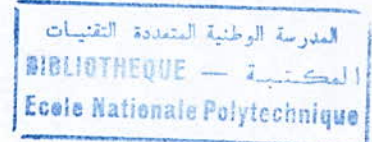


P0011/
/05B

Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique

Ecole Nationale Polytechnique

Département de Métallurgie



Projet de fin d'études

Etude de l'endommagement en formage d'un
acier à haute limite d'élasticité



Réalisé par : Samir SELMANE

Responsable E.N.S.A.M d'Angers : Mr Jean-Lou LEBRUN

Responsable E.N.P d'Alger : Mr Mohamed El-Amine DJEGHLAL

Promotion : 2004/2005

Dédicaces

Je dédie ce travail

A mes chers parents

A mes frères et sœurs

A mes grandes mères

A toute ma famille et à tous mes amis.

Samir



Remerciements

Je remercie les membres du jury, Mr SALHI, Mr ABADLI et Mr BOUABDALIAH d'avoir accepté de juger mon travail.

Tous mes remerciements à mon responsable de stage à l'ENP d'Alger Mr Mohamed El-Amine DJEGHLAL ainsi qu'à tous mes enseignants durant ma formation.

Je tiens à remercier Mr Marian REZSKA, directeur de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers (ENSAM) d'Angers, de m'avoir accueilli dans son établissement pendant la durée de mon stage de projet de fin d'études.

Je remercie mon responsable de stage à l'ENSAM d'Angers Mr Jean Lou LEBRUN qui a toujours veillé sur le bon déroulement de mon stage, je le remercie également pour ces apports scientifiques et pour son accueil au sein de l'Equipe Procédés-produits-Matériaux (EPPM).

Je remercie Mr Serge BOUDE pour m'avoir aidé à utiliser les machines d'essais et à interpréter certains résultats.

Un grand merci à Mr Malek HABAK, de m'avoir facilité l'intégration à l'ENSAM, je tiens à le remercier aussi pour son aide, ses conseils et son soutien moral.

Toutes mes reconnaissances envers MR Eric GILDEMYN et Mme Delphine SAIDANE qui m'ont fait découvrir l'entreprise DEVILLE S.A.

Je remercie également tous les techniciens, en particulier Mr Sébastien SOULAS et MR Duarte Xavier.

Je remercie toutes les personnes de l'Equipe de Recherche Technologique (ERT), En particulier Mr Alain POTIRON, Mr Philippe DAL SANTO, Mr Riadh BAHLOUL, Mr Ali MKADDEM, Mr Cyril FISCHER, Mr Louis CARADEUC et Mr Daniel BELLETT.

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Résumé

ملخص :
طريقة الحصول على سبائك الفولاذ ذات حد مرونة عالية متكونة في معظم الأحيان من عدة مراحل (الترقيق، اللف التطبيق، التقطيع، الطوي) تؤثر بشدة على البنية المجهرية للمعدن وتؤثر على أداءه خلال العمل و تؤدي الى تجمع اثار الانسداد و التلف.

هذه الدراسة تتمثل في وضع طرق للتعرف على التلف و قياس كميته هذا الاخير الذي تسببت فيه عمليات التشكيل في الجذب الانضغاط و القطع.

- الاهداف الرئيسية هي :
- التعرف على المواد المستعملة
- دراسة التلف عن طريق تجرب تعميم تفريغ
- دراسة التصرف في التناوب جذب-انضغاط.
- التعرف على خصائص التطبيق و الفتح.

الكلمات الاساسية :
التلف، الانسداد، التصرف الميكانيكي، البنية المجهرية، الطوي، نزع الطوي، الجذب، الانضغاط.

Résumé :

Le mode d'obtention des tôles en acier HLE (acier à haute limite d'élasticité), généralement constitué de multiples séquences (laminage, bobinage, redressage, découpage, pliage), affecte grandement la microstructure du matériau, influence son comportement en service et entraîne un cumul des effets d'écrouissage et d'endommagement. Cette étude consiste à mettre en place des méthodes d'identification et de quantification du dommage engendré par les opérations de formage en traction, compression, cisaillement sur ce type d'acier. Les objectifs principaux sont les suivants :

- caractérisation des matériaux utilisés.
- Etude de l'endommagement par essai de charge-décharge.
- Etude du comportement en cyclage de traction-compression.
- Caractérisation du pliage et du dépliage

Mots clés :

Endommagement, écrouissage, comportement mécanique, microstructure, pliage, dépliage, traction, compression.

Abstract :

The methode used to produce high strenght HLE steel sheets, which usually done through multiples pass deformation by rolling, bending, cutting, affects stroughly the microstructure of material, influences its behaviour during service and involves cumulative strain hardning and defects.this study aims to put forward methods of identification and quantification of damage suffered by this steel during forming by traction, compression and sheaving. The main goals are as follow :

- characterization of the materials used.
- Study of damage by tests of loading and unloading.
- Behaviour during cyclic tests by traction-compression.
- Characterisation after bending and straghtening.

Key words :

Damage, strain hardning, mechanical behaviour, microstruture, bending, strainghtening, traction, compression.

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Sommaire

Sommaire

Introduction	01
---------------------------	----

Présentation de l'école et de l'entreprise	02
---	----

Chapitre A : Etat de l'art

I- Introduction	04
II - Les aciers HLE	04
III- L'endommagement	05
IV- Procédés de mise en forme.....	08
V- Le retour élastique	18
VI- La technique d'étude par diffraction des rayons X	20
VII- Conclusion	21

Chapitre B : Rappel des travaux précédents

I- Introduction	22
II- Le pliage	22
III- Le dépliage	23
IV- Essai de traction	23
V- Etude de l'endommagement par essai de charge-décharge	24
VI- Essai de micro-dureté	25
VII- Analyse de la largeur de la corde	25
VIII- Conclusion	26

Chapitre C : dispositifs et protocole des essais

I- Introduction	27
II- Les matériaux	27
III- Choix des éprouvettes	28
IV- La découpe	29
V- Le pliage en tombé de bord	30
VI- Le dépliage	31
VII- La micrographie	31
VIII- La micro-dureté	32
IX- Les essais de traction simple, traction-compression et charge-décharge	33
IX.1- Essai de traction simple	33
IX.2- Essai de charge-décharge	33
IX.3- Essai de traction-compression	33
X- Conclusion	34

Chapitre IV : Résultats et discussions

I- Introduction	35
II-Essai de pliage.....	35
III-mesure du retour élastique.....	37



IV- Essai de dépliage.....	38
V- Micrographie.....	40
VI- Essai de micro-dureté.....	42
VII- Essai de traction.....	45
VIII- Essai de traction-compression.....	48
IX- Essai de charge-décharge	55
X- Conclusion	59
Conclusions et perspectives	60
Références bibliographiques	62
Annexes	64

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Introduction

Introduction

Dans le domaine de production des pièces automobiles, la conformité des produits aux normes de sécurité est une condition primordiale. Elle est très exigée notamment sur le marché automobile européen. Les entreprises qui travaillent dans ce domaine sont alors obligées à améliorer la qualité de leurs produits tout en restant dans des conditions économiques raisonnables. La réduction du poids, la bonne conception des pièces et l'optimisation du processus de fabrication sont des moyens qui permettent de réduire le coût des produits. Les aciers à haute limite d'élasticité (aciers HLE), ont des performances mécaniques accrues et des bonnes caractéristiques de formabilité et de soudabilité. Ils offrent la possibilité d'alléger les ensembles en réduisant les sections des pièces et d'avoir des produits moins chers donc plus compétitifs.

Notre étude portera sur la ferrure d'ancrage, représentée dans la figure 01. Elle sert à fixer le brin mort de la ceinture au châssis de la voiture. Cette pièce, en service, est soumise à plusieurs sollicitations dynamiques, sa résistance à ces dernières va dépendre de sa forme et des propriétés du matériau utilisé.

Les objectifs principaux de cette étude sont :

- Caractérisation des matériaux utilisés.
- Etude de l'endommagement par essai de charge-décharge.
- Etude du comportement en cyclage de traction-compression.
- Caractérisation du pliage et du dépliage.



Figure 01 : Ferrure d'ancrage.

Cette pièce est fabriquée à partir de tôles en acier HLE. Ces dernières sont reçues sous forme de bobines cintrées, qui seront par la suite débobinées avant de subir les différentes séquences de fabrication (voir figure 02) : Découpage, rayonnage, pliage et séparation.

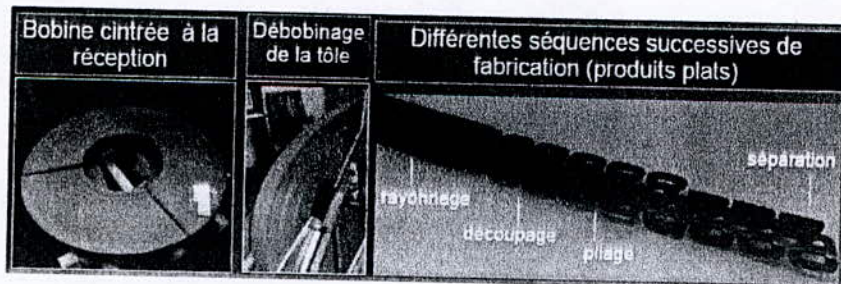


Figure 02 : mode d'obtention de la pièce.

Ce rapport commence par une présentation de l'entreprise DEVILLE SA et de l'école nationale supérieure d'arts et métiers (ENSAM) suivie de quatre chapitres. Le premier consiste en une recherche bibliographique. Le deuxième est un rappel des différents travaux effectués précédemment ainsi que les résultats obtenus. Le troisième est une présentation des dispositifs utilisés et des conditions dans lesquelles ont été réalisés les différents essais. Le dernier résume tous les résultats obtenus au cours de cette étude avec toutes les conclusions tirées.

*Présentation de l'école et
de l'entreprise*

Présentation de l'école et de l'entreprise

I- Présentation de l'école nationale supérieure d'arts et métiers (ENSAM) :

I.1 – Origine :

- En 1780 sont posées les bases de ce qui deviendra l'ENSAM, par le duc de la Rochefoucauld-Liancourt.
- Depuis 1800, elle se nomme l'école d'Arts et Métiers.
- Le premier centre d'enseignement et de recherche (CER) fut fondé en 1806 à Chalons- en-Marne.

I.2 - Aujourd'hui :

- C'est la première école d'ingénieurs en France avec 1000 diplômés par an.
- Depuis 1990, l'ENSAM est un établissement public à caractère scientifique, culturel et professionnel de type grand établissement.
- Son statut organise les centres en un réseau coordonné par une direction générale

I.3 – Le laboratoire d'accueil :

Mon projet de fin d'étude s'est déroulé au sein du LPMI (Laboratoire Procédés-Matériaux-Instrumentation), plus précisément au sein de l'équipe EPPM (équipe Procédés-Produits-Matériaux). Le LPMI a été créé en 1999 pour regrouper 5 équipes de recherche ;

- Équipe Modélisation Instrumentation.
- Équipe Matériaux Surface Mécanique.
- Équipe Matériaux Transferts.
- Équipe Procédés Couches Minces.
- Équipe Procédés-Produits-Matériaux.

II- Présentation de l'entreprise DEVILLE S.A :

DEVILLE S.A est une société anonyme, elle est parmi les grandes entreprises dans son domaine d'activité. Pour mieux la connaître on donne quelques dates-clés de sa création et de son développement :

- 1959 Production à Baugé.35 salariés.
- 1979 Début de la sous-traitance.
- 1990 Devillé, fournisseur stratégique d'Autoliv et de TRW.
- 2001 Ouverture d'un site en Pologne.
- 2004 RENAULT, client en direct.

Ces principaux produits sont les séccateurs et la sous-traitance automobile (voir figure 03)

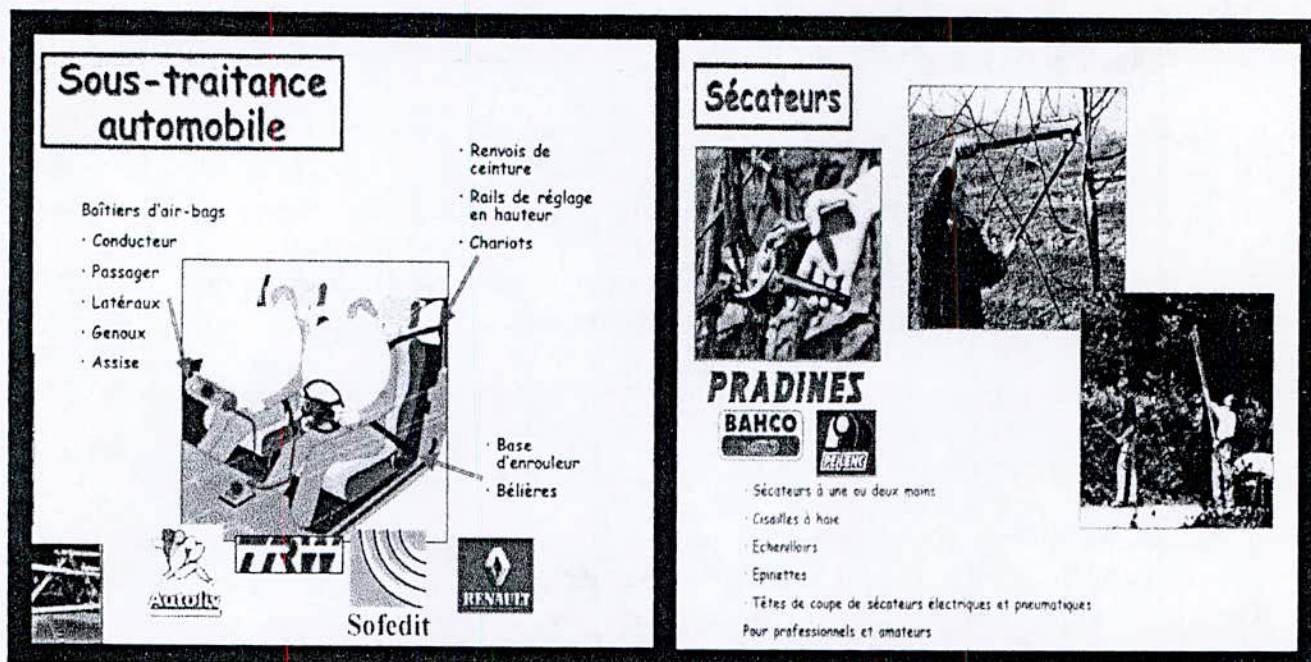


Figure 03 : Principaux produits de la société DEVILLE S

III- Relations entre l'ENSAM et DEVILLE S.A :

Depuis 1986, un contrat d'assistance technique a été signé entre DEVILLE S.A et l'ENSAM d'Angers. Ce contrat permet à DEVILLE S.A d'avoir une expertise technique très pointue et à l'ENSAM de disposer d'un partenaire de recherche.

En 2005, ce contrat se développe et une équipe de recherche technologique (ERT) est créée. L'activité de cette ERT est centrée sur l'appréhension des phénomènes d'endommagement induits lors de la mise en forme des aciers à haute limite d'élasticité.

Chapitre A
Etat de l'art

Chapitre A

Etat de l'art

I- Introduction :

L'objectif de ce chapitre est de situer le cadre de l'étude et de mieux introduire le lecteur au sujet de cette dernière. On présentera, dans un premier temps, les aciers à haute limite d'élasticité et dans un deuxième temps des généralités sur les procédés de mise en forme et les phénomènes qui leurs sont associés et à la fin le principe d'analyse des contraintes résiduelle.

II- les aciers HLE : [01]

Pour mieux optimiser le choix des aciers en fonction de leur utilisation, les sidérurgistes ont mis au point des nouvelles nuances dites « à haute limite d'élasticité », qui présentent des performances mécaniques accrues tout en conservant de bonnes caractéristiques de formabilité et de soudabilité. Les tôles produites en aciers HLE offrent la possibilité d'alléger les ensembles en réduisant les sections des pièces, ce qui est synonyme de produits moins chers donc plus compétitifs. C'est à partir des années soixante que Les premiers aciers HLE ont été développés, mais pas largement utilisés dans l'industrie, ce n'est qu'à partir des années quatre-vingt qu'ils sont devenus d'usage courant, surtout dans l'industrie automobile et la construction métallique en générale.

Les propriétés mécaniques et les caractéristiques de formabilité et de soudabilité assez importantes des aciers HLE sont liées à leur composition chimique et à leur structure. En effet, ces derniers contiennent des éléments d'alliage en faibles quantités, dispersés dans la matrice ferritique conduisant à la modification des propriétés du matériau de base en réduisant la taille des grains. Les éléments dispersoïdes peuvent être des :

- Eléments alphagènes qui augmentent le domaine de stabilité de la phase α , dans le diagramme fer-carbone (Si, Al, Cr, Ti)
- Eléments gammagènes qui augmentent le domaine de stabilité de la phase γ sur le diagramme fer-carbone (Ni, Mn)
- Eléments carburigènes qui ont comme fonction de modifier les carbures précipités à l'état d'équilibre (Cr, V, Ti, Nb...). On trouvera ainsi une quantité significative de précipités de carbone de certains éléments.

Ces éléments ont une grande affinité chimique conduisant à la formation de certaines phases secondaires (ou des précipités) lors du laminage à chaud où les conditions nécessaires à leurs formations sont réunies, les précipités peuvent être :

- *Des oxydes*, qui résultent de la réaction de l'oxygène avec les éléments qui ont le plus d'affinités pour l'oxygène. Pour ces aciers ce sont le Manganèse, le Silicium et l'Aluminium. Il peut y avoir des oxydes « plastiques » qui lors du laminage se déforment et créent des discontinuités, il peut y avoir aussi des oxydes indéformables, que ne se déforment pas et vont causer plus d'endommagement, que les déformables. Ces types de précipités ne sont pas désirés.

- Les sulfures, sont d'autres inclusions désagréables, ils sont la conséquence de l'existence de soufre. Avec le développement des aciers, les taux de soufre, sont venus à diminuer. Les sulfures qui se forment, vont créer des difficultés à l'utilisation (soudabilité) et lors de la transformation du matériau (formage à chaud, ductilité). Ces sulfures lors du laminage à chaud vont apparaître sous la forme de longs précipités dans la direction de laminage. Aussi si on déforme dans la direction perpendiculaire, vont apparaître de grands défauts et donc de mauvaises propriétés mécaniques dans cette direction. Pour diminuer la forme allongée des inclusions après laminage, on peut faire une addition de calcium ou de sélénium afin de limiter leur plasticité. Après laminage les sulfures mixtes ont une forme globulaire.
- Les nitrures et les carbonitrures, qui sont des précipités désirés, pour créer un durcissement sur le matériau. Ces précipités vont être très fins et dispersés dans la ferrite. Avec la réduction de la taille du grain il est possible d'atteindre un durcissement maximal.

III- L'endommagement : [02], [03], [04]

III.1- Description physique de l'endommagement :

Les propriétés mécaniques d'un matériau mis en forme par déformation plastique sont altérées par la présence de l'endommagement volumique défini par l'existence de cavités microscopiques, généralement autour des particules qui sont plus dures que la matrice. Les particules sont souvent nécessaires pour obtenir certaines propriétés mécaniques, comme une limite d'élasticité élevée. En revanche, les cavités endommagent le matériau lors du comportement plastique.

L'amorçage de l'endommagement résulte d'une localisation des contraintes et des déformations dans certaines zones du matériau. Cette localisation microscopique homogène à l'échelle de l'élément de matière (grains de métal ou quelques grains) ne peut résulter que de la présence d'hétérogénéités structurales au sein de ce dernier. Le comportement d'une inclusion au cours de la déformation plastique, au delà de son rôle de site éventuel d'amorçage de l'endommagement, dépend évidemment de sa loi de comportement spécifique et de celle de la matière environnante, mais aussi de sa forme, du site qu'elle occupe au sein du matériau, de son orientation et de la nature de l'interface inclusion – matrice.

Le phénomène de l'endommagement, tel qu'il a été décrit dans la littérature représente les discontinuités surfaciques pour les microfissures ou bien les discontinuités volumiques pour les cavités comme ont montré : J.Lemaitre et J.L.Chaboche [02].

Le phénomène d'endommagement est la conséquence du mouvement et des accumulations des dislocations dans les métaux, il présente un processus irréversible dépendant généralement :

- 1- De la rotation des grains.
- 2- Du réarrangement de la texture cristallographique.
- 3- Du glissement des dislocations.
- 4- Du type de microdéfauts.
- 5- De la naissance de microfissure.
- 6- De la propagation de microcavités.
- 7- De la coalescence des cavités.

Chapitre A : Etat de l'art

L'évolution de l'endommagement peut être schématisée en trois stades : l'amorçage, la croissance et la coalescence des cavités. Deux modes importants d'endommagement peuvent se développer :

- Par décohésion au niveau de l'interface entre une particule et la matrice.
- Fragmentation ou fissuration d'une particule.

L'amorçage de l'endommagement par fissuration de l'inclusion peut introduire très rapidement une fissuration dans la matrice, il peut y avoir lieu en même temps que la fragmentation.

III.2- Modèles d'amorçage des cavités :

Deux types de conditions ont été utilisées pour déterminer l'amorçage de l'endommagement au niveau microscopique : soit une condition énergétique exprimant que, lors de l'apparition d'une microcavité, la relaxation des contraintes doit libérer assez d'énergie pour créer la nouvelle surface, soit une condition de contrainte critique spécifiant que la contrainte à la surface ou à l'intérieur de l'inclusion atteint un niveau tel qu'une décohésion ou une fissuration peut se produire.

III.2.1- Critère énergétique :

Ce critère a pour but essentiel d'expliquer l'effet de particules sphériques indéformables sur la rhéologie d'un métal. L'introduction d'une nouvelle longueur caractéristique dans le problème, le vecteur de burgers b , conduit à un critère énergétique indépendant de la dimension de l'inclusion, à la différence des approches utilisant la mécanique des milieux continus. Ce critère prend la forme suivante :

$$\xi_R = 0.50 (\gamma/bG_I) \cdot (1 - \cos\theta) / \sin^2\theta \dots\dots\dots(01)$$

Où

- ξ_R est la déformation plastique équivalente de la matrice quand se produit l'amorçage.
- γ est l'énergie superficielle de la nouvelle surface créée.
- G_I le module de cisaillement de l'inclusion sphérique supposée non déformée plastiquement.
- la décohésion de l'interface se produisant suivant deux calottes sphériques diamétralement opposées et de demi-angle au sommet θ .

III.2.2- Condition de contrainte critique :

Dans le cas d'une matrice en cisaillement pur contenant une inclusion sphérique indéformable, il existe une estimation de la contrainte maximale à l'interface à partir de l'apparition d'empilements de boucles de dislocations prismatiques, permettant l'accommodation plastique entre la matrice et l'inclusion. La décohésion de l'interface se produit quand la matrice subit une certaine déformation plastique par cisaillement.

III.3- Croissance de l'endommagement :

La croissance de l'endommagement résulte de la combinaison de deux mécanismes :

- 1- Augmentation du nombre de cavités par amorçage.

Chapitre A : Etat de l'art

2- Augmentation de la taille de ces cavités.

Dans le cas où l'endommagement se produit par fragmentation ou fissuration de l'inclusion, la cavité se trouve limitée par deux parties de particules généralement dures placées elles même dans une matrice ductile. Dans ce cas, aucune modélisation théorique n'a été proposée, seule une approche phénoménologique a été menée. Elle est basée sur des mesures de l'écartement de la fissure en fonction de la déformation plastique au cours d'un essai de traction uniaxiale. Elle est donnée par la formule suivante :

$$L=L_0 \exp(\omega\xi) \dots\dots\dots(02)$$

Où

- L : est la longueur de la fissure.
- L_0 : est la longueur à l'instant initiale.
- ω : est un coefficient identifié expérimentalement.
- ξ : déformation plastique.

Lors de l'endommagement par décohésion, il existe plusieurs modèles de croissance. À noter que les particules peuvent jouer un rôle dans la croissance des cavités suivant le mode d'endommagement et le type de chargement ou de déformation subi par le matériau. Il faut noter aussi, qu'il y a des particules à l'origine d'endommagement qui ne jouent aucun rôle dans la croissance. Ceci est observé lorsque après décohésion, autour d'une particule, la cavité tend à augmenter sa dimension radiale dans chaque direction. La particule constitue un obstacle à cette contraction et engendre une contrainte supplémentaire par rapport au cas de la cavité libre.

III.4- Méthodes de caractérisation de l'endommagement :

III.4.1- Méthode directe :

Les méthodes directes de mesure de l'endommagement consistent essentiellement en des observations microscopiques. Ces observations permettent d'étudier l'endommagement de manière locale et précise. En effet, il est possible d'observer les types de cavités et de déterminer leur forme, leur taille, leur nombre et leur distribution par unité de surface, leur position par rapport aux phases, joints de grains, inclusions et leur évolution au cours de la déformation. Un traitement statistique donne accès à la concentration volumique de cavités par les mesures de concentrations surfaciques.

La microscopie optique permet d'étudier la germination, la croissance et la coalescence des cavités autour des inclusions. Cette technique est généralement limitée par la résolution et la faible profondeur de champ de la microscopie optique. Ces limitations peuvent être dépassées par l'utilisation de la microscopie électronique à balayage (MEB) dont la gamme de grossissements (de $\times 20$ à $\times 40000$) permet de suivre toute l'évolution de l'endommagement, soit par décohésion, soit par fragmentation, dès son stade de germination jusqu'au stade de coalescence. De plus, la possibilité de couplage d'un système de micro-analyse par rayon X permet d'obtenir des renseignements précieux sur la nature des précipités et des inclusions observées.

Outre le problème d'échantillonnage lié à la subjectivité d'observation très locale, l'observation de coupes planes dans le but de caractériser l'endommagement pose deux difficultés principales : d'une part, le problème de la détermination des dimensions volumiques réelles des cavités à partir de l'observation de la section de ces cavités au niveau du plan de coupe ; d'autre part, le problème du polissage ou plus généralement de la

Chapitre A : Etat de l'art

représentativité de la surface observée après préparation. Le premier point est une difficulté mathématique. Ce problème peut se résoudre en admettant certaines hypothèses sur la répartition, la forme et la taille des cavités. La difficulté du polissage est d'obtenir une surface de qualité excellente, sans pour autant modifier les caractéristiques de l'endommagement du matériau. Le polissage mécanique présente des inconvénients car les copeaux ou les bavures microscopiques arrachées par les grains abrasifs peuvent se loger dans les cavités et modifier leur taille et leur forme apparente. Le polissage chimique ou électrolytique modifie la taille et la forme des cavités par attaque préférentielle aux interfaces matrice-inclusion. Récemment, une technique de polissage par bombardement ionique a été mise au point permettant d'une part, d'obtenir une surface d'observation de meilleure qualité et d'autre part, d'éliminer la plupart des inconvénients des méthodes décrites ci-dessus.

III.4.2- Méthode indirecte :

La théorie d'endommagement selon Lemaitre et al [03] est basée sur l'évolution du module d'élasticité du matériau lors du cycle charge- décharge en traction unidimensionnelle

On note D la variable scalaire du dommage, et on écrit :

$$D=1- (E_i/E_0) \dots\dots\dots(03)$$

$D=0$: correspond à l'état non endommagé ou vierge.

$D=1$: Correspond à un élément de volume rompu en deux parties.

$0 \leq D < 1$: caractérise l'état d'endommagement.

IV- Procédés de mise en forme : [05]

IV.1- Pliage en V :

IV.1.1- Aspect théorique : [06], [07]

Le pliage est l'opération de mise en forme à froid d'un matériau plat avec ou sans lubrification obtenue quand la force appliquée dépasse la limite d'élasticité de ce dernier. La contrainte et la déformation ne sont pas proportionnelles et sont reliées par une loi généralement non linéaire, une partie de la déformation n'est plus réversible. Après recul des outils et relâchement des contraintes, il se produit un retour élastique et il persiste une déformation permanente résultant des glissements irréversibles de certains plans cristallographiques les uns par rapport aux autres.

Cette opération se distingue de l'emboutissage (voir figure A-01) par le fait que les contraintes latérales sont nulles. Les deux modes de sollicitations, « expansion-rétreint », qui entrent en jeu, simultanément, en emboutissage ne sont généralement pas rencontrés.

Chapitre A : Etat de l'art

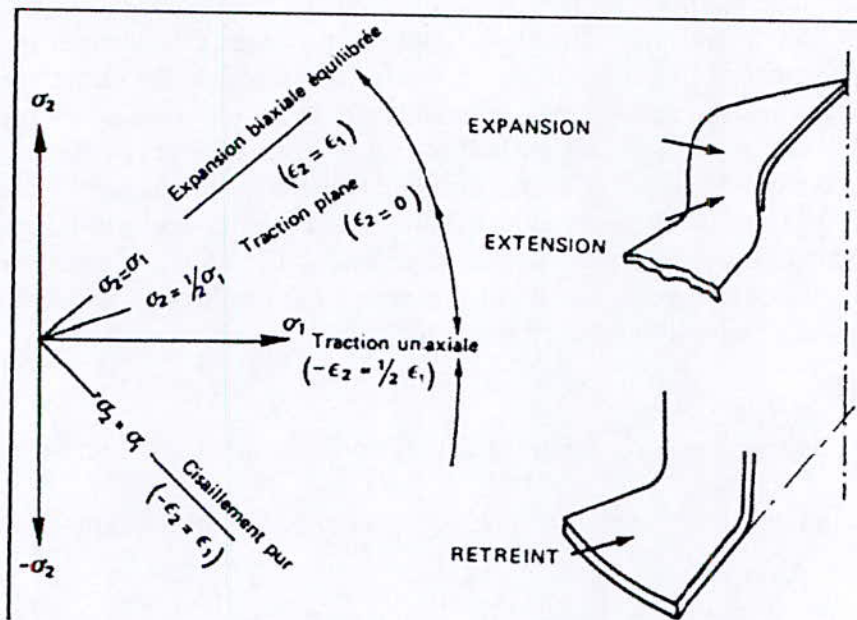


Figure A-01 : Mode de sollicitations dans une pièce emboutie. [06]

La réussite d'une opération de pliage est liée d'une part aux propriétés de la tôle et d'autre part aux paramètres du procédé dont la géométrie des outils fait partie. L'aspect et la planéité des surfaces sont les qualités les plus demandées dans les pièces destinées aux assemblages. La géométrie fait partie des paramètres à respecter dans les pièces pliées. La résistance mécanique est la propriété la plus importante, demandée, lorsque les pièces sont destinées à subir diverses sollicitations statiques et/ou dynamiques en service.

Etant donné que la demande industrielle en pièces pliées est de plus en plus importante, les études sur le pliage ont pris leur essor dans les études scientifiques. La caractérisation des matériaux et l'étude des divers procédés de mise en œuvre sont devenues des voies de recherche significatives ces dernières décennies. Les travaux sont majoritairement orientés vers « le pliage en V » qui est le moins complexe et plus utilisé par les industriels.

Les démarches expérimentales adoptées ont mis en évidence la différence entre les modes de sollicitation sur les deux surfaces de la tôle, l'aptitude au pliage et le rôle de l'état des bords dans la réussite de cette opération. Lorsque les déformations sont importantes dans la zone tendue, les fissures naissent aux bords de la tôle si la largeur du pli est faible. Elles apparaissent plutôt au centre pour des plis de plus grande largeur quand la contrainte biaxiale est importante.

En général, la flexion de la tôle suit dès les premières déformations, une loi d'élasticité linéaire. En poursuivant le chargement, le mécanisme de glissement irréversible lié aux dislocations s'active. Le comportement du matériau est, alors, régi par les lois de la plasticité, qui sont selon le cas, isotrope ou anisotrope. La distribution des contraintes dans le matériau est illustrée dans la figure suivante (figure A-02).

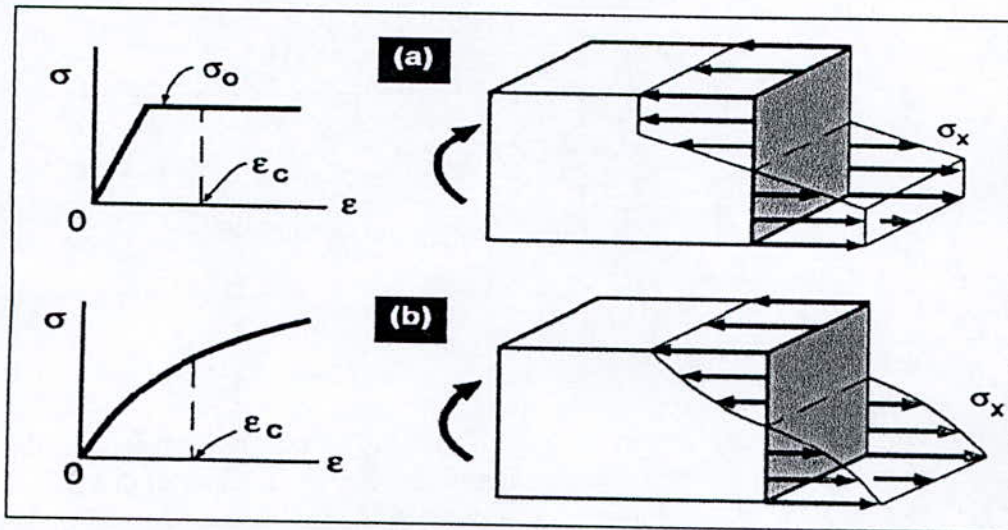


Figure A-02 : Distribution de la contrainte normale d'un matériau Elastoplastique. [07], a. parfait et b. à écrouissage isotrope.

IV.1.2. Aspect pratique : [08]

Pour mener une étude rigoureuse plusieurs paramètres doivent être pris en compte, à savoir l'état de sollicitation du matériau, la force de pliage, le retour élastique, l'influence de la lubrification ainsi que la géométrie des outils. Le pliage en l'air dit aussi à matrice ouverte est réalisé sous l'action du poinçon. Ce principe de fabrication a ultérieurement donné naissance à deux modes de pliage du même genre : (i) le pliage en matrice semi-fermée destiné à fabriquer des pièces géométriquement plus précises et (ii) le pliage en matrice fermée au coût plus élevé, destiné à compenser le retour élastique existant dans les autres cas (voir Figure A-03).

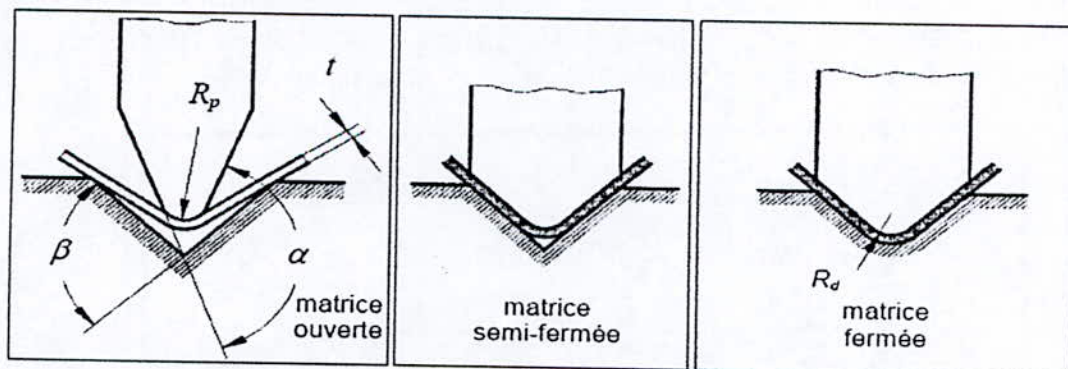


Figure A-03 : Différents types de pliage en V. [08]

Ce mode de pliage a été largement exploité dans l'industrie pour la production des pièces en acier, en alliage d'aluminium et en alliage de titane.

L'étude de l'évolution de la force de pliage montre que cette dernière augmente pour atteindre un maximum à partir duquel, elle commence à chuter avec une faible pente quand le pliage est à matrice ouverte. Dans les deux autres cas, la force maximale est atteinte en fin de course (voir figure A-04) point à partir duquel elle chute brutalement.

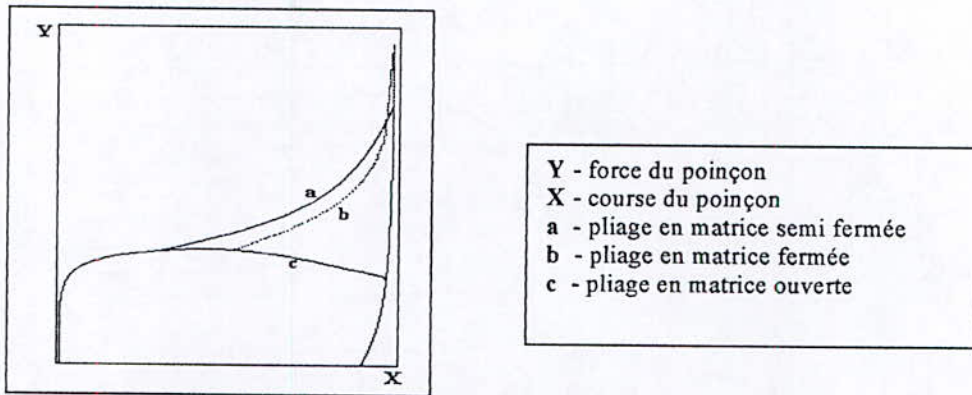


Figure A-04 : Evolution de la force de pliage dans les trois cas précités. [09]

Dans l'assemblage des systèmes mécaniques, la précision géométrique des pièces fabriquées est primordiale, pour cela Les industriels ont cherché à apporter des solutions pour améliorer les procédés de mise en forme et réduire les défauts de forme. Ces derniers peuvent avoir lieu au début de l'opération de mise en forme, pendant ou à la fin de celle-ci. Ces solutions, bien entendu, ne doivent pas introduire d'effets secondaires nuisibles au fonctionnement ni trop augmenter le temps de production.

Une solution consiste à établir un contact entre le poinçon et la tôle avant de commencer à plier. Ceci permet d'obtenir un taux d'érouissage plus important et diminue le retour élastique généralement rencontré en fin de formage, sans prendre en compte le dommage engendré par l'opération.

Grâce à l'amélioration des procédés de fabrication l'allègement des pièces mécaniques sans perte de performance est aujourd'hui de plus en plus fiable. Toutefois, les modèles théoriques développés sont en grande partie inspirés de l'expérience. Ils sont plus particulièrement destinés à relier les paramètres du procédé : jeu, course, géométrie des outils, etc., aux propriétés du matériau en vue de mieux contrôler le procédé de pliage et de prédire les risques qui peuvent être encourus par la pièce ultérieurement. Diverses contributions récentes basées sur l'hypothèse d'un état plan de déformation en pliage montrent que lorsque le jeu décroît, le retour élastique décroît, par contre, la déformation plastique dans la zone pliée croît. La géométrie détaillée par De Vin [10] permet de distinguer les parties actives de la tôle de celles non actives pendant l'opération de pliage (voir figure A-05).

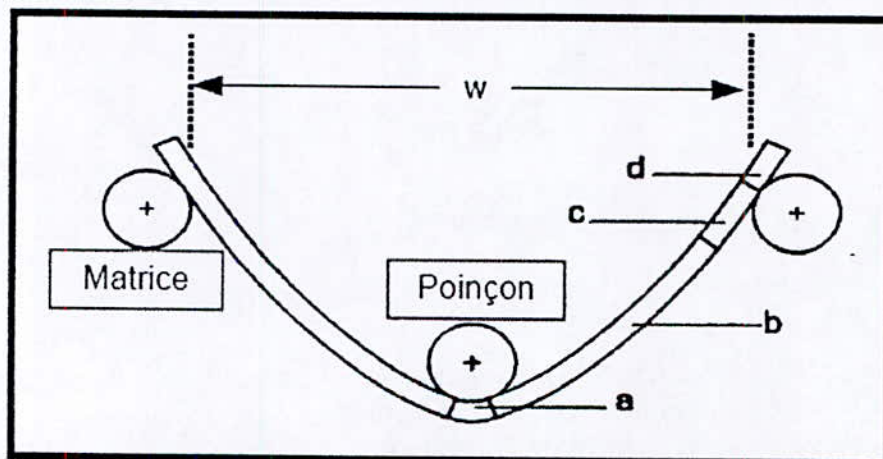


Figure A-05 : Géométrie détaillée pendant une opération de pliage en l'air. [10]

Chapitre A : Etat de l'art

Avec :

- La zone a est celle du contact entre la tôle et le poinçon.
- la zone b déformée plastiquement possède une courbure variable due aux différents moments locaux de pliage.
- Les déformations dans la zone c sont uniquement élastiques.
- La zone d est non active, elle ne subit donc aucune déformation.

Dans la réalité industrielle, il est plus intéressant de surmonter les difficultés de mise en forme en jouant sur la géométrie des outils plutôt que de modifier les propriétés du matériau en lui faisant subir des traitements supplémentaires. Dans le cas de pliage en V, par exemple, afin d'obtenir une bonne qualité de pièces, la course et le rayon du poinçon sont deux facteurs qui doivent être précisément choisis en fonction de la formabilité de la tôle.

Parfois même si la tôle est de haute formabilité l'opération de pliage peut ne pas être bien réussie suite à l'état des bords, qui se trouve très rugueux, ce qui conduit à une localisation des déformations plastiques, qui peut conduire à une apparition prématurée des micro-fissures aux bords et sur la surface tendue sous l'effet des moments locaux du pliage (voir Figure A-06).

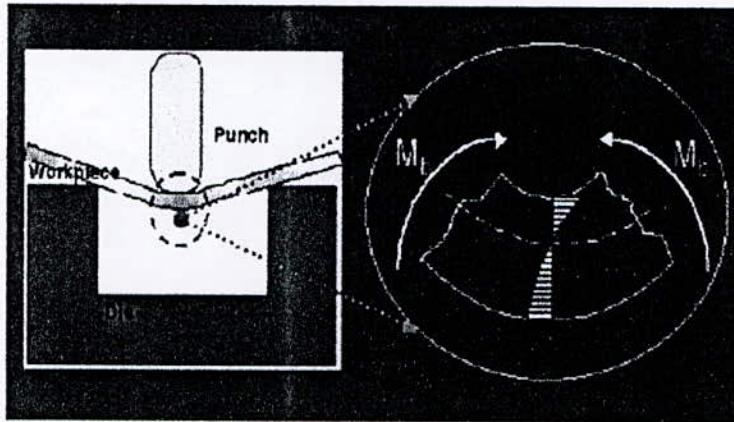


Figure A-06 : Naissance de micro-fissures due à l'état de distribution des contraintes. [11]

Le retour élastique lors du relâchement des contraintes peut être expliqué par le fait que la déformation plastique irréversible qui a lieu pendant l'opération de pliage, ne se produit qu'après une déformation élastique. Pour une bonne qualité de la pièce finale obtenue par un pliage en l'air, la pénétration du poinçon est le paramètre le plus déterminant pour que l'angle soit fixé. D'autre part des petites variations dans la course peuvent largement modifier l'angle final. Ce type de problèmes et d'erreurs géométriques sont généralement dus à l'usure, aux diverses sollicitations que le poinçon peut subir ainsi qu'à la grande répétitivité de l'opération du pliage.

Les paramètres les plus influents dans une opération de pliage peuvent être classés en trois classes :

- Paramètres liés à la machine ; cadence, puissance, etc.
- Paramètres liés aux outils ; rayons, course, angle, etc.
- Paramètres liés au matériau ; formabilité, propriétés élastiques, etc.

La qualité de la pièce pliée est sensible à ces trois types de paramètres, cependant, il peut y avoir une prépondérance d'un paramètre par rapport à un autre ou d'une famille par rapport à une autre, selon la destination finale de la pièce et les critères de qualité demandés. A titre d'exemple, Kampus [12] a présenté une étude sur le profil optimal de la matrice, il a

Chapitre A : Etat de l'art

montré que l'angle final de pliage dépend fortement du profil de la matrice (voir Figure A-07).

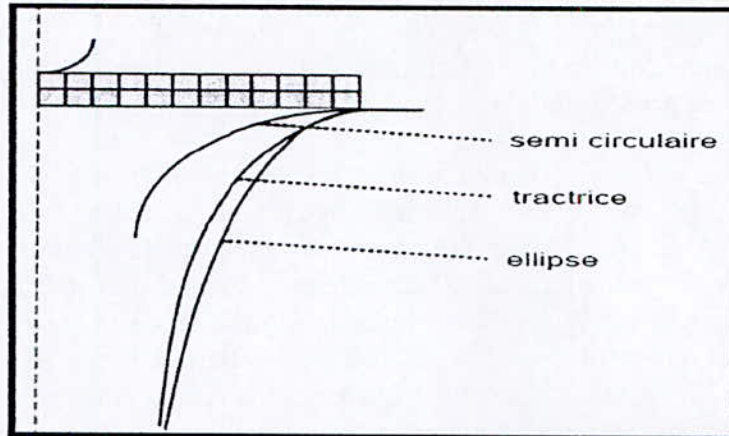


Figure A-07 : Profil de la matrice destinée au pliage en V. [12]

IV.2. Pliage en U :

Le pliage en U est généralement adopté pour l'obtention des pièces de moyenne série, dans la pratique industrielle, la surface de contact entre l'outil et la pièce pliée est plus importante que celle qui peut exister lors d'un pliage en l'air (voir Figure A-08).

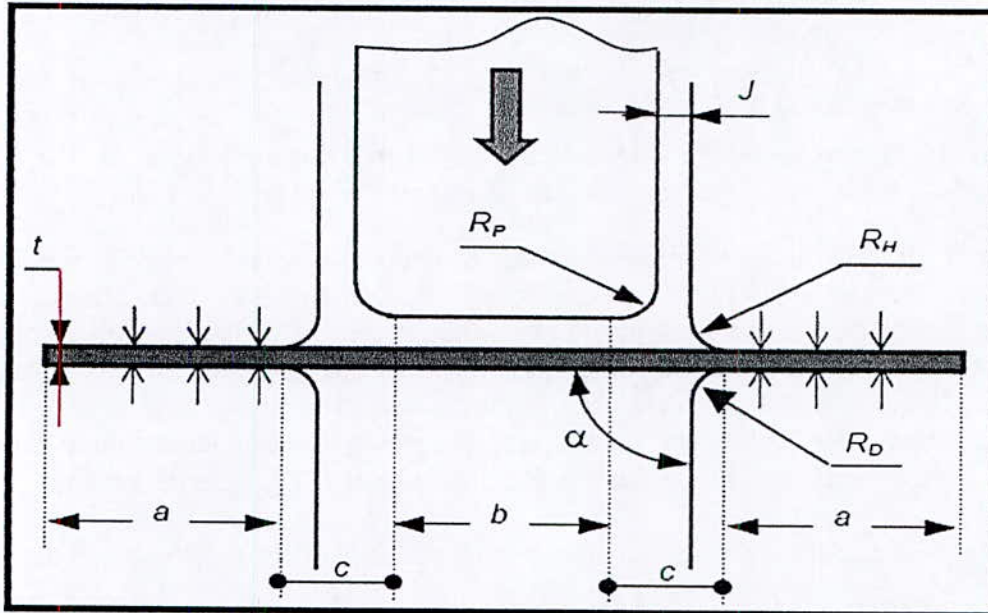


Figure A-08 : Principe du pliage en U. [05]

En début de course, le gradient de contrainte est très élevé dans partie **c**, la déformation est, alors, principalement localisée dans cette parties. L'épaisseur de la tôle reste sensiblement constante durant l'opération de pliage surtout dans les parties **a** et **b**.

Dans la littérature, la géométrie des outils, la force de serrage du serre flan et le contact outils- pièce sont les paramètres qui ont été le plus souvent retenus dans les études

Chapitre A : Etat de l'art

portant sur ce procédé de pliage. Les phénomènes indésirables qui en résultent sont essentiellement (i) le retour élastique, comme pour tout les autres cas de pliage, et (ii) la courbure de la paroi latérale qui le distingue des autres modes de pliage. Le poinçon n'est pas à fond plat mais plutôt semi-cylindrique ce qui introduit un contact surfacique plus important.

Lors du pliage en U, Le contact poinçon-matrice est maintenu sur les deux parois latérales jusqu'en fin d'opération, les pièces obtenues sont à fond plat, pouvant avoir différentes formes (voir Figure A-09), en fonction de leur destination et leur fonction en service.

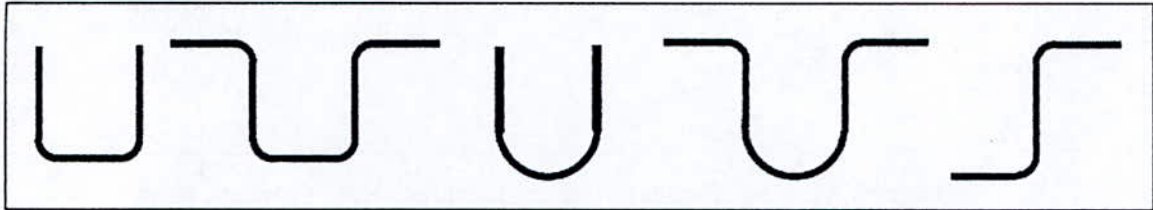


Figure A-09 : Formes de base obtenues par le pliage en U.[05]

IV.3-Pliage en tombé de bord :

Le pliage en tombé de bord (voir Figure A-10), est un procédé de mise en forme des tôles, très utilisé en industrie, il permet d'obtenir des pièces de grandes ou de moyennes séries. Une partie de la tôle est maintenue par un serre flan et l'autre partie subit l'effort du poinçon qui, en pénétrant, engendre sa déformation jusqu'à la fin de course, l'angle de pliage maximal est de 90° , au cours d'une seule séquence opératoire.

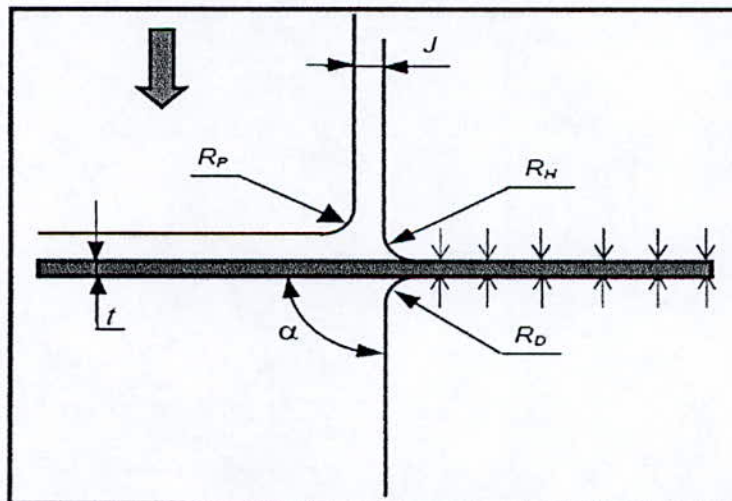


Figure A-10 : Principe de pliage en tombé de bord.[05]

A fin de mieux comprendre ce procédé, et d'après la théorie de la Mécanique des Structures, la partie active de la tôle peut être assimilée à une poutre encastree soumise à un effort de flexion. Dans le cas des tôles minces, la section normale est plane et elle l'est même après flexion. Les directions principales de déformations et de contraintes coïncident avec les directions, radiale et circonférentielle.

Soit la fibre AB_0 de longueur initiale l_0 dans la tôle plate. Sous l'effet d'une sollicitation combinée de traction et de flexion, celle-ci subit un allongement et atteint une longueur $l = \theta (\rho + y)$, ρ est le rayon de courbure de la fibre moyenne. La figure suivante (voir Figure A-11), illustre la déformation des fibres moyennes.

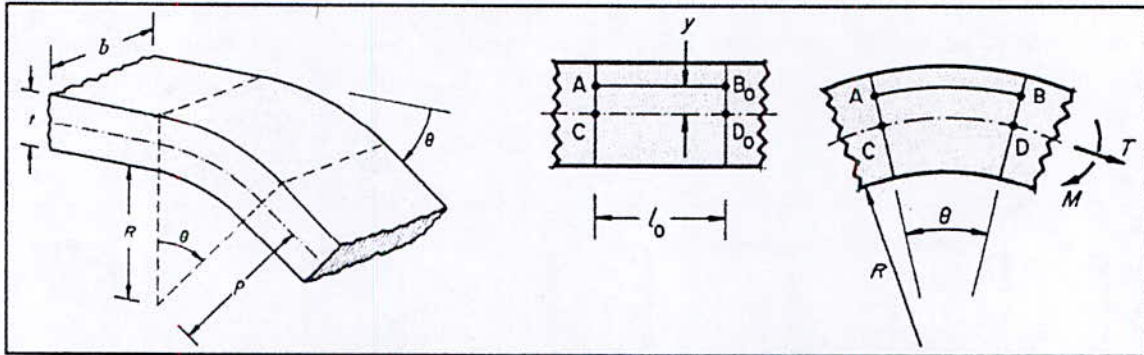


Figure A-11 : déformation des fibres moyennes lors du pliage en tombé de bord. [13]

C'est à partir de ce principe que Marciniak et al [13] ont procédé à analyser la distribution des contraintes et des déformations dans le cas de flexion. Les contraintes radiales de cisaillement et celles qui se trouvent dans le sens de la largeur sont négligées.

En fonction de la largeur de la tôle pliée, deux cas peuvent se présenter :

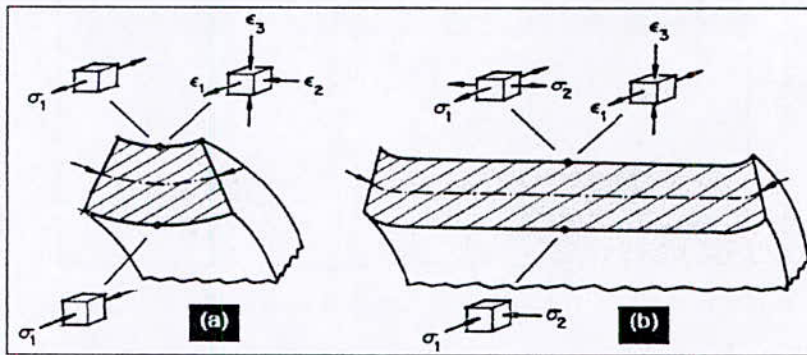
- Premier cas : si le rapport b/t est faible et les bords libres de tout chargement, dans ce cas les contraintes transversales sont nulles et les déformations seront reliées seulement à l'effet de la contrainte uniaxiale de traction ou de compression, on peut donc faire l'hypothèse d'un état de contrainte plane, c'est à dire

$$\sigma_1 \neq 0, \sigma_2 = 0, \sigma_3 = 0 \dots \dots \dots (04)$$

L'hypothèse de l'incompressibilité plastique permet de déduire la relation suivante :

$$\epsilon_2^{pl} = -\frac{1}{2} \epsilon_1^{pl} \dots \dots \dots (05)$$

Ce qui explique l'augmentation de la largeur b sur la surface en compression et sa diminution sur la surface en traction, comme on peut le voir sur la figure suivante (voir Figure A-12a.).



**Figure A-12 : Etats de contrainte et de déformation dans une tôle.
a. faible largeur, b. forte largeur. [13]**

- Deuxième cas: si la largeur b est suffisamment grande par rapport à l'épaisseur t (Figure A-12b) dans ce cas on aura $\epsilon_2^{pl} = 0$, dans la zone centrale où la courbure est nulle.

Chapitre A : Etat de l'art

L'hypothèse d'un état de contrainte uniaxiale n'est valable qu'aux bords de la tôle. En négligeant la contrainte radiale, $\sigma_3 = 0$, dans le cas d'écoulement plastique, les contraintes transversale et longitudinale sont reliées par la relation suivante :

$$\sigma_2 = \frac{1}{2}\sigma_1 \dots\dots\dots(06)$$

Par suite de quoi les contraintes σ_1 et σ_2 sont reliées à la contrainte équivalente de von Mises par :

$$\sigma_1 = (2/\sqrt{3})\sigma_{eq} \text{ et } \sigma_2 = (1/\sqrt{3})\sigma_{eq} \dots\dots\dots(07)$$

La déformation plastique ϵ^{pl} est associée à la déformation plastique équivalente par :

$$\epsilon_1^{pl} = (\sqrt{3}/2)\bar{\epsilon}^{pl} \dots\dots\dots(08)$$

IV.3.1- Distribution des déformations et des contraintes :

La figure A-13 montre l'évolution de contrainte axiale dans l'épaisseur de la tôle quand l'hypothèse de déformation plane est retenue, la tôle étant soumise à une flexion et une traction combinées. La figure A-14, montre La distribution de la contrainte axiale et de la déformation qui lui est associée quand la tôle est soumise à une flexion pure.

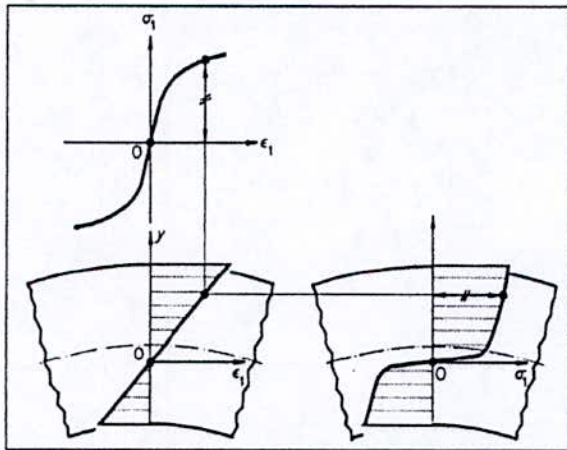


Figure A-13: Distribution de déformations et de contrainte en cas de flexion-traction combinées.[13]

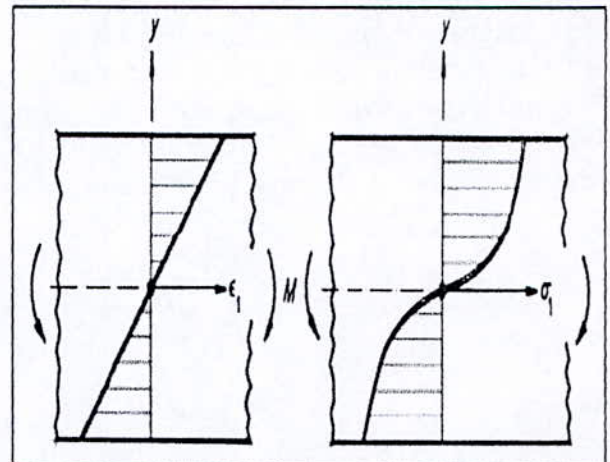


Figure A-14 : Distribution de déformations et de contraintes en Cas de flexion pure. [13]

IV.3.2- Rapport entre le rayon de pliage et l'épaisseur de la tôle pliée :

En général, la largeur de la pièce dans la zone pliée est plus réduite à l'extérieur qu'à l'intérieur. L'écart de déformation intérieur-extérieur est inversement proportionnel au rapport R/t . Comme indiqué sur la figure A-15, R est le rayon interne de pliage, t est l'épaisseur et θ_f est l'angle final de pliage.

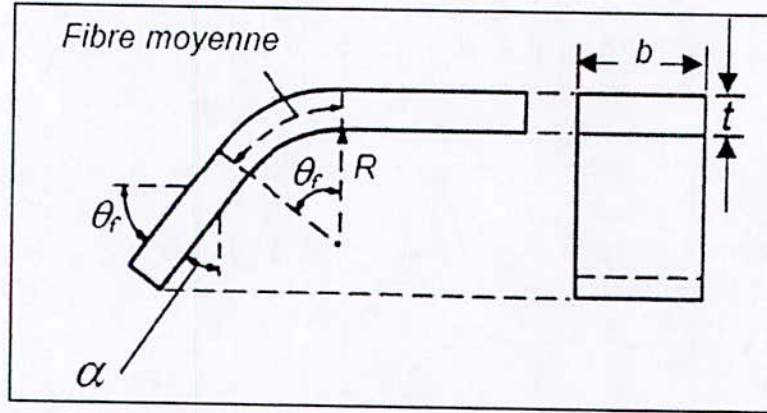


Figure A-15 : Terminologie principale. [14]

La déformation augmente à l'extérieur du pli quand le rapport R/t diminue, ce qui peut engendrer une apparition de fissures dans les cas critiques. Il a été donc utile de définir un rayon minimum pour éviter tout risque éventuel. Le rayon limite de pliage est fonction de l'épaisseur de la tôle. Jusqu'à présent, ce rayon minimum n'est défini qu'expérimentalement plusieurs recherches ont été développées afin d'établir des relations explicites entre le rayon minimum admissible et les propriétés mécaniques du matériau, en admettant les hypothèses suivantes :

- Le matériau est homogène et isotrope.
- La déformation vraie des fibres extérieures au moment de l'apparition des fissures est supposée égale à la déformation vraie à la rupture ϵ_f en traction simple.
- Le pliage est décrit par l'hypothèse de l'état de contrainte plane, b/t est faible. en effet, la déformation vraie à la rupture en traction simple est :

$$\epsilon_f = \ln (A_c/A_f) = \ln \left[\frac{100}{100 - r} \right] \dots\dots\dots(09)$$

Avec :

- A_c et A_f sont respectivement les aires de la section droite initiale et finale dans un essai de traction simple.
- r est le taux de réduction de la section (striction%) dans un essai de traction simple.

D'autre part :

$$\epsilon_e = \ln(1 + e_e) = \ln \left(1 + \frac{1}{(2R/t) + 1} \right) = \ln \left(\frac{R+t}{R+(t/2)} \right) \dots\dots\dots(10)$$

Chapitre A : Etat de l'art

L'égalité entre les deux équations précédentes (09 et 10) conduit à :

$$\min \frac{R}{t} = \frac{50}{r} - 1 \dots\dots\dots(11)$$

Par conséquent, un matériau subissant une striction autour de 50%, pourrait être plié dans les conditions les plus sévères (rayon de pliage nul !) sans apparition de fissures.

Dans la figure suivante (voir Figure A-16), un exemple de résultats expérimentaux montre la relation entre le rapport R/t et la striction.

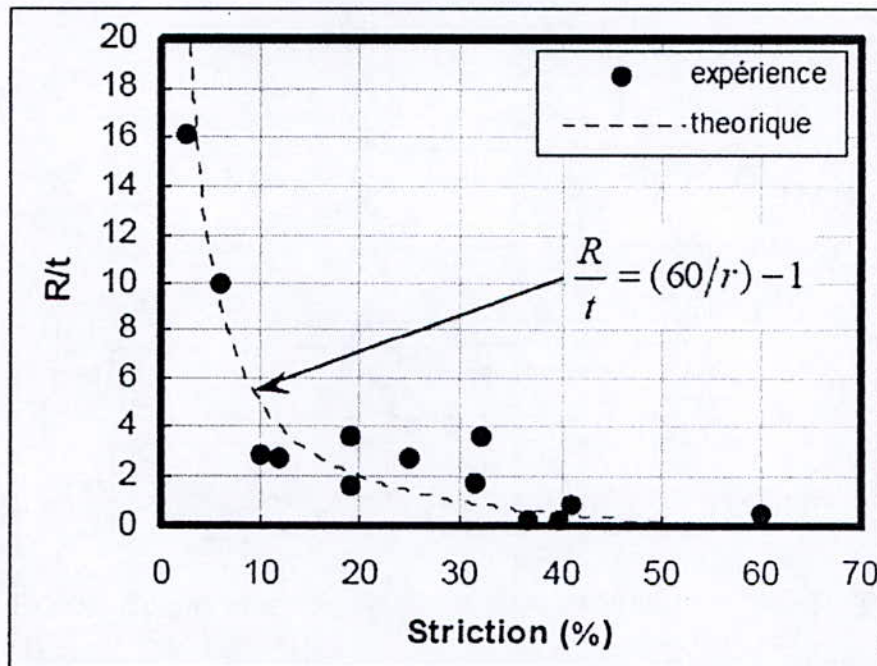


Figure A-16 : relation entre le rapport R/t et la striction (%). [14]

Ces éléments de calcul sont utiles mais ne sont pas toujours suffisants pour répondre à toutes les questions qui peuvent se poser pendant la déformation. On peut suivre l'évolution des grandeurs non mesurables telles que les contraintes, le frottement ou l'endommagement grâce aux déformations. Les modèles théoriques qui leurs sont associés peuvent être d'une forte complexité

V- Le retour élastique :[04]

Le retour élastique est dû à la redistribution des contraintes internes lors de la remontée (ou de la descente) du poinçon.

- La zone au contact du nez de matrice est déformée plastiquement
- La zone comprise dans le jeu entre poinçon et matrice n'est déformée qu'élastiquement.

Chapitre A : Etat de l'art

Les différentes actions et paramètres intervenant lors du pliage en tombé de bord, sont représentés dans la figure suivante (voir figure A-17).

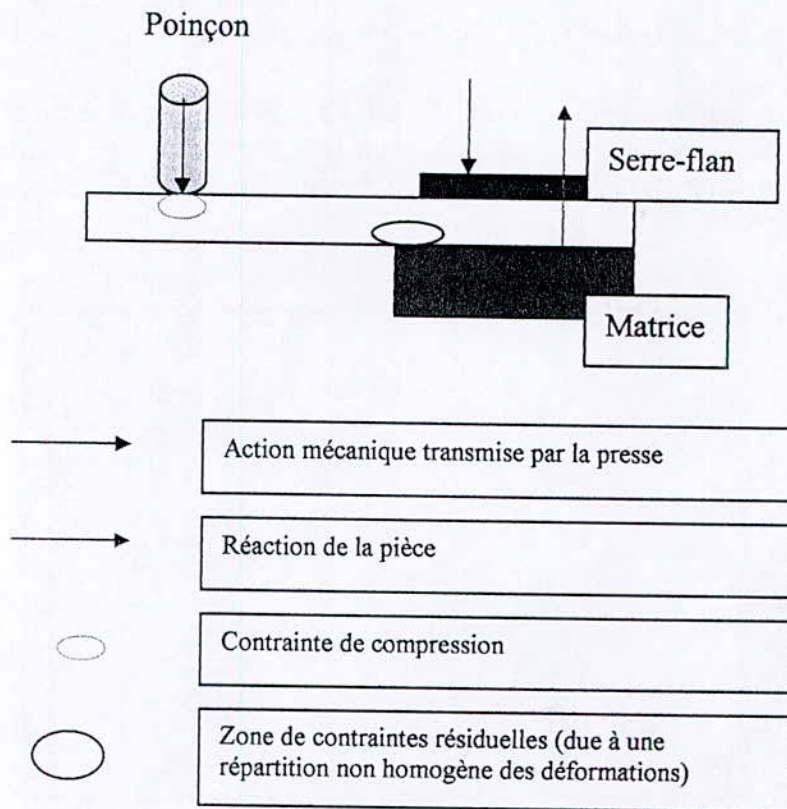


Figure A-17 : Différentes actions lors du pliage en tombé de bord. [04]

A fin d'obtenir une bonne précision géométrique de la pièce pliée, il faut bien maîtriser le retour élastique. En effet lors des différentes opérations de mise en forme, des contraintes résiduelles sont introduites dans le matériau. Ces dernières se redistribuent lors de l'opération de pliage suite à une répartition non homogène des déformations, ce qui conduit à une modification de la géométrie de la pièce pliée. La figure suivante (voir Figure A-18) montre un exemple de retour élastique lors du pliage en tombé de bord.

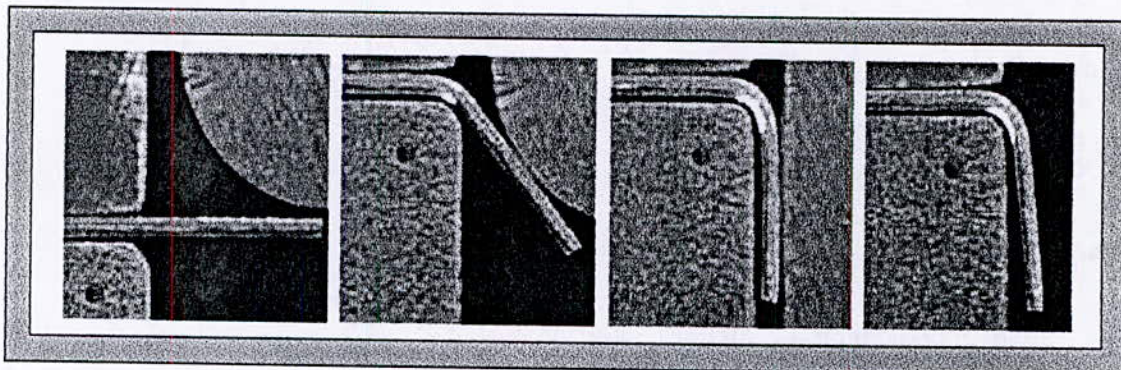


Figure A-18 : Phénomène du retour élastique, lors du pliage en tombé de bord. [05]

VI- La technique d'études par diffraction des rayons X : [15]

Dans un réseau cristallin, les atomes sont arrangés de façon périodique. Quand il est irradié par les rayons X, ces derniers diffusent en relation de phase entre eux après leur incidence sur les atomes.

Considérons un faisceau de rayonnement X monochromatique de longueur d'onde λ de l'ordre de grandeur de l'espace entre les atomes, tombant avec une incidence θ sur une famille de plans cristallins (hkl) définis par leur distance interréticulaire d_0 avant chargement et d après chargement et création de contraintes mécaniques, le faisceau diffracté est, alors, altéré par le champ de contraintes comme on peut le constater sur la figure A-19.

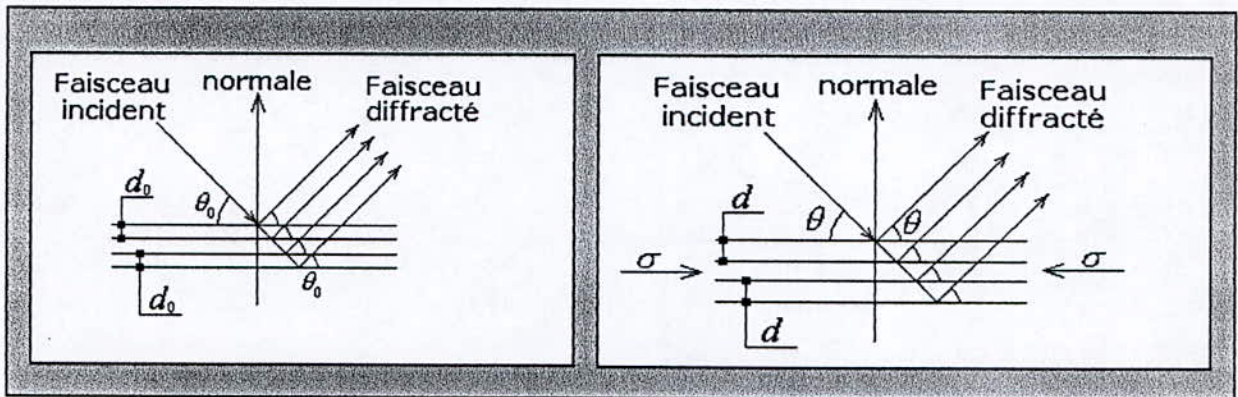


Figure A-19: principe d'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. [05]

La méthode de détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X est basée sur la mesure des variations de la distance interréticulaire d_{hkl} en fonction de l'orientation (Ψ) de ceux-ci par rapport à la surface de la pièce (voir figure A-20). Les variations de la distance interréticulaire (ou de déformation) sont reliées au déplacement de la raie de diffraction (angle de Bragg θ_{hkl}) par la relation suivante :

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \Delta d_{hkl} / d_{hkl} = -\cotg \theta_{hkl} \cdot (\Delta \theta_{hkl}) \dots\dots\dots(12)$$

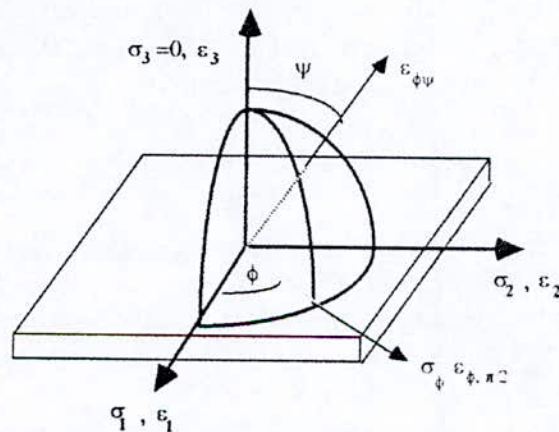


Figure A-20: définition du repère de mesure. [15]

Chapitre A : Etat de l'art

Selon les lois de la mécanique, les déformations peuvent être reliées à la contrainte σ_ϕ dans la direction ϕ par la relation suivante :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1}{2} S_2 \cdot (hkl) \cdot \sigma_\phi \cdot \sin^2 \psi + S_1 \cdot (hkl) \cdot (\sigma_1 + \sigma_2) \dots \dots \dots (13)$$

Cette relation entre les déformations $\varepsilon_{\phi\psi}$ et le sinus carré de l'angle d'incidence ψ permet de déterminer la contrainte σ_ϕ dans la direction considérée (voir figure A-21), si l'on connaît les constantes élastiques radiocristallographiques $\frac{1}{2} S_2 \cdot (hkl)$ et $S_1 \cdot (hkl)$ du matériau.

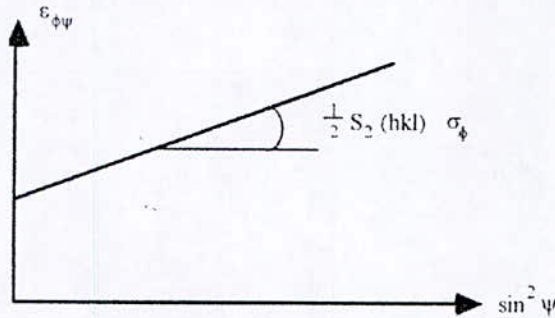


Figure A-21: loi de $\sin^2 \psi$. [15]

Lors de la mesure de déplacement des raies de diffraction (détermination de la contrainte σ_ϕ) leur largeur est calculée :

- soit prise au 2/5 de la hauteur (largeur de corde).
- Soit calculer le rapport entre la surface et la hauteur de raie (largeur intégrale).

Ce paramètre est caractéristique de l'état de déformation plastique du volume irradié par les rayons X. il permet de caractériser, de manière qualitative, l'état d'écrouissage du matériau lorsque celui-ci a été déformé mécaniquement (usinage, polissage mécanique, laminage,...) et/ou l'état microstructural du matériau à la suite de traitements thermiques (il évolue dans ce cas de manière similaire à la micro-dureté).

Les valeurs absolues des largeurs n'ont pas de sens physique puisqu'elles dépendent de l'appareillage utilisé et les valeurs relatives ne peuvent être comparées qu'entre des séries de mesure réalisées dans les mêmes conditions. L'unité utilisée est le degré ($^\circ 2\theta$) ou le μm^{-1} selon qu'on l'exprime dans le réseau direct ou réciproque.

VII- Conclusion :

Ce chapitre consiste en une recherche bibliographique sur les aciers à haute limite d'élasticité, les différents procédés de mise en forme et la technique d'étude par diffraction des rayons X. Dans le chapitre suivant on rappellera les différents travaux effectués avant cette étude ainsi que les résultats obtenus.

Chapitre B
Rappel des travaux
précédents

Chapitre B

Rappel des travaux précédents

I- Introduction :

Dans ce chapitre, on rappelle des travaux, effectués avant notre étude, et les résultats obtenus qui peuvent, dans certains cas, être comparés à nos résultats.

II- Le pliage : [16]

Les essais ont été réalisés sur l'acier S500 MC, avec un rayon de matrice de 4 mm et un jeu égal à 4.6 mm, et on constate que l'effort augmente jusqu'à une valeur maximale d'environ 6 kN à partir de laquelle l'effort diminue (voir figure B-01). En suite on varie le jeu et on constate que l'effort maximal de pliage augmente quand le jeu diminue (voir figure B-02).

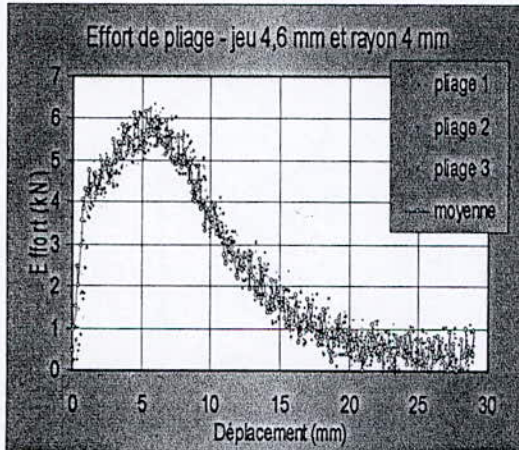


Figure B- 01 : variation de l'effort de pliage en fonction du déplacement. [16]

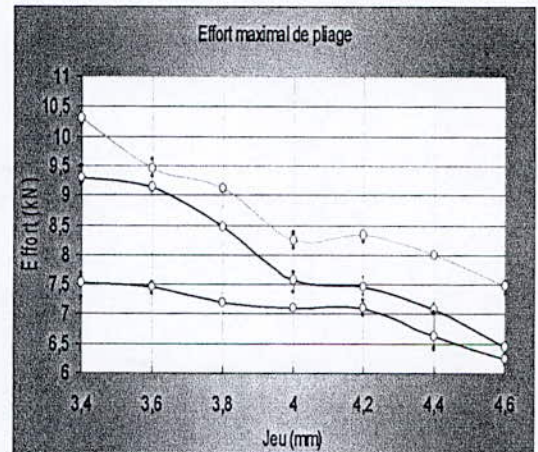


Figure B-02 : Variation de l'effort maximal de pliage en fonction du jeu.[16]

Ce travail a montré aussi que l'angle du retour élastique augmente quand le jeu augmente (voir figure B-03)

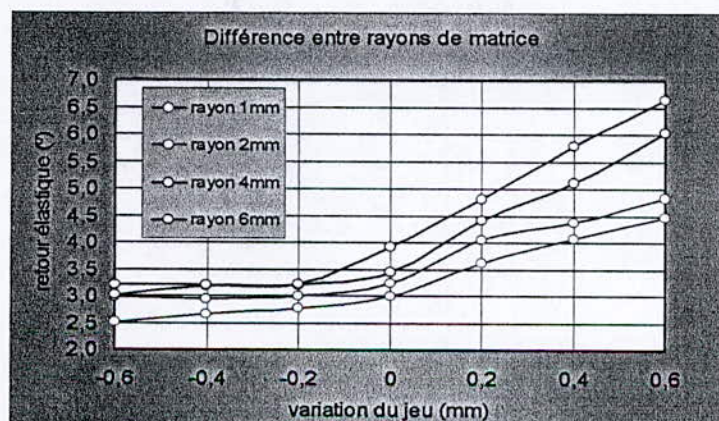


Figure B-03 : variation de l'angle du retour élastique en fonction du jeu.[16]

III- Le dépliage : [04]

Après avoir plier les éprouvettes (matériau : S500MC) à 90° avec différents rayons de matrice (4,1 et 0.5 mm) et un jeu nul, des essais de dépliage ont été effectués, les résultats (voir figure B-04) montrent que l'effort nécessaire à la rupture est d'autant plus faible que le rayon de matrice (lors du pliage) est plus petit, on peut retenir les résultats suivants quant à l'effort à rupture :

- pour un rayon de 4 (mm) : 30.5 (kN).
- pour un rayon de 1 (mm) : 12.75 (kN).
- pour un rayon de 0.5 (mm) : 11 (kN)

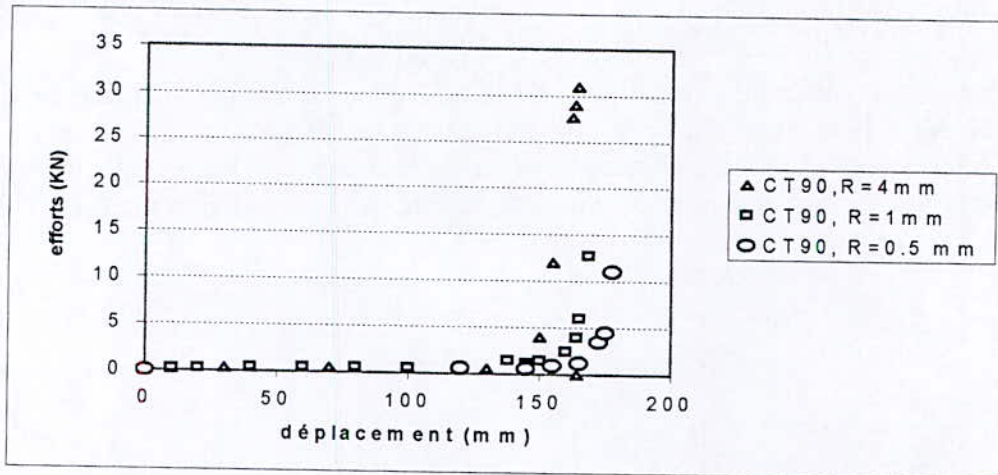


Figure B-04 : variation de l'effort de dépliage en fonction du déplacement de la traverse. [04]

IV- Essai de traction : [05]

Une série d'essais à été réalisée (sur l'acier S500 MC) à différentes vitesses de chargement, les courbes obtenues sont présentées dans la figure B-05, la limite d'élasticité enregistrée est $\sigma_e = 560$ MPa.

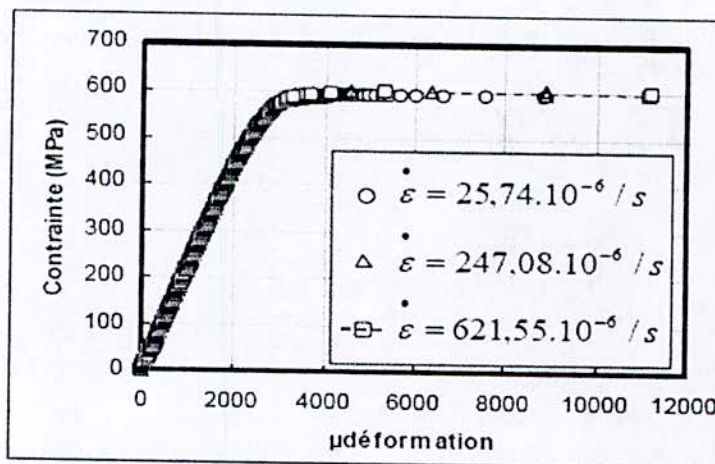


Figure B-05 : courbe de traction conventionnelle à différentes vitesses de chargement. [05]

Chapitre B : Rappel des travaux précédents.

On constate une insensibilité à la variation de la vitesse de déformation pour les trois cas étudiés.

On a préféré de tracer la courbe de traction rationnelle en reprenant les points correspondant aux contraintes maximales atteintes à chaque cycle, lors de l'essai de charge-décharge (voir figure B-06). La loi d'érouissage de Ludwick a été identifiée par rapport à la limite d'élasticité initiale σ_e , cette loi est la suivante :

$$\sigma_{eq} = 560 + 800 (\epsilon^{pl})^{0.745} \dots\dots\dots (14)$$

V- Etude de l'endommagement par essai de charge-décharge : [05]

Un essai de charge-décharge a été réalisé sur la machine de traction 50 kN type INSTRON-1345 équipée d'un capteur d'efforts, en collant des jauges de déformation sur l'éprouvette (acier S500MC). On plastifie le matériau à chaque cycle tout en évitant de dépasser la limite d'utilisation des jauges. La courbe de l'essai est présentée dans la figure B-06.

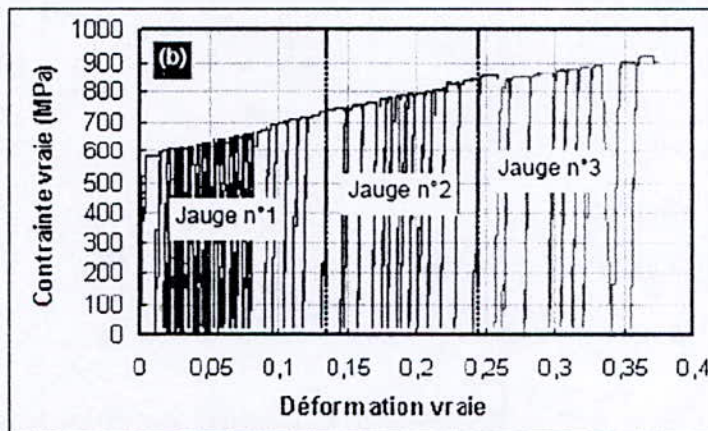


Figure B-06 : courbe de l'essai de charge-décharge. [05]

Le module de Young E est calculé entre $0.15 \sigma_e$ et $0.85 \sigma_e$ pour chaque cycle, le module E_0 calculé lors du premier cycle est pris comme référence pour le matériau vierge. En utilisant la loi $E = 1 - (E_i / E_0) \dots\dots\dots (15)$, la loi d'endommagement obtenue est présentée dans la figure B-07.

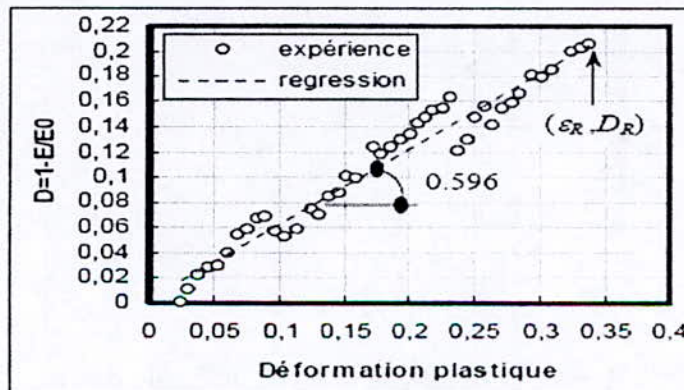


Figure B-07 : loi d'endommagement obtenue par essai de charge-décharge. [05]

VI- Essai de micro-dureté : [05]

Une série de mesures a été réalisée sur les tôles vierges, redressées et pliées (en acier S500 MC), les résultats obtenus montrent que la micro-dureté de la tôle pliée augmente par rapport à celles des tôles vierge et redressée. L'auteur a pu conclure que durant les opérations de mise en forme le réseau cristallin global subit un écoulement plastique important. Dans la figure B-08 sont présentées les évolutions de la micro-dureté dans l'épaisseur des trois tôles citées précédemment.

Avec : $Hv0.2$ est la micro-dureté mesurée et $\langle Hv0.2 \rangle$ est la micro-dureté moyenne.

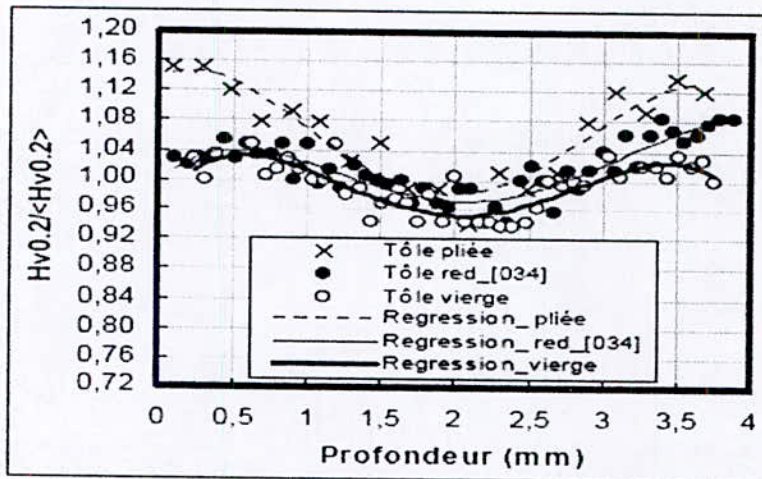


Figure B-08 : Evolution de la micro-dureté dans l'épaisseur des tôles Vierge, redressée et pliée. [05]

VII- Analyse de la largeur de corde : [05]

L'auteur a analysé la largeur de corde dans l'épaisseur de la tôle vierge en acier S500 MC, les résultats de cette analyse sont présentés dans la figure B-09. En effet, on constate que l'allure de la courbe de variation de la largeur de corde, directement liée à la variation du taux d'écroutissage, est semblable à celle de la micro-dureté, ce qui confirme la différence du taux d'écroutissage entre la surface et le cœur.

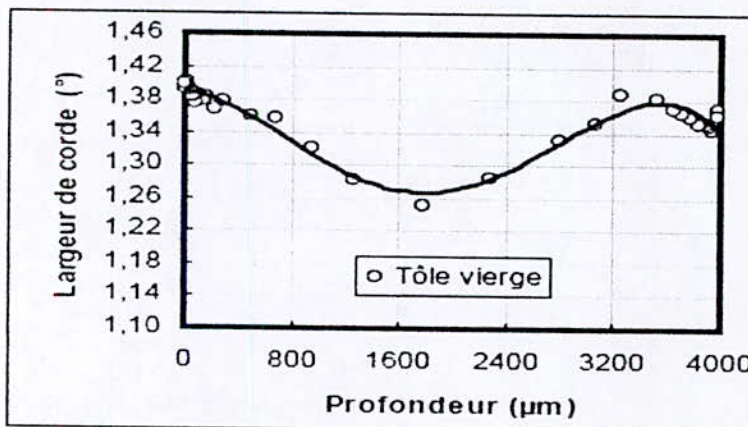


Figure B-09 : distribution de la largeur de corde dans l'épaisseur de la tôle vierge.

Chapitre B : Rappel des travaux précédents.

VIII- Conclusion :

Les travaux précédents n'ont étudié que l'acier S500 MC, dans la suite de ce rapport on trouvera de nouveaux résultats sur cet acier mais également sur deux autres aciers le S315 MC et le S420 MC.

Le chapitre suivant consiste à présenter les différents essais que nous avons réalisés, leurs principes, les dispositifs utilisés et les différents paramètres intervenants.

Chapitre C
Dispositifs et protocole
des essais

Chapitre C

Dispositifs et protocole des essais

I- Introduction :

Le but de ce chapitre est de décrire les dispositifs utilisés dans nos essais et les conditions dont ils étaient réalisés. Nous présenterons aussi les éprouvettes et les matériaux utilisés.

II- Les matériaux :

Trois matériaux seront caractérisés dans notre étude, il s'agit de trois aciers HLE (aciers à haute limite d'élasticité). Leur désignation est la suivante : SX MC ;

Avec :

S : Acier de construction.

X : Valeur de la limite d'élasticité minimale en MPa.

M : laminage thermomécanique.

C : formage à froid spécial.

II.1- Le S500 MC :

C'est le matériau actuellement utilisé pour la fabrication de la pièce (boucle de ceinture de sécurité). Sa limite d'élasticité minimale est égale à 500 MPa. La composition chimique, selon l'analyse effectuée à l'entreprise DEVILLE SA, est présentée dans le tableau C-01 :

Tableau C-01 : composition chimique de l'acier S500 MC.

Eléments	C	Mn	P	S	Si	Al	Ni
%	0.08	0.807	0.0096	0.0026	0.0378	0.0402	0.0150
Eléments	V	Ti	W	Cr	Cu	Mo	Nb
%	0.0306	0.0003	0.0087	0.0033	0.0089	0.011	0.0350

II.2- Le S420 MC :

La limite d'élasticité minimale de cet acier est égale à 420 MPa. Le tableau C-02 présente la composition chimique de cet acier (fourchette de la composition donnée par le fournisseur).

Tableau C-02 : composition chimique de l'acier S420 MC.

Eléments	C	Si	Mn	P	S
Min (%)	0.080	0.045	0.930	0.007	0.001
Max (%)	0.12	0.500	1.600	0.025	0.015

Chapitre C : Dispositifs et protocole des essais.

II.3- Le S315 MC :

Sa limite d'élasticité minimale est égale à 315 MPa. La composition chimique donnée par le fournisseur est présentée dans le tableau C-03.

Tableau C-03 : composition chimique de l'acier S315 MC.

Eléments	C	Mn	P	S	Si	Al	Nb
%	0.052	0.298	0.011	0.010	0.017	0.032	0.020

III- Choix des éprouvettes :

Trois types d'éprouvettes sont utilisés, elles sont toutes découpées dans sens transversal c'est-à-dire à 90° par rapport au sens de laminage, le premier correspond aux éprouvettes destinées aux essais de pliage (voir figure C-01), qui sont une approche de la pièce industrielle dans ses zones critiques. Elle est fabriquée par découpe mécanique à la presse.

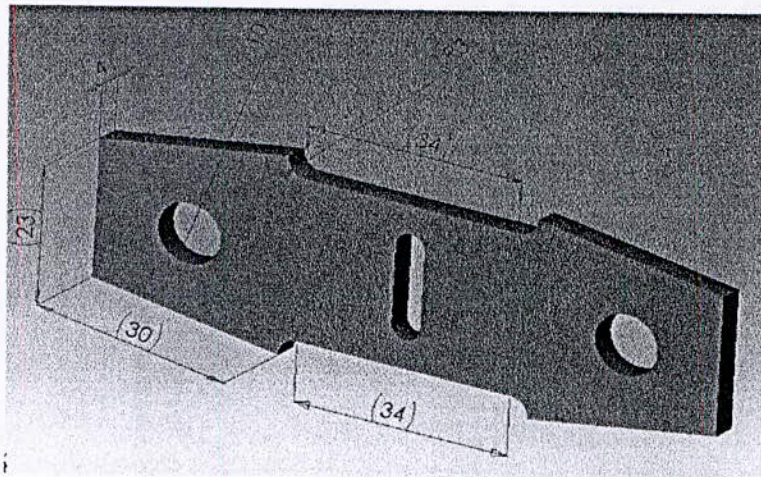


Figure C-01 : éprouvette destinée à l'essai de pliage.

Le deuxième type correspond à des éprouvettes standards destinées aux essais de traction simple et de charge-décharge (voir figure C-02).

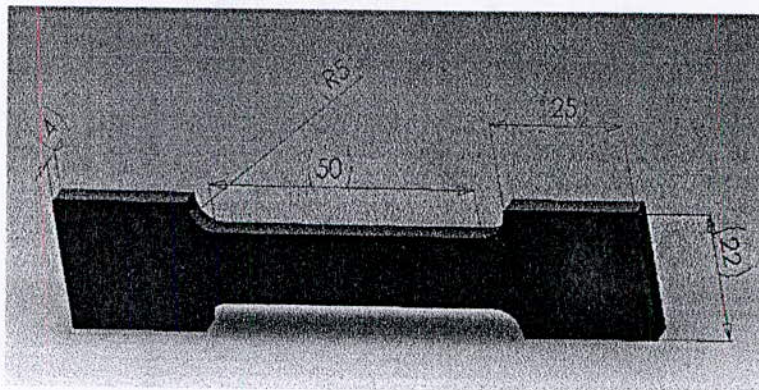


Figure C-02 : éprouvette de traction normalisée.

Chapitre C : Dispositifs et protocole des essais.

Le troisième type correspond aux éprouvettes de traction-compression (voir figure C-03), elles sont découpées mécaniquement à la presse puis fraisées.

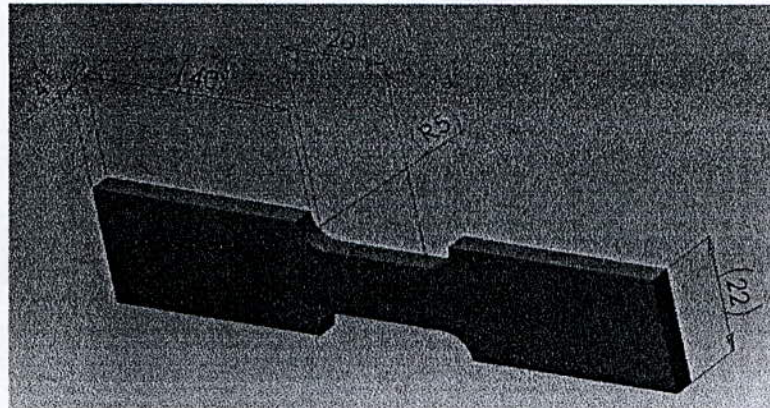


Figure C-03 : éprouvette de traction-compression.

IV- La Découpe :

La découpe des deux types d'éprouvettes, de traction et de pliage, est effectuée sur la presse LOIRE 400 tonnes (voir annexe I), ses caractéristiques principales sont les suivantes :

- Vitesse de découpe réglable de 1 à 49 mm/S.
- Effort maximal réglable de 500 à 4000 kN.
- Presse équipée de capteurs d'effort, de déplacement et de pression.

Avant de commencer la découpe nous avons, tout d'abord relié la presse au système d'acquisition de données, celles-ci sont enregistrées à chaque opération.

Initialement les tôles étaient sous forme de bandes de 120 mm de largeur et de 4 mm d'épaisseur. Pour découper les éprouvettes de traction de longueur 110 mm nous avons monté l'outillage nécessaire sur la presse avec la matrice appropriée, puis nous avons lancé l'opération de découpe. A noter que cette dernière est faite en une seule passe dans le sens transversal c'est-à-dire sur la largeur de la bande, cette dernière est avancée manuellement. Quant aux éprouvettes de pliage la découpe est faite en deux passes, pour cela nous avons monté le premier outillage qui permet d'avoir la forme extérieure de l'éprouvette (voir figure C-04-a).

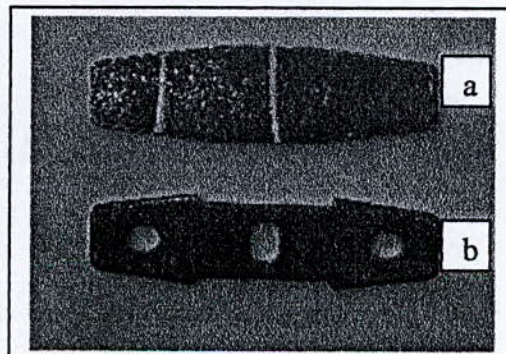


Figure C-04 : Formes successives de l'éprouvette de pliage.

Chapitre C : Dispositifs et protocole des essais.

Toutes les éprouvettes étant découpées, nous avons démonté l'outillage pour la forme extérieure et monté l'outillage qui permet d'avoir la forme finale (voir figure C-04-b). Les étapes (1-2-3) de cette opération sont illustrées dans la figure C-05. Enfin nous avons exporté les données effort/temps sur Excel pour les exploiter.

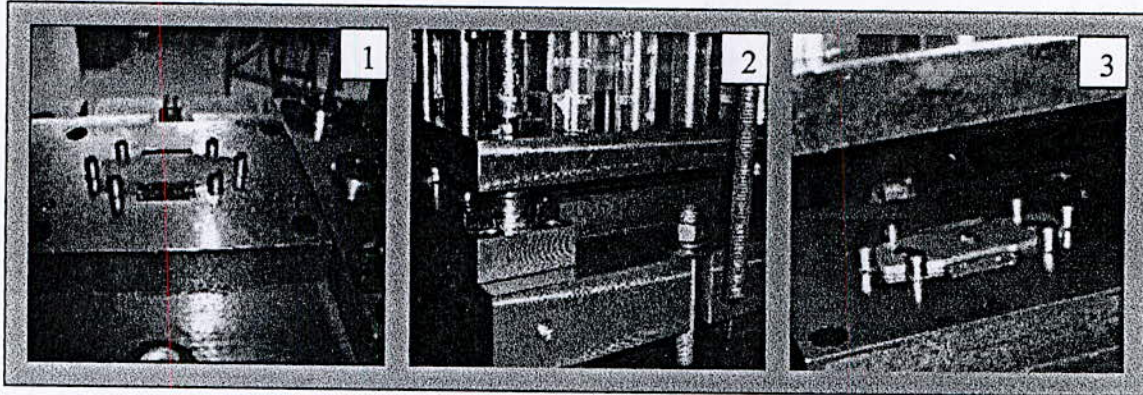


Figure C-05 : Outil de découpe des trous sur l'éprouvette de pliage.

V- Le Pliage en tombé de bord :

Nous avons réalisé cet essai sur la presse GRIMAR 50 tonnes (voir annexe II), et les paramètres utilisés sont les suivants :

- jeu égal à 0 mm.
- rayon de matrice égal à 4 mm.
- Course totale égale à 50 mm.
- Course utile égale à 29 mm.
- Toutes les éprouvettes sont lubrifiées avant de les avoir pliées.

La presse est équipée d'un capteur d'effort et de déplacement, nous l'avons relié au système d'acquisition de données. Dans un premier temps nous avons enregistré l'effort en course libre et dans un deuxième temps nous avons enregistré les efforts lors de chaque opération de pliage et à la fin nous avons exporté les données sur Excel. L'outillage de pliage en tombé de bord présenté dans la figure C-06.

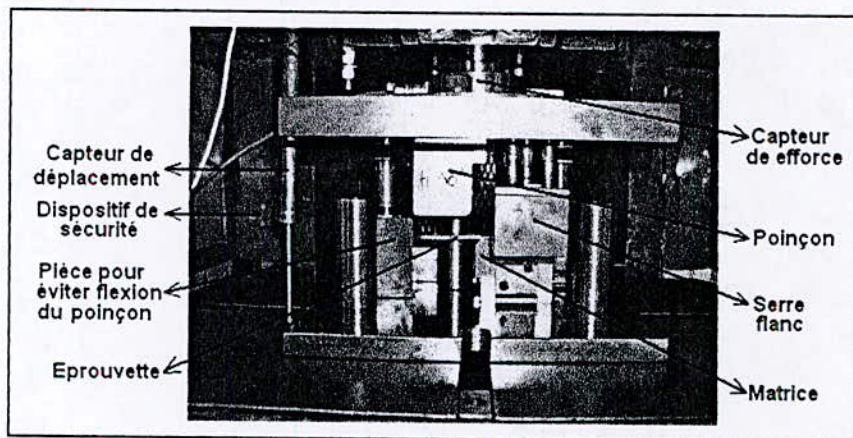


Figure C-06 : Dispositif de pliage en tombé de bord.

Chapitre C : Dispositifs et protocole des essais.

Après avoir plié toutes les éprouvettes, nous avons mesuré l'angle de l'éprouvette pour caractériser le retour élastique sur le projecteur de profil (voir figure C-07), pour savoir s'il y a des variations de l'angle final selon le type du matériau.

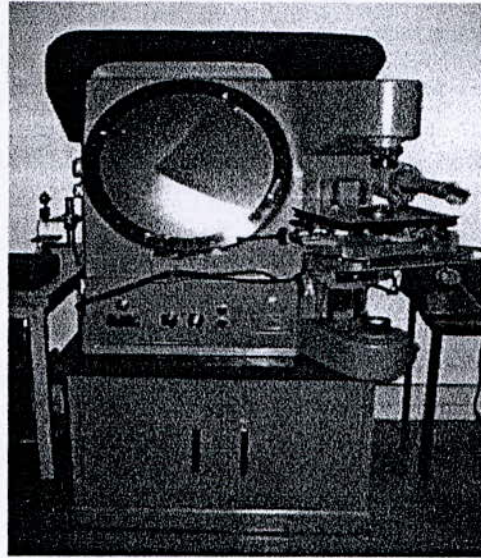


Figure C-07 : Projecteur de profil.

VI- Le Dépliage :

Nous avons utilisé la machine de traction ZWICK-50kN, type 1361 Nr 29990, (voir annexe III) équipée d'un système de joint de cardan (voir figure C-08) qui sert à fixer l'éprouvette pliée entre les mors. La machine nous trace directement la courbe de dépliage sur le papier, dans notre cas le rapport défilement papier/déplacement de la machine est égal à 1/5.

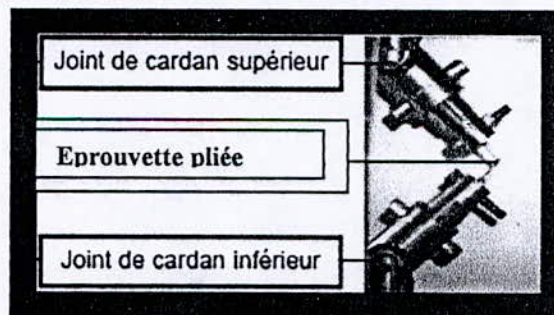


Figure C-08 : Système de joint de cardan.

VII- La Micrographie :

Pour avoir de bonnes micrographies, nous avons préparé nos échantillons selon les étapes suivantes :

- 1- découper sur la tronçonneuse.
- 2- Enrober à chaud.
- 3- Mettre à niveau en utilisant deux types de papier abrasif 120 et 1200 grains/mm².

Chapitre C : Dispositifs et protocole des essais.

- 4- Polir avec une préparation diamantée à 9μ puis à 3μ et en fin à 1μ .
- 5- Rincer à l'alcool.
- 6- Attaquer chimiquement au nital pendant 8 secondes.

Les échantillons étant prêts, nous les avons observé au microscope optique LEICA (voir figure C-09) qui est relié au logiciel d'acquisition VISILOG 6.2. le grossissement utilisé est 500, nous avons, ensuite, pris des clichés pour chaque matériau à cœur et près de la surface.



Figure C-09 : microscope optique LEICA.

VIII- La Micro-dureté :

Nous avons réalisé ces essais à l'entreprise DEVILLE S.A., sur le microduromètre BUELHER (voir figure C-10), la charge est réglée à 200 gr et le temps nécessaire pour chaque indentation est égal à 11.5 secondes. Les échantillons sont préalablement polis et rincés à l'alcool.

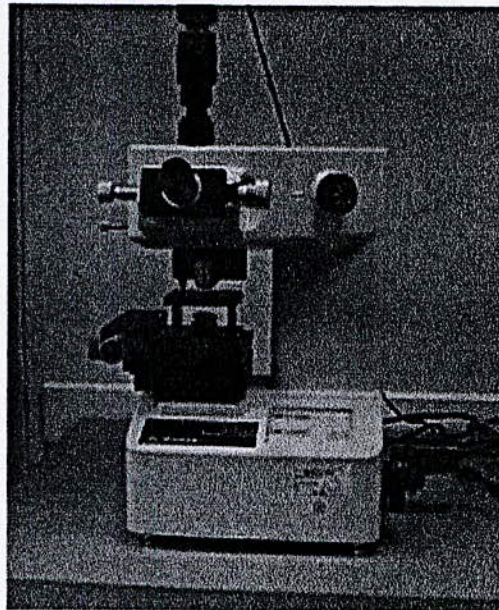


Figure C-10 : Microduromètre BUELHER.

Chapitre C : Dispositifs et protocole des essais.

Le microduromètre a deux options principales :

- la lecture automatique des empreintes.
- La programmation des filiations.

Nous avons effectué deux séries de mesure :

- a) Sur les tôles vierges : deux filiations à cœur avec 16 indentations pour chacune et trois filiations dans l'épaisseur avec 19 indentations pour chacune.
- b) Sur les tôles pliées : trois filiations avec 19 indentations pour chacune.

IX- Les Essais de traction simple, traction-compression et charge-décharge :

Nous avons réalisé les trois essais sur la machine de traction ZWICK-100kN (voir annexe IV), qui est une machine récente pilotée par le logiciel TESTXPRT et dotée de capteurs extensométriques, le premier de variation de longueur et le deuxième de variation de section. Mais ce dernier ne nous fournit que la variation de largeur qu'il calcule sur une moyenne de deux mesures prises en deux zones. À la sortie nous exportons « l'allongement » (Δl) en mm et « la force standard capteur » (F) en N afin de tracer les courbes sur EXCEL.

IX.1- Essai de traction simple :

Pour cet essai qui consiste à appliquer à l'éprouvette une charge continue jusqu'à rupture nous n'avons pas eu de problème quant à la mise en œuvre. La charge augmente et l'éprouvette s'allonge, à la rupture l'essai est arrêté automatiquement par la machine.

IX.2- Essai de charge-décharge :

L'essai de charge-décharge consiste à réaliser un cycle qui comprend une charge en traction jusqu'à une certaine contrainte (ou déformation) suivie d'une décharge jusqu'à une contrainte minimale (généralement proche de zéro) et de répéter ce cycle un certain nombre de fois sur la même éprouvette, l'objectif visé par cet essai est d'étudier l'évolution de l'endommagement sur les trois aciers cités dans le chapitre A. sur le logiciel l'option « boucle d'hystérèse » nous permet de réaliser des cycles successifs. Lors de la décharge quand la force arrive au point inférieur elle repart automatiquement en charge c'est pourquoi nous arrêtons manuellement l'essai, au cycle suivant le logiciel remet l'allongement et la force à zéro c'est pourquoi, lors du tracé des courbes il faut additionner l'allongement de chaque cycle à celui du cycle précédent. Le module de Young est calculé entre 25 et 75 % de la valeur de la limite d'élasticité, en d'autres termes c'est la pente de cette partie de la courbe. Pour calculer l'endommagement nous utilisons la loi de Lemaitre.

IX.3- Essai de traction-compression :

Sur le logiciel de la machine, le principe de fonctionnement est le même que celui de l'essai de charge-décharge sauf que pour le cas de la traction-compression les cycles sont faits en alternance c'est-à-dire pour passer d'un cycle à un autre on fait la transition de la traction en compression et vice versa, du point de vue mécanique il y a un montage en plus (voir figure C-11), ce dernier a été conçu par Louis CARADEUC [17] dans le cadre de son stage de fin d'études, il sert à bloquer les éprouvettes lors de la compression.

Chapitre C : Dispositifs et protocole des essais.

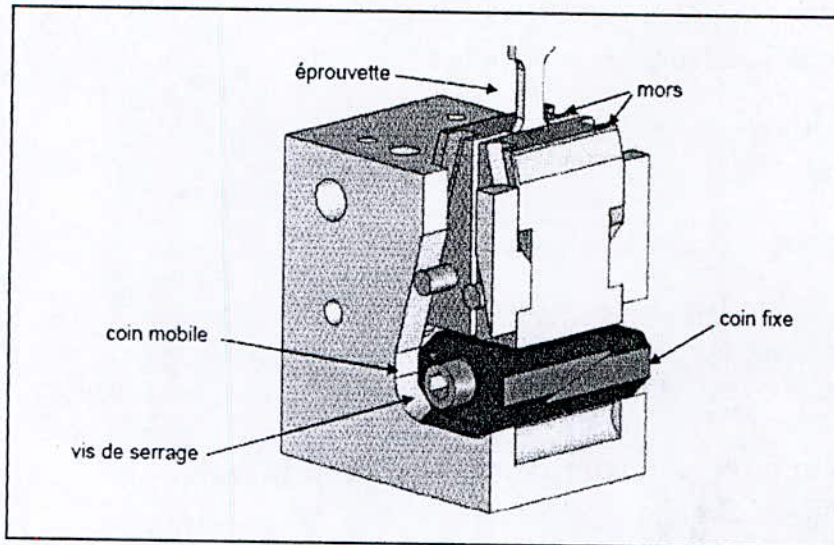


Figure C-11 : Montage de fixation des éprouvettes. [17]

L'objectif de cet essai est de connaître le comportement des matériaux en sollicitations cycliques et de savoir leur type d'érouissage.

Remarque : Le lecteur trouvera dans l'annexe V plus de détails sur la mise en œuvre des essais de traction-compression et de charge-décharge.

X- Conclusion :

Après avoir décrit les différents essais, les éprouvettes et les matériaux utilisés ainsi que les divers paramètres intervenants, nous présenterons dans le chapitre suivant les résultats obtenus et les différents problèmes rencontrés.

Chapitre D
Résultats et Discussions

Chapitre D

Résultats et discussions

I- Introduction :

Nous avons réalisé plusieurs types d'essais sur les trois matériaux étudiés, dans ce chapitre nous ferons un bilan de tous les résultats obtenus. Nous exposerons également tous les problèmes rencontrés durant nos essais et lors du traitement des résultats.

Remarque : Suite à un problème lié au réglage de la presse hydraulique (presse LOIRE-400 tonnes), nous n'avons pas pu exploiter les résultats de la découpe. Vu le temps très réduit nous n'avons pas pu réaliser les essais d'analyse des contraintes résiduelles.

II- Essai de pliage :

II.1- Résultats :

Les résultats des essais de pliage sont présentés dans les graphes des figures D-01, D-02 et D-03. Pour chaque matériau nous avons tracé trois courbes exprimant la variation de l'effort de pliage en fonction du temps.

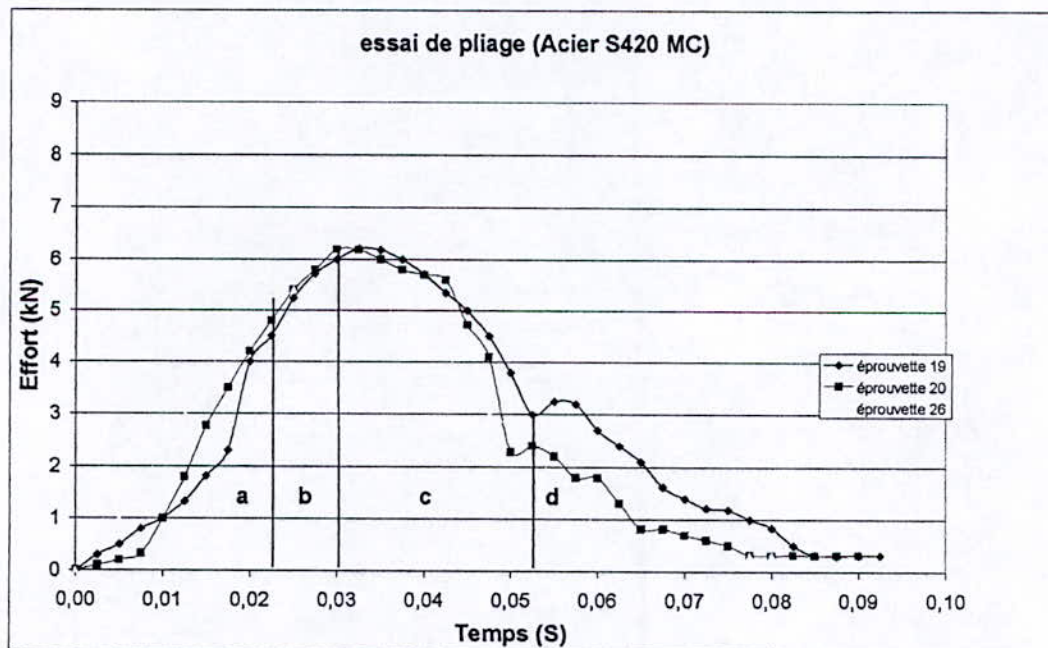


Figure D-01 : Variation de l'effort de pliage en fonction du temps pour l'acier S500 MC.

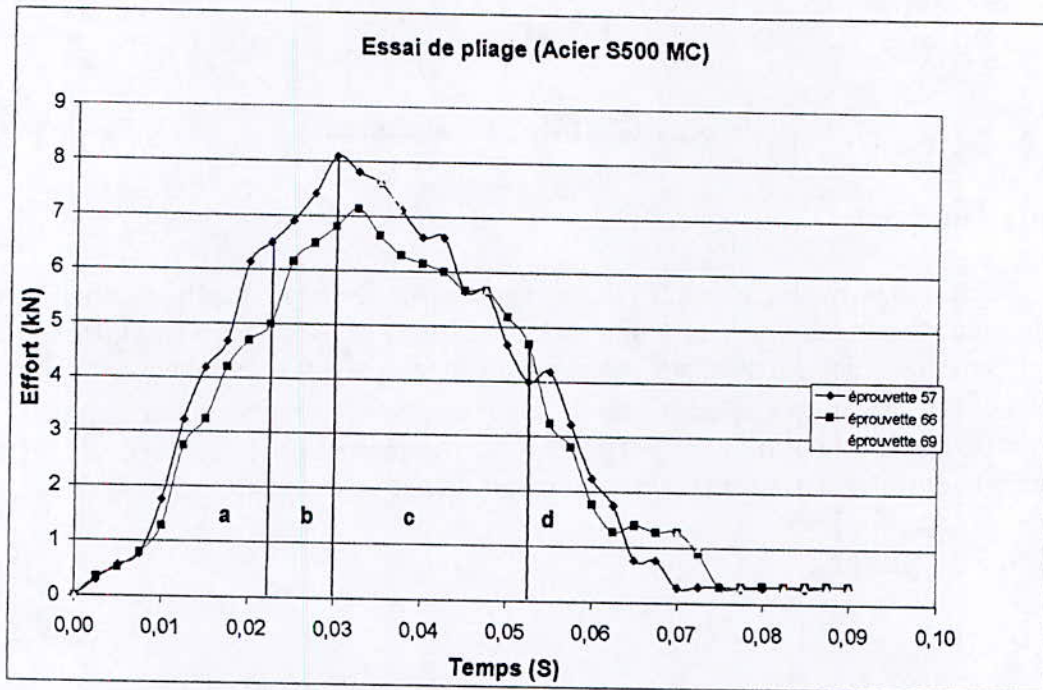


Figure D-02 : variation de l'effort de pliage en fonction du temps pour l'acier S420 MC.

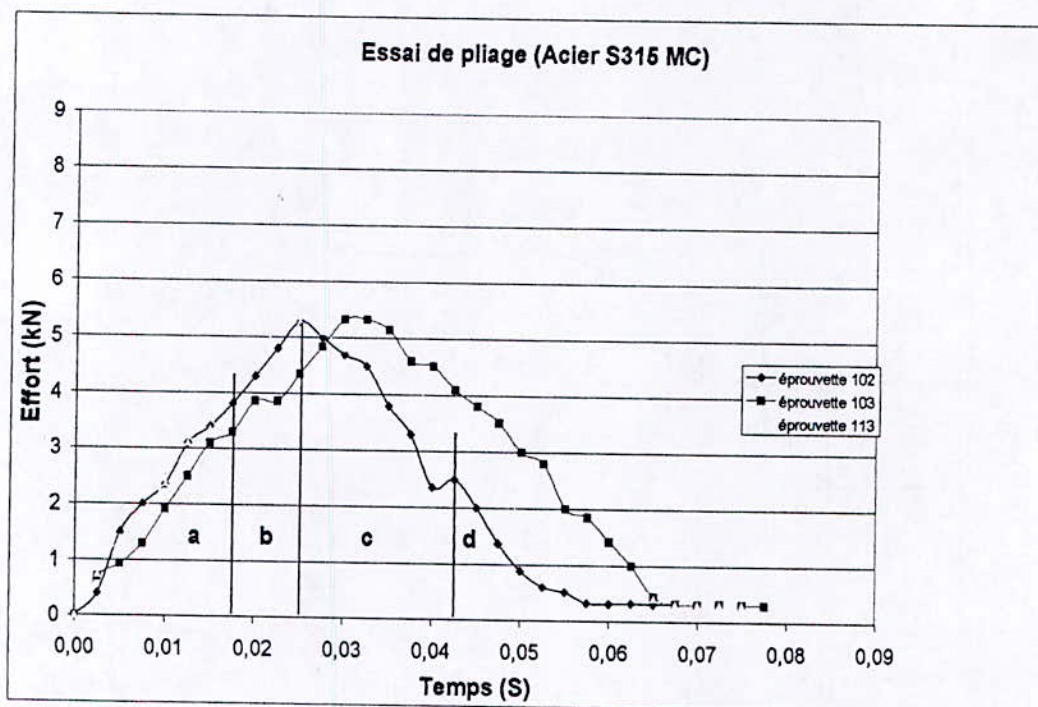


Figure D-03 : Variation de l'effort de pliage en fonction du temps pour l'acier S315 MC.

Chapitre D : Résultats et discussions

II.2- Discussion :

Notons que nous avons eu un problème fluctuation des valeurs de l'effort, ceci est lié à la sensibilité du capteur. Ce qui explique le décalage des courbes, en effet nous estimons que le décalage est égal à 0,02 seconde pour le S500 MC et le S420 MC et 0,005 seconde pour le S315 MC.

Sur les courbes précédentes, nous constatons qu'au début du pliage l'effort augmente assez rapidement dans la zone du comportement élastique (zone a) du matériau. Dans la zone « b » l'allure des courbes change elle correspond au comportement élasto-plastique du matériau. Dans la zone « c » le poinçon continue à descendre et l'effort diminue, à la fin de cette zone l'éprouvette est pratiquement pliée à 90°. La zone « d » correspond au frottement du poinçon avec l'éprouvette.

Comparant maintenant entre les trois matériaux, nous remarquons que le S500 MC est plus résistant que le S420 MC qui à son tour est plus résistant que le S315 MC, ceci est en accord avec les résultats de la découpe. Pour les efforts maximaux de pliage des trois matériaux on peut retenir les résultats présentés dans le tableau D-01.

Tableau D-01 : Efforts maximaux de pliage.

Effort (kN)	S500 MC	S420 MC	S315 MC
Min	7.14	5.70	5.28
Max	8.09	6.19	5.33
Moyenne	7.62	6.02	5.30
Ecartype	0.48	0.28	0.025

III- Mesure du retour élastique :

III.1- Résultats :

Après avoir plié les éprouvettes, nous avons mesuré l'angle du retour élastique sur les trois matériaux, dans le tableau D-02, nous présentons les résultats obtenus.

Tableau D-02 : Angle du retour élastique.

Angle (°)	S500 MC	S420 MC	S315 MC
Min	3.23	3.00	2.10
Max	3.90	3.87	3.97
Moyenne	3.55	3.68	3.29
Ecartype	0.17	0.50	0.67

III.2- Discussion :

D'après les résultats précédents nous déduisons qu'il n'y a pas d'intervalles distincts de variation des valeurs de l'angle du retour élastique pour chaque matériau, ces dernières varient dans un même intervalle allant de 2.1000° jusqu'à 3.9666° , la différence de la nature des trois matériaux ne semble pas avoir d'influence significative sur ce phénomène.

IV- Essai de dépliage :

IV.1- Résultats :

Les résultats de ces essais sont présentés dans les figures D-04, D-05 et D-06. Ces figures illustrent les courbes de variation de l'effort de dépliage en fonction du déplacement de la traverse.

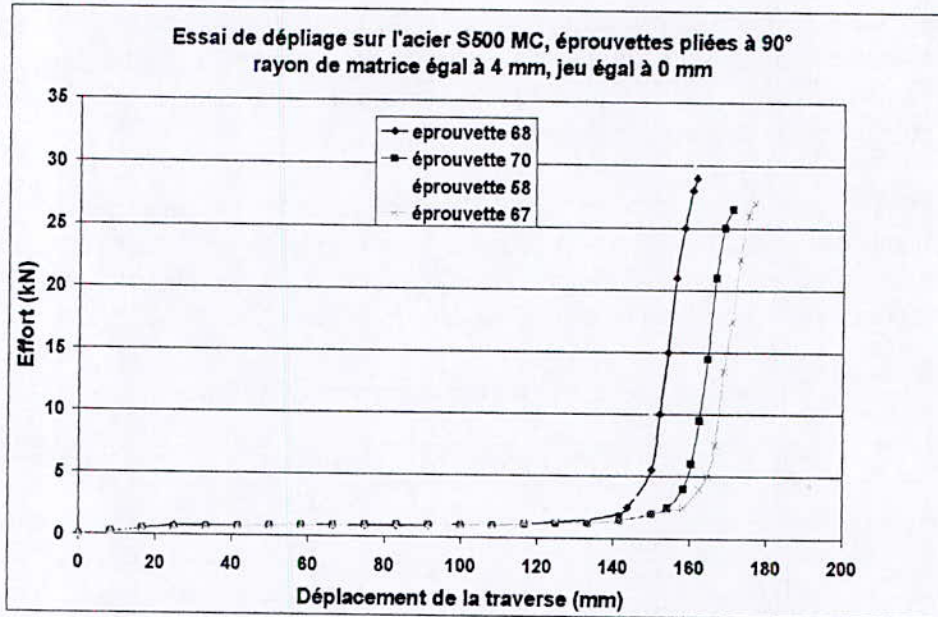


Figure D-04 : Essai de dépliage sur S500 MC.

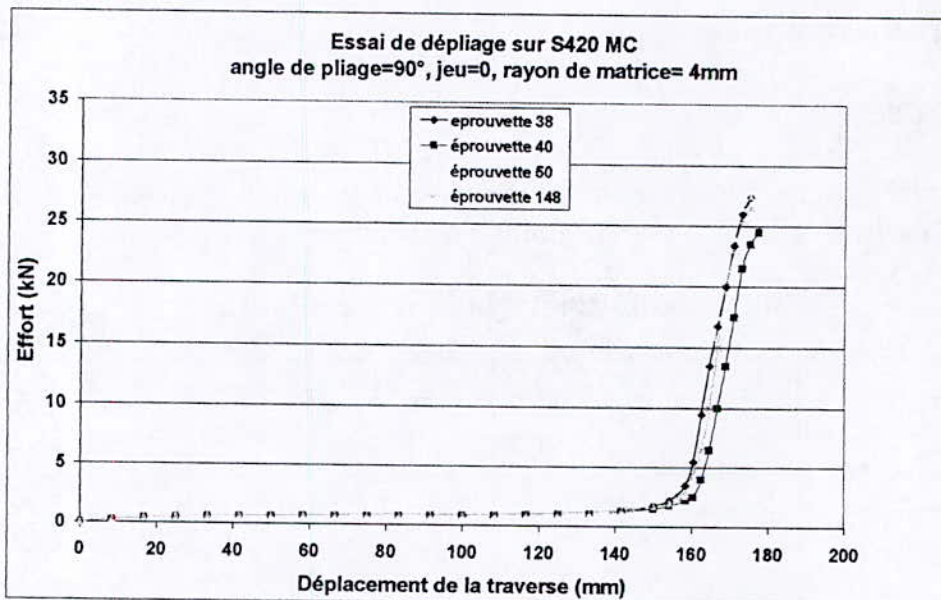


Figure D-05 : Essai de dépliage sur S420 MC.

Chapitre D : Résultats et discussions

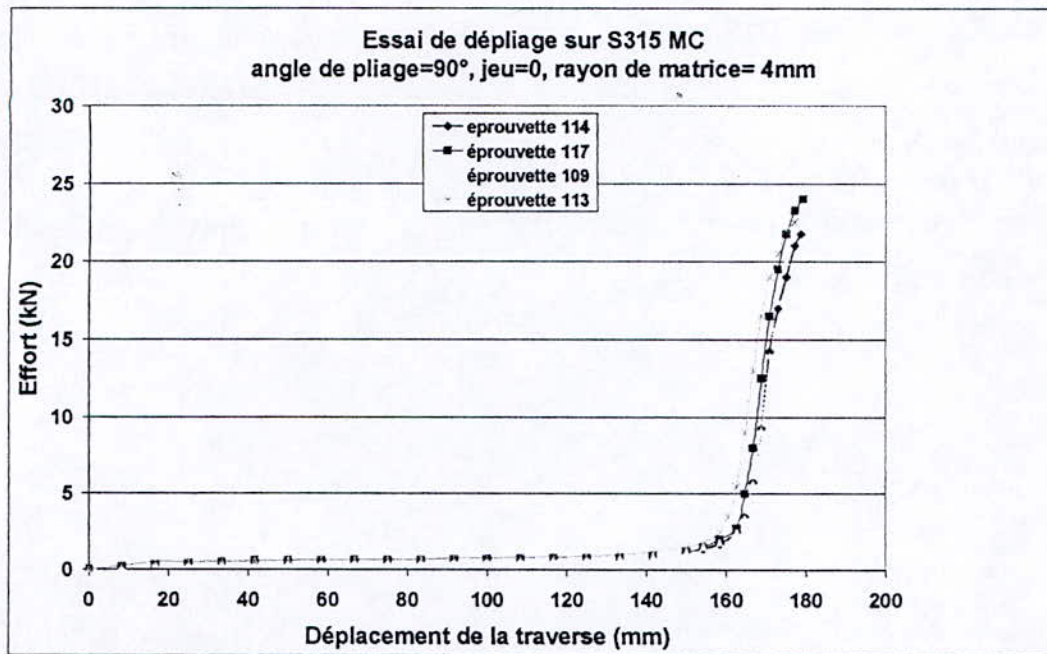


Figure D-06 : Essai de dépliage sur S315 MC.

IV.2- Discussion :

Notons que le système de joints de cardan de la machine de traction ZWICK-50kN présente un défaut. Ce dernier est lié à l'existence d'un jeu important quand on place l'éprouvette. Pour éliminer ce jeu nous procédons manuellement en déplaçant la traverse, mais nous ne pouvons pas le régler exactement à zéro. C'est pourquoi nous constatons un décalage des courbes.

Sur les courbes précédentes nous constatons qu'au début de l'opération l'effort reste très faible et le déplacement augmente, cette phase correspond au redressage des éprouvettes, et quand les éprouvettes auront pris une forme proche de leur forme initiale avant pliage l'allure de la courbe change. Le déplacement de la traverse devient égale à la déformation propre de l'éprouvette, ce qui s'accompagne d'une augmentation brusque de l'effort jusqu'à atteindre le point de rupture. La déformation plastique est très faible par rapport à celle enregistrée lors de l'essai de traction simple sur des éprouvettes non pliées que nous verrons dans la suite de ce rapport, ceci est dû à l'endommagement subit par les tôles lors du pliage et du redressage. Le tableau D-03 résume les principales caractéristiques des courbes précédentes.

Tableau D-03 : Essai de dépliage.

	Point de rupture (mm)			Effort à rupture (kN)		
	S500 MC	S420 MC	S315 MC	S500 MC	S420 MC	S315 MC
Min	161.45	174.99	177.07	26.53	24.51	21.75
Max	176.51	177.07	181.24	30.75	27.52	24.00
Moyenne	167.69	175.51	179.02	28.31	25.48	23.06
Ecartype	7.29	1.04	1.72	1.95	1.39	1.12

Chapitre D : Résultats et discussions

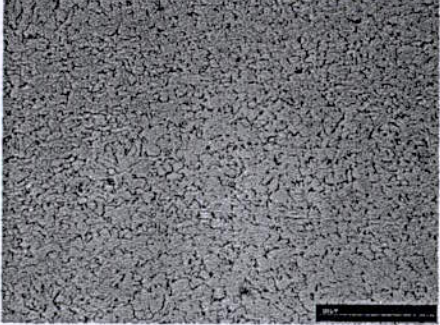
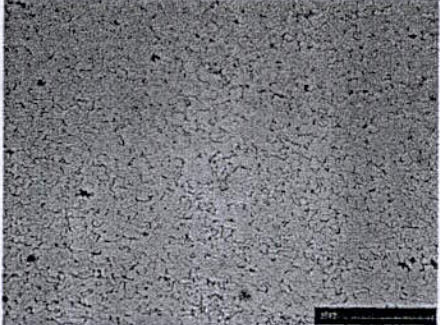

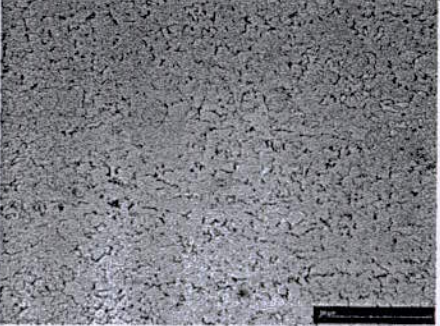
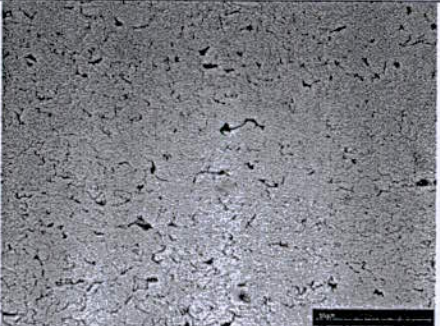
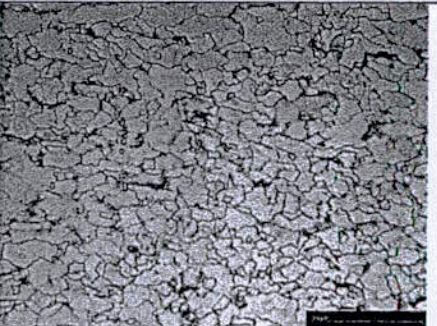
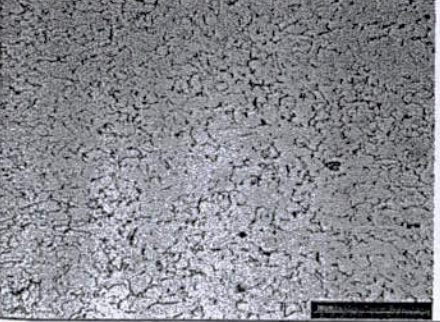
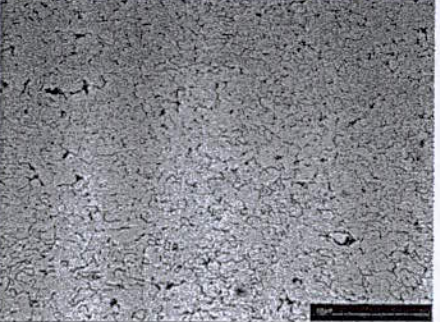
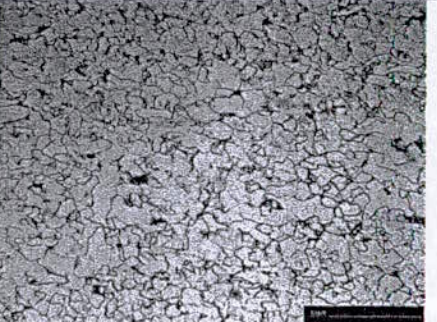
D'après ce tableau, nous déduisons que le S500 MC est le plus résistant avec un effort de dépliage maximal égal à 28,31 kN. Le S420 MC a une valeur intermédiaire de l'effort maximal de 25,48 kN. Le S315 MC est le moins résistant avec un effort maximal égal à 23,06 kN.

V- Micrographie :

Dans le tableau D-04 nous présentons les micrographies des trois aciers à l'état vierge dans différentes zones afin de pouvoir les comparer. « DT » est la direction transversale et « DL » est la direction normale par rapport au sens de laminage.

Chapitre D : Résultats et discussions

Tableau D-04 : Micrographies des trois aciers S500 MC, S420 MC et S315 MC.

	S500 MC	S420 MC	S315 MC
Zone extérieure DN ↑ DT →			
A cœur DN ↑ DT →			
Zone inférieure DN ↑ DT →			

Chapitre D : Résultats et discussions

Sur les micrographies précédentes, nous constatons que la matrice des trois matériaux est ferritique en présence de perlite dispersée à travers la matrice. Nous n'avons pas réussi à effectuer la mesure de la taille des grains, néanmoins nous pouvons constater que la taille des grains est plus petite près de la surface et augmente à cœur et ce pour les trois aciers. Si nous comparons les trois matériaux il se révèle que le S500 MC possède la taille des grains la plus petite, le S315 MC a la taille la plus grande et le S420 MC, quant à lui, il a une taille intermédiaire entre les deux précédentes.

VI- Essai de micro-dureté :

La position des filiations sur les échantillons utilisés pour les essais de micro-dureté est illustrée dans les figures D-07 et D-08.

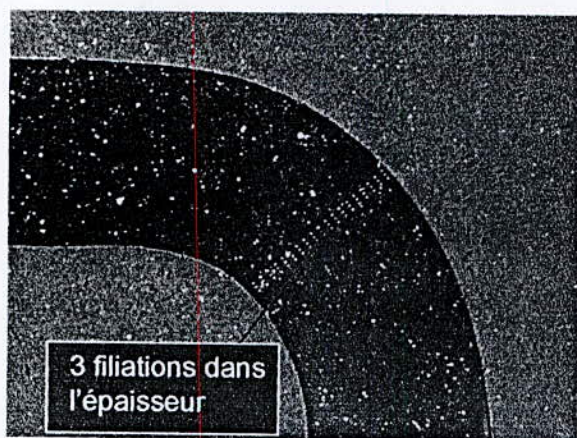


Figure D-07 : Echantillon de tôle pliée.

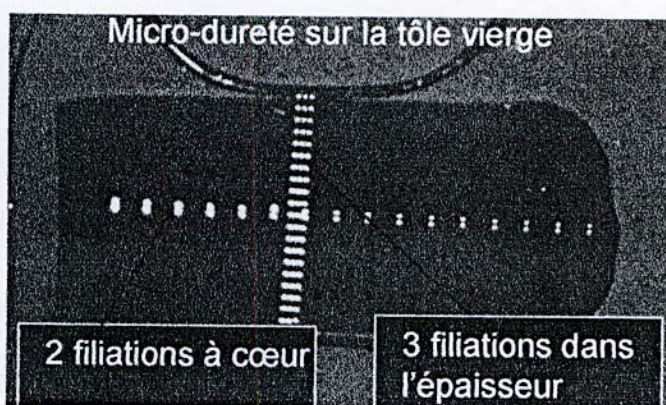


Figure D-08 : Echantillon de tôle vierge.

VI.1- Résultats :

La première série de mesure est effectuée à cœur sur les tôles vierges, les résultats des mesures dans les sens transversal sont présentés dans la figure D-09 et les résultats dans le sens longitudinal sont présentés dans la figure D-10.

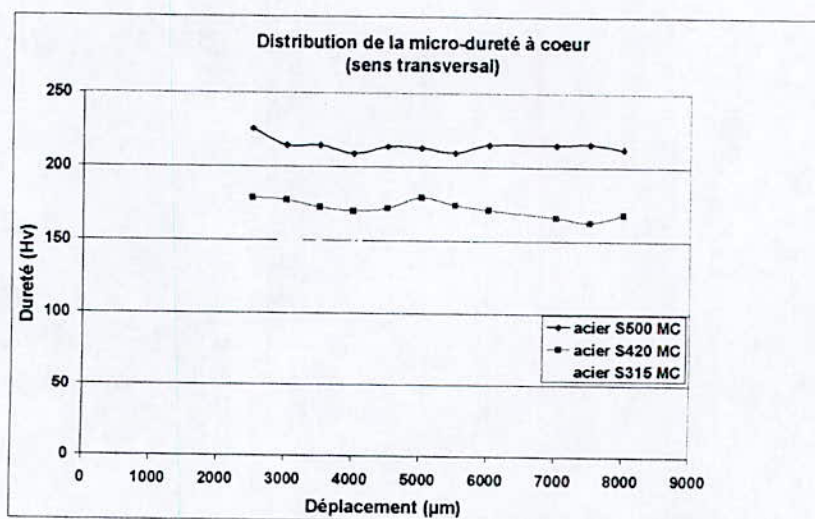


Figure D-09 : Distribution de la micro-dureté à cœur (sens transversal).

Chapitre D : Résultats et discussions

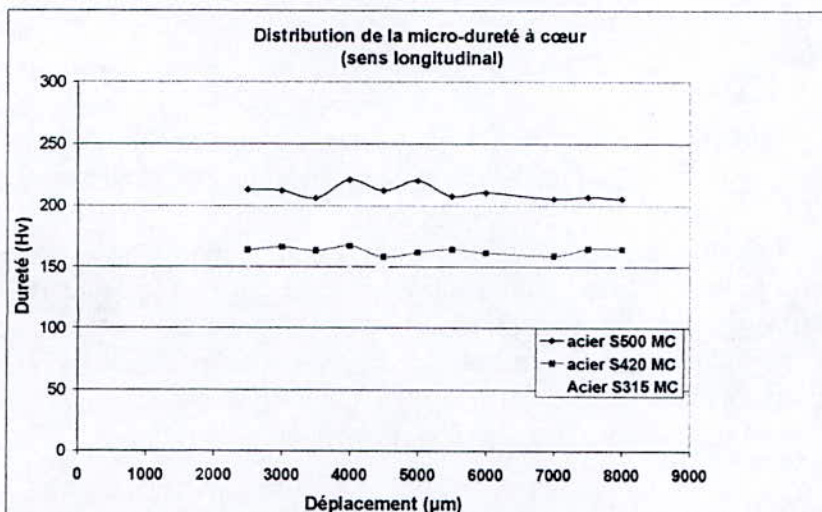


Figure D-10 : Distribution de la micro-dureté à cœur (sens longitudinal).

La deuxième série de mesure est effectuée sur l'épaisseur des tôles vierges (voir figure D-11) et pliées (voir figure D-12).

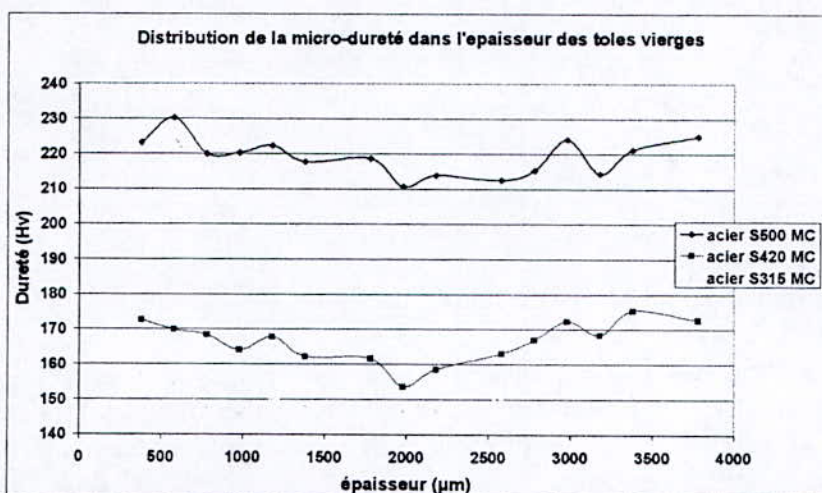


Figure D-11 : Distribution de la micro-dureté dans l'épaisseur des tôles vierges.

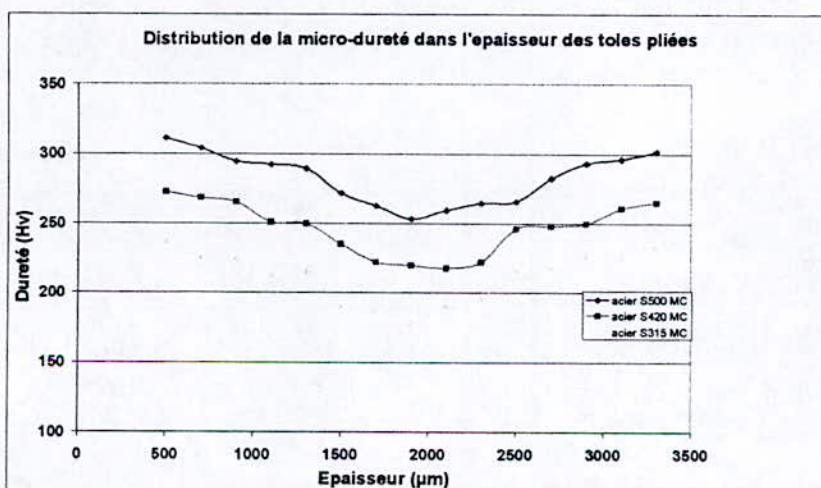


Figure D-12 : Distribution de la micro-dureté dans l'épaisseur des tôles pliées.

Chapitre D : Résultats et discussions

VI.2-Discussion :

Sur la première série de mesure nous remarquons qu'il n'y a pas une grande différence entre les valeurs de la micro-dureté dans les deux sens transversal et longitudinal et ce pour les trois matériaux.

En revanche nous constatons qu'elle varie d'un matériau à un autre, en effet le S500 MC est plus dur que le S420 MC qui est lui aussi plus dur que le S315 MC, ce qui est en corrélation avec les micrographies observées puisque la dureté la plus élevée correspond à la taille des grains la plus petite. Les résultats de cette série de mesure sont récapitulés dans le tableau D-05. Pour la micro-dureté dans le sens transversal sur l'acier S420 MC, nous ne présentons pas les résultats car les mesures étaient erronées.

Tableau D-05 : mesure de micro-dureté à cœur.

Micro-dureté (Hv)	S500 MC		S420 MC		S315 MC	
	Sens transversal	Sens longitudinal	Sens transversal	Sens longitudinal	Sens transversal	Sens longitudinal
Min	209	206		158	144	141
Max	226	221		167	159	157
Moyenne	215	211		163	151	149
Ecartype	4	5		3	5	4

La deuxième série de mesure nous a permis de tirer les conclusions suivantes :

- La micro-dureté est élevée près de la surface des tôles et diminue au fur et à mesure qu'on se rapproche du cœur ceci est dû aux effets d'écroutissage plus importants sur la surface qu'à cœur après les différentes séquences qu'ont subi les tôles (bobinage, débobinage, redressage...).
- L'opération de pliage affecte grandement les matériaux et modifie leurs propriétés, dans la zone du pli la micro-dureté augmente de façon considérable. Nous avons calculé l'augmentation de la micro-dureté (ΔH_v) après l'opération de pliage (voir tableau D-06), nous constatons que l'augmentation de la micro-dureté est plus importante près de la surface qu'à cœur.

Tableau D-06 : variation de la micro-dureté après l'opération de pliage.

Variation de la micro-dureté (ΔH_v) après pliage			
ΔH_v après pliage	S500 MC	S420 MC	S315 MC
Près de la surface	76,2	92,5	76,4
A cœur	42,3	65,9	30,7

Chapitre D : Résultats et discussions

VII- Essai de traction :

VII.1- Résultats :

Nous avons réalisé plusieurs essais de traction sur les trois matériaux nous présentons les courbes conventionnelles dans les figures D-13, D-14 et D-15 . Les courbes rationnelles sont présentées dans l'annexe VI.

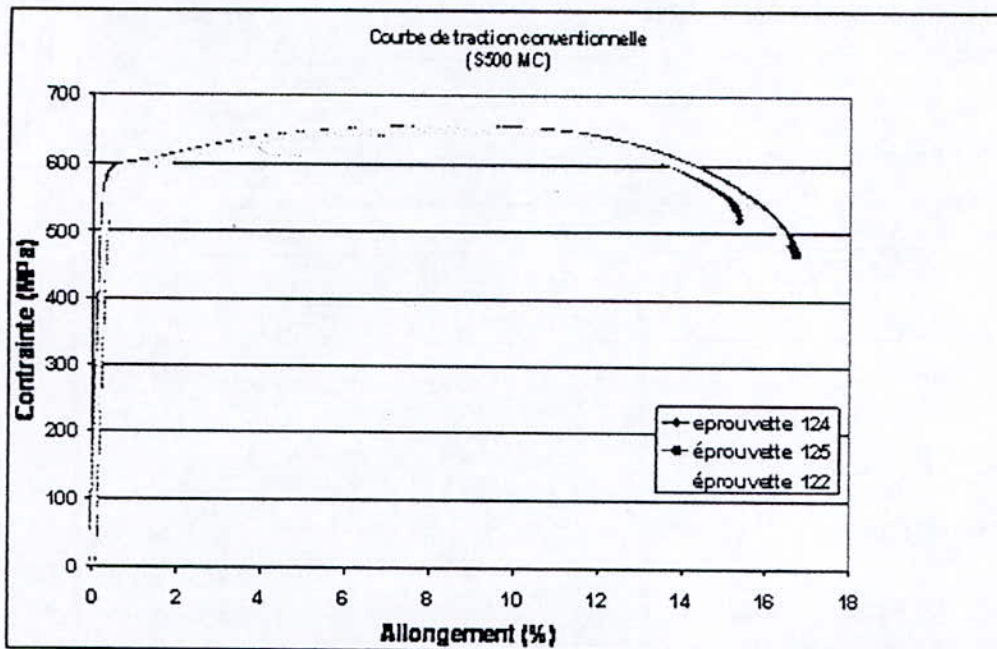


Figure D-13 : courbes de traction conventionnelles (acier S500 MC)

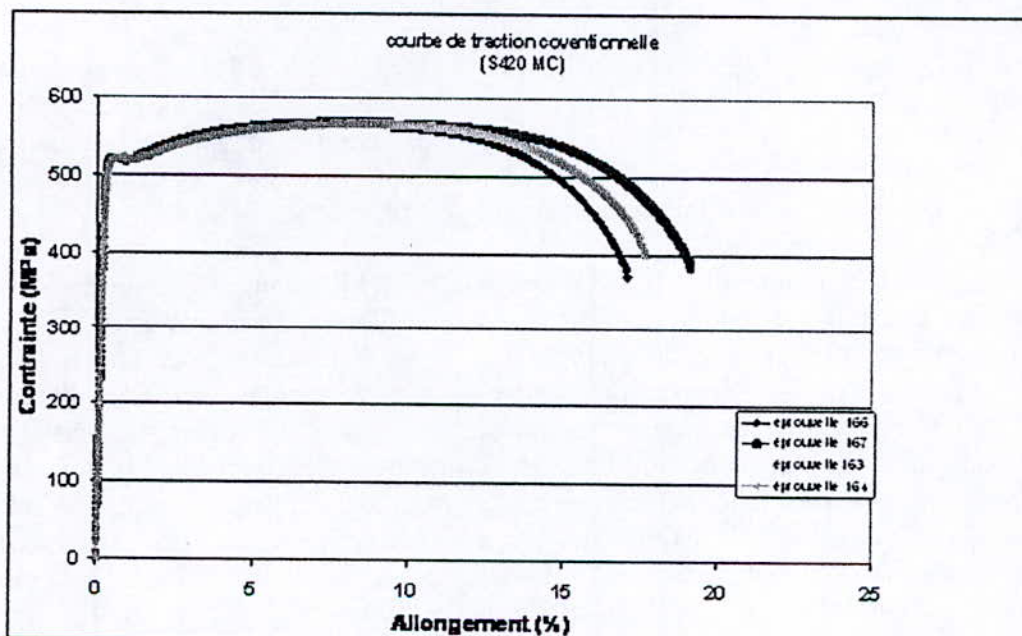


Figure D-14 : Courbes de traction conventionnelles (acier S420 MC)

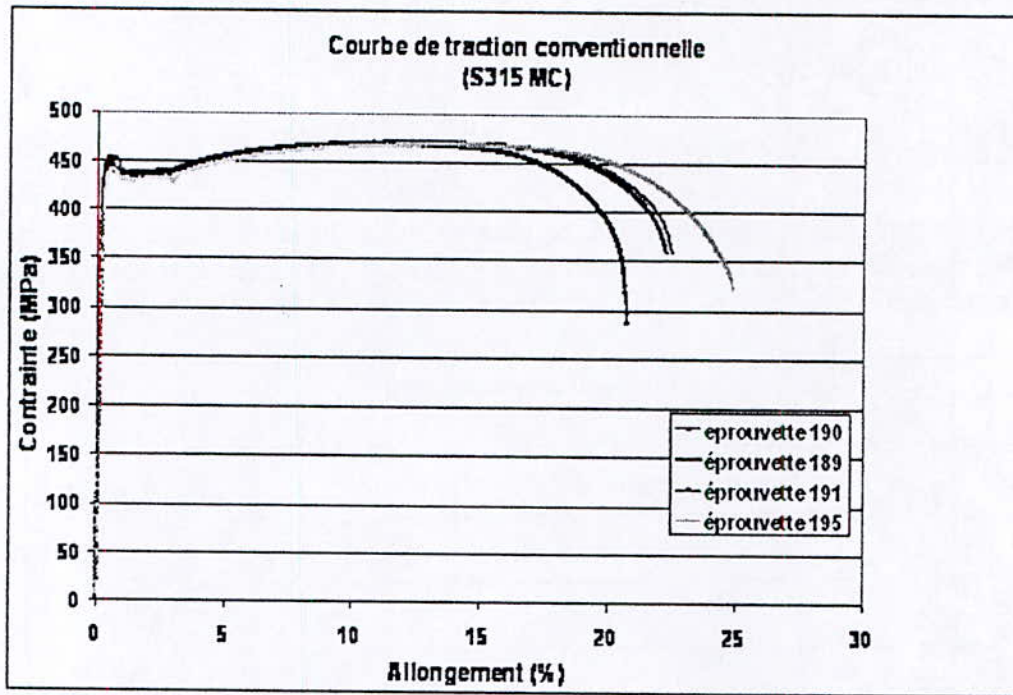


Figure D-15 : Courbes de traction conventionnelles (acier S315 MC).

VII.2- Discussion :

- **A propos de l'essai :** nous constatons que les essais sont reproductibles, les courbes superposées nous montrent que l'allure est identique jusqu'à la contrainte maximale et au delà l'allure n'est pas forcément la même ceci peut s'expliquer par le fait que dans cette partie de la courbe les matériaux rentrent dans la phase d'instabilité où les contraintes et déformations sont localisées dans une partie de l'éprouvette (striction).

- **A propos des caractéristiques mécaniques :** nous constatons que les trois matériaux sont du type ductile avec une limite d'élasticité élevée et une zone de déformation plastique étendue. Après avoir atteint la limite d'élasticité les courbes présentent un palier qui correspond aux bandes de PIOBERT-LUDERS. La longueur du palier est plus importante sur les courbes du S315 MC, elle diminue un peu sur les courbes du S420 MC et elle est très faible sur les courbes du S500 MC.

Comment apparaît la bande de PIOBERT-LUDERS [18]: quand l'énergie d'interaction est forte et que les atomes de soluté peuvent facilement diffuser, comme c'est le cas pour le carbone et l'azote dans le fer, il se rassemblent autour des dislocations pour former ce qu'on appelle des atmosphères. Les dislocations sont alors très fortement ancrées et il faut une contrainte considérable pour les arracher. Il est plus aisé en fait de créer des dislocations nouvelles dans les zones de concentrations de contraintes, elles peuvent alors facilement glisser, former des empilements et activer des sources de dislocations ancrées selon le mécanisme de HALL-PETCH. Ce processus, localement, déclenche une avalanche qui traverse le cristal de grain en grain en formant la bande de PIOBERT-LUDERS qui se propage sous une contrainte plus faible que celle qui a fallu pour l'amorcer, il apparaît donc un crochet de limite d'élasticité sur la courbe de traction suivi d'un palier correspondant à l'envahissement progressif de tous le corps de l'éprouvette par ces bandes et la déformation est concentré sur leur périphérie, elle sont inesthétiques et doivent être évitées.

Chapitre D : Résultats et discussions

Les principales caractéristiques des trois aciers sont présentées dans les tableaux D-07, D-08 et D-09.

Tableau D-07 : Caractéristiques mécaniques du S500 MC.

	Moyenne	Ecartype	Min	Max
Re (MPa)	568.34	2.13	566.08	570.31
Rm (MPa)	650.40	0.36	649.98	650.68
A _t (%)	8.59	0.08	8.50	8.65
A (%)	16.16	0.71	15.35	16.69
Longueur du palier de LUDERS Δε %S	0.58	0.16	0.43	0.75

Tableau D-08 : Caractéristiques mécaniques du S420 MC.

	Moyenne	Ecartype	Min	Max
Re (MPa)	500.07	2.55	497.78	503.60
Rm (MPa)	565.86	2.14	563.25	568.42
A _t (%)	8.38	0.38	7.98	8.86
A (%)	17.89	0.86	17.06	19.12
Longueur du palier de LUDERS Δε %	0.92	0.15	0.70	1.04

Tableau D-09 : Caractéristiques mécaniques du S315 MC.

	Moyenne	Ecartype	Min	Max
Re (MPa)	427.9895	3.3470	423.7979	431.3917
Rm (MPa)	468.9416	1.2248	467.5937	470.5437
A _t (%)	12.7283	1.0120	11.3865	13.75.26
A (%)	23.2970	2.1704	20.7416	25.3020
Longueur du palier de LUDERS Δε %	2.42	0.23	2.27	2.77

Comparaison entre les trois matériaux :

Re (S315 MC) < Re (S420 MC) < Re (S500 MC)
Rm (S315 MC) < Rm (S420 MC) < Rm (S500 MC)
Δε (S315 MC) > Δε (S420 MC) > Δε (S500 MC)
A% (S315 MC) > A% (S420 MC) ≥ A% (S500 MC)
A_t % (S315 MC) > A_t % (S500 MC) ≥ A_t % (S420 MC)

Avec:

- Re: est la limite d'élasticité à 0.2 % d'allongement.
- Rm : est la résistance ultime à la traction.
- A_t : est l'allongement réparti.
- A : est l'allongement à rupture.
- Δε : est la longueur du palier.

VIII- Essai de traction-compression :

VIII.1- Rappel de la théorie sur l'essai de traction-compression : [19]

- L'érouissage traduit l'évolution du domaine d'élasticité du matériau pendant l'écoulement plastique. L'élasticité parfaite (voir figure D-16) ignore cette évolution et suppose que les limites d'élasticité en traction et en compression restent constantes.

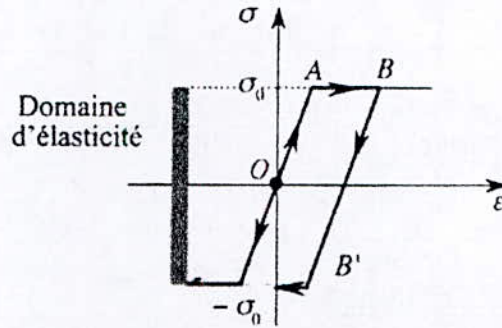


Figure D-16 : schéma d'élasticité parfaite.[19]

- Effet BAUSCHINGER
 quand un essai de compression est suivi d'un essai de traction, on constate que la limite d'élasticité augmente lors de la traction. En fait on constate un déplacement du domaine d'élasticité du matériau, c'est l'effet BAUSCHINGER. Il est l'exemple de l'irréversibilité de l'érouissage plastique observé sur les matériaux en fonction des chemins de sollicitation et leur microstructure.

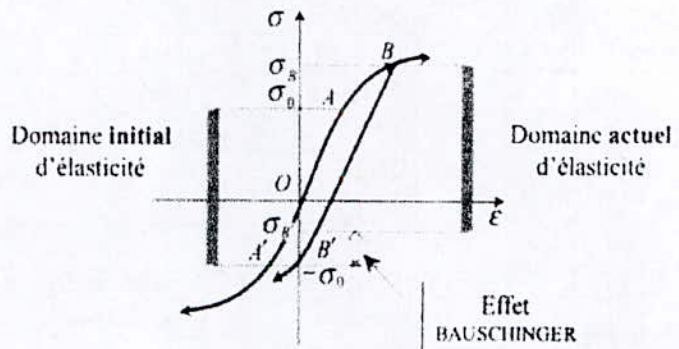


Figure D-17 : Effet BAUSCHINGER.[19]

- Pour déterminer l'érouissage du matériau, il existe deux modélisations simples ;

- L'érouissage isotrope :

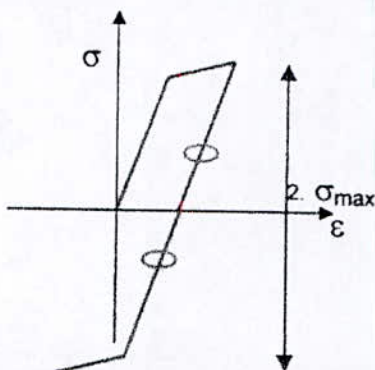


Figure D-18 : Erouissage isotrope.[19]

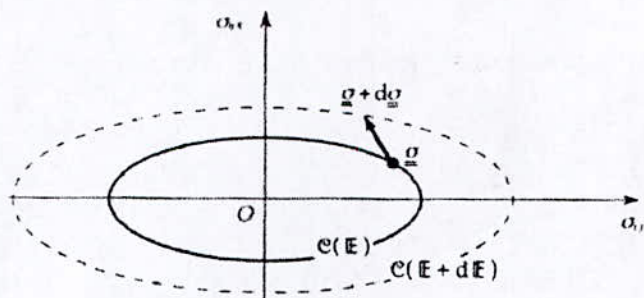


Figure D-19 : tenseur de contraintes.[19]

Le tenseur de contraintes, représenté par le domaine C subit une homothétie de centre 0. On a donc un effet BAUSCHINGER nul correspondant à un durcissement égal dans les deux sens.

Chapitre D : Résultats et discussions

- L'écroissage cinématique :

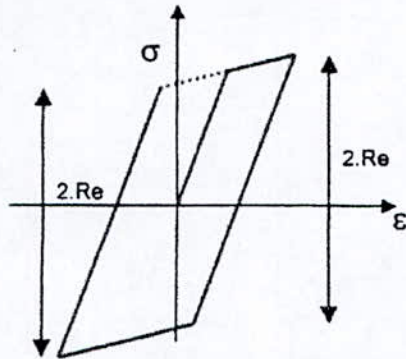


Figure D-20 : Ecroissage cinématique.[19]

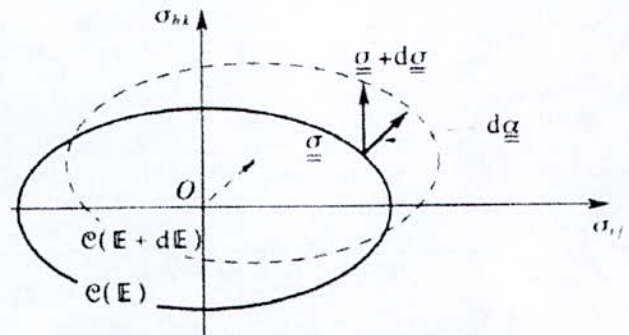


Figure D-21 : tenseur de contraintes.[19]

Le domaine C est entraîné sans déformation, le domaine d'élasticité est juste déplacé. On donc un important effet BAUSCHINGER correspondant à un durcissement dans sens et à un adoucissement dans le sens contraire d'égale amplitude.

VIII.2- Résultats :

Nous avons réalisé une première série d'essais dans le domaine d'élasticité des matériaux à 60% de Re, nous présentons ci-après les courbes obtenues (figures D-22, D-23, D-24).

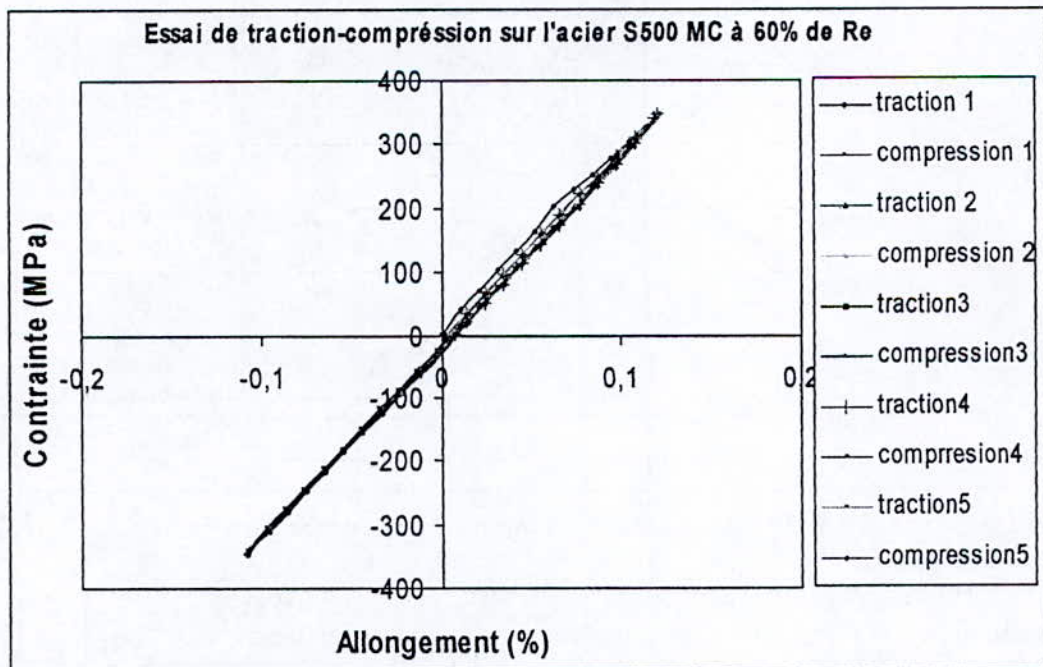


Figure D-22 : Essai de traction-compression à 60 % de Re sur l'acier S500 MC.

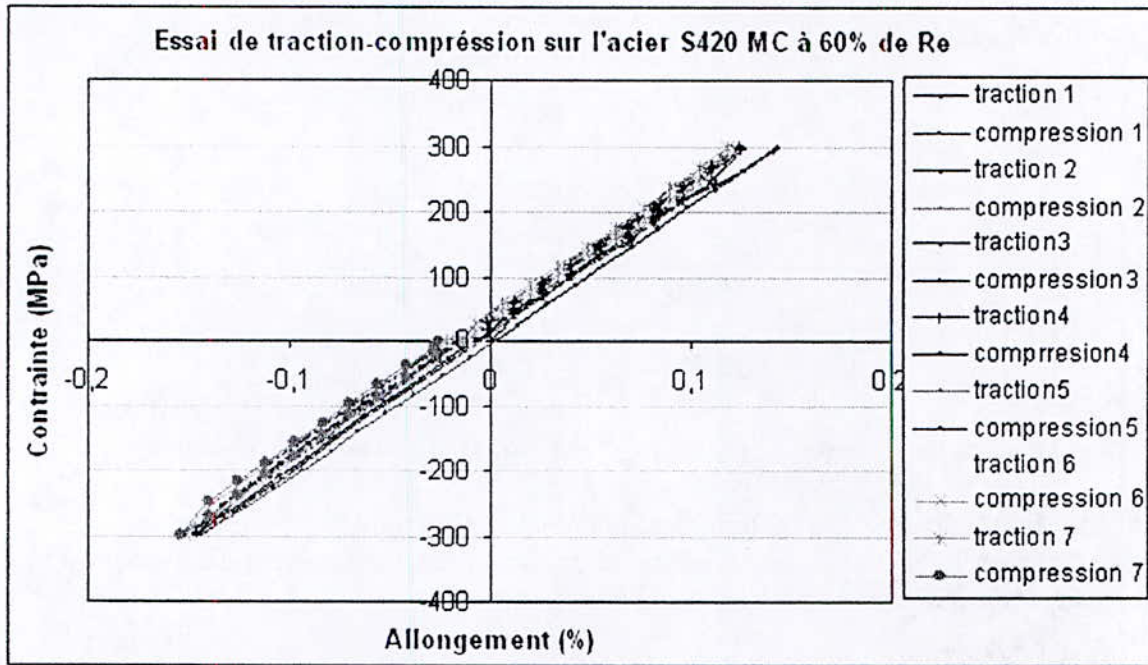


Figure D-23 : Essai de traction-compression à 60 % de Re sur l'acier S420 MC.

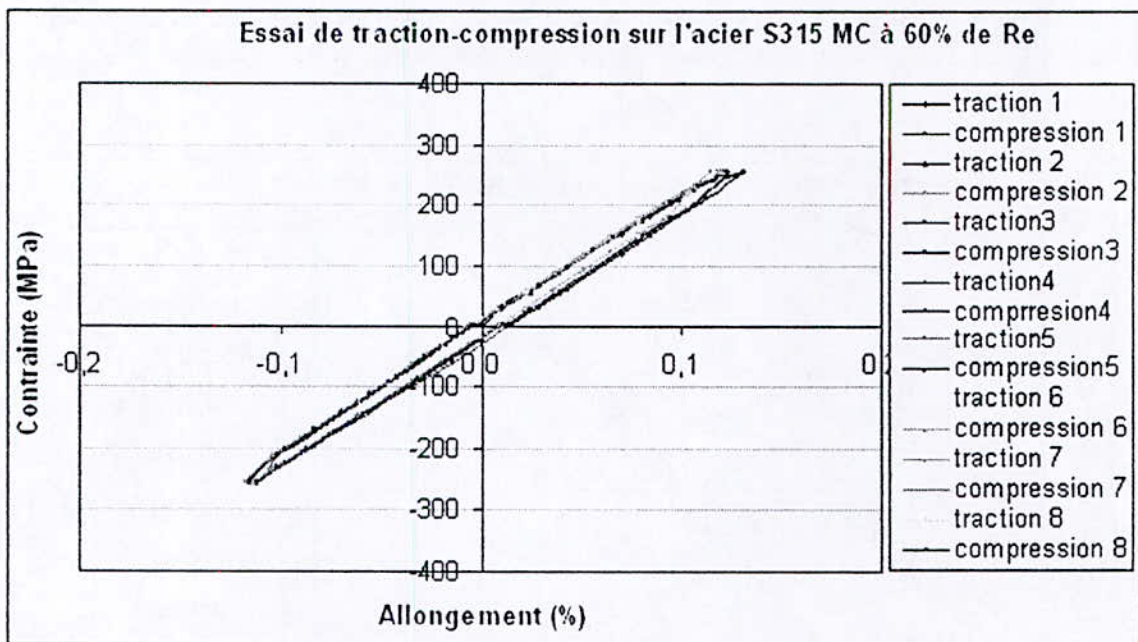


Figure D-24 : Essai de traction-compression à 60 % de Re sur l'acier S315 MC.

Commentaire : nous remarquons qu'il y a une ouverture des cycles qui apparaît clairement sur le S315 MC et plus ou moins sur le S420 MC tandis que sur le S500 MC les cycles sont complètement refermés.

Nous avons ensuite réalisé une deuxième série d'essais dans le domaine d'élasticité des matériaux à 90% de Re, les courbes obtenues sont présentées ci-après (figures D-25, D-26, D-27).

Chapitre D : Résultats et discussions

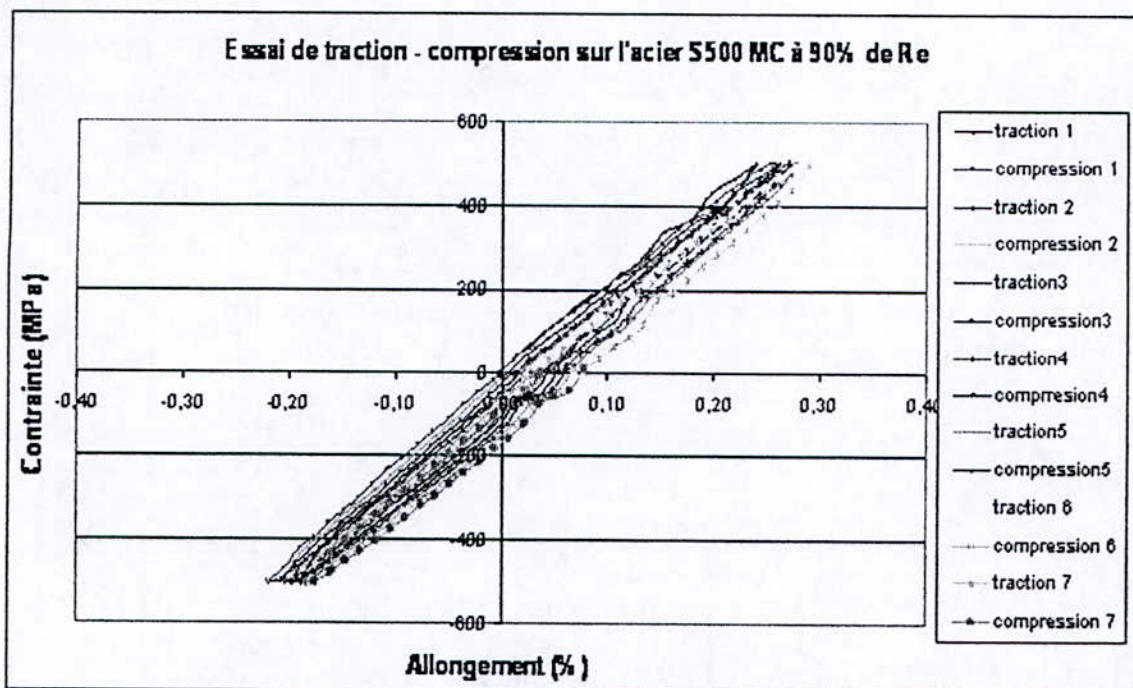


Figure D-25 : Essai de traction-compression à 90 % de Re sur l'acier S500 MC.

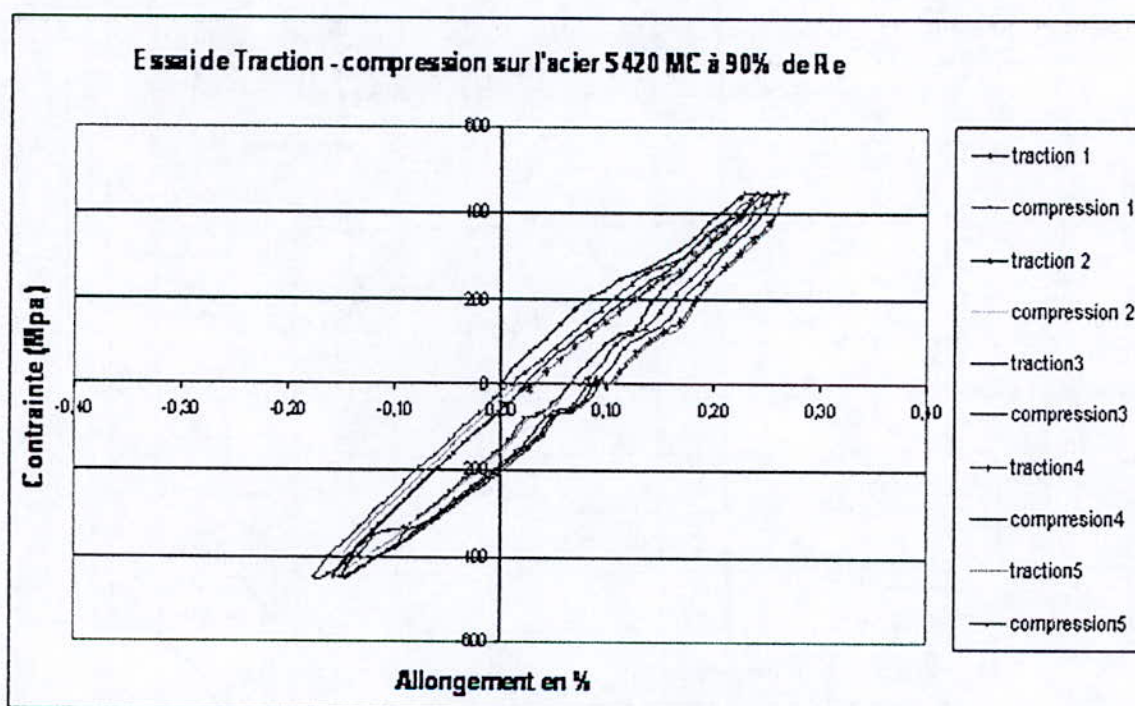


Figure D-26 : Essai de traction-compression à 90 % de Re sur l'acier S420 MC.

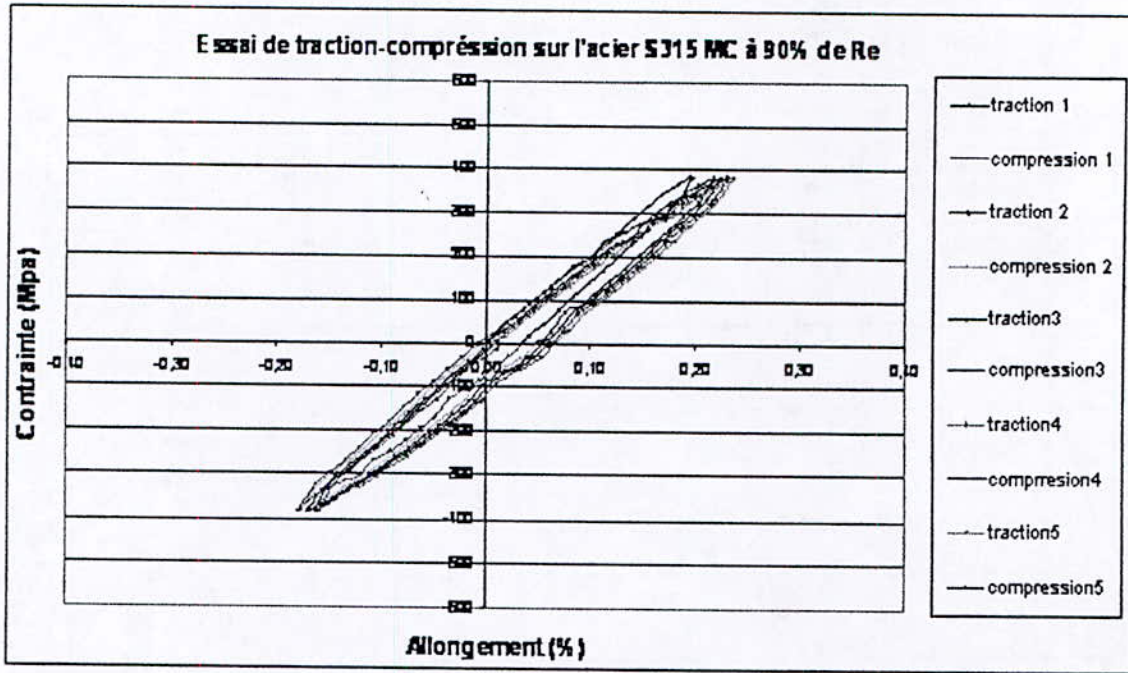


Figure D-27 : Essai de traction-compression à 90 % de Re sur l'acier S315 MC.

Commentaire : nous constatons que l'ouverture des cycles augmente du fait qu'on s'approche de la limite d'élasticité ceci peut être attribué à l'existence, dans ce domaine, d'un phénomène de micro-plasticité dû au déplacement réversible d'un certain nombre de dislocations.

Puis nous avons réalisé une troisième série d'essais à 1.5 % d'allongement c'est à dire que nous avons dépassé largement la limite du domaine d'élasticité. Les courbes obtenues sont présentées ci-après (figures D-28, D-29, D-30).

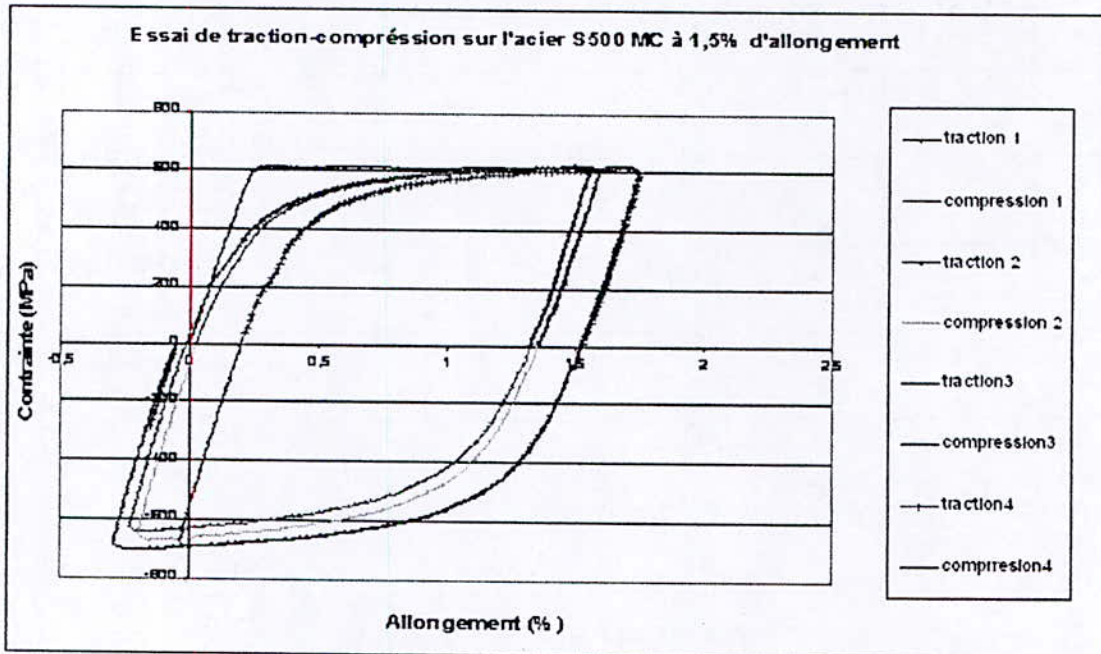


Figure D-28 : Essai de traction-compression à 1.5 % d'allongement sur l'acier S500 MC.

Chapitre D : Résultats et discussions

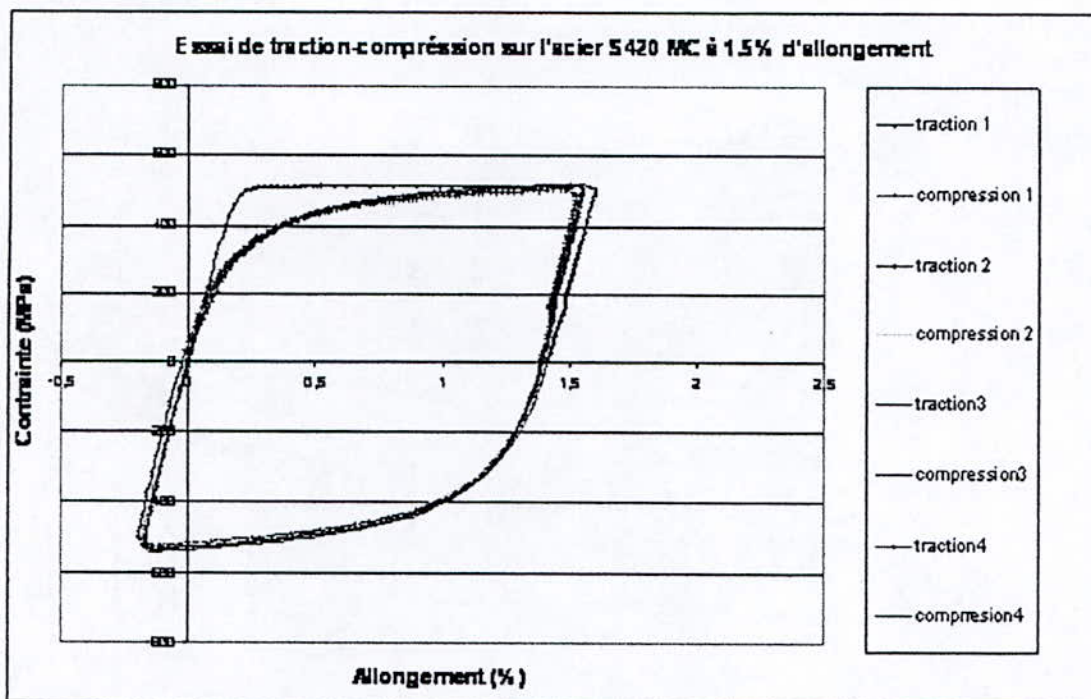


Figure D-29 : Essai de traction-compression à 1.5 % d'allongement sur l'acier S420 MC.

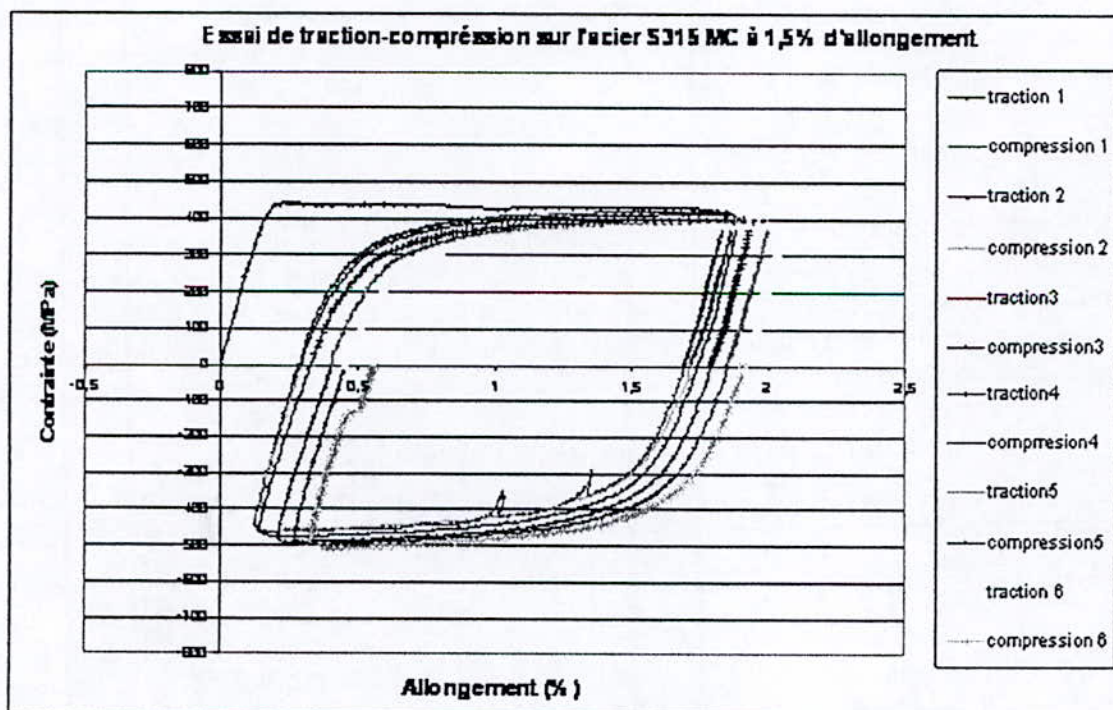


Figure D-30 : Essai de traction-compression à 1.5 % d'allongement sur l'acier S315 MC.

Chapitre D : Résultats et discussions

Remarque : Le problème rencontré lors de ces essais est le saut de contrainte (figure D-31) à la fin de chaque cycle la force change elle passe de 50 N à 1200 N. Pour le tracé des courbes on suppose que la déformation et la contrainte au cycle suivant sont égales à celle du point inférieur de l'hystérèse avant que la force augmente.

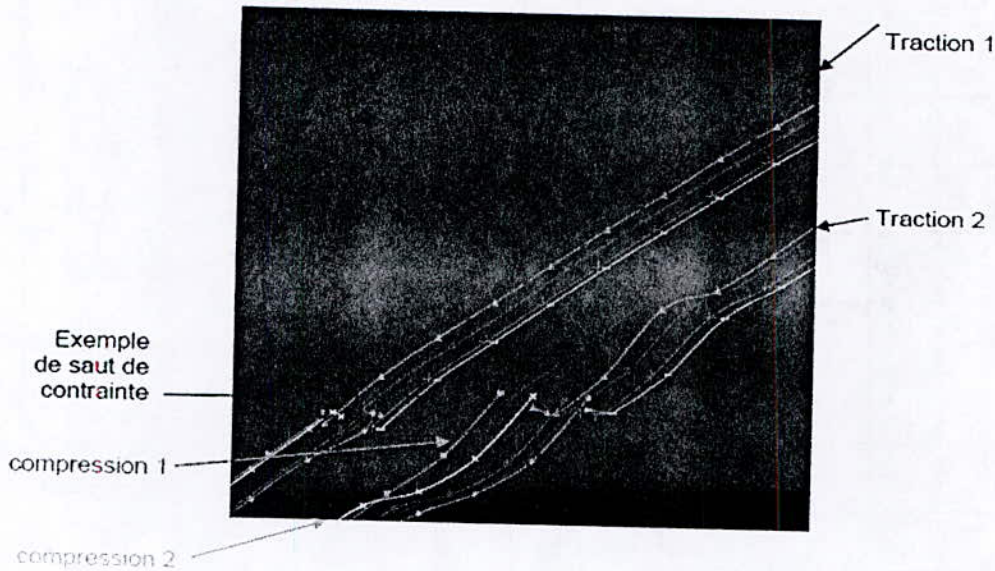


Figure D-31 : exemple de saut de contraintes

Commentaire : notons aussi qu'après chaque décharge (en traction ou en compression) les matériaux se plastifient et les valeurs absolues des contraintes atteintes à la fin de la charge en traction et en compression sont égales.

VIII.3- Discussion :

D'après les résultats de la première et la deuxième série, nous constatons une ouverture des cycles ($\Delta\varepsilon$). Cette ouverture nous confirme l'existence de la micro-plasticité et ce bien que les essais soient réalisés dans le domaine d'élasticité des matériaux. L'ouverture des cycles augmente au fur et à mesure que nous nous approchons de la limite d'élasticité des matériaux. Pour la largeur de l'ouverture des cycles nous retenons les valeurs du tableau D-10

Tableau D-10 : Largeur de l'ouverture des cycles

$\Delta\varepsilon$ max (%)	S500 MC	S420 MC	S315 MC
A 60% de Re	0	0.008	0.016
A 90% de Re	0.02	0.076	0.058

D'après les résultats de la deuxième série d'essais, nous constatons qu'à la fin de chaque décharge les matériaux se plastifient immédiatement. D'autre part nous remarquons que σ_{\max} (traction) = $-\sigma_{\min}$ (compression) ce qui veut dire qu'on a bien une translation du domaine d'élasticité, ce qui est propre à l'écroutissage cinématique.

Chapitre D : Résultats et discussion

IX- Essai de charge-décharge :

IX.1- Résultats :

Afin de déterminer l'évolution de l'endommagement nous avons réalisé une série d'essais de charge-décharge sur les trois matériaux, nous présentons ci-après une courbe pour chaque matériau (figures D-32, D-33 et D-34). Les autres courbes sont présentées dans l'annexe VII.

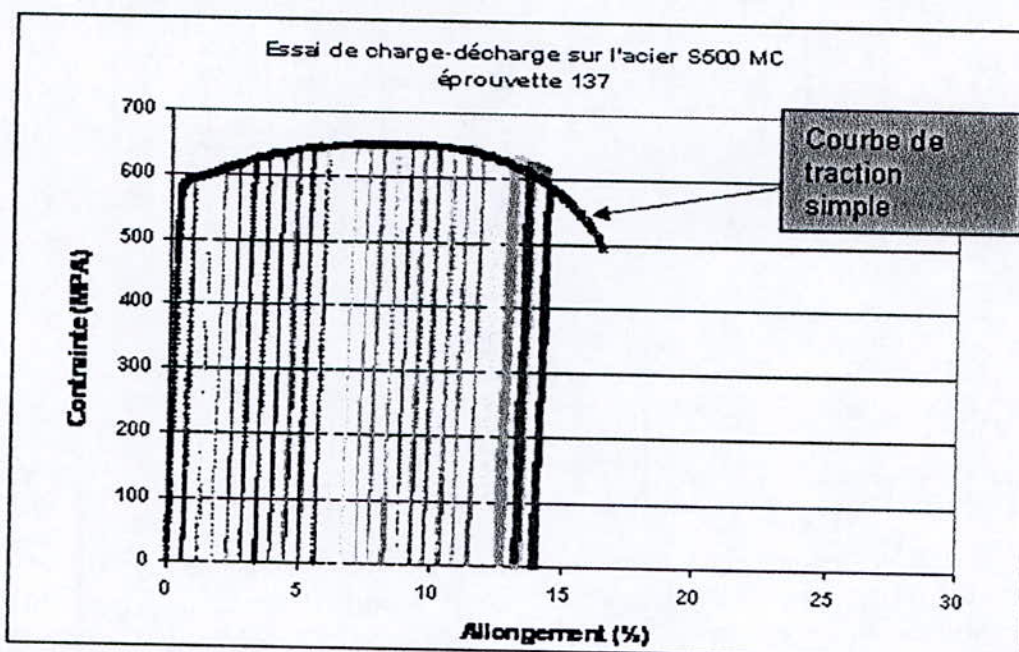


Figure D-32 : Courbe de charge-décharge de l'acier S500 MC.

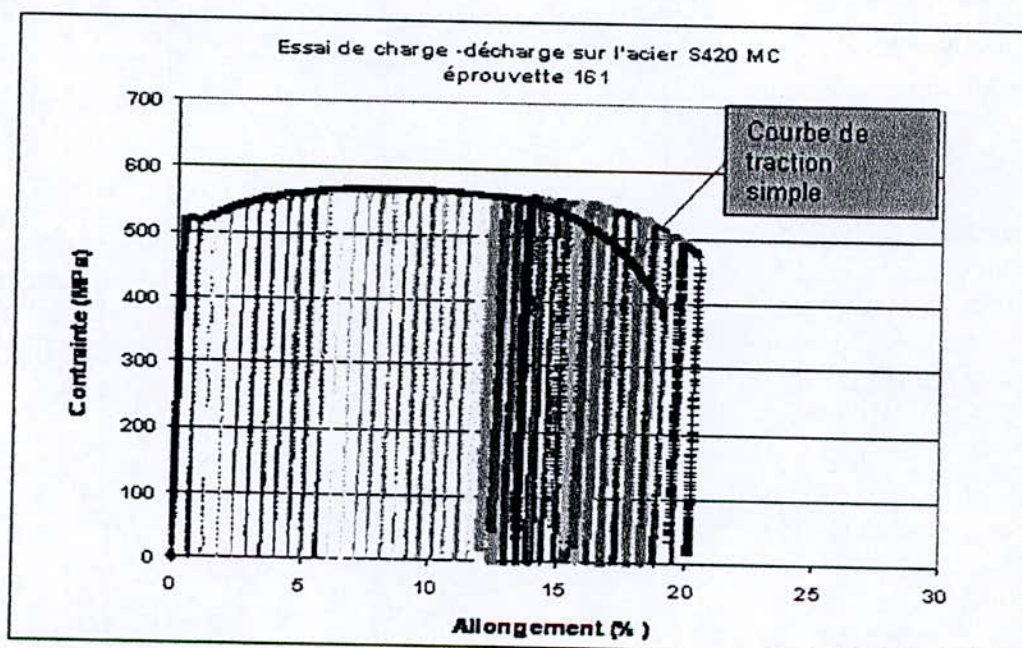


Figure D-33 : Courbe de charge-décharge de l'acier S420 MC.

Chapitre D : Résultats et discussion

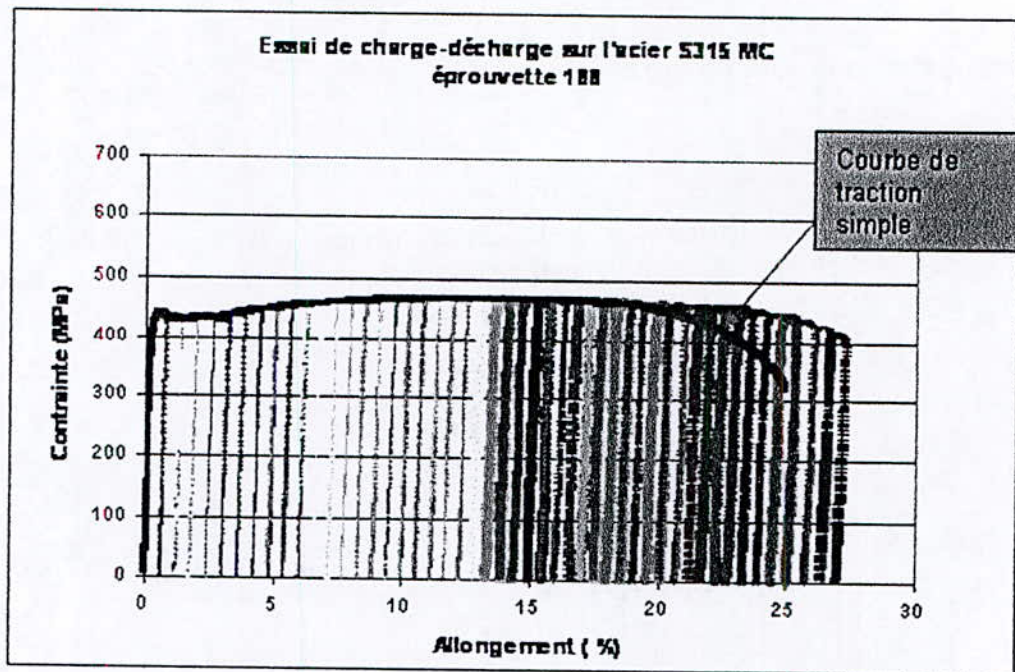


Figure D-34 : Courbe de charge-décharge de l'acier S315 MC.

Remarque :

Le problème rencontré lors de ces essais est qu'à la fin de chaque décharge l'essai ne s'arrête pas automatiquement et la machine repart en charge. Pour résoudre ce problème on arrête l'essai manuellement en appuyant successivement sur les touches « F10 » = (arrêter) et « E » = (exploiter).

Commentaire :

Nous constatons que si nous reprenons les points correspondant aux contraintes maximales atteintes à chaque cycle nous pourrions reconstituer la courbe de traction monotone.

A partir des courbes de charge-décharge, nous avons tracé l'évolution du dommage en fonction de la déformation en utilisant la loi de LEMAITRE basée sur l'évolution du module d'élasticité. Nous présentons les résultats obtenus dans les figures D-35, D-36 et D-37. D'autres courbes sont présentées dans l'annexe VIII. A noter que l'endommagement est calculé jusqu'à l'allongement réparti (A_t) et les contraintes sont calculées en rationnel.

Chapitre D : Résultats et discussion

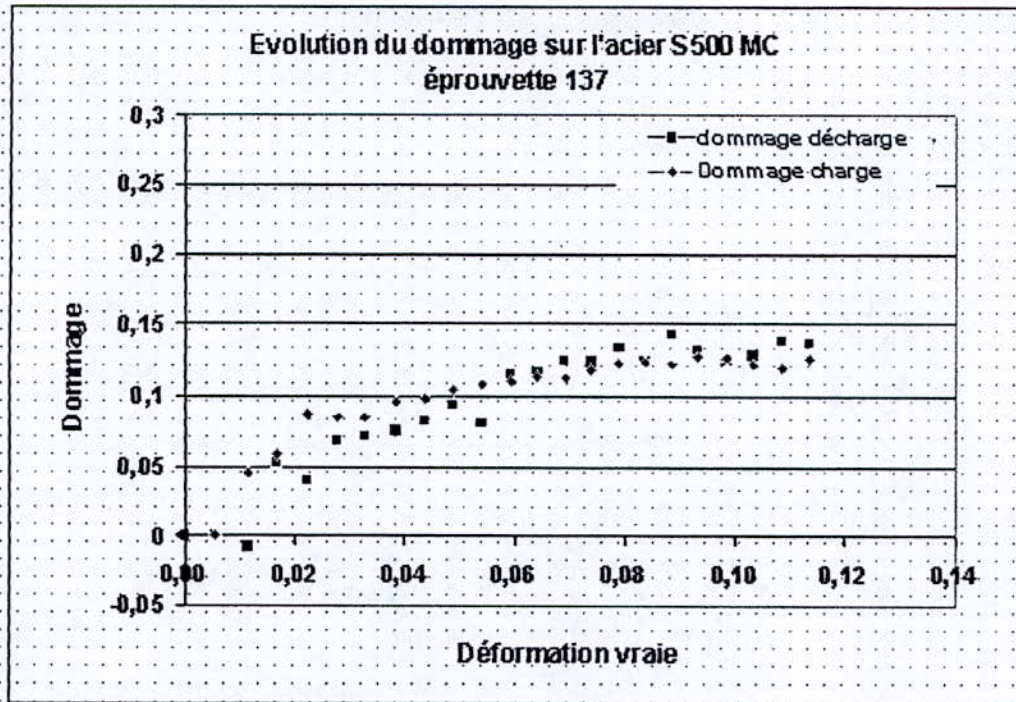


Figure D-35 : Evolution du dommage sur l'acier S500 MC.

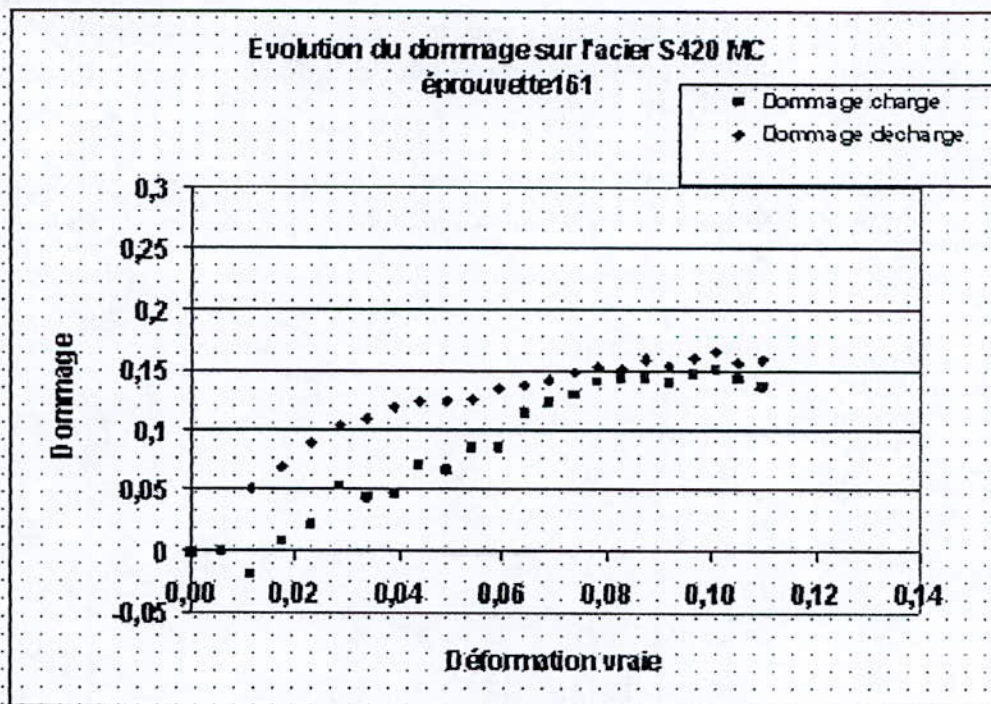


Figure D-36 : Evolution du dommage sur l'acier S420 MC.

Chapitre D : Résultats et discussion

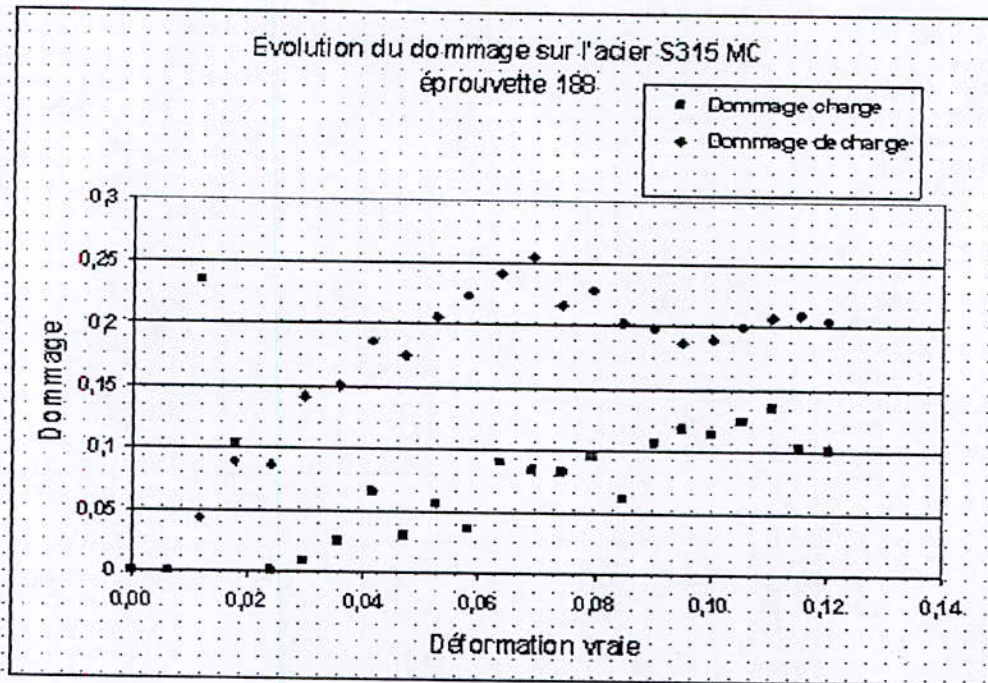


Figure D-37 : Evolution du dommage sur l'acier S315 MC.

IX.2- Discussion :

Les résultats montrent que le dommage suit une évolution non linéaire et ce pour les trois matériaux, il augmente jusqu'à atteindre une valeur maximale à partir de laquelle il diminue légèrement et puis se stabilise.

Si pour des besoins de calculs on suppose que le dommage évolue de façon linéaire, en rajoutant des courbes de tendance de type régression linéaire on obtiendrait alors les lois d'endommagement suivantes :

- à la charge :

$$D = 1.28 \varepsilon : \text{pour le S500 MC}$$

$$D = 1.52 \varepsilon : \text{pour le S420 MC}$$

$$D = 0.81 \varepsilon : \text{pour le S315 MC}$$

- à la décharge :

$$D = 1.43 \varepsilon : \text{pour le S500 MC}$$

$$D = 1.88 \varepsilon : \text{pour le S420 MC}$$

$$D = 2.29 \varepsilon : \text{pour le S315 MC}$$

Avec : D est le dommage et ε est la déformation vraie.

A noter aussi que le dommage pendant la décharge est généralement supérieur au

Chapitre D : Résultats et discussion

dommage pendant la charge, ceci est dû peut être à l'existence de comportements élastiques différents en charge et en décharge.

En fin si nous comparons nos résultats sur l'acier S500 MC avec ceux d'Ali MKADDEM [05], nous voyons qu'ils ne concordent pas. Lui dans sa thèse trouve une évolution linéaire du dommage suivant la loi $D = 0.6 \epsilon$. Ce qui n'est le cas dans nos résultats et ce même lorsqu'on suppose une évolution linéaire. Plusieurs facteurs peuvent être à l'origine de cette discordance ;

- la forme des éprouvettes utilisées n'est pas la même, celles utilisées par Ali MKADDEM ont une forme qui permet de localiser les contraintes et les déformations dans une partie précise de l'éprouvette alors que nos éprouvettes ont une forme simple qui ne le permet pas.
- La machine de traction : Ali MKADDEM a réalisé ses essais sur une machine de traction hydraulique en utilisant des jauges de déformation. Alors que nos essais ont été réalisés sur la machine de traction ZWICK équipée de capteurs extensométriques. Cette différence de mise en œuvre peut donc avoir une influence sur les résultats.

X- conclusion :

Les essais réalisés durant cette étude nous ont permis d'avoir des résultats très intéressants sur les trois aciers étudiés. Ces résultats peuvent servir de référence pour les études ultérieures. Nous avons pu, également, apporter quelques solutions à des difficultés qui peuvent survenir lors de certains essais.

Conclusions et perspectives

Conclusions et perspectives

Conclusions et perspectives

Cette étude a permis d'avoir de nouveaux résultats sur le S500 MC, étudié déjà dans plusieurs travaux précédents, et aussi sur les deux autres matériaux qui n'ont pas été déjà étudiés. Ainsi nous avons pu déterminer pour les trois matériaux :

	S500 MC	S420 MC	S315 MC
La limite d'élasticité (MPa)	568	500	428
La résistance ultime à la traction (MPa)	650	566	469
L'allongement à rupture (%)	16	18	23
Effort maximal de pliage (kN)	7.6	6	5.3
Effort maximal de dépliage (kN)	28.3	25.5	23
La micro-dureté (Hv)	213	163	150

Nous tirons les conclusions suivantes :

- En traction, en pliage et en dépliage le S500 MC est le plus résistant que le S420 MC qui lui aussi est plus résistant que le S315 MC
- Le S500 MC est l'acier le plus dur, le S420 MC à une dureté moyenne et le S315 MC est l'acier le moins dur.
- Après l'opération de pliage la micro-dureté augmente considérablement près de la surface avec 76 Hv pour le S500 MC et le S315 MC et 92 Hv pour le S420 MC. A cœur il augmente de 42 Hv pour le S500 MC, de 66 Hv pour le S420 MC et de 31 Hv pour le S315 MC.

Nous avons pu, également, déterminer que l'érouissage est du type cinématique. Et déterminer des lois d'endommagement pour les trois matériaux.

D'autre part nous avons pu mettre en œuvre deux nouveaux essais sur la machine de traction ZWICK-100 kN, l'essai de charge-décharge et l'essai de traction-compression. un mode opératoire a été rédigé.

Enfin, ce stage m'a permis d'approfondir certaines connaissances théoriques et d'avoir une vision aussi large et aussi riche du métier d'ingénieur. Le fait d'avoir réalisé différents essais à l'entreprise DEVILLE SA m'a offert l'occasion de connaître l'esprit de travail et de recherche dans le secteur industriel.

Conclusions et perspectives

Dans l'avenir il serait intéressant de :

- réaliser des essais de charge-décharge en utilisant des jauges de déformation pour savoir si la différence du mode opératoire peut y avoir une influence sur les résultats.
- Réaliser d'autres essais de traction-compression car le nombre limité d'éprouvettes ne nous a pas permis de vérifier la répétitivité des essais.
- Analyser les contraintes résiduelles afin d'estimer le taux d'écroutissage après l'opération de pliage.
- Varier les paramètres des essais.

*Références
bibliographiques*

Références bibliographiques

Références bibliographiques

- [01] R.Coutin ; les aciers à haute limite d'élasticité à dispersoïdes : propriétés de formage, CETIM-INFO, 74 60-68, 1982.
- [02] J.Lemaitre, J.L.Chaboche ; mécanique de matériaux solides
Edition DUNOD, 1988.
- [03] J.Lemaitre, R.Desmorat, M.Souzay; anisotropic damage law of evolution
EUR.J.Mech.A/Solids, 19 187-208, 2000.
- [04] R.Ferhoum ; influence de la microstructure d'acier HLE sur la tenue mécanique de pièces après pliage,
DEA, ENSAM, Angers, 2003.
- [05] A.Mkaddem ; experimentation et simulation du pliage de toles HLE : prévision du comportement en service des pièces pliées,
thèse de doctorat ENSAM Angers, 2003.
- [06] D.Rault ; description de l'emboutissage et problèmes posés : mise en forme des métaux et alliages,
Ecole d'été de métallurgie physique de Villars-sur-Ollon, ISBN2-222-01917-6,
pp297-303, Suisse, septembre 1975.
- [07] N.E.Dowling ; stress-strain analysis of plastically deforming members : mechanical behavior of materials, Engineering methods for deformation, fracture and fatigue, second edition, Upper Saddle River: Prentice Hall, ISBN0-13-905720-X, pp 603-648 U.S.A, 1998.
- [08] B.Grizeelj ; the influence of press and die on enhancement of bending accuracy,
Proceeding of the 8th International Conference on Sheet Metal,
ISBN90-73802-78-4, pp 149-156, Birmingham, England, April 2000.
- [09] A.H.Streppel, D.Lutters, E.Ten Brinke, H.H.Pijlman, H.J.J.Kals ; Process modeling for air bending equilibrium model and FEM simulation,
Proceeding of the 7th International Conference on Sheet Metal,
ISBN3-87525-110-5, pp447-456, Earlangen, Germany, September 1999.
- [10] L.J.De Vin; Curvature prediction in air bending of metal sheet,
Journal of material Processing Technology, Vol.100, No.1-3, pp 257-261, 2000.
- [11] <http://nsmwww.eng.ohio-state.edu/bendingOverview/>
- [12] Z.Kampus; the influence of the shape of inlet opening on bending,
Proceeding of the 8th International Conference on Sheet Metal,
ISBN0-95276-643-4, pp 497-504, Birmingham, England, April 2000.
- [13] Z.Marciniak, J.Duncan; bending, Mechanics of sheet metal forming
First published, ISBN0-340-56405-9, pp 68-99, E.Arnold, Great Britain, 1992.
- [14] S.Kalpakjian; Manufacturing Process for Engineering Materials,
Second edition, ISBN 0-201-60702-6, Addison-Wesley Publishing Company,
U.S.A, 1991.
- [15] J.L.Lebrun; Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X,
ENSAM, Angers, 2001.
- [16] R.F.Tiago; Analyse de l'influence des paramètres du pliage sur les propriétés du produit final en acier HLE,
PFE, ENSAM, Angers, 2004.

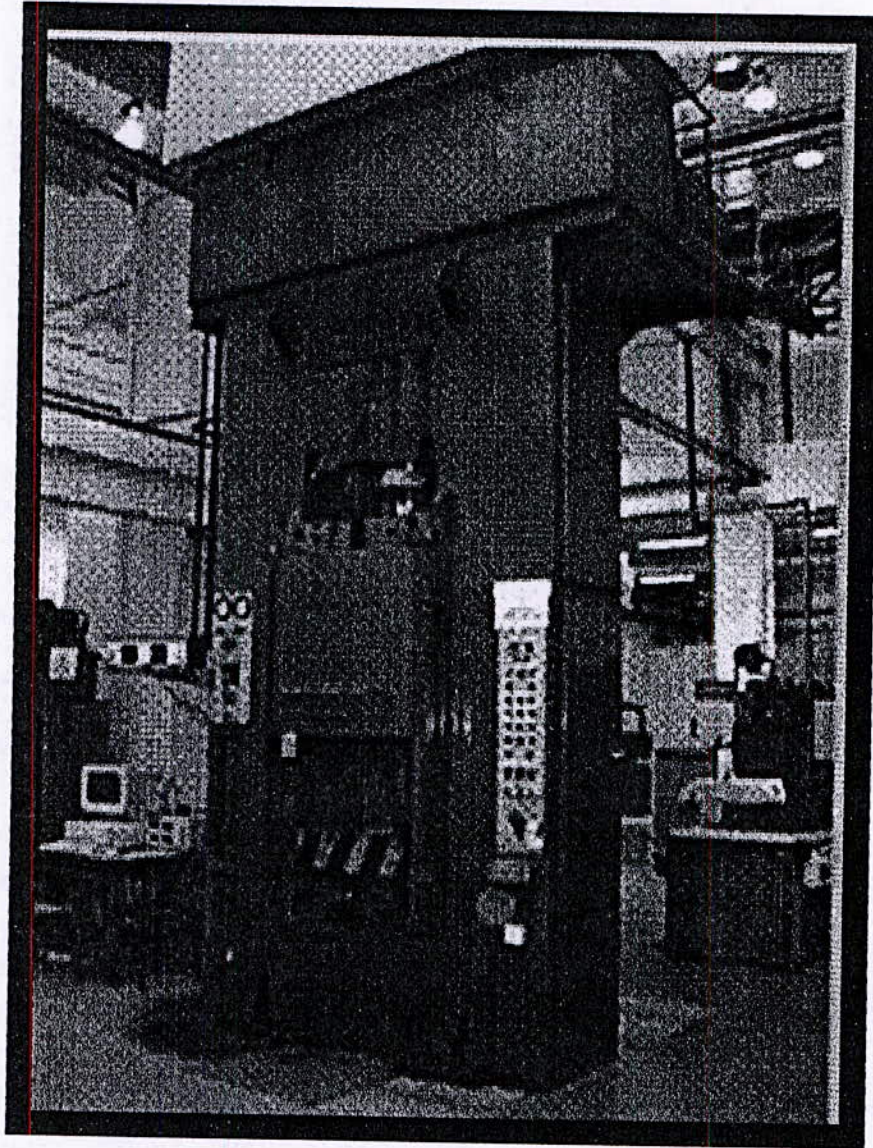
Références bibliographiques

- [17] L.Caradeuc; Etude du comportement mécanique des aciers S500 MC, S420 MC et S315 MC, PFE, ENSAM, Angers, 2005.
- [18] D.François, A.Zaoui; élasticité et plasticité, Edition HERMES, 1992.
- [19] D.François; essais mécaniques et lois de comportement, Edition HERMES Sciences, 2001.

ANNEXES

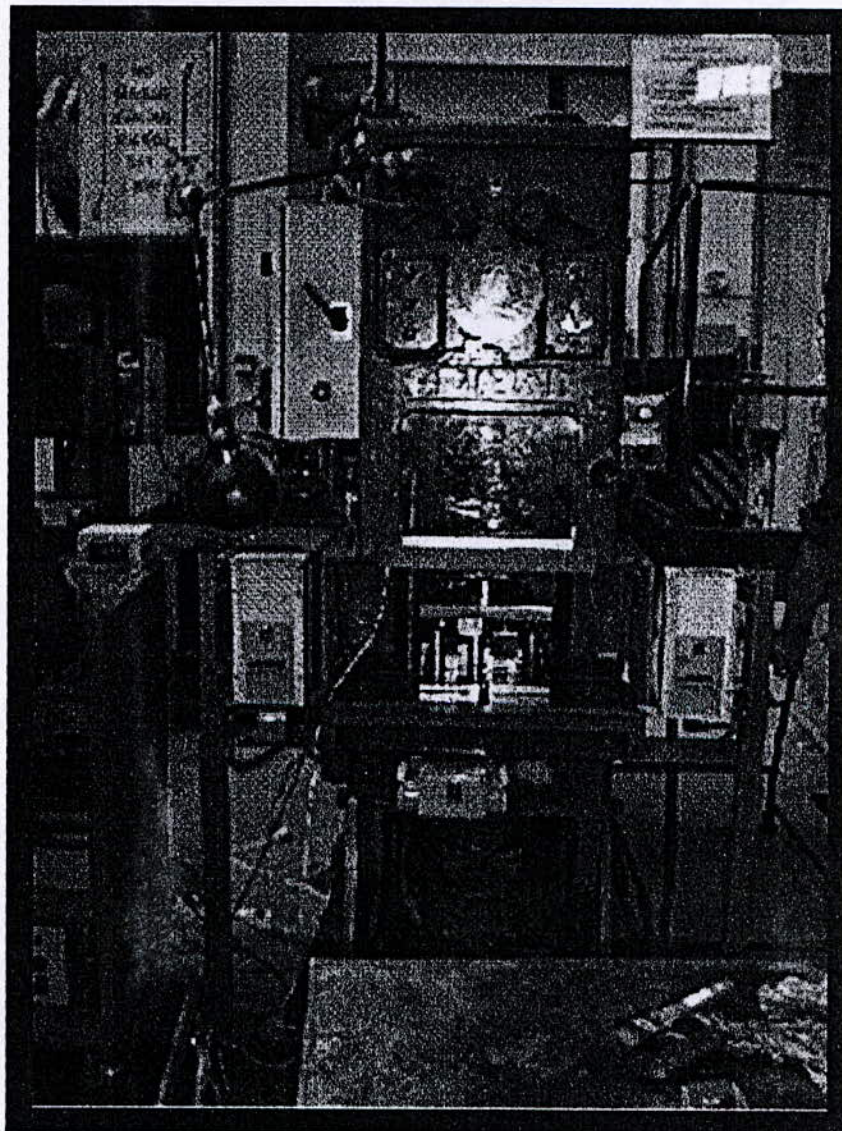
Annexes

Annexe I : Presse LOIRE-400t.



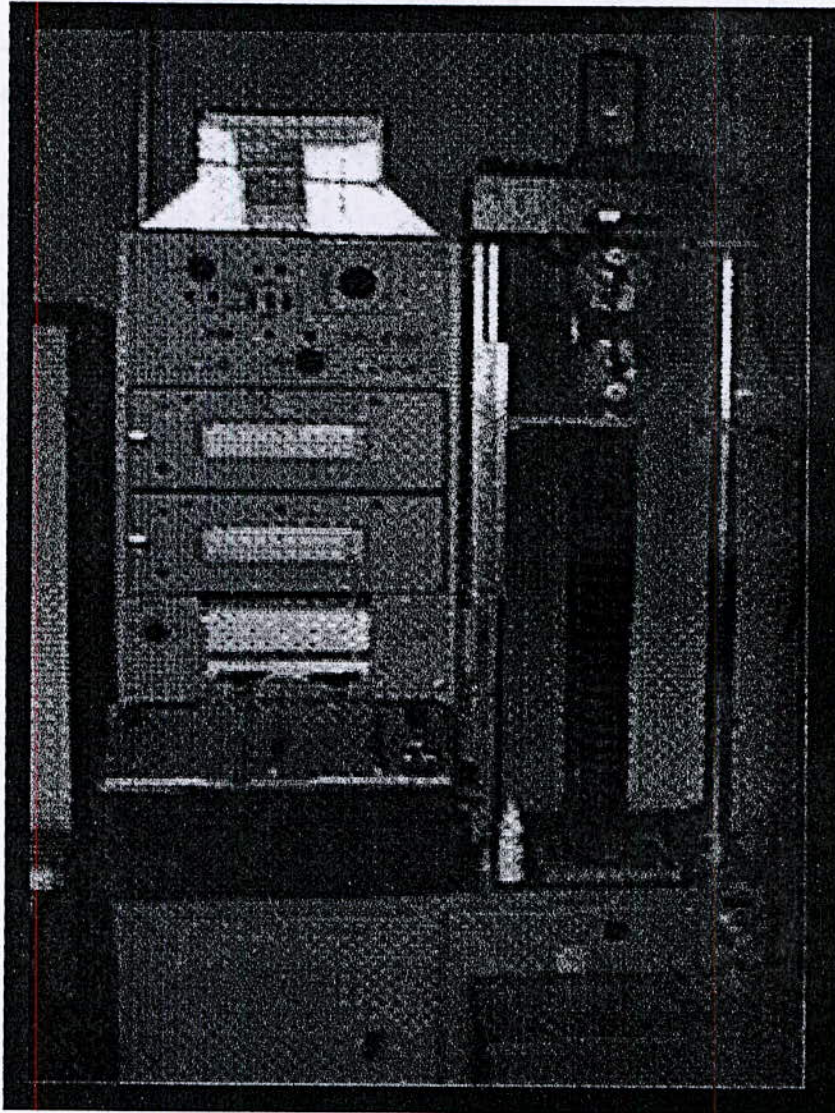
Annexes

Annexe II : Presse GRIMAR-50t.



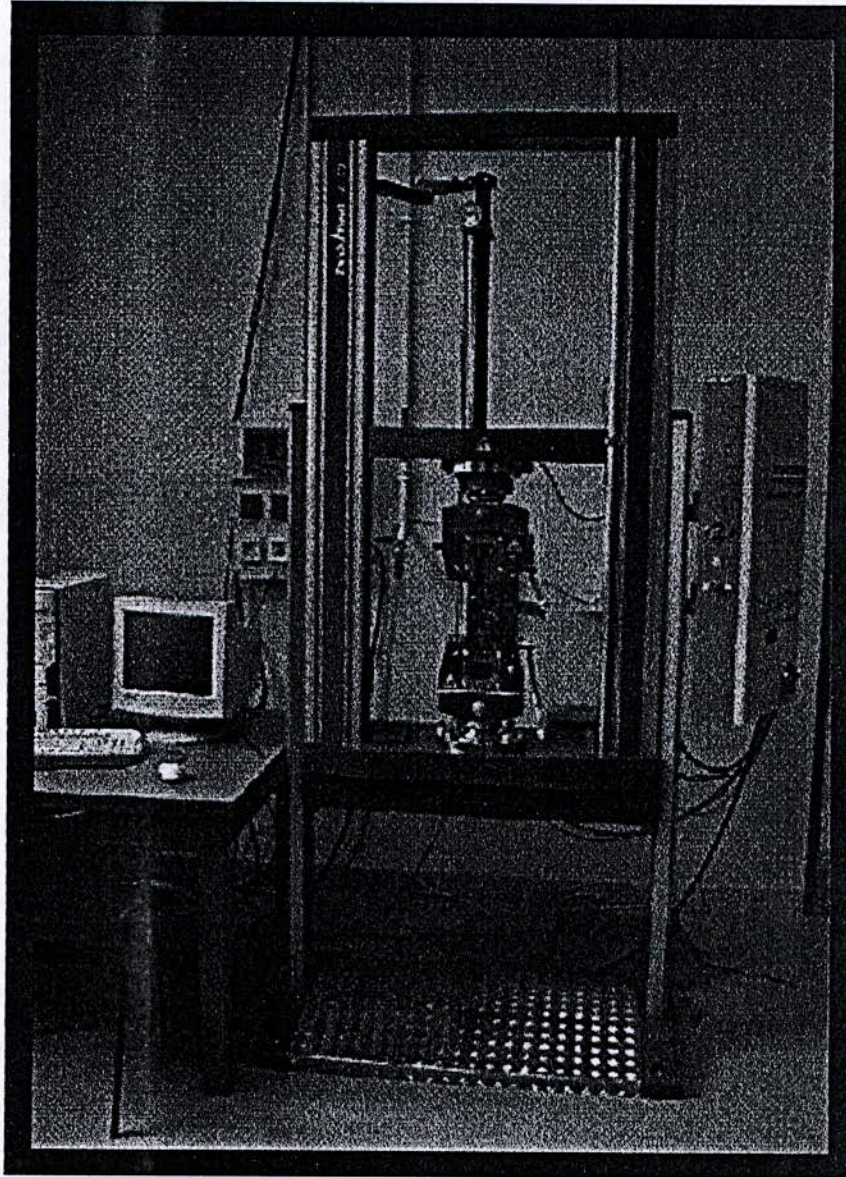
Annexes

Annexe III : Machine de traction ZWICK-50 kN.



Annexes

Annexe IV : Machine de traction ZWICK-100 kN.



Annexe V : Principes de mise en œuvre des essais de traction-compression et décharge-décharge.

a)- Essai de charge-décharge :

Pour les paramètres à connaître et la réalisation d'une procédure de manière générale l'opérateur peut consulter le rapport du projet S2-TER 04-05.

1- ouvrir la spécification

E:\etudiants\essais de charge-décharge\ essais de charge-décharge.ZPV

2- mettre l'éprouvette en place.

3- Régler l'export des résultats :

- ouvrir le menu « fichier » puis cliquer sur « interface export »
- cliquer sur « MS EXCEL »
- cliquer sur « réglage » puis sur « canaux » et sélectionner l'allongement en (mm) et la force standard capteur en (N).
- modifier le répertoire et le nom du fichier d'export. Par défaut le répertoire est celui de la spécification et le nom est « essai XX ». A chaque fin de cycle le logiciel exportera le fichier.

4 – pour réaliser la première charge remettre la force à zéro puis l'essai cliquer sur « démarrer » le logiciel nous demande de confirmer la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette, parfois il ne nous affiche pas les bonnes valeurs il faut donc vérifier avant de cliquer sur OK. A la fin de la décharge il faut arrêter l'essai manuellement en cliquant sur « F10 » (arrêter) puis « E » (exploiter).

5- ouvrir puis refermer les capteurs extensométriques.

6- le logiciel nous indique qu'il y a un écart inadmissible de force, cliquer sur « poursuivre ».et ainsi de suite jusqu'à la fin de l'essai.

Remarques :

Pour le bon déroulement de l'essai :

- sélectionner le minimum de paramètres de sortie.
- Enlever la précharge à la fin du premier cycle.
- Sur l'onglet « capteurs extensométriques », nous précisons au logiciel de ne pas faire de commutation sur la traverse et de ne pas ouvrir le capteur de variation de section.
- La spécification est réglée pour des paramètres relatifs nos éprouvettes l'opérateur travaillant sur d'autres types d'éprouvettes doit donc changer ces paramètres.

Annexes

b) Essai de traction-compression :

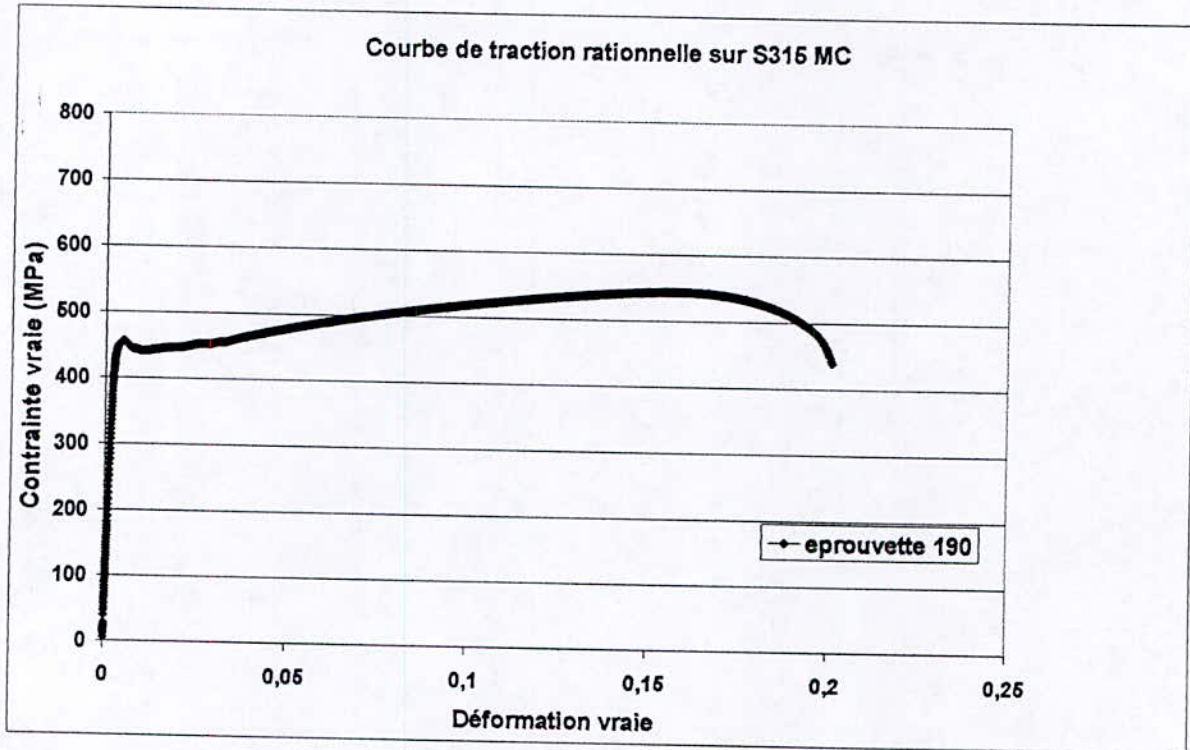
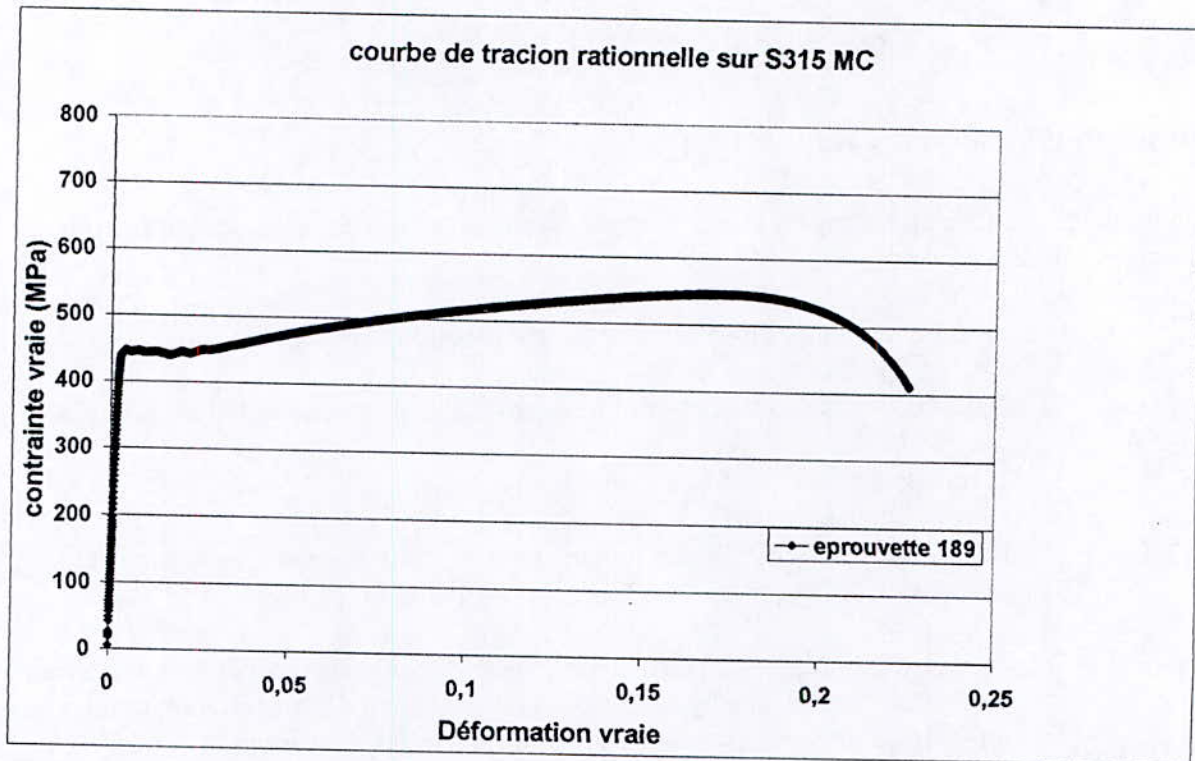
La méthode de mise en œuvre est la même que l'essai de charge-décharge, les paramètres qui changes sont les suivant :

- le nom de la spécification. Utiliser la spécification suivante :

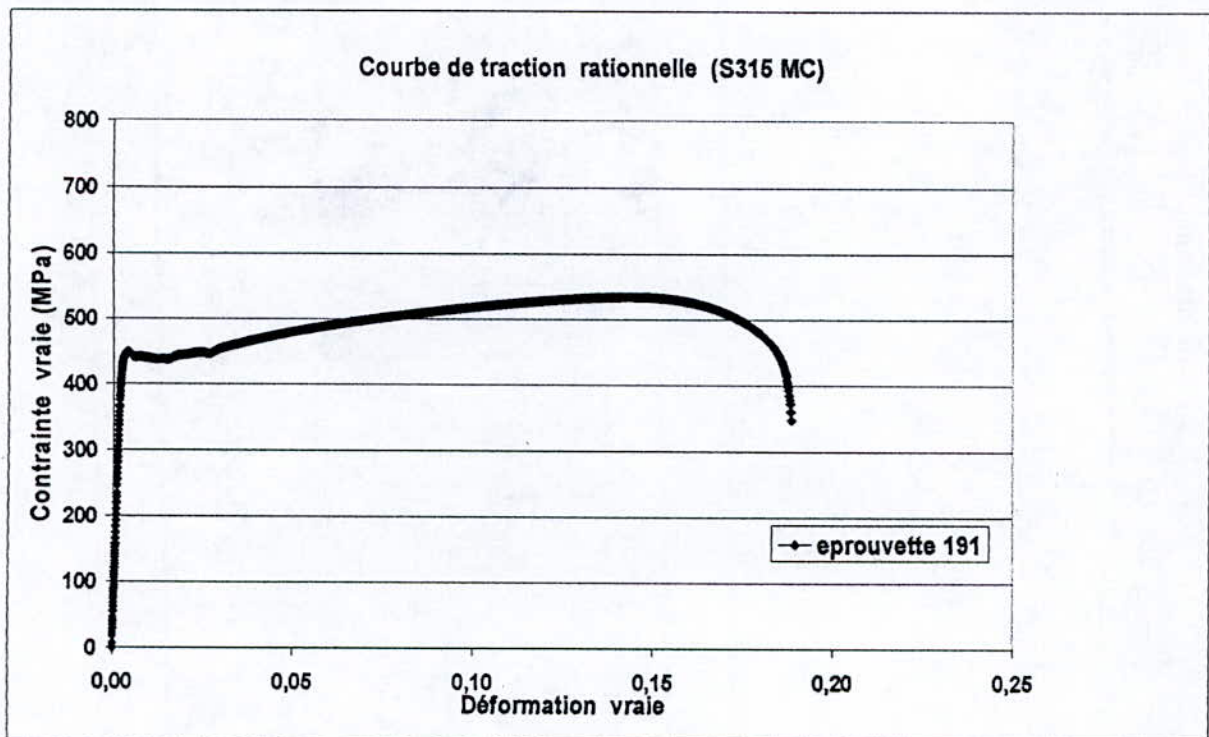
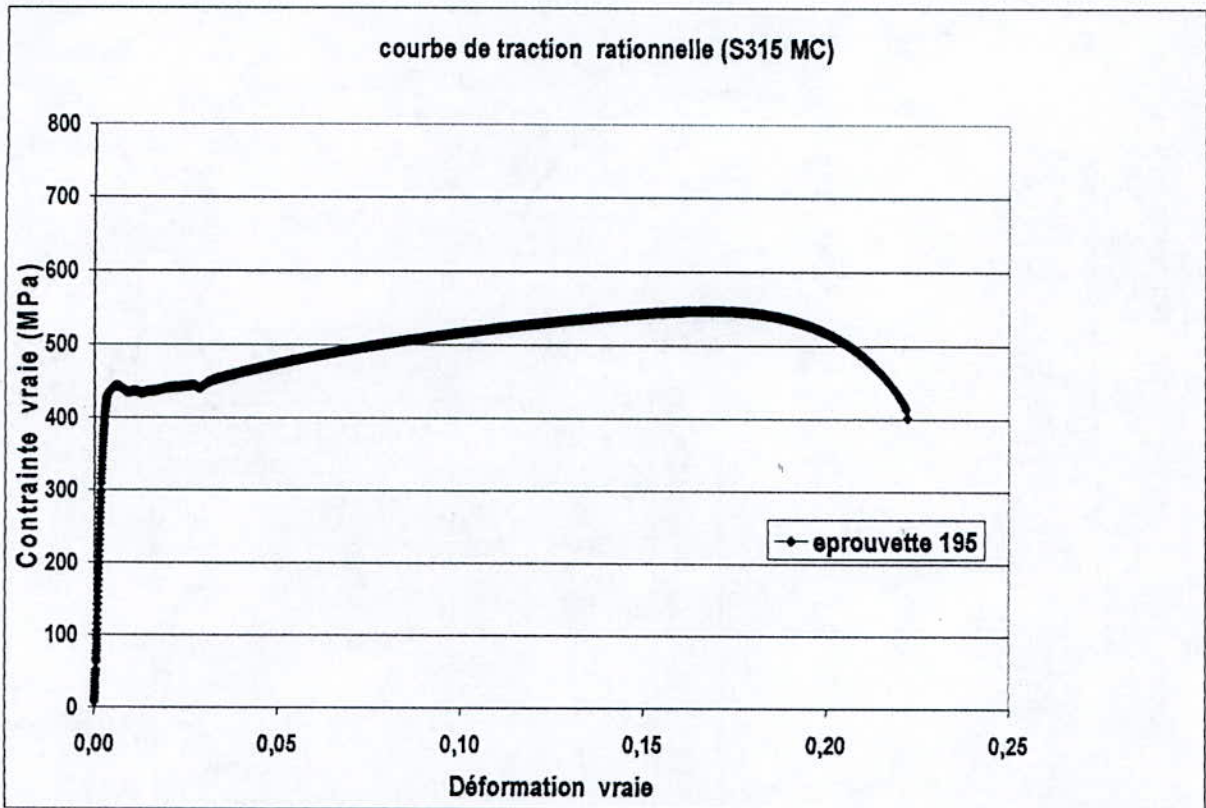
E:\etudiants\essais de traction-compression\ essais de traction-compression.ZPV

- la remise à zéro de la force après chaque cycle.
- Les cycles sont réalisés en alternance traction/compression, on change donc sur l'onglet « configurer » le mode d'essai à chaque fin de cycle.
- Pour pouvoir mettre en place le système de blocage des mors on réalise avant de débiter l'essai une hystérèse dans le domaine d'élasticité du matériau avec un temps d'arrêt suffisant pour visser à fond le vis de serrage.

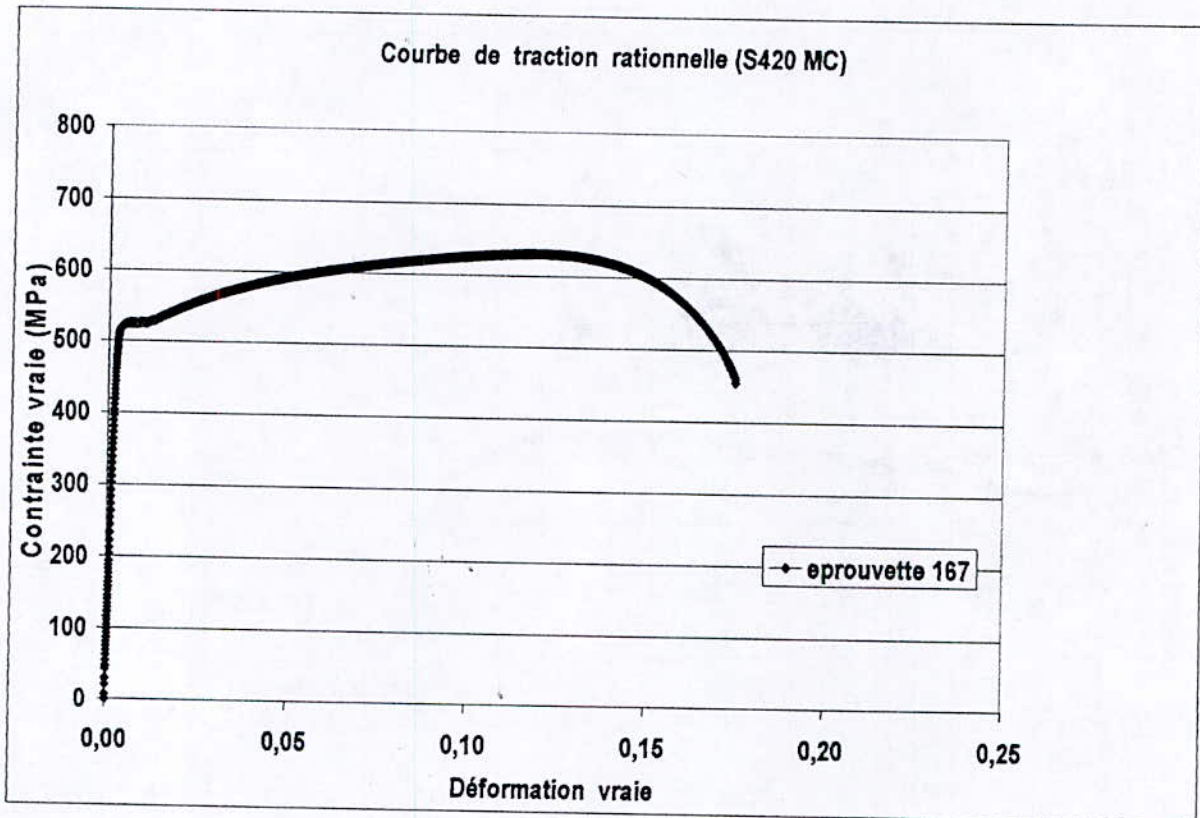
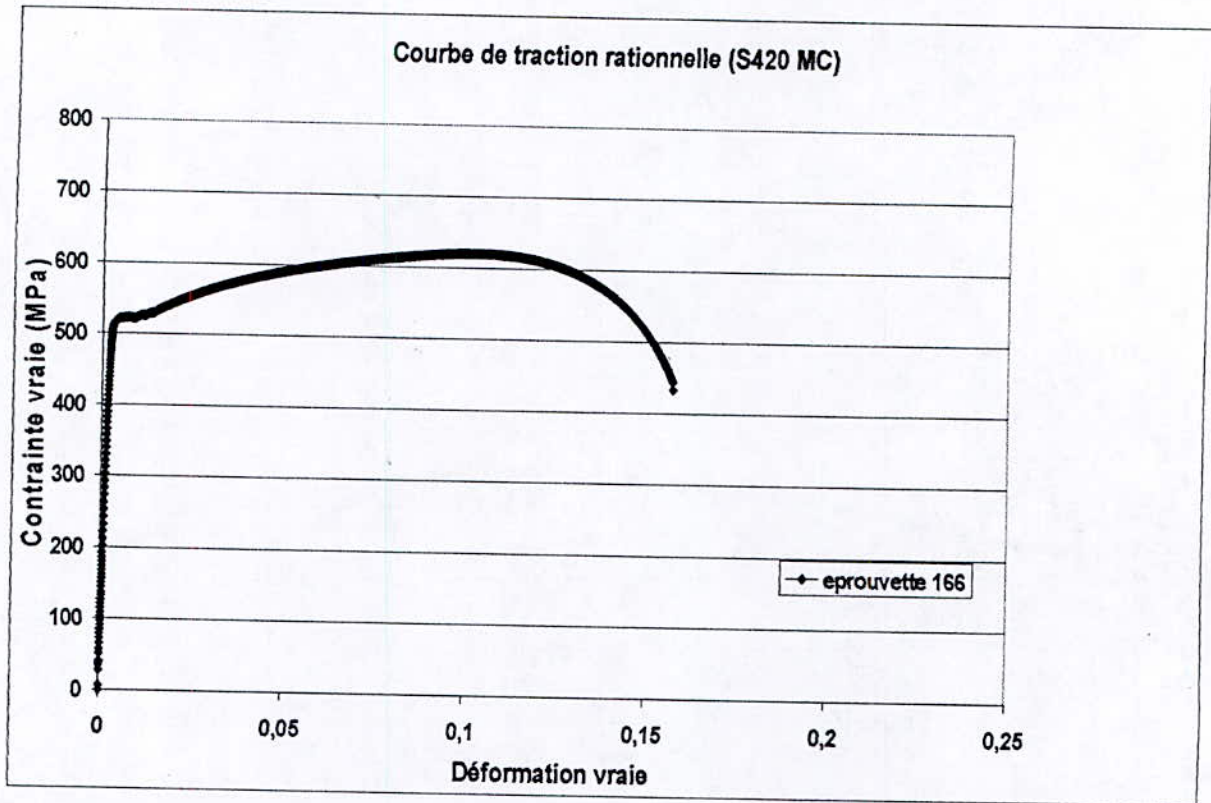
Annexe VI : Courbes de traction rationnelles.



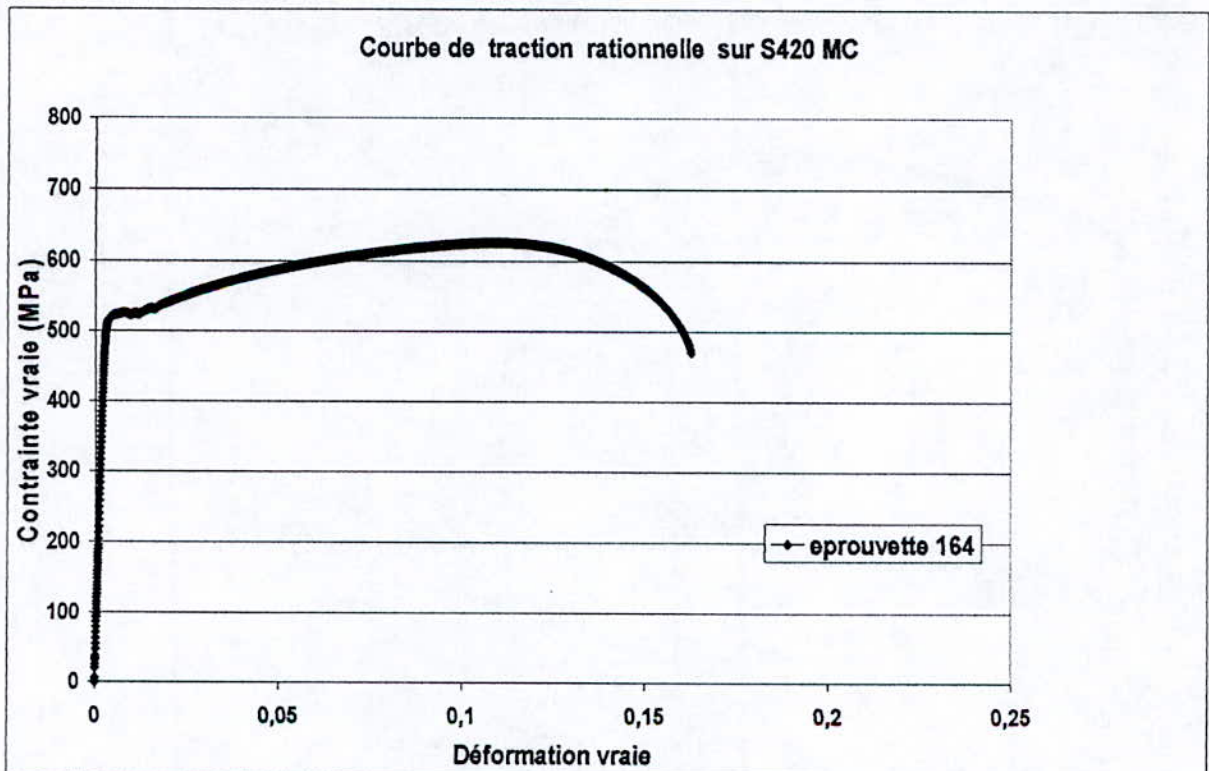
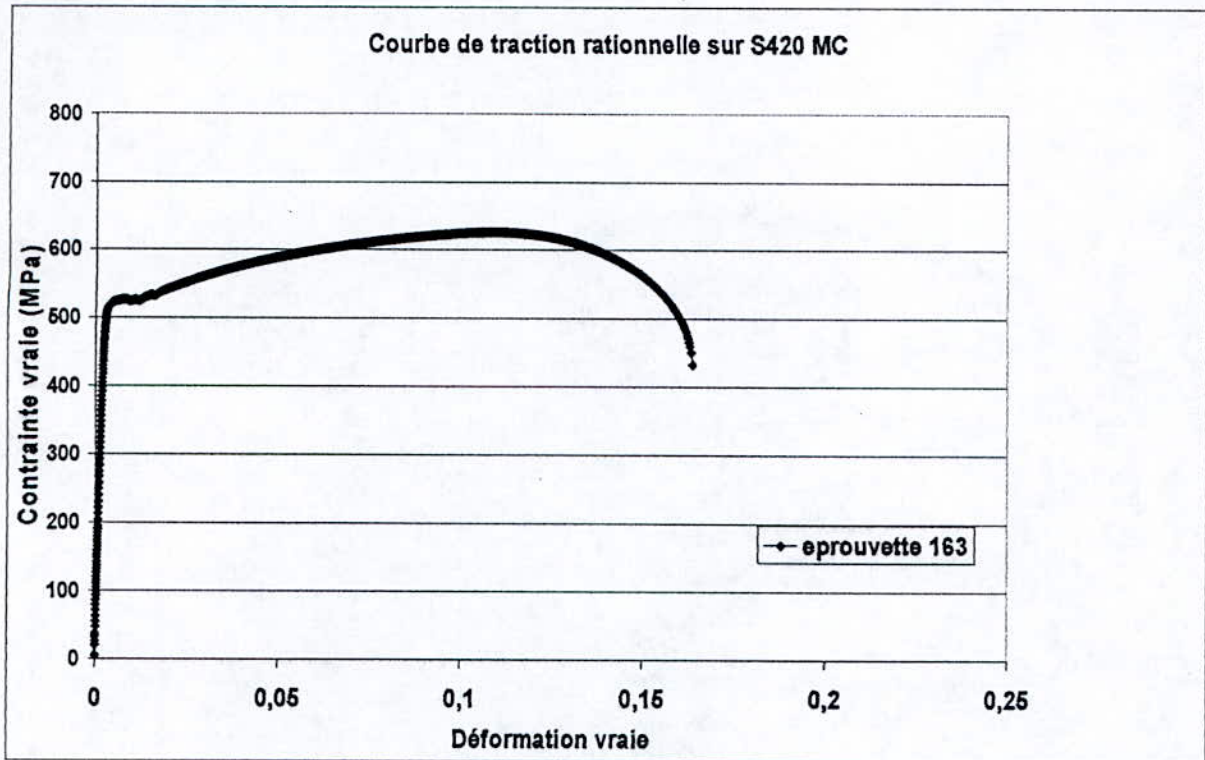
Annexes



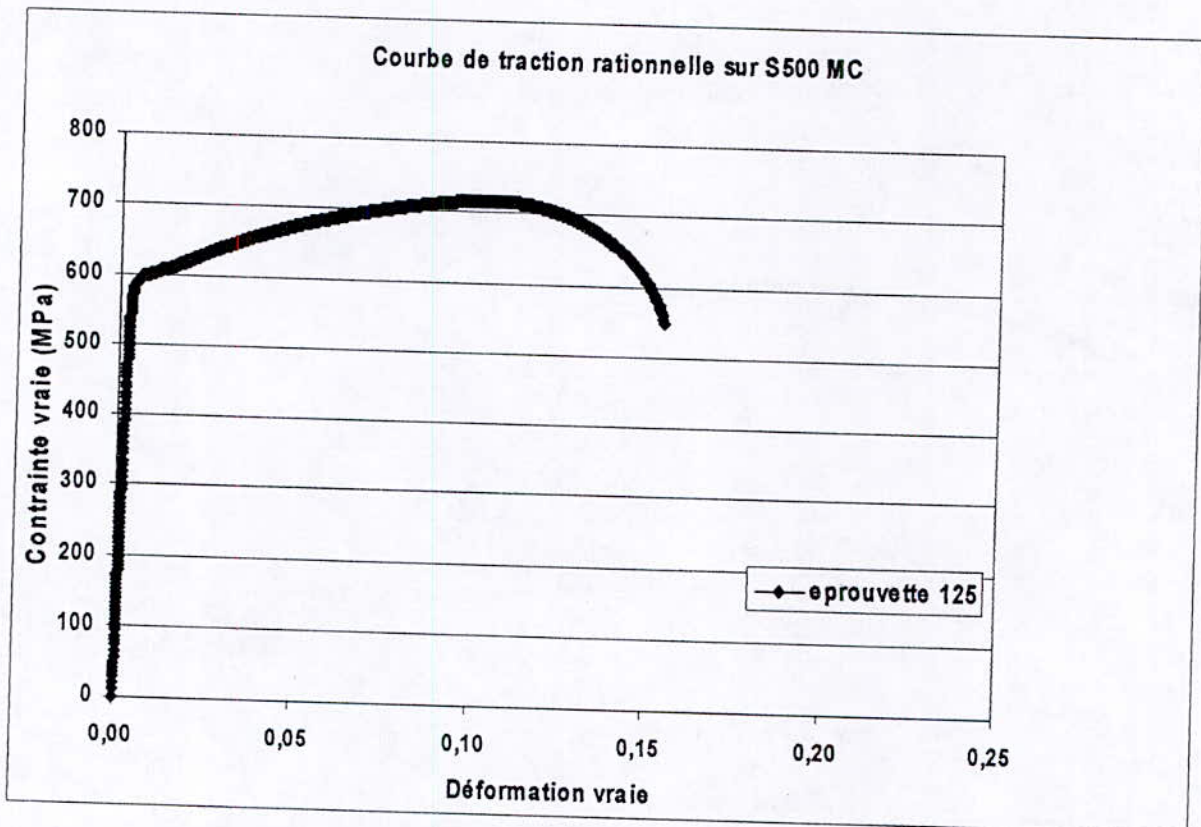
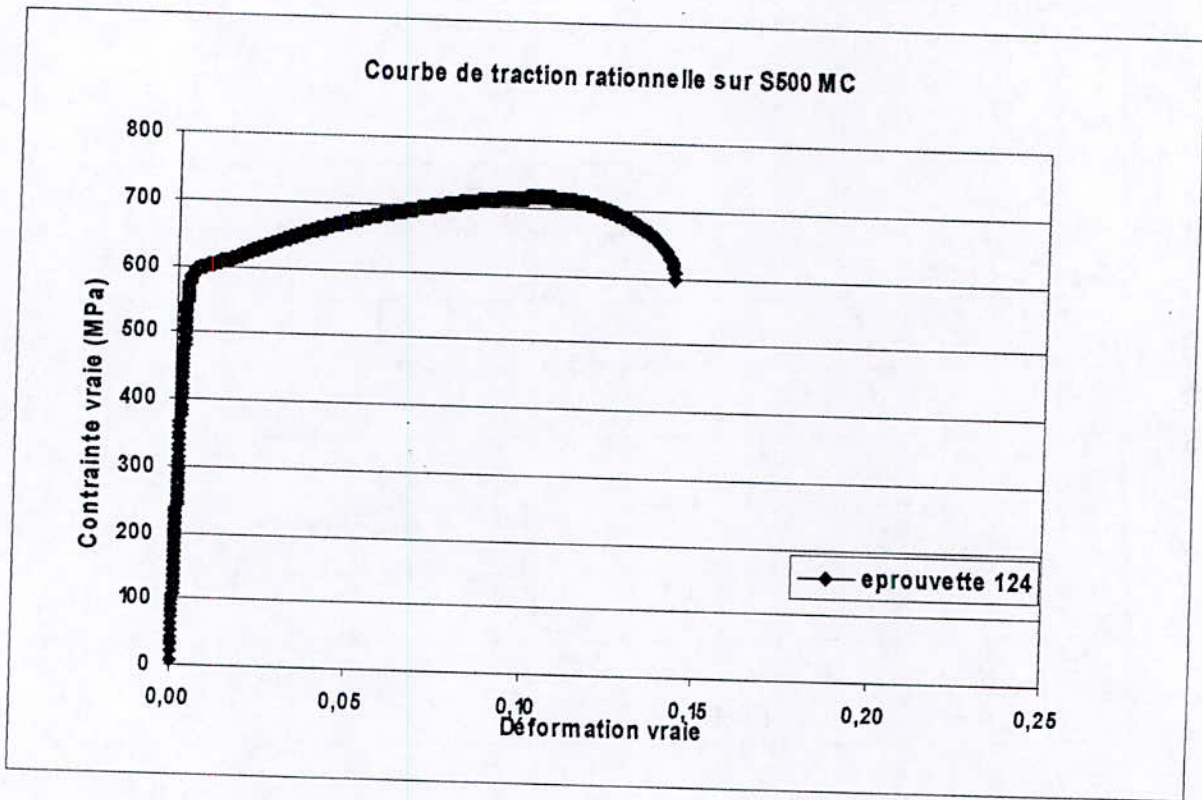
Annexes



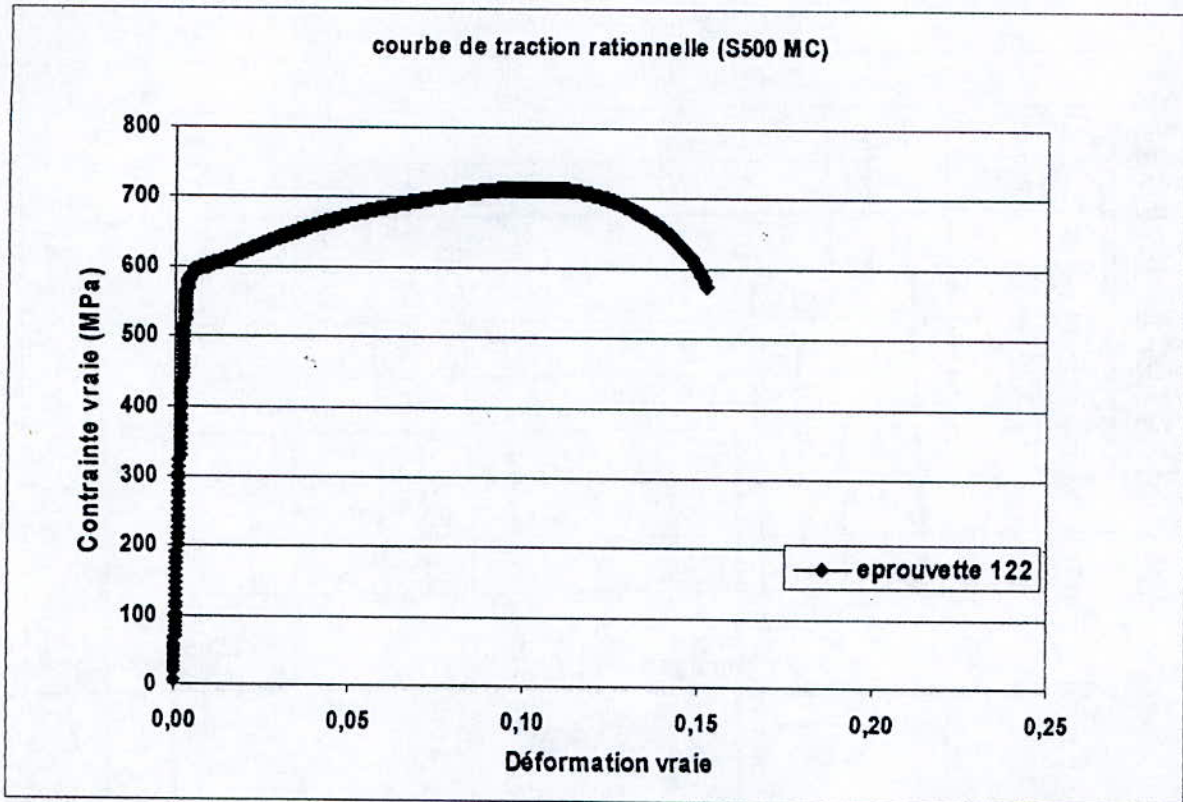
Annexes



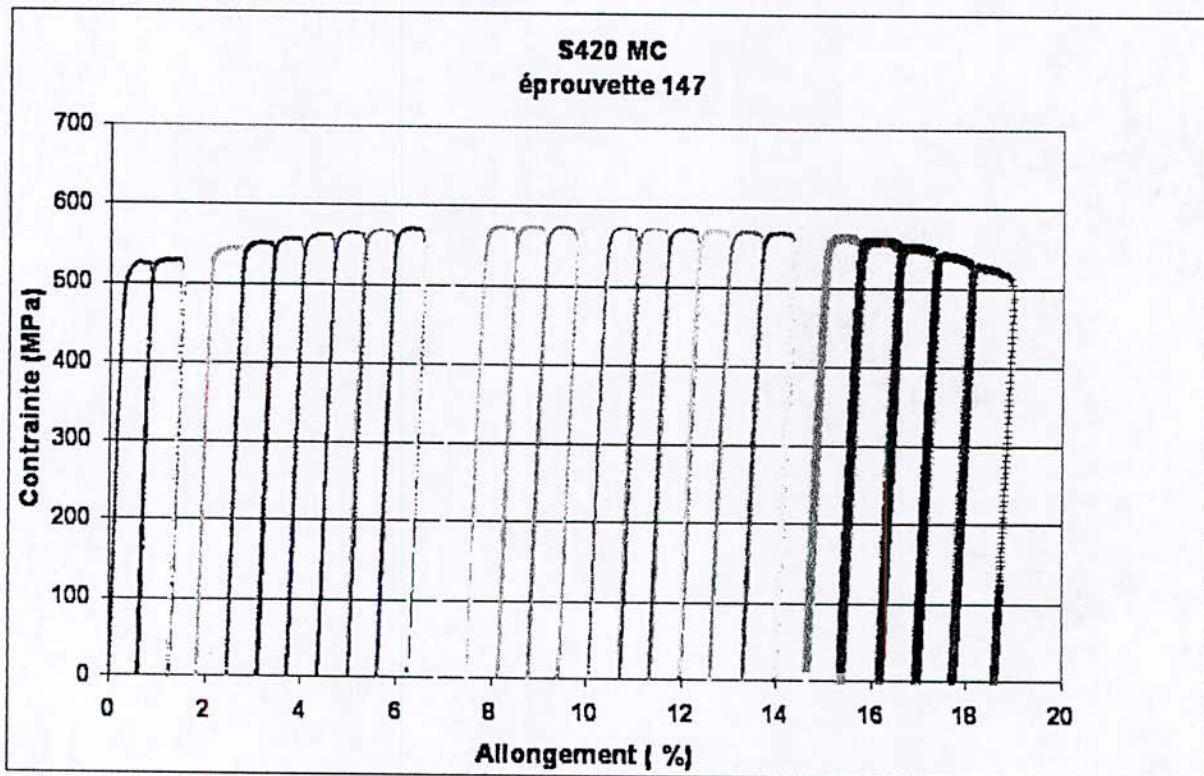
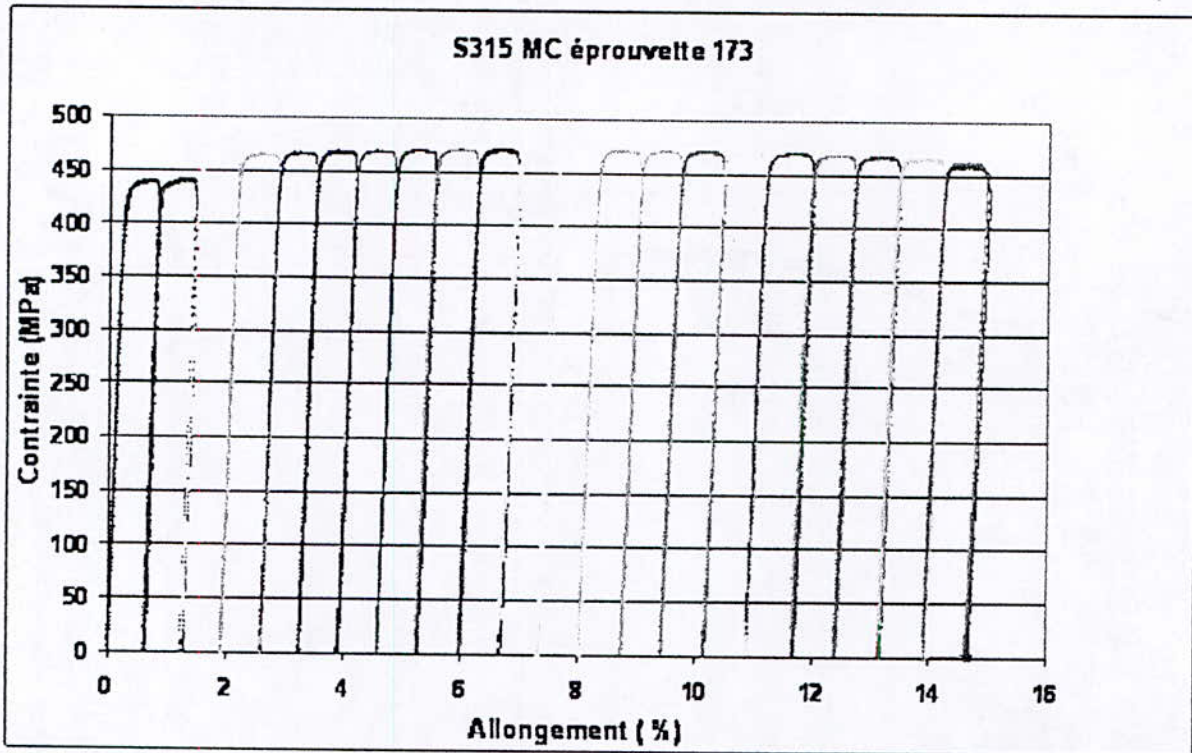
Annexes



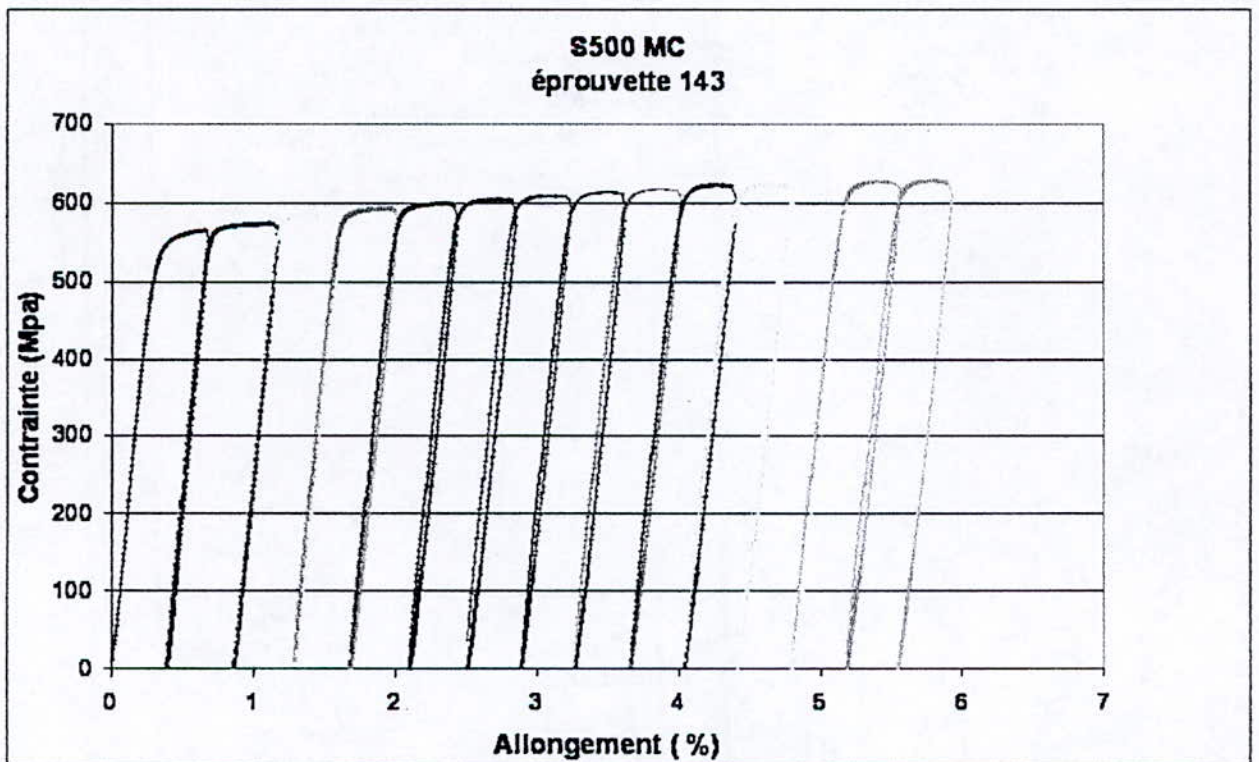
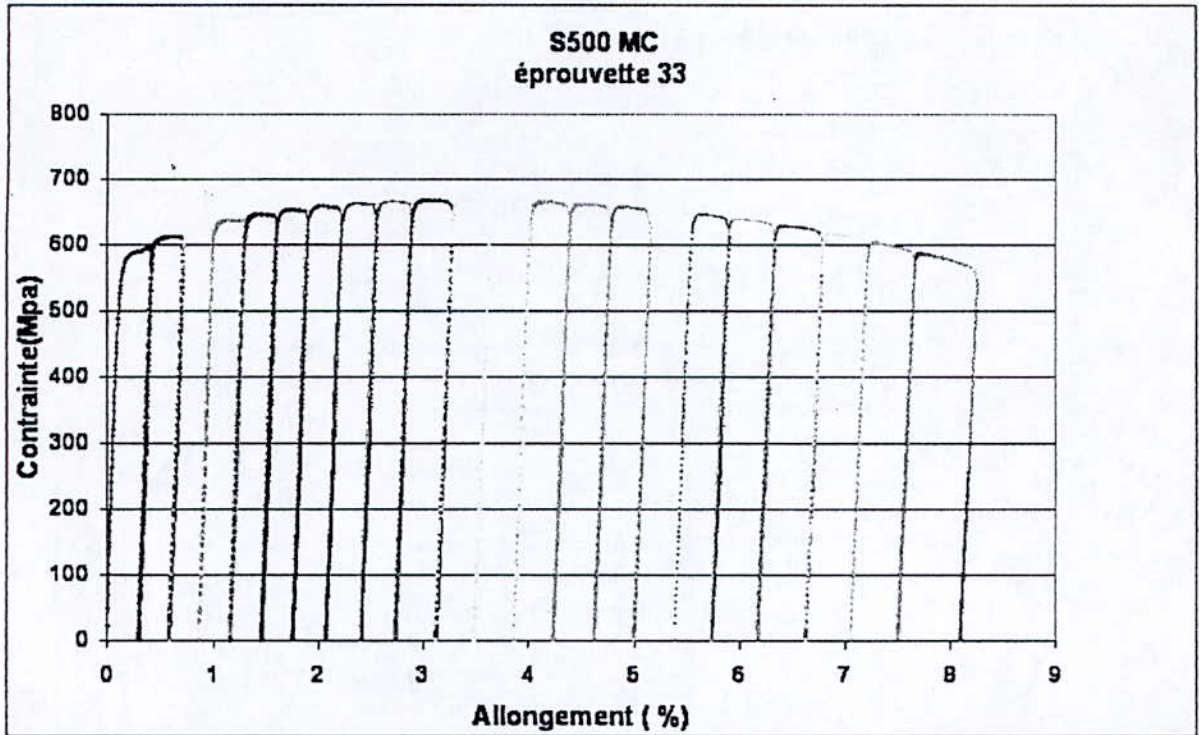
Annexes



Annexe VII : Courbes de charge-décharge.

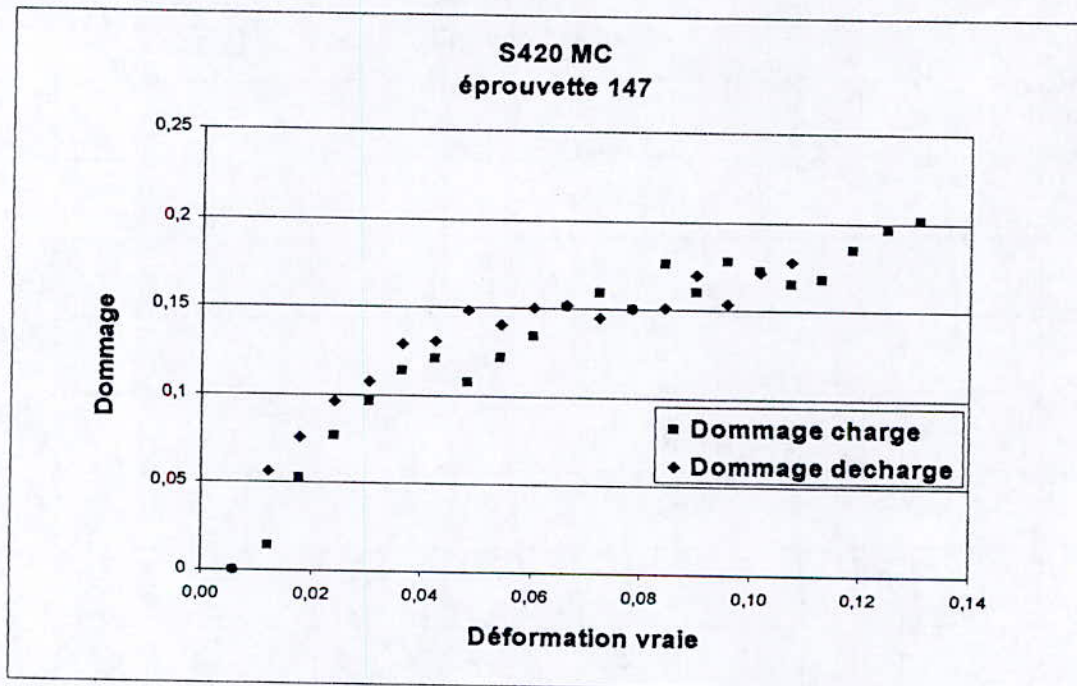
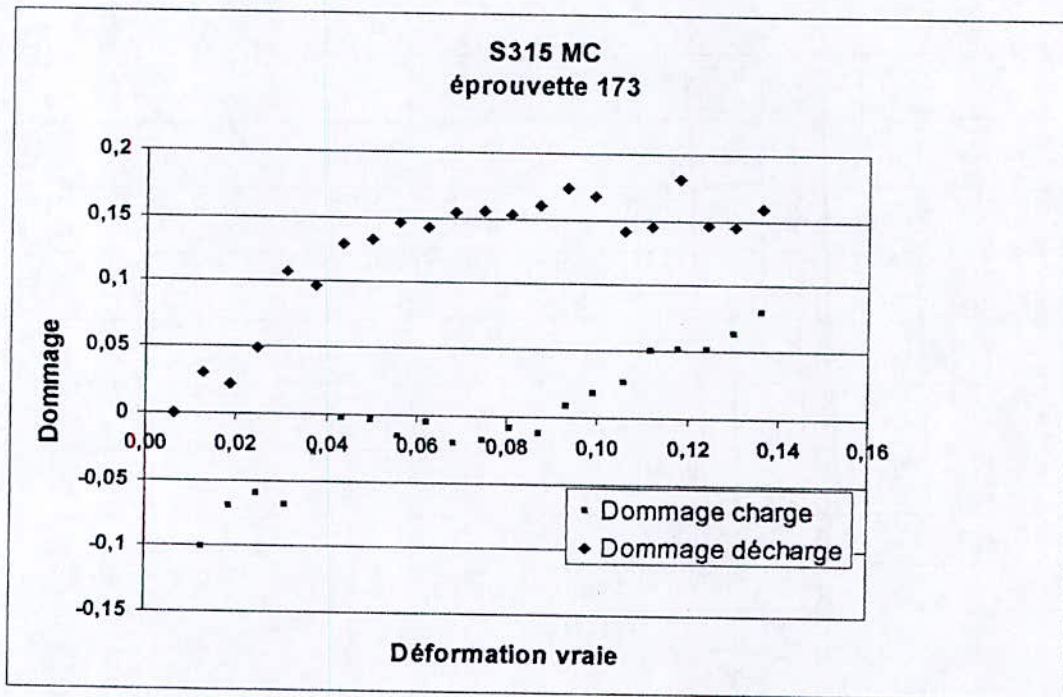


Annexes



Annexes

Annexe VIII : Courbes de l'évolution du dommage en fonction de la Déformation vraie.



Annexes

