outil décide l'importance et la direction du retour élastique de la partie après déchargement [Moon 03].

I.2.2.1.4. Le rayon de courbure

Les recherches ont prouvé que le rayon de courbure a un effet significatif sur le retour élastique par rapport aux autres paramètres. fig.I.13 Montre le profil de section de spécimen à un rayon de pliage de 3 mm après la mise en forme V. Pour des petits

rayons de courbure, la tôle est déformée plus localement et sévèrement, ayant pour résultat de durcissement plastique et la rigidité de la zone coudée, et par conséquent fluage sera réduite [Crisbon 03]. Les investigations montrent que l'effort au niveau de coin de poinçon est le facteur le plus significatif qui régit la quantité de retour élastique. Par conséquent, le retour élastique est plus grand pour un rayon plus grand de matrice que c'est dû aux contraintes de pliage localisé au coin de tôle [Livatyali 06-1].

Quand la tôle est pliée avec un petit rayon, le métal dessous du poinçon est soumis à une contrainte qui dépasse la limite élastique pour l'épaisseur entière de la tôle. Cet agrandissement de la zone plastique produit une réduction de l'angle de retour élastique [Crisbon 03].

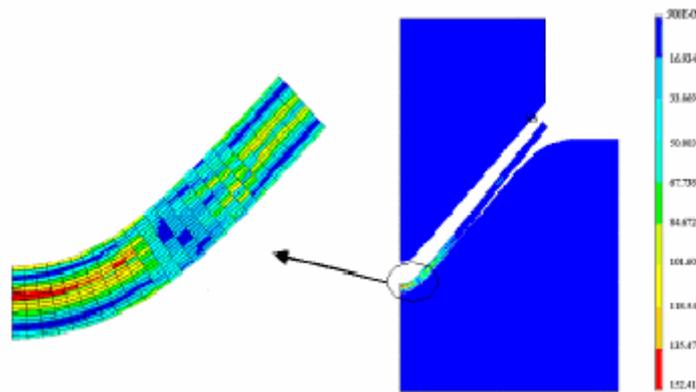


Fig.I.13. La répartition des contraintes au niveau du rayon de courbure cas de pliage en V épaisseur de la tôle est (3mm) [Crisbon 03].

I.2.2.1.5. La force de serrage (BHF)

La serre flanc joue un rôle principal dans la régulation d'écoulement du métal en exerçant une force de serrage prédéfini de support (BHF) [Sheng 04] [Samuel 00]. La force de serrage assure une force retenant, qui commande l'écoulement du métal dans la matrice. Pendant la déformation du métal, la force retenant a deux composants, déformation de recourbement et frottement [Liew 04]. Noter que la charge et la décharge du serre flanc (la force F) est actionnée indépendamment [Sun 06]. Cette force a un effet évident sur le retour élastique [Ragai 2005].

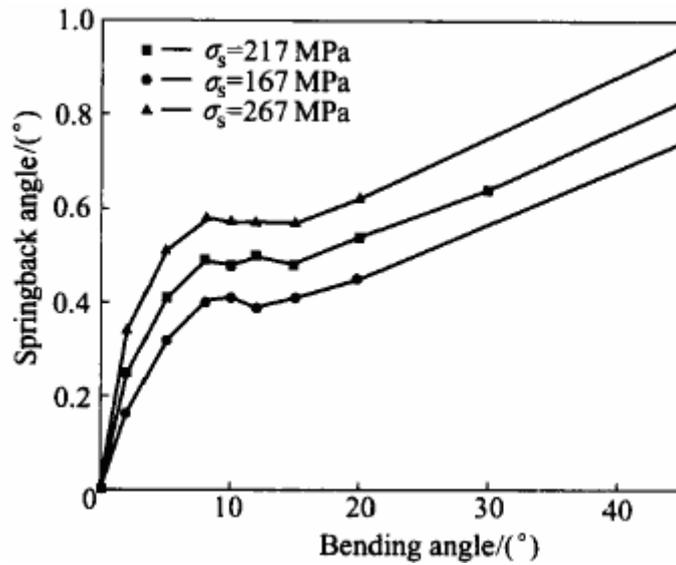


Fig.I.14. La comparaison entre les forces de serrages [Dongjuan 06].

Les chercheurs ont appliqué une nouvelle technique pour minimiser le retour élastique où ils ont utilisé une force de serrage variable (VBHF) entre deux valeurs ($\min BHF_s$ et $\max BHF_L$) dans un temps bien déterminé (t_1), cette variation a créé une distribution constante des contraintes à travers l'épaisseur de la paroi donc automatiquement le moment de flexion est négligeable et le retour élastique prend une valeur minimale fig.I.14 [Dongjuan 06] [Lee 05-1]. Parce que l'augmentation de la force de serrage augmentera l'étirage dans le matériau, et par conséquent prolonge la région de la déformation plastique pour être plus uniforme à travers l'épaisseur [Ragai 05].

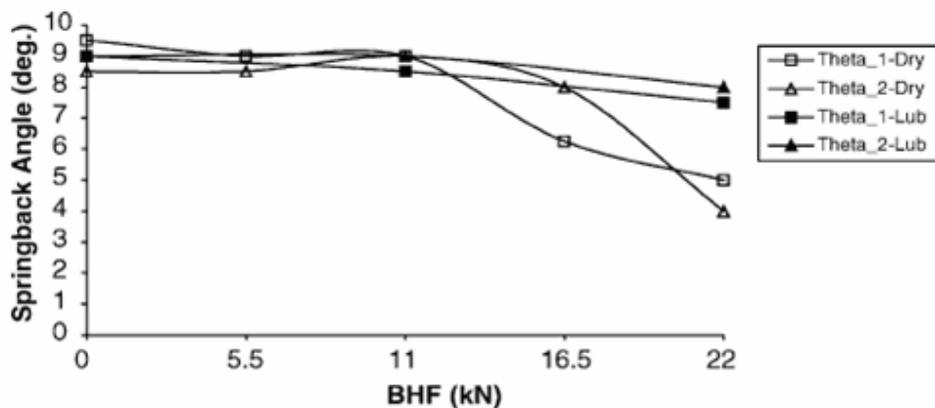


Fig.I.15. L'effet de BHF sur le retour élastique [Dongjuan 06].

I.2.2.2. Les paramètres de matériau

I.2.2.2.1. L'épaisseur

Les investigations précédentes ont prouvé que l'utilisation du matériau plus épais réduira le retour élastique [Kim 04] [Chang 02]. Pour un rayon donné de la fibre externe chargée, l'augmentation de l'épaisseur de feuille donne une augmentation du moment de flexion et l'effort de flexion à la fibre externe, de ce fait elle réduit le retour élastique [Crisbon 03].

Un matériau particulier, quand l'épaisseur de la tôle augmente, toute la contrainte plastique équivalente augmente pour des conditions identiques [Esat 02]. On peut voir que ce facteur a une influence significative sur le retour élastique, c.-à-d., l'augmentation de la valeur de retour élastique avec la diminution de l'épaisseur de la tôle contrairement que le recourbement de paroi [Fei 06] [Samuel 00].

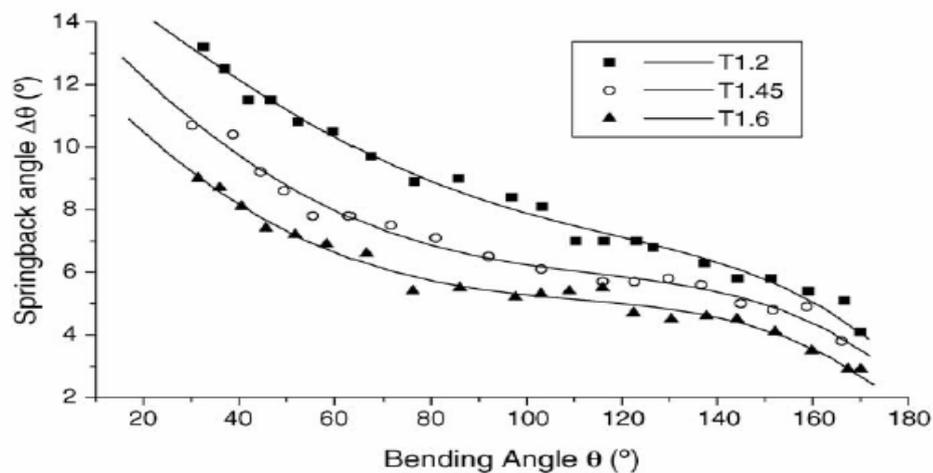


Fig.I.16. Influence d'épaisseur de tôle (acier TRIP) sur l'angle de retour élastique [Fei 06].

I.2.2.2.2. La limite élastique

La quantité de retour élastique a une relation directe avec la limite élastique où nous avons trouvé que le retour élastique est grand pour une haute limite élastique du matériau [Kim 04]. fig.I.17 explique bien cette idée.

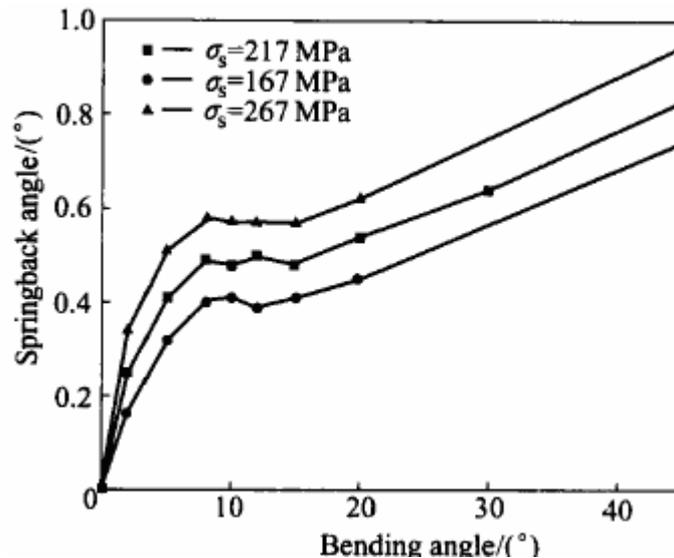


Fig.I.17. L'effet de la limite élastique sur le tour élastique [Rui-jie 06].

I.2.2.2.3. Le module de Young

Le module d'élasticité affecte également le formage des pièces et une haute valeur de ce module donnera un composant plus raide, qui est habituellement un avantage. En termes de formage, le module affectera le retour élastique. Un module faible donne une plus grande valeur de retour élastique et habituellement il y a une difficulté pour contrôler les dimensions finales. Dans plusieurs cas, le retour élastique augmentera avec le rapport de la contrainte d'écoulement au module de Young et pour une grande valeur de R_e il y a également un plus grand retour élastique [Marciniak 02]. La littérature prouve que la valeur du module de Young d'acier TRIP faiblement allié change après une certaine déformation plastique, pour l'acier TRIP, on signale que le module de Young diminue de 12% quand l'épaisseur est réduite de 1.44 à 1.10 mm par laminage [Fei 06].

La quantité du retour élastique était plus petite pour une valeur plus élevée du module élastique [Lia 02-2]. Cependant, le module élastique n'est pas une variable contrôlable de conception après le choix du matériau [Kim 04]. Les calculs tiennent compte du changement du module de Young avec la contrainte plastique en raison de l'importance de ce paramètre pour le calcul de retour élastique, le module de Young note par $E(xa)$ est évalué pour chaque couche avec une déformation plastique équivalente déduit d'une loi de travail de durcissement cinématique, la variation de module de Young est montré sur fig.I.18 et fig.I.19 [Morestin 96] [Esat 02].

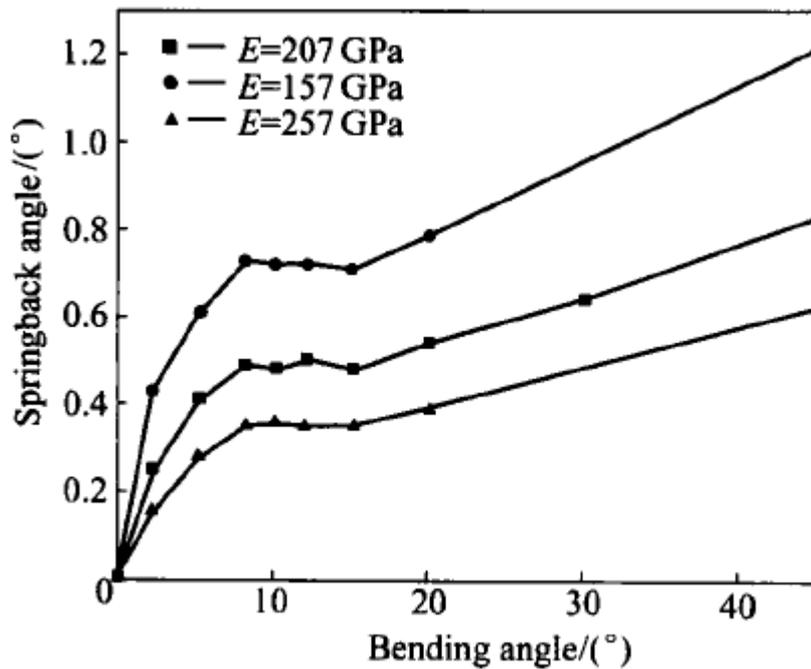


Fig.I.18. L'influence du module de Young sur le retour élastique [Rui-jie 06].

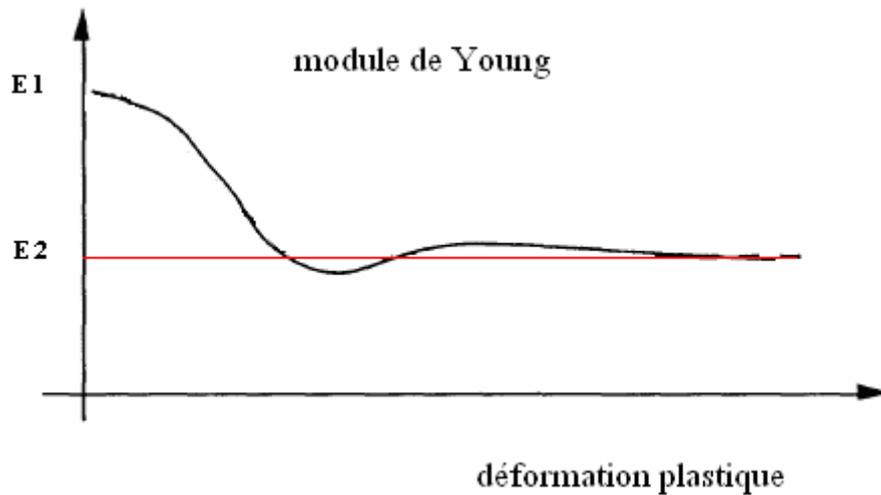


Fig.I.19. Variation du module de Young en fonction de déformation [Morestin 96-1].

De par leur processus de fabrication (laminage à chaud et à froid, recuit de recristallisation, croissance de des grains) les tôles minces présentent une anisotropie cristallographique ou texture. Cette anisotropie cristallographique a comme conséquence une anisotropie de certaines propriétés physiques, et en particulier mécaniques, fig.I.20 montre la variation du module de Young d'une tôle mince d'acier

extra – doux effervescent en fonction de la position de la direction d'observation par rapport à la direction de laminage de la tôle [Parniere 76].

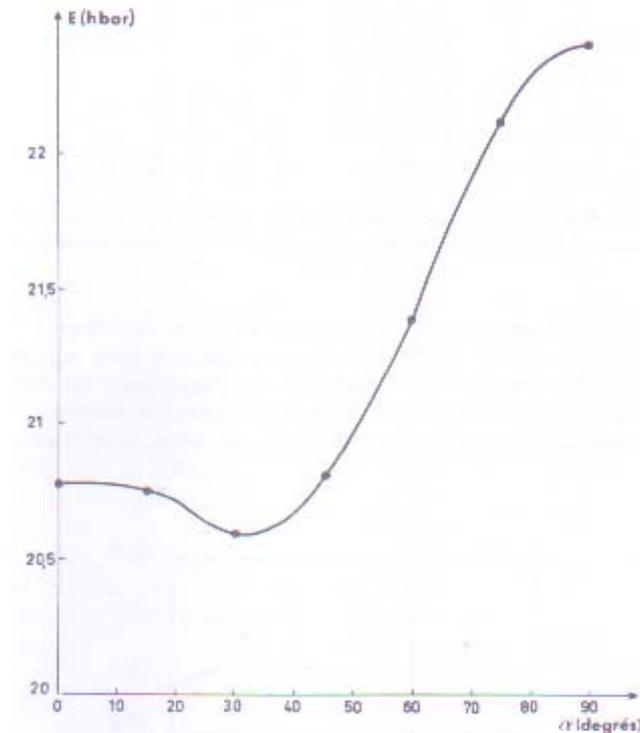


Fig.I.20. Variation du module d'élasticité d'une tôle mince d'acier extra – doux effervescent en fonction de l'angle α entre la direction d'observation et la direction de laminage [Parniere 76].

I.2.2.2.4. Anisotropie

Le matériel en lequel les mêmes propriétés sont mesurées dans n'importe quelle direction est *isotrope*, mais la plupart des tôles montrent une différence dans ces propriétés, on appelle cette variation l'*anisotropie*, l'état d'anisotropie est habituellement indiqué par la valeur de R [Marciniak 02].

$$\varepsilon_w = \ln\left(\frac{w}{w_0}\right) \quad (\text{I.12})$$

A déformation d'épaisseur

$$\varepsilon_t = \ln\left(\frac{t}{t_0}\right) \quad (\text{I.13})$$

Où la valeur de R est:

$$R = \frac{\varepsilon_w}{\varepsilon_t} \quad (\text{I.14})$$

Souvent les mesures sont prises à une valeur particulière et la direction dans laquelle R est mesuré et indiqué par un suffixe, par exemple R_0 , R_{45} et R_{90} suivent la direction de laminage [Lee 05-3] [Gomes 05]. Généralement la valeur de R est représentée par une valeur moyenne \bar{R} [Ragai 05]:

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (\text{I.15})$$

On a expérimentalement constaté que les tôles éprouvent moins de résistance à amincir quand l'axe du recourbement est aligné avec la direction de roulement du spécimen, on a signalé que plus la valeur de R est haute, plus le retour élastique est grand, on a observé aussi que l'expérience d'éprouvette 45° a plus grands efforts que les éprouvettes 90° et 0° comme elle est montré sur fig.I.21 et une légère différence dans les angles de retour élastique dans les trois directions, qui est une indication de l'anisotropie de tôle Fig.I.22 [Ragai 05].

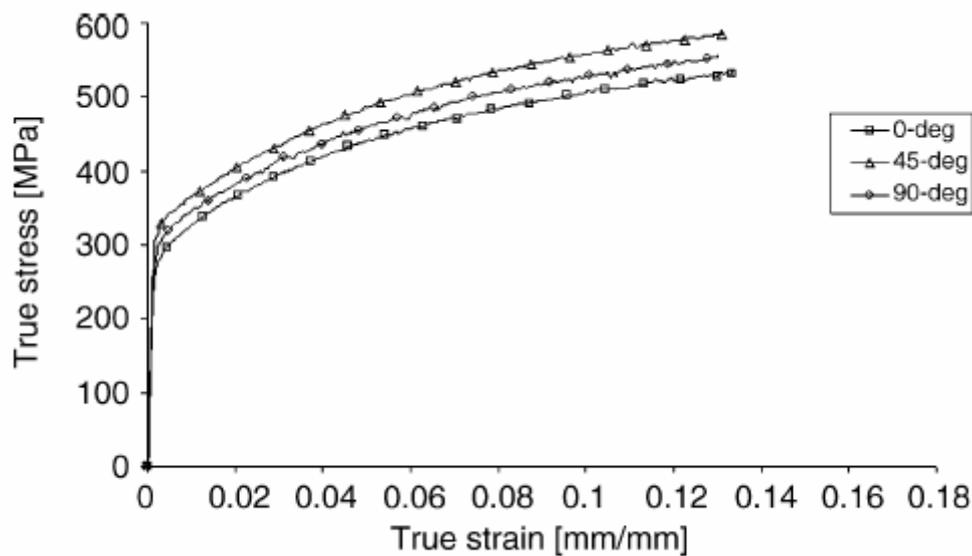


Fig.I.21. L'effet de la direction de laminage sur la courbe de traction [Ragai 05].

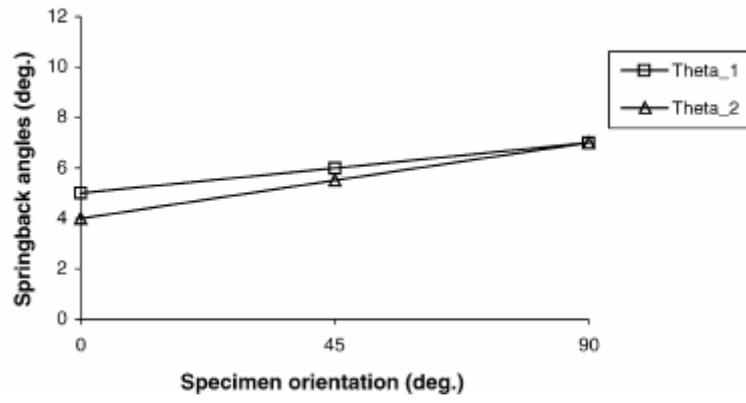


Fig.I.22. L'effet de la direction de laminage sur le retour élastique [Ragai 05].

II.1. Introduction

Le pliage, l'emboutissage et l'étirage sont des processus de fabrication les plus utilisés en formage. Leurs applications sont larges dans la fabrication des composants d'automobiles, d'avions, d'électronique et d'électroménager. Les caractéristiques de ces processus sont :

- 1- la pièce fabriquée est une tôle ou une partie d'une tôle.
- 2- les surfaces déformées et les outils sont en contact.
- 3- la déformation cause généralement des changements de forme, alors que la diminution de l'épaisseur de la tôle est faible ou nulle.
- 4- dans certains cas, la déformation plastique permanente et la déformation élastique récupérable sont comparables, donc le rétablissement élastique où le retour élastique peut être significatif.

Les avantages techniques et économiques de la mise en forme des tôles métalliques résident dans le fait que ces processus sont fortement efficaces pour être employés dans la production des pièces complexes. On peut produire des parties avec un degré élevé d'exactitude dimensionnelle et de propriétés mécaniques accrues avec une bonne finition de surface. L'inconvénient majeur est que la déformation imposée dans le processus de (SMF) est compliquée et non uniforme [Crisbon 03].

II.2. pliage

II.2.1. Principe

C'est une opération de mise en forme par déformation plastique d'un flan suivant une ou plusieurs lignes droites. La pièce obtenue est développable.

Plusieurs techniques :

Flexion d'une extrémité, l'autre étant encastrée.

Sur plieuse universelle.

Flexion 3 points un par poinçon deux par matrice.

Sur presse plieuse.

Flexion 4 points pliage en U, en Z,....

Outillage spécifique

Sur presse verticale ou horizontale.

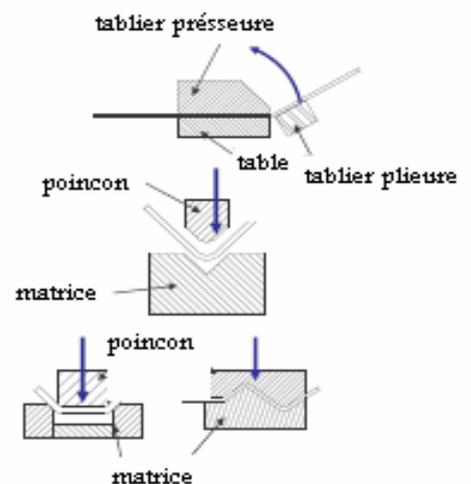


Fig.II. 1. Mode de pliage [Tekin 04].

Il y a deux types de pliage, en "V" et en "U"; le plus utilisé c'est le pliage en "V" et ce dernier également subdivisé en:

- pliage à coin.
- pliage à l'air.

II.2.1.1 Pliage à l'air

Le pliage à l'air en V des tôles métalliques est le plus simple et versatile des processus de pliage. C'est un processus de pliage de trois points et il n'y a aucun enfoncement. Plusieurs angles de courbure ou différents rayons de courbure peuvent être produits en utilisant le même ensemble de blocs d'outil [Kobayshi 89].

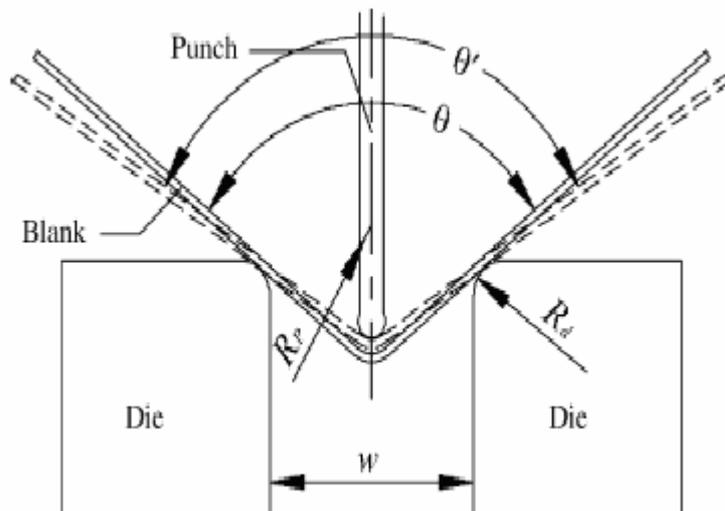


Fig.II.2.pliage à l'air en V [Fei 06].

Pour ce type de pliage, l'enfoncement est absent et par conséquent le retour élastique est plus élevé [Inamdar 02]. Dans le pliage en V, le matériel peut conduire à un retour élastique négatif et positif provoqué par déformation pendant que le poinçon accomplit l'opération de recourbement [Chan 04].

II.2.2 Déformation plastique

Le matériau est sollicité à l'extérieur par traction et à l'intérieur par compression alors que la surface qui délimite ces deux zones est appelée la fibre neutre.

La déformation en traction étant "plus facile" que la déformation en compression. La fibre neutre se déplace vers l'intérieur du pli quand le rayon diminue :

$$\bullet \quad d = \frac{e}{2} \text{ si } \frac{R}{e} \geq 3 \quad (\text{II.1})$$

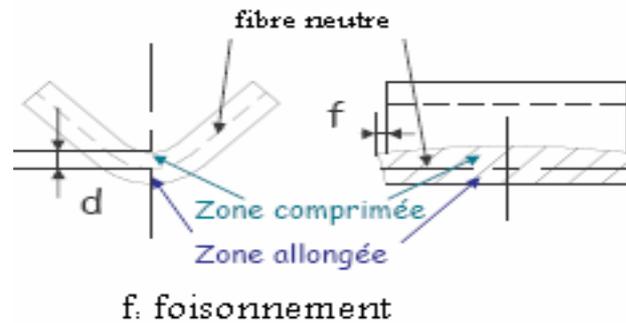


Fig.II.3. Pliage des tôles métalliques [Crisbon 03].

→ Dans le pli, on constate :

- une réduction d'épaisseur d'autant plus que $R \ll e$.
- un élargissement au niveau du pli.
- Le foisonnement.

Pour éviter la fissuration au niveau du pli, il faut vérifier que l'allongement de la fibre extérieure ne dépasse pas l'allongement de la rupture des matériaux.

On effectue le ratio entre la longueur de la fibre neutre et la longueur de la fibre extérieur.

- si $A\%$ (le rapport d'allongement) est trop important par rapport à $A\%$ matériau il y a criques et gerçures.

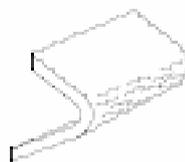


Fig.II.4. Formation des fissures lors de pliage [Marciniak 02].

II.2.3 Le retour élastique

Le pliage est obtenu par déformation plastique de la tôle mais il y a toujours une déformation élastique qui l'accompagne. Pour cette raison, le matériau garde toujours une partie de son élasticité originale. Quand la charge est enlevée du matériau, la pièce essaye de retourner à sa forme originale ou coudée partiellement [Tekiner 04].

Quand on relâche l'effort de pliage \Rightarrow retour élastique.

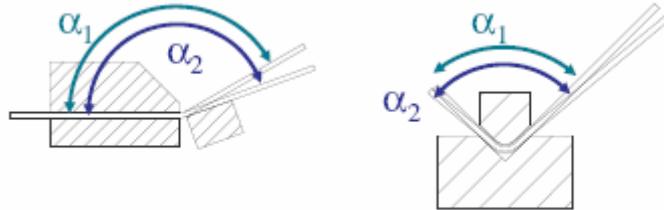


Fig.II.5. Retour élastique lors de pliage [Crisbon 03].

L'angle de retour élastique diminue considérablement lors de pliage en frappe

$$\Delta\alpha = \alpha_2 - \alpha_1 \quad (\text{II.5})$$

Trois façons de l'estimer pour le cas du pliage en l'air

- à partir des essais préliminaires
- à partir d'un abaque en fonction de (R/e)

R : rayon de pliage (intérieur). e : épaisseur de la tôle.

L'évaluation du retour élastique peut se faire à travers le rapport donné par les deux angles α_1 et α_2 .

$$k = \frac{\alpha_1}{\alpha_2} \quad (\text{II.6})$$

k		Aluminium	Acier doux	Laiton	Inox Z2CN18-10
R/e	1	0.99	0.99	0.98	0.99
	2	0.99	0.99	0.97	0.97
	4	0.99	0.98	0.95	0.94
	10	0.99	0.95	0.92	0.90
	40	0.96	0.85	0.82	0.85

Tab.II.1. Métaux à l'état recuit [Frank 85].

Retour élastique des tôles pliées en V, les alliages d'aluminium et l'acier inoxydable

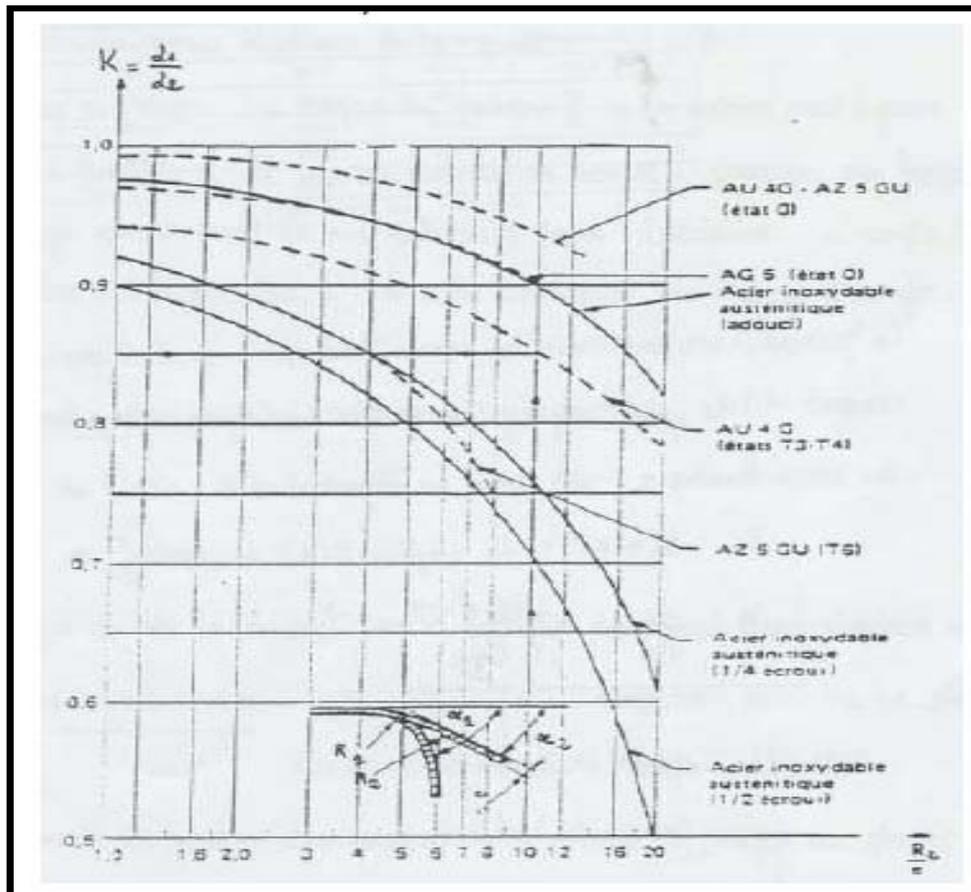


Fig.II.6. Des données sur le retour élastique pour l'aluminium et l'acier inoxydable [Frank 85].

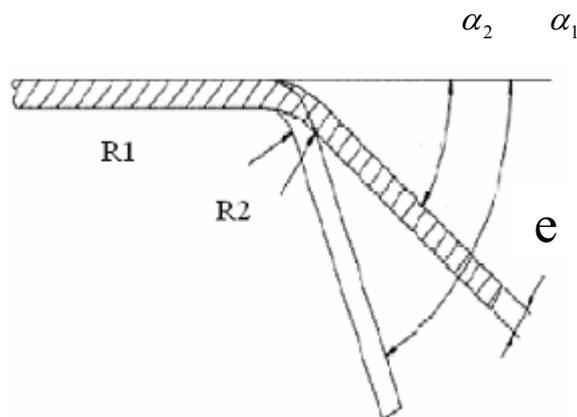


Fig.II.7. Paramètres de retour élastique [Mullan 04].

- Par calcul

En considérant les notations suivantes :

α_2 : Angle de la pièce après pliage.

α_1 : Angle d'outil.

R_1 : Rayon du pli (intérieur), avant retour élastique.

R_2 : Rayon du pli (intérieur), pièce finie.

On estime le rayon R_1 de la pièce avant le retour élastique par la formule empirique

$$\frac{R_1}{R_2} = 4 \cdot (R_1 \cdot \sigma_e \cdot \frac{1}{E \cdot e})^3 - 3 \cdot (R_2 \cdot \sigma_e \cdot \frac{1}{E \cdot e}) + 1 \quad (\text{II.7})$$

Avec

σ_e : la limite élastique du matériau.

E: le module de Young.

e: l'épaisseur de la tôle.

On considère alors que la longueur L de la fibre neutre est constante.

Avant retour élastique : α_1, R_1 .

Après retour élastique : α_2, R_2 .

$$L = (R_1 + \frac{e}{2}) \cdot \alpha_1 = (R_2 + \frac{e}{2}) \cdot \alpha_2 \quad \text{si } \frac{R}{e} > 3 \quad (\text{II.8})$$

Pour évaluer le retour élastique :

$$k = \frac{\alpha_1}{\alpha_2} = \left(\frac{2 \cdot R_1}{e + 1} \right) \cdot \frac{1}{\left(\frac{2 \cdot R_2}{e + 1} \right)} \quad (\text{II.9})$$

Ces valeurs α_1, α_2, R_1 et R_2 permettent aussi de dimensionner les outils .

II.2.4 La résolution du problème

On peut utiliser le pliage en frappe :

En fin de course, le poinçon provoque un écrouissage local par un léger encastrement de son extrémité dans la tôle. Le retour élastique est quasiment nul dans ce cas.

Mais ce procédé est réservé aux faibles épaisseurs < 3 mm.

Angle du poinçon = angle de la matrice.

Rayon de pliage = rayon du poinçon $< e$.

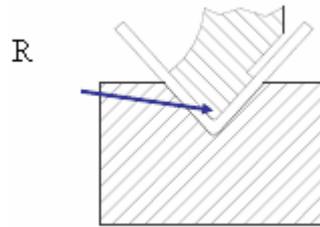


Fig.II.8. Pliage par frappe [Marciniak 02].

II.3. Le processus d'emboutissage

II.3.1 Définition

L'emboutissage est un procédé de formage des corps creux par déformation plastique des tôles à partir d'un flan plan de faible épaisseur [Quatremer 81]. Le principe est basé sur la déformation plastique du matériau (en général un métal), déformation consistant en allongement ou rétreint local de la tôle pour obtenir la forme désirée. Par suite de la conservation globale (au moins approximative) du volume du matériau, les zones d'étirement subissent un amincissement (qui doit rester limité pour éviter la rupture) et les zones de rétreint (compression) subissent une combinaison d'épaississement et de plissement : on cherche en général à éviter ce dernier effet, mais il ne peut jamais être complètement absent et on cherche donc à le provoquer dans des parties de tôle qui seront éliminées dans la suite du processus de fabrication [Folder 01] L'emboutissage se pratique à l'aide de presses à emboutir de fortes puissances munies d'outillages spéciaux qui comportent, dans le principe, trois pièces:

- Une matrice, en creux, épouse la forme extérieure de la pièce.
- Un poinçon, en relief, épouse la forme intérieure en réservant l'épaisseur de la tôle.
- Un serre - flan entoure le poinçon, s'applique contre le pourtour de la matrice et sert à coincer la tôle pendant l'application du poinçon.
- Des jons sont parfois utilisés pour freiner le glissement de la tôle.

L'entrée de la matrice doit être très arrondie et polie pour éviter toute déchirure du métal et pour optimiser le comportement des zones de rétreint aucun angle ne doit être vif et un parfait état de surface est primordial : la mise au point de tels outils est une opération très spécialisée et très coûteuse notamment sur les pièces d'aspect complexe.

Le processus d'emboutissage est comme suit [Arwidson 05] :

- 1- Une coupe à travers l'installation d'outils montre le poinçon, la matrice et la tôle (ou l'objet) sur le serre-flan. le serre-flan est en position élevée.
- 2- le serre-flan et le poinçon descendent en même temps avec une certaine avance du premier. Le formage sous l'action du poinçon ne peut se faire qu'après application d'une pression sur la tôle par l'intermédiaire du serre-flan. Par conséquent les parties périphériques de la tôle sont gardées en place. Si le serre-flan n'est pas plat une première formation aura lieu.
- 3- Le poinçon est maintenant en contact avec la tôle. La tôle glisse au-dessus du rayon de matrice. Pendant que le poinçon avance vers le bas le rayon externe de l'objet circulaire est réduit. Dans ce processus l'objet est formé par l'étirage dans la direction de déformation, accompagné par compression et l'aplatissement dans la circulaire direction.
- 4- Le poinçon s'écarte vers le haut et le composant formé est écarté de l'outil.

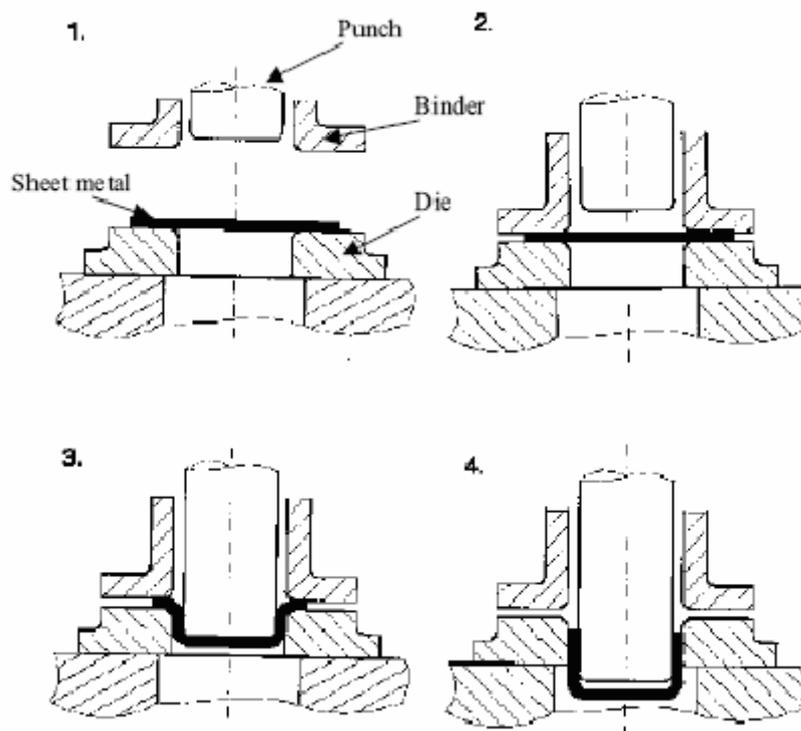


Fig.II.9. Le processus d'emboutissage en quatre étapes [Arwidson 05].

Selon la profondeur ou la forme de la pièce, plusieurs passes dans des outils différents peuvent être nécessaires.

L'emboutissage peut aussi être pratiqué par d'autres procédés, comme l'application d'un fluide à haute pression (hydroformage) qui plaque la tôle contre la matrice. Cette haute pression peut être obtenue à l'aide de dispositifs hydrauliques fig.II.10.

Sur certaines presses, la matrice peut se déplacer (emboutissage simple effet). De même une matrice fixe peut comporter des parties mobiles (triple effet etc...).

Le choix du procédé dépend du type de presse disponible en atelier (effort de serrage, dimension), de la forme de la pièce, du matériau (acier standard, acier à haute résistance, aluminium etc...), du nombre d'opération total pour obtenir la pièce finale etc...

La formabilité de l'acier est améliorée en le chauffant légèrement, attention il ne faut pas modifier la phase (état atomique) sinon les propriétés mécaniques sont modifiées (résistance, dureté etc...) Mais en général, l'emboutissage est une opération de formage à froid, la matrice étant généralement refroidie pour limiter l'échauffement lié au contact. L'emboutissage ne plastifie pas entièrement la pièce, une étude de retour élastique est nécessaire pour assurer l'assemblage final.

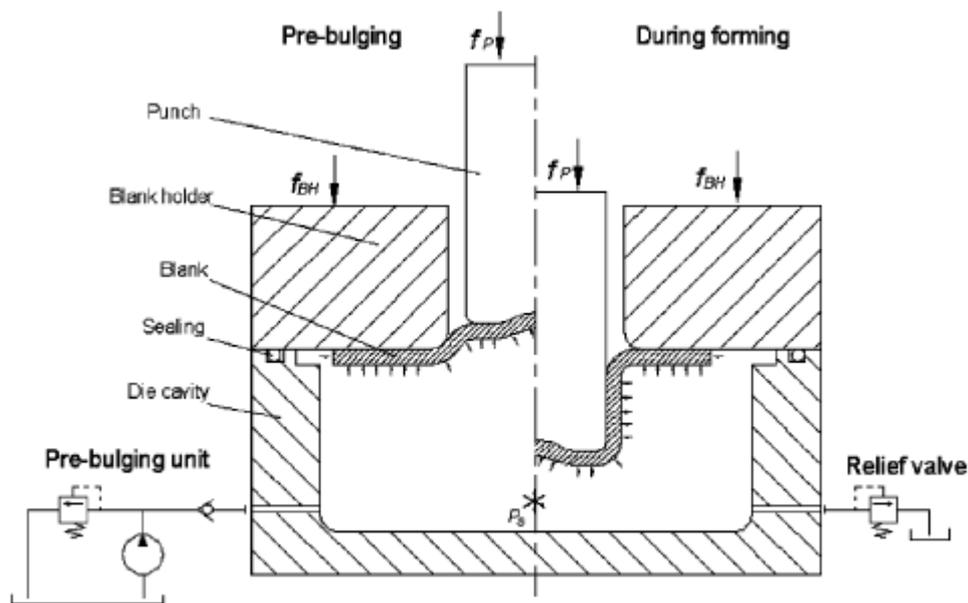


Fig.II.10. Emboutissage hydromécanique [Lang 04].

Dans l'emboutissage, la qualité de la partie formée est affectée par la quantité de métal formé dans la cavité de matrice. Une fois choisi correctement, ce profil de la force de serrage (BHF) peut éliminer des rides et retarde la rupture dans la partie tirée [Sheng 04].

II.3.1.1 Conception générale d'un outil d'emboutissage à la presse

L'outil d'emboutissage à la presse se compose de trois éléments principaux ; le poinçon et la matrice, qui délimitent respectivement les contours intérieur et extérieur de la pièce , et le serre- flan qui presse le métal contre la matrice , évite son plissement et contrôle son écoulement le long du poinçon.

La pression sur le serre – flan est donnée par un cylindre à air ou hydraulique et quelque fois par des ressorts ou des blocs de caoutchouc [Barisien 04].

II.3.1.2 Rôle de serre - flan

On classe les méthodes de formage selon le mode d'action du serre – flan .elle est dite "par expansion" lorsque la métal situé entre serre – flan est bloqué et "par retreint" lorsque il s'écoule pour alimenter la hauteur de la pièce [Barisien 04].

II.3.1.3 Tolérances dimensionnelles

La pièce emboutie n'a jamais la géométrie de l'outil. Certes, elle s'en rapproche souvent de très près, mais présente généralement un écart de cote lié au retour élastique de la pièce après extraction de l'outil. Ce phénomène est d'autant plus marqué que la limite d'élasticité du métal est plus élevée et son module d'élasticité plus faible. Il se produit généralement par une augmentation des rayons de courbure , une ouverture des angles et un raccourcissement des fibres.

Cet écart par rapport à la géométrie nominale peut être minimisé par une mise au point méticuleuse des outils. Mais il ne peut généralement être complètement annihilé du fait de dispersions inévitables de l'ensemble des paramètres qui régissent le procédé. Si cette différence de géométrie n'est pas contenue dans des tolérances sévères, elle peut être préjudiciable au bon fonctionnement du processus aval fortement automatisé. A titre d'exemple, les écarts angulaires tolérés sont généralement inférieurs au demi – degré. Une opération de calibrage peut parfois s'avérer nécessaire pour les aciers à très bas carbone et sans interstitiels sont particulièrement bien adaptés au formage des pièces difficiles du fait de leur faible limite d'élasticité (110 à 150 MPa), de leur forte anisotropie ($R > 2$), de leur forte écrouissabilité et de leur allongement important [R-Oustau 95].

II.3.2 La courbe limite de formage

La courbe qui forme la frontière inférieure du secteur C est la courbe limite de formage [Arwidson 05]. La courbe décrit le niveau de contrainte au dessus de laquelle l'opération d'emboutissage est réussie. Après un principe de base l'expérience à assurer que le composant ne cassera pas si le niveau de contrainte ne devrait pas excéder 80% du niveau de la courbe limite de formage [Marciniak 02]. Les différents secteurs dans le diagramme sont :

- A. Des capacités de formage du matériau – recommandé.
- B. Risque de rupture.
- C. Matériau en état d'endommagement (rupture complète)
- D. Amincissement grave.
- E. Déformation plastique insuffisante - Risque du retour élastique.
- F. Tendance au ridage.
- G. Rides entièrement développées.

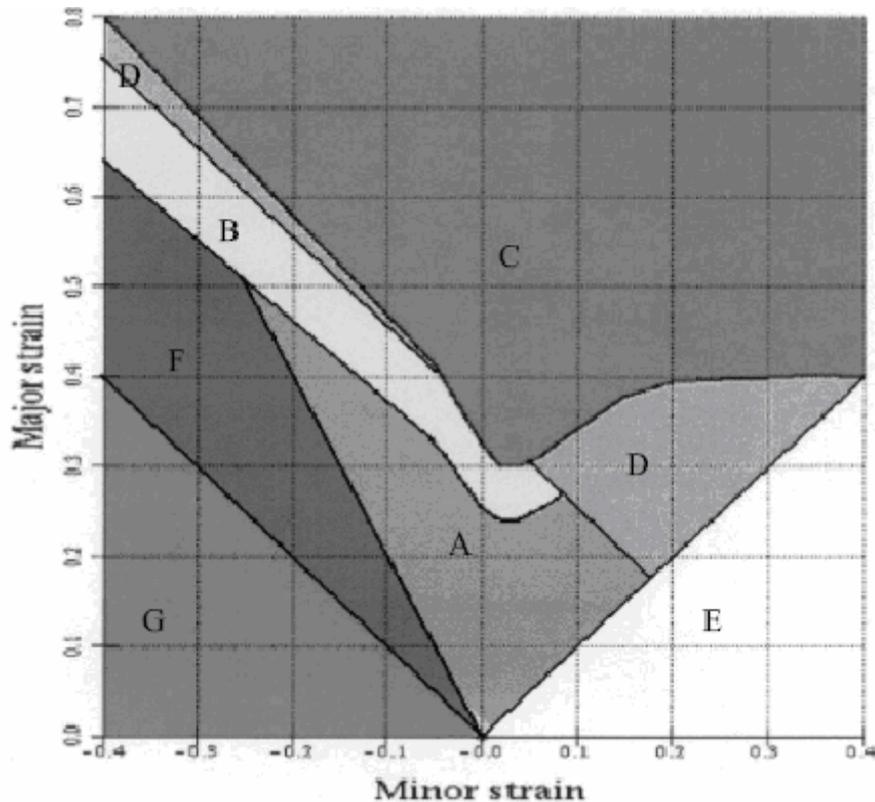


Fig.II.11.Courbe limite de formage pour différents domaines [Arwidson 05].

II.3.2.1 Influence du coefficient d'anisotropie

Un matériau à R élevé apparaît donc comme parfaitement adapté à la réalisation des pièces profondes en rétreint, c-à-d essentiellement des godets cylindriques (boîtes de conserves, boîtes de boissons, filtres à huiles d'automobiles et camions, corps d'extincteurs) puisque sa facilité à se rétreindre va réduire les efforts de traction et les risques de rupture. Le raisonnement simple est le suivant: un coefficient d'anisotropie élevé dénote la facilité avec laquelle un métal peut s'écouler sous l'action d'une traction ainsi que le fait que son épaisseur variera peu. Or, le métal de la collerette, soumis à une tension radiale, doit justement se rétrécir circonférentiellement ; il le fera docilement, de plus ce métal s'amincira moins sur le rayon de poinçon, donc induira un moindre affaiblissement de cette zone chargée de « tirer » le métal de la collerette. Enfin, le moindre épaissement du métal dans les angles (pièces rectangulaires) y évitera le transfert de la charge du serre - flan. Tout concourt donc à favoriser le rétreint! Notons qu'un raisonnement plus physique basé sur l'interprétation du critère de plasticité de Hill conduit aux mêmes conclusions. Ceci est vrai pour les valeurs de R élevées (1.5 et plus, cas des aciers doux pour emboutissage), mais pas pour les matériaux dont R proche ou inférieur à 1 (alliages aluminium, aciers à haute limite d'élasticité). C'est alors plutôt le coefficient d'écrouissage qui importe car la répartition des déformations, particulièrement dans la zone de rupture sur le nez de poinçon. Si l'on considère les déformations, un coefficient R élevé a aussi pour effet d'incliner les trajectoires de déformations vers la gauche ceci est favorable [Col 02-1].

II.3.2.2 Influence du coefficient d'écrouissage

Le coefficient d'écrouissage n donne une représentation de capacité de consolidation du métal en traction. Cette consolidation joue un double rôle : elle augmente le niveau de déformation que peut supporter le métal d'une part et elle permet surtout une meilleure répartition des déformations d'autre part [Col 02-1], [Col 02-3].

II.3.3 Emboutissage (pliage – étirage) en U

Au cours d'une opération d'emboutissage, la tôle subit différents modes de déformations (traction, expansion, traction plane, cisaillement, pliage etc....) [Khalfallah 05]. Si nous faisons une analyse de ce type d'emboutissage, nous pouvons voir que le secteur de déformation du pliage – étirage en U de la tôle peut être divisé en cinq régions le long de la direction de longueur comme montrée sur fig.II.12 et l'action de

force d'étirage et de moment de flexion sur chaque région sont montrés sur fig.II.12 (a)-(e), respectivement [Dongjuan 06].

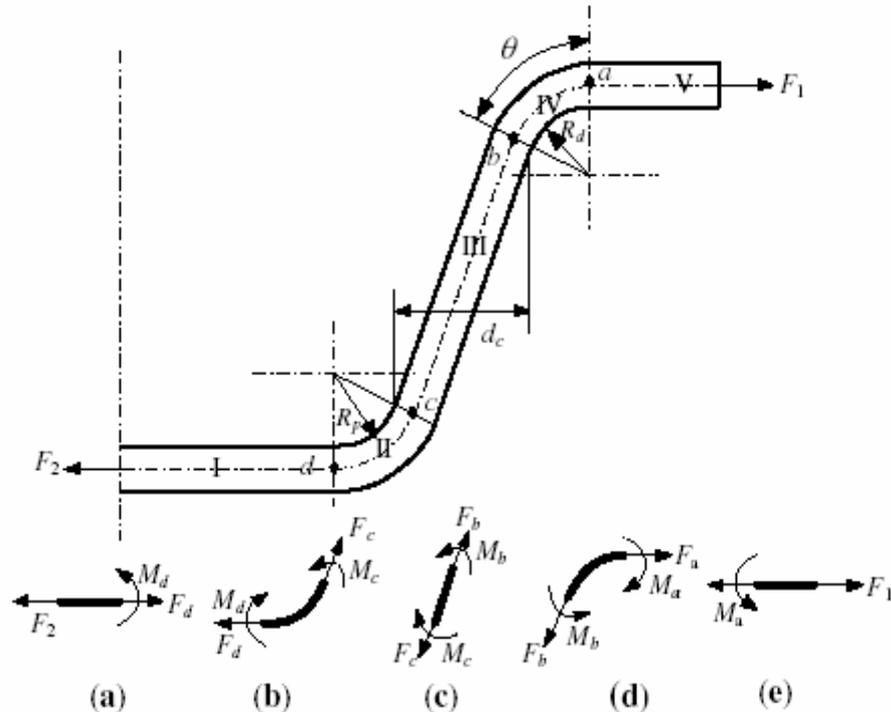


Fig.II.12. Le schéma de pliage – étirage en U [Dongjuan 06].

Les deux régions I et V sont les parties plates entrant en contact avec bords droits de poinçon et de matrice, respectivement. Pour la simplicité, le moment de flexion agissant sur ces deux régions est négligé, bien qu'elles devraient avoir une courbure. Région II et IV subit le pliage - étirage autour du poinçon et coin de matrice respectivement.

La région III est la partie non soutenue et a subi une histoire complexe de déformation. Elle est au commencement étirée et plié autour du coin de matrice et alors détendu pour devenir paroi latérale de la pièce. En raison du moment de flexion agissant sur la section transversale de tôle, la tôle dans cette région devrait également avoir une courbure pendant la formation du processus. Le dégagement entre la matrice et le poinçon est bien plus petit que la distance de course de poinçon, cette région peut être considéré comme action d'étirage pendant le processus de formage. Cependant, après que le chargement soit enlevé, la tôle dans cette région a une courbure relativement grande en raison du retour élastique [Dongjuan 06].

II.3.3.2 Déformation au niveau de la région II et IV

II.3.3.2.1 Modèles de comportement de matériaux

La distribution d'effort sur une section peut être déterminé si une loi de contrainte de traction est disponible. En général, le matériau aura un comportement élastique et plastique comme représenté sur fig.II.13. (a). Dans beaucoup de cas, il est utile de rapprocher ceci par une loi simple et plusieurs exemples seront donnés. Le choix du modèle du matériau dépendra de l'importance de la contrainte dans le processus. La contrainte dépendra principalement *du rapport de courbure*, qui est défini comme rapport du rayon de courbure $\frac{\rho}{t}$ pour couvrir l'épaisseur [Barisien 04].

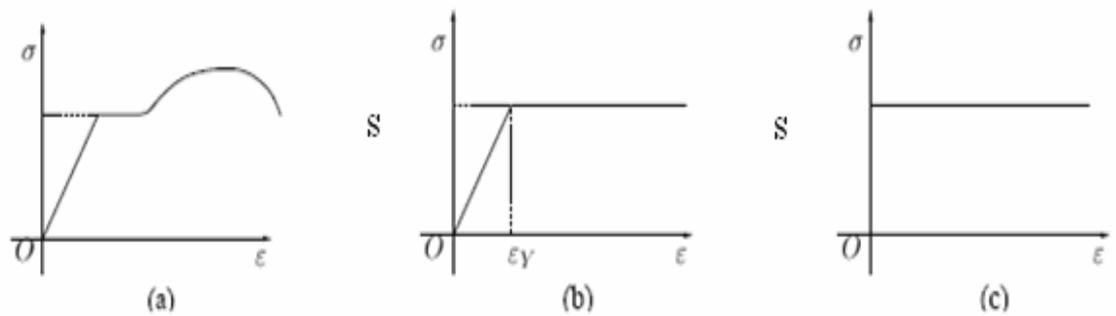


Fig.II.13. Lois de comportement: matériau ductile (a), matériau élastique parfaitement plastique (b), matériau rigide parfaitement plastique (c) [Barisien 04].

II.3.3.2.1.1 Contraintes résiduelles après déchargement (après pliage)

Quand une tôle élastique parfaitement plastique est déchargé d'un état plastique, on lui montre au-dessus le changement du moment est $\Delta M = -M_p$. Représenté dans l'équation

$$\frac{-St^2/4}{t^3/12} = \frac{\Delta\sigma_{1\max}}{t/2} \quad (\text{II.10})$$

Le changement de contrainte à la fibre externe est

$$\Delta\sigma_1 = -\frac{3}{2}S \quad (\text{II.11})$$

S : est la limite élastique de la contrainte plane.

t : l'épaisseur de la tôle.

II.3.3.2.1.2 Modèle rigide parfaitement plastique

Pour de plus petit rayon de courbures et où nous ne sommes pas concernés par le retour élastique, il peut être suffisant pour négliger les deux contraintes élastiques et la contrainte de durcissement. Un modèle rigide parfaitement plastique est montré sur fig.II.13. (c).

II.3.3.2.1.3 Pliage sans tension

Là où la tôle est pliée par un moment pur sans n'importe quelle tension étant appliquée, l'axe neutre est au milieu de l'épaisseur. Ce genre de recourbement est examiné ici pour plusieurs types de comportement matériel. Dans ce cas, il y a une distribution linéaire de.

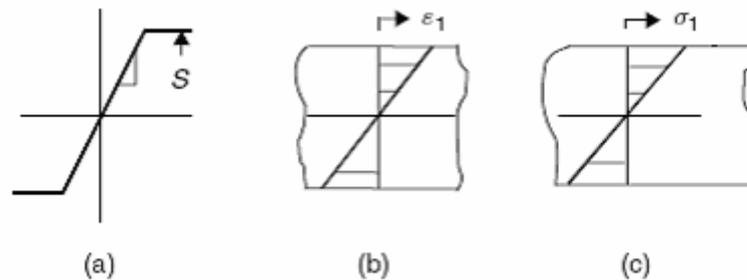


Fig.II.14. a- Recourbement élastique linéaire de la tôle, b-distribution de déformation, c- distribution de contraintes [Marciniak 02].

II.3.3.2.1.4 Pliage élastique

Contrainte à une distance y de l'axe neutre.

$$\sigma_1 = E' \varepsilon_b = E' \frac{y}{\rho} \quad (\text{II.12})$$

Où le module d'élasticité dans le cas de contrainte plane est légèrement différent du module de Young uniaxial E

$$E' = \frac{E}{1-\nu^2} \quad (\text{II.13})$$

Le moment à la section

$$M = \int_{-\frac{t}{2}}^{\frac{t}{2}} E' \frac{y}{\rho} y dy = 2 \frac{E'}{\rho} \int_0^{\frac{t}{2}} y^2 dy = \frac{E' t^3}{\rho 12} \quad (\text{II.14})$$

D'après l'équation (II.12) on a

$$\frac{E'}{\rho} = \frac{\sigma_1}{y} \quad (\text{II.15})$$

Et l'équation (II.14) peut être écrite sous la forme familière pour pliage élastique

$$\frac{M}{I} = \frac{\sigma_1}{y} = E' \left(\frac{1}{\rho} \right) \quad (\text{II.16})$$

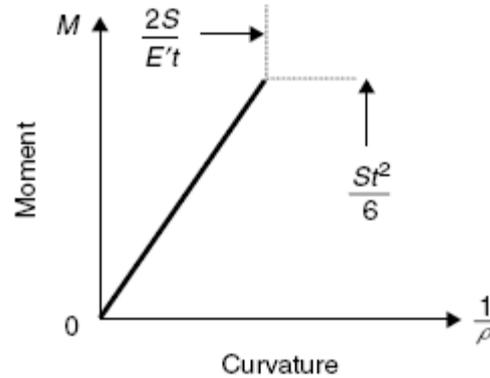


Fig.II.15. Moment de courbure pour le pliage élastique [Marciniak 02].

Là où $I = \frac{t^3}{12}$ est le deuxième moment du secteur pour une largeur d'unité de tôle et $\frac{1}{\rho}$

est la courbure. La limite du recourbement élastique est quand la fibre externe à $y = \frac{t}{2}$ cas d'extensions où la limite élastique de la contrainte plane est S . Le moment de la limite élastique est indiqué par :

$$M_e = \frac{St^2}{6} \quad (\text{II.17})$$

Et la courbure à ce moment devient :

$$\left(\frac{1}{\rho} \right)_e = \frac{2S}{E't} \quad (\text{II.18})$$

II.3.3.2.1.5 Pliage rigide parfaitement plastique

Si la courbure est environ cinq fois plus grande que la limite élastique de courbure, le modèle rigide parfaitement plastique, d'après l'équation $\sigma_1 = S$, fig.II.13.(c) peut être approprié, bien que ceci ne fournisse pas l'information sur le retour élastique. La distribution d'effort sera comme représentée sur fig.II.16. Nous obtenons le *moment entièrement plastique* M_p selon la relation suivante :

$$M_p = \frac{St^2}{4} \quad (\text{II.19})$$

Le moment restera constant pendant le recourbement comme il est illustré sur fig.II.17.

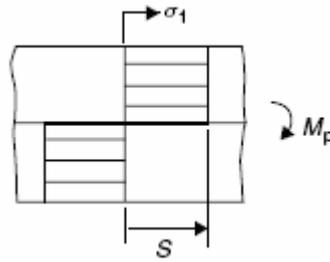


Fig.II.16. Distribution de contrainte pour une matière rigide parfaitement plastique pliée sans tension [Marciniak 02].

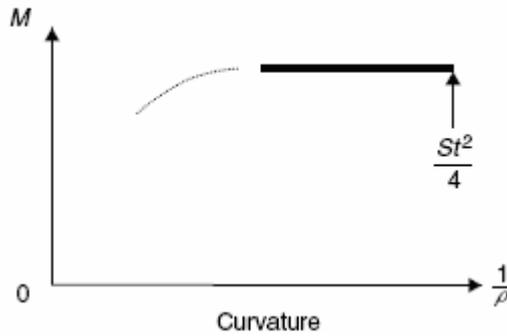


Fig.II.17. La courbe de moment pour une tôle rigide parfaitement plastique pliée sans tension [Marciniak 02].

II.3.3.2.1.6 Pliage élastique parfaitement plastique

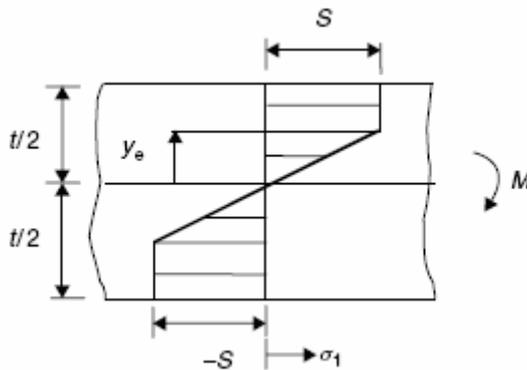


Fig.II.18. Distribution de contrainte pour une tôle élastique parfaitement plastique pliée sans tension [Marciniak 02].

Dans le cas de contrainte plane, et selon la distribution de contrainte représentée

sur fig.II.14 la contrainte d'écoulement est donnée par : $\sigma_1 = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_e = S.$

Pour $y > y_e$ le matériau a une déformation plastique à une contrainte d'écoulement S . Dès que la courbure augmente y_e diminue et à ce moment on a:

$$(\varepsilon_b)_{y=y_e} = \frac{y}{\rho} = \frac{S}{E'} \quad \Rightarrow \quad y_e = \frac{S}{E'} \frac{1}{(1/\rho)} = m \frac{t}{2} \quad (\text{II.20})$$

D'après l'équation (II.18) on a:

$$m = \frac{(1/\rho)_e}{(1/\rho)} \quad (\text{II.21})$$

Où $1 \geq m \geq 0$.

L'équation d'équilibre, d'après l'équation (II.14), on a:

$$M = 2 \left\{ \int_0^{y_e} E' \frac{y}{\rho} y dy + \int_{y_e}^{\frac{t}{2}} S y dy \right\} = \frac{S t^2}{12} (3 - m^2) \quad (\text{II.22})$$

Le moment de la caractéristique de courbure est montré sur fig.II.19 et il peut voir que ceci est la tangente à la courbe élastique à une extrémité et à la courbe plastique aux autres points. Le moment augmente toujours au delà du moment de la limite élastique et évalué $1.5 M_e$ avant de devenir constant. Pour cette raison, le recourbement élasto - plastique est habituellement un processus stable dans lequel la courbure augmente uniformément dans la tôle sans se nouer.

Il peut montrer que pour les matériaux qui ne s'adaptent pas ce modèle élastique parfaitement plastique. En vrais matériaux il est très difficile de prévoir avec précision la caractéristique du moment de courbure dans la région couverte par la courbe "bold" sur fig.II.19 des données de tension. La caractéristique du moment est extrêmement sensible aux propriétés matérielles à la contrainte très petite et ceux-ci des propriétés souvent ne sont pas déterminée exactement dans un essai de traction.

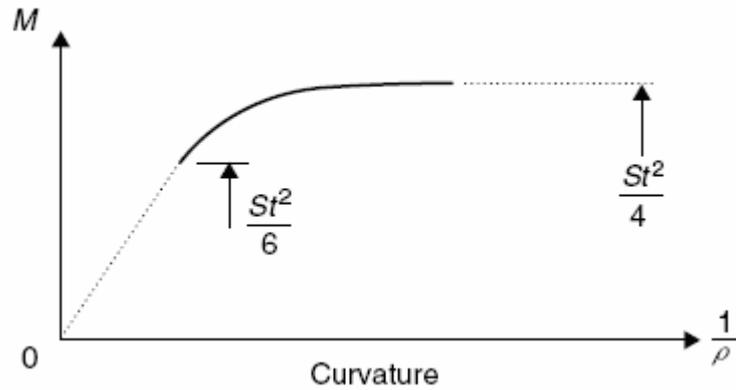


Fig.II.19. La courbe du moment de courbure élastique parfaitement plastique de tôle pliée sans tension [Marciniak 02].

II.3.3.2 Rayon de petite courbure

II.3.3.2.1 Distribution de contrainte

Dans les sections précédentes, on a assumé que la contrainte de pliage est une fonction linéaire de la distance de la surface moyenne. Si le rayon de courbure est approximativement identique à l'épaisseur de la tôle, une analyse plus de raffinement est nécessaire. Sur fig.II.23 une longueur l_0 de la tôle d'épaisseur t est pliée dans une contrainte plane a rayon moyen de ρ .

La longueur de la surface moyenne est:

$$l_a = \rho\theta \quad (\text{II.27})$$

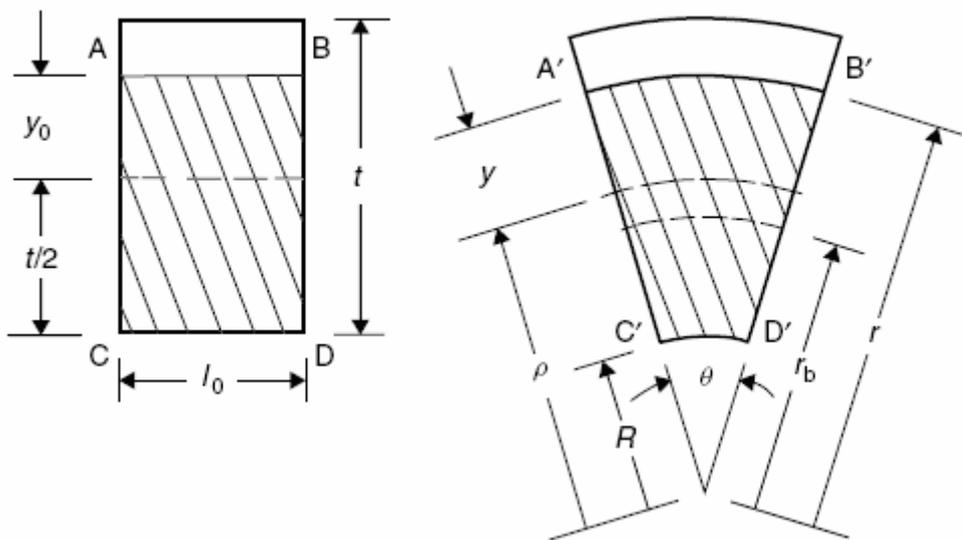


Fig.II.23. Élément de tôle plié à un petit rayon de courbure [Marciniak 02].

Et le volume d'élément déformé est

$$\frac{\theta}{2}(R_0^2 - R^2)l \quad (\text{II.28})$$

Où

$R_0 = \rho + \left(\frac{t}{2}\right)$ est le rayon de surface extérieure et $R = \rho - \left(\frac{t}{2}\right)$ est le rayon de la surface intérieure. Comme le volume d'élément reste constant, nous avons donc

$$l_0 t l = \frac{\theta}{2}(R_0^2 - R^2)l = \theta \rho t \quad (\text{II.29})$$

et

$$l_0 = \theta \rho \quad (\text{II.30})$$

Si la longueur de la surface moyenne en état déformé est l_a donc

$$l_a = \rho \theta = l_0 \quad (\text{II.31})$$

D'après cette équation on constate que la longueur de la surface moyenne ne change pas. Dans l'analyse simple précédente, on a supposé qu'une fibre à une certaine distance y de la surface moyenne est restée à cette distance pendant le recourbement.

Dans de petits rayons de courbures, ce n'est pas le cas. Nous considérons une fibre y_0 de la surface moyenne dans l'état indéformable comme représenté sur fig.II.23. Avec l'égalisation de la surface hachuré on trouve que:

$$\frac{\theta}{2} \left\{ r^2 - \left[\rho - \frac{t}{2} \right]^2 \right\} = (y_0 + \frac{t}{2}) l_0 \quad (\text{II.32})$$

Étant donné que, $\theta = \frac{l_0}{\rho} = \frac{l}{\rho}$, le rayon de la fibre au commencement à y_0 est

$$r = \sqrt{2\rho y_0 + \rho^2 + \frac{t^2}{4}} \quad (\text{II.33})$$

La longueur de la fibre, $A'B'$ est $l = r\theta$, et substituant $\theta = \frac{l_0}{\rho}$ nous obtenons.

$$\frac{l}{l_0} = \sqrt{1 + \frac{2y_0}{\rho} + \left(\frac{t_0}{2\rho}\right)^2} \quad (\text{II.34})$$

Le changement de la longueur de fibre sur se plier est montré sur fig.II.24 (a). Au début les fibres au-dessus de la surface moyenne augmenteront toujours dans la longueur. Les fibres au-dessous de la surface moyenne diminueront dans la longueur au commencement, mais peuvent alors augmenter. La longueur minimum est dénotée près

le point B sur fig.II.24 (a) et (b). La longueur minimum est trouvée en différenciant l'équation (II.34) en ce qui concerne la courbure $1/\rho$ et l'égalisation à zéro. De ceci, la contrainte dans une fibre commence à s'inverser quand

$$\frac{t}{\rho} = -\frac{4y_0}{t} \quad (\text{II.35})$$

Substituant dans l'équation (II.34), la longueur minimum d'une telle fibre est

$$\frac{l}{l_0} = \sqrt{1 - \left(\frac{2y_0}{t}\right)^2} \quad (\text{II.36})$$

et le rayon de la fibre à B qui a atteint sa longueur minimum est

$$r_b = \sqrt{\rho^2 - \left(\frac{t}{2}\right)^2} = \sqrt{RR_0} \quad (\text{II.37})$$

L'importance de cette inversion de contrainte est qu'elle doit être prise en considération en déterminant la contrainte efficace dans un élément matériel à une distance particulière de la surface moyenne. S'il n'y a aucune inversion, la contrainte efficace peut être déterminée approximativement à partir des longueurs initiales et finales de la fibre. S'il y a une inversion, l'intégrale efficace de contrainte devrait être intégrée le long du chemin entier de déformation. Sur fig.II.24 (c), la courbe "bold" sur la droite montre la contrainte efficace déterminée à partir de l'analyse ci-dessus. La ligne cassée est celle déterminée à partir de l'analyse indiciaire simple et grande de courbure. Il y a une différence significative due à deux facteurs:

Intégration appropriée de la contrainte efficace et la distribution non linéaire de la contrainte a dérivé de l'équation (II.34).

Les courbes sur fig.II.24. (c) sont calculées pour un rapport $\frac{\rho}{t} = \frac{2}{3}$ de courbure. À la

surface intérieur, $y_0 = -\frac{t}{2}$ la contraintes calculée à partir de l'équation (II.36) est $\varepsilon_1 = 1.4$

dans l'analyse simple.

$$\varepsilon_1 = \frac{y}{\rho} = \frac{-t}{2\rho} = -0.75 \quad (\text{II.38})$$

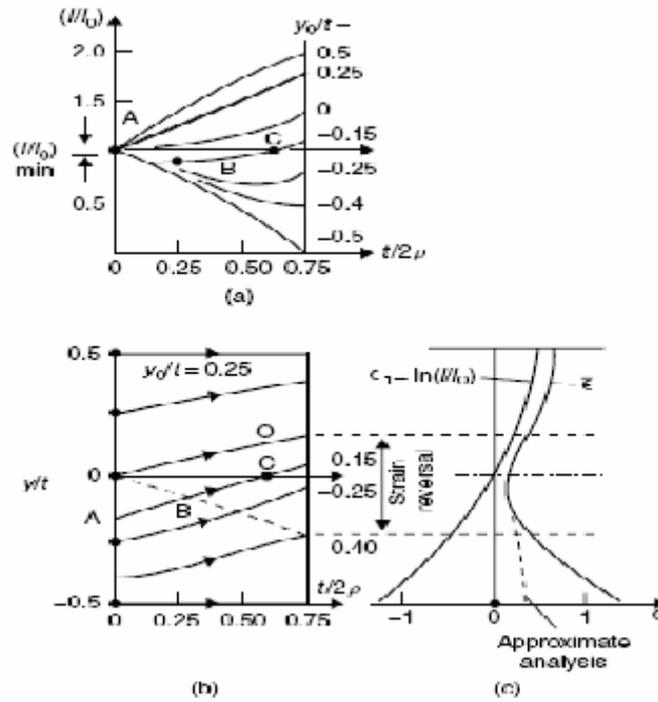


Fig.II.24. (a) changements de la longueur des fibres aux différentes distances initiales $\frac{y_0}{t}$ de la surface moyenne.(b) Change dans la distance de la surface moyenne pendant le recourbement.(c) déformation axiale ϵ_1 et contrainte efficace $\bar{\epsilon}$ en tôle pliée à un rapport de courbure $\rho/t = 2 / 3$; la contrainte efficace dérivée de l'analyse indiciaire simple et grande de courbure est montrée par la ligne cassée [Marciniak 02].

II.4. Critères de plasticité

En tout point d'un solide, il existe une contraintes équivalente σ_{eq} du tenseur des contraintes $[\sigma]$ et une contraintes limite σ_y vérifiant les propriétés suivant [Barisien 04]:

Le comportement est élastique linéaire tant que

$$\sigma_{eq}([\sigma]) < \sigma_y \tag{II.39}$$

On dira de façon équivalente que la plasticité apparaît des que:

$$\sigma_{eq}([\sigma]) = \sigma_y \tag{II.40}$$

Il existe beaucoup de critères, valables pour tel ou tel type de matériaux très plastiques, métal recuit, métaux....

Pour les métaux, les deux critères les plus utilisés sont le critère de Von Mises (1913) et celui de Tresca (1864).

II.4.1 Critère de Tresca

Le critère de Tresca prédit que l'écoulement plastique interviendra lorsque la contrainte de cisaillement maximale atteindra une valeur critique. Le critère peut s'écrire [Mesrar 91]:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_y$$

$$\text{Ou } \sigma_1 - \sigma_3 = 2K \quad (\text{II.41})$$

Désignant la limite élastique en traction, et étant les contraintes principale σ_y est un hexagone. π extrêmes le lieu limite dans le plan.

II.4.2 Critère Von Mises

Critère de Von Mises prévoit que l'écoulement aura lieu lorsque le deuxième invariant du tenseur déviateur des contraintes j_2 atteindra une valeur critique [Mesrar 91]:

$$j_2 = K^2 \quad (\text{II.42})$$

Ou en fonction des contraintes principales:

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_1)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 6K^2 \quad (\text{II.43})$$

Ce critère peut être interprété physiquement en considérant soit que l'énergie de distorsion élastique emmagasinée dans le matériau atteint une valeur critique, soit que la contrainte de cisaillement sur les plans octaédriques atteint une valeur critique.

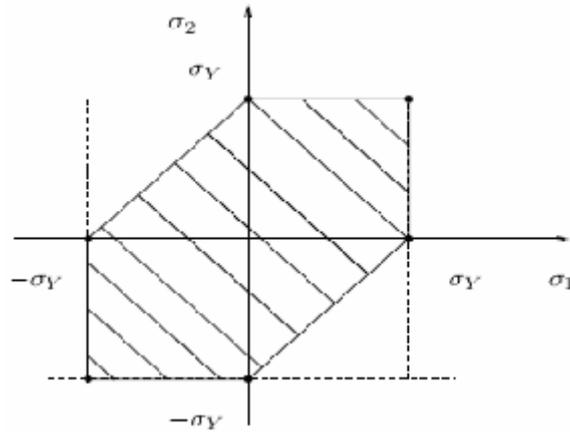


Fig.II.25. L'hexagone de Tresca [Mesrar 91].

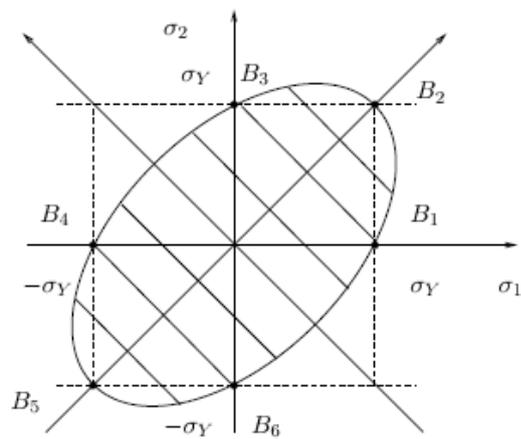


Fig.II.26. L'ellipse de Von Mises plane [Mesrar 91].

III.1. Introduction

La déformation plastique d'un matériau cristallin modifie ses propriétés par son influence sur sa structure interne ; ces évolutions de propriétés et de microstructure, appelées écrouissage, jouent un rôle très important pour les caractéristiques mécaniques du matériau. En effet, le durcissement par écrouissage est largement utilisé pour augmenter les caractéristiques mécaniques de nombreux alliages métalliques. De façon plus générale, c'est l'écrouissage qui confère aux alliages métalliques leurs propriétés essentielles de ténacité et de facilité (relative) de mise en forme. Dans le premier cas, l'écrouissage a lieu de façon très local au fond des fissures dans un matériau endommagé par exemple et permet d'absorber l'énergie de sollicitation mécanique. Dans le deuxième cas, c'est l'ensemble du matériau subissant l'opération de mise en forme par grandes déformations plastiques qui est susceptible de s'écrouir. L'écrouissage dépend du matériau, de la quantité de déformation appliquée et des conditions de déformation (température, vitesse, et mode de déformation). En particulier, on distingue la déformation à froid (température de déformation inférieure à environ $1/3$ de la température absolue de fusion) et la déformation à chaud ($T_{def} > T_f / 3$). Schématiquement, on peut dire que l'augmentation de la température facilite la déformation. Les relations entre déformation appliquée et contrainte s'appellent lois d'écrouissage, d'écoulement ou de comportement. Elles dépendent étroitement des mécanismes fondamentaux de déformation plastique en relation avec les évolutions de microstructure à l'intérieur des grains. Les procédés de mise en forme sont très largement directionnels : les propriétés évoluent différemment suivant la direction de sollicitation (par exemple en filage: la direction de filage). Ceci a pour conséquence que la microstructure acquiert une orientation préférentielle, appelée texture, de plus en plus importante au fur et à mesure de la déformation.

L'écrouissage crée de nombreux défauts cristallins, sources d'une énergie interne stockée hors d'équilibre, et qui peuvent éventuellement être annihilés par des traitements thermiques à température élevée afin de restaurer les propriétés initiales [Folder 01]. Au point de vue macroscopique, l'écrouissage d'un métal conduit à une augmentation de la dureté (HV), la résistance à la rupture (R_m) et de la limite élastique ($R_{p0.2}$), mais en contre partie conduit à la diminution d'allongement à la rupture (A%) [B.Saad 05].

fig.III.1 montre l'évolution de la limite élastique, de la résistance à la rupture et de l'allongement à la rupture lors de l'écrouissage de l'Al pur.

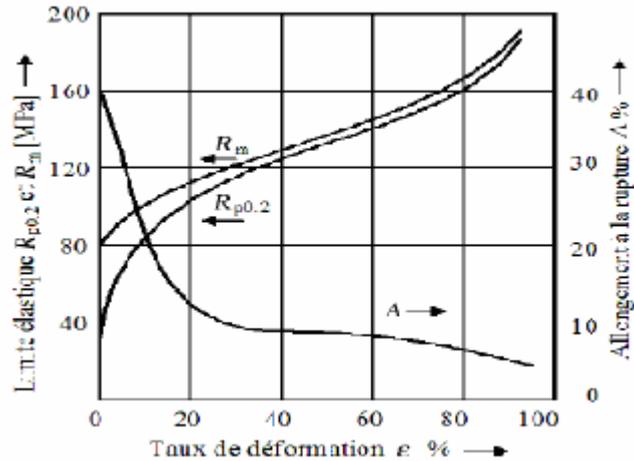


Fig.III.1. Effet de l'écroutissage sur la limite élastique ($R_{p0.2}$), la résistance à la rupture (R_m) et l'allongement à la rupture (A) de l'Al pur [François 95].

III.2. Ecroutissage

L'écroutissage des matériaux cristallins s'explique par l'immobilisation progressive des dislocations puit le blocage parce que toutes les imperfections présentes rendent difficile le déplacement des dislocations et automatiquement il y a une améliorant de la résistance et un affaiblissement de la plasticité [Bouaouadja 92]. En effet, pour qu'il y ait déformation plastique, il faut des dislocations. Au début de la déformation plastique les dislocations sont assez mobiles et glissent sur de longues distances [Col 02-1]. Elles ont néanmoins des problèmes à franchir les joints de grains et les précipités et s'empilent devant ces obstacles. Avec la progression de la déformation plastique, le nombre de dislocations s'immobilisant devant ces obstacles augmente et en conséquence la contrainte nécessaire à la continuation de la déformation augmente aussi. Lors de cette première phase d'écroutissage, la contrainte augmente très vite avec le taux de déformation plastique. Vers la fin de cette étape, la contrainte atteint un niveau qui permet d'activer des systèmes de glissement secondaires. Les dislocations qui se trouvent (et qui glissent) sur des plans cristallographiques sur lesquels la contrainte critique est plus élevée que sur les plans primaires, commencent alors à se déplacer. Par rapport aux dislocations déjà immobilisées, les dislocations secondaires ont encore moins de chance de s'échapper. Elles ne s'empilent pas seulement devant les mêmes obstacles mais aussi devant les empilements des dislocations primaires. En effet les dislocations entre deux systèmes de glissement réagissent pour former des barrières insurmontables. Les dislocations qui suivent y restent accrochées.

A ce stade, les dislocations commencent à s'arranger en une structure cellulaire. Les dislocations se concentrent au bord de ces cellules et vont former les parois. L'intérieur des cellules, par contre, s'appauvrit en dislocations mais reste le seul endroit où les dislocations disposent encore d'une certaine mobilité. Lors de cette deuxième étape de l'écroutissage, la contrainte d'écoulement plastique augmente comme lors de la première phase, mais souvent moins vite. Enfin, dans la phase finale, la contrainte atteint un niveau qui permet de déplacer les dislocations vis ou une partie de celles-ci dans un plan de glissement autre que le plan sur lequel la dislocation vient de s'immobiliser. Le niveau élevé de la contrainte permet maintenant aussi de contourner les obstacles et donc de continuer la déformation plastique. La déviation d'une partie de la dislocation, c.-à-d. le mouvement sur un plan de glissement incliné par rapport au plan de glissement principal, provoque des croisements entre les dislocations de différents plans de glissement. La réticulation des dislocations à travers les plans de glissement qui en résulte, renforce la microstructure cellulaire. Vers la fin de ce stade, l'ancrage des dislocations se perfectionne de plus en plus et le métal se fragilise [Gomes 05].

Lors de la déformation la grande partie du travail absorbé par la déformation du métal se transforme en chaleur alors la partie restante s'accumule sous forme d'énergie potentielle est conduit à l'augmentation des défauts structuraux tels que :

- Défaut ponctuel : lacunes et interstitielles.
- Défaut linéaires : dislocations.
- Défaut de surface : défauts d'empilement, macles et sous grains.

Donc une structure écrouie est caractérisée par une forte déformation orientée des grains et même disparition des joints de grains, d'après fig.III.2 les grains (b) ont un volume équivalent à celui des grains (a). Les espaces clairs schématisent la fragmentation du réseau initial et les formes en trapèze symbolisent les déformations élastiques accompagnées de tensions [B.Saad 05].

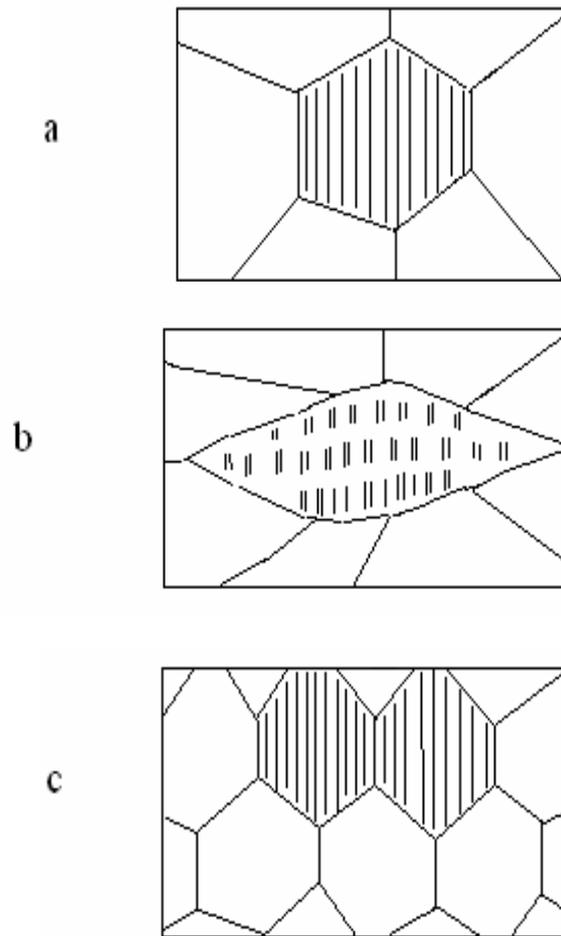


Fig.III.2. Déformation orienté du grain (a) grain avant écrouissage (b) grain après écrouissage (c) grain recristallisé [B.Saad 05].

III.3. le revenu et le recuit

Après des étapes de mise en forme à froid, le métal contient un grand nombre de défauts cristallins ponctuels et de dislocations qui lui confèrent une résistance mécanique augmentée. En même temps la ductilité du matériau est réduite. Pour regagner la ductilité, p.ex. Pour pouvoir continuer la déformation à froid comme le laminage ou le tréfilage, il faut enlever une partie des dislocations. Le traitement thermique qui mène à ce but est appelé un revenu, si les défauts et les dislocations sont partiellement enlevées ou réarrangées, et il est appelé un recuit si les dislocations sont ôtées au plus possible, éventuellement en engendrant une recristallisation, si les conditions y sont favorables (voir plus basse).

La diminution du nombre de défauts et de la densité de dislocation se fait en étapes: à des températures homologues de $0.3T_f$, les défauts ponctuels sont enlevés (donc des lacunes ou des auto-interstitiels). A partir d'une température homologue de $0.4T_f$ environ, les dislocations commencent à bouger sous l'effet des forces répulsives ou attractives entre elles. D'abord, les dislocations de signe opposé s'anéantissent mutuellement. Les dislocations de même signe s'arrangent pour minimiser leur énergie. Comme nous avons mentionné lors de la discussion des sous-joints de grain, les dislocations de même signe minimisent leur énergie en se mettant l'une en dessus de l'autre. Ce phénomène lors du revenu est appelé « polygonisations » des dislocations.

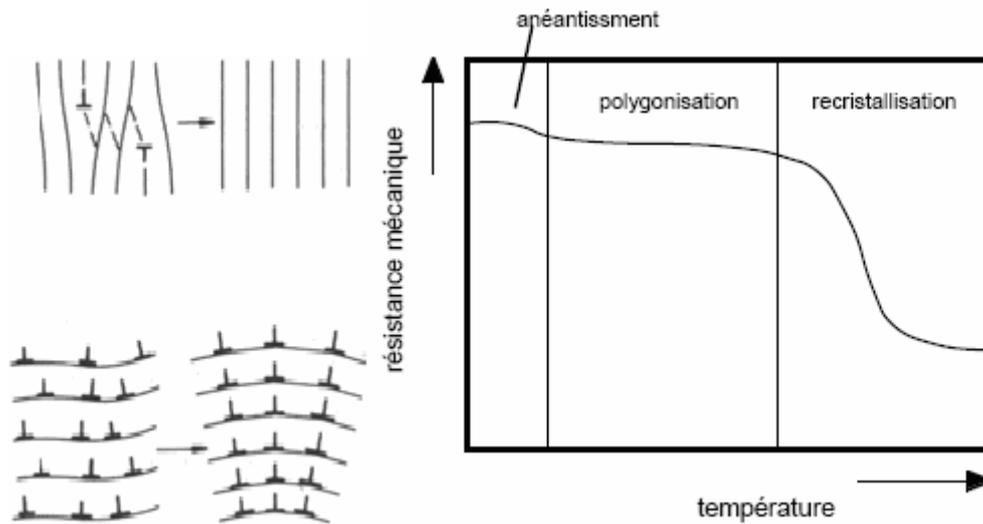


Fig.III.3. A gauche: Changement d'arrangement de dislocations: anéantissement de dislocations de signe opposé (en haut) et polygonisation de dislocations de même signe (en bas). A droite: Evolution de la résistance mécanique avec la température de revenu [François 95].

Fig.III.3. A gauche. L'évolution de la résistance mécanique schématique en fonction de la température de revenu est donnée en fig.III.3 à droite. On peut observer une légère diminution lors du rétablissement des défauts ponctuels. A plus haute température un deuxième palier est atteint après la polygonisation. La chute principale en résistance mécanique se produit lors de la recristallisation [Bouaouadja 92].

III.4. Restauration et recristallisation

Lorsqu'un matériau a été écroui par déformation plastique, sa microstructure est perturbée et certaines de ses propriétés physiques et mécaniques sont altérées. Le matériau n'est plus dans son état d'équilibre. La création des dislocations et des défauts ponctuels lors de l'écrouissage consomme de l'énergie, qui reste en grande partie emmagasinée dans le métal écroui. Il s'agit surtout de l'énergie élastique que l'on retrouve dans les champs des contraintes résiduelles et dans les contraintes propres des dislocations. Pour 1 cm^3 de l'Al hautement déformé, cette énergie vaut environ 2 J/cm^3 . Elle est la force motrice pour les phénomènes qui se déroulent lors de la *restauration* et de la *recristallisation*. Dans la plupart des métaux cette énergie n'a aucun moyen de se manifester à température ambiante, parce que la mobilité des atomes est trop faible. Il suffit alors d'augmenter la température pour que l'énergie emmagasinée remplisse son rôle de force motrice pour la restauration et la recristallisation.

III.4.1. Restauration

C'est un traitement qui est effectué à une température inférieure à celle de la recristallisation. La restauration est définie comme le rétablissement plus ou moins partiel des propriétés physiques et mécaniques d'un métal écroui sans modification apparente de la structure [B.Saad 05].

La restauration se fait en plusieurs étapes. Dans un premier temps, on assiste à une réorganisation de la sous-structure de dislocations. En favorisant la montée des dislocations par élévation de la température, on diminue la densité totale de dislocations par annihilation.

Les dislocations et les parois se structurent pour former des sous-joints, c'est l'étape de polygonisation. Puis, les sous-grains évoluent par mouvements des sous joints pour atteindre une structure minimisant l'énergie stockée. Chaque grain présente donc une sous-structure constituée de cellules ou de sous-grains désorientés de quelques degrés par rapport à l'orientation initiale du grain. Cette restauration peut être influencée par le taux de déformation, la température de recuit et les caractéristiques du matériau (énergie de faute d'empilement, éléments en solution solide et précipités). La restauration est d'autant plus rapide et se fait à température d'autant plus basse que l'énergie stockée est plus élevée. Cette énergie augmente avec la déformation et dépend de l'orientation du grain considéré. La texture développée pendant la déformation ne change pas de manière appréciable pendant la restauration [Jakani 04].

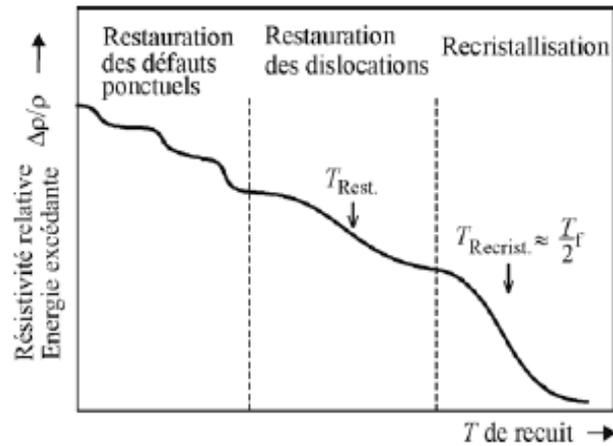


Fig.III.4. Courbe de restauration et recristallisation (schématique). Les sauts indiquent que la restauration et la recristallisation procèdent par des mécanismes ayant besoin d'une activation thermique distincte [François 95].

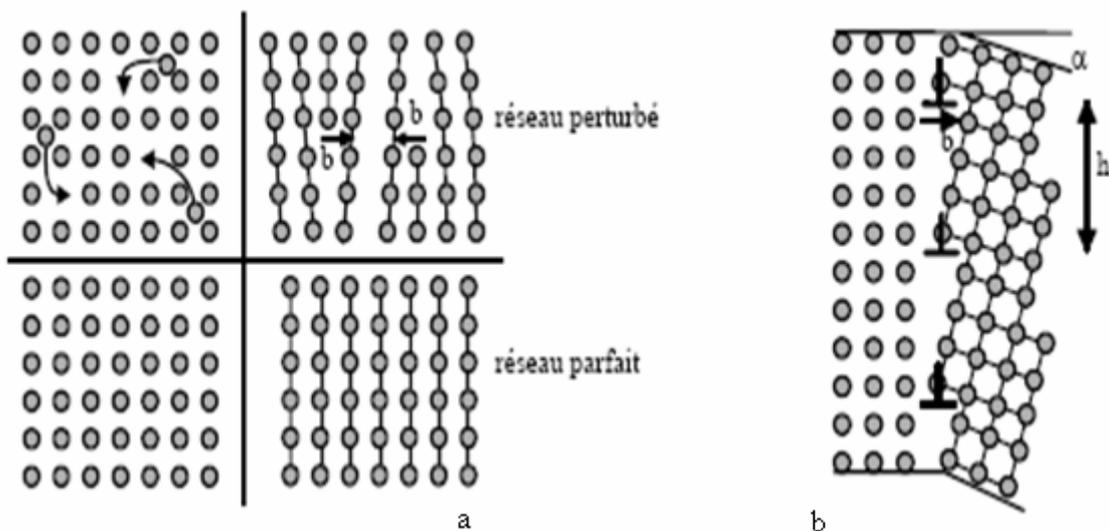


Fig.III.5. a- Annihilation d'une lacune. Un atome sur un site interstitiel saute dans une lacune. Deux dislocations de signes opposées s'annihilent. b- Structure d'un sous joint ; l'angle de désalignement est donné par $\tan \alpha = b/h$ [François 95].

Les courbes de résistance ou d'énergie dégagée en fonction de la température montrent que la restauration procède par étapes Fig.III.4 pour des échantillons écrouis ou irradiés à basses températures (l'irradiation provoque aussi des défauts cristallins), la restauration commence déjà à quelques dizaines de K. Les premières étapes sont liées aux défauts ponctuels et s'étalent jusqu'au dessus de la température ambiante. Ensuite la

mobilité des atomes atteint un niveau permettant le désancrage et le déplacement des dislocations sous l'effet des contraintes résiduelles. On constate dans cette phase de la restauration une diminution de la densité des dislocations par annihilation mutuelle de dislocations de signe opposé Fig.III.5 (a) ainsi qu'un réarrangement des dislocations dans des configurations réduisant les contraintes résiduelles (et donc l'énergie emmagasinée).

L'arrangement préféré des dislocations sont le sous-joint Fig.III.5 (b). Les dislocations de même signe s'empilent, l'une au dessus de l'autre et finalement divisent le grain en deux sous grains. Les deux parties se distinguent par une légère rotation de l'orientation cristallographique ($< 5^\circ$). La restauration des échantillons écrouis à température ambiante, correspond essentiellement à ce dernier stade et conduit à une restauration partielle des propriétés mécaniques. La dureté et la limite élastique diminuent et la ductilité augmente. Les contraintes résiduelles de longue portée disparaissent.

L'énergie emmagasinée avant la restauration correspond essentiellement à l'énergie des contraintes propres des dislocations, communément appelée énergie de ligne. Avec δ comme densité des dislocations dans l'état écroui, nous pouvons estimer cette densité d'énergie par la relation

$$E_d = \frac{Gb^2}{2} \delta \quad (\text{III.1})$$

Pour 1 cm^3 de l'Al hautement déformé ($\delta = 10^{15} \text{ m}^{-2}$, $G = 26.2 \text{ GPa}$, $b = 0.282 \text{ nm}$) on obtient une valeur de 2 J/cm^3 . Après restauration cette énergie ne s'annule pas complètement. Les dislocations survivantes sont arrangées dans des sous-joints. Avec l'énergie spécifique des joints γ_j (par unité de surface) et la taille moyenne d'un grain, nous pouvons grossièrement estimer la densité d'énergie comme

$$E_i = \frac{3\gamma_j}{d} \quad (\text{III.2})$$

Avec $d = 1 \mu\text{m}$ et $\gamma_j = 100 \text{ mJ m}^{-2}$ (valeur moyenne pour l'Al), nous obtenons 0.3 J/cm^3 .

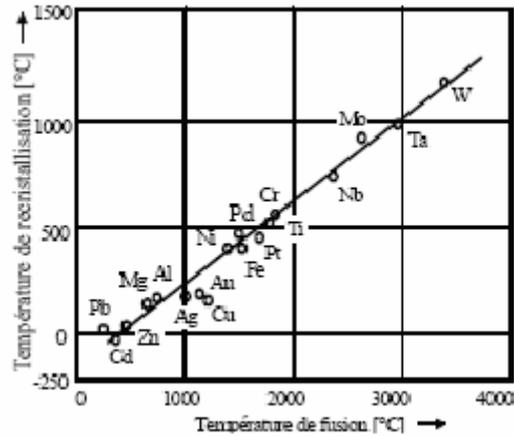


Fig.III.6. Corrélation entre la température de recristallisation et la température de fusion [Roylance 01].

III.4.2. Recristallisation

La température de restauration dépend du matériau et des défauts que l'on aimerait faire disparaître. La température de recristallisation va de paire avec la température de fusion, T_f . Elle se trouve généralement entre un tiers et la moitié de T_f exprimée en K Fig.III.4. En s'approchant de la température $T = T_f/2$, la progression de la restauration change de mode. Les joints de grain, jusqu'ici immobiles, entrent en jeu. Ce mode, appelé recristallisation primaire, modifie l'arrangement des grains et conduit à une microstructure entièrement nouvelle. La recristallisation des pièces, suffisamment écrouies, procède par germination et croissance des grains. Les germes naissent dans les endroits à forte densité d'énergie (empilement des dislocations sur les joints) et s'étendent sur les grains voisins jusqu'à ce qu'ils en rencontrent d'autres, déjà recristallisés. Lors de la croissance les joints des nouveaux grains séparent donc le volume déjà recristallisé du volume encore déformé. L'orientation des axes cristallographiques du nouveau grain n'est en aucune relation avec les grains du métal déformé. Une éventuelle texture qui se serait établie lors de la déformation plastique disparaîtrait donc entièrement.

Lorsque l'écrouissage a été faible ou que la pièce a déjà subi une restauration importante avant que la température n'ait atteint la température de recristallisation, la microstructure est déjà proche de l'équilibre. L'énergie excédante ne suffit plus pour la germination de nouveaux grains. Dans ce cas, la recristallisation procède par un grossissement des sous-grains déjà restaurés. L'énergie emmagasinée entraîne alors le transport d'atomes à travers le sous-joint en direction du grain croissant qui doit déjà être plus proche de l'équilibre (mieux restauré) que ses voisins. Il s'agit donc dans ce

processus, dénommé comme croissance des grains, essentiellement d'une continuation de la restauration à des températures plus élevées. Comme les sous-grains ne subissent qu'une faible rotation lors de leur formation, la texture de déformation reste largement conservée.

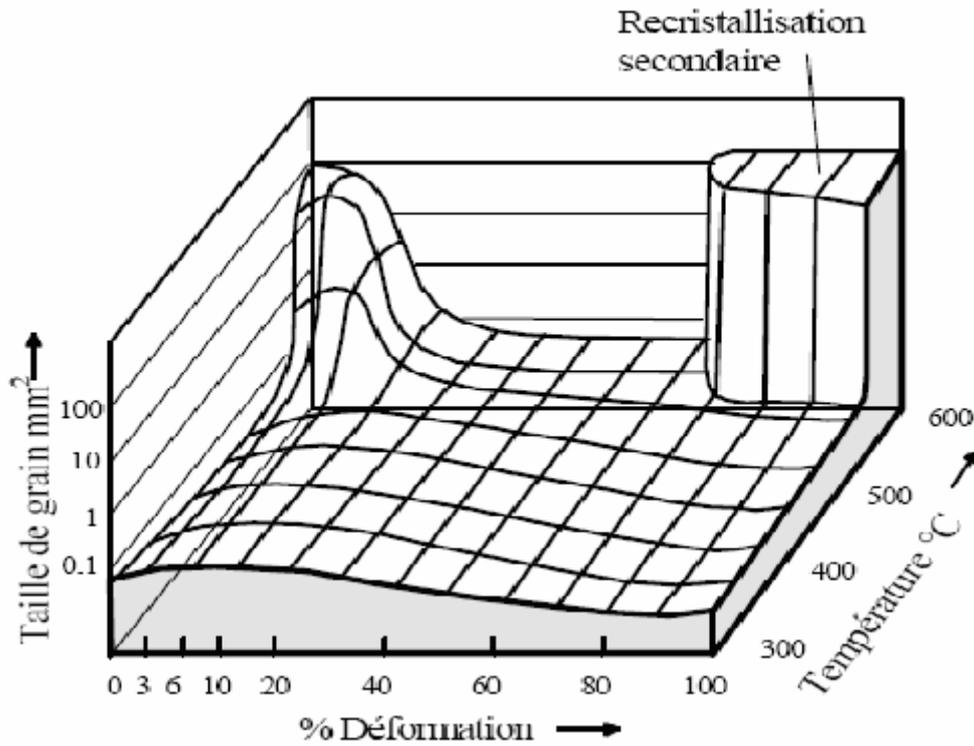


Fig.III.7. Diagramme de recrystallisation pour l'Al 99.6%. Durée de recuit 2 h.

D'après Dahl et Pawlek 1936 [Frank 85].

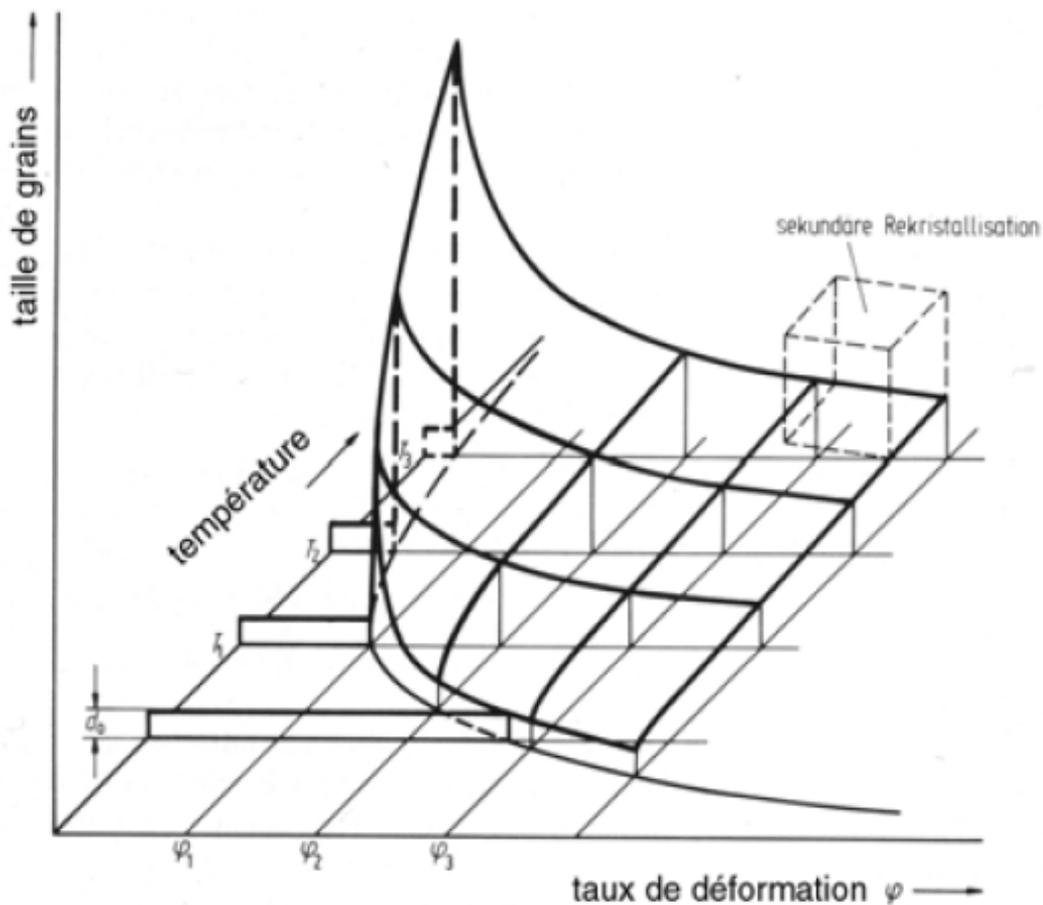


Fig.III.8. Diagramme de recristallisation (acier) [B.Saad 05].

A déformation plus élevée, la recristallisation prend lieu jusqu'à plus basse température. Les grains sont plus grands, plus la température est élevée et plus la déformation est faible. Il y a pour chaque température une déformation minimale en dessous de laquelle la recristallisation n'a pas lieu [B.Saad 05]. La force motrice pour la recristallisation primaire avec germination est, comme pour la restauration, l'énergie E_d emmagasinée dans les dislocations. Comme toute la microstructure est modifiée, l'énergie des sous-joints E_j s'y ajoute. La croissance des sous-grains, sans germination préalable, s'observe lorsque E_d est trop faible pour initier la germination. Il ne reste donc pratiquement que l'énergie des sous-joints E_j . Elle diminue lors de la recristallisation avec la surface des sous-grains. La taille des grains, qui s'établit après la recristallisation primaire, est fonction du taux de germination et de la vitesse de croissance. Celle-ci dépend à son tour du taux d'écroutissage, de la température et de la durée du recuit. Ces relations sont représentées dans le diagramme de recristallisation Fig.III.8 qui représente la taille des

grains en fonction du taux de déformation et de la température de recuit. Ce fameux diagramme date de 1936 et ne manque pas d'être régulièrement cité, même dans les ouvrages les plus récents. On constate sur cette figure que les grains deviennent particulièrement grands lorsque la déformation a été faible et que la recristallisation s'est effectuée à une température élevée. Après un faible taux d'écroutissage la densité d'énergie emmagasinée ne dépasse, même à une température élevée, qu'à peu d'endroits une valeur critique qui permet la germination. En conséquence, nous n'obtenons que peu de germes qui doivent se partager la microstructure déformée. De plus la croissance avance très vite et ne permet pas la germination continue. Un fort écroutissage, par contre, favorise la germination et de ce fait donne de petits grains.

Après la recristallisation primaire, la microstructure ne se trouve pas encore complètement dans son équilibre. Les joints de grain sont des discontinuités du réseau cristallin. Les atomes qui s'y trouvent, ne se laissent pas arranger de façon à ce qu'ils aient les distances habituelles par rapport à leurs voisins (comme sur les sites du réseau). Leur énergie de liaison est donc réduite. Cette énergie prise par unité de surface du joint, n'est rien d'autre que l'énergie du joint de grain [Jm^{-2}]. L'agrandissement exagéré de quelques grains, au détriment des plus petits, comme on l'observe lors de la recristallisation secondaire, entraîne une diminution de la surface totale des joints et permet donc d'approcher davantage l'équilibre.

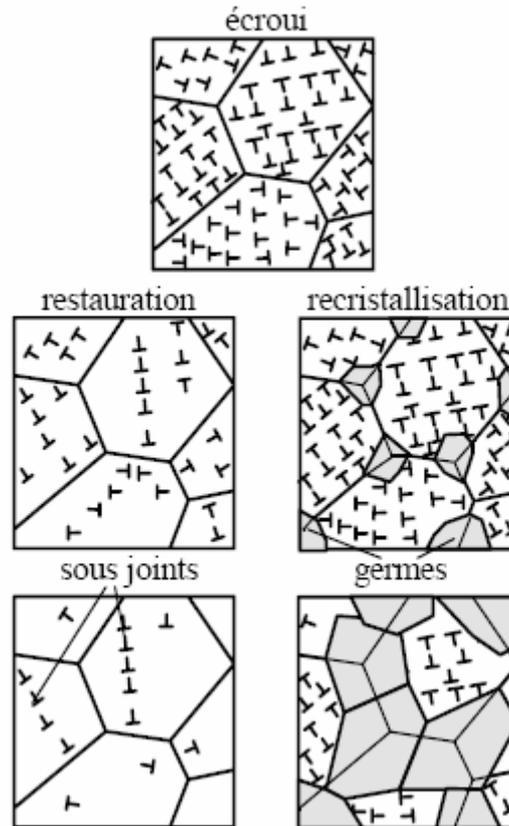


Fig. III.9. La restauration procède par annihilation des dislocations et des réarrangements dans des sous-joints. La recrystallisation s'effectue par germination et croissance des grains "sans" défauts. D'en haut vers le bas: état écroui, état au début et vers la fin de la restauration ou de la recrystallisation [Roylance 01].

III.4.2.1. Cinématique de recrystallisation

Pour étudier la vitesse de recrystallisation d'un métal écroui à une température donnée, on mesure la fraction recrystallisée à chaque instant. Ces mesures sont obtenues par une étude métallographique statistique où il y a trois méthodes principales pour la détermination de la grosseur de grain qui sont [Salah 01] :

- 1-Méthode par comptage.
- 2-Méthode par intersection.
- 3-Méthode par comparaison des images types.

On obtient une courbe sigmoïde marquée d'une période d'incubation fig.III.10.

Le temps d'incubation correspond à une période où la fraction recrystallisée n'est pas décelable et durant laquelle il y a formation de germes. Quand la recrystallisation est très avancée, certains grains entrent en contact et la vitesse de recrystallisation ralentit [Bouaouadja 92].

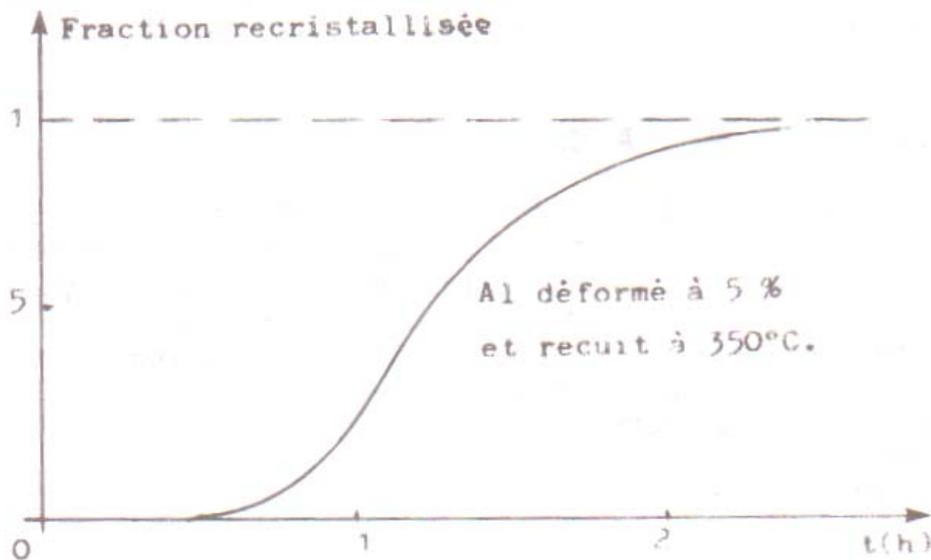


Fig.III.10. Evolution du taux de recristallisation dans le cas de l'aluminium [Bouaouadja 92].

III.5. Les caractéristiques des tôles minces

On a considéré les tôles minces comme des milieux continus auxquels sont associés caractéristiques mécaniques : contraintes d'écoulement σ_e , coefficient d'écrouissage en traction n , coefficient d'anisotropie R . de nombreuses expérimentations et l'application des théories de la plasticité ont permis de préciser l'influence de ces paramètres sur l'emboutissabilité. Ce faisant, on a volontairement mis de côté une des caractéristiques fondamentales des tôles minces, leur nature polycristalline. Une tôle mince pour emboutissage est formée par une superposition de grains fig.III.11 les propriétés des tôles et en particulier leurs propriétés plastiques, donc leur emboutissabilité vont dépendre [Parniere 76]:

- De la nature du réseau cristallin des grains (CC, CFC, hexagonal).
- Des caractéristiques morphologiques des grains (forme, taille, arrangement, orientation – texture).
- De l'éventuelle présence de particules de seconde phase ou de précipités inter ou intragranulaires (par exemple cémentite dans les aciers extra – doux).

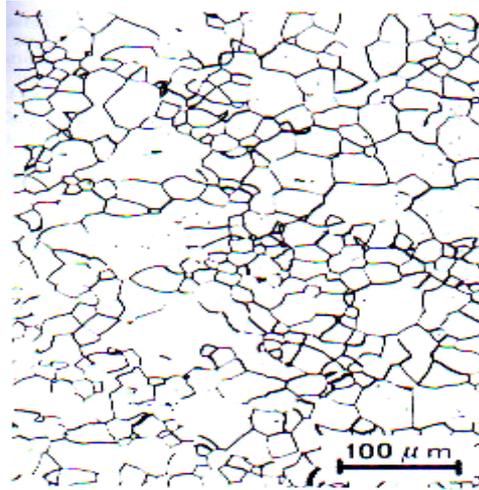
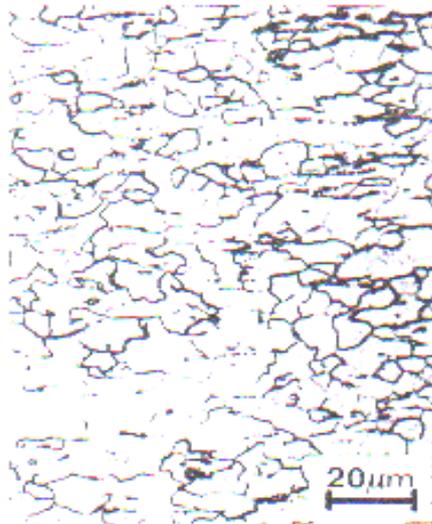


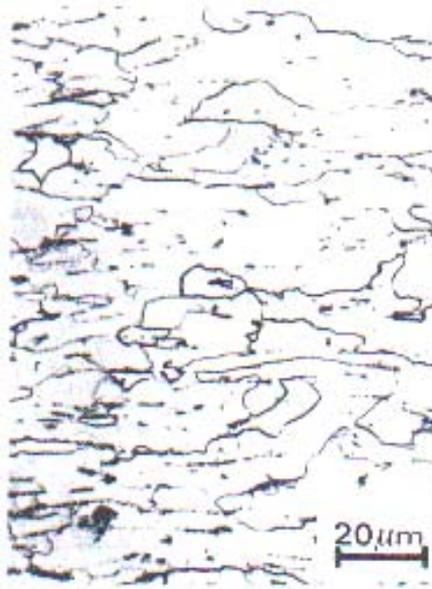
Fig.III.11. Structure micrographique d'une tôle mince d'acier extra – doux effervescent pour emboutissage [Parniere 76].

III.6. Influence des caractéristiques microscopiques des grains sur les propriétés mécaniques des tôles minces

Suivant la composition chimique ou en fonction des divers paramètres du cycle de fabrication, une tôle peut avoir des grains parfaitement équiaxes et réguliers fig.III.12 (a) et (b) montrent l'influence de température de recuit sur la forme des grains d'une tôle mince d'acier extra – doux calmé à l'aluminium . Après un recuit de 30 min à 650°C les grains sont équiaxes, alors qu'après un recuit à 525°C les grains sont très allongés dans la direction de laminage. L'influence des modifications de forme des grains sur les caractéristiques mécaniques est très difficile à étudier car ces modifications s'accompagnent généralement de modifications très importantes de texture cristallographique [Parniere 76].



(a)



(b)

Fig.III.12. Structure micrographique d'une tôle mince d'acier extra – douce calmée à l'aluminium; (a) après un recuit à 650°C, (b) après un recuit à 525°C [Parniere 76].

III.6.1. Influence de la taille des grains sur la limite élasticité et sur la contrainte d'écoulement

Hall et Petch ont les premiers corrélé les limites d'élasticité σ_e de l'acier doux à l'inverse de la racine carré de la traversée moyenne des grains:

$$\sigma_e = \sigma_0 + KD^{-1/2} \quad (\text{III.3})$$

Où K est une constante, σ_0 est la contrainte d'écoulement à une taille de grain infinie et D représente le diamètre moyen des grains [Nes 05]. Des lois de cette forme ont ensuite été obtenues pour des métaux autres que le fer et l'acier doux. Il y a d'autres chercheurs comme Armstrong et ses collaborateurs on montré que l'équation (III.3) s'appliquait à la contrainte d'écoulement σ_0 dans le cas de l'acier doux quel que soit la déformation ϵ considéré sur la courbe de traction fig.III.13 [Parniere 76].

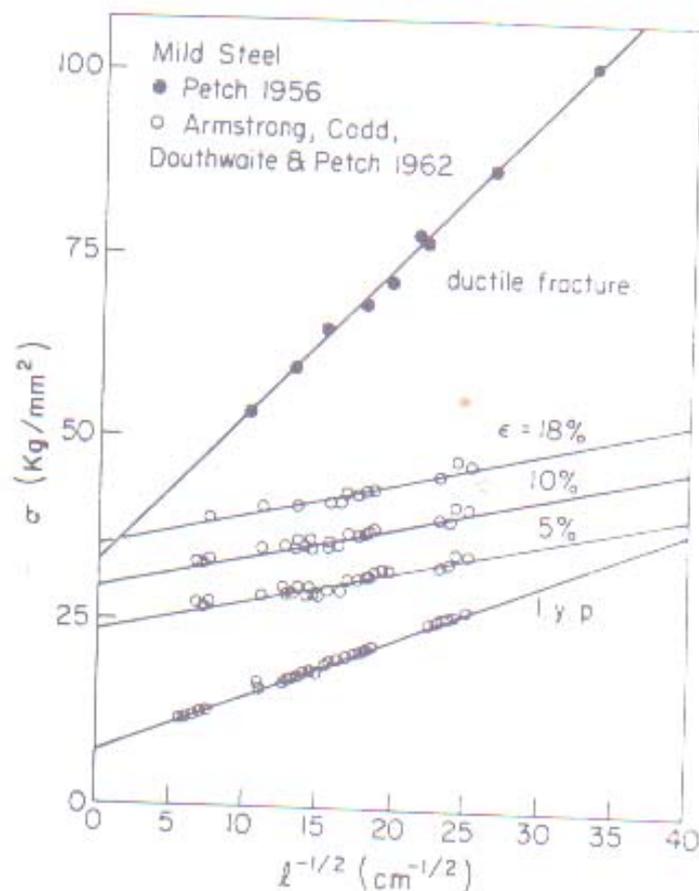


Figure.3.13. Limite d'élasticité, contraintes d'écoulement et contrainte de rupture de l'acier doux en fonction de la taille des grains [Parniere 76].

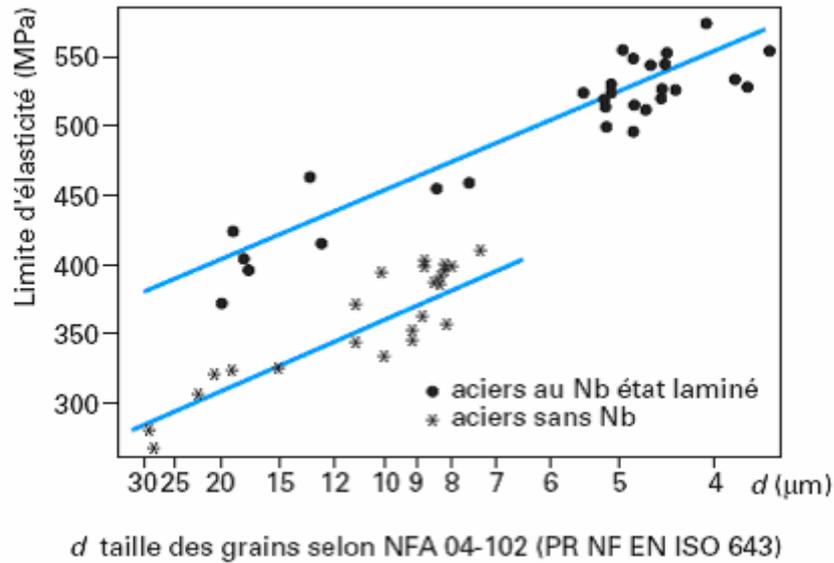


Fig.III.14. Influence de la taille des grains sur la limite d'élasticité [Col 02-1].

III.6.2. Influence de la taille de grains sur le coefficient d'érouissage en traction

Dans le cas d'acier extra – doux on a une corrélation entre le coefficient d'érouissage n et la taille des grains

$$n = \frac{5}{10 + D^{-1/2}} \quad (\text{III.4})$$

La taille des grains des tôles minces d'acier extra – doux recuite est généralement comprise entre 20 μm et 50 μm , ce qui conduit à des variations de n de l'ordre 0.04, variations donc importantes. Il faut cependant noter que des variations plus importantes de n peuvent être induites par les modifications de composition chimique, par exemple l'addition de cuivre ou de silicium dans un acier extra – doux, ou par la présence de précipitation tels que des carbures [Parniere 76].

III.6.3. Influence de la taille des grains sur le coefficient d'anisotropie

Pour une tôle de composition donnée, la croissance des grains s'accompagne de modifications de texture. Dans le cas d'acier extra – doux, pour plusieurs nuances il existait une relation linéaire entre le coefficient d'anisotropie \bar{R} et la taille de grain. Si la taille des grains est exprimée sous forme d'un indice N la relation s'écrit :

$$\bar{R} = \bar{R}_0 + K(N - N_0) \quad (\text{III.5})$$

\bar{R}_0 est le coefficient d'anisotropie en fin de recristallisation primaire, la taille des grains étant alors égale à N_0 , K est une constante .

Le contenu de la relation (III.5) est clair. \overline{R}_0 et N_0 dépendent de la composition chimique et des conditions de fabrication de la tôle. Le coefficient K représente l'accroissement du coefficient d'anisotropie \overline{R}_0 avec l'augmentation de la taille des grains [Parniere 76].

III.6.4. Influence de la taille des grains sur l'emboutissabilité

Dans le cas des tôles minces d'acier extra – doux, nous venons de voir que l'augmentation de la taille des grains s'accompagne:

- 1- D'une diminution de la limite d'élasticité et de la contrainte d'écoulement.
- 2- D'une augmentation du coefficient d'écrouissage et du coefficient d'anisotropie.

On peut dire que l'augmentation de la taille des grains améliore l'emboutissabilité des tôles minces d'acier extra – doux. Il faut cependant noter que cette augmentation de taille n'est pas sans limite. Des grains trop gros entraînent l'apparition de nombreux défauts d'aspect de la surface lors de l'emboutissage, le plus important étant le " peau d'orange" [Col 02-2].

Dans le cas des aciers extra – doux, une taille moyenne des grains supérieurs à 40 μm conduisait, dans le domaine des déformation en expansion, à une localisation rapide des déformations et donc à une rupture prématurée.

Ces conditions pratiques limitent donc les améliorations possibles de l'emboutissabilité des tôles minces d'acier extra – doux par augmentation de la taille des grains [Parniere 76].

IV.1. Introduction

Dans cette partie on va étudier le comportement des tôles métalliques lors de mise en forme, spécifiquement de la contribution relative des paramètres matériels et du processus sur le formage des métaux. Ce projet était motivé parce que la production des pièces exige la précision dimensionnelle. La plupart de ces pièces sont formés à partir du processus d'emboutissage des tôles métalliques (acier doux, aluminium). L'utilisation d'acier doux a cause de sa grande formabilité et l'aluminium en raison de sa faible densité et sa grande résistance à la corrosion mais un des soucis principaux de l'emboutissage est le retour élastique.

Pour ce la nous avons projeté la lumière sur l'effet de :

La taille de grains, l'écrouissage, le coefficient de frottement, le rayon de courbure et la force de serrage sur le retour élastique lors de la mise en forme.

IV.2. Acier doux

Avons la mise en forme nous avons fait des essais sur ce matériau pour connaître les propriétés mécaniques

La vitesse d'essai il était 3 mm/min.

Les résultats sont prestés dans tab.IV.1.

L_0	b_0	a_0	ε max	ε rupt	σ max	σ rupt
50 mm	6 mm	1.9 mm	20.21 %	101.87 N/mm ²

Tab.IV.1. Caractéristiques mécaniques d'acier doux d'après notre essai.

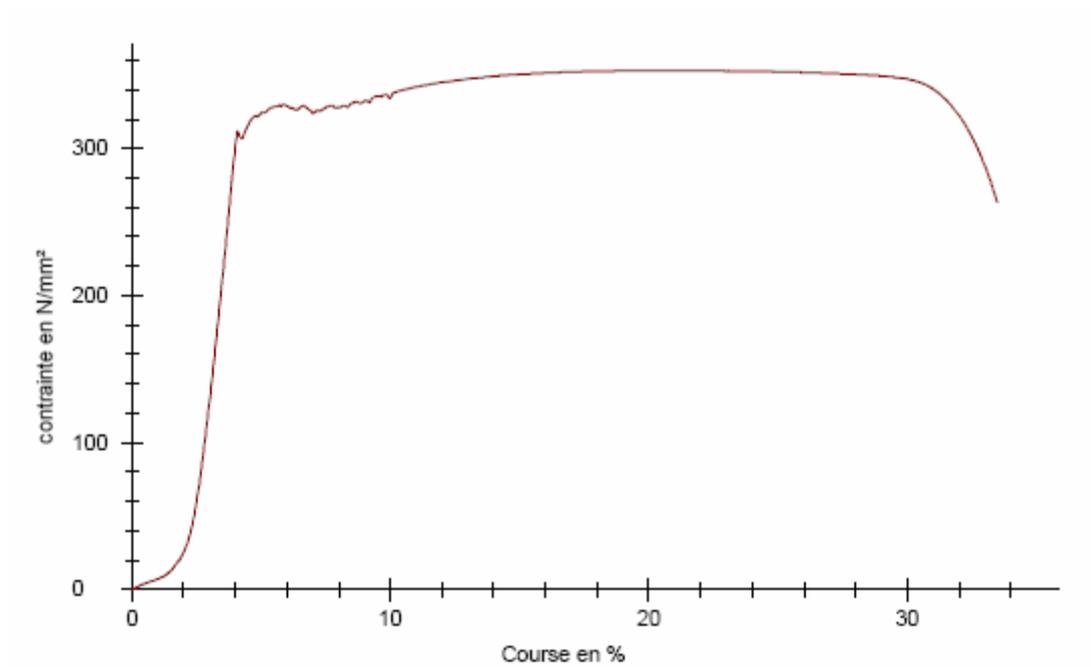
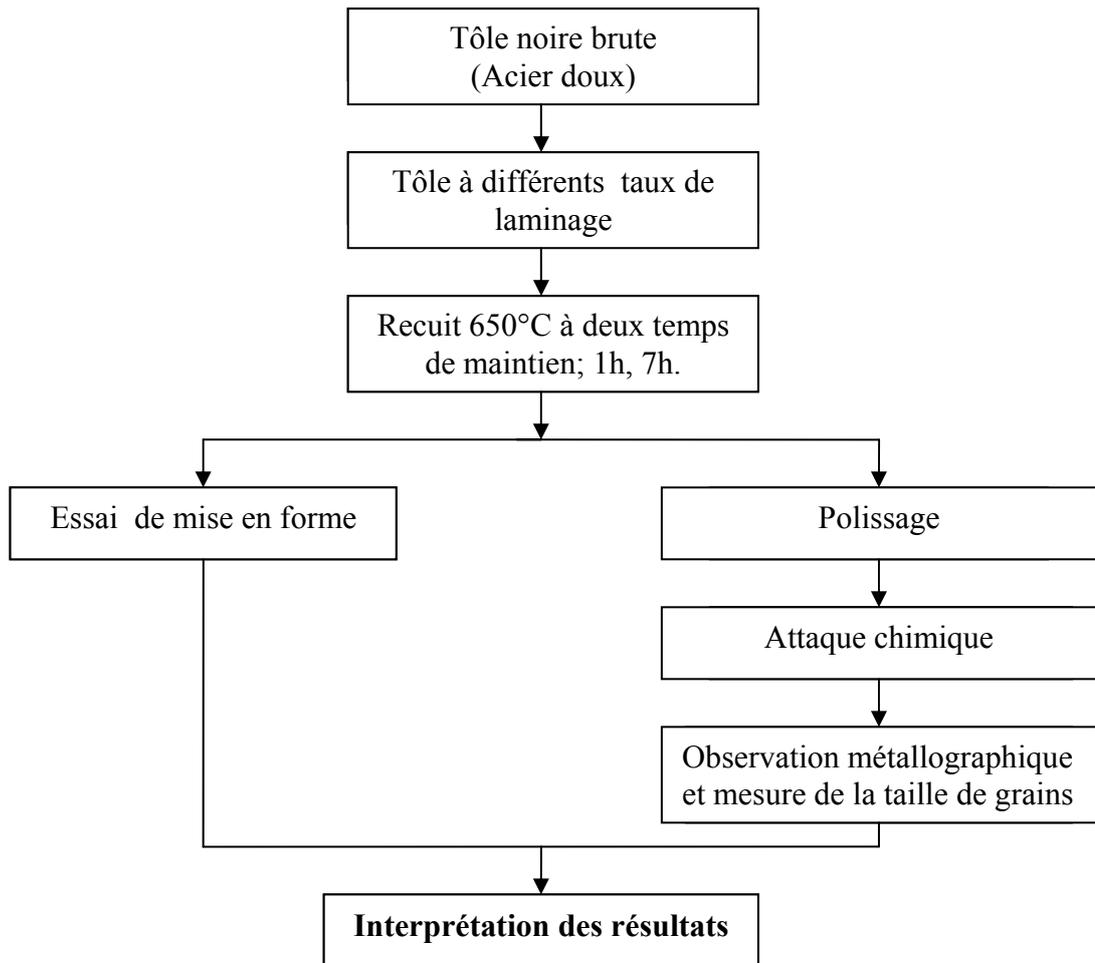


Fig.IV.1. La courbe de traction de l'acier doux.

L'organigramme ci-dessous présente l'enchaînement du processus de travail réalisé sur les éprouvettes d'acier.



Organigramme.IV.1. Le déroulement du travail expérimental.

IV.2.1. Les paramètres de l'expérience

Les paramètres	Les valeurs
Rayon de courbure de la matrice	(5, 7, 10) [mm]
Rayon de courbure du poinçon	7.8 [mm]
Vitesse de déplacement	3 mm/min
La température	ambiante
L'épaisseur de la tôle	1.9 [mm]
L'espace entre le poinçon et la matrice	7 [mm]
La force de serrage	Jusqu'à blocage
Direction de laminage	parallèle
Type d'éprouvette	Avec tête

Tab. IV.2. Les paramètres de l'expérience pour le cas d'acier doux.

IV.2.2. Essai de mise en forme

IV.2.2.1. Réalisation des éprouvettes

Comme nous avons déjà cité l'influence de l'anisotropie sur les propriétés mécaniques des pièces (chapitre I) et pour avoir des résultats correctes nous avons pris la même direction de laminage (la direction parallèle) 0°. Ces éprouvettes sont laminées ensuite à différents taux (5%, 15%, 30%, 50%) puis recuite à 650 ° C à deux différentes temps de maintien (7h, 1h).

IV.2.2.2. Opération de laminage

A l'aide d'un laminoir de laboratoire, nous avons pu obtenir les différents taux de laminage où les déformations transversales sont calculées à partir de la formule:

$$\varepsilon = \frac{e - e'}{e} \quad (\text{IV.1})$$

ε : la déformation transversale.

e : épaisseur initiale.

e' : épaisseur finale.

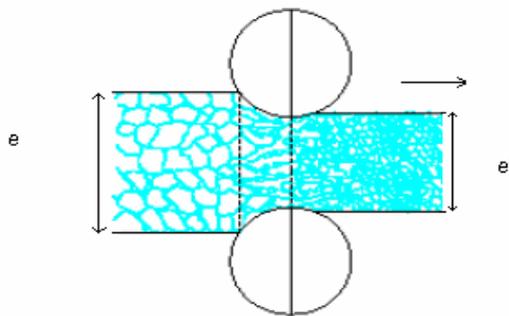


Fig.IV.2.Opération de laminage.

IV.2.2.3. Opération de traitement thermique

Toutes les éprouvettes laminées sont réparties en deux séries et chaque série subit un traitement approprié.

Les deux séries	Temperature	Temps de maintiens	Différent taux de laminage
1 ^{er} série	650°C	1h	5%,15%,30%et50%
2 ^{ème} série	650°C	7h	5%,15%,30%et50%

Tab. IV.3. Opération du traitement thermique.

IV. 2.2.4. Essai d'étirage sur la machine de traction

Les essais, d'une manière générale, sont assurés en adaptant le dispositif d'étirage sur la machine de traction. Notre objectif consiste donc à étudier et quantifier la variation du retour élastique en fonction de leur profondeur. Pour cela on a effectué plusieurs essais. Ces dernières sont caractérisées par la nature du matériau et les dimensions (largeur, longueur), qui sont montées dans un dispositif d'étirage (poinçon, matrice), lui-même adapté sur une machine de traction. Un capteur de déplacement de type SOLARTRON C53 [+/- 10 mm] passe dans l'orifice de la matrice et contacte l'éprouvette, ce qui permet l'enregistrement le moindre variation de déplacement.



Fig. IV.3. Dispositif d'étirage - pliage monté sur la machine de traction.

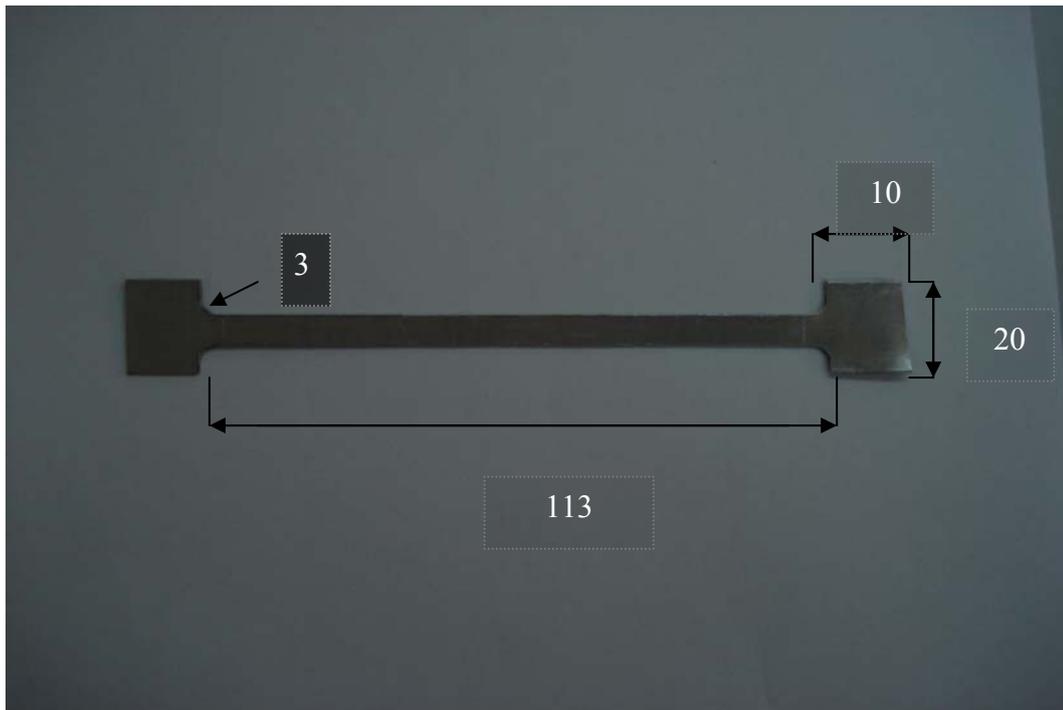


Fig.IV.4. Forme initiale de l'éprouvette.

Après la déformation les éprouvettes prennent la forme suivante:

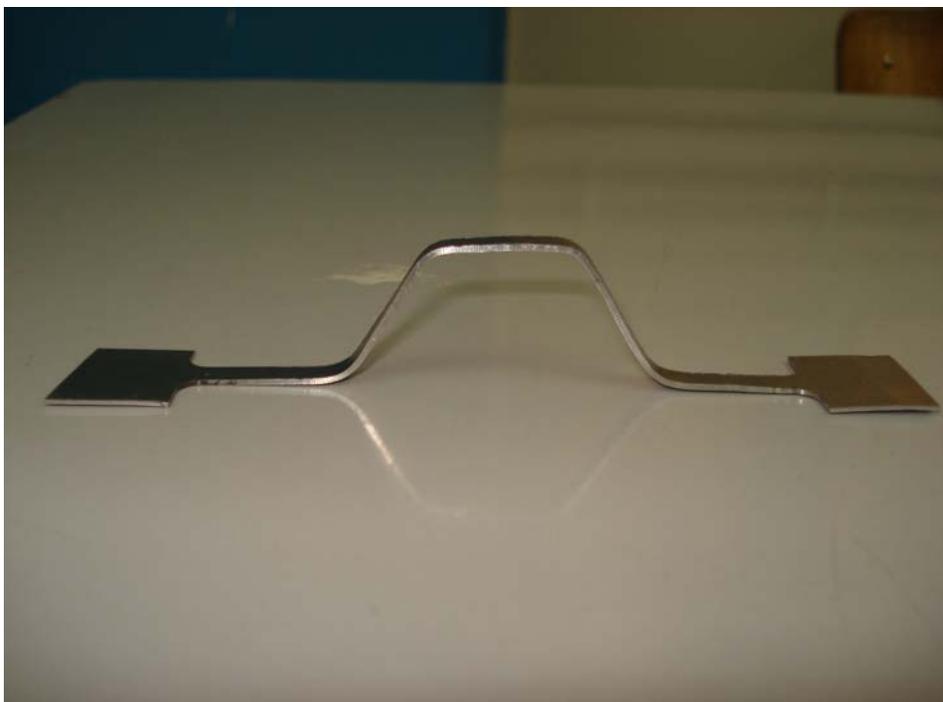


Fig.IV.5. Forme de l'éprouvette après déformation.

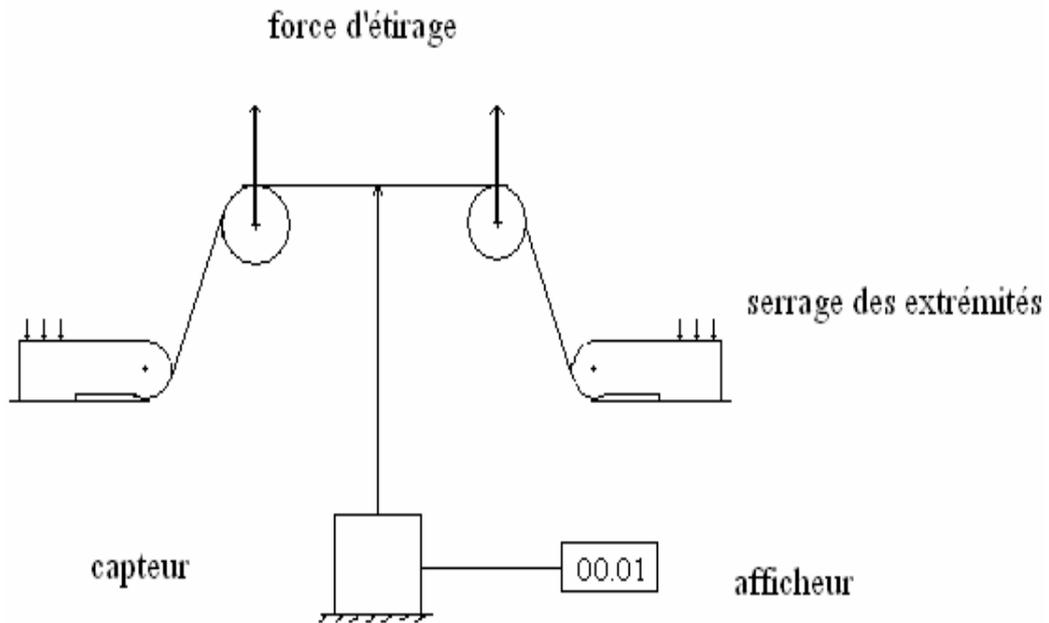


Fig.IV.6. Schéma expliquant le principe d'essai.

Le retour élastique Δh est mesuré en fonction de la profondeur d'étirage h_c , le principe consiste à mesurer les profondeurs à chaque étape (charge et décharge) c-à-d la valeur Δh est donné par la différence entre h_c et h_d comme il est présenté sur fig.IV.7.

$$\Delta h = h_c - h_d \quad (\text{IV.2})$$

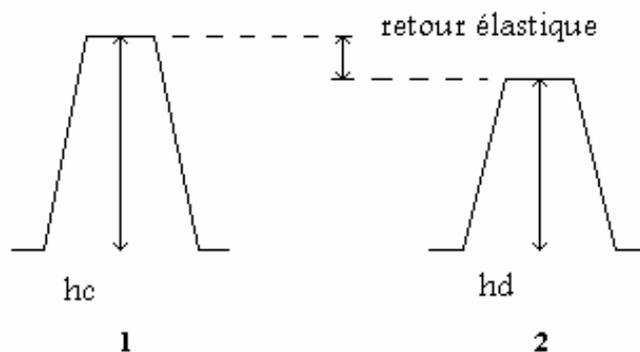


Fig.IV.7. Le principe de la mesure.

1 : forme finale de l'éprouvette avant déchargement.

2 : forme finale de l'éprouvette après déchargement.

IV.2.2.5. Observation métallographique

IV.2.2.5.1. Présentation des échantillons

A partir d'une tôle d'un acier doux à une température ambiante, nous avons réalisé des petits échantillons (1 cm^2) pour servir à une étude métallographique.

Cette étude nous permet d'observer l'effet de ces facteurs (laminage, recuit) sur l'évolution de taille des grains.

IV.2.2.5.2. Polissage mécanique

L'opération consiste à minimiser au maximum et graduellement la rugosité des échantillons en utilisant successivement le papier 500, 800, 1200, 2400 et 4000 en présence de l'eau.

L'opération finale de polissage est fait sur le tissu feutre en présence de la solution diamantée ($3\mu\text{m}$), ces étapes de polissage permettent l'obtention des échantillons très lisses et brillants destinés à l'attaque chimique et par la suite à l'observation métallographique.

IV.2.2.5.3. Attaque chimique

Tous les échantillons laminés, traités thermiquement et polis sont attaqués par une solution composée de l'eau et l'acide nitrique.

Dans chaque 100 cm^3 d'eau nous avons ajouté 10 cm^3 d'acide nitrique.

Pour une durée qui varient entre 3 s et 30 min selon les structures obtenues.

IV. 2.2.5.4. Observation métallique et comptage des grains

Après l'attaque chimique nous avons pu obtenir les différentes structures avec différentes tailles de grains, en utilisant la méthode des segments qui est décrite comme suite :

Pour la mesure de la taille moyenne des grains nous avons utilisé la méthode de comptage du nombre des grains où nous avons choisi un grossissement convenable fig.IV.8.

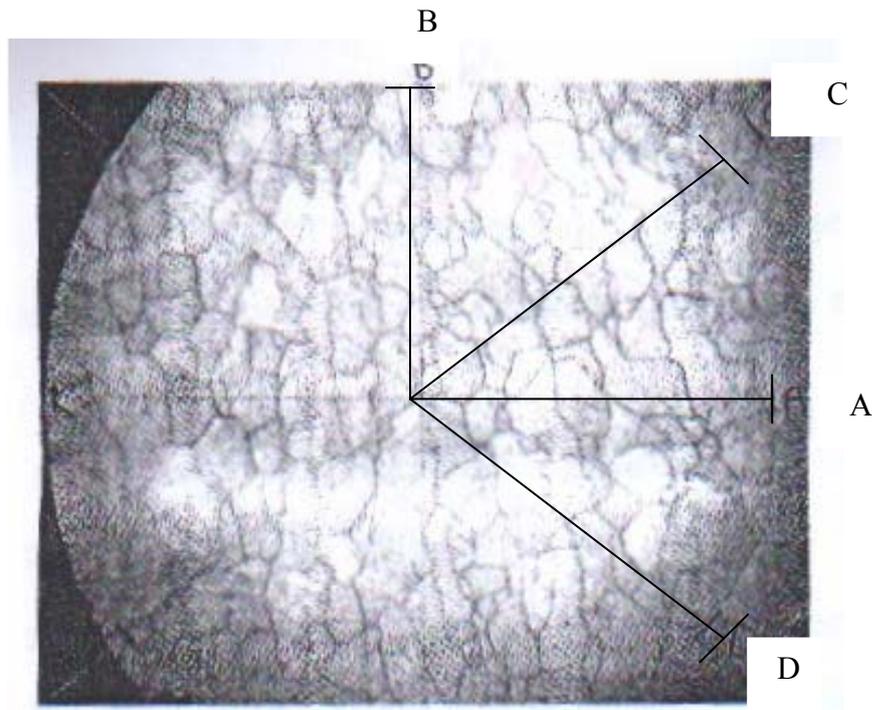


Fig.IV.8. La structure métallographique.

La méthode consiste à additionner les distance A, B, C, D puis on divise cette somme sur le nombre du grains qui sont trouvé sur le long du chemin l_t .

$$Dg = \frac{l_t}{ng_t} \text{ [mm]} \quad (\text{IV.3})$$

$$dg = \frac{Dg}{G} \times 10^3 \text{ [}\mu\text{m]} \quad (\text{IV.4})$$

$$l_t = A+B+C+D$$

$$ng_t = ng(A) + ng(B) + ng(C) + ng(D) \quad (\text{IV.5})$$

Où

G: est le grossissement.

Dg: taille moyenne agrandie.

dg: taille moyenne réelle des grains.

l_t : la longueur total du chemin.

ng_t : Le nombre total du grains qui se trouvent sur le chemin l_t .

IV.2.3. Résultats et interprétation

IV.2.3.1. Etude de la taille du grain

Pour montrer l'évolution de la taille de grain, nous avons réparti les échantillons en deux séries suivant le temps de maintien de recuit.

1- pour une température de 650°C et un temps de maintien d'une heure pour les différents taux de laminages.

2- pour une température de 650°C et un temps de maintien de sept heures pour les différents taux de laminages.

Nous avons remarqué une légère augmentation de la taille du grain pour un recuit de 1h de maintien.

Les différents stades de recristallisations ont été obtenu, c-à-d que la taille de grain a fait des changement suivant les taux de laminage réalisés. Le taux de laminage critique pour avoir un grossissement des grains est de l'ordre de 15 % fig.IV.10.

Ce grossissement a atteint une valeur maximale ($d_g = 136 \mu\text{m}$) donc la taille du grain est augmentée par rapport à la taille initiale ($d_g = 9.3 \mu\text{m}$) on peut dire que ce changement est très important. Dans le cas de cet alliage, le grossissement résulte probablement de la faible quantité de carbone, la taille est sensiblement plus grande dans le cas d'un recuit de 7h que dans le cas d'un recuit de 1h fig. IV.10.

Ce phénomène est du au fait que le croissance des grains s'effectue par un processus de diffusion affecté par le temps. Pour le cas du temps du maintien de 7h la taille du gain baisse lorsque le taux de laminage augmente parce que pour une déformation de laminage plus élevée la densité de dislocation est presque uniforme et les sites de germination sont partout dans l'alliage donc la résultat ces des grains fins.

IV.2.3.2. Evolution du retour élastique

Nous savons bien que la limite élastique augmente toujours avec la diminution de la taille de grain du polycristal ceci est expliqué par la loi de Hall – Petch qui est expliqué par la formule [Nes.05]:

$$\sigma = \sigma_0 + KD^{-\frac{1}{2}} \quad (\text{VI})$$

.6)

Est confirmé par plusieurs travaux expérimentaux.

σ : la limite élastique.

σ_0 : contrainte dépendent d'autre facteurs notamment la densité de dislocations.

K: constante physique.

D: la taille de grain.

Cette augmentation de la limite est toujours en relation avec la croissance de la déformation élastique à travers la loi de Hooke.

$$\sigma = E\varepsilon_e \quad (\text{VI.7})$$

σ : la limite élastique.

E : module d'élasticité.

ε_e : la déformation plastique.

fig.IV.9 explique l'effet de la limite élastique sur le retour élastique où une grande limite élastique donne une grande valeur de retour élastique (faible taille de grain).

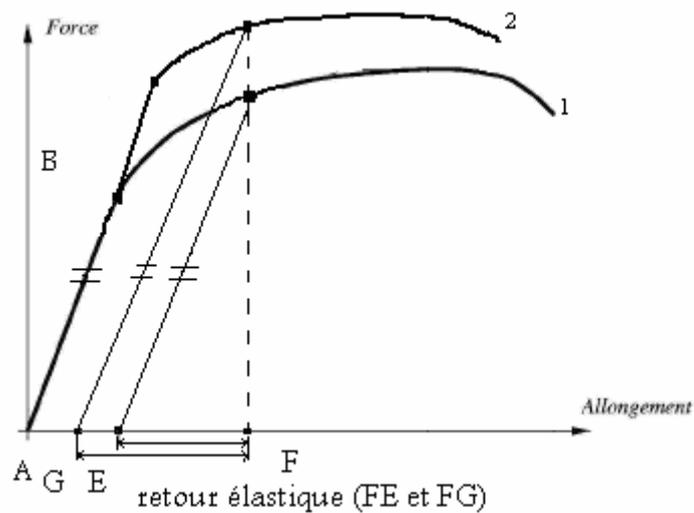


Fig.IV.9. L'effet de la limite élastique sur le retour élastique.

En réalité le même métal peut avoir deux différentes structures et deux différents comportements ; si nous prenons l'exemple de la structure 2 où la taille est fine, la limite élastique et la résistance mécanique d'une manière générale sont plus élevées et le retour élastique est FG, après décharge est aussi plus important par contre dans la structure 1 où la taille de grain est plus élevée, le retour élastique FE est faible .théoriquement , si nous faisons la même déformation (même profondeur d'étirage) pour les deux structures du même métal , nous trouvons que le retour élastique est autant plus faible que la taille de grain est plus grande.

Les essais d'étirages réalisés confirment cette idée. Nous remarquons dans fig. (IV.11, IV.12, IV.13, IV.14) que le retour élastique est plus faible pour un recuit de 7h pour les différents taux de laminage. Ceci est expliqué par fig.IV.10 où la taille moyenne des grains d_g est d'une manière générale plus élevée.

Nous remarquons aussi que le retour élastique est plus faible pour un traitement (7h, 15%) fig. (IV.12, IV.15), ces résultats correspondent au traitement de recristallisation où la croissance de la taille de grain 7h est énorme ($d_g = 136 \mu\text{m}$).

Nous remarquons aussi dans fig. (IV.10, IV.14) que la différence entre le retour élastique, réalisé sur une éprouvette traitée à 7h, et le retour élastique réalisé sur une éprouvette traitée à 1h pour le même taux de laminage 50 % est minime. Cela est dû au fait que les deux éprouvettes possèdent les structures presque identiques :

$d_{g1h} = 10.62 \mu\text{m}$ et $d_{g7h} = 12.76 \mu\text{m}$.

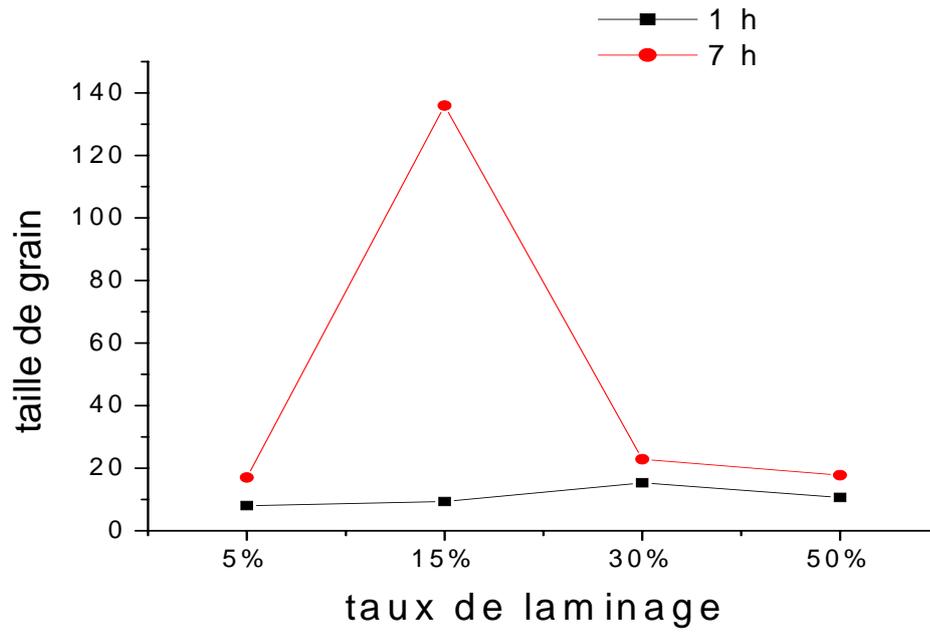


Fig.IV.10. Evolution de la taille des grains (μm) en fonction du temps de recuit.

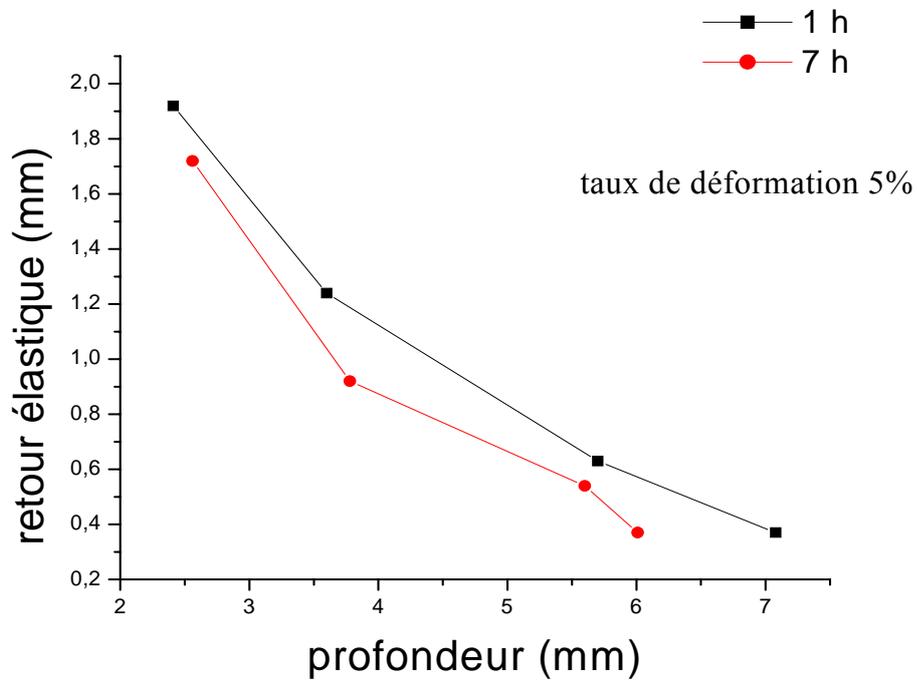


Fig.IV.11. Variation du retour élastique en fonction de profondeur de déformation.

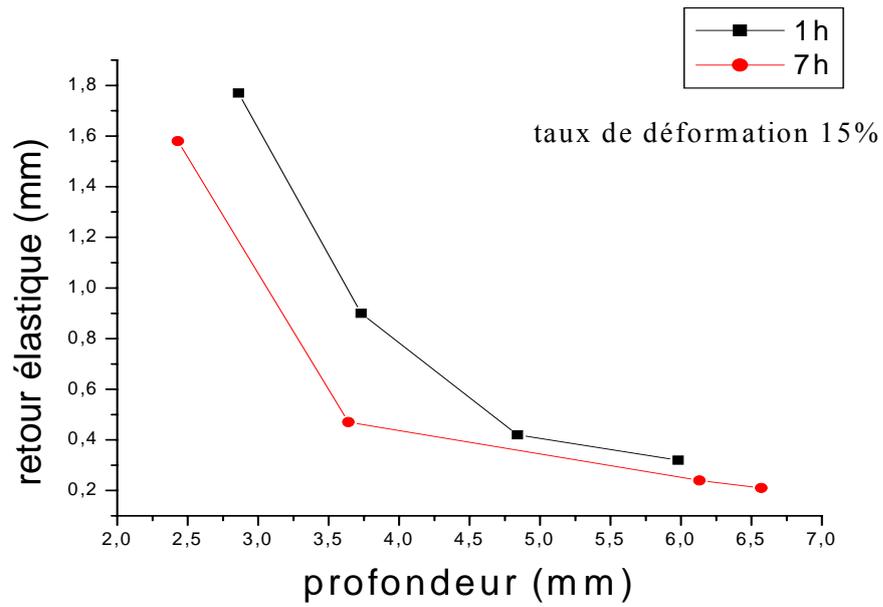


Fig.IV.12.Variation du retour élastique en fonction de profondeur de déformation.

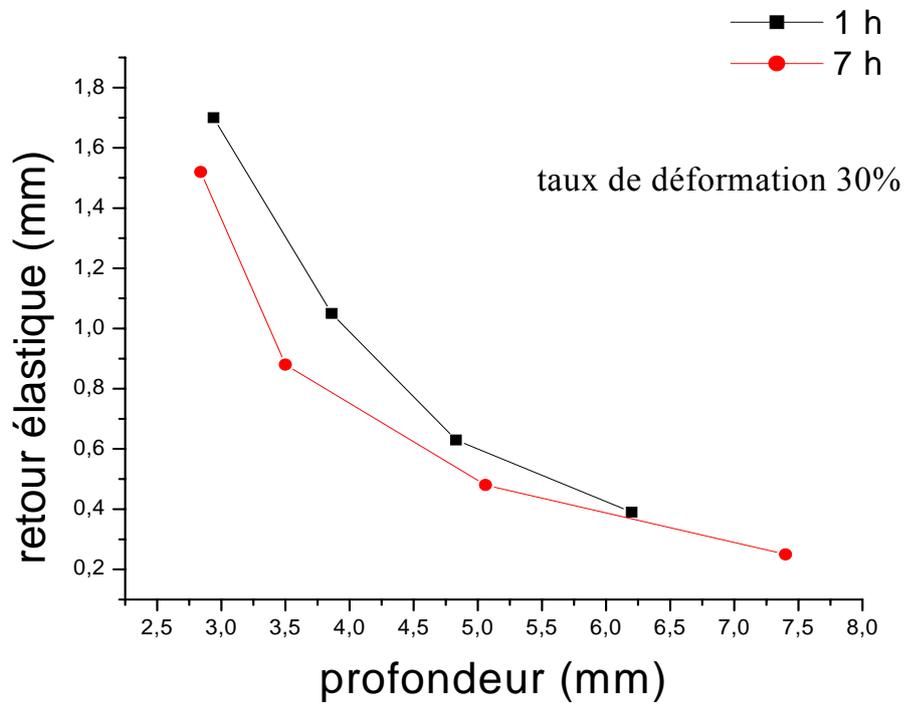


Fig.IV.13.Variation du retour élastique en fonction de profondeur de déformation.

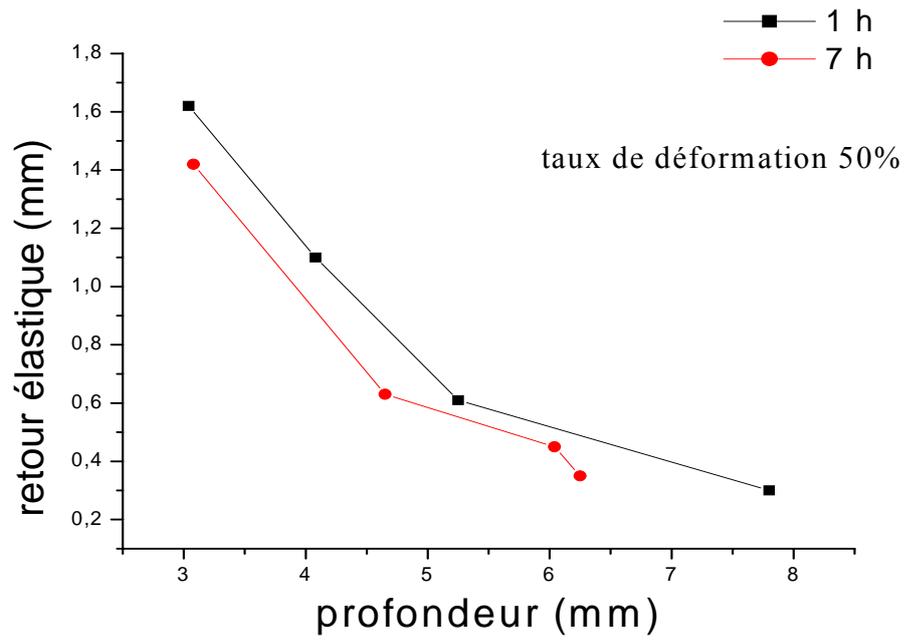


Fig.IV.14.Variation du retour élastique en fonction de profondeur de déformation.

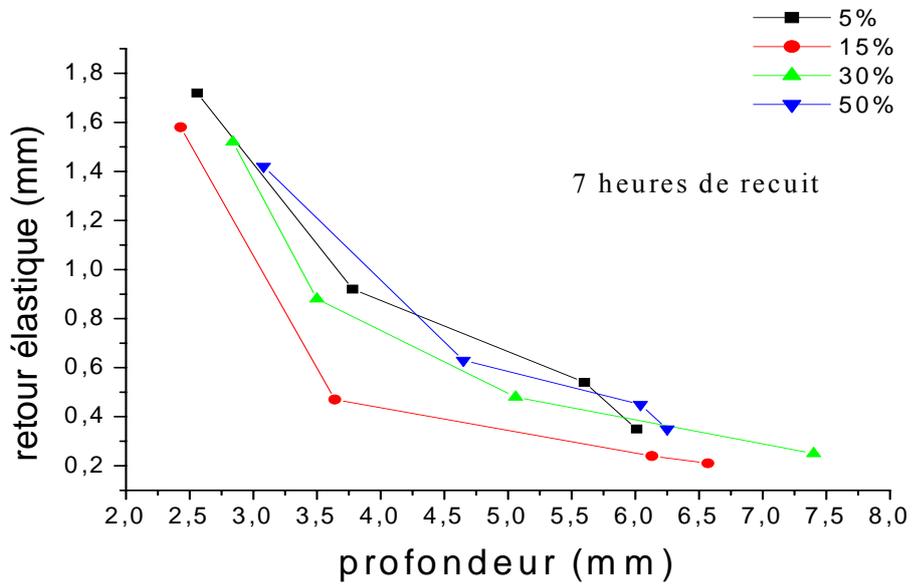


Fig.IV.15.Variation du retour élastique en fonction de profondeur de déformation pour différents taux de laminage.

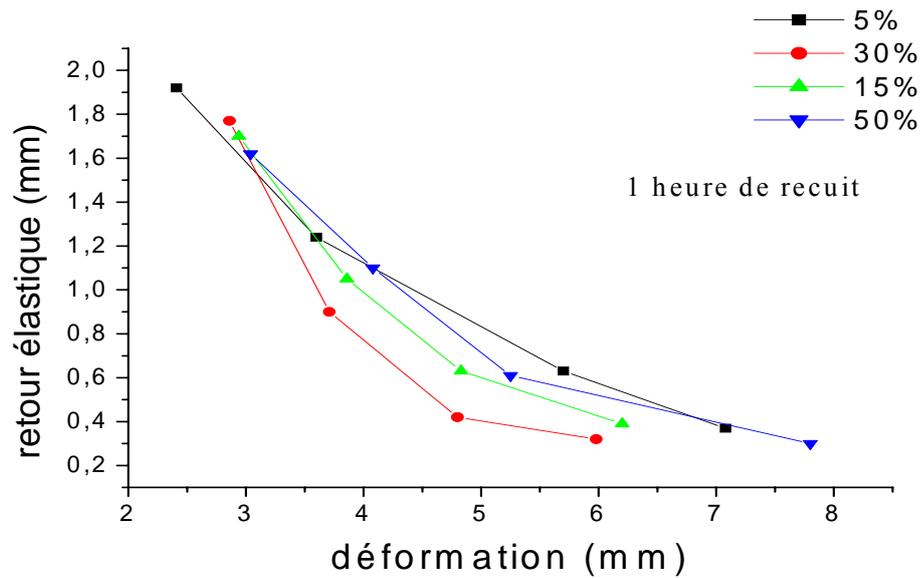


Fig.IV.16. Variation du retour élastique en fonction de profondeur de déformation pour différents taux de laminage.

IV.2.3.3. Effet de coefficient de frottement et rayon de courbure

Pour le même matériau et le même type d'éprouvette nous avons fait des essais de pliage – étirage pour étudier l'effet de différentes graisses (effet de coefficient de frottement) et le rayon de courbure de la matrice sur le retour élastique les résultats sont résumés dans fig. (IV. 17, IV.18).

Nous avons remarqué que les deux courbes ont les mêmes allures qui sont décroissantes et que le retour élastique augmente avec l'augmentation de rayon de courbure, il est déjà démontré par [Chuna.02], [Inamd.02].

Nous avons remarqué aussi que le retour élastique augmente sensiblement avec l'augmentation de coefficient de frottement, il est aussi démontré par [Sheng.04].

En réalité, l'utilisation de lubrification lors du formage est très importante, car elle cause la diminution des frottements au glissement et à l'écoulement de la tôle sur les parties courbées de la matrice provoquant aussi un écrouissage localisé et un retour élastique plus élevée.

En effet, une bonne lubrification diminue les frottements et réduit le retour élastique cette constatation peut être faite sur les résultats donnés par fig. (IV.17, IV. 18). Sur ces

mêmes figures nues observons aussi que les grandes courbures le retour élastique est aussi important à cause d'un fort écrouissage, produit par une forte flexion.

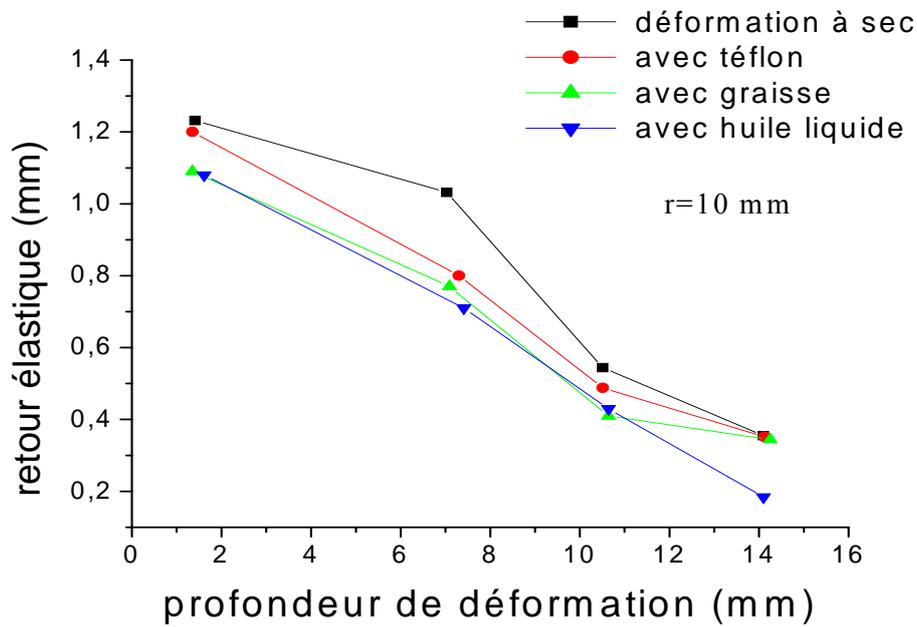


Fig.IV.17. Variation du retour élastique en fonction de coefficient de frottement et rayon de courbure de la matrice.

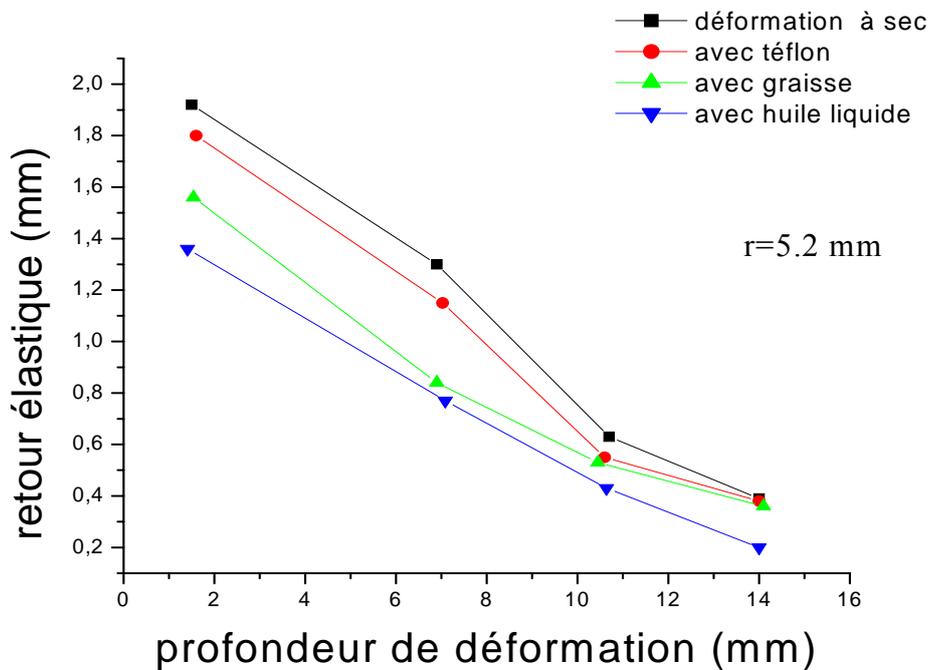


Fig.IV.18. Variation du retour élastique en fonction de coefficient de frottement et rayon de courbure de la matrice.

IV.3. Aluminium

IV.3.1. Caractérisation du matériau

Les alliages d'aluminium deviennent populaires dans l'industrie automobile, aviation, emballage électronique, pour ce la nous avons employé ce matériau dans ce projet. Cet alliage d'aluminium est un alliage de précipitation renforcé avec les éléments d'alliage principaux Mg et Si. Nous avons fait les analyses au niveau de la société METANOF pour avoir la composition chimique et les propriétés mécaniques du matériau, ces derniers sont récapitulés dans tab.VI.4 et tab.VI.5

IV.3.1.1. Composition chimique

élément	% Si	% Fe	% Cu	% Mn	% Mg	% Zn	% Ti	% Cr	% Ni	% Pb	% Sn	% Na	% Al
résultat	0.401	0.375	0.161	0.162	0.664	0.223	0.018	0.006	0.004	0.011	0.005	0.001	reste
Norme	0.30 à 0.06	0.1 à 0.3	max 0.1	max 0.1	max 0.1	0.35 à 0.6	max 0.15	max 0.1	max 0.05	max 0.05	max 0.05	max 0.05	reste

Tab.VI.4.composition chimique d'alliage.

IV.3.1.2. Caractéristiques mécaniques

Propriétés mécaniques	Rm (kgf)	A%	HB/Webster
résultats	22.1	11.8	7
norme	≥16	≥ 8 et 16 ≤	min:8 et max: 16

Tab.VI.5. Caractéristiques mécaniques d'alliage d'après METANOF.

Où

$$1 \text{ kgf/mm}^2 = 9.81 \text{ MPa.}$$

Avant l'essai de traction nous avons vérifié les conditions suivantes :

La force de précharge: 2N.

Vitesse de précharge: 5 mm/min.

Vitesse d'essai: 3 mm/min.

Après l'étirage de l'éprouvette nous avons obtenus les résultats suivants:

L_0	b_0	a_0	ε max	ε rupt	σ max	σ rupt
113 mm	6 mm	0.9 mm	11.8 %	13 %	101.87 N/mm ²	117.59 N/mm ²

Tab.VI.6. Caractéristiques mécaniques d'alliage d'après notre essai.

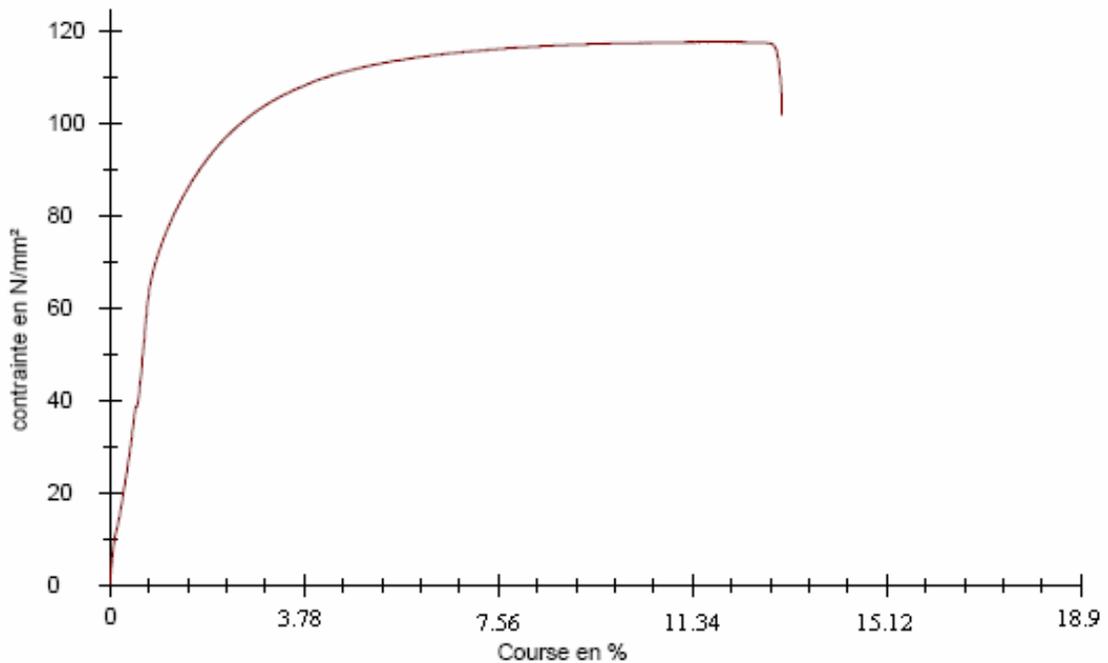
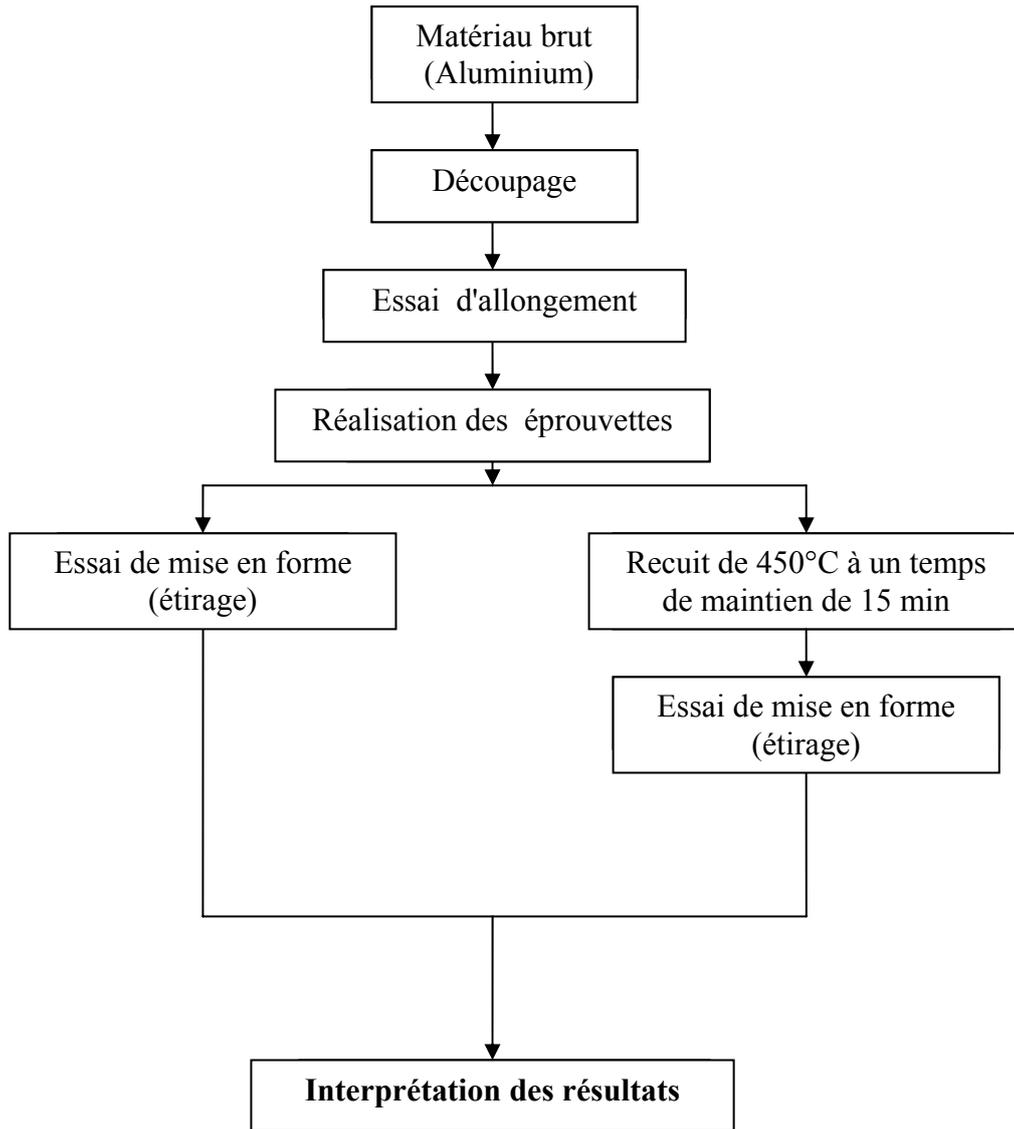


Fig.IV.19. La courbe de traction de l'aluminium.

L'objectif du présent travail consiste à suivre les effets d'érouissage et les traitements thermiques sur le retour élastique lors de l'opération de mise en forme et les autres paramètres qui ne sont moins important que ces derniers (la force de serrage, rayon de courbure etc.....).

IV.3.2. Effet du traitement thermomécanique

Dans cet organigramme (VI.2) nous avons résumé le déroulement du travail expérimental du traitement (érouissage par étirage et traitement thermique)



Organigramme. IV.2. Le déroulement du travail expérimental.

IV.3.2.1. Essai de mise en forme**IV.3.2.1.1. Les paramètres de l'expérience**

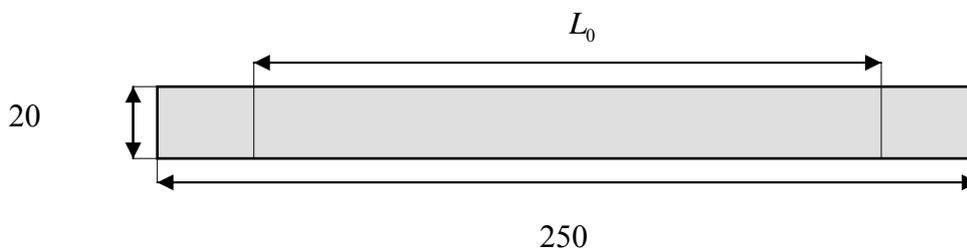
Les paramètres	Les valeurs
Rayon de courbure de la matrice	7 [mm]
Rayon de courbure du poinçon	7.8 [mm]
Vitesse de déplacement	3 mm/min
La température	ambiante
L'épaisseur de la tôle	1 [mm]
L'espace entre le poinçon et la matrice	7 [mm]
La force de serrage	Jusqu'à blocage
Direction de laminage	parallèle
Type d'éprouvette	Avec tête

Tab. IV.7. Les paramètres de l'expérience pour le cas d'aluminium.**IV.3.2.1.1. Réalisation des éprouvettes****IV.3.2.1.2.1. Découpage**

On découpe à partir d'une tôle d'aluminium, des sections rectangulaires (20/250) parallèlement à la direction de laminage.

IV.3.2.1.2.2. Essai d'allongement

Les échantillons découpés en petit rectangle et arrangés par la machine de traction à différent taux d'allongement $A\%$ (0 jusqu'à 10%). En fixant une extrémité au bâti de la machine l'autre extrémité est solidaire d'une poutre que l'on oblige à ce déplacé à vitesse constante. On mesure au cours du temps de déplacement ΔL .

**Fig.IV.20.** Echantillon réservé à la traction.

IV.3.2.1.2.3. Convention

$$A\% = \Delta L / L_0 \quad (VI.7)$$

Où

$$\Delta L = L - L_0$$

L_0 : Longueur initiale de l'éprouvette (100mm).

L: longueur de l'éprouvette à un instant donnée.

IV.3.2.1.2.4. L'usinage des éprouvettes

Après que les échantillons sont écrouit , ils seront découpées en rectangles (20/200) sont placées sur un dispositif que nous avons réalisé spécialement pour l'usinage des éprouvettes de traction .ces derniers, qui sont usiné à l'aide d'une fraise de diamètre (D= 6 mm), où la forme final est schématisé dans fig.IV.4. Les bavures qui sont apparues sur l'éprouvette après fraisage sont éliminées à l'aide du papier verre fin.

IV.3.2.2. Traitement thermique

Les éprouvettes d'aluminium ont subi au début un durcissement par les essais de traction où La déformation varie de 0 jusqu'à 10%, après elles sont recuits à une température de 460°C durant 15 min dans un four électrique qui peut atteindre 1200°C et qui a un système digital de régulation de température.

IV.3.2.3.Résultats et interprétation

Dans ce point, on essaye de discuter les évolutions des effets d'écrouissage et du traitement thermomécanique sur le retour élastique lors de l'opération de formage de pièces d'aluminium.

Nous remarquons dans fig.IV.19 une augmentation du retour élastique Δh , une certaine linéarité entre Δh et $\Delta L/L_0$ a été observé pour les petites valeurs (entre 0 et 3.3%).pour des valeurs de h supérieur a 6% la valeur de Δh est une valeur stationnaire qui ne peut être expliqué que par la saturation de la résistance mécanique où la limite élastique n'augmente plus quelque soit le durcissement par traction.

L'écrouissage produit dans le métal permet de croître le retour élastique qui atteint l'état stationnaire pour une prédéformation qui dépasse 6%. Ceci ne peut être expliqué que par l'augmentation de la résistance mécanique et de la limite élastique qui atteint à son tour son état stationnaire.

Nous avons observés dans fig.IV.20 deux étapes sur la courbe de retour élastique ; la première montre l'augmentation de Δh avec $\Delta L/L$. Cette phase est expliquée par la phase de germination où le taux de germination augmente avec le taux de déformation (diminution de la taille de grains en fonction du taux de la déformation).

Il est évident que la résistance mécanique en générale et la limite élastique augmentent avec le taux de germination a une déformation de 3.5 % Δh atteint son maximum. Il s'agit de l'état critique qui correspond au début de la germination pour donner de nouveau grain. Au-delà de cette déformation, les grains sont plus en plus grands conduisant à la diminution de la limite élastique et automatiquement la diminution du retour élastique.

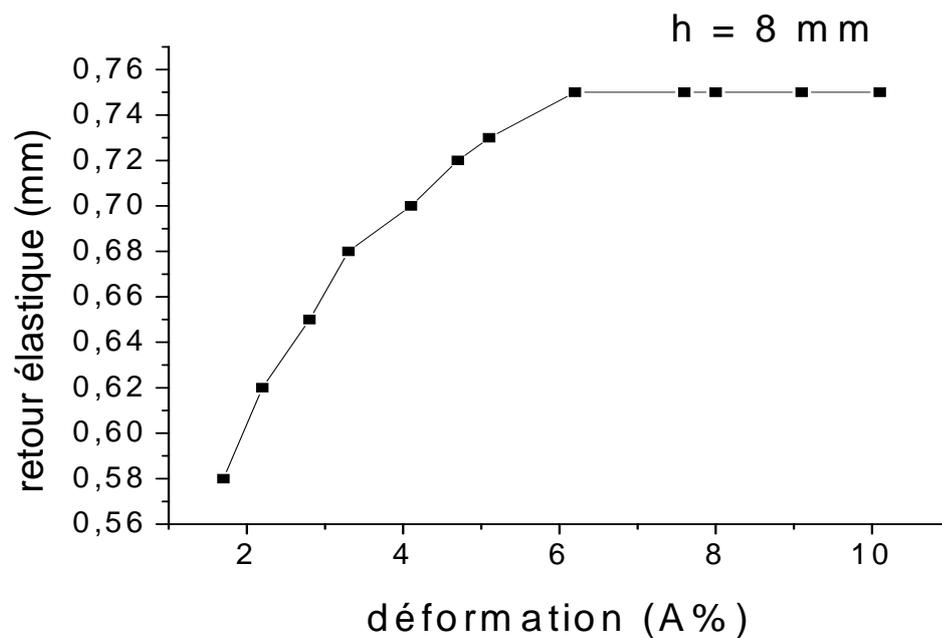


Fig.IV.21. Effet du durcissement par écrouissage sur le retour élastique.

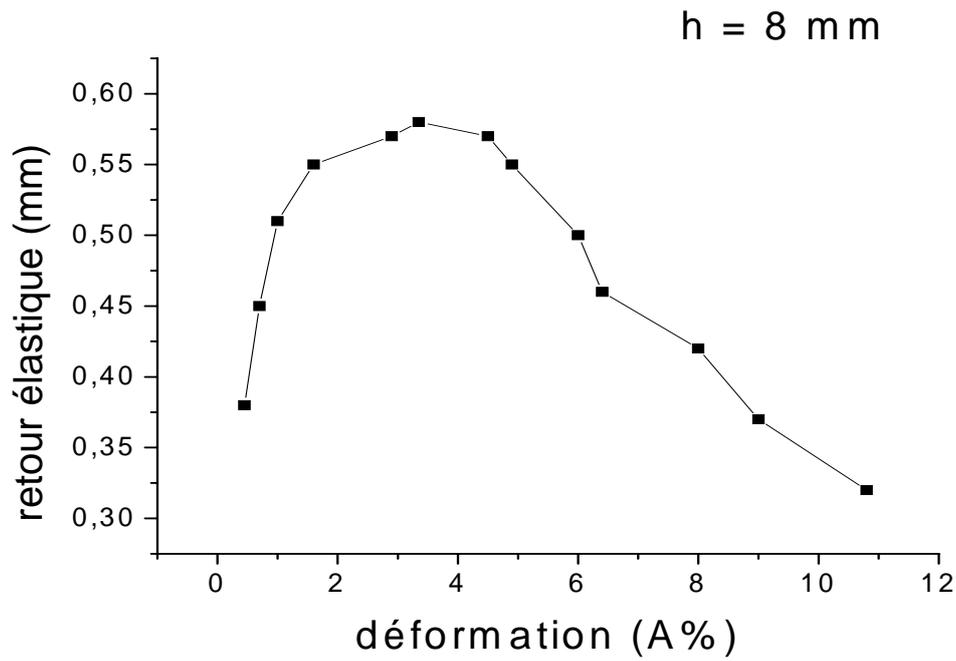


Fig.IV.22. Effet du traitement de recristallisation sur le retour élastique.

IV.3.4. Effet de la force de serrage et le rayon de courbure sur le retour élastique

IV.3.4.1. Les paramètres de l'expérience

Dans cette fois la, les essais sont réalisés sur des éprouvettes sans têtes fig.IV.23 et les paramètres du processus et matière sont cités dans tab.IV.8.

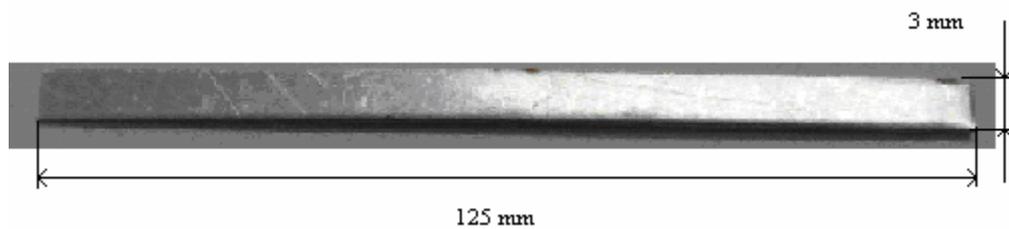


Fig.IV.23. éprouvette sans tête réservée à l'essai de pliage – étirage.

Les paramètres	Les valeurs
Rayon de courbure de la matrice	(5, 7, 10) [mm]
Rayon de courbure du poinçon	7.8 [mm]
Vitesse de déplacement	3 mm/min
La température	ambiante
L'épaisseur de la tôle	0.9 [mm]
L'espace entre le poinçon et la matrice	7 [mm]
La force de serrage	variable
Direction de laminage	parallèle

Tab. IV.8. Les paramètres de l'expérience pour le cas d'aluminium.

IV.3.4.2. Effet de la pression de serrage sur le retour élastique

La fig.IV.24 représente l'effet de la pression de serrage (force de serrage) sur le retour élastique pour différentes profondeurs ($h = 6\text{mm}$, 8mm et 10mm).

L'allure générale de la courbe révèle qu'il y a une pente sévère jusqu'un point où le Δh_1 atteint sa valeur minimale, puis on a un rehaussement de la courbe pour revenir à un palier où Δh_1 prend une valeur (stationnaire). Une légère augmentation du retour élastique à été observée en augmentant la pression de serrage.

Pour une force de serrage relativement nulle ; c'est le pliage par flexion qui s'impose ; dans ce cas la déformation totale est influée par le rayon de courbure de la matrice ; en réalité pour la petite profondeur d'étirage ; la tôle ne suit pas correctement la courbure de la matrice, c.-à-d le rayon de courbure réel de la tôle dépasse celui de la matrice comme montre fig.IV.28 dans ce cas la déformation sur les surfaces extérieures est faible ou la déformation élastique prend la grande part, cela favorise un grand retour élastique.

Pour l'étape des grandes forces de serrage ; la tôle fortement écrouie sous l'effet d'étirage, en réalité la tôle s'écoule en suivant la forme géométrique (courbure) de la matrice. Dans ce cas la grande partie du retour élastique est due à l'étirage, nous observons sur fig.IV.25 que le retour élastique augmente légèrement avec l'augmentation importante de la force de serrage. Cette dernière diminue le glissement et localise les déformations sur les deux parois latérales. Nous remarquons aussi que le retour élastique devient stable pour les forces de serrage qui dépasse ($p = 2.8\text{ Mpa}$).

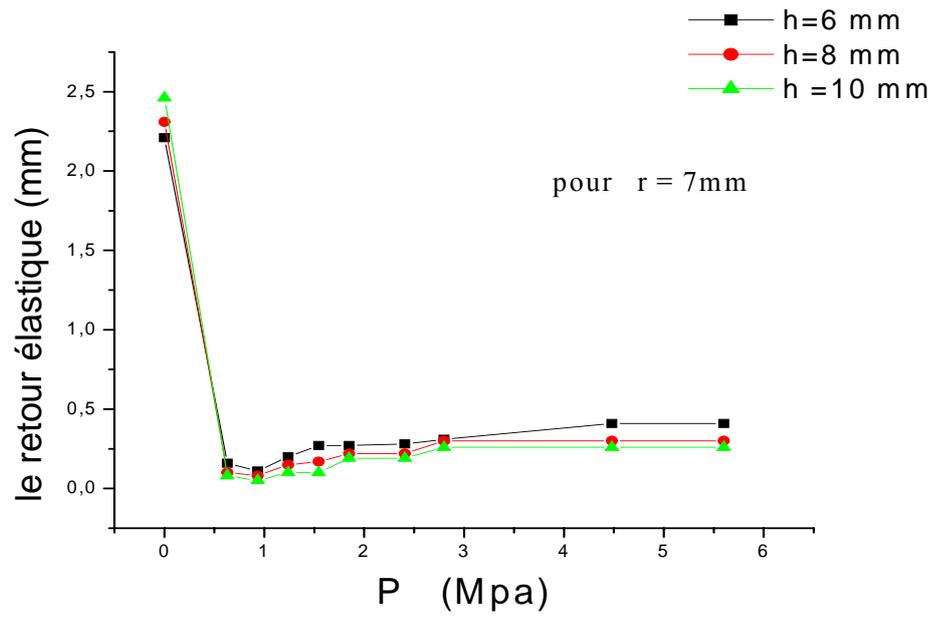


Fig.IV.24. Variation du retour élastique en fonction de pression du serrage.

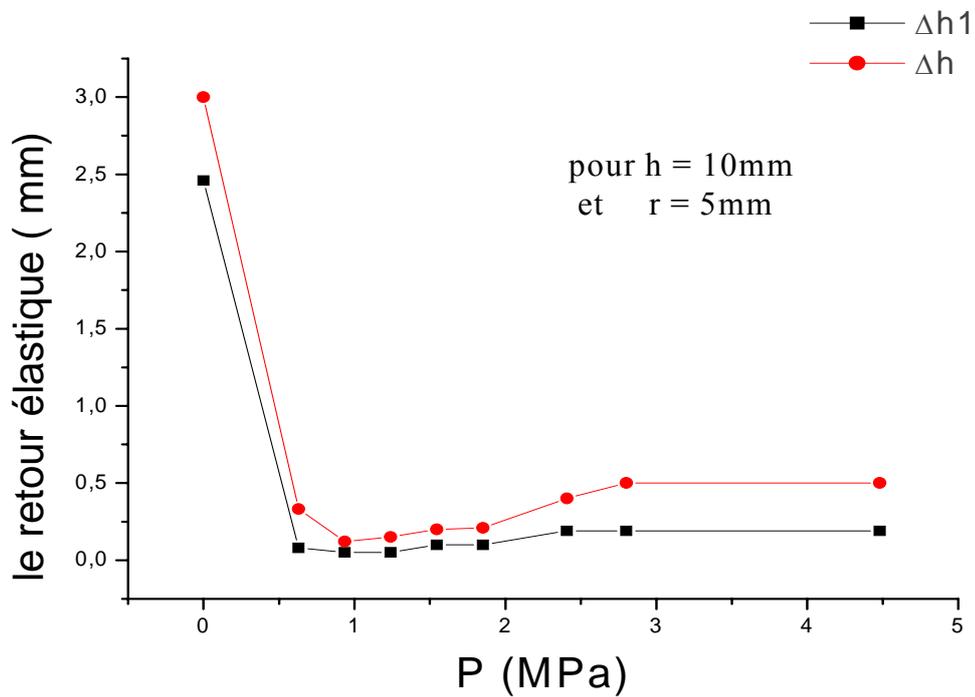


Fig.IV.25. variation de Δh_1 et Δh en fonction de pression du serrage.

Comme nous avons déjà cité dans le premier chapitre qu'il y a plusieurs techniques pour la mesure du retour élastique soit angulaire comme le cas de ($\Delta\theta$ ou $\Delta\alpha$), longitudinale où linéaire qui présente la variation de la forme lors de fixation (lors d'application de la pression force de serrage) et après la suppression de la pression de serrage (Δh_1).

Le retour élastique Δh_1 est causé par l'ouverture d'angle θ qui a créé un autre changement de la forme après la suppression de la force de serrage, pour faire la comparaison entre Δh_1 et Δh nous avons mesuré le changement linéaire créé par (θ).

La fig.IV.26 présente les deux courbes Δh_1 et Δh où on peut remarquer qu'il y a une diminution de ces deux valeurs avec l'augmentation de la déformation (h) comme toutes les autres courbes déjà étudiées en même temps on peut remarquer aussi que Δh_1 a une grandeur supérieure à celui de Δh , justifier par la grande ouverture de (θ) comme il est représenté sur fig.IV.27.

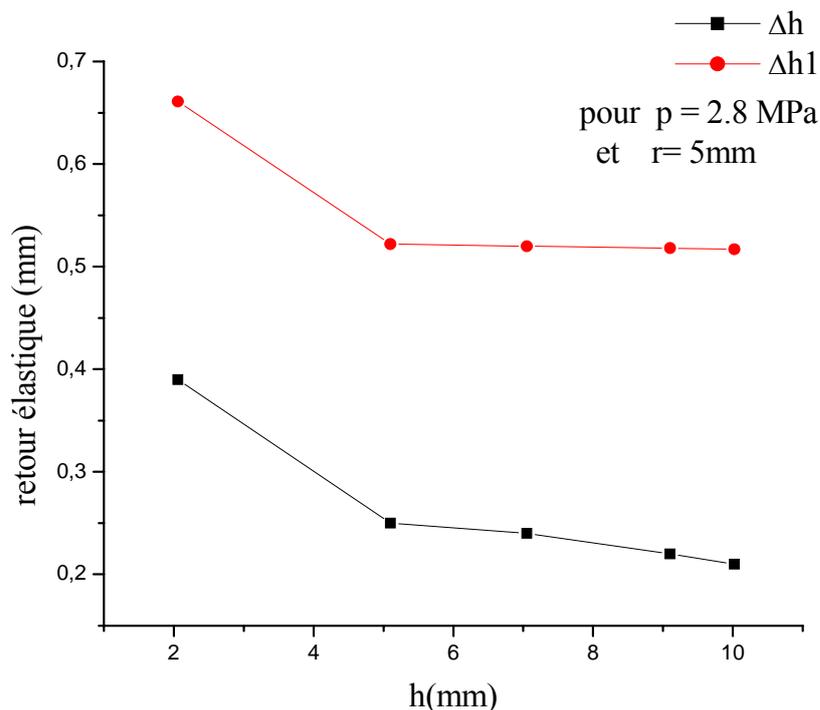


Fig.IV.26. Variation de Δh_1 et Δh en fonction de la profondeur de déformation.

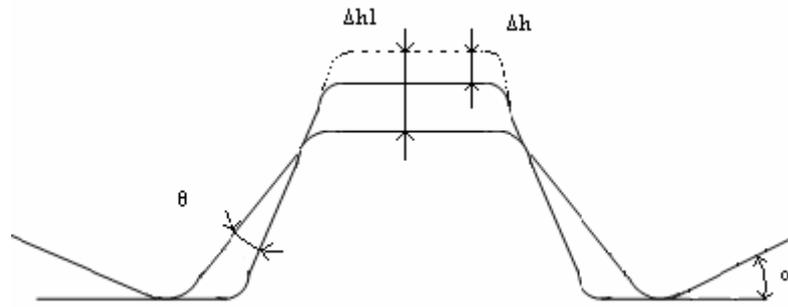


Fig.IV.27. La représentation de Δh et Δh_1

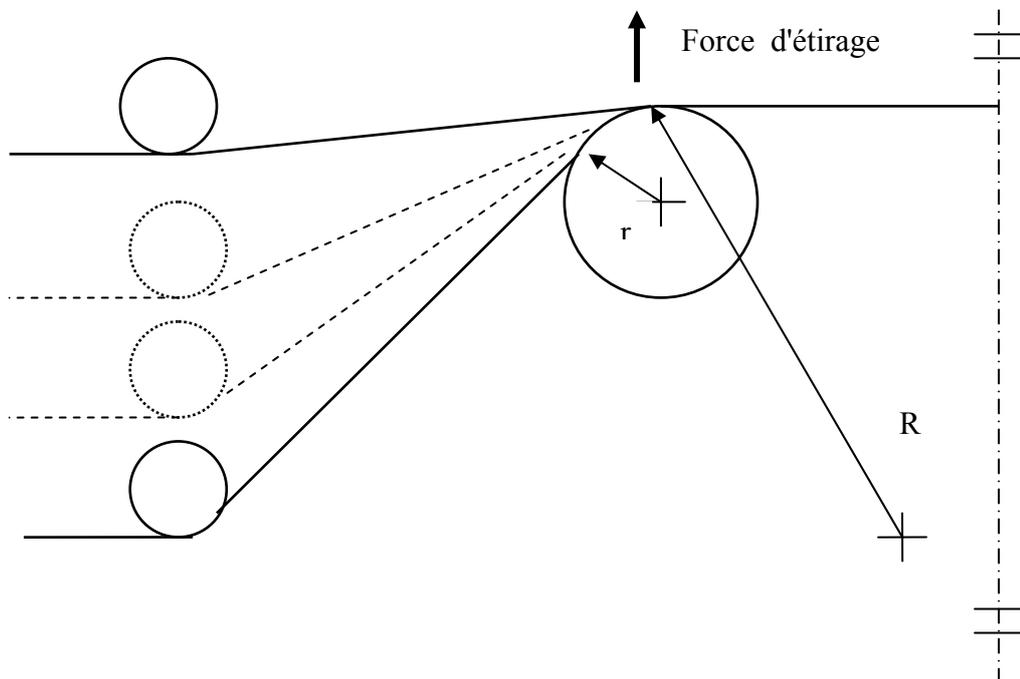


Fig. IV.28. Variation du rayon de courbure en fonction d'étirage.

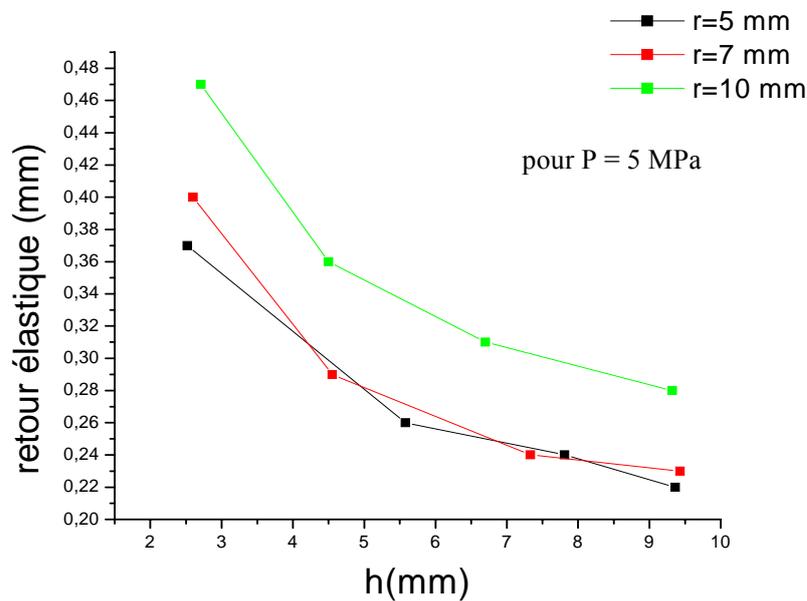
IV.3.4.3. Effet du rayon de courbure de la matrice sur le retour élastique

Fig.IV.29. Variation du retour élastique en fonction de la profondeur de déformation.

Pour cette étude on peut remarquer qu'il y a une diminution de (Δh) pour les trois courbes avec l'augmentation de la profondeur de déformation et on remarque aussi qu'il y a une grande valeur de (Δh) pour un grand rayon de courbure de matrice qui est expliqué par la manière de la répartition des contraintes, des déformations élastiques et la quantité d'énergie élastique emmagasinée dans la région pliée de la tôle.

Il y a aussi une légère différence de (Δh) pour les petits rayons de courbure comme le cas de $r = 5\text{ mm}$ et $r = 7\text{ mm}$ ne peut être expliqué que par la présence de grandes déformations plastiques localisées dans les deux cas.

IV.3.4.4. La mesure angulaire du retour élastique

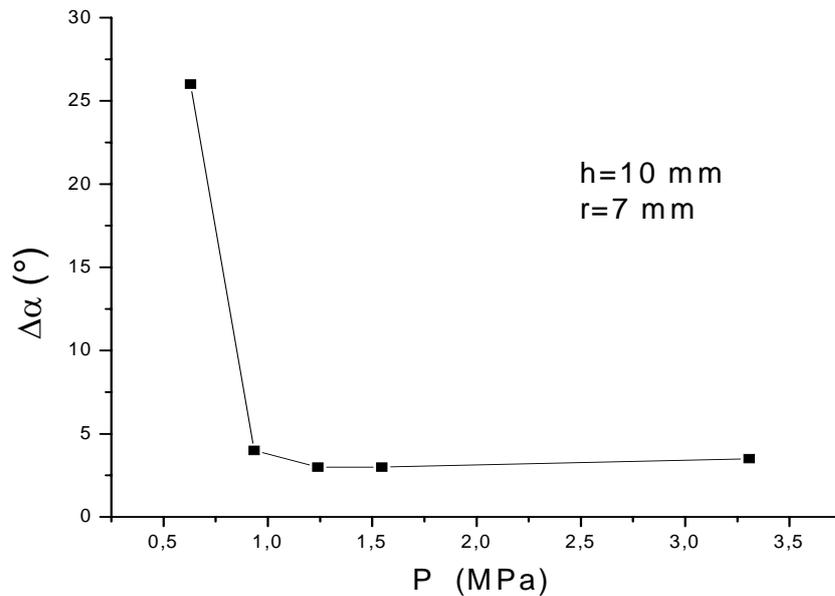


Fig.IV.30. Variation d'angle ($\Delta\alpha$) du retour élastique en fonction de moment du serrage.

En ce qui concerne la fig.IV.30, la valeur du retour élastique mesuré en fonction de l'angle d'ouverture ($\Delta\alpha$) est diminuée avec l'augmentation de la force de serrage, cette allure est semi identique à celle représentée par fig.IV.24.

À la première étape il y a une diminution brusque de la valeur de ($\Delta\alpha$), puis une diminution légère jusqu'à une pression de serrage de 1.24 MPa. Cette variation là on peut la justifier par la diminution du rayon de courbure de la matrice où il domine le phénomène de pliage que le phénomène d'étirage et il y a une grande zone élastique autour du fibre neutre qui a emmagasiné une grande énergie élastique, cette dernière va être libérée après la suppression de la force.

Pour la deuxième étape il domine le phénomène d'étirage (mais il y a toujours un pliage), ce dernier est expliqué par la méthode d'écroutissage du matériau où il y a une grande résistance pour un grand taux d'écroutissage.

Conclusion

Dans ce sujet nous avons étudié l'effet du traitement thermomécanique et de la taille de grains sur le retour élastique lors de la mise en forme et d'autres paramètres qui ne sont pas moins importants, comme le rayon de courbure de la matrice, coefficient de frottement et la force de serrage. La partie théorique, que nous avons étudiée, aborde les points suivants:

- Le retour élastique et les paramètres ayant une influence (paramètres du processus et de la tôle).
- la recristallisation et les différentes étapes de croissance de grains.
- la mise en forme des tôles métalliques, la répartition des contraintes et les modèles d'écrouissage.

En ce qui concerne la partie expérimentale, nous avons étudié et présenté les résultats de nos essais réalisés sur un dispositif qui simule le processus d'emboutissage à travers les essais de pliage – étirage des éprouvettes en acier et en aluminium. Les résultats obtenus nous ont permis de tirer les conclusions suivantes :

Pour le cas des essais réalisés sur l'acier doux les résultats obtenus montrent que :

- le retour élastique est autant plus faible que la taille de grains est plus grande. Ce résultat est dû au fait que la taille de grains est en relation avec la limite élastique selon loi de Hall – Petch, ceci permet de dire qu'une taille fine de grain augmente la résistance mécanique et la limite élastique en provoquant une élévation du retour élastique . En réalité la variation de taille de grain n'est obtenue qu'à travers le traitement de recristallisation que nous avons élaboré.
- Le retour élastique est énormément faible pour un taux de laminage plus élevé, les durées prolongées du recuit (sans avoir recristallisation secondaire) ne minimisent pas le retour élastique.
- le taux de laminage de 15% , suivi d'un échauffement 650 °C pendant 7h, présente une valeur critique, car il donne une grande taille de grain pour un temps de recuit prolongé.
- Le retour élastique croît avec l'augmentation du rayon de courbure. Ceci coïncide avec les résultats bibliographiques.

- La lubrification minimise le coefficient du frottement conduisant ainsi à la diminution du retour élastique.

Pour le cas des essais sur l'aluminium, nous avons tiré d'autres remarques et conclusions qui sont les suivantes :

- Nous avons montré que les traitements d'écrouissage et de précipitation sur l'aluminium ont aussi une influence importante sur le retour élastique.
- Le durcissement causé par l'écrouissage provoque l'augmentation du retour élastique.
- Les traitement thermomécaniques ont permis de montrer l'augmentation du retour élastique avec les premières phases de précipitation (petits précipités), en contre partie, les grands précipités obtenus à travers l'échauffement des échantillons fortement déformés, affaibli le retour élastique.
- D'autres essais particuliers ont été réalisés en montrant l'effet de la force de serrage causé par l'intermédiaire du serre – flan. En effet toute augmentation de la pression de serrage provoque une légère croissance du retour élastique, sauf pour le cas d'une pression nulle où le retour élastique est énormément élevé. Ce dernier cas est expliqué par la dominance de la flexion.

En fin nous espérons que ce travail soit complété par une simulation numérique en utilisant un code de calcul dont le but de faire une comparaison et de maîtriser cette technique qui a un impact intéressant sur la maîtrise des procédés de mise en forme.

ANNEX

1. Acier doux

1.1. La taille du grain

Taux de laminage	15%	30%	50%
Taille de grain (μm) 1h	9.30	15.32	10.62
Taille de grain (μm) 7h	135.97	22.84	17.76

1.2. Taux de laminage 5% de température 650°C

1^{er} éprouvette de temps de maintien 1 h

P(mm)	2.41	3.6	5.7	7.08
Δh (mm)	1.92	1.24	0.63	0.37

2^{eme} éprouvette de temps de maintien 7h

P(mm)	2.56	3.78	5.6	6.01
Δh (mm)	1.72	0.92	0.54	0.35

1.4. Taux de laminage 15% de température 650°C

1^{er} éprouvette de temps de maintien 1 h

P(mm)	2.86 2.94	3.71 3.86	4.8 4.83	5.98 6.2
Δh (mm)	1.77	0.90	0.42	0.32

2^{eme} éprouvette de temps de maintien 7h

P(mm)	2.43	3.64	6.13	6.57
Δh (mm)	1.58	0.47	0.24	0.21

1.5. Taux de laminage 30% de température 650°C

1^{er} éprouvette de temps de maintien 1 h

P(mm)	2.94 2.86	3.86 3.71	4.83 4.8	6.2 5.98
Δh (mm)	1.70	1.05	0.63	0.39

2^{eme} éprouvette de temps de maintien 7h

P(mm)	2.84	3.50	5.06	7.4
Δh (mm)	1.52	0.88	0.48	0.25

1.6. Taux de laminage 50% de température 650°C

1^{er} éprouvette de temps de maintien 1 h

P(mm)	3.04	4.08	5.25	7.8
Δh (mm)	1.62	1.1	0.61	0.3

2^{eme} éprouvette de temps de maintien 7h

P(mm)	3.08	4.65	6.04	6.25
Δh (mm)	1.42	0.63	0.45	0.35

2. Aluminium

2.1. Les éprouvettes avec des têtes

2.1.1. Les éprouvettes déformés sans échauffement

$\Delta L / L_0$	1.7	2.2	2.8	3.3	4.1	4.7	5.1	6.2	7.6	8	9.1	10.1	1.7
Δh	0.58	0.62	0.68	0.7	0.72	0.73	0.74	0.75	0.75	0.75	0.75	0.75	0.58

2.1.2. Les éprouvettes déformées et avec un recuit à température (T =460°C)

pendant 15 minutes

$\Delta L / L_0$	0.45	0.7	1	1.6	2.9	3.35	4.5	4.9	6	6.4	8	9	10.8
Δh	0.38	0.45	0.51	0.55	0.57	0.58	0.57	0.55	0.5	0.46	0.42	0.37	0.32

2.2. Les éprouvettes sans têtes

2.2.1. Variation de Δh_1 et Δh en fonction de pression du serrage

(h=10mm, r=5 mm)

P	0	0.63	0.935	1.24	1.546	1.851	2.408	2.8	4.48
Δh	2.46	0.08	0.05	0.05	0.1	0.1	0.13	0.19	0.19
Δh_1	3	0.331	0.122	0.15	0.20	0.21	0.4	0.5	0.5

2.2.2. Variation de Δh_1 et Δh en fonction de la profondeur de déformation

(p = 5Nm, r = 5mm)

h	2.06	5.1	7.05	9.1	10.02
Δh	0.21	0.22	0.24	0.25	0.35
Δh_1	0.51	0.518	0.52	0.522	0.561

2.2.3. Variation du retour élastique en fonction de rayon de la matrice

(P= 5 MPa)

	h (mm)	Δh (mm)
r = 5 mm	2.52	0.37
	5.58	0.26
	7.81	0.24
	9.36	0.22
r = 7 mm	2.6	0.4
	4.55	0.29
	7.33	0.24
	9.43	0.23
r = 10 mm	2.71	0.47
	4.5	0.36
	6.7	0.31
	9.32	0.28

2.2.4. Variation d'angle ($\Delta\alpha$) du retour élastique en fonction de pression du serrage (h= 10mm, r= 7mm)

P (MPa)	0.63	0.935	1.24	1.546	3.306
α	26	4	3	3	3.5

2.2.5. Variation de Δh et Δh_1 en fonction de la pression de serrage (P)

P (MPa)	0	0.63	0.935	1.24	1.546	1.851	2.408	2.8	4.48
Δh (mm)	2.46	0.08	0.05	0.05	0.1	0.1	0.13	0.19	0.19
Δh_1 (mm)	3	0.331	0.122	0.15	0.20	0.21	0.4	0.5	0.5

2.2.6. Variation de Δh en fonction de la pression (P)

	0	0.63	0.935	1.24	1.546	1.851	2.408	2.8	4.48	5.46
h = 6 (mm)	2.46	0.08	0.05	0.05	0.1	0.19	0.19	0.26	0.26	0.26
h = 8 (mm)	2.31	0.1	0.08	0.15	0.17	0.22	0.22	0.3	0.3	0.3
h = 16 (mm)	2.21	0.16	0.11	0.2	0.27	0.27	0.28	0.31	0.41	0.41

2.2.7. Variation de Δh et Δh_1 en fonction de la profondeur de déformation (h)

h (mm)	2.06	5.1	7.05	9.1	10.02
Δh (mm)	0.21	0.22	0.24	0.25	0.35
Δh_1 (mm)	0.51	0.518	0.52	0.522	0.561

2.3. Le calcul de pression de serrage à partir du moment de serrage

*Pour un vis métrique

$d_m = d - 0.6495 P$ avec :

d_m : le diamètre moyen

d : diamètre nominal

Les vis utiliser dans notre étude sont M10 de qualité 8.8 α

$$d_m = 10 - 0.6495 \times 1.5$$

$$d_2 = d_m = 9.025 \text{ mm}$$

$$F_t = F_a \times \operatorname{tg}(\alpha \pm \rho)$$

Pour le cas de serrage :

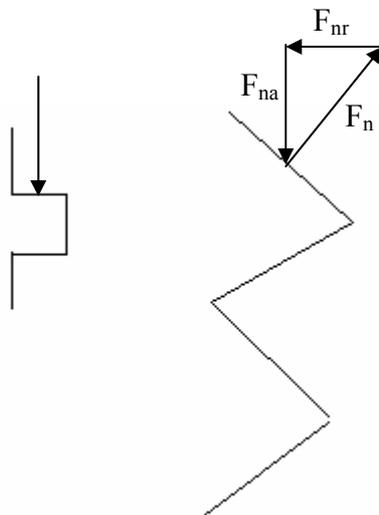
$$F_t = F_a \times \operatorname{tg}(\alpha + \rho)$$

$$\rho = \operatorname{arctg} \mu$$

$$M_t = F_t \times \frac{d_m}{2} \Rightarrow F_t = \frac{2 \times M_t}{d_m}$$

$$M_t = F_a \times \operatorname{tg}(\alpha + \rho) \times \frac{d_m}{2}$$

$$F_a = \frac{2 \times M_t}{\operatorname{tg}(\alpha + \rho) \times d_m}$$



La force axiale de serrage F_a doit être supérieure à la charge appliquée F réellement.

Le rapport $\frac{F_a}{F}$ Recommandé est donné dans le tableau suivant :

Caractéristiques	4.6	5.6	6.8	8.8	10.9	12.9
$\frac{F_a}{F}$	2.7	3	4.2	4.4	4.5	4.7

Dans la plus part des cas, le contrôle de l'assemblage consiste à calculer le rapport

$\frac{F_a}{F}$ et à choisir la vis en conséquence.

Mt (Nm)	1.125	1.67	2.215	2.76	3.306	4.3	5	8	10
F a (N)	332.7	493.93	655.124	816.3	977.86	1271.7	1478.83	2366.13	2957.67
F (N)	75.62	112.25	148.89	185.52	222.22	289.045	336.09	537.7	672.19
P (MPa)	0.630	0.935	1.24	1.546	1.851	2.408	2.800	4.48	5.6

Références

- [Andersson 05] A. Andersson, «*Numerical and experimental evaluation of springback in a front side member*», Journal of Materials Processing Technology, vol. 169, 2005, pp. 352–356.
- [Arwidson 05] Claes Arwidson, «*Numerical simulation of sheet metal forming for high strength steels*», licentiate thesis, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Luleå University of Technology, Sweden, 2005.
- [Barisien 04] Jérôme Barisien, «*résistance des matériaux*», DENOD, 2004.
- [Ben Saada 05] Saad Ben Saada, «*Phénomènes de recristallisation, de précipitation et de dissolution discontinue*», Thèse de Doctorat, Département de Génie Mécanique, Université El Hadj Lakdar Batna, 2005.
- [Bouaouadja 92] Nourredine Bouaouadja, «*matériaux métallique*», OPU, 1992.
- [Bui 04] Q. V. Bui, L. Papeleux, J. P. Ponthot, «*Numerical simulation of springback using enhanced assumed strain elements*», Journal of Materials Processing Technology, vol. 153–154, 2004, pp. 314–318.
- [Chan 04] W.M. Chan., H.I. Chew, H.P. Lee, B.T. Cheok, «*Finite element analysis of spring-back of V-bending sheet metal forming processes*», Journal of Materials Processing Technology, vol. 148, 2004, pp.15–24.
- [Chang 02] Sung Ho Chang, Jang Mo Shin, Young Moo Heo, «*Springback characteristics of the tailor-welded strips in U-bending*», Journal of Materials Processing Technology, vol. 130–131, 2002, pp. 14–19.
- [Chenal 99] Bruno Chenal, «*écrouissage d'alliage d'aluminium*», Technique de l'ingénieur, 1999, MB3, M 230.
- [Cho 03] J.R. Cho, S.J. Moon, Y.H. Moon, «*Finite element investigation on spring-back characteristics in sheet metal U-bending process*», Journal of Materials Processing Technology, vol. 141, 2003, pp. 109–116.
- [Chuna 02] B.K. Chuna, J.T. Jinna, J.K. Leeb, «*Modeling the Bauschinger effect for sheet metals, part I: theory*», international Journal of Plasticity, vol. 18, 2002, pp. 571–595.
- [Col 02-1] Alain Col, «*Emboutissage des tôles, aspect mécanique*», Technique de l'ingénieur, 2002, MC1, M3 181.
- [Col 02-2] Alain Col, «*emboutissage des tôles* », Technique de l'ingénieur, 2002, BT3, BM 7 510.
- [Col 02-3] Alain Col, «*emboutissage des tôles, importance des modes de déformation*», technique de l'ingénieur, 2002, MC1, M 3 180.

[Crisbon 03] Crisbon D.J., «*Experimental measurement and finite element simulation of springback in stamping aluminum alloy sheets for Auto-body panel application*», Master thesis, Department of engineering Mechanical, Mississippi State University, 2003.

[Dongjuan 06] Zhang Dongjuan, Cui Zhenshan, «*An analytical model for predicting springback and side wall curl of sheet after U-bending*», *Computational Materials Science*, vol. 142, 2006, pp. 216–217.

[Esat 02] Volkan Esat, Haluk Darendeliler, Mustafa Ilhan Gokler, «*Finite element analysis of springback in bending of aluminium sheet*», *Materials and Design*, vol. 23, 2002, pp.223-229.

[Fei 06] Dongye Fei, Peter Hodgson, «*Experimental and numerical studies of springback in air v-bending process for cold rolled TRIP steels*», *Nuclear Engineering and Design*, vol. 236, 2006, pp. 1847–1851.

[Ferreira 06] [39] J.A. Ferreira, P. Sun, J.J. Grácio. «*Close loop control of a hydraulic press for springback analysis*», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 177, 2006, pp. 377–381.

[Folder 01] Eric Folder, «*effet thermique de la mise en forme*», *Technique de l'ingénieur*, 2001, MC1, M 3 012.

[Frank 85] W.W. Frank, D.H. Philip, B. Charles, J.R. Gump, «*Die Design Handbook*», National Technical Committee Society of Manufacturing Engineers, McGraw-Hill, New York, 1985.

[François 95] Dominique François, André Pineau, André Zaoui, «*Comportement mécanique des matériaux*», Hermès, Paris, 1995.

[Gau 01] Jenn-Terng Gau, Gary L. Kinzel, «*An experimental investigation of the influence of the Bauschinger effect on springback predictions*», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 108, 2001, pp. 369-375.

[Gomes 05] Carlos Gomes, Oladipo Onipede, Michael Lovell, «*Investigation of springback in high strength anisotropic steels*», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 159, 2005, pp. 91–98.

[Guo 02] Y.Q. Guo, W. Gati , H. Naceur, J.L. Batoz, «*An efficient DKT rotation free shell element for springback simulation in sheet metal forming*», *Computers and Structures*, vol. 80, 2002, pp. 2299–2312.

[Hilditch 07] T.B. Hilditch, J.G. Speer, D.K. Matlock, «*Influence of low-strain deformation characteristics of high strength sheet steel on curl and springback in bend-under-tension tests*», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 182, 2007, pp. 84–94.

[Inamdar 02] M.V.Inamdar, P.P.Date, S.V.Sabnis, «*the effects of geometric parametrs on springback in sheets of five materials subject to air vee bending*», Journal of Materials Processing Technology, vol. 123, 2002, pp. 459–463.

[Jakani 04] Saad Jakani, «*effet des impuretés sur les mécanismes de recristallisation du cuivre tréfilé*», thèse de doctorat, l'université paris11,2004.

[Jiang 07] C. Jiang, X. Hana, G.R. Liu, G.Y. Li, «*The optimization of the variable binder force in U-shaped forming with uncertain friction coefficient*», Journal of Materials Processing Technology , vol. 82, 2007, pp262–267.

[Khalfallah 05] Ali Khalfallah, «*identification des lois de comportement élastique par essais inhomogènes et simulation numériques*», Thèse de Doctorat, Faculté Des Science de Tunis, Université Tunis Manar Physique, 2004.

[Kim 04] Yong Wan Kim, Jong In Kima, «*Control of spring back for helically coiled steam generator tube*», Nuclear Engineering and Design, vol. 234, 2004, pp. 61–70.

[Kobayshi 89] Shiro Kobayashi, Taylan Altan, «*Metal forming and the finite-element method*», New York Oxford, 1989.

[Lang 04] Lihui Lang, Joachim Danckert, Karl Brian Nielsen, «*Study on hydromechanical deep drawing with uniform pressure onto the blank*», International Journal of Machine Tools & Manufacture, vol. 44, 2004, pp. 495–502.

[Lee 05-1] Sang-Wook Lee, «*A study on the bi-directional springback of sheet metal stamping*», Journal of Materials Processing Technology, vol. 167, 2005, pp. 33–40.

[Lee 05-2] Myoung-Gyu Lee, Daeyong Kim, «*Spring-back evaluation of automotive sheets based on isotropic-kinematic hardening laws and non-quadratic anisotropic yield functions, part III: applications*», International Journal of Plasticity, vol. 21, 2005, pp. 915–953.

[Lee 05-3] Myoung-Gyu Lee, Daeyong Kim, «*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, vol. 21, 2005, pp. 883–914.

[Lefebvre 94] D. Lefebvre, E. Haug, F. Hatt, «*Industrial Applications of Computer Simulation in Stamping*», Journal of Materials Processing Technology, vol. 46, 1994, pp. 351-389.

[Lia 02-1] K.P. Lia, W.P. Cardenb, R.H. Wagonera, «*Simulation of springback*», International Journal of Mechanical Sciences, vol. 44, 2002, pp. 103–122.

[Lia 02-2] Xuechun Lia, Yuying Yanga, Jun Baoa, «*Effect of the material-hardening mode on the springback simulation accuracy of V-free bending*», Journal of Materials Processing Technology, vol. 123, 2002, pp. 209–211.

[Liew 2004] K.M.Liew, H.Tan, T.Ray, «*Optimal process design of sheet metal forming for minimum springback via an integration neural network evolution evolutionary algorithm*», *Strut Multidisc Optim*, 2004, pp. 284-294.

[Livatyali 06-1] H. Livatyali, M.M. Ergeldi, «*Design of over-crown in sheet metal stamping using finite element method*», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 173, 2006, pp. 14–20.

[Livatyali 01-2] H. Livatyali, T. Altan, «*Prediction and elimination of springback in straight flanging using computer aided design methods*», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 117, 2001, pp. 262-268.

[Marciniak 02] Z. Marciniak, J. L. Duncan, S. J. Hu, «*Sheet metal forming*», Butterworth-Heinemann, 2002.

[Marghitu 01] Dan B. Marghitu, «*Mechanical Engineer's Handbook*», ACADEMIC PRESS, 2001.

[Mesrar 91] Rachid Mesrar, «*comportement plastique des tôle sous sollicitation biaxiale et analyse numérique de la mise en forme par gonflement hydraulique*», Thèse de Doctorat, Institut Supérieur de Génie Mécanique et Productique, L'université de Metz, 1991.

[Moon 03] Y.H. Moon, S.S. Kang, J.R. Cho, T.G. Kim, «*Effect of tool temperature on the reduction of the springback of aluminum sheets*», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 132, 2003, pp. 365–368.

[Morestin 96-1] Fabrice Morestin, Maurice Boivin, «*On the necessity of taking into account the variation in the Young modulus with plastic strain in elastic-plastic software*», *Nuclear Engineering and Design*, vol. 162, 1996, pp. 107-116.

[Morestin 96-2] F. Morestin, M. Boivin, «*Elesto-plastic formulation using a kinematic hardening model for springback analysis in sheet metal forming*», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 56, 1996, pp. 696-630.

[Mullan 04] [H.B. Mullan, «*Improved prediction of springback on final formed components*», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 153–154, 2004, pp. 464–471.

[Naceur 06] H. Naceur, Y.Q. Guo, S. Ben-Elechi, «*Response surface methodology for design of sheet forming parameters to control springback effects*», *Computers and Structures*, vol. 84, 2006, pp.1651–1663.

[M. Banua 06] M. Banua, M. Takamura, T. Hamac, «*Simulation of springback and wrinkling in stamping of a dual phase steel rail-shaped part*», *Journal of Materials Processing Technology* 173, 2006, pp.178–184.

[M. Firat 07] M. Firat, «*U-channel forming analysis with an emphasis on springback deformation*», *Materials and Design* 28, 2007, pp.47–154.

[Nam 03] Jin Nam, Wenxia Li, John J. Lannutti, «*Density gradients and springback: environmental influences*», Powder Technology, vol. 133, 2003, pp.23– 32.

[Nes 05] E. Nes, B. Holmedal, E. Evangelista, «*Modeling grain boundary strengthening in ultra-fine grained aluminum alloys*», Materials Science and Engineering, vol. 410–411, 2005, pp.178–182.

[Parniere 76] P. Parniere, G. Sanz, «*influence des caractéristiques des tôles minces polycristallines sur l'emboutissabilité*», CNRS, 1976.

[Quatremer 81] R.Quatremer, «*Déformation plastique des tôles*», Librairie de Lagrave, 1981.

[Ragai 05] Ihab Ragai, Duraid Lazim, James A. Nemes, «*Anisotropy and springback in draw-bending of stainless steel 410: experimental and numerical study*», Journal of Materials Processing Technology, vol. 166, 2005, pp.116–127.

[R-Oustau 95] Francois Rondé-Oustau, «*conception et mise au point d'une gamme d'emboutissage*», Technique de l'ingénieur, BT3, 1995, B7 540.

[Royslance 01] David Royslance, «*The Dislocation Basis of Yield and Creep*», These de Doctorat, Department of Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology Cambridge, MA, 2001.

[Rui-jie 06] GU Rui-jie, Yang Hem, H An Mei, Li Heng, «*Springback of thin-walled tube NC precision bending and its numerical simulation*», Trans. Nonferrous Met. SOC. China, vol. 16, 2006, pp.63 1-638.

[Salah 01] Daoud Salah, «*Effet du laminage à froid et du traitement de recristallisation sur la cohésion intergranulaire d'un acier inoxydable 18-10*», Thèse de Magistère, Département d'Optique et Mécanique de Précision, Université Ferhat Abbes, Sétif, 2001.

[Samuel 00] M. Samuel, «*Experimental and numerical prediction of springback and side wall curl in U-bendings of anisotropic sheet metals*», Journal of Materials Processing Technology, vol. 105, 2000, pp.382-393.

[Sheng 04] Z.Q. Sheng, S. Jirathearanat, T. Altan, «*Adaptive FEM simulation for prediction of variable blank holder force in conical cup drawing*», International Journal of Machine Tools & Manufacture, vol. 44, 2004, pp. 487– 494.

[Sun 06] P. Sun, J.J. Grácio, J.A. Ferreira, «*Control system of a mini hydraulic press for evaluating springback in sheet metal forming*», Journal of Materials Processing Technology, vol. 176, 2006, pp.55–61.

[Tekas 06] Özgür Tekaslan, Ulvi Seker, «*Determining springback amount of steel sheet metal has 0.5 mm thickness in bending dies*», Materials and Design, vol. 27, 2006, pp.251–258.

[Tekiner 04] Zafer Tekiner, «*An experimental study on the examination of springback of sheet metals with several thicknesses and properties in bending dies*», *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 14, 2004, pp.109–117.

ملخص:

الهدف الرئيسي من هذا العمل هو إبراز تأثير معالجات إعادة البلورة والتصلب على الرجوع المرن. حيث تم بالمناسبة أخذ بعين الاعتبار تأثير كل من حبيبات المعدن ونصف قطر انحناء القالب. كما بينا كذلك دور التشحيم (أو التزييت) وقوة تثبيت الصفايح في تخفيف الرجوع المرن. تم إنجاز الاختبارات على معدن "الصلب اللين" وسبيكة الألمنيوم "سلسلة A1050". كما تم أيضا إخضاع عينات الصلب اللين لمعالجة إعادة البلورة انطلاقا من عملية الدرفلة ، أتبعتم بمعالجة حرارية تحت درجة حرارة 650 °م، وهذا في زمنين مختلفين (1سا و 7 سا) وكذلك الألمنيوم الذي أخضع لمعالجتين مختلفتين، الأولى معالجة إعادة البلورة بينما الثانية معالجة التصلب بالشد. في نفس الوقت أجرينا اختبارات على نماذج من الألمنيوم بدون رأس لمعرفة تأثير قوة تثبيت الصفايح ، نصف قطر التقوس وزيت التشحيم. بصفة عامة، تم إجراء الاختبارات باستعمال جهاز الشد والطي "شكل U" (المصنوع محليا) بعد تركيبه على آلة الشد، أين تمت دراسة وتقييم تغير الرجوع المرن بدلالة الانتقال في شروط معالجة ميكانيكية وحرارية مختلفة.

الكلمات المفتاحية:

الرجوع المرن، التشكيل، الحبيبات، التشوه، حد المرونة، إعادة البلورة.

Résumé :

L'objet principal de ce travail est de montrer l'influence des traitements de recristallisation et d'écrouissage sur le retour élastique. A l'occasion, nous avons mis en évidence l'influence de la taille des grains du métal et celle du rayon de courbure de la matrice. Nous avons montré aussi le rôle de la lubrification et la force de serrage dans la diminution du retour élastique. Les essais sont réalisés sur l'acier doux et sur l'aluminium A1050. Les éprouvettes en acier ont subi un traitement de recristallisation à partir d'un laminage suivi d'un recuit à 650 °C pour deux temps de maintien (1h, 7h). L'aluminium a subi aussi deux types de traitements. Le premier est un traitement de recristallisation par contre, le deuxième est un écrouissage par traction. Comme nous avons fait des essais sur des éprouvettes en aluminium sans tête pour connaître l'effet de la force de serrage, du rayon de courbure et du lubrifiant. Les essais, d'une manière générale, sont assurés en adaptant le dispositif d'étirage - pliage en U sur une machine de traction où nous avons étudié et quantifié la variation du retour élastique en fonction du déplacement pour différentes conditions de traitements thermo-mécaniques.

Mots clés : retour élastique, mise en forme, grains, déformation, limite élastique, Recristallisation.

Abstract

The main object of this work was to show the influence of work hardening, recrystallization and precipitation on the springback. At the same time, we highlighted the influence of the grain size and radius of curvature of the die. We also showed the role of lubrication and blank holder force in the reduction of the springback. The tests were carried out on mild steel and A1050 aluminum. The steel specimens underwent a rolling operation followed by a recrystallization treatment at 650°C for (1h, 7 h). Aluminum underwent a strain hardening treatment and precipitation treatment. At the same time we carried out tests on aluminum specimens without head to know the effect of the blank holder force, radius of curvature and lubricant. The tests were ensured by adapting a U-type stretching-bending device on a tensile testing machine, where we studied and quantified the variation of the springback according to displacement for various conditions of thermomechanical treatments.

Keywords: springback, forming, grain, deformation, elastic limit, recrystallization.