

THESE

Présentée à

L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

pour obtenir le titre de

DOCTEUR EN MECANIQUE

par

Mahnaz SHAMSHIRSAZ



**CONTRAINTES RESIDUELLES DUES A L'ELABORATION
DANS DES PLAQUES METALLIQUES
MINCES MULTICOUCHES**

Soutenu le 6 Juin 1995 devant la commission d'examen

Rapporteurs :

M ^r	L. CASTEX	Professeur, ENSAM-Aix en Provence
M ^r	M. FREMIOT	Professeur, Ecole des Mines de Douai

Examineurs :

M ^{me}	S. DEGALLAIX	Professeur, Ecole Centrale de Lille
M ^r	Y. GROSBETY	Directeur de recherche, UGINE
M ^r	S. HARIRI	Docteur 3 ^{ème} cycle, Ecole des Mines de Douai
M ^r	G. MESMACQUE	Professeur, Université Lille I
M ^r	P. QUAEGEBEUR	Maître de conférence, Ecole Centrale de Lille
M ^{elle}	C. ROBIN	Professeur, Ecole des Mines de Douai



AVANT PROPOS

Cette étude menée dans le cadre d'un contrat industriel entre l'Ecole des Mines de Douai et la société UGINE s.a., a été financée par le centre de recherche de l'Ecole des Mines de Douai. Ce travail a été principalement réalisé dans le Département Matériaux Métalliques de l'Ecole des Mines de Douai, dirigé par Mademoiselle le professeur C. ROBIN. Une partie de ce travail a été effectuée dans l'équipe Mécanique et Matériaux (Ecole Centrale de Lille) du Laboratoire de Mécanique de Lille, dirigée par Madame le professeur S. DEGALLAIX.

Je tiens à remercier très chaleureusement Madame le Professeur S. DEGALLAIX, mon directeur de thèse, pour la confiance qu'elle m'a toujours témoignée, ainsi que pour les nombreux conseils et encouragements qu'elle m'a prodigués au cours de ces années.

Je tiens à exprimer ma profonde reconnaissance à Mademoiselle le Professeur C. ROBIN pour sa grande disponibilité et ses conseils qui m'ont été précieux.

Je remercie très sincèrement Monsieur S. HARIRI, mon responsable de recherche, pour l'intérêt qu'il a toujours porté à cette étude, pour les discussions fructueuses que nous avons échangées, ainsi que pour sa participation à ce jury.

J'exprime toute ma gratitude à Monsieur P. QUAEGBEUR pour l'aide indispensable qu'il m'a apportée sur la partie modélisation par éléments finis, ainsi que pour ses conseils et sa participation au jury.

Je remercie très profondément à Monsieur le Professeur M. FREMIOT, Adjoint au Directeur des recherches de l'Ecole des Mines de Douai, pour sa compétence scientifique et l'orientation qu'il a donné à mes recherches, ainsi que pour avoir accepté d'être rapporteur de ce mémoire.

Je tiens à exprimer mes sincères remerciements à Monsieur le Professeur L. CASTEX, Directeur du CER ENSAM - Aix en Provence, pour avoir accepté de juger ces travaux en qualité de rapporteur.

J'adresse mes sincères remerciements à Monsieur le Professeur G. MESMAQUE pour avoir accepté d'examiner ce travail et de faire partie du jury.

Je remercie Messieurs Y. GROSBETY et J. TAGALIAN de la société UGINE pour leur collaboration. J'exprime en particulier toute ma reconnaissance à Monsieur F. CHASSAGNE pour ses conseils et sa compétence technique.

Je remercie vivement Messieurs D. ZARKRZEWSKI et A. VIVILE pour l'aide qu'ils m'ont apportée durant ces travaux. Je ne saurais oublier tous les membres du Département Matériaux Métalliques de l'Ecole des Mines de Douai et du Laboratoire de Mécanique et Matériaux de l'Ecole Centrale de Lille, que je remercie pour leurs aides ponctuelles mais précieuses et pour le climat d'amitié qu'ils ont su créer.

Enfin, je remercie mes parents et mon frère qui m'ont apporté leur soutien moral durant mes études, ainsi que mon mari pour la compréhension et la patience qu'il a montré tout au long de notre éloignement pendant ces deux dernières années.

SOMMAIRE

Introduction générale

Chapitre A :

Les contraintes résiduelles : étude bibliographique

Introduction générale.....	1
I- Généralités.....	5
I-1- Définition et origine des contraintes résiduelles	5
I-2- Différents ordres de contraintes résiduelles	6
I-3- Contraintes résiduelles et mise en forme à froid.....	10
I-4- Influence des contraintes résiduelles sur la tenue en service des pièces mécaniques.....	16
II - Méthodes de mesure des contraintes résiduelles.....	19
II-1- Méthodes non destructives.....	19
II-2- Méthodes destructives	22
III - Conclusions du chapitre A.....	26

Chapitre B :

Etude expérimentales : mesure des contraintes résiduelles dans les plaques Triplam

Introduction.....	28
I- Le matériau Triplam.....	28
I-1- Mode d'élaboration	28
I-2- Caractérisation métallurgique	31
I-2-1 Composition chimique	31
I-2-2 Structure métallurgique.....	31
I-2-3 Duretés	33
II- Procédure expérimentale de mesure des contraintes résiduelles	35
II-1- Principe de mesure des contraintes résiduelles par la méthode de dissolution électrochimique :.....	35
II-2- Mise en oeuvre expérimentale	41
II-2-1- Echantillons.....	41

II-2-2- Procédure d'attaque électrochimique	42
II-2-3- Paramètres mesurés.....	44
II-2-4- Essais effectués et méthode de dépouillement	46
II-3 Validation de la méthode	46
II-3-1- Procédure expérimentale	47
II-3-2- Comparaison calculs - expérience.....	48
II-3-3- Conclusions partielles.....	49
III- Résultats expérimentaux.....	51
III-1- Présentation des résultats.....	51
III-2- Analyse des résultats obtenus.....	56
IV- Conclusions du chapitre B.....	58
 Chapitre C :	
Etude du comportement thermo-mécanique du Triplam	
Introduction.....	59
I- Etude du comportement mécanique du Triplam	60
I-1- Lois de comportement élasto-plastique monotone des aciers constituant le Triplam	60
I-2- Procédure expérimentale	60
I-2-1- Dispositif expérimental.....	60
I-2-2- Essais réalisés	61
I-2-3- Procédure de séparation des couches d'acier constituant le Triplam.....	63
I-3- Résultats expérimentaux.....	64
I-3-1- Comportement global élasto-plastique du Triplam.....	64
I-3-2- Comportement élasto-plastique de l'acier doux du Triplam.....	66
I-3-3- Comportement de l'acier inoxydable austénitique du Triplam.....	68
I-3-4- Comportement élasto-plastique d'un acier inoxydable austénitique type 304.....	68
I-3-5- Comparaison des comportements des deux aciers inoxydables austénitiques.....	69
I-3-6- Courbes rationnelles de traction monotone des différents matériaux	72
I-3-7- Conclusions partielles	73
I-4- Modélisation de la loi de comportement en traction monotone du Triplam	74

I-4-1- Hypothèses	74
I-4-2- Modélisation	74
I-4-3- Résultats - validation du modèle	79
I-4-4- Conclusions partielles	81
II- Etude du comportement thermique du Triplam.....	82
II-1- Répartition des contraintes dues à une variation de température.....	82
II-2- Calcul des contraintes résiduelles dues au recuit final	84
II-3- Mesure des contraintes résiduelles après un recuit	88
II-3-1- Résultats obtenus	89
II-4- Comparaison des résultats expérimentaux avec ceux obtenus par le calcul.....	91
II-5 Conclusions partielles	92

Chapitre D :

Contraintes résiduelles dans les plaques Triplam lors de sa fabrication : modélisation par éléments finis

Introduction.....	94
I- Modélisation par éléments finis	96
I-1 Constitution du modèle.....	97
I-2 Modélisation de chaque opération de fabrication, du recuit final au produit fini	99
II- Résultats	101
II-1 Commentaires sur les résultats	108
II-2 Discussion	112
II-3 Comparaison des résultats obtenus par le calcul avec ceux obtenus par l'expérience.....	117
III- Conclusions du chapitre D.....	124
Conclusion générale et perspectives.....	125
Annexes.....	128
Annexe 1 : Principe de la méthode de mesure des contraintes résiduelles par la méthode du trou	i
Annexe 2 : Principe de la méthode de mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.....	vii

Annexe 3 : Contraintes résiduelles résultant d'une plastification par flexion.....	xi
Annexe 4 : Résultats complémentaires de mesures des contraintes résiduelles dans les plaques Triplam par la méthode de dissolution électrochimique.....	xviii
Références bibliographiques.....	xxiii

Introduction générale

Introduction générale

La nouvelle technologie de fabrication des plaques multicouches (sandwichs en particulier) est une réponse aux besoins qualitatifs et économiques des marchés de l'industrie : carrosserie automobile, aérospatial, électroménager ... Ces plaques sont composées de plusieurs matériaux distincts (alliages métalliques, plastiques ...) liés par un procédé métallurgique ou autre. La structure multicouche qui en résulte combine plusieurs propriétés (les conductivités électrique, thermique, magnétique, la résistance mécanique, etc) qu'un seul métal ou alliage ne peut fournir : elle remplace dans une certaine mesure des composants rares ou chers sans transiger sur les qualités du produit. Elle engendre souvent des gains de poids, de coût, etc.

Dans le cas des métaux multicouches, la structure sandwich permet souvent d'offrir un meilleur aspect extérieur et / ou une inaltérabilité du produit, tout en améliorant sa performance. Donc, l'utilisation des matériaux multicouches présente généralement une large combinaison d'avantages. Pourtant la structure polymétallique n'a pas que des avantages et nécessite des mises en oeuvre spécifiques. Par exemple pour des emboutissages profonds, des recuits intermédiaires sont nécessaires, mais les deux métaux liés peuvent avoir des températures de recuit incompatibles. Dans certains cas, la différence entre les propriétés mécaniques et thermiques est à l'origine du problème de délaminage entre couches.

Le matériau étudié dans ce travail est une plaque polymétallique Triplam, fabriquée par la Société UGINE s.a. Les plaques Triplam sont des tricouches d'acier inoxydable austénitique (peaux) et d'acier doux (ferritique, âme) fabriqués par le procédé de plaquage "revêtement métallique". Cette méthode consiste à déposer l'acier inoxydable austénitique par refusion E.S.R (Electro Slag Refusion) sur les deux faces d'une tôle en acier ferritique. L'utilisation des plaques Triplam présente plusieurs intérêts. Les couches d'acier inoxydable austénitique assurent une bonne résistance à la corrosion, accompagnée de bonnes propriétés mécaniques (résistance, ductilité, ...) et un bel aspect de surface, tandis que l'acier ferritique a de meilleures propriétés thermiques et magnétiques. Ces plaques sont destinées à la fabrication d'équipements de cuisson, et plus spécialement d'ustensiles pour le chauffage par induction.

Pourtant, certains problèmes ont été rencontrés lors de la mise en forme du Triplam par fluotournage. Cela se manifestait par l'apparition de micro-fissures à l'interface entre l'acier inoxydable austénitique et l'acier ferritique (acier doux). Une des causes soupçonnées était la répartition et les niveaux des contraintes résiduelles dans ces plaques, résultant de l'élaboration. L'entreprise elle-même semble avoir résolu sur site au moins partiellement le problème de l'apparition des microfissures à l'interface.

Néanmoins, afin de mieux connaître leur produit fini, elle nous a en fait proposé l'étude des contraintes résiduelles dans le Triplam à la sortie du cycle de fabrication.

Le présent travail a pour but d'analyser et de calculer les contraintes internes (résiduelles) existant dans le Triplam fini, compte tenu de sa structure métallurgique et de son histoire thermo-mécanique.

Cette étude a été menée dans le cadre d'un contrat industriel entre la société UGINE s.a. (Groupe Usinor-Sacilor) et l'Ecole des Mines de Douai, en collaboration avec l'Ecole Centrale de Lille.

Après une introduction présentant le cadre de l'étude, ce mémoire s'articule autour de quatre chapitres.

Le premier chapitre est consacré à une étude bibliographique générale sur les contraintes résiduelles (leur nature, leurs origines, leurs influences en service, les méthodes de mesure...). Il fait également le point des connaissances sur les contraintes résiduelles dues aux différents procédés de mise en forme à froid, et notamment ceux subis par le Triplam.

Le deuxième chapitre a pour l'objectif l'évaluation expérimentale des contraintes résiduelles existant dans les plaques Triplam. Après la présentation d'une analyse microscopique du matériau étudié (Triplam), nous présentons le principe de la méthode choisie (méthode de la dissolution électro-chimique). Ensuite, la mise en oeuvre expérimentale est présentée et la validation de cette méthode est vérifiée. Les résultats des profils de contraintes résiduelles mesurés terminent ce chapitre.

Le troisième chapitre est divisé en deux parties. La première partie concerne l'étude du comportement élasto-plastique en traction monotone du Triplam et de ses constituants. Un modèle composite parallèle est utilisé, qui permet d'obtenir le comportement élasto-plastique du Triplam à partir de ceux de chacun de ses constituants. Finalement, les résultats obtenus par ce modèle sont comparés avec les résultats expérimentaux. La deuxième partie de ce chapitre traite du comportement thermique du Triplam. Un modèle thermo-élastique est proposé afin d'évaluer les contraintes résiduelles dans le Triplam après recuit. Les résultats obtenus par ce modèle sont comparés avec ceux obtenus expérimentalement.

L'objectif du quatrième chapitre est la modélisation numérique des contraintes résiduelles provenant du cycle de fabrication du Triplam ; une simulation par éléments finis est mise en oeuvre. Ceci est réalisé à l'aide d'une modélisation 2D de la plaque, en tenant compte des paramètres intervenant dans l'histoire des contraintes résiduelles. Les

résultats numériques sont présentés et suivis d'une discussion qui permet de souligner les points importants. Une comparaison entre les résultats numériques et ceux obtenus expérimentalement au chapitre B, suivie d'une discussion, terminent ce chapitre.

La conclusion générale souligne les résultats les plus importants obtenus dans ce travail et les perspectives envisagées à cette étude.

Enfin, on trouvera entre autres dans les annexes les principes détaillés des mesures de contraintes résiduelles par les méthodes du trou et de diffraction des rayons X, et l'ensemble des résultats des mesures de contraintes résiduelles.

Chapitre A :

Les contraintes résiduelles :

étude bibliographique

I- Généralités

Dans l'industrie, on rencontre souvent des pièces rompues en service sous des sollicitations très inférieures aux prévisions, parce qu'il existait en leur sein des contraintes, avant même leur intégration dans les machines, sans qu'aucune sollicitation extérieure ne leur soit appliquée. De même lorsqu'on découpe certaines tôles laminées, les plaques obtenues se déforment, parce qu'on y a libéré des contraintes internes. Ces contraintes internes sont appelées " Contraintes résiduelles ".

I-1- Définition et origine des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont donc des contraintes existant dans des pièces, en l'absence de sollicitations extérieures. Connaissant leurs méfaits, le premier souci a été de chercher à les atténuer. Cependant, lorsqu'on sait les prévoir, on cherche à les développer de manière favorable plutôt qu'à les éviter. Les origines des contraintes résiduelles sont très diverses. Elles peuvent être classées en trois catégories : origine mécanique, origine thermique et origine métallurgique. Souvent une combinaison de ces différentes causes est à l'origine de l'apparition des contraintes résiduelles.

Les contraintes résiduelles peuvent provenir :

- d'hétérogénéités chimiques ou cristallographiques résultant de traitements thermiques superficiels (nitruration, cémentation...),
- de transformations structurales de la matière avec une chronologie résultant du gradient thermique, provenant par exemple de traitements thermiques,
- de traitements superficiels divers (émaillage, nickelage, chromage, grenailage, martelage),
- d'écoulements plastiques non homogènes au cours d'un chauffage ou d'un refroidissement non uniforme (trempe classique, moulage des matières plastiques ...),
- des différences de coefficients de dilatation et des incompatibilités mécaniques entre les différents composants d'un composite (composites à matrice métallique, organique ou céramique, revêtements céramiques).

Dans tous les cas, les contraintes résiduelles résultent d'hétérogénéités micro- et / ou macrostructurales.

I-2- Différents ordres de contraintes résiduelles

En raison du caractère polycristallin et hétérogène des matériaux métalliques, les contraintes résiduelles peuvent provenir de déformations aux échelles macro-, micro- et submicroscopiques. En effet, un matériau cristallin est constitué de phases qui, elles-mêmes, sont formées de grains. Chaque grain est un monocristal qui peut être considéré, dans un modèle simple, comme divisé en petits domaines séparés par un réseau de dislocations. Chaque domaine est constitué par un empilement régulier d'atomes, qui peut être défini par un réseau de mailles cristallines identiques. Une telle division, en fonction de l'échelle d'observation, est représentée sur la figure 1. Quelle que soit l'échelle à laquelle on considère le matériau, on peut mettre en évidence des contraintes résiduelles ayant pour origine les déformations assurant la continuité du matériau. Une classification de ces contraintes en trois ordres liés à l'échelle à laquelle on considère le matériau, a été proposée il y a quelques années par Macherauch et al., puis développée par Kloos, puis Hauk [cité par MAE90] (figures I-1 et I-2) :

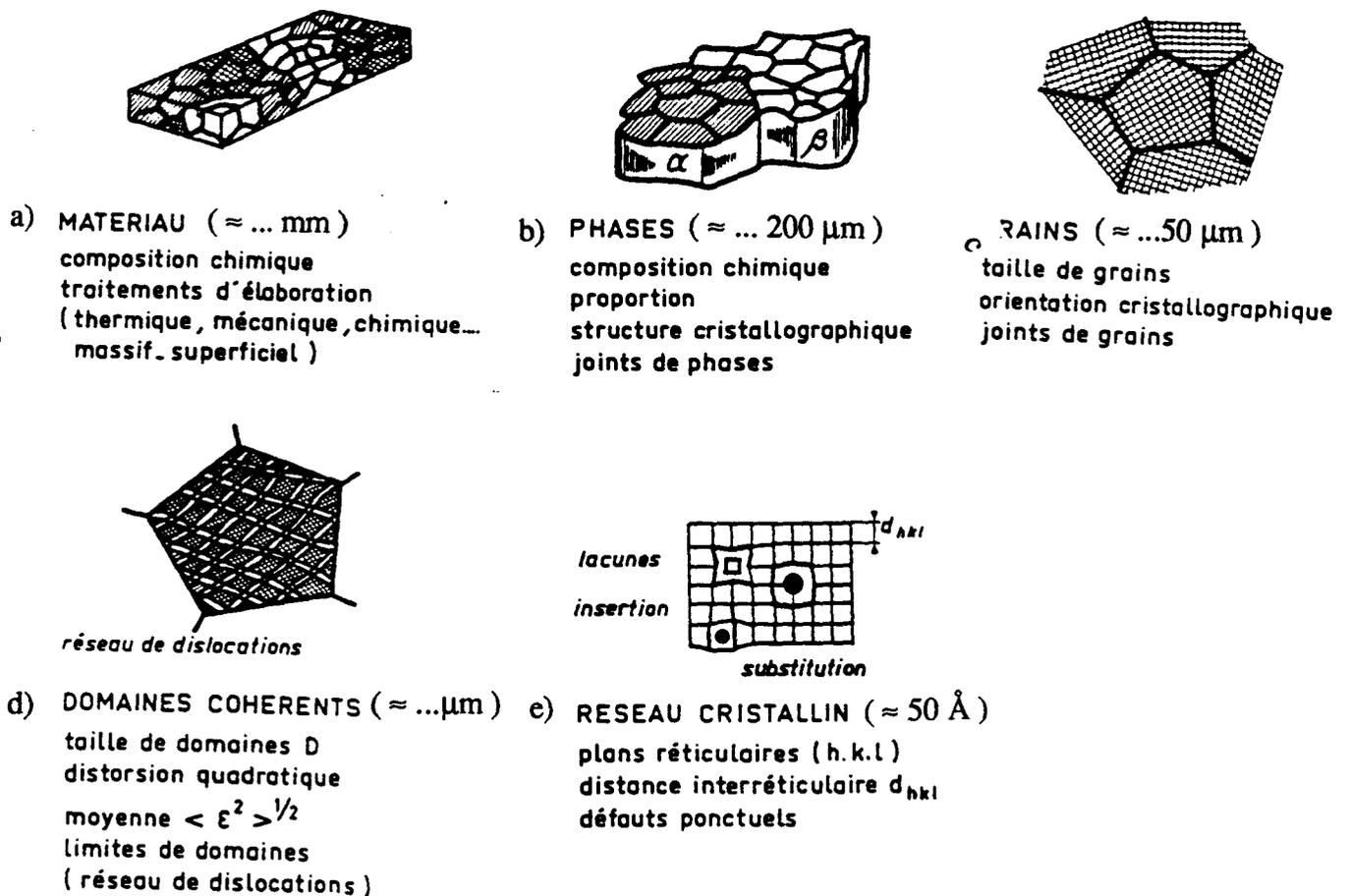


Figure I-1 : Représentation schématique de la microstructure d'un matériau métallique à différentes échelles [MAE90].

* les contraintes résiduelles du 1^{er} ordre (σ^I) sont homogènes sur un grand domaine du matériau (sur plusieurs grains : échelle de quelques dixièmes de millimètres). Les forces internes liées à ces contraintes sont en équilibre ; ceci offre souvent un moyen simple d'évaluer la validité de leurs mesures. Ces contraintes du 1^{er} ordre peuvent atteindre une forte intensité, due essentiellement à l'effet de facteurs externes (gradient thermique, profil géométrique de la pièce...). Ces contraintes sont celles qui sont prises en compte par l'ingénieur ; elles sont facilement mesurables expérimentalement, et calculables.

* les contraintes résiduelles de 2^{ème} ordre (σ^{II}) sont homogènes sur un domaine plus restreint du matériau (un grain ou une phase), à l'échelle de quelques dizaines de micromètres. Ces contraintes sont dues à l'incompatibilité des déformations entre grains, lors d'un retour élastique après un chargement. Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre sur un assez grand nombre de grains. Des variations dimensionnelles macroscopiques peuvent résulter d'une modification de cet équilibre.

* les contraintes résiduelles du 3^{ème} ordre (notées σ^{III}) sont homogènes sur une échelle plus petite encore (quelques distances inter-atomiques soit quelques nanomètres). Ces contraintes sont induites par toutes les déformations résultant des défauts existant au niveau du réseau cristallin (Fig. I-2).

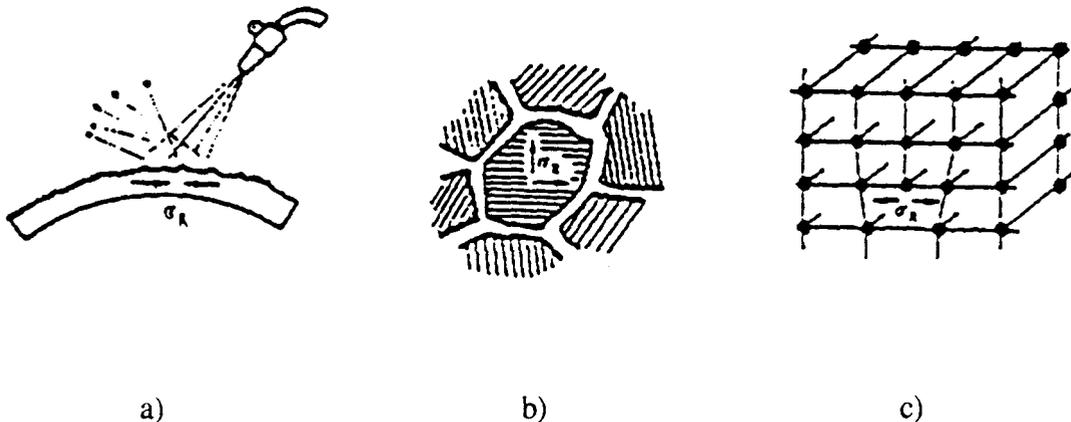


Figure I-2 : Classification des contraintes résiduelles en pratique :

- a) Contraintes macroscopiques d'ordre I (échelle du polycristal), mesurables
- b) Contraintes microscopiques d'ordre II (échelle du grain)
- c) Contraintes microscopiques d'ordre III (échelle du réseau cristallin)

L'état des contraintes résiduelles dans un matériau réel est la superposition de ces trois ordres de contraintes. Ceci est schématisé, pour un matériau monophasé, sur la figure I-3.

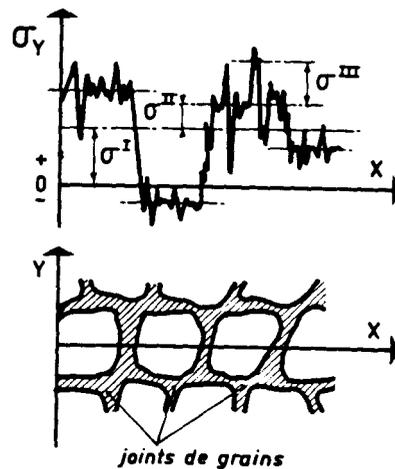


Figure I-3 : Définition schématique des différents ordres de contraintes résiduelles pour un matériau monophasé.

σ_Y représente la contrainte en fonction de l'abscisse X sur une distance de plusieurs grains.

La contrainte σ^R en un point est donc définie par :

$$\sigma^R = \sigma^I + \sigma^{II} + \sigma^{III}$$

Lorsqu'on se place au niveau de plusieurs grains, c'est à dire lorsque seules les contraintes du première ordre sont prises en compte, d'après les hypothèses précédentes, on peut considérer que :

$$\sigma^I = \left(\frac{\int \sigma^R dA}{\int dA} \right)_{\text{plusieurs grains}} \quad dA = \text{élément de surface}$$

Au niveau d'un grain, les contraintes des premier et deuxième ordres sont prises en compte ; nous avons donc :

$$\sigma^{\text{II}} = \left(\frac{\int \sigma^{\text{R}} dA}{\int dA} \right)_{\text{un grain}} - \sigma^{\text{I}}$$

et

$$\sigma^{\text{III}} = \sigma^{\text{R}} - (\sigma^{\text{I}} + \sigma^{\text{II}})_{\text{un point}}$$

La séparation effective des différents ordres de contraintes n'est atteinte actuellement par aucune méthode de mesure. Cependant, cette décomposition a pour intérêt de montrer qu'une hétérogénéité de déformation, introduite à toute échelle de la structure, entraîne l'existence de contraintes résiduelles. Etant donné qu'il est surtout difficile de distinguer les effets des contraintes d'ordres II et III, on divise souvent les échelles de contraintes en deux niveaux :

- les macrocontraintes, qui correspondent aux contraintes du premier ordre, σ^{I} , mesurables,
- les microcontraintes, qui sont fonctions des déformations introduites par les défauts existant dans la microstructure (joints de grains, joints de phases, sous-joints, défauts de réseau, dislocations, précipités...) et qui correspondent à la somme des contraintes d'ordre II et d'ordre III (Fig. I-4) [MAE90].

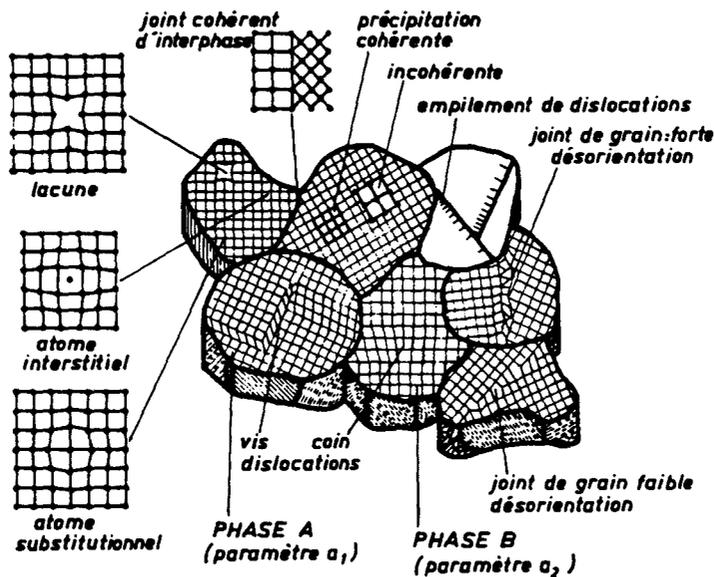


Figure I-4 : Origines des contraintes résiduelles d'ordres II et III

I-3- Contraintes résiduelles et mise en forme à froid

Les procédés de mise en forme à froid conduisent à l'introduction de contraintes résiduelles macroscopiques. Ces contraintes sont le résultat d'incompatibilités des déformations liées à l'hétérogénéité de la déformation plastique au sein de la matière polycristalline (Fig.I-5).

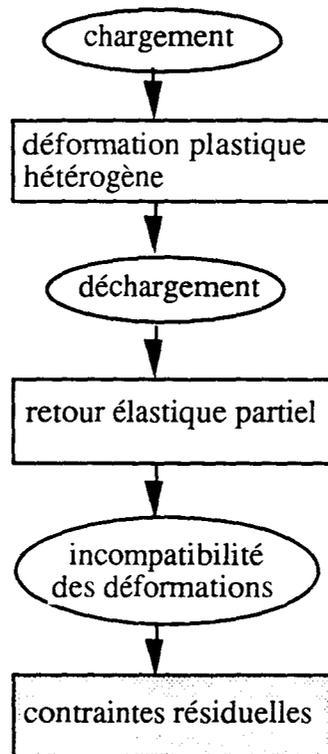


Figure I-5 : Schéma d'introduction des contraintes résiduelles par déformation plastique

Malgré cette présentation simplifiée, la prévision des contraintes résiduelles par le calcul est très difficile, étant donné la difficulté de prendre en compte les conditions technologiques réelles (par exemple : action des outillages, effet des lubrifiants...). Dans le tableau I-1, sont classés différents procédés de mise en forme à froid en fonction de l'épaisseur du produit de départ ; ces procédés définissent les conditions aux limites du problème à résoudre [MAE90]. Le calcul élémentaire de la répartition des contraintes résiduelles dans un cas de flexion élasto-plastique d'une poutre (concernant les procédés de bobinage, pliage, cintrage...) est présenté en Annexe 3. Nous présentons ici les profils des contraintes résiduelles obtenus expérimentalement après laminage, skin-pass, emboutissage, repoussage et fluotournage.

produit massif		Produit en feuille		
Action directe de la pression	Traction avec action indirecte de la pression	Traction uniaxiale ou biaxiale	Moment de flexion	Pression isostatique
Forgeage libre	Etirage	Expansion	Pliage	Hydroformage
Refoulement	Tréfilage	Emboutissage	Profilage	Formage par explosion
Retreint		Formage avec précontrainte	Roulage	Formage électrohydraulique
Estampage				
Laminage				
Filage				

Tableau I-1 : Différents procédés de mise en forme à froid selon l'épaisseur du produit de départ.

Contraintes résiduelles résultant d'un laminage et d'un skin-pass

Le principe du laminage est de faire passer le métal, initialement chaud ou froid, entre des rouleaux qui tournent en sens inverse et provoquent une diminution de son épaisseur au profit d'une augmentation de sa longueur. L'entraînement du métal se fait par frottement avec les cylindres. Le procédé de laminage à froid plastifie toute la section de la tôle, les couches à cœur étant plus allongées que les couches superficielles. Le taux de réduction d'épaisseur varie de 40 à 80%. Le laminage permet d'obtenir des sections simples (sections rectangulaires, carrées, ou rondes) ou complexes (cornières, profilés...) en utilisant des cylindres dont le profil reproduit la section à obtenir. Il en résulte des contraintes résiduelles de compression à cœur et de traction en surface.

Le skin-pass est un laminage léger (taux de réduction d'environ 1%), accompagné d'une légère traction de la tôle. Le skin-pass est une opération très importante car :

- il donne la rugosité finale du produit,
- il a une influence sur le vieillissement ; en effet, généralement le recuit a piégé les interstitiels sur les dislocations, et le skin-pass, en débloquent ces interstitiels, empêche la germination de précipités par vieillissement.

Le skin-pass plastifie seulement les couches superficielles, le coeur restant élastique ; il en résulte des contraintes résiduelles de compression à la surface et de traction à coeur.

De telles répartitions de contraintes ont été mesurées expérimentalement après laminage à froid (Feja et Al, 1987) et après skin-pass (Marez et Al, 1987) [cité par LEB90]. Les répartitions obtenues sont schématisées sur la figure I-6.

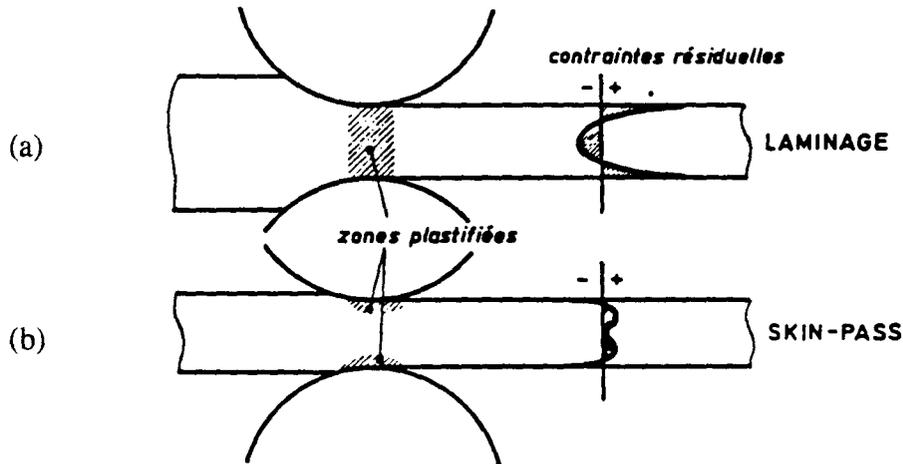


Figure I-6 : Répartition des contraintes résiduelles dans l'épaisseur d'une tôle : (a) après laminage à froid, (b) après skin-pass.

En pratique, l'allongement de la tôle n'est pas uniforme ; le profil des allongements dans l'épaisseur dépend de la distance entre les cylindres de laminoir. Lorsque le rapport largeur/épaisseur de la tôle à laminer est grand, la contrainte de compression peut dépasser une valeur critique dans certaines zones, créant un phénomène de voilement ("buckling"), qui affecte en particulier la planéité des tôles minces. La figure I-7 montre les profils de contraintes résiduelles liés à l'existence de zones de voilement.

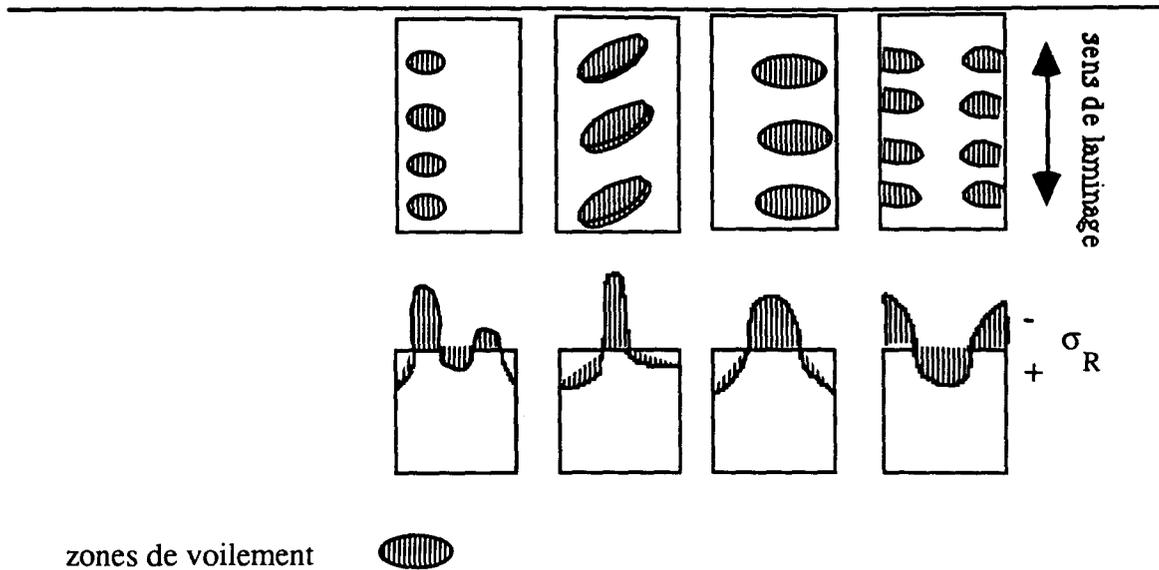


Figure I-7: Distributions typiques de contraintes résiduelles dans la largeur d'une tôle, présentant des zones de voilement.

Contraintes résiduelles résultant d'un emboutissage

Le procédé d'emboutissage donne une déformation non uniforme dans l'épaisseur de la tôle, fonction de la forme de la matrice. La prévision des contraintes résiduelles après emboutissage est très difficile ; cela est dû à la difficulté de modéliser le processus en tenant compte des différents paramètres techniques (action des poinçons, coefficients de frottement, existence d'un serre-flan, chemin de déformation suivi...). En général, il y aura des contraintes de traction à l'extérieur et de compression à l'intérieur de la paroi. On trouvera un exemple de contraintes résiduelles résultant d'un emboutissage à la figure I-8.

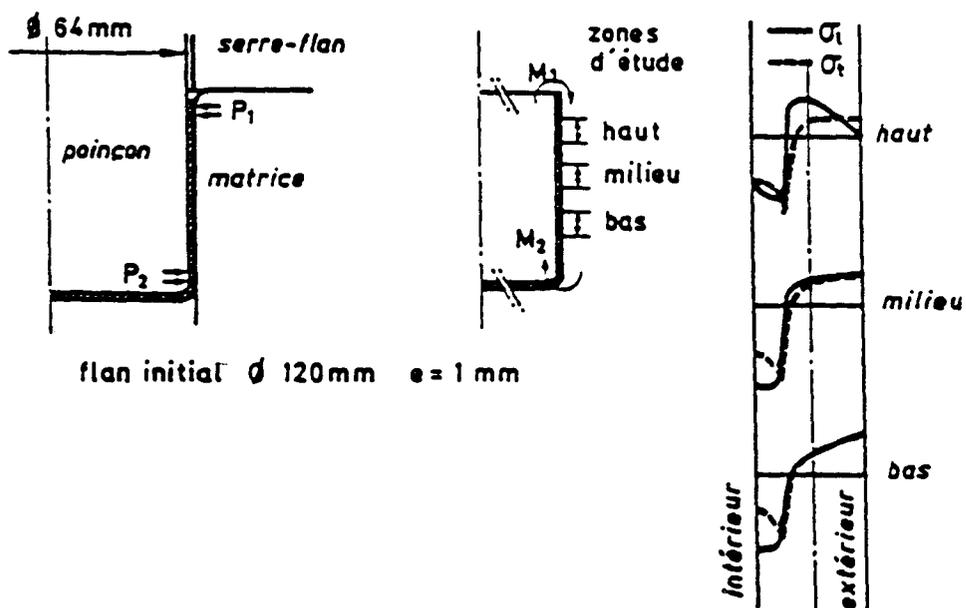


Figure I-8 : Contraintes résiduelles dans la paroi d'une coupelle emboutie [LEB90].

Contraintes résiduelles résultant d'un fluotournage et d'un repoussage

Le fluotournage permet d'obtenir des pièces de révolution d'épaisseur faible (quelques dixièmes de millimètres à quelques millimètres) et progressivement variable en partant de tôles planes (fluotournage conique) ou de pièces tubulaires (fluotournage cylindrique). La réduction importante d'épaisseur introduit une plastification dans toute l'épaisseur ; cela conduit à de la compression dans les couches internes et à de la traction dans les couches externes. Deux exemples de contraintes résiduelles obtenues par fluotournage sont présentés dans le tableau I-2 [LEB90].

Matériau (<i>Fluotournage ...</i>)	Acier Maraging (<i>...cylindrique</i>)	Cuivre (<i>...cônique</i>)
Epaisseur initiale (mm)	3	5,4
Epaisseur finale (mm)	0,4	2,2
Nb de passes	2	1
Taux de réduction (%)	87	59
σ_{zz} (axial) (MPa)	+240	+40
$\sigma_{\theta\theta}$ (circonférentiel) (MPa)	+210	+30

Tableau I-2 : Contraintes résiduelles à la surface extérieure de pièces fluotournées.

Le procédé de repoussage est voisin du fluotournage, sauf que l'épaisseur de la pièce reste constante au cours de la mise en forme, créant une plastification localisée au niveau de la surface. La répartition des contraintes résiduelles dans l'épaisseur ressemble à celle obtenue par emboutissage, mais l'effet des galets peut entraîner un écrouissage des couches superficielles, autrement dit introduire des contraintes de compression dans ces couches de faible épaisseur. La répartition dans l'épaisseur des contraintes résiduelles circonférencielles et axiales d'un tube dudgeonné (repoussage local) est représentée sur la figure I-9 [cité par LEB90].

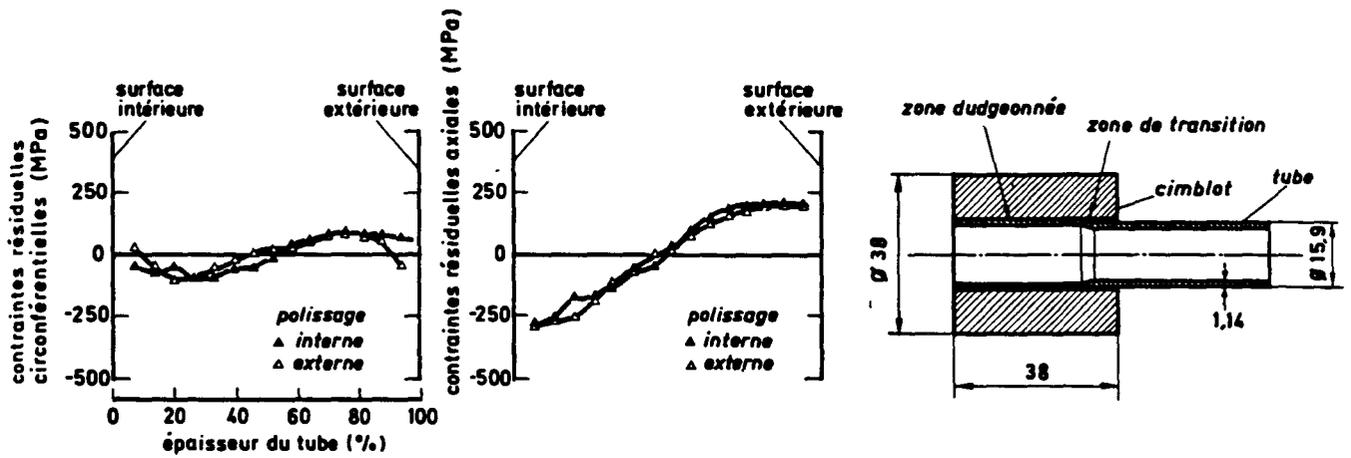


Figure I-9 : Répartition des contraintes résiduelles dans l'épaisseur d'un tube dudgeonné en Incoloy 800.

Contraintes résiduelles résultant d'un cintrage

Le cintrage permet d'obtenir des formes cylindriques ou coniques par déformation de la tôle entre des rouleaux tournant en sens inverse.

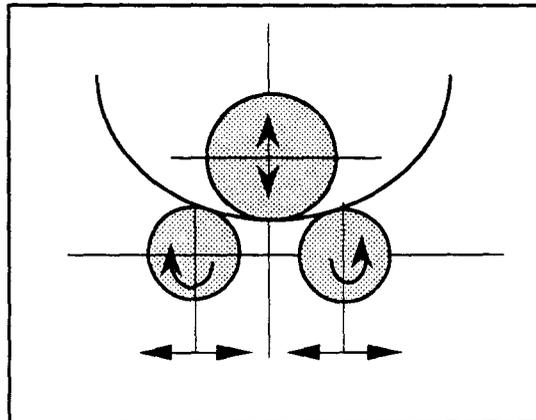


Figure I-10 : Schéma de principe d'une rouleuse de type croqueur à déplacement horizontal des rouleaux inférieurs.

La répartition des contraintes résiduelles après les procédés de cintrage, bobinage et pliage est semblable à celle obtenue en flexion 4 points. Une telle répartition des contraintes résiduelles dans une tôle cintrée est représentée sur la figure I-11 [LEB90].

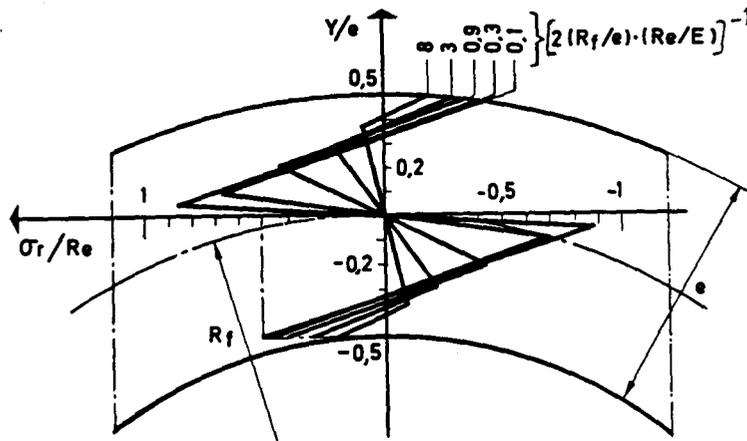


Figure I-11 : Répartition des contraintes résiduelles σ_r dans l'épaisseur d'une tôle cintrée.

σ_r : contrainte résiduelle

R_e : limite d'élasticité

R_f : rayon de courbure de la tôle

e : épaisseur de la tôle

I-4- Influence des contraintes résiduelles sur la tenue en service des pièces mécaniques

La tenue d'une pièce en service sous l'effet de sollicitations diverses (mécaniques, thermiques ou chimiques) est influencée par l'état des contraintes résiduelles introduit au cours de sa fabrication.

Dans un matériau industriel hétérogène, la répartition des contraintes résiduelles microscopiques semble souvent aléatoire ; mais l'ingénieur s'intéresse plutôt aux contraintes macroscopiques, car elles ont une influence directe sur les déformations et la résistance de la pièce mécanique. En pratique, les contraintes résiduelles macroscopiques se superposent aux contraintes de service ; en un point, sous forme tensorielle :

$$\overline{\sigma}_n = \overline{\sigma}_R + \overline{\sigma}_S$$

où $\overline{\sigma}_n$ représente le tenseur des contraintes réelles subies par la pièce
 $\overline{\sigma}_R$ représente le tenseur des contraintes résiduelles
 $\overline{\sigma}_S$ représente le tenseur des contraintes de service ou appliquées

La figure I-13 montre comment les contraintes résiduelles se superposent aux contraintes de service, lors d'un essai de flexion plane simple d'une poutre. Une contrainte résiduelle joue le rôle d'une contrainte moyenne, qui se superpose aux contraintes dues aux chargements extérieurs et peut ainsi modifier le comportement en service vis-à-vis de la rupture, de la fatigue, de la corrosion sous contrainte, de la fatigue - corrosion....

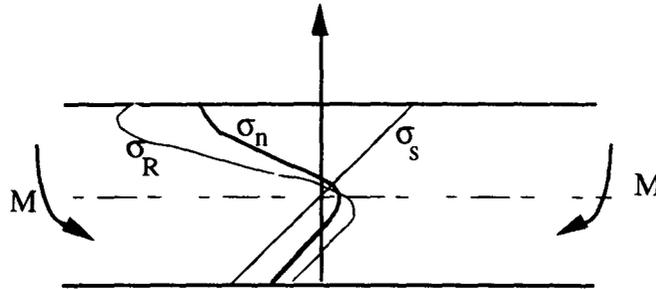


Figure I-12 : Superposition des contraintes résiduelles et des contraintes de service dans une poutre en flexion plane simple.

On peut rappeler les cas favorables et les cas non-favorables de contraintes résiduelles :

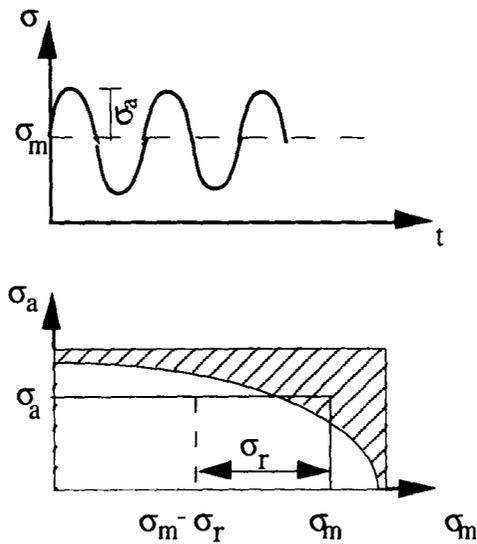
- *Cas favorables* :

- Contraintes résiduelles de compression en surface, favorables pour la résistance à la fatigue
- Contraintes résiduelles de traction dans les ressorts à lames travaillant en compression (système ressort-amortisseur d'automobile)

- *Cas plus ou moins défavorables suivant le type de sollicitations appliqué* :

- Contraintes résiduelles résultant des procédés de fabrication (laminage, filage, pliage, emboutissage...)
- Contraintes résiduelles, généralement de compression, en peau des produits trempés (le signe des contraintes dépend de la chronologie des transformations).

Ce type de contraintes peut avoir une origine aussi bien thermique (gradient de température important dans l'épaisseur des pièces), que métallurgique (phénomènes de changements de phases).



avec σ_a : composante alternée de la sollicitation dynamique
 σ_m : contrainte moyenne correspondant à la sollicitation
 σ_R : contrainte résiduelle

Figure I-13 : Mise en évidence de l'influence des contraintes résiduelles de compression en fatigue, à partir d'un diagramme de HAIGH.

Il est donc très important de prendre en compte les contraintes résiduelles dans la conception d'une pièce mécanique. Depuis quelques années, les études se sont multipliées pour comprendre l'effet de ces contraintes résiduelles sur les performances mécaniques des pièces en service [LU86].

II - Méthodes de mesure des contraintes résiduelles

De nombreuses méthodes ont été proposées pour mesurer les contraintes résiduelles dans une pièce. Généralement, on classe ces méthodes en deux catégories :

- les méthodes non destructives,
- les méthodes destructives.

II-1- Méthodes non destructives

Ces méthodes utilisent les relations qui existent entre les caractéristiques physiques ou cristallographiques du matériau et les champs de contraintes résiduelles existant dans la pièce. Parmi ces méthodes, nous pouvons citer :

- la méthode par effet Barkhausen,
- la méthode par ultrasons,
- la méthode par diffraction des neutrons,
- la méthode par diffraction des rayons X.

Nous décrivons ci-dessous ces méthodes, et plus particulièrement la méthode par diffraction des rayons X, qui est de loin la plus utilisée.

Méthode par effet Barkhausen

Considérons un matériau ferromagnétique soumis à des variations de champ magnétique (ΔH). Au cours du cycle d'hystérésis magnétique, les variations d'induction (ΔB) sont discontinues, du fait du mouvement discontinu des parois des domaines magnétiques. Le bruit Barkhausen correspond aux impulsions de voltage détectées par une sonde proche de la surface (fig. I-14). Les défauts cristallins et / ou les contraintes résiduelles provoquent un déplacement de la position de l'un des pics ou du signal global du bruit Barkhausen. La mesure de ce déplacement permet de déterminer les contraintes résiduelles. Cette méthode permet de mesurer les contraintes jusqu'à une profondeur d'environ 0,1 mm, fonction de la fréquence du cycle d'hystérésis magnétique. Cette méthode nécessite un étalonnage. Elle est employée dans les cas où il n'est pas nécessaire d'avoir une grande précision. L'interpolation des mesures est délicate, car le comportement magnétique s'avère très sensible à tous les facteurs métallurgiques (taille du grain, impuretés, structure...).

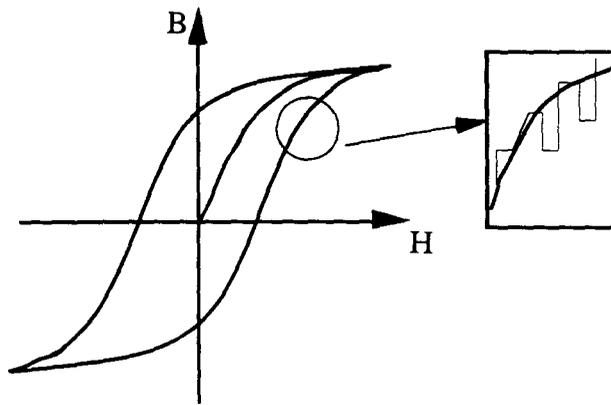


Figure I-14 : Cycle d'hystérésis magnétique (B-H) et bruit Barkhausen correspondant d'un matériau ferromagnétique.

Méthode par ultrasons

Les ultrasons sont des ondes acoustiques de fréquence supérieure à 16 KHz (seuil d'audibilité). Un champ de contraintes dans un solide modifie la vitesse des ondes qui s'y propagent. Cet effet n'est prévisible que dans le cadre de l'élasticité non linéaire. Les constantes élastiques correspondantes sont déterminées de façon expérimentale. La mesure des variations de vitesse permet d'accéder aux déformations résiduelles existant dans une pièce. La pénétration des ondes de surface dépend de nombreux paramètres, notamment de la fréquence et du type d'ondes de surface utilisé ; dans le cas des matériaux métalliques, on peut situer cette profondeur de pénétration entre 0,1 et 2 mm. La méthode ne permet actuellement de mesurer que des valeurs moyennes sur des surfaces de l'ordre du cm^2 . Cette méthode ne permet pas encore d'effectuer des mesures quantitatives très précises et elle demande une phase de calibration très rigoureuse qui dépend beaucoup de la nature et de la structure du matériau étudié [RUU82].

Méthode par diffraction des rayons X

Cette méthode permet d'accéder aux contraintes résiduelles superficielles, aux échelles macroscopique et microscopique. Pour avoir la répartition des contraintes résiduelles dans l'épaisseur, il faut enlever des couches successives de métal par une méthode chimique ou électrochimique ; la méthode devient alors destructive. Grâce aux progrès théoriques et technologiques, cette méthode est aujourd'hui très fréquemment utilisée, tant dans l'industrie qu'en laboratoire.

Les contraintes, appliquées ou résiduelles, sont accompagnées de déformations ; ces déformations correspondent à un changement de distance entre plans atomiques dans un cristal (distance interréticulaire) ; connaissant ce changement de distance

interréticulaire, on peut déterminer les contraintes résiduelles par les équations de la mécanique des milieux continus élastiques. La méthode de diffraction des rayons X permet la mesure de cette distance interréticulaire par l'étude du déplacement et de la largeur d'un pic de diffraction lié à une famille de plans cristallins. Le principe de cette méthode est présenté en annexe.

- Avantages et inconvénients :

Cette méthode est une méthode non destructive qui permet d'effectuer des mesures tant en laboratoire qu' in-situ. Cette technique, rapide et précise, donne des informations sur l'état des déformations aux échelles macroscopique et microscopique. Grâce à une petite taille de faisceau ($\phi = 1\text{mm}$), des mesures très locales, dans des endroits non accessibles aux jauges de déformation, deviennent possibles. Cette méthode n'est applicable que pour les matériaux cristallins (métaux, céramiques...). Étant donné la faible pénétration des rayons X, elle permet la mesure des contraintes dans les couches superficielles ($\approx 10\ \mu\text{m}$). La dimension de la surface d'échantillon impactée est limitée ($< 1\ \text{mm}^2$), ainsi que la taille de grain qui ne doit pas être trop grande ($\leq 100\text{-}200\ \mu\text{m}$). Différents facteurs (le gradient des contraintes, la texture cristallographique, la rugosité de la surface, un fort taux d'érouissage...) peuvent perturber les résultats.

- Domaine d'application :

La méthode par diffraction des rayons X présente l'avantage essentiel d'être non destructive ; elle s'applique aux contraintes du domaine élastique ; elle est bien appropriée aux mesures des contraintes résiduelles dans les pièces traitées superficiellement (ayant subi une forte variation des contraintes résiduelles au voisinage de la surface) par grenailage, trempe, cémentation... On l'utilise également dans les joints soudés. Un exemple de profil de contraintes résiduelles obtenu dans une éprouvette trempée en acier XC 38 est montré en figure I-15 et comparé au profil obtenu par la méthode du trou incrémental, qui sera exposée un peu plus loin [MAE90, LU84].

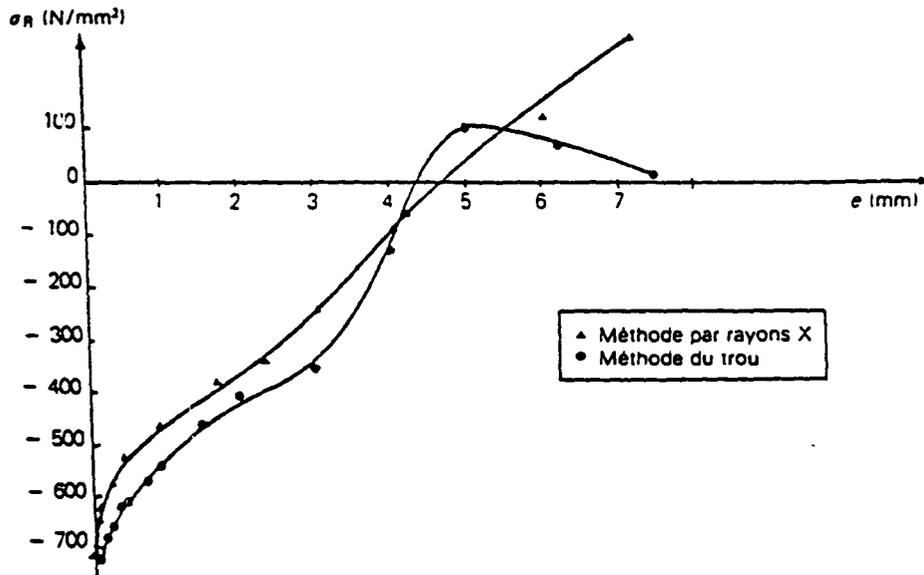


Figure I-15 : Répartition des contraintes résiduelles dans une éprouvette en acier XC 48 trempé [LU84].

Méthode par diffraction des neutrons

Cette méthode utilise le même principe que la méthode par diffraction des rayons X exposée ci-dessus, mais le faisceau de rayons X est remplacé par un faisceau de neutrons lents. Les neutrons ont une profondeur de pénétration beaucoup plus importante que les rayons X (quelques centimètres au lieu de plusieurs dizaines de microns). Malgré cet avantage, l'application de cette méthode est encore peu développée, car elle nécessite une installation lourde, voisine d'un réacteur nucléaire, et des flux de neutrons importants. Cette méthode offre la possibilité de mesure de variation des contraintes dans l'épaisseur. Sa résolution en profondeur est d'environ 1 mm [BRA91].

II-2- Méthodes destructives

Ces méthodes sont basées sur des mesures de déformations résultant d'enlèvements successifs de matière. Leur principe est assez simple. Pour pouvoir mesurer les contraintes résiduelles, il faut les faire se manifester, par exemple par un effet de déformation. En enlevant de la matière, on perturbe le champ des contraintes résiduelles qui était à l'origine en équilibre, en l'absence de forces extérieures ; il y a relaxation de ces contraintes. La pièce se déforme alors pour retrouver un nouvel état d'équilibre sous un nouveau champ de contraintes résiduelles. La mesure des déformations de la pièce permet de remonter aux contraintes résiduelles initiales. Les

différentes méthodes sont en général désignées par le mode d'enlèvement de matière utilisé :

- la méthode de découpage ou trépanage,
- la méthode de la flèche,
- la méthode du trou (semi-destructive),
- la méthode de Sachs,
- la méthode d'usinage chimique ou électrochimique.

Nous définirons chacune de ces méthodes, mais détaillerons beaucoup plus largement la méthode du trou et la méthode par dissolution électrochimique ; ce sont en effet ces deux méthodes qui semblent a priori les plus adaptées à notre problème de mesure des contraintes résiduelles dans une plaque Triplam.

Méthode de découpage ou trépanage

La méthode de découpage ou trépanage procède par une destruction complète de la pièce (découpage dans l'épaisseur). La flèche mesurée après découpage nous permet d'obtenir une valeur moyenne des contraintes résiduelles dans l'épaisseur. Du fait de sa précision insuffisante et de l'introduction de contraintes par l'outil au cours du découpage, l'utilisation de cette technique est peu répandue [KAP84].

Méthode de la flèche

Cette méthode procède par un enlèvement progressif des couches de matériau (usinage mécanique ou chimique). Après cet enlèvement, la pièce se déforme. La variation de flèche "df" produite par l'enlèvement d'une couche d'épaisseur "de" peut être reliée à la contrainte " $\sigma(e)$ " existant dans la pièce. La mesure d'une telle flèche se fait au comparateur au 1/100^e de mm. La dimension doit être choisie de telle sorte que la flèche créée soit parfaitement mesurable (pièce mince plus favorable). Le lissage de la fonction flèche-épaisseur des couches enlevées nécessite généralement un soin particulier. Cette méthode est destinée plus particulièrement aux pièces présentant des contraintes résiduelles superficielles [FLA80].

Méthode du trou

Cette méthode, semi-destructive, est basée sur le principe de la relaxation des contraintes résiduelles après enlèvement de matière par perçage d'un trou.

La méthode du trou traditionnelle consiste à percer un trou jusqu'à une profondeur de 1,2 fois le diamètre du foret. On mesure les déformations locales à l'aide des trois jauges

d'une rosette centrée sur le trou. Cela permet de définir les valeurs moyennes des contraintes principales sur la profondeur du perçage, ainsi que leur direction par rapport à un repère de référence.

La méthode du trou incrémental consiste à percer un trou par paliers successifs. A chaque incrément, on mesure les déformations des jauges ; on peut alors déterminer la répartition des contraintes résiduelles dans l'épaisseur de la pièce. Dans ce cas, le problème essentiel est de déterminer les "coefficients d'influence" ou "coefficients d'étalonnage". Le principe de cette méthode est donné en annexe.

- Avantages et inconvénients :

La méthode du trou est rapide et simple à mettre en oeuvre, mais semi-destructive. La technique du perçage peut introduire de nouvelles contraintes et un échauffement, ce qui risque de fausser les mesures. La sensibilité de la méthode dépend du rapport profondeur/diamètre de perçage. L'épaisseur de la pièce doit être au moins égale à 4 fois le diamètre de perçage. Cette méthode nécessite un étalonnage expérimental et le lieu de la mesure doit être accessible à l'appareil de perçage.

- Domaine d'application :

Cette méthode permet la détermination du gradient des contraintes résiduelles dans l'épaisseur en un point d'une pièce quelconque (métaux, matériaux plastiques, composites, multicouches, multiphasés...). Elle ne convient pas à la mesure des contraintes résiduelles dans les pièces ayant un fort gradient de contraintes dans l'épaisseur [LU85].

Méthode de Sachs

Cette méthode est basée sur la relaxation des contraintes résiduelles résultant d'un enlèvement de matière par perçage mécanique ou par usinage chimique. Le principe et la technique de cette méthode sont similaires à ceux de la méthode du trou, mais la méthode de Sachs est appropriée aux mesures des contraintes résiduelles sur pièces cylindriques. Elle est destinée spécifiquement au cas des contraintes résiduelles de répartition axisymétrique [VAN84].

Méthode par dissolution électrochimique

Cette méthode consiste à mesurer la relaxation des contraintes résiduelles à la suite d'un enlèvement électrochimique de couches successives de matière dans une pièce plane.

A la suite de cet enlèvement, la pièce se déforme et les déformations résultantes peuvent être mesurées à l'aide de jauges collées sur la face opposée à l'enlèvement. Les contraintes résiduelles dans l'épaisseur sont calculées à partir des déformations mesurées et de l'épaisseur enlevée. Le principe de cette méthode est basé sur la méthode décrite par LELUAN [LEL68]. Nous reviendrons beaucoup plus en détail sur cette méthode dans la partie expérimentale, puisque c'est la méthode que nous avons utilisée dans ce travail.

- Avantages et inconvénients :

Cette méthode demande une mise en oeuvre expérimentale réduite et un faible coût d'équipement. Elle n'est applicable qu'à des pièces planes. Elle permet de déterminer le profil des contraintes résiduelles dans l'épaisseur de la pièce.

La sensibilité de la mesure dépend de l'épaisseur de la plaque (une faible épaisseur étant plus favorable). Cette méthode demande beaucoup de temps, et nécessite un très grand soin, du à la faible vitesse de dissolution et aux dangers liés aux acides utilisés.

- Domaine d'application :

Cette méthode est bien adaptée aux pièces ayant subi un traitement superficiel (cémentation, grenailage...) et particulièrement aux pièces minces multicouches ou multiphasées dans l'épaisseur.

III - Conclusions du chapitre A

Nous avons exposé ici l'importance des contraintes résiduelles soit dans le sens favorable soit dans le sens défavorable vis à vis des conditions d'emploi des pièces mécaniques. Le tableau I-3 compare les différentes méthodes en fonction d'un certain nombre de critères. Pour en tenir compte, il faut les connaître (connaître leur origine, leur ordre...) donc savoir les évaluer.

Bien qu'il existe différentes méthodes pour les évaluer, le choix judicieux d'une méthode appropriée à un problème donné est essentiel. Ceci exige une bonne connaissance de chaque méthode ainsi que de ses limitations en application. La plupart du temps, on s'intéresse aux contraintes résiduelles dans une pièce en service donc sur site, où les points de mesure sont souvent d'accès difficile. La facilité de transport et donc la taille et le poids de l'appareil de mesure sont alors des paramètres importants à prendre en compte. La vitesse de mesure (temps de mise en oeuvre + dépouillement) est également un des paramètres importants.

Nature	Méthode	Fiabilité	Contraintes considérés	Résolution épaisseur/surface	Contrainte minimale mesurable (MPa)	Portabilité	Vitesse	Coût ≅
Destructives	Flèche	bon	2D ordre I	0,1 / *	30 à 40	moyen	lente	50 à 150KF
	Dissolution électro-chimique	bon	2D ordre I	0,05-0,1 / *	10 à 30	moyen	lente	50 à 70KF
Semi-destructives	Trou	bon	2D ordre I	0,1 / *	10 à 30	bon	moyenne	100 à 150KF
	Sachs	bon	2D ordre I	0,1 / *	10 à 30	bon	moyenne	100 à 150KF
Non-destructives	Rayon X	bon	2D ordre(I+II+III)	0,01 / 1	1 à 30	assez bon	lente à rapide	1000KF
	Ultrasons	mauvais	3D ordre I	0,3 / 100	10 à 50	bon	rapide	250KF
	Barkhausen	mauvais	2D ordre I	0,1 / 10	50	bon	rapide	400KF
	Neutron	bon	3D ordre(I+II+III)	1 à 2 / -	1 à 30	mauvais	lente	côût d'un réacteur nucléaire

* Le principe de ces méthodes est basé sur la supposition d'avoir les contraintes homogènes, la résolution en terme de surface n'a pas de sens.

Tableau I-3 : Comparaison des différentes méthodes de mesure des contraintes résiduelles.

Chapitre B :

Etude expérimentale :

Mesure des contraintes résiduelles dans une plaque

TRIPLAM

Introduction

Dans une pièce réalisée à partir d'une plaque Triplam, les contraintes résiduelles résultent de la superposition de deux états de contraintes :

- * l'état des contraintes résiduelles résultant de l'élaboration du Triplam,
- * l'état des contraintes résiduelles résultant de la mise en forme.

Nous nous sommes intéressés aux contraintes résiduelles dues au procédé d'élaboration, étant donné leur importance lors de la mise en forme ultérieure des plaques Triplam. Nous avons choisi de mesurer les contraintes résiduelles dans des plaques Triplam d'épaisseurs 0,6 mm, 1,27 mm et 2,00 mm.

I- Le matériau Triplam

On désigne par plaques Triplam des tôles ou des bandes de tôle comprenant trois couches d'acier, les deux couches extérieures étant de même nuance et même épaisseur fine. Les plaques Triplam étudiées dans ce mémoire, sont des tôles polymétalliques laminées élaborées par rechargement bilatéral d'une tôle de base en acier doux ferritique (type XC6, AISI 1006) par 2 tôles minces d'acier inoxydable austénitique (type Z6 CN18-9, AISI 304). Ces plaques sont fabriquées par la société UGINE s.a. (Fig. II-1).

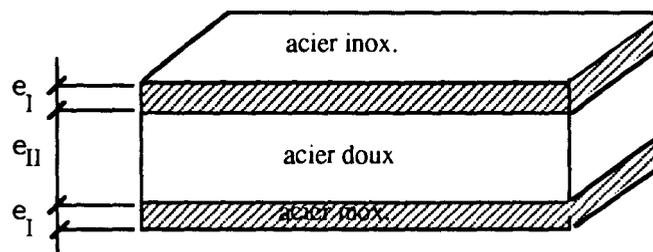


Figure II-1 : Représentation schématique d'une plaque Triplam ($e_I \ll e_{II}$).

I-1- Mode d'élaboration

Les modes courants d'élaboration et de transformation à chaud et à froid des produits plats sont définis schématiquement sur les figures II-2-a et II-2-b.

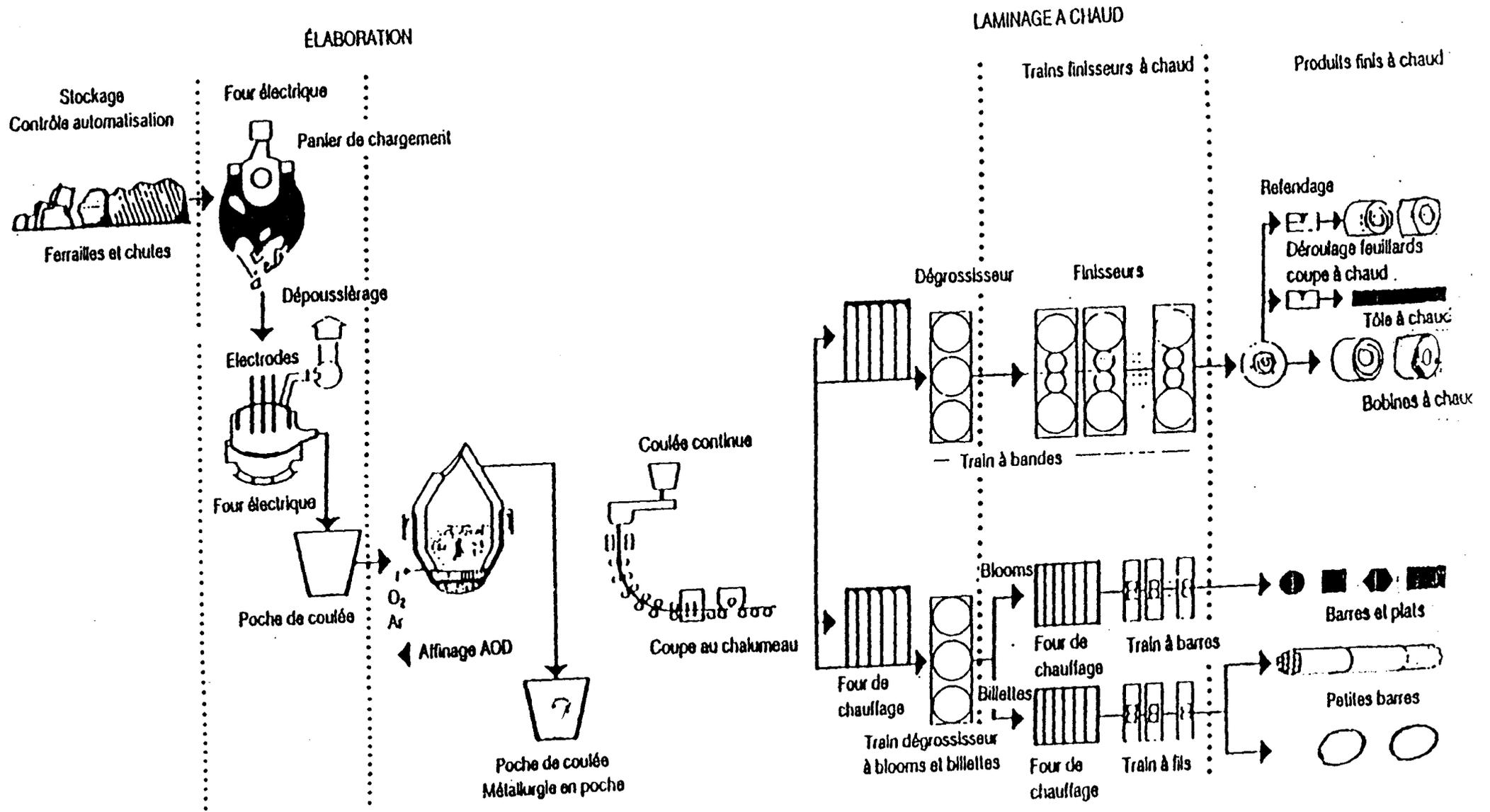


Figure II-2-a : Filière type de la fabrication des aciers inoxydables : schéma d'élaboration et de transformation à chaud.

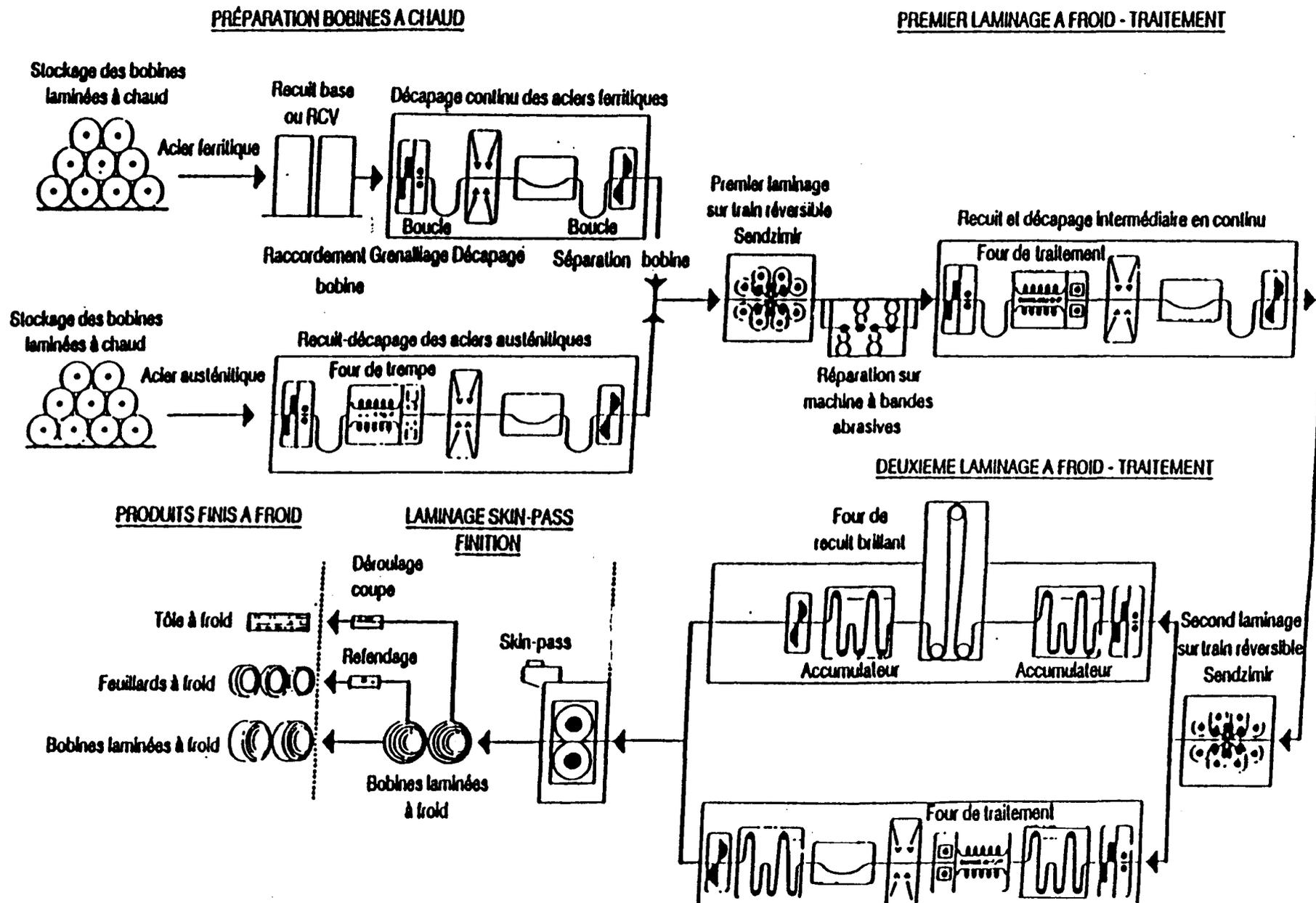


Figure II-2-b : Filière type de la fabrication des aciers inoxydables : schéma de transformation à froid des produits plats.

La plaque Triplam est obtenue selon le cycle de fabrication défini dans le tableau II-1-a. Dans ce tableau, nous avons défini également l'influence des différentes phases d'élaboration sur les propriétés métallurgiques et mécaniques de la plaque Triplam finie, et dans le tableau II-1-b, la nature des contraintes résiduelles générées par ces différentes phases. La gamme de fabrication actuelle peut fournir des plaques Triplam d'une

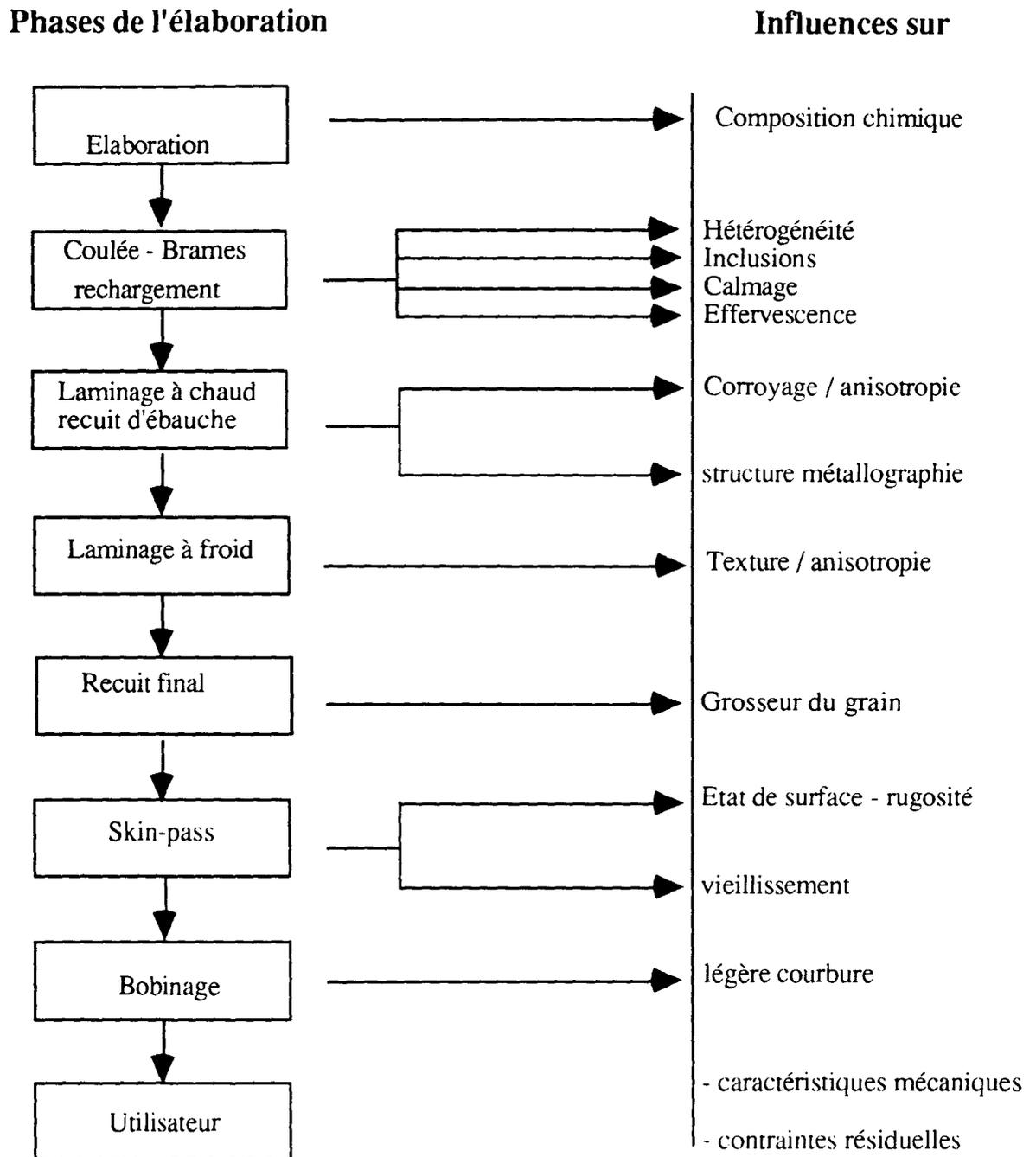


Tableau II-1-a : Influence des différentes phases d'élaboration sur les caractéristiques métallurgiques et mécaniques d'une plaque Triplam.

épaisseur comprise entre 0,6 et 3 mm, contenant 3 proportions différentes d'épaisseur des couches d'inox : 10% (Triplam type 11), 15% (Triplam type 12), 20% (Triplam type 13).

origine procédé	mécanique	thermique	métallurgique
Rechargement ou "beurrage"	----	oui	oui
Laminage à chaud	oui (pression-traction)	oui	oui
Recuit d'ébauche	----	oui	oui
Laminage à froid	oui (pression-traction)	----	----
Recuit final	----	oui	oui
Skin-pass	oui (pression légère- traction)	----	----
Bobinage	oui (flexion)	----	----

Tableau II-1-b : Différentes origines possibles des contraintes résiduelles dans une plaque Triplam.

I-2- Caractérisation métallurgique

I-2-1 Composition chimique

La plaque Triplam est composée d'une âme en acier ferritique de type XC6 (AISI 1006) et de deux peaux en acier inoxydable austénitique de type Z6 CN18-9 (AISI 304) dont les compositions chimiques respectives, fournies par le constructeur, sont définies dans le tableau II-2.

Elements / Aciers	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Cu	Mo	N	Al	Ti
Acier ferritique	0,025	0,3	0,02 max	0,015	0,1	—	0,15	—	—	0,01	0,05	5(C+N) min 0,35 max
Acier inoxydable austénitique	0,045	1,7	0,03 5 max	0,015 max	0,6	9,5	18,3	0,5 max	0,5 max	0,03	—	—

Tableau II-2 : Compositions chimiques des deux composants du Triplam (en % pds).

I-2-2 Structure métallurgique

Les planches-photos I-a et I-b présentent les structures métallurgiques des deux aciers composant le Triplam, observées en microscopie optique sur la plaque finie d'épaisseur 1,27 mm : à savoir la structure ferritique pour l'acier doux et la structure austénitique pour l'acier inoxydable. Le tableau II-3 donne les tailles de grains respectives pour les 2 aciers, pour les plaques d'épaisseurs 1,27 mm et 2,00 mm.

couche tôle épaisseur	acier ferritique	acier inoxydable austénitique
1,27 mm	15 - 20 μm (ASTM 8 - 9)	$\approx 8 \mu\text{m}$ (ASTM 11 - 12)
2,00 mm	20 - 25 μm (ASTM 7 - 8)	$\approx 10 \mu\text{m}$ (ASTM 10 - 11)

Tableau II-3 : Tailles de grains des 2 phases constituant le Triplam.

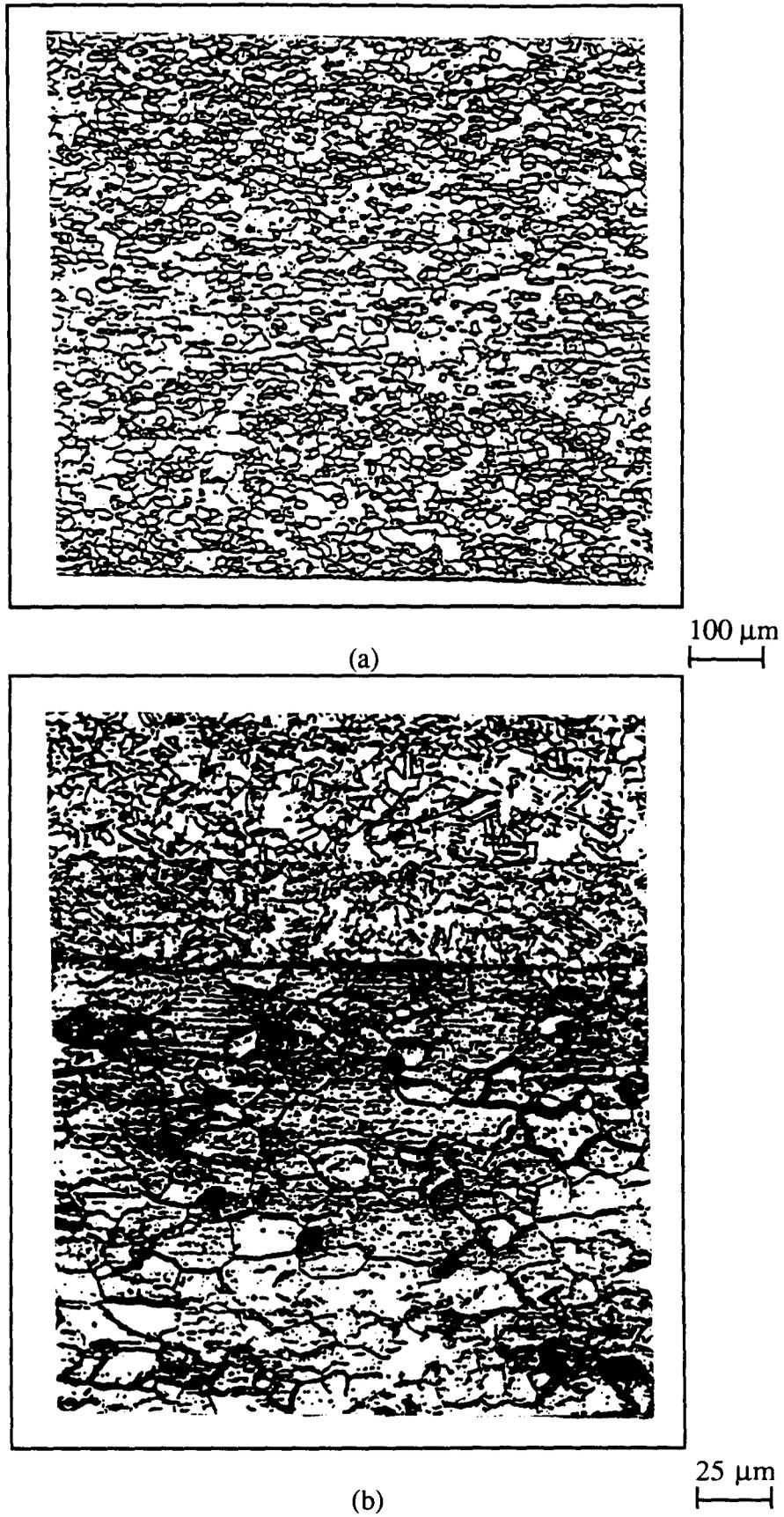


Planche-photo I : Micrographies de la plaque Triplam, âme d'acier doux (a) revêtement d'acier inoxydable (b).

I-2-3 Duretés

Nous avons mesuré les duretés Vickers de chacune des 2 phases constituant le Triplam à l'aide d'un microduromètre de type " Shimadzu Hmv - 100 gr ". Après avoir fait les empreintes, l'appareil nous donne directement les valeurs de microdureté à partir de la dimension des diagonales des empreintes, conformément à la formule :

$$H_v = 1,854 F / d^2$$

avec d : diagonale d'empreinte en mm

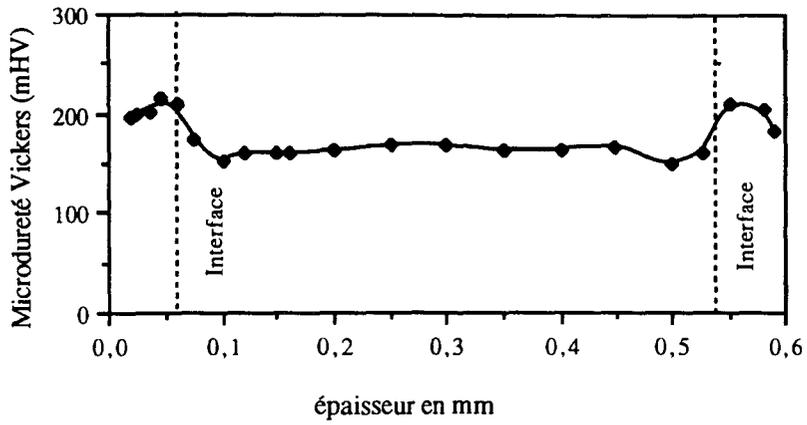
F : charge choisie exprimée en g

H_v : dureté Vickers

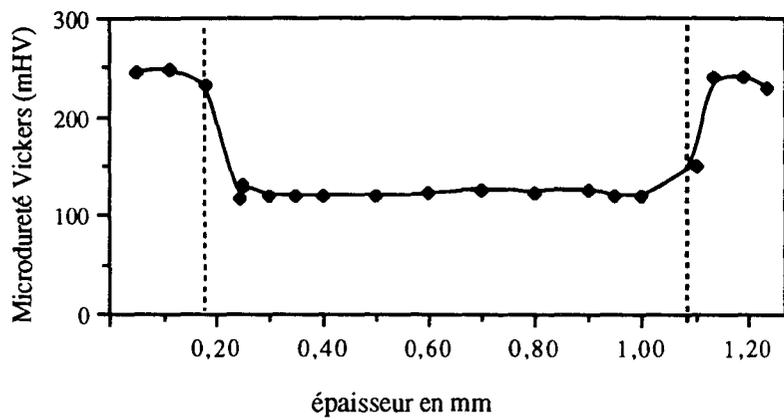
couche tôle épaisseur	acier ferritique	acier inoxydable austénitique
0,6 mm	165	205
1,27 mm	125	240
2,00 mm	100	230

Tableau II-4 : Microduretés Vickers moyennes des phases austénitiques et ferritique des 3 plaques Triplam étudiées, sous $F=100$ g.

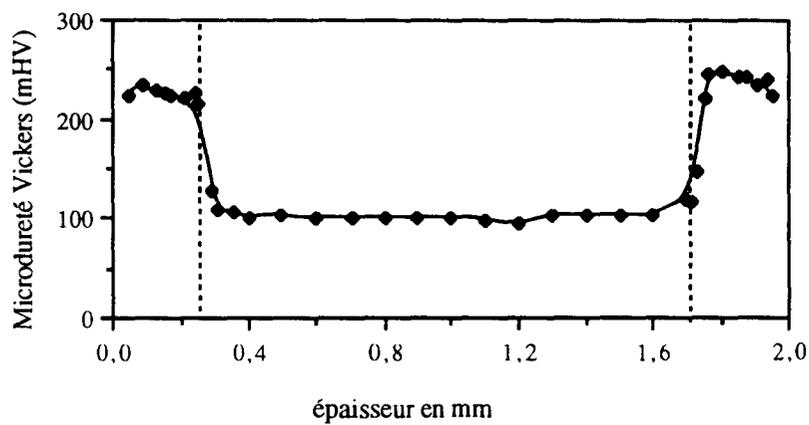
La charge "F" doit être choisie telle que la diagonale d'empreinte "d" ne dépasse pas l'épaisseur "e" de la couche testée. Nous présentons les duretés moyennes correspondant à 3 épaisseurs différentes de Triplam dans le tableau II-4. La répartition des duretés dans l'épaisseur est présentée sur la figure II-3-a, b et c. Nous remarquons que les différences de dureté Vickers entre les aciers austénitique et ferritique constituant une plaque Triplam augmentent avec l'épaisseur de la plaque : la dureté de l'acier ferritique diminue fortement, tandis que celle de l'acier inoxydable a plutôt tendance à augmenter.



(a)



(b)



(c)

Figure II-3 : Profils des duretés dans l'épaisseur de plaques Triplam d'épaisseurs :
a) 0,60 mm, b) 1,27 mm, c) 2,00 mm.

II- Procédure expérimentale de mesure des contraintes résiduelles

Compte tenu de la spécificité des plaques Triplam, et de leur faible épaisseur, la méthode par dissolution électrochimique s'est avérée la mieux adaptée à la mesure des contraintes résiduelles dans l'épaisseur des plaques Triplam. Cependant nous avons tenté d'appliquer la méthode du trou. Après avoir fait quelques essais, nous avons constaté que cette méthode ne convenait pas pour les raisons suivantes :

- le perçage introduit des contraintes supplémentaires non négligeables, étant donné la faible épaisseur des plaques,
- l'épaisseur de la couche d'acier inoxydable austénitique étant faible ($\cong 0,27$ mm pour une épaisseur maximale de Triplam $e = 2,00$ mm), le nombre très faible de points de mesure sur cette couche (pas minimum de perçage $\cong 0,2$ mm) conduit à une trop forte incertitude sur les résultats obtenus.

Le caractère non homogène du Triplam ne nous permet pas d'appliquer la méthode par ultra-sons, car la vitesse de propagation des ondes varie en fonction de la couche de métal traversée, et par ailleurs cette méthode nécessite un état de référence qui est le matériau sans contraintes résiduelles, impossible à obtenir dans une telle plaque polymétallique.

Quant à la méthode par diffraction des rayons X, elle nous donne les contraintes résiduelles dans les couches superficielles seulement ; pour avoir leur répartition dans l'épaisseur, il faut amincir la plaque par dissolution électrochimique, ce qui fait perdre l'aspect non destructif de la méthode ; par ailleurs le laminage entraîne un fort écrouissage qui perturbent les résultats.

II-1- Principe de mesure des contraintes résiduelles par la méthode de dissolution électrochimique :

Considérons une éprouvette parallélépipédique, homogène et isotrope, d'épaisseur h , de largeur a et de longueur b parallèles aux directions principales des contraintes (Fig. II-4), la dimension h étant supposée très petite devant a et b ; on peut donc admettre qu'on a un état plan de contraintes résiduelles dans l'échantillon ($\sigma_x \neq 0$, $\sigma_y \neq 0$, $\sigma_z = 0$). Cette éprouvette est équipée d'une rosette 3 jauges à 45° placée en son centre, sur la face $z = +h$.

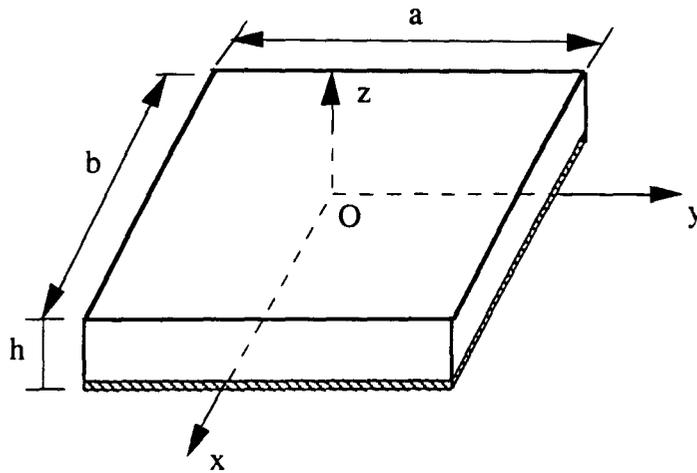


Figure II-4 : Epreuve parallélépipédique de référence.

Appelons $Oxyz$ le repère principal des contraintes en O et σ_x et σ_y les deux contraintes principales dans le plan de la plaque. Nous supposons que ces contraintes sont indépendantes de x et y , et donc que le champ des contraintes est homogène dans un plan xy .

Avant dissolution, l'échantillon est en équilibre statique, ce qui se traduit par :

$$\text{Equilibre des forces} \quad \left\{ \begin{array}{l} h \\ a \int_0^h \sigma_x dz = 0 \\ 0 \end{array} \right. \quad (\text{II-1})$$

$$\left\{ \begin{array}{l} h \\ b \int_0^h \sigma_y dz = 0 \\ 0 \end{array} \right. \quad (\text{II-2})$$

$$\text{Equilibre des moments} \quad \left\{ \begin{array}{l} h \\ a \int_0^h z \sigma_x dz = 0 \\ 0 \end{array} \right. \quad (\text{II-3})$$

$$\left\{ \begin{array}{l} h \\ b \int_0^h z \sigma_y dz = 0 \\ 0 \end{array} \right. \quad (\text{II-4})$$

Après enlèvement d'une couche d'épaisseur Δh , les contraintes σ_x et σ_y varient respectivement de $\Delta\sigma_x$ et $\Delta\sigma_y$. Le nouvel état d'équilibre se traduit par :

$$\text{Equilibre des forces} \quad \left\{ \begin{array}{l} \text{a} \quad \int_0^{h-\Delta h} (\sigma_x + \Delta\sigma_x) dz = 0 \\ \text{b} \quad \int_0^{h-\Delta h} (\sigma_y + \Delta\sigma_y) dz = 0 \end{array} \right. \quad \begin{array}{l} \text{(II-5)} \\ \text{(II-6)} \end{array}$$

$$\text{Equilibre des moments} \quad \left\{ \begin{array}{l} \text{a} \quad \int_0^{h-\Delta h} z(\sigma_x + \Delta\sigma_x) dz = 0 \\ \text{b} \quad \int_0^{h-\Delta h} z(\sigma_y + \Delta\sigma_y) dz = 0 \end{array} \right. \quad \begin{array}{l} \text{(II-7)} \\ \text{(II-8)} \end{array}$$

On suppose que les variations de contrainte $\Delta\sigma_x$ et $\Delta\sigma_y$ dépendent linéairement de z :

$$\begin{cases} \Delta\sigma_x = Az + B \\ \Delta\sigma_y = Cz + D \end{cases} \quad \text{(II-9)}$$

De plus, lors de l'enlèvement de matière, Δh doit être très petit pour que les contraintes puissent être considérées comme constantes dans l'élément d'épaisseur Δh .

Grâce à ces considération, en développant les relations (II-1) à (II-8) et en tenant compte de (II-9), on obtient :

$$\sigma_x \Delta h = \frac{A}{2} (h - \Delta h)^2 + B(h - \Delta h) \quad \text{(II-10)}$$

$$\sigma_y \Delta h = \frac{C}{2} (h - \Delta h)^2 + D(h - \Delta h) \quad \text{(II-11)}$$

$$h\sigma_x \Delta h = \frac{A}{3} (h - \Delta h)^3 + \frac{B}{2} (h - \Delta h)^2 \quad \text{(II-12)}$$

$$h\sigma_y \Delta h = \frac{C}{3} (h - \Delta h)^3 + \frac{D}{2} (h - \Delta h)^2 \quad \text{(II-13)}$$

Ce système de 4 équations aux 4 inconnues A, B, C, D admet pour solution :

$$A = \frac{-3(h + \Delta h)}{(h - \Delta h)(h + 2\Delta h)} B \quad (\text{II-14})$$

$$B = \frac{-2\Delta h(h + 2\Delta h)}{(h - \Delta h)^2} \sigma_x \quad (\text{II-15})$$

$$C = \frac{-3(h + \Delta h)}{(h - \Delta h)(h + 2\Delta h)} D \quad (\text{II-16})$$

$$D = \frac{-2\Delta h(h + 2\Delta h)}{(h - \Delta h)^2} \sigma_y \quad (\text{II-17})$$

Dans le cas d'un état plan de contrainte, la loi de Hooke s'écrit :

$$\begin{cases} \sigma_x = \frac{E}{1 - \nu^2} (\epsilon_x + \nu \epsilon_y) \\ \sigma_y = \frac{E}{1 - \nu^2} (\epsilon_y + \nu \epsilon_x) \end{cases} \quad (\text{II-18})$$

Pour chaque Δh enlevé, on mesure les variations $\Delta \epsilon_x$ et $\Delta \epsilon_y$ données par la rosette. En $z = 0$, lieu de collage de la rosette, les relations (II-9) donnent les variations des contraintes résiduelles :

$$\begin{cases} \Delta \sigma_x = B \\ \Delta \sigma_y = D \end{cases} \quad (\text{II-19})$$

en tenant compte des équations (II-18) :

$$\begin{cases} \Delta \sigma_x = \frac{E}{1 - \nu^2} (\Delta \epsilon_x + \nu \Delta \epsilon_y) \\ \Delta \sigma_y = \frac{E}{1 - \nu^2} (\Delta \epsilon_y + \nu \Delta \epsilon_x) \end{cases} \quad (\text{II-20})$$

Les expressions précédentes nous permettent de remonter aux contraintes résiduelles dans la couche d'épaisseur Δh , avant son enlèvement.

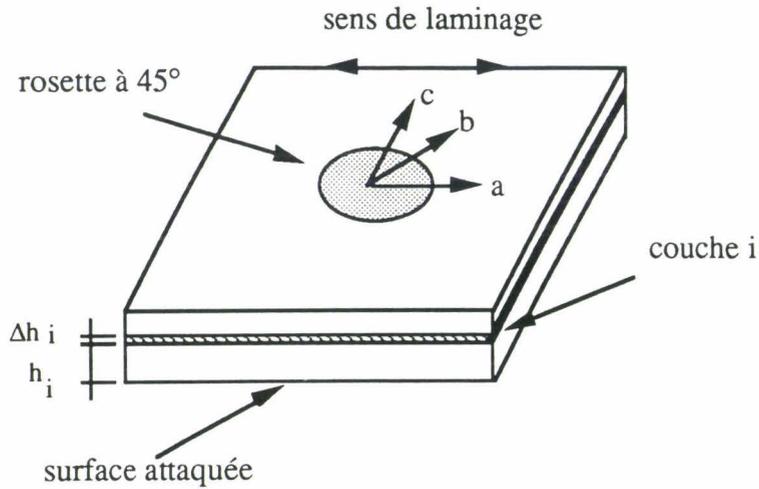


Figure II-5 : Représentation schématique d'une éprouvette parallélépipédique munie d'une rosette 3 jauges à 45°.

Dans la couche i , située à la hauteur h_i , on notera par $\sigma_x(i,i)$ et $\sigma_y(i,i)$ les deux contraintes principales, après enlèvement de matière (Fig. II-5).

$\sigma_x(i,0)$ et $\sigma_y(i,0)$ représentent les contraintes résiduelles dans la couche i avant enlèvement de matière.

On obtient alors les relations suivantes :

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta\sigma_x(i,i) = \sigma_x(i,0) + \sum_{j=1}^{i-1} \Delta\sigma_x(i,j) \\ \Delta\sigma_y(i,i) = \sigma_y(i,0) + \sum_{j=1}^{i-1} \Delta\sigma_y(i,j) \end{array} \right. \quad (\text{II} - 21)$$

avec :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_x(i,i) = \frac{(h_i - \Delta h_i)^2}{2\Delta h_i(h_i + 2\Delta h_i)} \cdot B_i \\ \sigma_y(i,i) = \frac{(h_i - \Delta h_i)^2}{2\Delta h_i(h_i + 2\Delta h_i)} \cdot D_i \end{array} \right. \quad (\text{II} - 22)$$

et compte tenu des relations (II-9) :

$$\begin{cases} \Delta\sigma_x(i,j) = A_j h_i + B_j \\ \Delta\sigma_y(i,j) = C_j h_i + D_j \end{cases} \quad (\text{II} - 23)$$

$$\begin{cases} \sigma_x(i,0) = \sigma_x(i,i) - \sum_{j=1}^{i-1} \Delta\sigma_x(i,j) \\ \sigma_y(i,0) = \sigma_y(i,i) - \sum_{j=1}^{i-1} \Delta\sigma_y(i,j) \end{cases} \quad (\text{II} - 24)$$

On notera ϵ_a , ϵ_b et ϵ_c les déformations mesurées respectivement par les jauges a, b et c (Fig. II-6). Les déformations principales ϵ_x et ϵ_y et l'angle θ que fait la jauge a avec la première direction principale des déformations, sont obtenues par les relations suivantes :

$$\begin{cases} \theta = \frac{1}{2} \text{Arctg} \left[\frac{2\epsilon_b - \epsilon_a - \epsilon_c}{\epsilon_a - \epsilon_c} \right] \\ \epsilon_x = \frac{\epsilon_a + \epsilon_c}{2} + \frac{\epsilon_a - \epsilon_c}{2 \cos(2\theta)} \\ \epsilon_y = \frac{\epsilon_a + \epsilon_c}{2} - \frac{\epsilon_a - \epsilon_c}{2 \cos(2\theta)} \end{cases} \quad (\text{II} - 25)$$

Après chaque enlèvement de matière, on mesure ϵ_a , ϵ_b et ϵ_c . On calcule alors ϵ_x , ϵ_y d'après (II-25), puis on trace les courbes ϵ_x , ϵ_y en fonction de l'épaisseur enlevée. Un programme informatique en déduit $\Delta\epsilon_x$ et $\Delta\epsilon_y$, d'où il calcule $\Delta\sigma_x(i,j)$ et $\Delta\sigma_y(i,j)$. En considérant les équations (II-22) et (II-24) nous pouvons calculer les contraintes résiduelles principales existant dans l'éprouvette avant l'enlèvement de matière, $\sigma_x(i,0)$ et $\sigma_y(i,0)$.

Remarque :

Le calcul précédent reste valable dans le cas du matériau étudié (Triplam), car les matériaux le constituant ont quasiment les mêmes caractéristiques élastiques. Dans nos calculs, nous avons considéré $E = 200,000 \text{ MPa}$ et $\nu = 0,31$.

II-2- Mise en oeuvre expérimentale

II-2-1- Echantillons

- Prélèvement des échantillons :

Les échantillons sont prélevés dans des plaques de 2000 x 1000 mm² dont les références sont données dans le tableau II-5.

N° de bobine	Type de plaque*	Epaisseur (mm)
01049A	12	0,60
01086	13	1,27
01103	13	2,00

Tableau II-5 : Références des plaques Triplam fournies par la société UGINE-Isbergues.

*plaque type 12 : 10% volume d'acier inoxydable de part et d'autre, soit 20% volume d'acier inoxydable

*plaque type 13 : 15% volume d'acier inoxydable de part et d'autre, soit 30% volume d'acier inoxydable

Afin de ne pas introduire de contraintes supplémentaires au cours du prélèvement, des échantillons de dimensions 70 x 70 mm² ont été prélevés par découpe au jet d'eau chargée d'abrasif. La position du prélèvement dans la plaque est indiquée sur la figure II-6. Le sens de laminage ainsi que les faces supérieure et inférieure ont été repérés sur chaque échantillon.

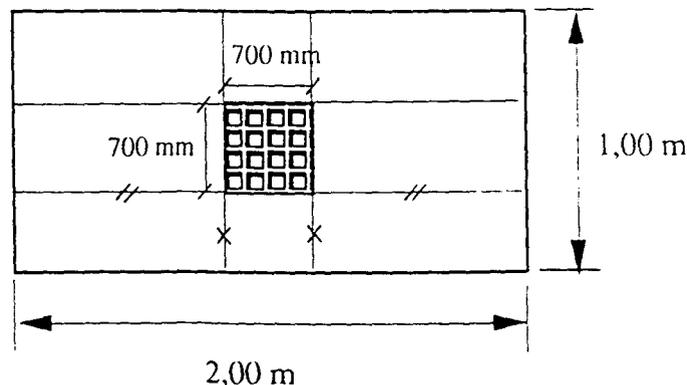


Figure II-6 :  Zone de prélèvement des échantillon découpés par jet d'eau au milieu d'une plaque Triplam

- Préparation des échantillons :

Une rosette à 3 jauges à 45° (type FRA-3-11, 120) est collée au centre de l'échantillon, avec une des jauges parallèle au sens de laminage (photo 1-annexe 4). La procédure de collage est la suivante :

- polissage avec du papier abrasif de grain 250,
- nettoyage à l'alcool puis au décapant (CSM-1),
- collage de la jauge et des cosses-relais,
- soudage des fils de liaison de la rosette,
- soudage du fil d'arrivée du courant permettant de procéder au polissage électrolytique,
- protection des tranches de l'échantillon et de la rosette à l'aide du produit de protection "M coat D" fourni par Vishay Micromesures. Quelques zones de l'échantillon ne sont pas protégées, de façon à pouvoir mesurer l'épaisseur (photo 2-annexe 4).

II-2-2- Procédure d'attaque électrochimique

- Choix du réactif et type d'attaque :

Les deux matériaux constituant le Triplam (l'acier ferritique et l'acier inoxydable austénitique) possèdent des sensibilités différentes à la dissolution chimique.

Pour une attaque chimique, l'eau régale (un tiers d'acide nitrique, deux tiers d'acide chlorhydrique) est efficace sur les deux matériaux. Une dizaine d'essais de dissolution chimique ont été réalisés en utilisant ce réactif, mais vu l'augmentation importante de la température au cours de l'attaque chimique, les résultats obtenus n'ont pas été suffisamment précis pour être exploités. En effet l'élévation de température déstabilise les conditions d'essai et entraîne des contraintes supplémentaires, dues aux coefficients de dilatation thermique différents des deux matériaux. Un autre réactif, conseillé pour les aciers ferritiques, est l'acide nitrique dilué (30% acide nitrique - 70% eau) ; mais sa faible réactivité chimique avec l'acier inoxydable austénitique nous a conduit à choisir une attaque électrochimique avec une concentration de réactif plus forte pour la couche d'acier inoxydable austénitique (50% acide nitrique - 50% eau). En outre, l'exploitation des résultats nécessite un état de surface uniforme après enlèvement de matière (même $\Delta\epsilon$ enlevé sur toute la surface) ; ceci s'est avéré difficile par voie chimique. Aussi, afin d'avoir une meilleure qualité d'enlèvement de matière, obtenue par maîtrise de la manipulation expérimentale, il nous a paru plus judicieux d'utiliser sur les plaques Triplam la méthode d'enlèvement électrochimique.

- Conditions expérimentales d'attaque :

L'efficacité de l'enlèvement électrochimique de matière dépend du choix judicieux des différents paramètres d'attaque. La méthode a été mise au point grâce à une série d'essais préalables. Les conditions optimales d'attaque électrochimique du Triplam ainsi obtenues sont consignées dans le tableau II-6.

conditions couche	réactif volume %	température de la pièce °C	débit d'eau de refroidissement litre/h	vitesse d'attaque mm/h	conditions courant- tension
Acier inox austén.	HNO ₃ 50%	23	20-25	0,06-0,08	5A - 0,5V
Acier doux	HNO ₃ 10%	23	20-25	0,2-0,3	5A - 1,4V

Tableau II-6 : Conditions optimales pour la dissolution électrochimique du Triplam.

Une circulation du réactif d'attaque permet d'éviter la formation de bulles de gaz entre l'échantillon et le réactif, qui perturberaient l'uniformité de l'attaque. Cette circulation est assurée par une pompe péristaltique, le réactif étant constamment refroidi grâce à un bain thermostaté. Ces conditions nous permettent d'obtenir un état de surface uniforme, ainsi qu'une température stable pendant l'enlèvement de matière. La figure II-7 définit le principe du montage utilisé.

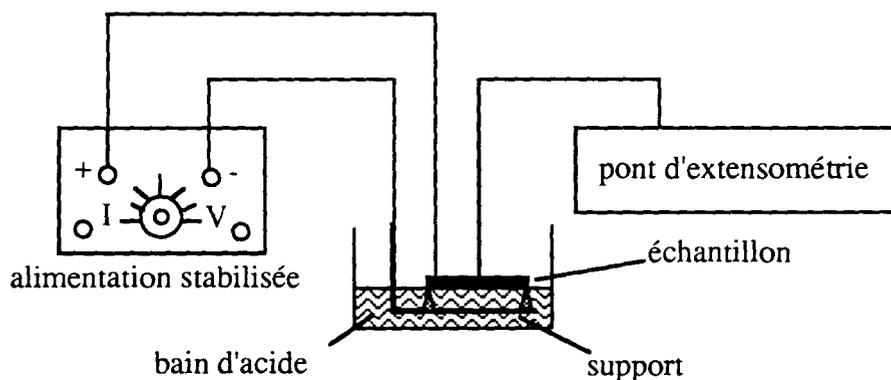


Figure II-7 : Principe du montage pour la dissolution électrochimique.

II-2-3- Paramètres mesurés

- Epaisseur de l'échantillon :

La mesure de l'épaisseur de l'échantillon a été réalisée par deux méthodes : à l'aide d'un palmer digital d'une part, à l'aide d'un capteur ultrasonore d'autre part. Après chaque enlèvement, plusieurs mesures ont été effectuées sur les zones non couvertes de vernis de protection. Vu les vitesses de propagation des ondes différentes dans les deux métaux, le choix d'une vitesse des ondes sur le capteur ultrasonore s'est révélé difficile. Nous l'avons réglé sur la vitesse de propagation des ondes dans la couche d'acier ferritique (métal de base). Cela nous a mené à commettre des erreurs de mesure d'importance croissante lorsque le rapport (épaisseur inox/ épaisseur acier doux) croît au cours de l'enlèvement de matière. Après avoir comparé ces deux séries de mesure, nous avons effectué le dépouillement à partir des mesures faites grâce au palmer digital. La résolution de la mesure est de l'ordre du micromètre.

Le pas d'enlèvement de matière sur la couche d'acier inoxydable austénitique a été choisi de l'ordre de 0,02 mm, et sur la couche d'acier ferritique de l'ordre de 0,05 mm.

- Température de l'échantillon :

La précision des mesures extensométriques dépend de la stabilité de la température. Nous avons effectué nos mesures à température constante de l'échantillon ($T_{\text{pièce}} = 23 \pm 0,5^{\circ}\text{C}$). La mesure de cette température était réalisée grâce à un thermocouple de contact de sensibilité $0,1^{\circ}\text{C}$.

- Déformations :

Les mesures de déformation sont réalisées à l'aide de jauges de déformation branchées sur un pont d'extensométrie Vishay Micromesures (Strain Indicator type P-3500, sensibilité $\epsilon = \pm 5 \cdot 10^{-6}$) équipé d'un boîtier de dérivation (Switch & Balance Unit, typeSB-10).

Etant donné la variation de température lors de la dissolution électrochimique, il convient de choisir des jauges de déformation auto-compensées en température pour le Triplam. Nous avons choisi une plaque Triplam de dimensions $70 \times 70 \text{ mm}^2$, d'épaisseur 2,00 mm. Ensuite nous avons collé au centre de cette plaque une jauge auto-compensée pour les aciers inoxydables austénitiques sur une face, et sur la face opposée, une jauge auto-compensée pour les aciers doux. Ces jauges sont collées parallèlement à la direction de laminage de la plaque. Elles sont reliées à un pont d'extensométrie sur lequel

nous avons ajusté toutes les valeurs des microdéformations à zéro, à la température ambiante ($T_{amb.} = 20^{\circ}C$). Nous avons mis la plaque dans un four thermostatique pour avoir une variation de température réglable. L'augmentation de la température se fait par pas réguliers successifs d'environ $4^{\circ}C$. Après chaque pas de température et après avoir atteint la stabilisation thermique sur la plaque, on relève les valeurs des microdéformations. Ce procédé est mené jusqu'à atteindre une variation de température ΔT égale à $25^{\circ}C$ sur la plaque. A partir des valeurs relevées, nous traçons les courbes de déformation ($\Delta \epsilon$) en fonction de la variation de la température (ΔT) pour chacune des jauges (Fig. III-8). Grâce à ces courbes, nous concluons que la jauge auto-compensée pour l'acier doux (jauge 2) est la mieux adaptée des deux au cas de la dilatation thermique du Triplam (microdéformations minimales). Ces déformations mesurées sont en réalité la superposition des déformations thermiques (dues à la dilatation libre de chaque acier) d'une part et des déformations mécaniques (dues aux contraintes induites par la différence des coefficients de dilatation entre les deux aciers) d'autre part. Ceci sera justifié dans le prochain chapitre.

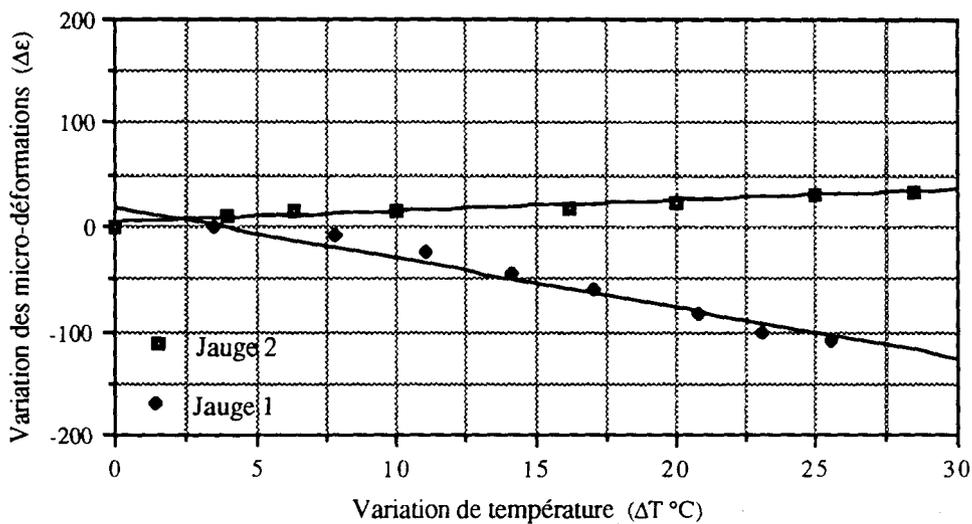


Figure III-8 : Déformations mesurées par les jauges 1 (autocompensée pour l'acier inoxydable austénitique) et 2 (autocompensée pour l'acier doux) en fonction de la variation de température au delà de la température ambiante.

II-2-4- Essais effectués et méthode de dépouillement

- Essais effectués :

Les premiers essais de mise au point de la méthode de mesure des contraintes résiduelles (une dizaine environ) ont été réalisés sur la tôle d'épaisseur 1,27 mm. Le tableau II-7 donne un récapitulatif des essais ayant donné lieu à interprétation.

Epaisseur de la tôle (mm)	Nombre d'essais
0,6	2
1,27	5
2,00	4

Tableau II-7 : Nombre d'essais effectués par épaisseur

Les mesures de microdéformations ont été réalisées tous les 0,02 mm et 0,05 mm environ sur respectivement l'acier inoxydable austénitique et l'acier ferritique. Pour chaque épaisseur, nous avons vérifié la symétrie de répartition des contraintes résiduelles dans l'épaisseur.

- Méthode de dépouillement :

Un dépouillement informatique des résultats des mesures de déformations permet de calculer les contraintes résiduelles en fonction des déformations principales en fonction de l'épaisseur Δe enlevée. Afin d'améliorer la précision du calcul, nous avons choisi un pas Δe constant (ici de l'ordre de 0,04 mm) après avoir fait un lissage des courbes : déformations mesurées (ϵ_a , ϵ_b , ϵ_c) en fonction de l'épaisseur enlevée (Δe).

II-3 Validation de la méthode

Afin d'évaluer la précision des mesures des contraintes résiduelles obtenues par la méthode de dissolution électrochimique, nous avons procédé à une validation de cette méthode.

Pour cela, sur une poutre en matériau dont on peut supposer que le comportement est élastique parfaitement plastique, on introduit un état de contraintes résiduelles connu (c'est à dire calculable théoriquement), que l'on mesure expérimentalement. La comparaison des valeurs des contraintes résiduelles calculées avec leurs valeurs mesurées permettra de valider la méthode de mesure.

On choisit un état de contraintes résiduelles résultant d'un chargement en flexion 4 points d'une poutre droite de section rectangulaire de manière à introduire une plastification des 3/4 de l'épaisseur, suivi d'un déchargement élastique. Le calcul des efforts à appliquer et les contraintes résiduelles résultantes sont présentés en annexe 3. La figure III-9 rappelle schématiquement le profil des contraintes résiduelles résultantes.

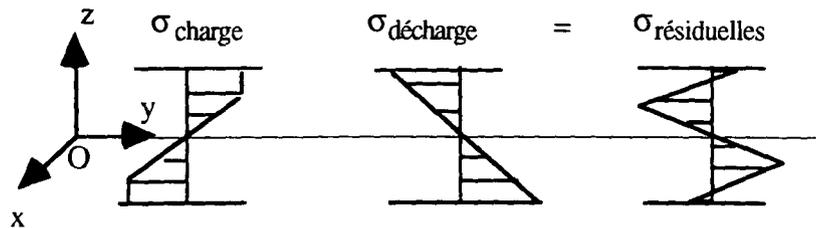


Figure II-9 : Répartition des contraintes résiduelles dans la section droite d'une poutre élastique parfaitement plastique, partiellement plastifiée, puis déchargée.

II-3-1- Procédure expérimentale

Nous choisissons une poutre de section rectangulaire de dimensions $12 \times 48,8 \times 285,5 \text{ mm}^3$ en acier doux ferritique A42-E28. Afin d'éliminer les contraintes internes de fabrication, cette éprouvette a subi un recuit de normalisation à 920°C pendant 3 heures, suivi d'un refroidissement dans le four. Nous avons consulté les tables de données et considéré que la limite d'élasticité du matériau utilisé est de 280 MPa.

Ensuite nous réalisons un essai de flexion 4 points sur la poutre en acier doux, sur une machine servo-hydraulique de traction - compression INSTRON 8032 (de capacité 100 KN), munie d'un montage de flexion 4 points. Connaissant la limite d'élasticité de l'acier utilisé, nous avons calculé la charge à appliquer pour plastifier les 3/4 de l'épaisseur de la poutre, dans la zone où le moment est constant (voir annexe 3). La poutre est munie en son centre d'une rosette 3 jauges à 45° sur la surface inférieure et d'une chaînette 5 jauges sur l'épaisseur, de manière à suivre les déformations des fibres les plus éloignées ainsi que les déformations des fibres successives dans l'épaisseur, au cours du chargement (Fig. II-10). Les évolutions des déformations des jauges $\epsilon_1, \epsilon_6, \epsilon_7, \epsilon_8$ en fonction de la force sont enregistrées sur 2 tables traçantes xy. Simultanément, les valeurs des déformations des jauges $\epsilon_2, \epsilon_3, \epsilon_4, \epsilon_5$ sont mesurées par ponts d'extensométrie et relevées à intervalles de charge réguliers.

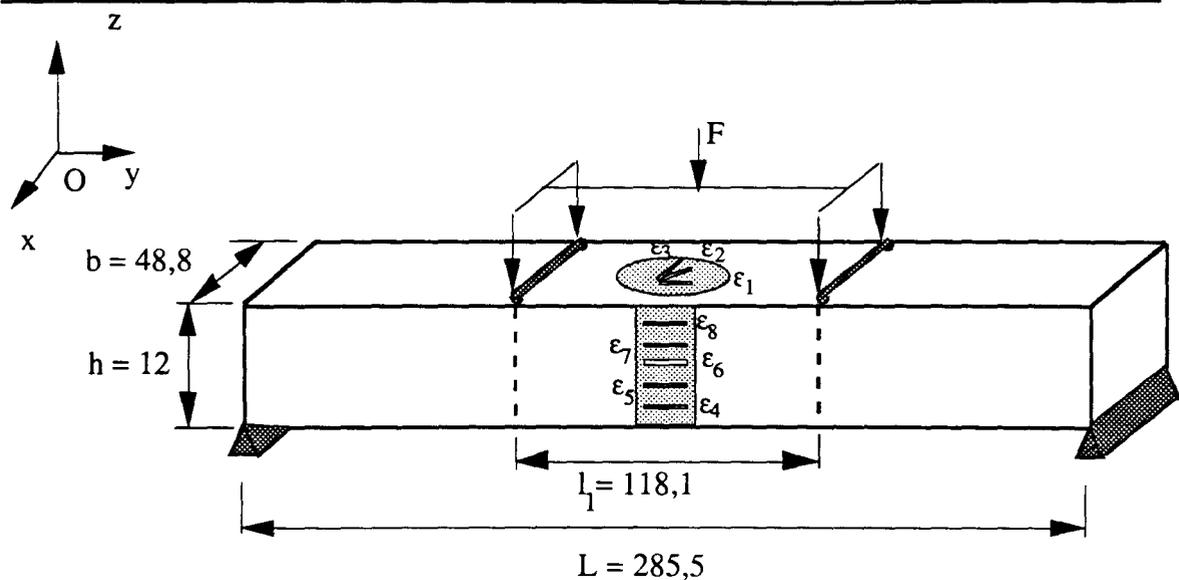


Figure II-10 : Dimensions de la poutre utilisée (en mm) avec disposition des jauges de la chaînette et de la rosette.

Après décharge, une pièce de dimensions $70 \times 48,8 \text{ mm}^2$ est découpée au milieu de la poutre afin d'étudier la répartition des contraintes résiduelles par la méthode d'enlèvement électrochimique de matière ; le réactif adapté, dans ce cas, se compose de 30% d'acide nitrique et 70% d'eau distillée. Nous dissolvons la moitié de l'épaisseur totale de la poutre, la répartition des contraintes résiduelles étant anti-symétrique par rapport à l'axe neutre.

II-3-2- Comparaison calculs - expérience

Etant donné les dimensions de la poutre et la limite d'élasticité du matériau étudié, la charge maximale applicable est :

$$F = 11,51 \text{ KN}$$

En appliquant cette charge, puis un déchargement, les répartitions des contraintes résiduelles dans la partie restant élastique et dans la partie plastifiée sont définies respectivement par (voir calcul en annexe 3) :

$$\begin{aligned} 0 < y < h/8 & \quad \sigma_R = 118 y \\ h/8 < y < h/2 & \quad \sigma_R = 65,54 (y - 4) \end{aligned}$$

avec y : distance d'une fibre à l'axe neutre

h : épaisseur de la poutre
 σ_R : contraintes résiduelles

Les résultats expérimentaux sont présentés sur la figure II-11 (points) où est également représentée la répartition théorique visée (courbe), calculée en annexe 3.

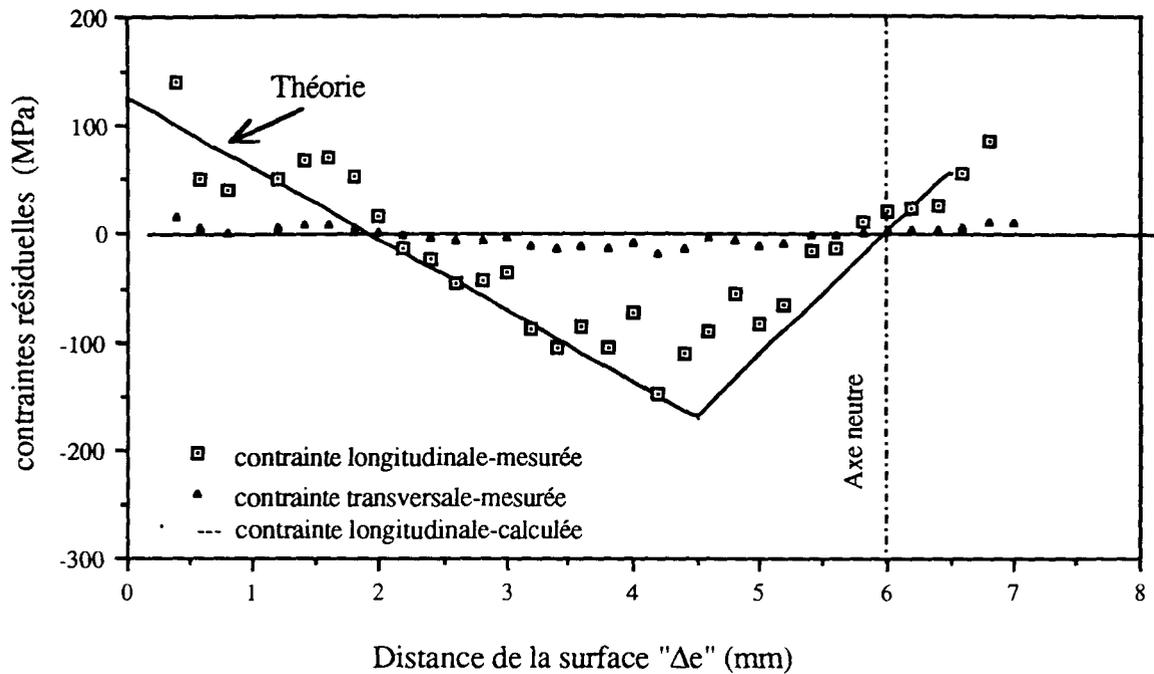


Figure II-11 : Répartition des contraintes résiduelles normales dans l'épaisseur d'une poutre d'épaisseur 12,00 mm.

II-3-3- Conclusions partielles

Les résultats de la figure II-11 permettent de formuler les remarques suivantes :

- l'allure générale des deux répartitions de contraintes résiduelles est similaire ; cette similitude pourrait apparaître de façon plus évidente en procédant à un lissage entre les points expérimentaux ;

- les valeurs expérimentales relatives aux points extrêmes (σ_{\max} , σ_{\min} , $\sigma = 0$) correspondent aux valeurs théoriques, avec une bonne corrélation. Ceci est valable également pour leur position dans l'épaisseur ;

$$(\sigma_{\min})_{\text{exp.}} = -145 \text{ MPa}$$

$$(\sigma_{\max})_{\text{exp.}} = +140 \text{ MPa}$$

$$(\sigma_{\min})_{\text{thé.}} = -165 \text{ MPa}$$

$$(\sigma_{\max})_{\text{thé.}} = +125 \text{ MPa}$$

- les résultats expérimentaux montrent qu'il n'existe pas de contraintes résiduelles transversales dans la direction \bar{y} ; ceci est conforme à la théorie de la flexion plane simple d'une poutre rectiligne ;

- étant donné l'incertitude sur les mesures de l'épaisseur et des déformations concernant les premiers enlèvements de matière, les résultats sont plus dispersés au voisinage de la surface ; cette dispersion peut être aussi due aux faibles valeurs des micro-déformations mesurées, voisines de l'incertitude de mesure.

- l'écart entre ces deux séries de résultats peut s'expliquer aussi par la supposition d'avoir étudié un matériau élastique-parfaitement plastique. En réalité, on observe un léger écrouissage sur la courbe de traction monotone d'un acier type A42 (voir annexe 3).

Compte tenu des remarques précédentes, nous pouvons conclure que la répartition des contraintes résiduelles mesurée par la méthode d'enlèvement de matière par voie électrochimique est en bonne concordance avec la répartition théorique. Autrement dit, la méthode utilisée donne des résultats très satisfaisants, suffisamment proches des prédictions théoriques.

III- Résultats expérimentaux

III-1- Présentation des résultats

La méthode de mesure des contraintes résiduelles dite méthode de dissolution électrochimique a été appliquée aux échantillons prélevés de trois plaques Triplam d'épaisseurs différentes. Pour chaque épaisseur, plusieurs essais ont été effectués, comme indiqué au paragraphe II-2-5.

Les résultats obtenus sont présentés pour chaque essai sous les formes suivantes :

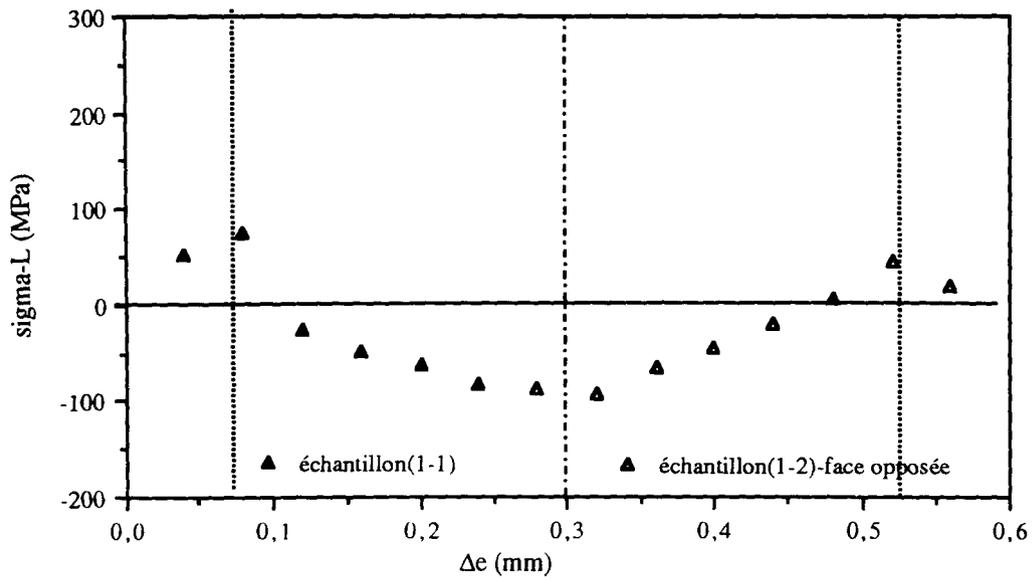
- un tableau récapitulant les déformations mesurées (notées ϵ_a , ϵ_b , ϵ_c) par les jauges pour chaque épaisseur Δe enlevée (Tab. II-8 présenté ici et Tab. II-8-1 en annexe 4) ;
- des courbes de variation de ces déformations en fonction de l'épaisseur enlevée Δe ;
- des courbes des contraintes résiduelles en fonction de l'épaisseur (Fig. II-12 à -14 présenté ici et Fig. II-12-1 à -14-1 en annexe 4).

Remarque :

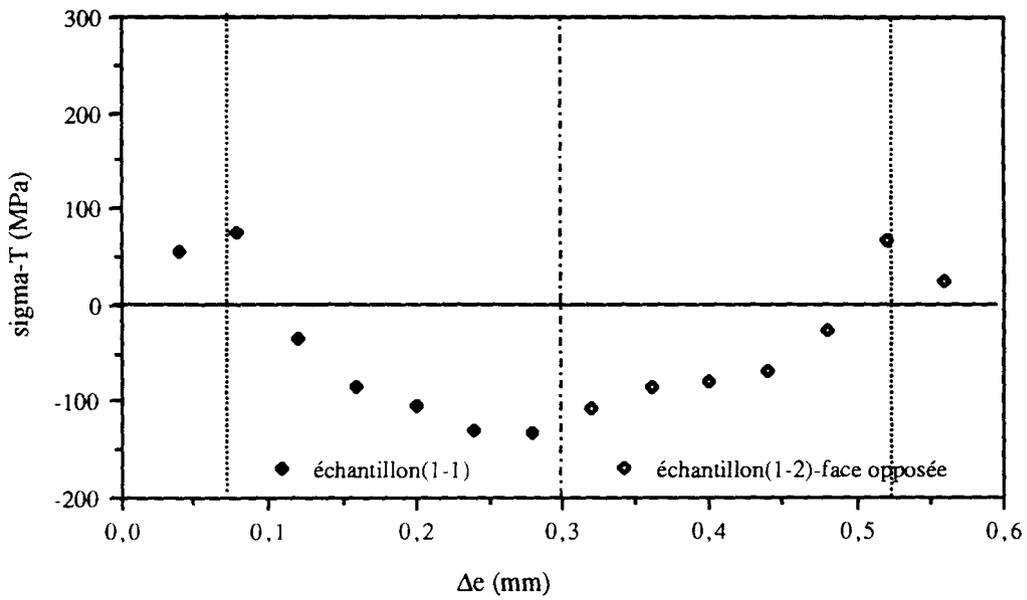
Par convention on a noté σ_L (sigma x) et σ_T (sigma y) respectivement les contraintes résiduelles dans le sens de laminage et dans le sens travers.

Echantillon 1-1 : e = 0,60 mm				Echantillon 1-2 : e = 0,60 mm				Face opposée
ϵ_a ($\mu\text{m/m}$)	ϵ_b ($\mu\text{m/m}$)	ϵ_c ($\mu\text{m/m}$)	Δe (mm)	ϵ_a ($\mu\text{m/m}$)	ϵ_b ($\mu\text{m/m}$)	ϵ_c ($\mu\text{m/m}$)	Δe (mm)	
0	0	0	0	0	0	0	0	
8	-20	-59	0,02	-3	-75	-93	0,04	
-10	-59	-123	0,048	28	-142	-254	0,12	
-7	-65	-144	0,069	-23	-212	-343	0,20	
-100	-181	-284	0,11	-95	-251	-366	0,28	
-154	-290	-480	0,238	-92	-226	-322	0,36	
65	-37	-247	0,359	215	86	-103	0,40	
30	-99	-196	0,441	211	154	130	0,44	
Echantillon 2-1 : e = 1,27 mm				Echantillon 2-5 : e = 1,27 mm				Face opposée
0	0	0	0	0	0	0	0	
1	8	11	0,02	-9	-12	-4	0,023	
-16	3	9	0,03	-23	-32	-25	0,053	
-53	-29	-20	0,06	-45	-55	-43	0,07	
-101	-68	-51	0,097	-68	-81	-65	0,107	
-118	-90	-69	0,145	-104	-113	-91	0,166	
-125	-92	-71	0,145	-147	-147	-105	0,203	
-125	-95	-71	0,148	-297	-257	-125	0,349	
-160	-143	-131	0,24	-346	-307	-135	0,504	
-231	-232	-208	0,35	-280	-308	-189	0,64	
-287	-277	-227	0,39	-252	-268	-171	0,692	
-346	-299	-207	0,464	-341	-315	-120	0,806	
-391	-287	-173	0,52					
-401	-294	-186	0,578					
-369	-304	-219	0,7					
-315	-292	-262	0,764					
-324	-346	-378	0,844					
Echantillon 3-1 : e = 2,00 mm				Echantillon 3-3 : e = 2,00 mm				Face opposée
0	0	0	0	0	0	0	0	
65	52	58	0,026	-18	-13	-14	0,04	
106	87	104	0,05	-36	-32	-33	0,08	
146	122	153	0,084	-55	-50	-50	0,12	
177	145	195	0,105	-74	-70	-67	0,16	
198	160	232	0,154	-86	-66	-62	0,20	
200	161	251	0,166	-48	-30	-28	0,24	
196	156	261	0,202	-68	-60	-48	0,28	
180	140	268	0,254	-90	-76	-60	0,32	
176	134	324	0,279	-104	-86	-67	0,36	
147	104	331	0,389	-125	-104	-82	0,44	
122	74	334	0,472	-157	-124	-100	0,52	
74	26	332	0,604	-194	-152	-122	0,60	
20	-24	329	0,728	-200	-170	-138	0,68	
-11	-45	330	0,777	-198	-166	-146	0,76	
-23	-53	328	0,858	-194	-156	-147	0,84	
-5	-46	322	0,941	-192	-152	-144	0,88	
41	-13	324	1,053	-190	-147	-138	0,92	
53	2	320	1,151	-190	-146	-134	0,96	
48	0	312	1,233	-190	-148	-134	1,00	
43	5	304	1,321	-190	-150	-136	1,04	
				-194	-155	-136	1,08	

Tableau II-8 : Microdéformations relevées par les jauges d'extensométrie collées sur les échantillons.

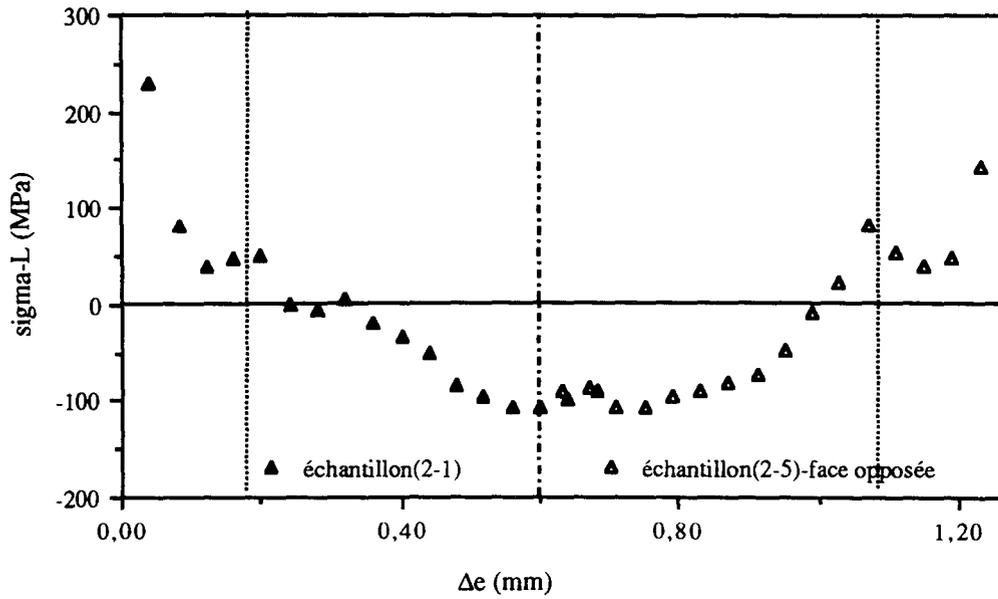


(a)

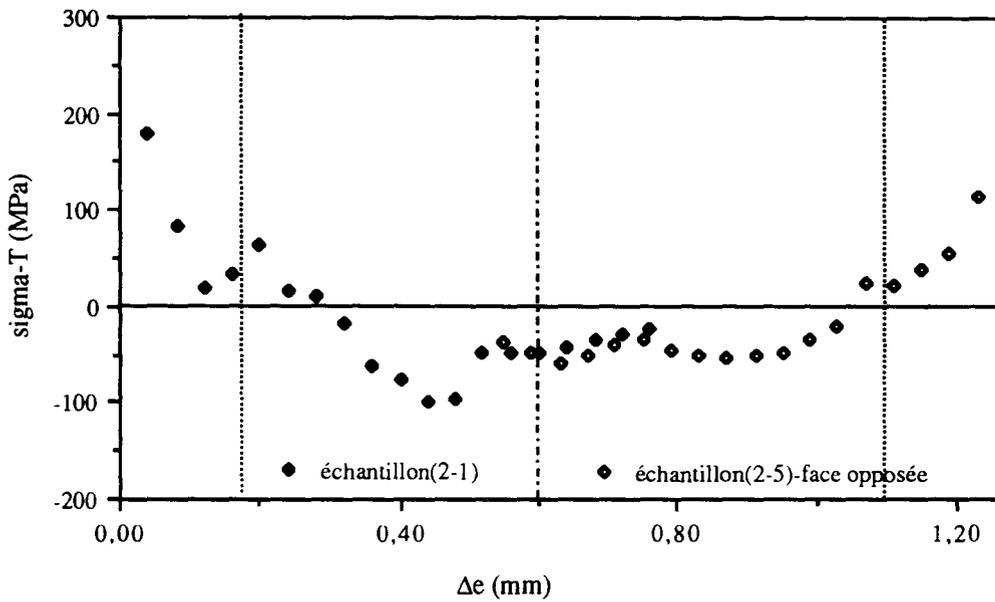


(b)

Figure II-12 : Répartition des contraintes résiduelles dans la plaque Triplam d'épaisseur 0,6 mm dans le sens de laminage (a) et dans le sens travers (b).

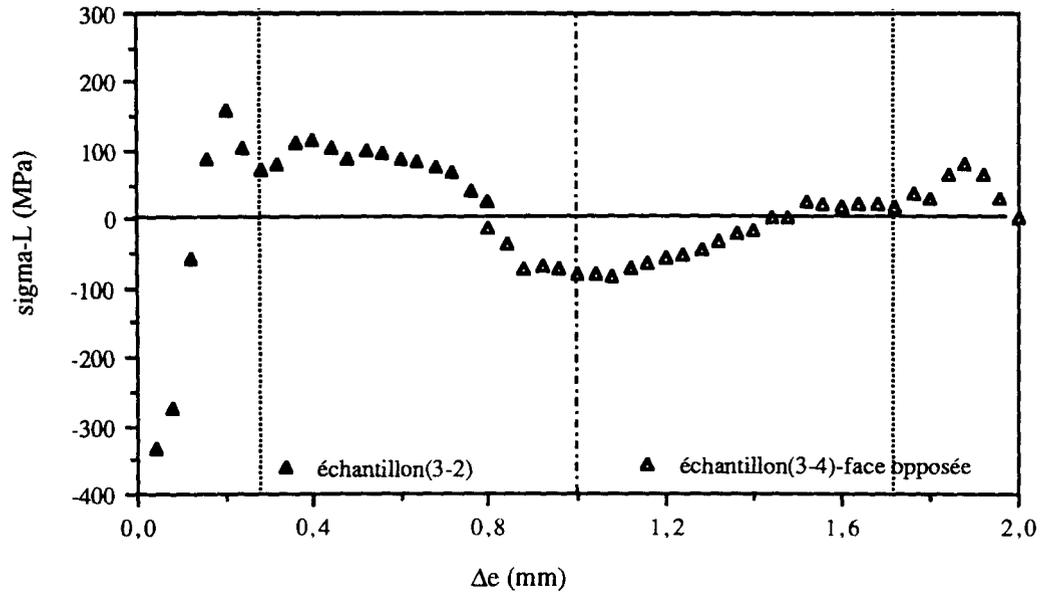


(a)

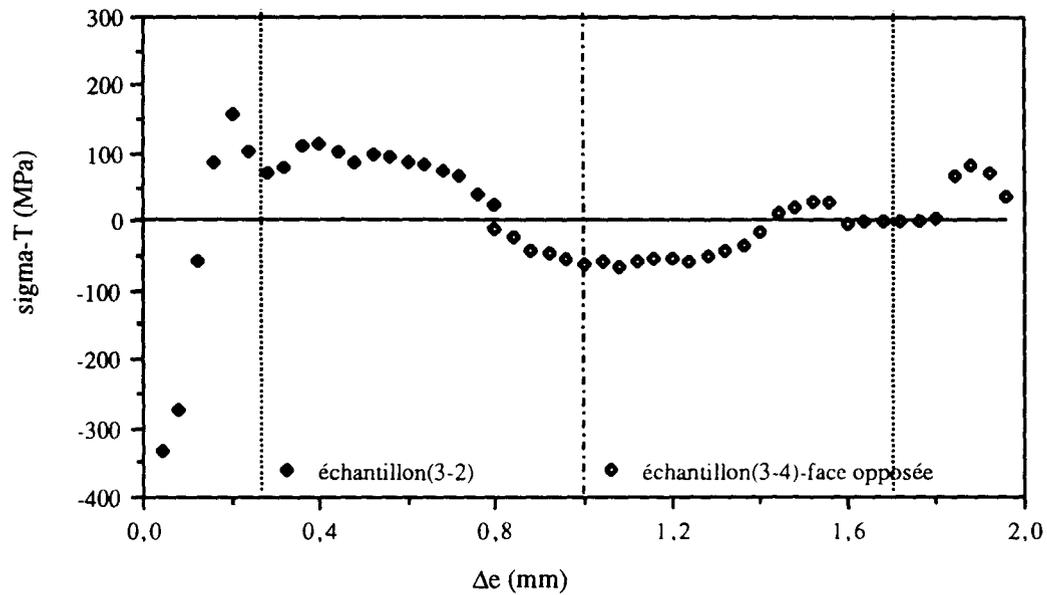


(b)

Figure II-13 : Répartition des contraintes résiduelles dans la plaque Triplam d'épaisseur 1,27 mm dans le sens de laminage (a) et dans le sens travers (b).



(a)



(b)

Figure II-14 : Répartition des contraintes résiduelles dans la plaque Triplam d'épaisseur 2,00 mm dans le sens de laminage (a) et dans le sens travers (b).

III-2- Analyse des résultats obtenus

Les courbes donnant la répartition des contraintes résiduelles dans l'épaisseur montrent que leur distribution est différente selon l'épaisseur initiale de la plaque. Nous pouvons résumer ces résultats obtenus des contraintes résiduelles par les figures II-14 a, b, c.

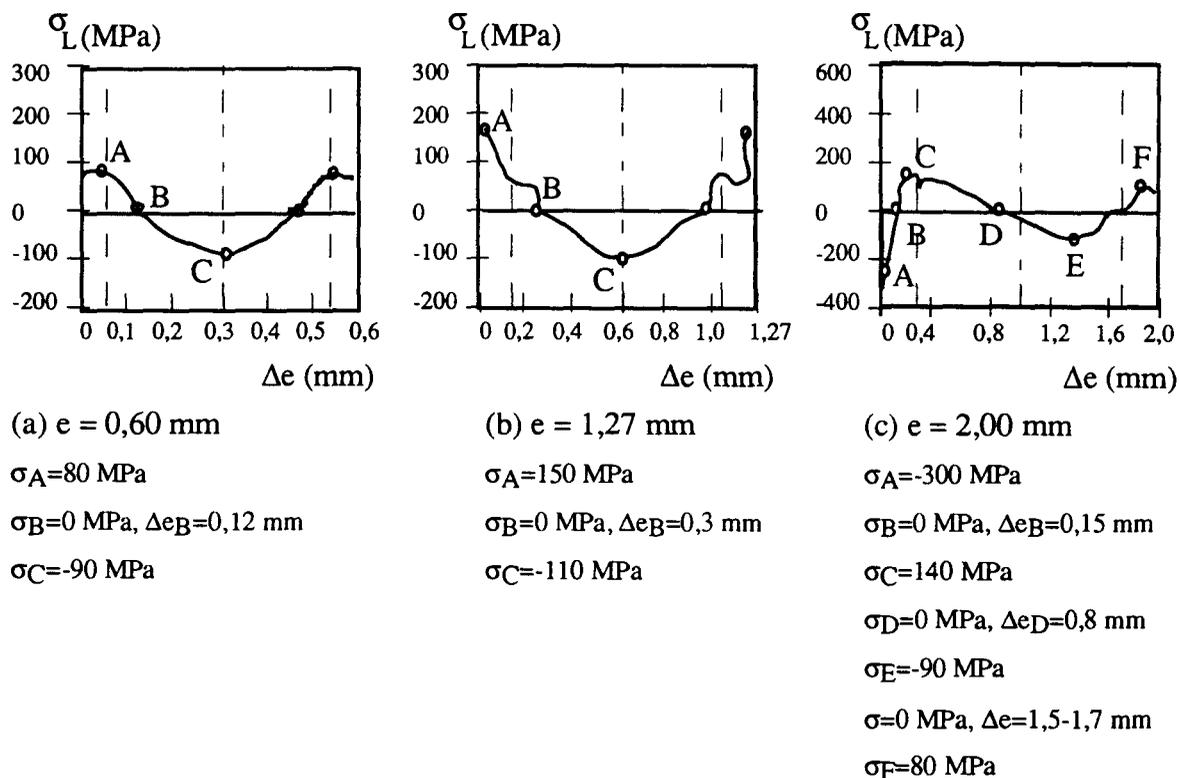


Figure II-14 : Répartitions des contraintes résiduelles dans les plaques Triplam d'épaisseurs 0,60 mm, 1,27 mm et 2,00 mm.

Une comparaison entre ces 3 figures permet d'avancer les remarques suivantes : les courbes correspondant aux épaisseurs 0,6 et 1,27 mm ont quasiment la même allure, mais les niveaux de contrainte obtenus sont différents. Toujours en ce qui concerne ces deux épaisseurs, les contraintes sont toujours positives sur les couches superficielles d'acier inoxydable austénitique ; leurs valeurs maximales en peau sont respectivement de 80 et 150 MPa pour les épaisseurs 0,6 mm et 1,27 mm respectivement. Elles décroissent jusqu'à l'interface acier inoxydable austénitique / acier doux, puis elles deviennent négatives et atteignent une valeur maximale à mi-épaisseur environ : environ -90 MPa pour l'épaisseur 0,6 mm et -110 MPa pour l'épaisseur de 1,27 mm.

En revanche, pour la plaque d'épaisseur 2,00 mm, l'allure du profil des contraintes résiduelles dans l'épaisseur est différente. Les contraintes sont négatives et élevées en surface dans la couche d'acier inoxydable austénitique ($\sigma_{\min} = -300$ MPa), elles changent de signe avant l'interface pour devenir positives dans la couche d'acier doux, passer par un pic de l'ordre de 140 MPa et décroître jusqu'à zéro à mi-épaisseur environ.

Pour les épaisseurs de 0,6 et 1,27 mm, la répartition de ces contraintes est symétrique par rapport au plan milieu de la plaque ; cela a été vérifié en mesurant les contraintes sur les faces opposées de ces plaques. Pour les plaques d'épaisseur 2,00 mm, nous n'avons pas trouvé cette symétrie et nous observons au contraire plutôt une antisymétrie dans l'épaisseur. Les contraintes résiduelles à l'interface pour ces 3 épaisseurs sont de traction.

IV- Conclusions du chapitre B

Les résultats obtenus montrent que les contraintes résiduelles dans les plaques Triplam sont significatives et mesurables par la méthode de dissolution électrochimique. Nous remarquons que l'ordre de grandeur de ces contraintes ainsi que leur répartition dans l'épaisseur dépendent de la proportion relative des constituants et de l'épaisseur de la plaque. Etant donné le nombre d'essais effectués par épaisseur, les résultats obtenus se sont avérés reproductibles. Ces résultats nous permettent de tirer les conclusions suivantes :

- les profils de contraintes résiduelles dans le sens de laminage ont quasiment les mêmes formes et les mêmes niveaux que ceux dans le sens travers.
- la forme de la répartition des contraintes résiduelles pour les plaques d'épaisseurs 0,6 et 1,27 mm est identique ; on note une symétrie de répartition par rapport au plan moyen de la plaque. Cette forme rappelle la répartition des contraintes résiduelles obtenue dans une plaque après un écrouissage mécanique (par exemple après une opération de laminage [FEJ87]). En revanche, pour la plaque d'épaisseur 2,00 mm, nous observons une forme complètement différente, avec une antisymétrie dans l'épaisseur. Ceci ressemble plutôt à une répartition des contraintes résiduelles obtenue après une plastification par flexion (opérations type bobinage, cintrage, pliage [MAR87]).

L'interprétation de ces résultats nécessite des investigations supplémentaires ; la genèse des contraintes résiduelles dans les plaques Triplam au cours du cycle de fabrication doit être connue ; chaque étape de ce cycle peut engendrer des contraintes résiduelles d'origines thermique, mécanique et métallurgique qui se superposent. Afin d'évaluer la contribution de chaque étape à la création de ces contraintes, il faut connaître les lois de comportement mécanique et thermique globales du matériau Triplam, ainsi que celles de chacun de ses composants. Ces déterminations font l'objet du prochain chapitre.

Chapitre C :

Etude du comportement thermo-mécanique

du TRIPLAM

Introduction

Dans la première partie de ce chapitre nous étudions le comportement mécanique en traction monotone du Triplam et des deux aciers le constituant. Ensuite nous comparons le comportement d'un acier inoxydable austénitique 304 classique avec celui de l'acier inoxydable austénitique constituant le Triplam ; ces deux aciers ont subi le même cycle de fabrication, cependant le premier avait atteint une température de 1050°C lors du recuit final alors que le second avait atteint une température de 900°C seulement. Le comportement en traction monotone du Triplam est modélisé à l'aide d'un modèle composite parallèle élastoplastique simple et ce modèle est validé expérimentalement.

Dans la deuxième partie de ce chapitre, le comportement thermoélastique du Triplam est modélisé là encore à l'aide d'un modèle composite parallèle. La validité en est vérifiée expérimentalement par comparaison des contraintes résiduelles calculées avec des contraintes mesurées résultant d'un refroidissement après le recuit.

I- Etude du comportement mécanique du Triplam

I-1- Lois de comportement élasto-plastique monotone des aciers constituant le Triplam

Un certain nombre de relations ont été proposées pour modéliser le comportement élasto-plastique monotone des aciers. De tous les modèles proposés, la loi de Ludwik [LUD09] est un des plus simples et est très couramment utilisée. Cette loi s'exprime par :

$$\sigma_v = K (\epsilon_{pv})^n \quad (\text{III-1})$$

où :

σ_v est la contrainte vraie

ϵ_{pv} est la déformation plastique vraie

K est appelé coefficient d'érouissage monotone

n est appelé exposant d'érouissage monotone.

Les quantités vraies σ_v et ϵ_{pv} sont définies à partir des grandeurs conventionnelles par :

$$\sigma_v = \sigma_c (1 + \epsilon_c) \quad (\text{III-2})$$

$$\epsilon_{pv} = \epsilon_v - \epsilon_{ev} = \text{Log} (1 + \epsilon_c) - \sigma_v/E$$

où :

$\sigma_c = F/S_0$ est la contrainte conventionnelle de traction

$\epsilon_c = \Delta l/l_0$ est l'allongement relatif conventionnel de traction

Nous utiliserons ce modèle de Ludwik pour exprimer les lois $\sigma - \epsilon$ des matériaux constituant le Triplam ; ce choix sera justifié ultérieurement.

I-2- Procédure expérimentale

I-2-1- Dispositif expérimental

- *Machine d'essai* :

La machine d'essai utilisée, est une machine hydraulique servo-contrôlée de traction-compression INSTRON 8600, de capacité 100 KN, interfacée à une console de pilotage. Cette machine peut être asservie en charge, en déplacement du vérin ou en déformation.

- *Eprouvette de traction* :

Toutes les éprouvettes ont des dimensions conformes à la norme AFNOR A03-106, et sont représentées sur la figure III-1.

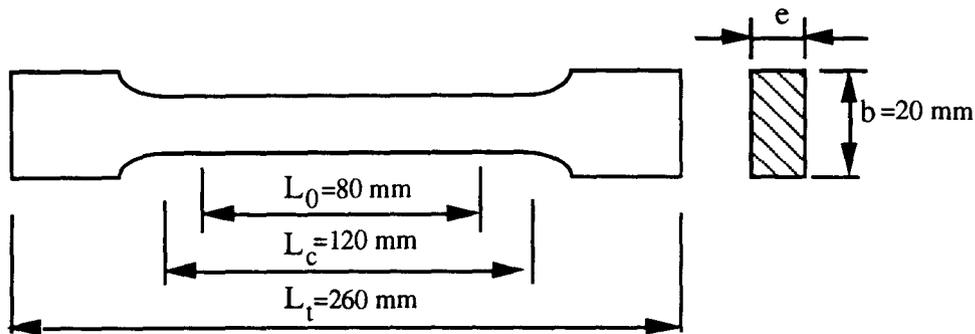


Figure III-1 : Dimensions des éprouvettes de traction monotone.

- *Déroulement d'un essai de traction monotone* :

Les conditions d'essai ont été les mêmes pour tous les essais. Les essais sont pilotés en contrôlant le déplacement du vérin. La vitesse de déplacement du vérin est telle que la vitesse de déformation au niveau de la partie utile de l'éprouvette est $\dot{\epsilon}_t = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. La mesure de la déformation se fait d'une part à l'aide d'un extensomètre à lames et jauges, d'autre part à l'aide de jauges de déformation collées sur l'éprouvette : une rosette à 45° sur une face, et une jauge unidirectionnelle sur l'autre dans la direction d'application de la charge. Les jauges longitudinales, de part et d'autre de l'éprouvette, permettent de vérifier le bon alignement des têtes de celles-ci et de déceler toute flexion parasite.

L'acquisition se fait à l'aide de deux tables traçantes qui enregistrent :

- l'une, la charge en fonction du signal donné par l'extensomètre,
- l'autre, la charge en fonction du signal des jauges d'extensométrie.

Une chaîne d'acquisition numérique permet d'enregistrer les valeurs charge-déformation sous forme d'un tableau, pour le traitement informatique ultérieur.

I-2-2- Essais réalisés

Dans un premier temps, nous avons réalisé des essais de traction sur des éprouvettes Triplam d'épaisseur 0,8 mm fournies par l'industriel et en avons déduit les

caractéristiques monotones classiques. Cette étape avait pour but de comparer nos résultats à ceux fournis par l'industriel. Les autres essais ont concerné des éprouvettes d'épaisseur 2,00 mm obtenues par découpe au jet d'eau afin de générer le moins de contraintes d'usinage possible. Cette épaisseur de 2,00 mm est la seule nous permettant d'obtenir, par dissolution électro-chimique, des éprouvettes de chacun des constituants du Triplam.

Afin de vérifier l'existence ou non d'une anisotropie, des essais ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées dans le sens du laminage (L) et dans le sens perpendiculaire à celui-ci (T).

Etant donné que nous nous sommes intéressés au comportement du Triplam avant striction, les enregistrements effectués n'ont pas été réalisés jusqu'à rupture. En effet l'application industrielle des plaques Triplam (emboutissage profond) impose de ne jamais dépasser le seuil de striction. Le tableau III-1 définit les différents essais réalisés.

	Repère de plaque	Préparation	Epaisseur (mm)	Prélèvement	Nombre d'essais réalisés
Triplam	01106 PQ11	découpe UGINE	0,80	L T	4 1
Triplam			2,00	L T	2 2
Acier doux constituant le Triplam	01103 PQ13	découpe jet d'eau	0,812*	L	1
			1,310*	T	1
Acier inoxydable constituant le Triplam			0,280* 0,270*	L T	1 1
Acier inoxydable 304	64660	découpe UGINE	2,00	L	1

Tableau III-1 : Essais de traction monotone réalisés (L : sens longitudinal ; T : sens transversal).

* Epaisseurs restantes après enlèvement des autres couches d'acier d'une plaque Triplam de 2,00 mm d'épaisseur initiale.

I-2-3- Procédure de séparation des couches d'acier constituant le Triplam

Pour avoir les caractéristiques mécaniques de chaque couche de la plaque Triplam, il est nécessaire d'obtenir une couche d'acier doux d'une part, une couche d'acier inoxydable austénitique d'autre part, dans leur état réel dans le Triplam.

Etant donné la faible épaisseur de chaque couche, l'utilisation d'une méthode mécanique (par usinage de la surface) paraît difficile. En outre une méthode mécanique peut introduire des contraintes supplémentaires au cours de l'usinage. Donc, après plusieurs essais, nous avons abandonné la méthode par usinage. La séparation des couches n'est alors réalisable que par enlèvement de matière par voie électro-chimique. Lors de l'utilisation de cette méthode pour la mesure des contraintes résiduelles, nous avons constaté que nous obtenions un bon état de surface. C'est donc la méthode que nous avons adoptée ici.

- Procédure d'obtention de la plaque d'acier doux :

L'éprouvette en acier doux est obtenue par dissolution électrochimique des couches d'acier inoxydable austénitique (même procédure de préparation et de protection contre l'acide que pour la mesure des contraintes résiduelles). L'attaque électrochimique se fait dans un bain d'acide nitrique dilué à 15 %. Pour éviter le fléchissement excessif de l'éprouvette dû à la libération des contraintes résiduelles, nous avons été amenés à dissoudre alternativement une faible épaisseur sur une face puis sur l'autre, et ainsi de suite. Les conditions adoptées sont définies dans le tableau III-2.

Conditions couche à dissoudre	méthode pratiquée -réactif-	vitesse d'attaque mm/hr	courant-tension A - V	rugosité de la surface obtenue (μm)
Acier inox.	attaque électro-chimique acide nitrique 15 %	0.04 - 0.06	5,3 - 2,3	2 - 3
Acier doux	attaque chimique acide nitrique 30 %	0.02 - 0.3	-	2 - 3

Tableau III-2 : Conditions expérimentales choisies lors de l'enlèvement de matière pour l'obtention d'éprouvettes de chacun des constituants du Triplam.

- Procédure d'obtention d'une lame d'acier inoxydable austénitique :

Dans un premier temps, nous avons usiné l'une des couches d'acier inoxydable austénitique, ce qui permet d'avoir une surface extérieure en acier doux plane lisse. Nous avons ensuite procédé par attaque chimique dans un bain d'acide nitrique dilué à 30 %. Ce réactif attaque la couche d'acier doux et l'enlève, tandis que la couche d'acier inoxydable austénitique reste intacte. Les conditions adoptées sont également définies dans le tableau III-2.

I-3- Résultats expérimentaux

I-3-1- Comportement global élasto-plastique du Triplam

Le tableau III-3 donne les caractéristique mécaniques du Triplam à partir des essais effectués dans la direction de laminage (L) et dans la direction perpendiculaire (T). Ces résultats sont obtenus à partir des courbes de traction conventionnelles reportées en figure III-2.

Repère de plaque	Epaisseur (mm)	Repère d'essai	$R_{0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	E (MPa)	ν	Arrêt (ϵ_{\max} %)
01106 PQ 11	0,8	L1	180	410	-	0,320	38*
		L2	168	398	190000	0,323	30
		L3	175	-	184000	-	5
		L4	165	-	181000	-	1
		T1	185	402	197000	0,311	30
01103 PQ 13	2,00	L1	195	410	188000	0,320	22
		T1	220	430	189000	0,320	25

Tableau III-3 : Caractéristiques mécaniques du Triplam.

* essai mené jusqu'à rupture ($\epsilon_{\max} = A\%$).

Les résultats précédents sont comparés aux résultats des essais effectués par le laboratoire d'essais mécaniques d'UGINE-Isbergues, qui sont consignés dans le tableau III-4.

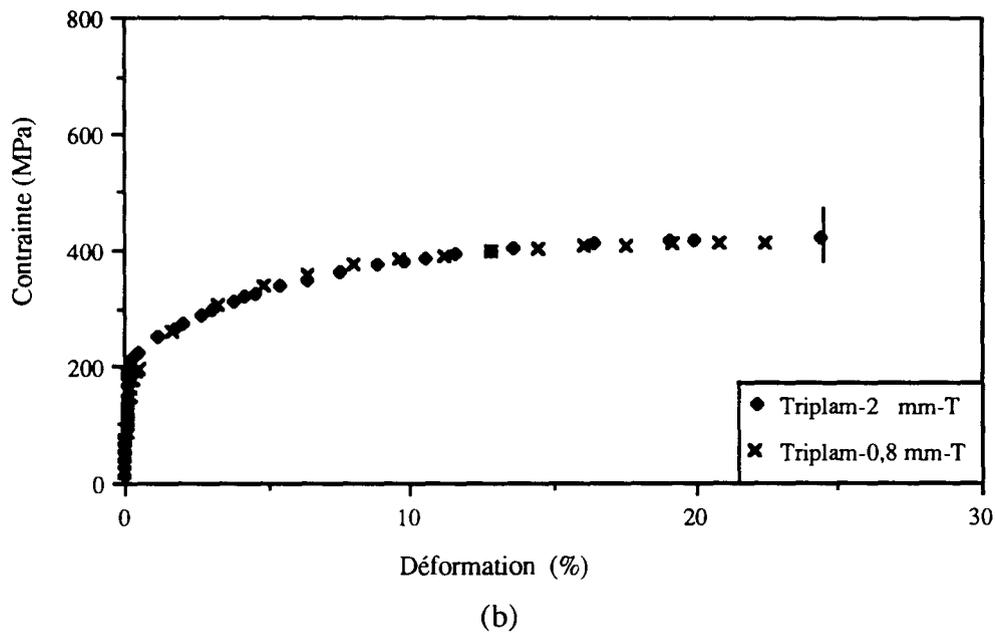
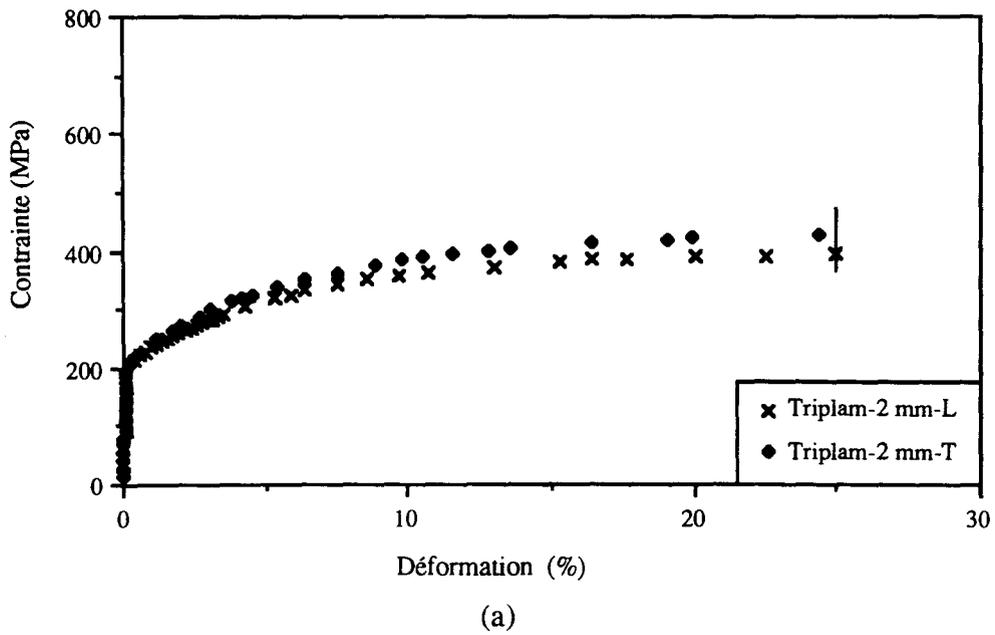


Figure III-2 : Courbes conventionnelles de traction monotone

a) $e = 2,00$ mm, sens longitudinal (essai L1), sens travers (essai T1)

b) $e = 2,00$ mm, sens travers (essai T1), $e = 0,8$ mm, sens travers (essai T1).

Repère de plaque	Epaisseur (mm)	Sens du prélèvement	$R_{0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	A%
1080	0,8	L	189	425	40
PQ 11		T	191	412	40
1081	0,8	L	192	422	38
PQ 11		T	191	418	37
1078	1,27	T	235	457	36
PQ 13					

Tableau III-4 : Caractéristiques mécaniques du Triplam obtenues par UGINE-Isbergues.

Nous observons que les limites d'élasticité ($R_{0,2\%}$) et les contraintes à la rupture (R_m) obtenues par nous-mêmes sont inférieures à celles obtenues par l'industriel ($\approx 8\%$).

I-3-2- Comportement élasto-plastique de l'acier doux du Triplam

Des courbes conventionnelles de traction monotone obtenues pour l'acier doux (fig. III-3), nous avons déduit les caractéristiques mécaniques définies dans le tableau III-5.

Repère de plaque	Epaisseur Triplam (mm)	Epaisseur restante d'acier doux (mm)	Sens prélèv.	$R_{0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	E (MPa)	ν	Arrêt (ϵ_{max}) %
01103 PQ 13	2,00	0,812	L	150	296	178000	0.31	22
01103 PQ 13	2,00	1,31	T	154	300	180000	0.31	18

Tableau III-5 : Caractéristiques mécaniques de l'âme en acier doux.

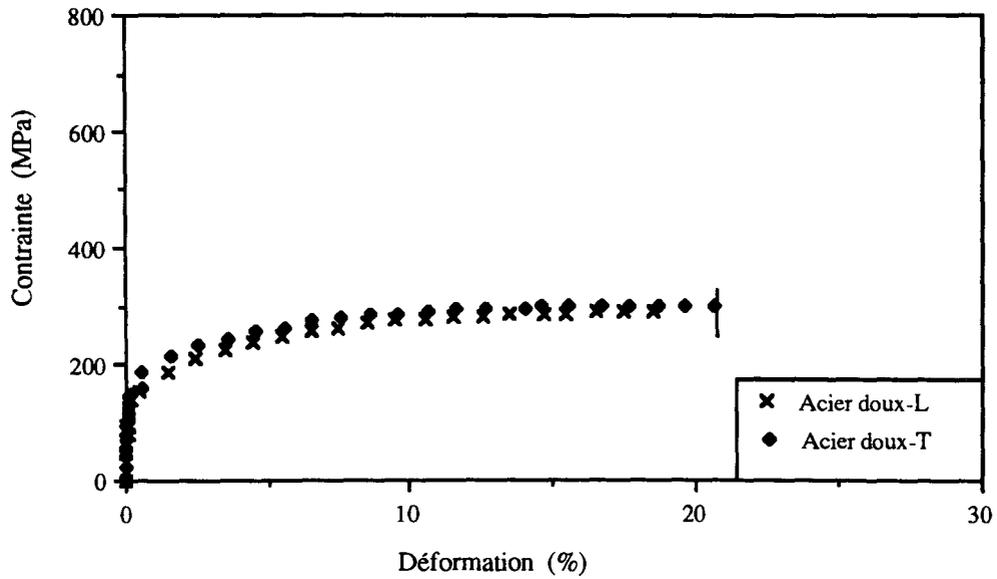


Figure III-3 : Courbes conventionnelles de traction monotone de l'acier doux (âme du Triplam).

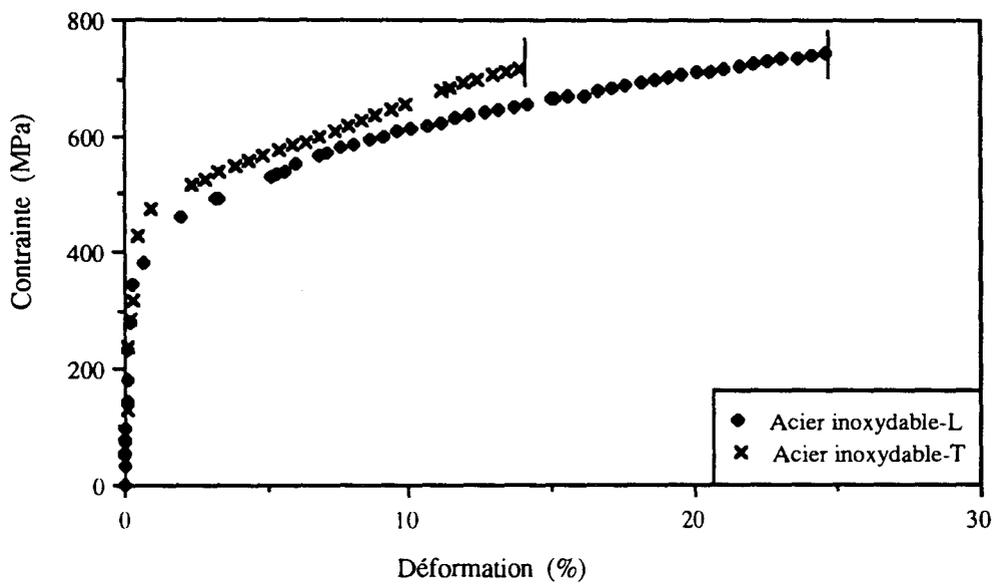


Figure III-4 : Courbes conventionnelles de traction monotone de l'acier inoxydable austénitique (peau du Triplam).

I-3-3- Comportement de l'acier inoxydable austénitique du Triplam

Les caractéristiques mécaniques de l'acier inoxydable austénitique, déduites de la courbe conventionnelle de traction monotone (fig. III-4) sont présentées dans le tableau III-6.

Nous avons fait l'hypothèse que les deux couches d'acier inoxydable austénitique du Triplam étaient identiques et avaient donc les mêmes caractéristiques de traction monotone. Cette hypothèse sera confirmée par un certain nombre de résultats ultérieurs.

Repère de plaque	Épaisseur Triplam (mm)	Épaisseur restante de l'acier inox. (mm)	Sens prélèv.	$R_{0,2\%}$ (MPa)	R_m (MPa)	E (MPa)	ν	Arrêt (ϵ_{\max}) %
01103 PQ 13	2,00	0,28	L	410	780	210000	0.31	25
01103 PQ 13	2,00	0,27	T	450	800	210000	0.31	14

Tableau III-6 : Caractéristiques mécaniques des couches d'acier inoxydable austénitique.

I-3-4- Comportement élasto-plastique d'un acier inoxydable austénitique type 304

Des essais de traction monotone ont été effectués sur des éprouvettes en acier inoxydable austénitique type AISI 304 d'épaisseur 2,00 mm. Signalons que ces éprouvettes ont subi un recuit final à 1050°C suivi d'un refroidissement à l'air, c'est à dire une hypertrempe, pour une mise en solution complète des atomes interstitiels et substitutionnels dans la matrice austénitique. Les caractéristiques mécaniques de l'acier inoxydable austénitique, déduites de la courbe conventionnelle (fig. III-5), sont données dans le tableau III-7.

	Epaisseur (mm)	sens prélev	R _{0,2%} (MPa)	R _m (Mpa)	E (MPa)	v	Arrêt (ε _{max} ‰)
Plaque 304	2,00	L	340	610	213000	0,31	30

Tableau III-7 : Caractéristiques mécaniques d'un acier inoxydable austénitique type 304 hypertrempé d'épaisseur 2,00 mm.

I-3-5- Comparaison des comportements des deux aciers inoxydables austénitiques

Nous avons regroupé la courbe de traction monotone de l'acier inoxydable austénitique servant de revêtement sur le Triplam et celle de l'acier inoxydable austénitique type 304 hypertrempé en figure III-6. On en déduit les caractéristiques de traction monotone définies dans le tableau III-8.

	Epaisseur (mm)	sens prélev.	R _{0,2%} (MPa)	R _m (Mpa)	E (MPa)	v
Revêt. du Triplam	0,28	L	410	780	210000	0,31
Plaque 304	2,00	L	340	610	213000	0,31

Tableau III-8 : Comparaison des caractéristiques mécaniques de l'acier inoxydable austénitique du Triplam et d'un acier inoxydable austénitique 304.

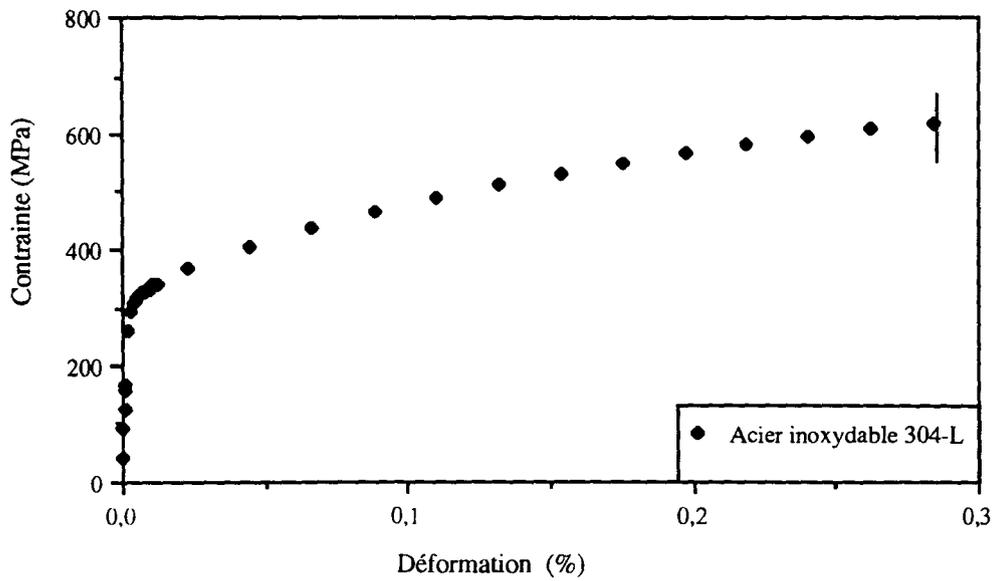


Figure III-5 : Courbe conventionnelle de traction monotone d'un acier inoxydable austénitique type 304.

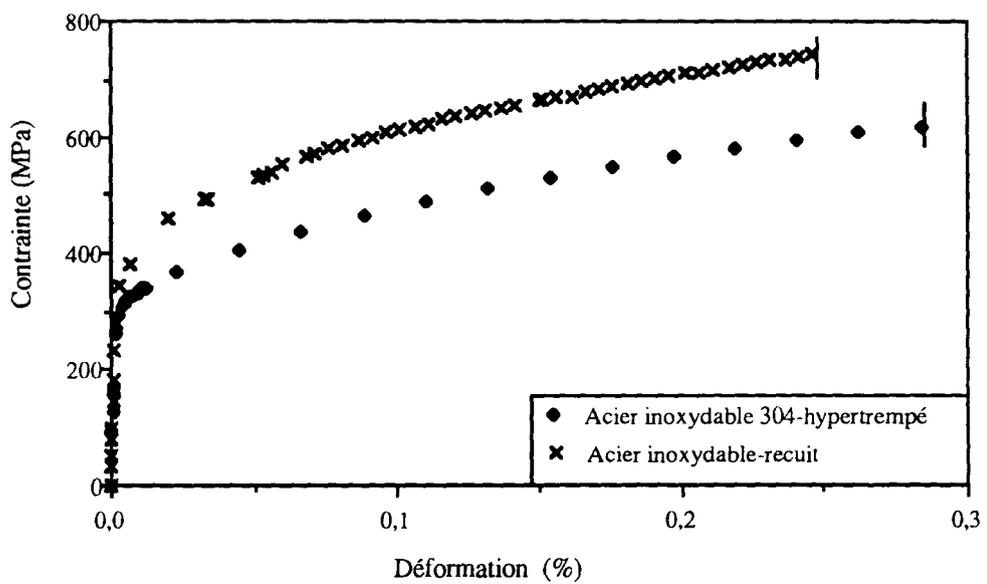


Figure III-6 : Courbes conventionnelles de traction monotone de l'acier inoxydable austénitique du Triplam, et de l'acier inoxydable austénitique 304 hypereutectoid.

On observe que les limites conventionnelles d'élasticité (R0.2%) des deux matériaux sont relativement différentes. En effet on passe de 340 MPa pour l'acier 304 à 430 MPa pour le revêtement d'inoxydable du Triplam. De même on remarque une différence importante de contrainte à la rupture : 610 MPa pour l'acier inoxydable 304 et 780 MPa pour le revêtement. En ce qui concerne les modules de Young, ils sont relativement proches.

Cette différence de comportement mécanique peut s'expliquer par :

i) le fait d'avoir des températures de traitement thermique final différentes pour l'acier inoxydable austénitique du Triplam (900°C) et pour la plaque 304 (1050°C), qui engendrent des tailles de grains différentes sur chacun de ces deux aciers inoxydables austénitiques (8µm et 20 µm respectivement) et sans doute une mise en solution incomplète dans le Triplam, et complète dans l'acier inoxydable austénitique 304. Rappelons la loi de Hall-Petch [HAL51, PET53] exprimée par :

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (\text{III-4})$$

où :

σ_y est la limite d'élasticité ou la contrainte d'écoulement

σ_0 est la contrainte de frottement de réseau du matériau supposé être un monocristal d'orientation moyenne

k est une constante fonction du matériau

d est la taille de grain

Donc étant donné la taille de grain plus petite pour l'acier inoxydable austénitique sur le Triplam, celui-ci aura des caractéristiques mécaniques plus élevées que l'autre ;

ii) le fait que le traitement thermique final de ces aciers est suivi par un skin-pass et plusieurs bobinages. Le taux de corroyage imposé lors de l'opération de skin-pass n'est pas élevé (de l'ordre de 0.5%), mais le bobinage entraîne une plastification plus élevée des couches extérieures. Comme le Triplam est constitué de deux matériaux de comportements relativement différents, l'influence de ces opérations n'est pas la même sur les deux produits.

I-3-6- Courbes rationnelles de traction monotone des différents matériaux

Afin de déterminer expérimentalement les lois de comportement des différents matériaux et de valider le modèle de comportement élasto-plastique utilisé par la suite, nous avons défini les courbes rationnelles de traction monotone (fig. III-7)

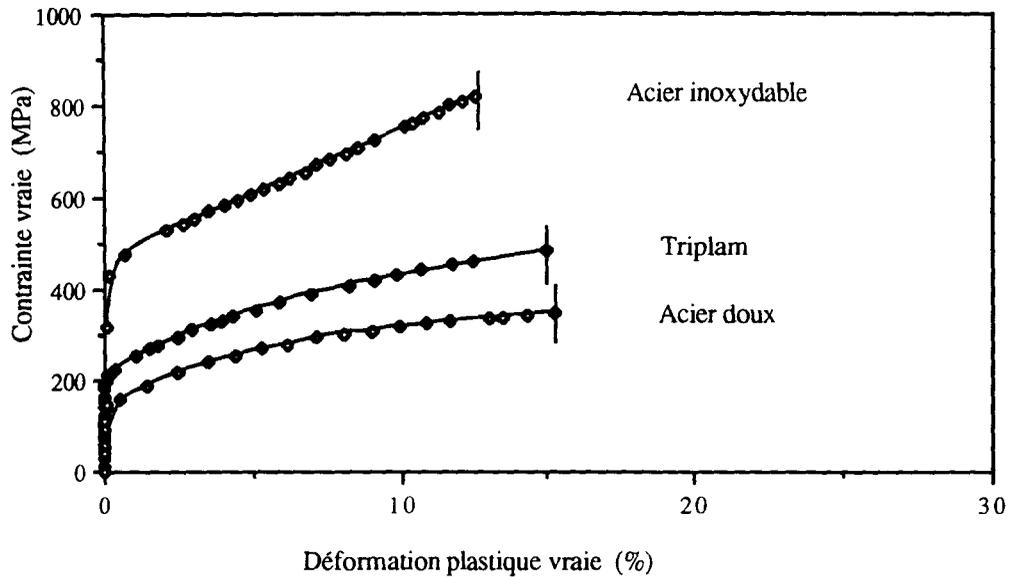


Figure III-7 : Courbes rationnelles de traction monotone du Triplam et des aciers le constituant.

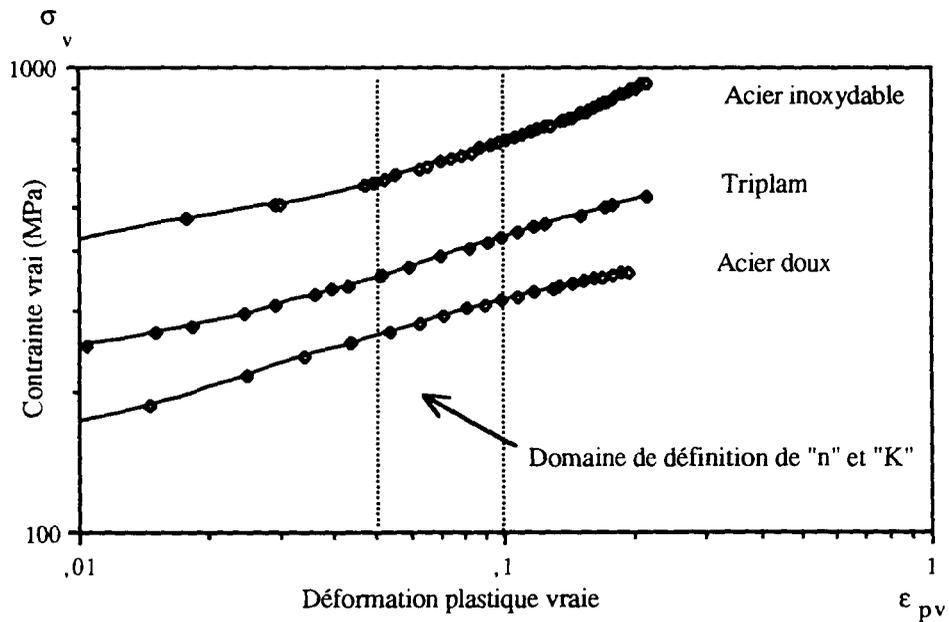


Figure III-8 : Courbes d'écroissage monotone du Triplam et des aciers le constituant.

A partir des courbes conventionnelles de traction, on déduit les courbes rationnelles (σ_v en MPa et ϵ_{pv} en vraie grandeur). La présentation de ces courbes en diagramme bilogarithmique nous permet d'obtenir le coefficient K et l'exposant n de la loi d'érouissage (fig. III-8). Ces résultats sont présentés dans le tableau III-9.

	Epaisseur (mm)	Sens du prélèvement	n	K (MPa)
Triplam	2,00	L	0,254	730
	2,00	T	0,259	776
Acier doux	0,812	L	0,266	587
	1,31	T	0,253	549
Acier inoxydable	0,28	L	0,284	1327
	0,27	T	0,278	1399

Tableau III-9 : Paramètres des lois d'érouissage monotone du Triplam et des couches constituant le TRIPLAM (pour $5 < \epsilon_{pv} < 10 \%$).

Classiquement, les caractéristiques d'érouissage de plaques destinées à l'emboutissage sont définies dans le domaine $5\% < \epsilon_{pv} < 10\%$. Nous avons ici adopté la même convention.

I-3-7- Conclusions partielles

L'ensemble des résultats obtenus pour le Triplam et les aciers qui le constituent montre que les caractéristiques mécaniques dans le sens du laminage sont très proches de celles dans le sens perpendiculaire au sens de laminage. Ceci signifie que le laminage entraîne une faible anisotropie, négligeable sur le produit fini. Nous considérerons donc, dans l'étude du comportement élasto-plastique du Triplam, que le Triplam et ses composants se comportent comme des matériaux isotropes.

Les courbes conventionnelles de traction tracées, pour les épaisseurs de 2,00 mm et 0.8 mm (cf figure III-2), montrent que les caractéristiques mécaniques du Triplam, pour ces épaisseurs, sont très voisines. Cela signifie que le taux de corroyage n'a pas d'influence notable sur les caractéristiques mécaniques du Triplam.

Les caractéristiques mécaniques ($R_{0.2\%}$, R_m , E) de l'acier doux sont plus faibles que celles du Triplam, tandis que celles du revêtement d'acier inoxydable austénitique sont plus élevées. Ceci est dû à la nature propre de l'acier inoxydable austénitique (la structure austénitique + éléments chimiques) et au fort taux d'écroutissage de cette couche de surface. En générale, le module d'Young d'un acier doux est légèrement supérieur à celui d'un acier inoxydable austénitique. Nous n'avons pas obtenu ceci pour les aciers constituant du Triplam. Dans ce qui suit, les calculs sont basés sur les résultats expérimentaux obtenus dans ce chapitre.

Le Triplam a des caractéristiques mécaniques intermédiaires ($R_{0.2\%}$, R_m , E), dû à sa structure composite ; en effet même si les épaisseurs des revêtements sont faibles par rapport à l'épaisseur totale du Triplam, l'existence de ces revêtements d'acier inoxydable austénitique améliore les propriétés mécaniques globales du Triplam.

I-4- Modélisation de la loi de comportement en traction monotone du Triplam

I-4-1- Hypothèses

Nous supposerons que les matériaux constituant le Triplam vérifient les hypothèses suivantes :

H1/ chaque matériau est homogène et isotrope,

H2/ en traction monotone, il y a continuité parfaite des déformations au niveau de l'interface,

H3/ en traction monotone, la contrainte de traction est uniforme dans chacune des couches,

H4/ le comportement plastique des matériaux constituant le Triplam peut être modélisé par une loi du type $\sigma = K(\epsilon_p)^n$ (loi de Ludwik).

H5/ le Triplam est symétrique par rapport à son plan moyen.

Nous considérerons par la suite que l'acier inoxydable austénitique est le matériau I et que l'acier doux est le matériau II.

I-4-2- Modélisation

A tout instant, l'éprouvette est supposée en équilibre statique ; ceci se traduit par l'équilibre des forces et des moments. Dans le repère Oxyz, si on considère un tronçon d'éprouvette de longueur dl (figure III-9) :

- l'équilibre des moments est automatiquement vérifié, étant donné la symétrie dans l'épaisseur,

- l'équilibre des forces (figure III-9-bis) se traduit par :

$$F_z = b(2\sigma_I \cdot e_I + \sigma_{II} \cdot e_{II}) \quad (\text{III-6})$$

Si on définit par σ_T la "contrainte moyenne équivalente" appliquée au Triplam :

$$\sigma_T = \frac{F_z}{b(2e_I + e_{II})}$$

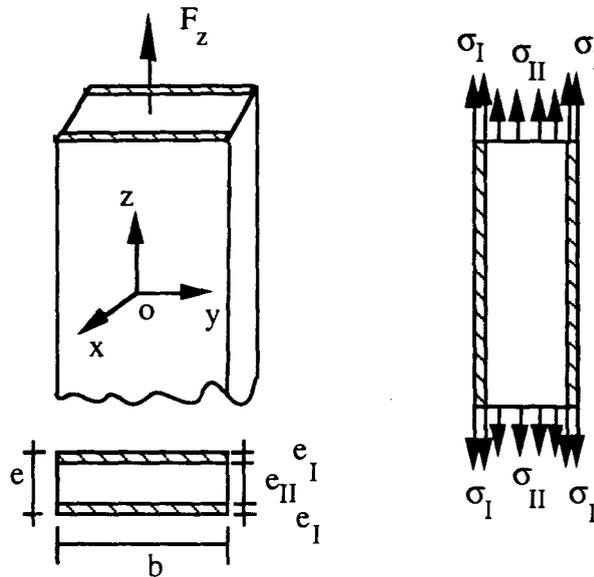


Figure III-9 : Représentation schématique d'une éprouvette de Triplam soumise à de la traction simple.

Compte tenu de (III-6) :

$$\sigma_T = \sigma_I \cdot \frac{2e_I}{2e_I + e_{II}} + \sigma_{II} \cdot \frac{e_{II}}{2e_I + e_{II}} \quad (\text{III-9})$$

Si on note V_I et V_{II} les fractions volumiques de l'acier I et de l'acier II respectivement :

$$V_I = \frac{2e_I}{2e_I + e_{II}} \quad , \quad V_{II} = \frac{e_{II}}{2e_I + e_{II}}$$

l'expression (III-9) est équivalente à :

$$\sigma_T = V_I \cdot \sigma_I + V_{II} \cdot \sigma_{II} \quad (\text{III-10})$$

Pour obtenir les contraintes σ_I et σ_{II} , il est nécessaire d'écrire l'équation correspondant aux hypothèses H2 et H3, et les lois de comportement $\sigma - \varepsilon$.

Equation de déformation :

$$\varepsilon_I = \varepsilon_{II} = \varepsilon_T$$

où ε_T est la déformation moyenne du Triplam associée à la contrainte moyenne équivalente σ_T .

Pour relier les contraintes aux déformations, nous distinguerons les trois domaines représentés schématiquement sur la figure III-10.

- *Domaine élastique* :

Dans ce domaine, les deux matériaux se déforiment élastiquement, la charge appliquée est telle que :

$$\sigma_I < \sigma_{e_I} \quad \text{et} \quad \sigma_{II} < \sigma_{e_{II}}$$

où σ_{e_I} et $\sigma_{e_{II}}$ sont les limites d'élasticité de l'acier inoxydable austénitique et de l'acier doux respectivement.

Le comportement du Triplam est alors globalement élastique linéaire isotrope ($0 \leq \epsilon \leq 0,07\%$). On peut définir un "module d'Young équivalent" du Triplam, noté par la suite E_T , défini par :

$$\sigma_T = E_T \cdot \epsilon_T$$

L'équation III-10 s'écrit alors :

$$E_T \cdot \epsilon_T = V_I \cdot E_I \cdot \epsilon_I + V_{II} \cdot E_{II} \cdot \epsilon_{II} \quad (\text{III-11})$$

avec E_I : le module d'Young de l'acier inoxydable austénitique

E_{II} : le module d'Young de l'acier doux

Le module d'Young équivalent E_T est alors défini par :

$$E_T = V_I \cdot E_I + V_{II} \cdot E_{II} \quad (\text{III-12})$$

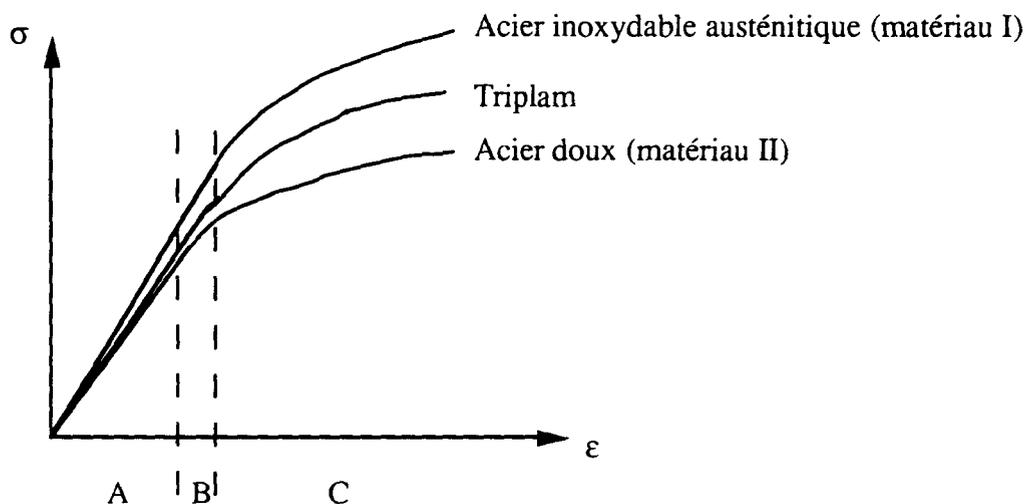


Figure III-10 : Représentation schématique des phases de déformation sur les courbes de traction monotone des aciers constituant le Triplam et du Triplam lui-même.

A : Domaine "élastique"

B : Domaine "transitoire"

C : Domaine "plastique"

- *Domaine transitoire* :

Le matériau I se déforme encore élastiquement, tandis que le matériau II se déforme plastiquement :

$$\sigma_I < \sigma_{e_I} \quad \text{et} \quad \sigma_{II} \geq \sigma_{e_{II}}$$

Les équations de la statique restent valables. Pour relier les contraintes aux déformations, on utilise la loi de Ludwik pour le matériau II, tandis que le matériau I obéit encore à la loi de Hooke ; l'équation III-10 devient :

$$\sigma_T = V_I(E_I \cdot \varepsilon_I) + V_{II}(K_{II} \cdot \varepsilon_{p_{II}}^{n_{II}}) \quad (\text{III-13})$$

$$\text{où : } \varepsilon_I = \varepsilon_{II} = \varepsilon_T \quad \text{avec : } \varepsilon_I = \frac{\sigma_I}{E_I} \quad \text{et} \quad \varepsilon_{p_{II}} = \varepsilon_{II} - \frac{\sigma_{II}}{E_{II}}$$

Dans ce domaine, les déformations sont encore faibles ($0,07 < \varepsilon \leq 0,15\%$), donc les déformations et contraintes vraies sont confondues avec les déformations et contraintes conventionnelles.

- *Domaine plastique* :

La charge appliquée est telle que chacun des deux matériaux a dépassé sa limite d'élasticité et se déforme plastiquement. Dans ce cas, l'équation III-10 s'écrit :

$$\sigma_T = V_I(K_I \cdot \varepsilon_{p_I}^{n_I}) + V_{II}(K_{II} \cdot \varepsilon_{p_{II}}^{n_{II}}) \quad (\text{III-14})$$

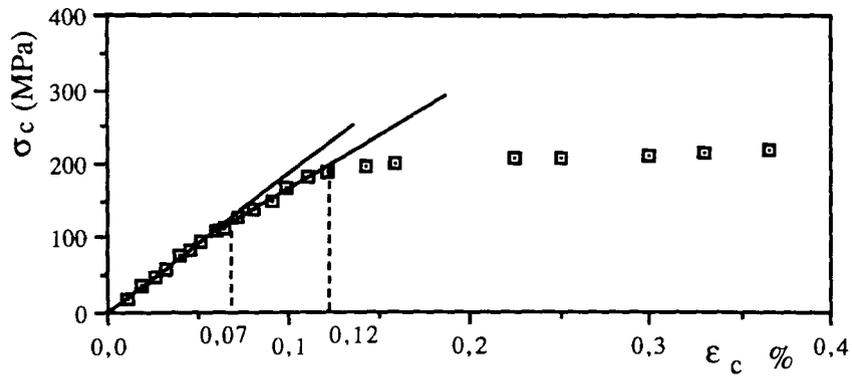
$$\text{avec :} \quad \varepsilon_{p_I} = \varepsilon_I - \frac{\sigma_I}{E_I}, \quad \varepsilon_{p_{II}} = \varepsilon_{II} - \frac{\sigma_{II}}{E_{II}}$$

toujours avec l'hypothèse : $\varepsilon_I = \varepsilon_{II} = \varepsilon_T$

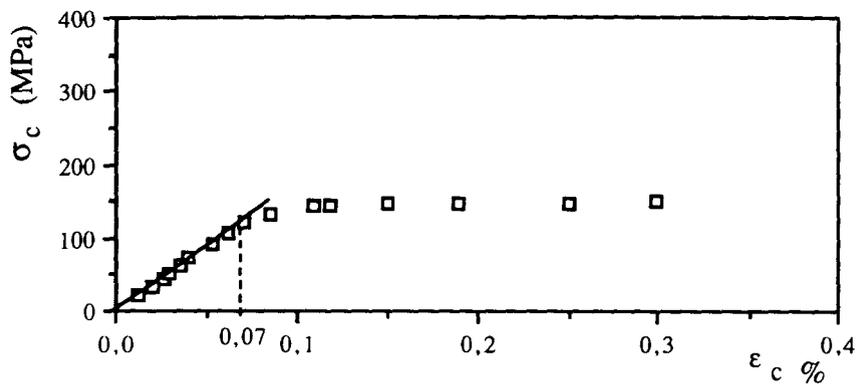
Dans ce domaine, les déformations peuvent atteindre des valeurs relativement importantes ($0,15\% < \varepsilon$) ; les contraintes et déformations prises en compte doivent être les contraintes et déformations vraies et non plus conventionnelles.

Remarque :

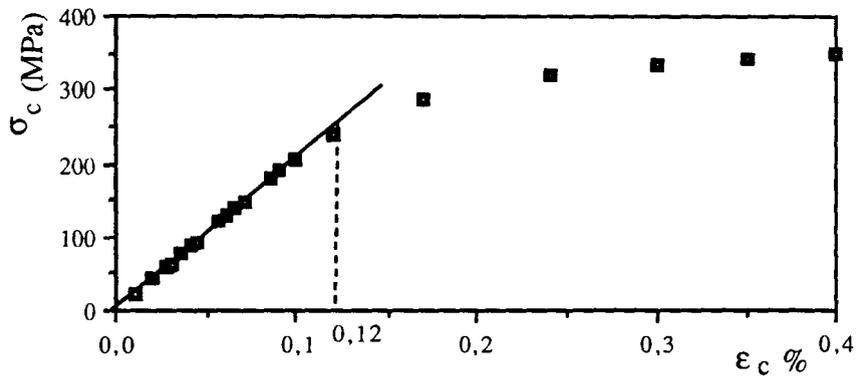
Lors des essais de traction réalisés sur les éprouvettes Triplam, on remarque effectivement deux changements de pente sur la courbe de traction monotone (fig. III-11), correspondant aux transitions élastique-plastique de chacun des matériaux constituant le Triplam.



(a) Triplam



(b) Acier doux



(c) Acier inoxydable austénitique

Figure III-11 : Changement de pente sur la courbe conventionnelle de traction monotone du Triplam lors du passage de la limite d'élasticité apparente de chacun des aciers le constituant.

I-4-3- Résultats - validation du modèle

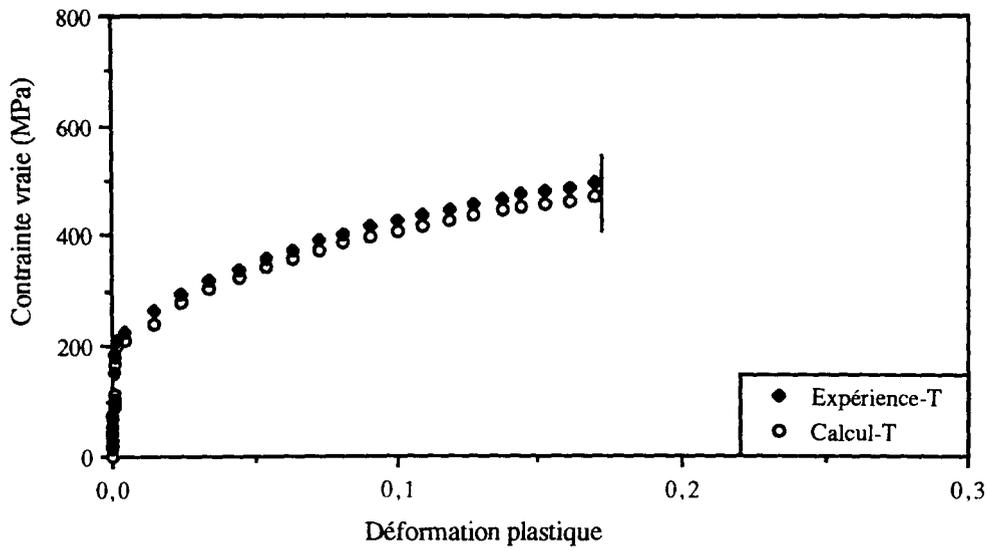
En appliquant le modèle élémentaire détaillé précédemment, nous pouvons calculer la courbe $\sigma - \varepsilon$ relative au Triplam à partir des courbes expérimentales de ses constituants (acier doux et acier inoxydable austénitique). Cette courbe est ensuite comparée à celle obtenue expérimentalement.

La figure III-12-a présente les courbes rationnelles $\sigma_v - \varepsilon_{pv}$ obtenues expérimentalement d'une part, par le calcul d'autre part. La figure III-12-b présente ces mêmes courbes en diagramme bilogarithmique. Nous en déduisons les valeurs de K_T et n_T , "coefficient et exposant d'écroutissage équivalents" du Triplam. Ces grandeurs sont définies dans le tableau III-10.

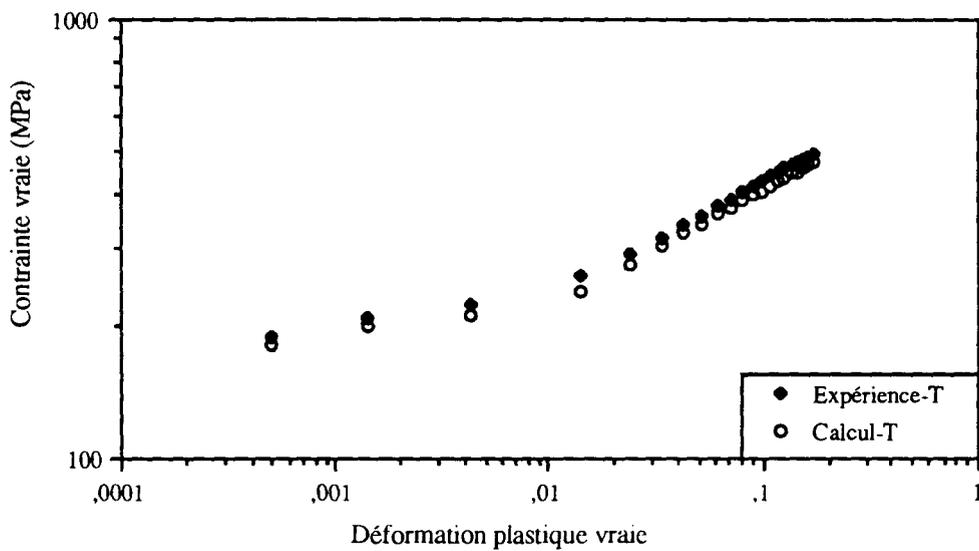
	n_T	K_T
calculés	0,270	761
expérimentaux	0,259	776

Tableau III-10 : Coefficients d'écroutissage K_T et Exposants d'écroutissage n_T équivalents du Triplam obtenus par l'application du modèle d'une part, par l'essai d'autre part, pour un Triplam d'épaisseur 2,00 mm.

Nous remarquons que les contraintes sont légèrement sous-évaluées par le calcul ($3 < \Delta\sigma < 10$ MPa pour $0,2 < \varepsilon_{pv} < 18\%$) ce qui se traduit par la différence de -15 MPa entre le K_T calculé et le K_T expérimental (erreur de l'ordre de 2%). Les exposants n_T sont très voisins.



(a)



(b)

Figure III-12 : Courbes de traction monotone du Triplam, obtenues par le calcul d'une part, par l'expérience d'autre part : a) Courbes rationnelles, b) Courbes d'érouissage monotone en diagramme bilogarithmique.

I-4-4- Conclusions partielles

Il existe une bonne concordance entre les courbes d'écroutissement monotone d'une plaque Triplam de 2,00 mm d'épaisseur, obtenues expérimentalement d'une part, par le calcul d'autre part ; ceci nous permet de conclure que :

- ce modèle élémentaire simple peut être utilisé de manière satisfaisante pour représenter le comportement élastoplastique monotone du Triplam,
- les hypothèses envisagées ne sont probablement pas très éloignées de la réalité,
- cette bonne concordance confirme la validité de l'utilisation de la loi de Ludwik pour chacun des constituants du Triplam.

II- Etude du comportement thermique du Triplam

Les deux matériaux constituant le Triplam ont des coefficients de dilatation thermique différents. Lors d'un changement de température, les dilatations différentielles induiront des contraintes internes, même sans gradient de température dans la pièce. *Dans le cas d'un bilame, cette incompatibilité des déformations génère une flexion. Ceci est le principe de différents régulateurs automatiques de température comme les thermostats.* Dans ce qui suit, nous nous proposons d'abord d'étudier le comportement thermique du Triplam lors d'un échauffement (dilatation thermique), ensuite nous nous intéressons au problème des contraintes résiduelles dues au recuit final dans le cycle de fabrication. Cela nous permettra d'étudier une des origines des contraintes résiduelles dans le Triplam. Etant donné la faible épaisseur des plaques étudiées ($e = 2,00 \text{ mm}$) nous supposons que le champ de température est uniforme dans toute la plaque et accompagné d'un état plan de contraintes, et que la continuité des déformations dans l'épaisseur est assurée.

II-1- Répartition des contraintes dues à une variation de température

Considérons une portion carrée de plaque Triplam d'épaisseur e , de côté L_0 (Fig. III-13-a). On notera respectivement par α_I et α_{II} les coefficients de dilatation thermique de l'acier inoxydable austénitique et de l'acier doux constituant le Triplam :

$$\alpha_I = 17,2 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C} \quad \text{et} \quad \alpha_{II} = 12,1 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$$

Sous l'effet d'une augmentation de température ΔT , cette plaque se déforme et passe de la dimension L_0 à la dimension L_T , tout en restant plane étant donné la symétrie par rapport au plan moyen (pas de flexion). Les contraintes introduites peuvent être évaluées par le raisonnement classique ci-dessous, fait selon une des deux dimensions.

Dans le cas d'une dilatation libre des composants (Fig. III-13-b), nous avons :

$$\Delta L_I = \alpha_I \cdot L_0 \cdot \Delta T = \epsilon_I \cdot L_0$$

$$\Delta L_{II} = \alpha_{II} \cdot L_0 \cdot \Delta T = \epsilon_{II} \cdot L_0$$

avec $\Delta L_I > \Delta L_{II}$, puisque $\alpha_I > \alpha_{II}$, et il n'y a aucune contrainte résultante.

Dans le cas du Triplam, les deux composants étant liés, aux déformation de dilatation se superposent des déformations mécaniques résultant de contraintes mécaniques internes telles que la plaque retrouve un nouvel état d'équilibre :

$$\Sigma F = 0 \quad \text{soit} \quad -2 \sigma_I \cdot S_I + \sigma_{II} \cdot S_{II} = 0 \quad (\text{III-19})$$

avec :

$$S_I = e_I \cdot L_T \quad \text{et} \quad S_{II} = e_{II} \cdot L_T$$

σ_I et σ_{II} sont les contraintes internes résultantes dans les couches d'acier inoxydable austénitique et dans la couche d'acier doux respectivement.

σ_I et σ_{II} sont telles que les déformations au niveau de l'interface sont les mêmes ($\epsilon_I = \epsilon_{II} = \epsilon_T$). Etant donné la linéarité du problème, ces déformations sont la superposition des déformations dues à la dilatation thermique et des déformations dues aux contraintes mécaniques internes ; ceci se traduit par la déformation équivalente du Triplam :

$$\begin{aligned} \epsilon_T &= \epsilon_{I(\text{thermique})} + \epsilon_{I(\text{mécanique})} = \epsilon_{II(\text{thermique})} + \epsilon_{II(\text{mécanique})} \\ &= \alpha_I \cdot \Delta T + \epsilon_{I(\text{mécanique})} = \alpha_{II} \cdot \Delta T + \epsilon_{II(\text{mécanique})} \end{aligned} \quad (\text{III} - 20)$$

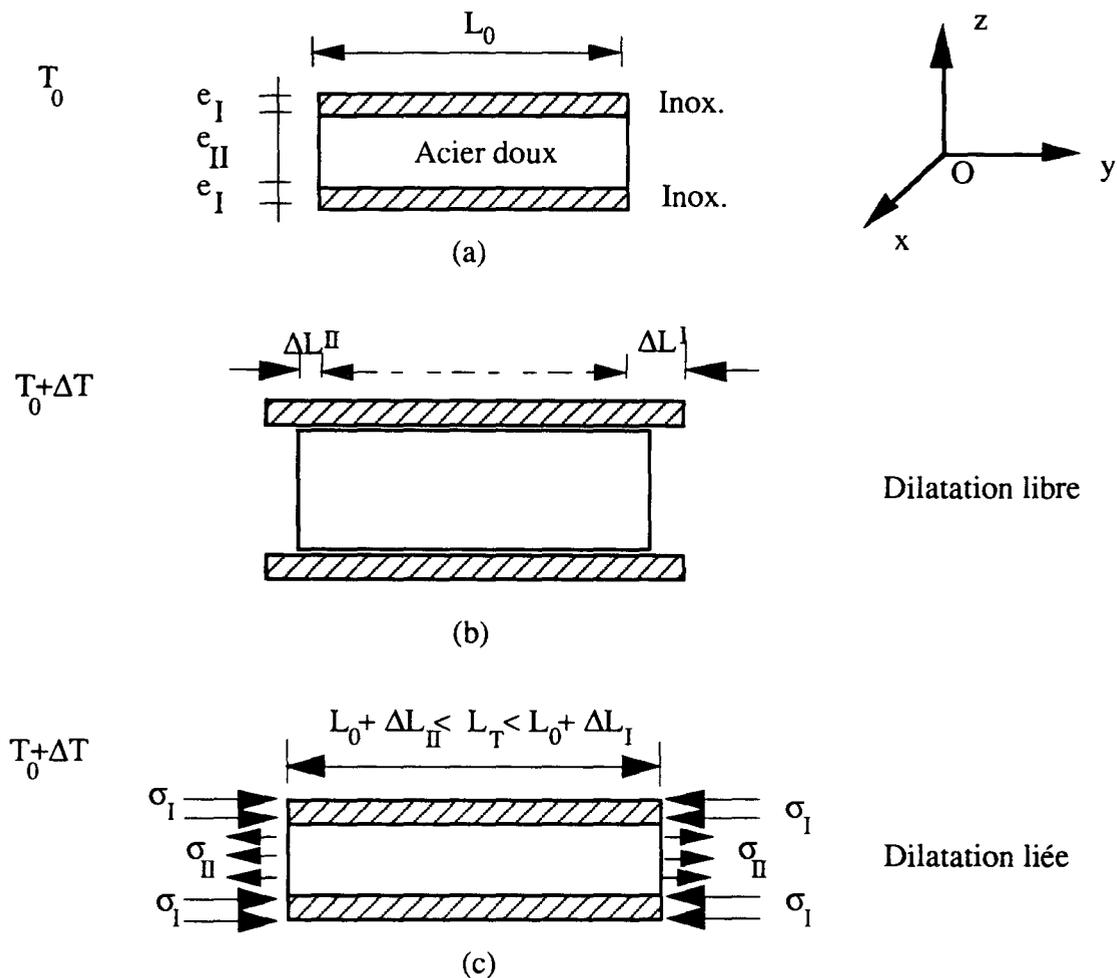


Figure III-13 : Comportement d'une plaque Triplam lors d'une dilatation thermique, sachant que $\alpha_I > \alpha_{II}$.

Pour lier ϵ (mécanique) aux contraintes, il convient d'appliquer la loi de Hooke au cas d'un problème de contraintes planes :

$$\sigma_x = \sigma_y = \frac{E}{(1-\nu^2)}(\epsilon_x + \nu\epsilon_y) \quad (\text{III} - 21)$$

avec : $\epsilon_x = \epsilon_y$

La relation (III-20) se met alors sous la forme :

$$\epsilon_T = \alpha_I \Delta T - \frac{(1-\nu)\sigma_I}{E_I} = \alpha_{II} \Delta T + \frac{(1-\nu)\sigma_{II}}{E_{II}} \quad (\text{III} - 22)$$

Compte tenu de (III-19) et (III-22), les contraintes internes résultantes s'expriment sous la forme :

$$\sigma_I = \frac{(\alpha_I - \alpha_{II})}{(1-\nu)} \Delta T \left[\frac{e_{II}(E_I E_{II})}{(2e_I E_I + e_{II} E_{II})} \right] \quad (\text{III} - 23)$$

$$\sigma_{II} = \frac{(\alpha_I - \alpha_{II})}{(1-\nu)} \Delta T \left[\frac{e_I(E_I E_{II})}{(2e_I E_I + e_{II} E_{II})} \right] \quad (\text{III} - 24)$$

A partir des relations (III-22), nous pouvons définir un coefficient de dilatation équivalent du Triplam, α_T , tel que :

$$\epsilon_T = \alpha_T \cdot \Delta T \quad \text{avec:} \quad \alpha_T = \left[\frac{2e_I E_I}{(2e_I E_I + e_{II} E_{II})} \right] \alpha_I + \left[\frac{e_{II} E_{II}}{(2e_I E_I + e_{II} E_{II})} \right] \alpha_{II} \quad (\text{III} - 25)$$

Dans le cas où les deux aciers présentent des modules d'Young très proches, l'équation précédente revient à une loi des mélanges. Rappelons que les relations précédentes ne sont valables que dans le domaine élastique.

II-2- Calcul des contraintes résiduelles dues au recuit final

Le recuit est un traitement thermique qui a pour but de détendre toutes les contraintes existant auparavant dans le matériau. En général le recuit en continu de la tôle permet d'éviter les gradients de propriétés entre le coeur et la périphérie des bobines, donc conduit à un produit final homogène reproductible. Cependant, le recuit suivi d'un

refroidissement peut générer des contraintes résiduelles dans un matériau non homogène comme le Triplam.

Dans le cycle de fabrication du Triplam, le recuit final s'effectue à une température d'environ 900°C ; il est suivi d'un refroidissement à l'air. Le but de ce traitement, en général, est d'augmenter la ductilité du produit et de le détensionner, sans qu'il y ait transformation de phase. Les contraintes résiduelles prennent naissance au cours du refroidissement après recuit.

Ces contraintes résiduelles après le refroidissement peuvent être calculées avec précision à partir des équations (III-23), pourvu que l'on connaisse la variation de chaque paramètre avec la température, de 900°C (température de recuit) à 20°C (température ambiante). Etant donné l'épaisseur faible des plaques Triplam, nous avons supposé un champ thermique uniforme dans l'épaisseur à chaque pas de calcul. Lorsque $\Delta T \rightarrow 0$, les équations (III-23) peuvent se mettre sous la forme intégrale :

$$\sigma_{\text{rés.T}} = \frac{V_j}{(1-\nu)} \int_{T^0}^{T^f} \frac{E_I(T)E_{II}(T)}{V_I E_I(T) + V_{II} E_{II}(T)} (\alpha_I(T) - \alpha_{II}(T)) dT \quad (\text{III-26})$$

où :

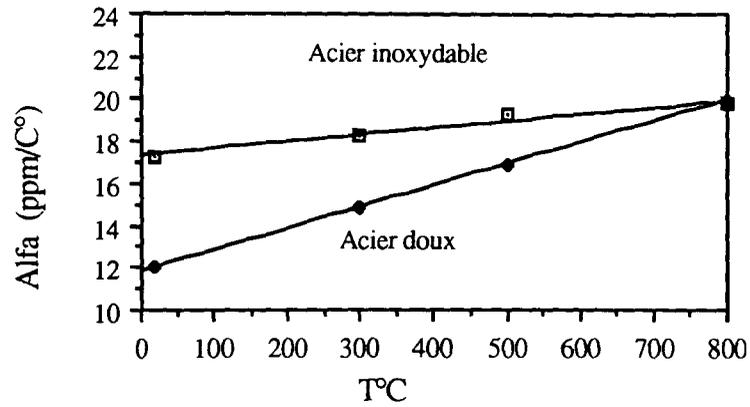
- $\sigma_{\text{rés.T.j}}$ est la contrainte résiduelle finale due au refroidissement après recuit ($j = I, II$)
- V_j est la proportion volumique de l'acier inoxydable ou de l'acier doux selon le cas
- T^0 est la température initiale
- T^f est la température finale

Les figures III-14-a-b-c [ASM90] présentent respectivement les variations du coefficient de dilatation thermique (α), du module d'Young (E) et de la limite d'élasticité ($R_{0,2\%}$) pour un acier inoxydable austénitique 304 et pour un acier doux en fonction de la température, dans le domaine de $20^\circ\text{C} < T < 600^\circ\text{C}$. Ces variations sont globalement linéaires et peuvent être représentées par les relations (III-27). Etant donné la faible variation du coefficient de Poisson (ν) avec la température, celui-ci est considéré comme constant. Etant donné la figure III-14-a, la différence des coefficients de dilatation thermique varie avec la température suivant la relation :

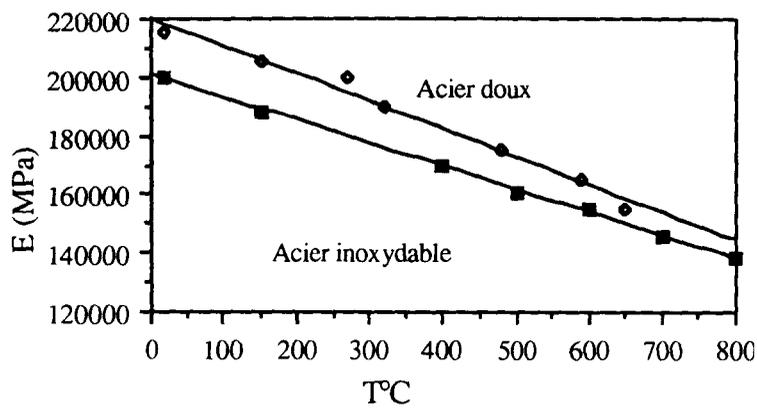
$$\alpha_I(T) - \alpha_{II}(T) = -mT + C_1$$

$$\text{avec : } m = 7,05 \cdot 10^{-9} \quad \text{et} \quad C_1 = 5,64 \cdot 10^{-6} \quad (\alpha \text{ en } 10^{-6}/^\circ\text{C})$$

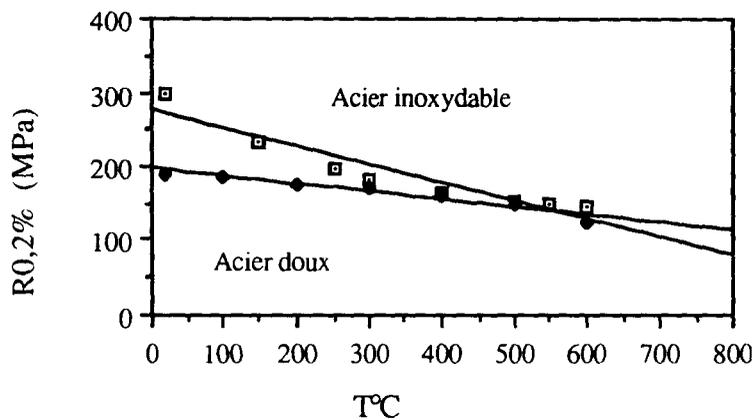
Pour les paramètres E et $R_{0,2\%}$ des matériaux constituant le Triplam, nous admettons qu'ils varient en fonction de la température avec la même pente que les courbes obtenues dans la bibliographie ; aussi, compte tenu des valeurs mesurées par nous-mêmes à 20°C, ces variations s'écrivent :



(a)



(b)



(c)

Figure III-14 : Variations des coefficients de dilatation thermique (a), des modules d'Young (b), des limites d'élasticité (c), en fonction de la température, pour un acier inoxydable type 304 et pour un acier doux.

$$\begin{cases} E_I(T) = l - nT \\ E_{II}(T) = p - qT \end{cases} \quad (E \text{ en MPa, } T \text{ en } ^\circ\text{C}) \quad (\text{III-27})$$

avec :

$$\begin{aligned} l &= 210700 \text{ MPa} & , & & n &= 82,6 \text{ MPa}/^\circ\text{C} \\ p &= 184200 \text{ MPa} & , & & q &= 79,3 \text{ MPa}/^\circ\text{C} \end{aligned}$$

L'intégrale (III-26) se met alors sous la forme :

$$\sigma_{\text{rés.T}} = \left(\frac{V_j}{1-\nu} \right) I \quad (\text{III-28})$$

avec :

$$\begin{aligned} I &= \int_{T^0}^{T^f} \left(\frac{AT^3 + BT^2 + CT + D}{T + K} \right) dT \\ &= \left[\frac{A}{3} T^3 + \frac{(B - AK)}{2} T^2 + (C + AK^2 - BK)T + (D - CK - AK^3 + BK^2) \text{Ln}(T + K) \right]_{T^0}^{T^f} \end{aligned}$$

les constantes A, B, C, D et K étant définies par :

$$\begin{aligned} A &= \frac{-mnq}{V} \\ B &= \frac{(pn + ql)m + (qnC_1)}{V} \\ C &= \frac{-[(mpl) + (pn + ql)C_1]}{V} \\ D &= \frac{C_1 pl}{V} \\ K &= \frac{V_I l + V_{II} p}{V} \\ V &= -(V_I n + V_{II} q) \end{aligned} \quad (\text{III-29})$$

Nous cherchons à calculer les contraintes résiduelles résultant du refroidissement lent après recuit de 900°C à 20°C. On admet en général qu'au delà de 800°C, aucune contrainte ne peut subsister dans un acier ; pour cette raison, nous avons choisi pour température initiale $T^0 = 800^\circ\text{C}$ et pour température finale $T^f = 20^\circ\text{C}$. Etant donné l'épaisseur de la plaque choisie ($e_j = 2,00 \text{ mm}$) :

$$\begin{aligned} e_I &= 0,27 \text{ mm} & \text{soit} & & V_I &= 0,27\% \\ e_{II} &= 1,46 \text{ mm} & \text{soit} & & V_{II} &= 0,73\% \end{aligned}$$

Nous obtenons pour chacune des couches du Triplam la variation des contraintes résiduelles en fonction de la température représentée sur la figure III-15. Cette figure définit également la variation de la limite d'élasticité de chacun des deux matériaux en fonction de la température [ASM90]. Nous remarquons que les valeurs des contraintes thermiques créées dans chacune des couches ne dépassent, à aucun moment au cours du refroidissement, la limite d'élasticité de l'acier correspondant. Ceci confirme la validité d'un calcul thermo-élastique.

A partir de la figure III-15, nous déduisons les contraintes résiduelles après refroidissement jusqu'à la température ambiante ($T = 20^\circ\text{C}$). Ces contraintes sont uniformes dans chaque couche et s'élèvent à $+197\text{ MPa}$ dans les couches d'acier inoxydable austénitique et à -73 MPa dans l'âme en acier doux.

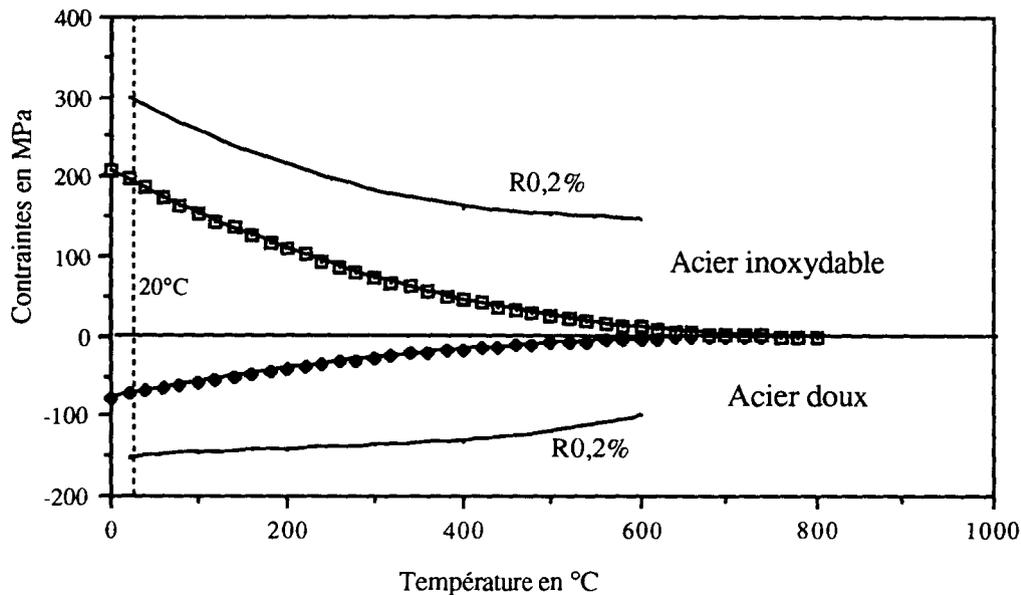


Figure III-15 : Contraintes résiduelles au cours du refroidissement après recuit dans une plaque Triplam, obtenues par le calcul.

II-3- Mesure des contraintes résiduelles après un recuit

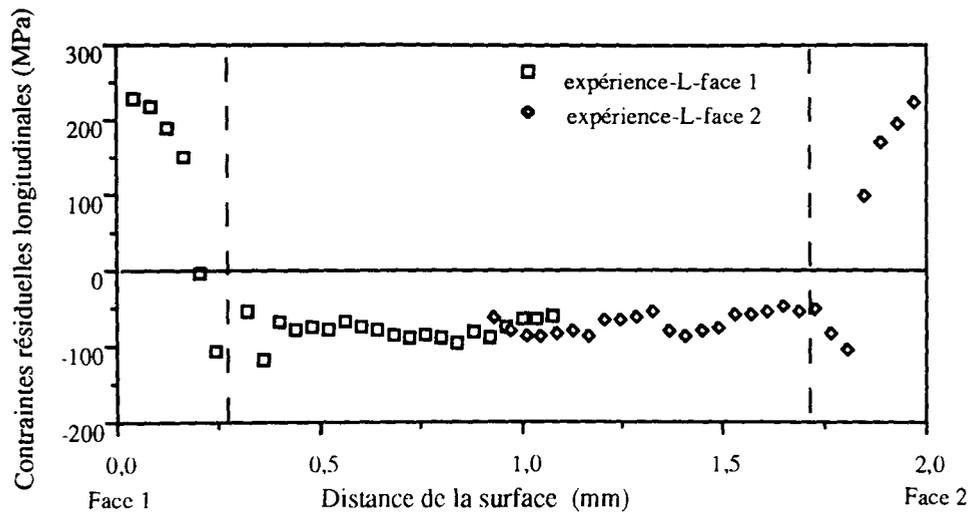
Afin de mesurer expérimentalement les contraintes résiduelles dues à un recuit, nous avons fait subir à des échantillons de Triplam un recuit similaire au recuit final appliqué lors du cycle de fabrication : à savoir un échauffement jusqu'à 900°C pendant 10 mn, suivi d'un refroidissement à l'air. Nous avons alors mesuré les contraintes résiduelles thermiques dans le Triplam, par la méthode décrite au chapitre B

(cf § II). Les figures III-16-a et -b présentent respectivement la répartition des contraintes résiduelles dans le sens du laminage (σ_L) et perpendiculairement à cette direction (σ_T), en fonction de l'épaisseur dans la plaque. Pour chacune des courbes, deux séries de mesures ont été effectuées, sur une face sur une première éprouvette, sur l'autre face sur une seconde éprouvette identique à la première. Ceci nous permet de vérifier la symétrie des contraintes dans l'épaisseur, par rapport au plan moyen du Triplam.

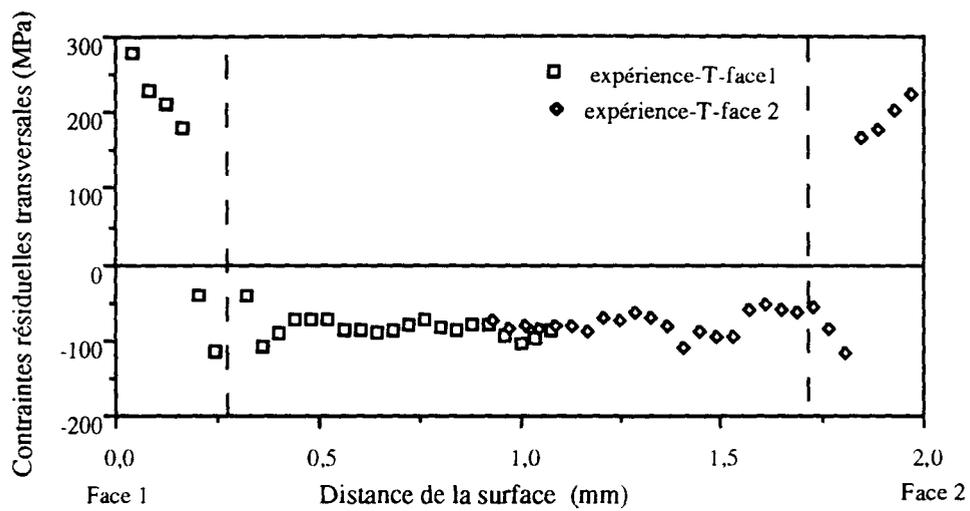
II-3-1- Résultats obtenus

Les résultats expérimentaux présentés sur la figure III-16 nous permettent d'avancer les remarques suivantes :

- dans les couches d'acier inoxydable austénitique, le niveau des contraintes décroît progressivement d'une valeur maximale d'environ +240 MPa à la surface à une valeur minimale de -110 MPa au voisinage de l'interface,
- dans la couche d'acier doux, le niveau des contraintes reste quasiment constant et égal à environ -80 MPa,
- les résultats obtenus sur les deux faces opposées de la plaque montrent une bonne concordance qui confirme la symétrie du Triplam par rapport à son plan moyen et l'uniformité de température dans la plaque lors du recuit,
- les déformations dues aux dilatations étant isotropes dans le plan de la plaque Triplam, la quasi-égalité des répartitions des contraintes longitudinales et transversales dans l'épaisseur confirme la validité des mesures,
- les niveaux de contrainte obtenus montrent le rôle important du recuit dans la création des contraintes résiduelles dans le Triplam.



(a)



(b)

Figure III-16 : Répartitions des contraintes résiduelles après recuit mesurées dans une plaque Triplam d'épaisseur 2,00 mm :

(a) contraintes résiduelles longitudinales

(b) contraintes résiduelles transversales

II-4- Comparaison des résultats expérimentaux avec ceux obtenus par le calcul

La figure III-17 permet de comparer les contraintes résiduelles thermiques mesurées à celles obtenues par le calcul.

Conformément aux hypothèses de départ, le calcul nous conduit à une répartition des contraintes uniforme dans chaque couche du Triplam, en traction ($\sigma_{rés.T} = 197 \text{ MPa}$) dans les peaux, en compression ($\sigma_{rés.T} = -73 \text{ MPa}$) dans le coeur. Expérimentalement, on observe bien une répartition quasi-uniforme des contraintes dans l'âme d'acier doux ; en revanche dans les peaux, on observe une décroissance progressive des contraintes de la surface vers l'interface, d'une contrainte de traction de l'ordre de 250 MPa en surface, à une contrainte de compression de l'ordre de -120 MPa à l'interface.

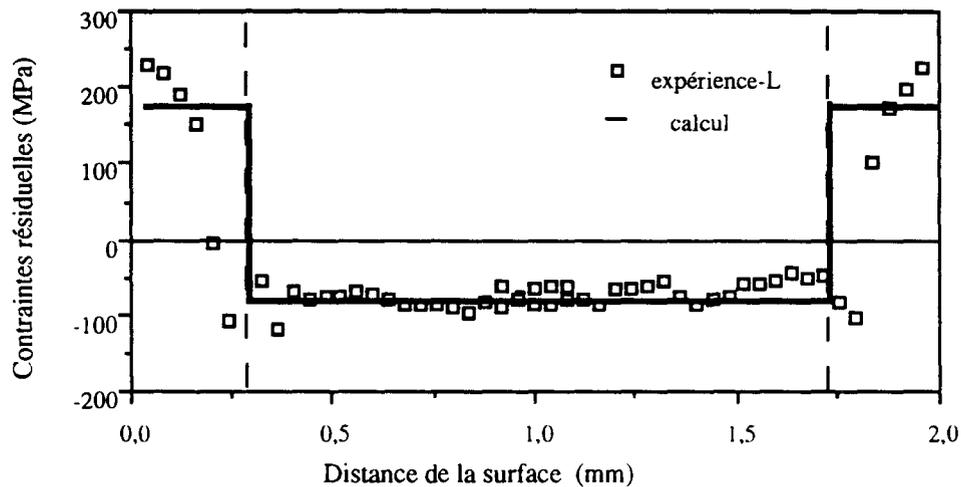


Figure III-17 : Répartitions des contraintes résiduelles thermiques après recuit, obtenues par le calcul d'une part, par l'expérience d'autre part, dans une plaque Triplam d'épaisseur 2,00 mm.

Remarque :

Les résultats expérimentaux se sont avérés reproductibles. Il paraît donc que l'incertitude expérimentale n'intervient pas sur la dispersion des points dans la couche d'acier inoxydable. Par contre, la forme de la répartition expérimentale des contraintes résiduelles dépend beaucoup du type de lissage des courbes de microdéformations mesurées sur les 3 jauges (cf. § B-II-2-4). Dans la couche d'acier inoxydable, le nombre de points de mesure est faible, à savoir : le pas minimal d'enlèvement est limité par les

conditions expérimentales ($\approx 0,05$ mm). D'autre part lors des premiers enlèvements, les valeurs des microdéformations sont faibles et voisines de l'incertitude de la mesure. Donc dans cette couche, le lissage entre ces point expérimentaux devient très délicat.

II-5 Conclusions partielles

Nous avons calculé les contraintes résiduelles dues au refroidissement après le recuit dans le Triplam. Ceci a pu être réalisé en tenant compte des variations des paramètres thermo-élastiques avec la température. Les résultats expérimentaux révèlent une reproductibilité évidente des mesures sur les 2 faces des éprouvettes. Ces résultats montrent aussi une bonne concordance globale avec les résultats obtenus par le calcul. Ceci confirme que le modèle choisi est valable et que les hypothèses envisagées sont valides dans le cas d'une plaque Triplam d'épaisseur 2,00 mm.

Chapitre D :

**Contraintes résiduelles dans le Triplam introduites
par sa fabrication : Modélisation par éléments finis**

Introduction

Ce chapitre a pour but de comprendre et d'expliquer la répartition des contraintes résiduelles mesurées dans un Triplam, à partir de son histoire thermo-mécanique. Les contraintes résiduelles existent à partir du recuit final. En effet, étant donné la température de ce recuit (900°C), nous admettrons que les contraintes résiduelles résultant du processus de fabrication ne proviennent que des opérations intervenant du recuit au produit fini. Ces opérations sont schématisées sur la figure IV- 1 et décrites ci-après.

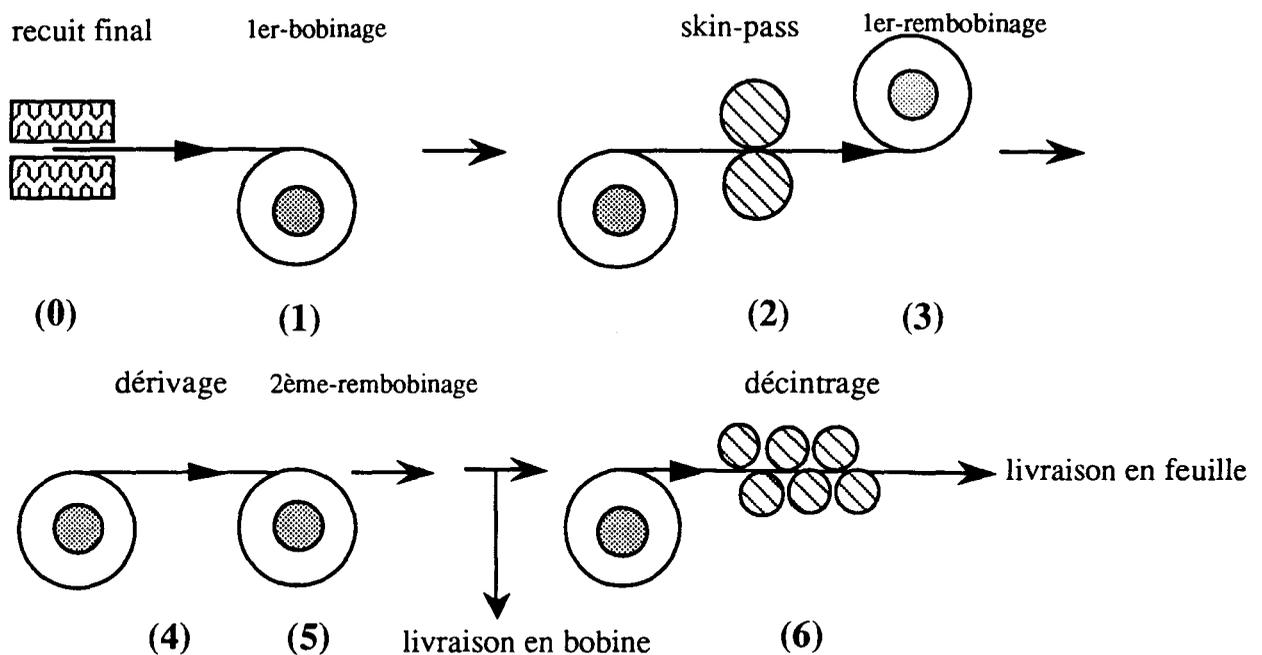


Figure IV- 1: Représentation schématique du cycle de fabrication du Triplam, à partir du recuit final.

Etape 0 : Recuit final

Chauffage des tôles jusqu'à une température de 900°C , suivi par un refroidissement à l'air.

Etape 1 : 1^{er} Bobinage

Mise en bobine des tôles sur des rouleaux. Le rayon intérieur des bobines est de 300 mm et le rayon extérieur de 600 mm environ.

Etape 2 : Skin-pass

Traction sur la tôle, associée à une légère compression par les rouleaux intermédiaires ; l'allongement relatif résultant est de 0,5% environ.

Etape 3 : 1^{er} Rembobinage

Remise en bobine de la tôle dans le sens opposé au rayon de courbure à l'issue de l'étape 1.

Etape 4 : Dérivage

Découpage des rives (bords) de la tôle.

Etape 5 : 2^{ème} Rembobinage

Remise en bobine de la tôle en conservant la même courbure que précédemment (c'est à dire celle de l'étape 3).

Etape 6 : Décintrage

Aplanissement de la tôle en la passant entre une série de rouleaux de manière à générer des flexions, contre-flexions successives.

La disposition des rouleaux pour une tôle d'épaisseur 2,00 mm est donnée sur la figure IV-2. Les rouleaux supérieurs (N^o 1, 3 et 5) sont alignés, tandis que les rouleaux inférieurs peuvent se déplacer verticalement, indépendamment l'un de l'autre. Ceci permet d'imposer la valeur de la flèche de flexion ou contre-flexion.

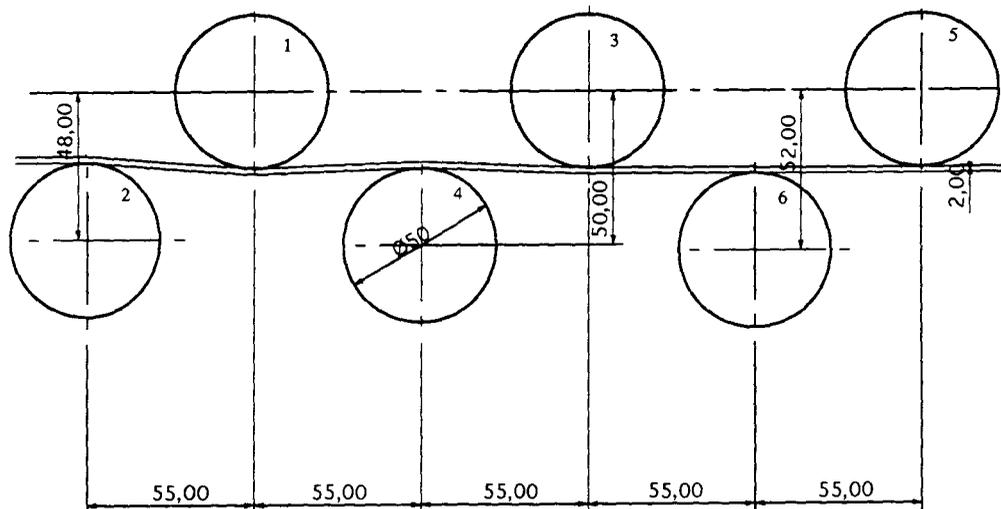


Figure IV-2 : Disposition des rouleaux de décintrage pour une tôle d'épaisseur 2,00 mm.

Remarques :

- Dans la modélisation qui va suivre, nous considérerons une portion de tôle qui, après le recuit, est au coeur de la bobine ($R_{\text{coeur}} = R_{\text{int.}}$). Lors d'une opération de débobinage-rembobinage, la tôle qui était enroulée en partie interne de la bobine va passer en partie externe de celle-ci. Pour cette partie de tôle, le rayon de courbure va donc varier de $R_{\text{int.}}$ à $R_{\text{ext.}}$, puis de $R_{\text{ext.}}$ à $R_{\text{int.}}$.
- Chaque opération de bobinage ou débobinage est associée à une légère traction, générant des contraintes de l'ordre de 10 MPa, qui ne conduisent qu'à des déformations élastiques.
- Lors de l'opération de dérivage, il n'y a pas de plastification significative, et de plus, la largeur des rives coupées étant très petite devant la largeur de la plaque, la relaxation des contraintes résiduelles due au découpage peut être considérée comme négligeable. Nous avons donc considéré que cette étape ne joue pas un rôle significatif dans l'histoire des contraintes résiduelles sur le produit fini.

Le calcul analytique des contraintes résiduelles résultant du recuit a été effectué au chapitre C ; mais le calcul analytique, en élasto-plasticité, de l'ensemble des opérations qui suivent est plus délicat, de même que l'évaluation analytique de la répartition finale des contraintes résiduelles résultant de l'enchaînement de ces opérations. Aussi, nous nous sommes orientés vers une modélisation de chaque opération par la méthode des éléments finis.

I- Modélisation par éléments finis

Dans ce qui suit, nous présentons la modélisation et les hypothèses propres à chaque opération. L'objectif est de modéliser chacune d'elles de manière simple mais représentative. Aussi, dans le calcul, nous n'avons pris en compte que les paramètres technologiques significatifs vis à vis des contraintes résiduelles résultantes. La prise en compte de l'ensemble des paramètres technologiques intervenant dans le processus n'est pas l'objectif de cette étude, et fait l'objet de diverses recherches par ailleurs [GRA91, FEG87...]. Il est bien évident que les efforts de frottement à l'interface outillages / matériau engendrent une non-uniformité des déformations plastiques dans l'épaisseur de la tôle. Dans notre modélisation, nous avons négligé les contraintes de cisaillement dues au frottement. Les contraintes résiduelles résultent alors uniquement de la nature hétérogène (multimatériau) des tôles.

Pour modéliser le comportement de la tôle Triplam au cours des différentes opérations précédemment décrites, nous avons choisi un modèle plan (2D) dans le plan Oxy^* : sens longitudinal = $O\bar{x}$; sens transversal = $O\bar{z}$ (cf Fig.IV-3). Ce choix est basé

* noter que le système d'axes Oxy est différent de celui utilisé au chapitre B.

sur le fait que les sollicitations significatives lors des différentes opérations sont parallèles et symétriques par rapport au plan Oxy, et se traduisent par de la flexion de moment fléchissant d'axe $O\bar{z}$, ou par de la traction dans la direction $O\bar{x}$.

Un certain nombre de considérations sont à prendre en compte quant au choix entre une modélisation en contraintes planes ou en déformations planes :

- les sollicitations générant de la flexion pure dans la tôle de moment fléchissant d'axe $O\bar{z}$ (bobinage, débobinage et décintrage) et de traction simple de la tôle (skin-pass), présentent un état unidirectionnel de contraintes dans la direction $O\bar{x}$. Ce type d'analyse des répartitions des contraintes nous conduit vers le choix d'un modèle en contraintes planes ;

- si on considérait le problème dans sa globalité (effets du frottement outil / tôle et les efforts de compression selon $O\bar{y}$), le choix du modèle approprié deviendrait plus délicat. Au niveau de chaque opération, le frottement entre la bobine et la tôle fait que la tôle se déforme très peu selon la largeur (ce qui est constaté expérimentalement). Cette remarque conduit un certain nombre d'auteurs à choisir une modélisation en déformations planes pour modéliser les opérations de type laminage à froid, skin-pass,...[ASM90]. D'autre part après l'opération de recuit, il existe des contraintes résiduelles transversales (σ_{zz}) ; ces contraintes ne peuvent pas être prises en considération avec une modélisation en contraintes planes dans le plan Oxy.

Finalement nous avons choisi d'étudier le problème posé avec un modèle en déformations planes puis avec un modèle en contraintes planes. Ceci permettra de comparer les résultats entre eux et de les confronter aux observations et mesures expérimentales. Les calculs sont effectués à l'aide du code de calcul ABAQUS sur station du Travail.

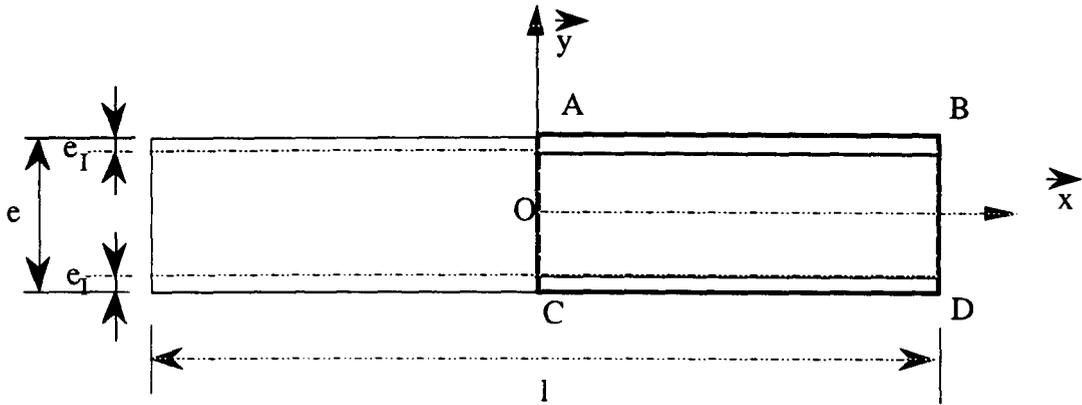
I-1 Constitution du modèle

Matériau :

La plaque Triplam est considérée comme une plaque composite isotrope transverse dans le plan Oxz à 3 couches homogènes isotropes, avec des interfaces parfaites (interfaces planes initialement, absence de décohésions) entre couches. Chaque couche est considérée comme homogène, de comportement élasto-plastique écrouissable, obéissant au critère de plasticité de Von-Mises. Les caractéristiques élasto-plastiques des aciers constituant le Triplam sont celles obtenues au chapitre C. Les courbes rationnelles d'écrouissage des deux aciers sont introduites de manière discrétisée dans le code, ce qui permet d'utiliser directement les caractéristiques expérimentales.

Géométrie et maillage :

La figure IV-3 donne les dimensions de la plaque modélisée et le maillage choisi. Etant donné la symétrie de géométrie et de chargement par rapport au plan Oyz, seule la demi-plaque (portion ABCD) a été modélisée par éléments finis. Le maillage comporte 1120 éléments quadratiques à 8 noeuds. Le maillage a été affiné au voisinage des interfaces.



$l = 48 \text{ mm}$
 $e = 2 \text{ mm}, e_1 = 0,27 \text{ mm}$
 $b = 70 \text{ mm}$ (largeur selon $z \pm 35 \text{ mm}$)

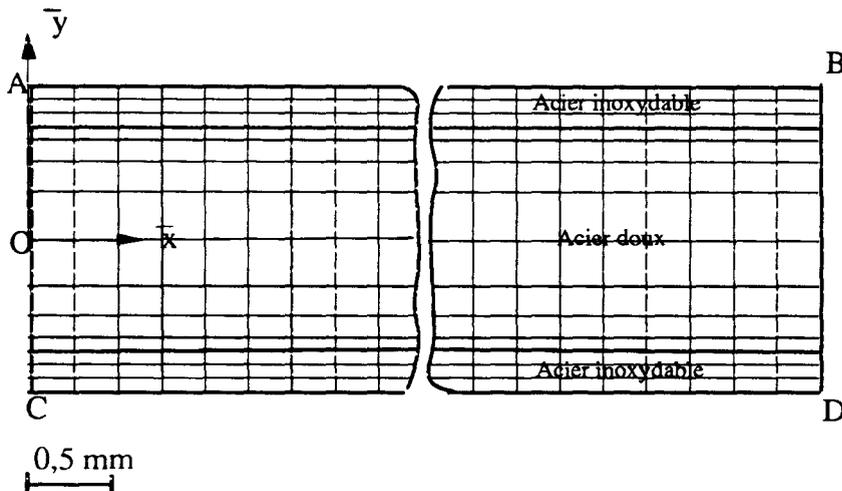


Figure IV-3 : Dimensions de la plaque modélisée et du maillage choisi.

Conditions aux limites, chargement :

Au cours du processus de fabrication, le plan Oyz étant un plan de symétrie vis à vis de la géométrie et du chargement, nous imposerons aux noeuds se trouvant dans ce plan d'y rester. Les contraintes résiduelles dues au recuit et calculées dans le chapitre précédent sont introduites comme contraintes initiales sur chaque élément du maillage.

Les conditions aux limites et les chargements spécifiques sont décrits par la suite pour chaque opération, chaque opération étant caractérisée par un "chargement" suivi

d'un "déchargement", chacun étant découpé en 10 pas de calcul. Les contraintes résiduelles obtenues après déchargement pour l'opération (n) sont imposées comme conditions initiales pour l'opération (n+1).

I-2 Modélisation de chaque opération de fabrication, du recuit final au produit fini

Etape 1 : 1^{er} bobinage

Nous modélisons cette étape de bobinage par une flexion 4 points afin d'avoir au milieu de la tôle une répartition des contraintes σ_x identique dans toutes les sections droites. Dans ce cas, à partir du modèle géométrique (Fig. IV-4-a), nous déterminons la flèche f aux points I^* et J^* de façon à avoir sur la partie I^*J^* le même rayon de courbure que celui de la bobine avec une partie linéaire J^*D^* tangente en J^* à la portion circulaire I^*J^* . Cette flèche est imposée sous la forme d'un déplacement "f" aux noeuds I et J dans notre modèle de flexion 4 points par éléments finis (Fig. IV-4-b). Au niveau de l'appui D, nous autorisons un déplacement du noeud dans la direction $O\bar{x}$ uniquement et imposons au point A de rester sur l'axe $O\bar{y}$.

Nous parlons de "flexion" lorsque la flèche imposée est dans le sens $y < 0$ est de "contre-flexion" lorsque la flèche imposée est dans le sens $y > 0$.

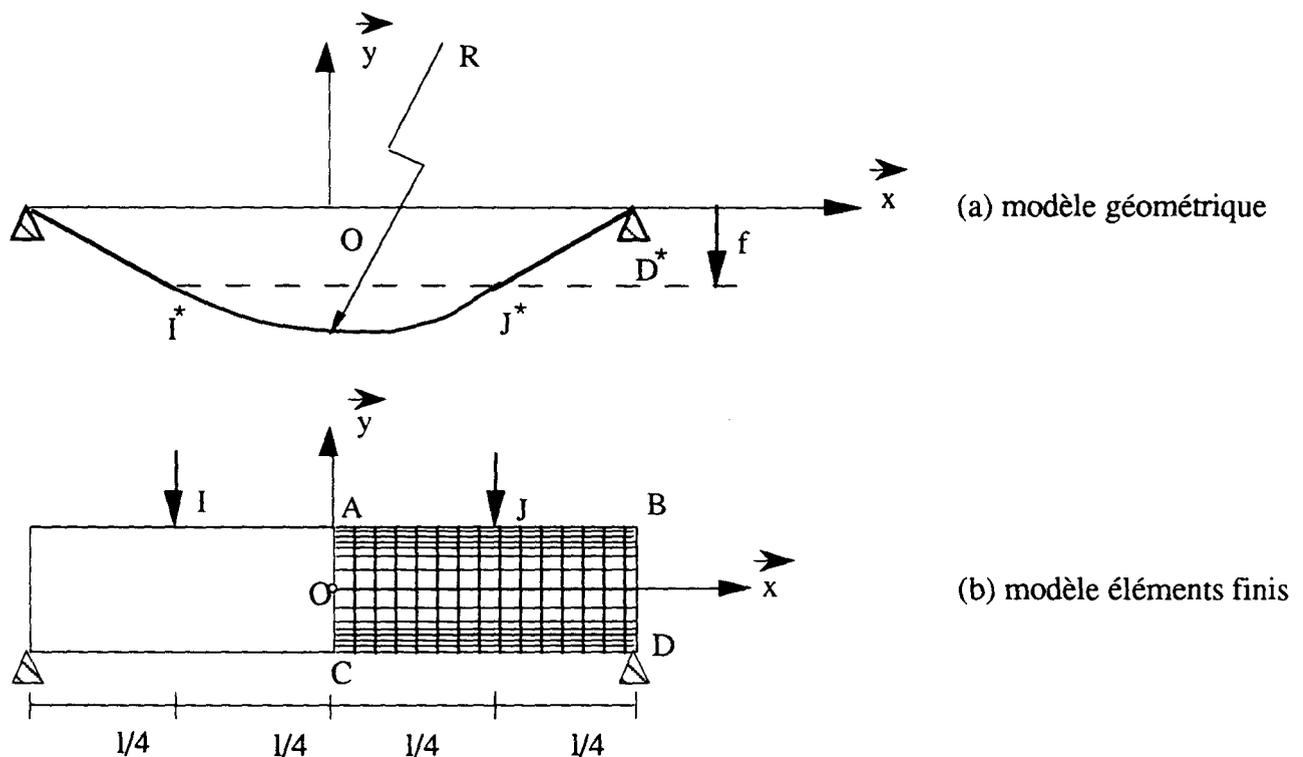


Figure IV-4 : Représentation schématique de la modélisation du bobinage.

Etape 2 : Skin-pass

Lors de cette opération, les efforts normaux à la surface, qui sont exercés par les rouleaux intermédiaires, sont négligeables devant les efforts longitudinaux ; l'état des contraintes dans cette étape est donc proche d'un état uniaxial dans la direction $O\bar{x}$. Pour cette raison, nous utilisons un modèle de traction pure générant un allongement relatif équivalent à celui obtenu au cours du skin-pass. Le chargement est ramené à un déplacement uniforme dans la direction $O\bar{x}$, imposé aux noeuds de l'extrémité ($x = l/2$) (cf fig. IV-3).

Etape 3 : 1^{er} rembobinage

La modélisation de cette étape est similaire à celle de l'étape 1. Lors de cette opération, la plaque "bobinée" subit une contre-flexion dont la flèche imposée est de signe opposé à celle de l'étape 1.

Etape 4 : Dérivage

Comme nous l'avons expliqué précédemment, cette étape n'introduit que des déformations élastiques, nous ne faisons donc pas intervenir cette étape dans notre modélisation.

Etape 5 : 2^{ème} rembobinage

La modélisation de cette étape est similaire à celle de l'étape 1. La plaque subit une flexion avec une flèche imposée de même signe que celle de l'étape 3.

Etape 6 : décintrage

A ce stade, nous modélisons la déformée sous le rouleau ($i+1$) par un problème de flexion 4 points avec déplacement imposé en I et J (Fig. IV-5). Ce déplacement est calculé par l'intermédiaire d'un modèle géométrique tenant compte des positions relatives des différents rouleaux de décintrage (voir fig. IV-2), et tel que le rayon de courbure du modèle soit égal à celui du rouleau ($i+1$). Ce modèle géométrique est obtenu à partir du profil de la tôle en supposant que celui-ci est une succession d'arcs de cercle et de segments de droite tangents. Le rayon de l'arc de cercle sur la face en contact avec le rouleau est le rayon de courbure de ce rouleau. Ce modèle géométrique nous permet de calculer le déplacement f des points I^* et J^* . Dans le modèle par éléments finis, c'est ce même déplacement f que nous imposons aux points I et J. Etant donné la procédure industrielle (utilisation de 6 rouleaux actifs), la modélisation a comporté deux flexions, et trois contre-flexions en diminuant progressivement la flèche imposée.

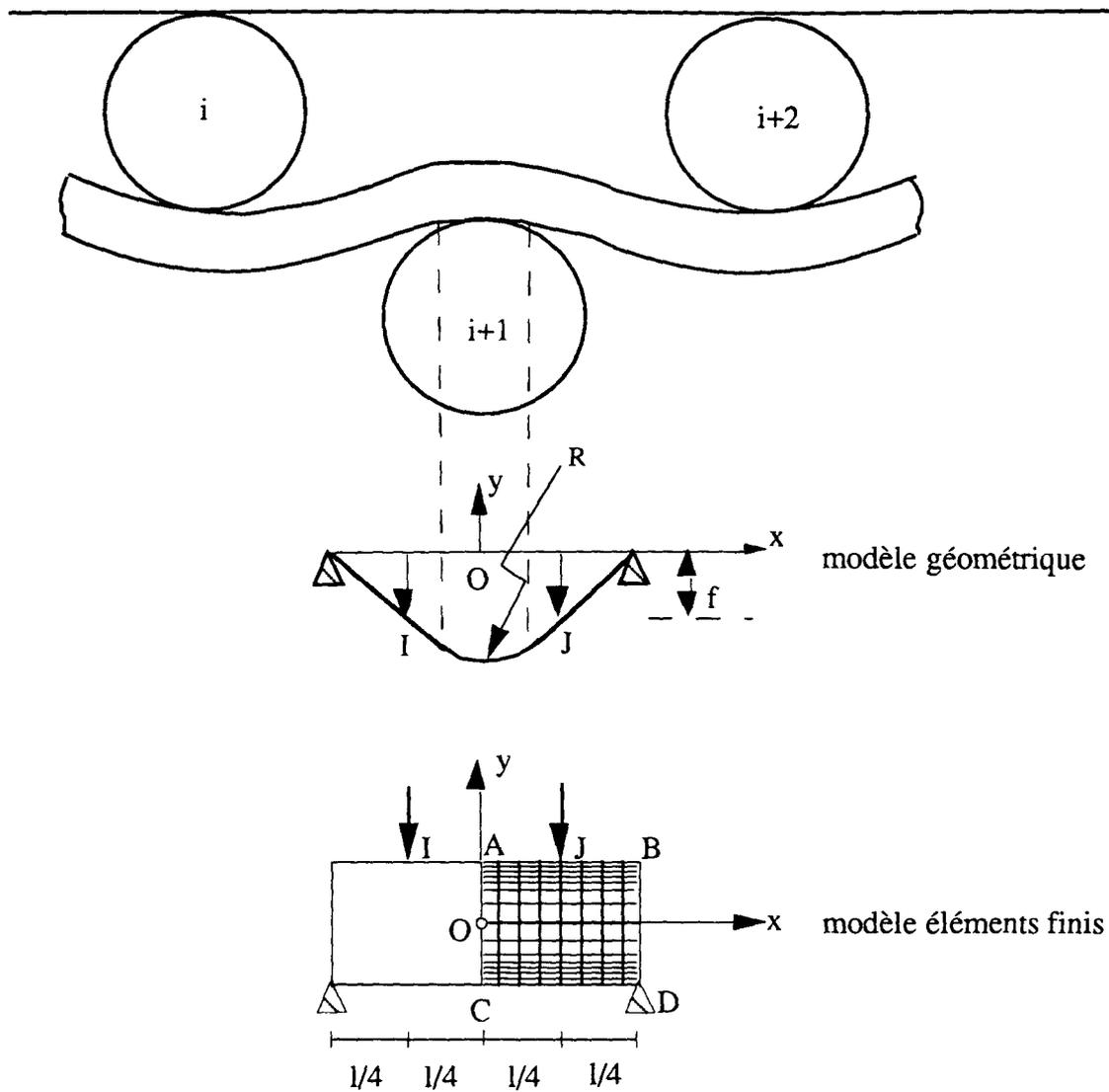


Figure IV-5 : Représentation schématique de la modélisation du décintrage.

II- Résultats

Les figures présentées ci-dessous donnent les profils de contraintes résiduelles obtenus par la méthode des éléments finis dans la section droite AOC, le point "d'épaisseur 0,0 mm" étant le point A et le point "d'épaisseur 2,00 mm" étant le point C (Fig. IV-3). Les figures IV-6-a à IV-6-i présentent les répartitions des contraintes résiduelles longitudinales (σ_{xx}) dans l'épaisseur de la plaque après chaque opération (pour les noeuds situés à $x = 0$), en état plan de déformations. Sur chaque figure nous avons rassemblé les répartitions des contraintes résiduelles dues aux opérations (n) et (n+1) ainsi que la répartition des contraintes en chargement pour l'opération (n+1), de manière à bien mettre en évidence les retours élastiques, et faciliter la comparaison entre les états de contraintes résiduelles successifs.

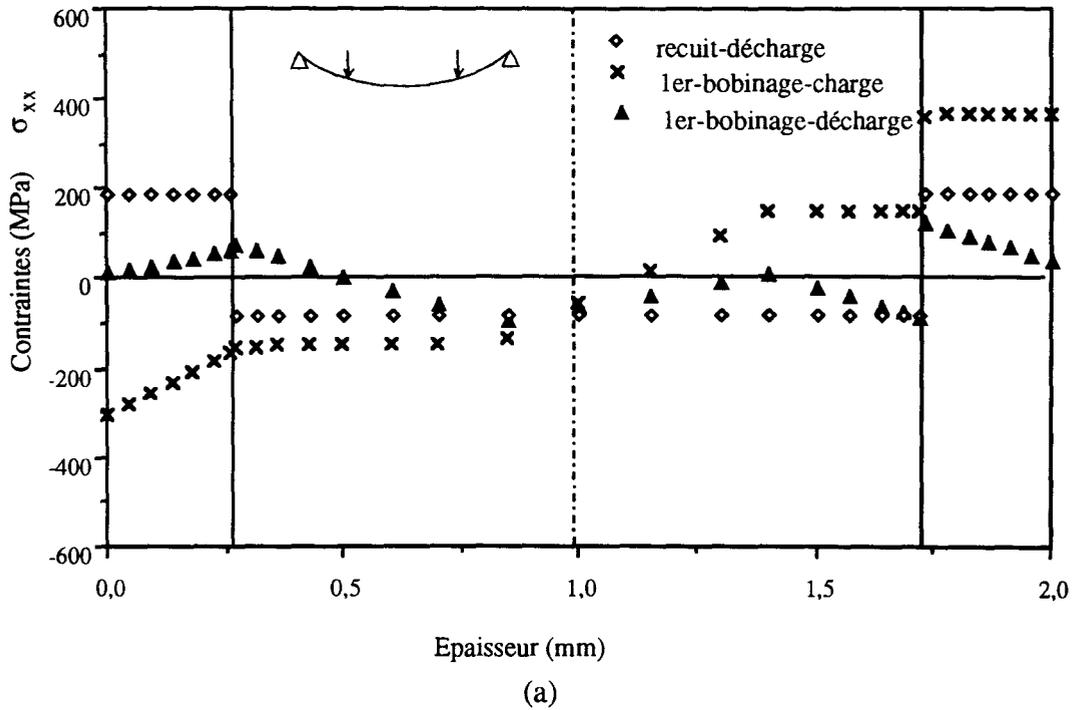


Figure IV-6-a : Répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} dans l'épaisseur de la plaque Triplam après le recuit et après le 1^{er} bobinage.

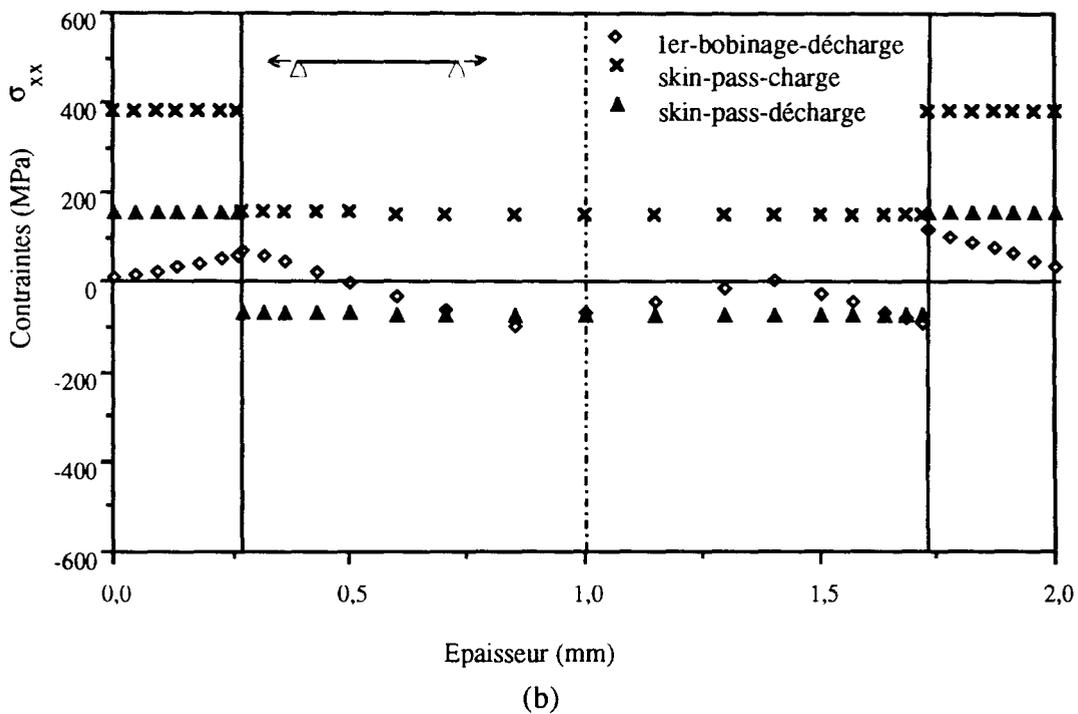
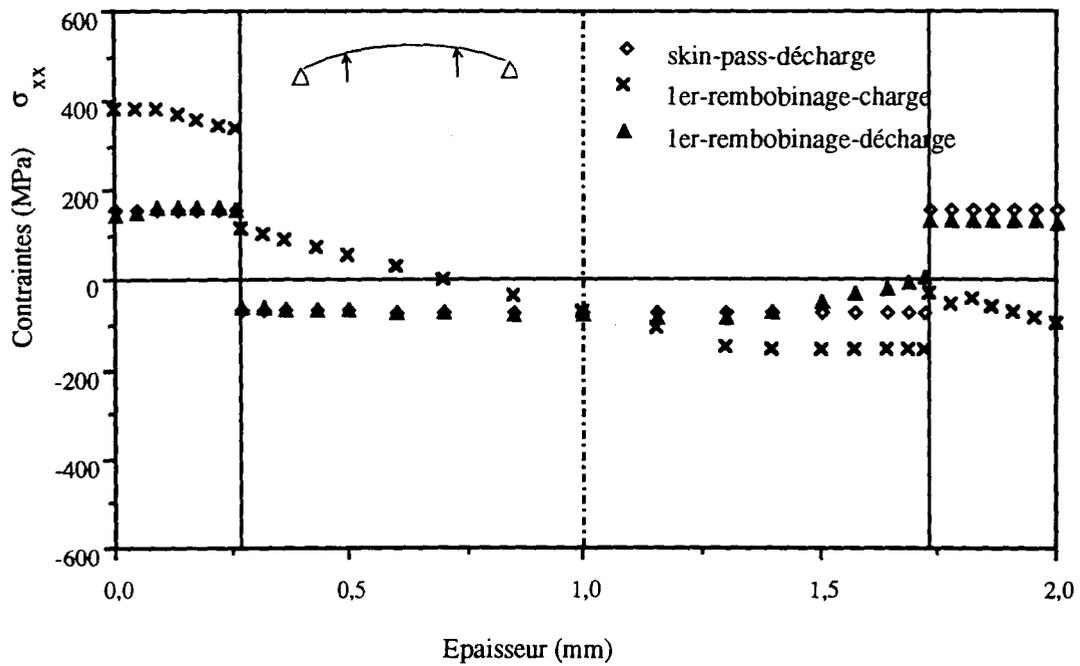
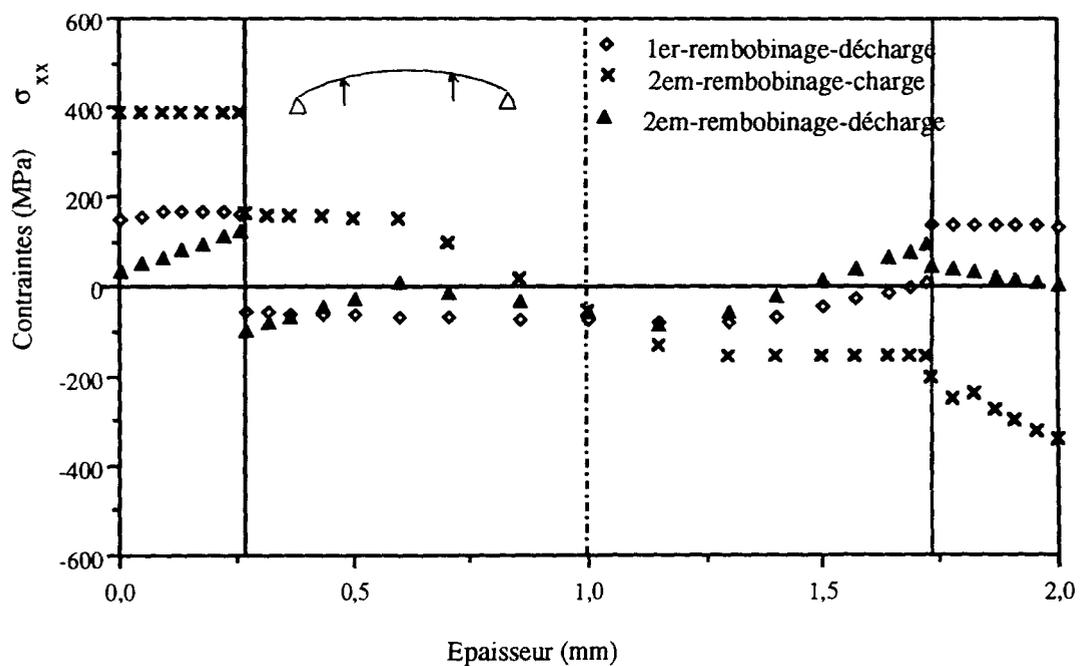


Figure IV-6-b : Répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} dans l'épaisseur de la plaque Triplam après le 1^{er} bobinage et après le skin-pass.



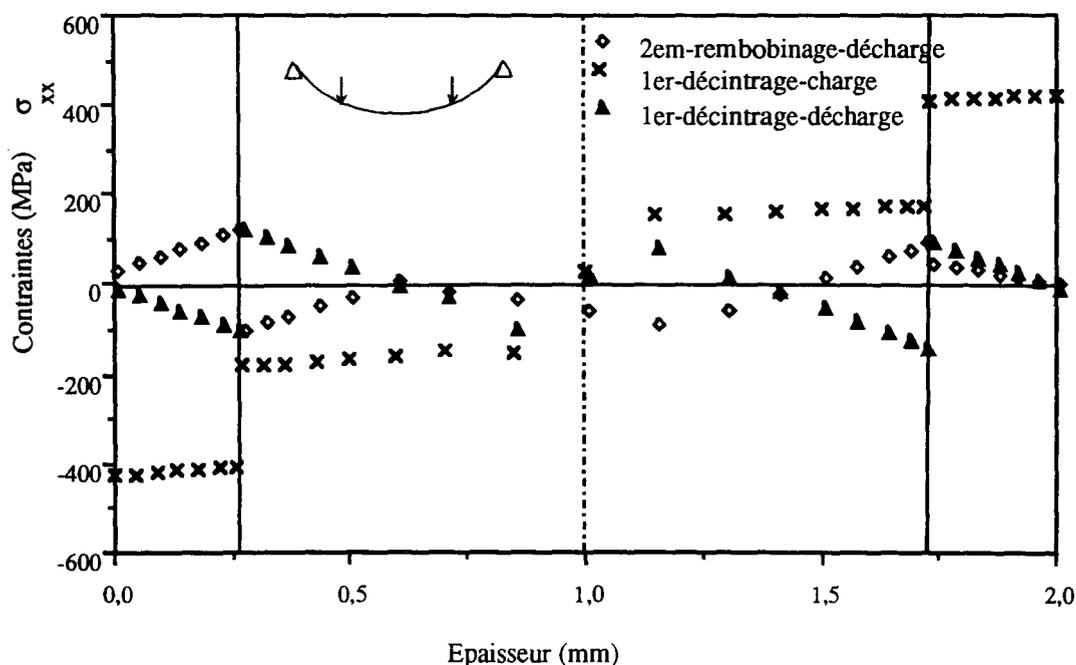
(c)

Figure IV-6-c : Répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} dans l'épaisseur de la plaque Triplam après le skin-pass et après le 1^{er} rebobinage.



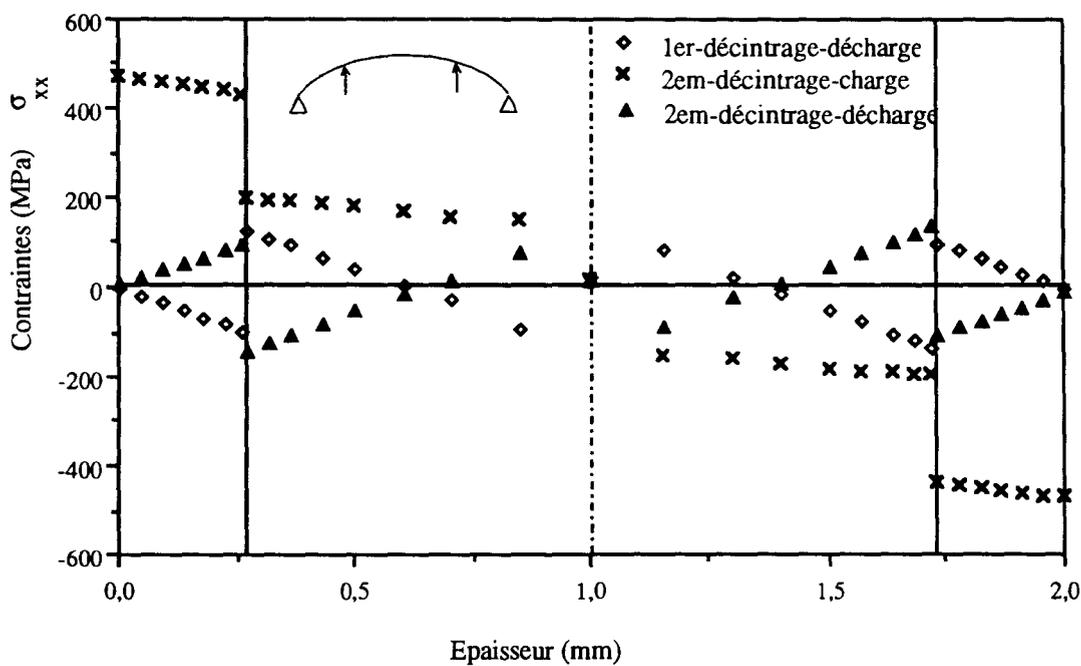
(d)

Figure IV-6-d : Répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} dans l'épaisseur de la plaque Triplam après le 1^{er} rebobinage et après le 2^{ème} rebobinage.



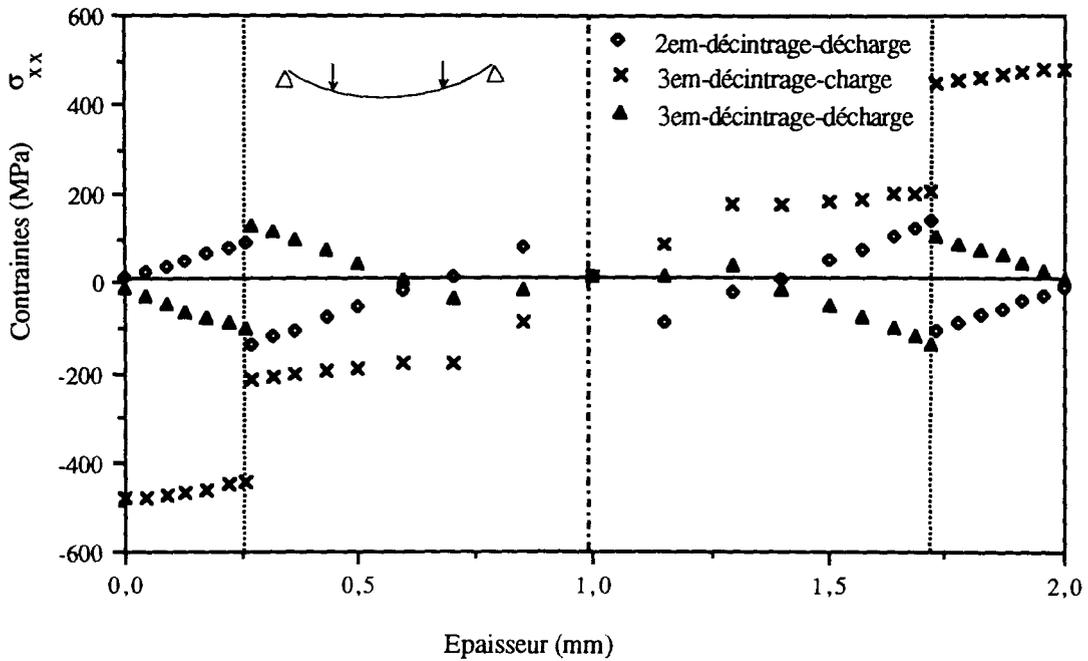
(e)

Figure IV-6-e : Répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} dans l'épaisseur de la plaque Triplam après le 2^{ème} rembobinage et après le 1^{er} décintrade.



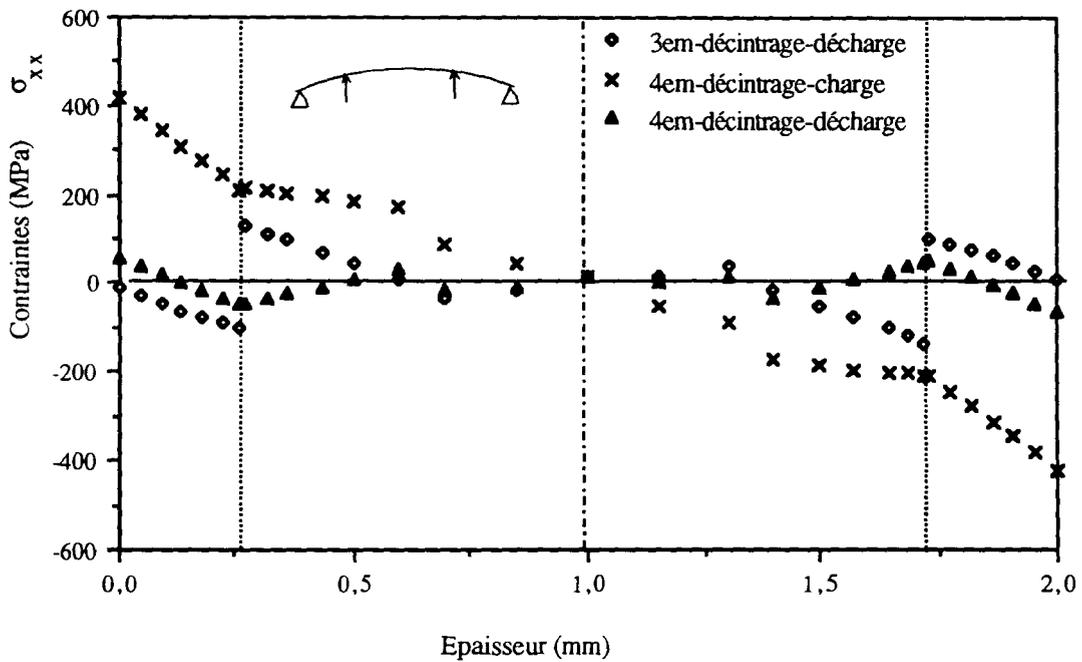
(f)

Figure IV-6-f : Répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} dans l'épaisseur de la plaque Triplam après le 1^{er} décintrade et après le 2^{ème} décintrade.



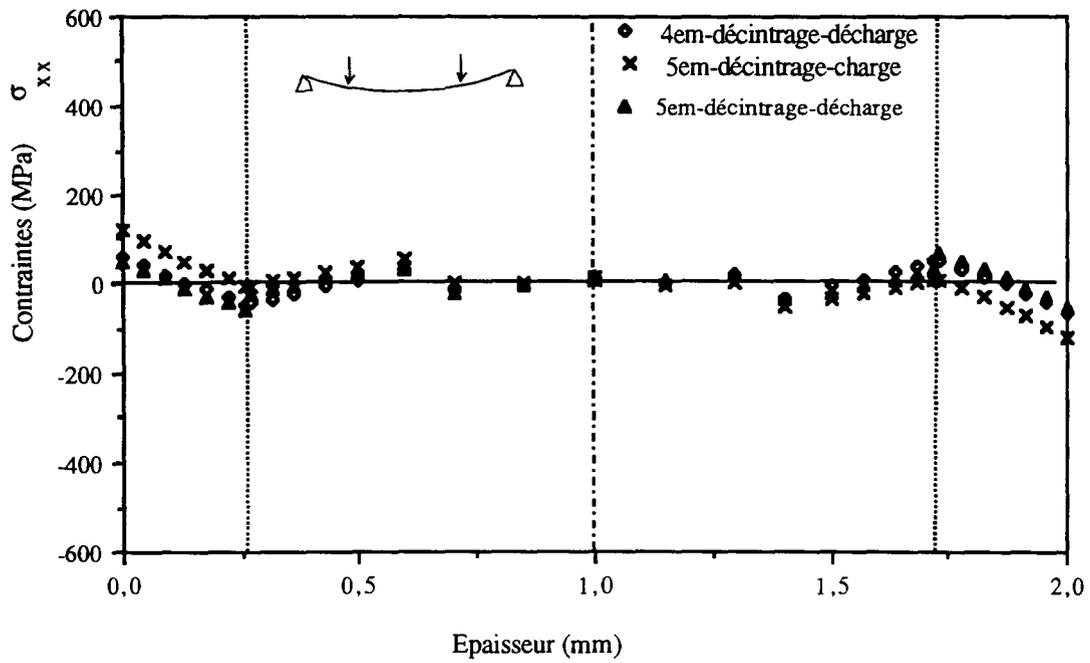
(g)

Figure IV-6-g : Répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} dans l'épaisseur de la plaque Triplam après le 2^{ème} décintrage et après le 3^{ème} décintrage.



(h)

Figure IV-6-h : Répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} dans l'épaisseur de la plaque Triplam après le 3^{ème} décintrage et après le 4^{ème} décintrage.



(i)

Figure IV-6-i : Répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} dans l'épaisseur de la plaque Triplam après le 4^{ème} décintringe et après le 5^{ème} décintringe (étape finale).

La modélisation de l'ensemble de ces opérations a également été faite en contraintes planes. Sur la figure IV-7, nous présentons la comparaison entre les contraintes résiduelles finales obtenues avec l'hypothèse de contraintes planes et celles obtenues avec l'hypothèse de déformations planes.

Comme nous l'avons dit, le choix entre les deux hypothèses n'est pas évident. Mais finalement, nous constatons que la différence entre les deux résultats est très faible. C'est pourquoi, nous avons présenté précédemment la globalité des résultats obtenus par la modélisation en déformations planes.

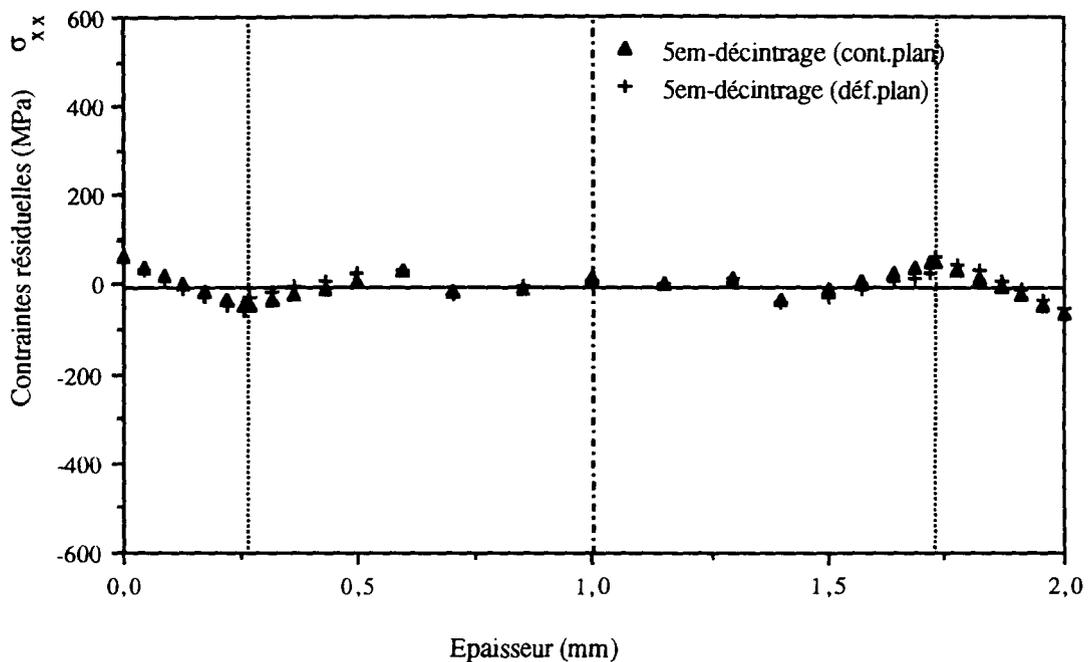


Figure IV-7 : Répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} dans l'épaisseur de la plaque Triplam après le 5^{ème} décintrage (étape finale), par le modèle en déformations planes et par le modèle en contraintes planes.

II-1 Commentaires sur les résultats

La description des résultats présentés ci-dessus sous forme de courbes est relativement fastidieuse. C'est pourquoi nous proposons de nous limiter à quelques commentaires concernant chaque étape, et de résumer l'ensemble des résultats sous forme d'un tableau (Tableau IV-1).

* Etape 0 : recuit

Conformément au calcul effectué au chapitre C (cf § II-2), le recuit génère un état de contraintes uniformes dans chacun des deux matériaux. Les contraintes résiduelles sont de +200 MPa dans les couches d'acier inoxydable et de -70 MPa dans la couche d'acier doux, ce qui représente une variation des contraintes résiduelles égale à 270 MPa à l'interface.

* Etape 1 : 1^{er} bobinage

Après le 1^{er} bobinage, les contraintes résiduelles diminuent en changeant d'allure et en s'approchant du profil général des contraintes résiduelles après une plastification par flexion. Leur répartition est quasiment symétrique pour les couches d'acier inoxydable et anti-symétrique dans la couche d'acier doux. Les valeurs des contraintes varient entre +10 et +150 MPa pour la couche d'acier inoxydable et entre -80 et +80 MPa pour la couche d'acier doux.

* Etape 2 : skin-pass

Après le skin-pass, on retrouve une répartition des contraintes résiduelles quasiment identique à celle obtenue après le recuit (symétrie par rapport à la couche moyenne et uniformité dans chaque couche), mais avec un niveau légèrement inférieur des contraintes ; les contraintes sont alors de +180 MPa dans la couche d'acier inoxydable et de -60 MPa dans la couche d'acier doux.

* Etape 3 : 1^{er} rembobinage

Cette étape n'influence pas de façon significative les niveaux et les valeurs des contraintes résiduelles, car dans cette étape, la partie de tôle étudiée est à l'extérieur de la bobine et subit donc une légère contre-flexion. Ce rembobinage introduit cependant une diminution des contraintes dans la couche d'acier doux au voisinage de l'interface sur un seul côté (en C).

* Etape 5 : 2^{ème} rembobinage

Après cette étape, la répartition des contraintes résiduelles n'est plus uniforme ni symétrique, mais présente des pics de contraintes dans chaque couche. Leurs niveaux diminuent dans la couche d'acier inoxydable pour varier ici de +30 à +130 MPa sur une

opération	Effet	Couche d'acier inoxydable	Interface	Couche d'acier doux	Interface	Couche d'acier inoxydable	Profil global	
1er décintrage	Zone plastifiée niveaux de contrainte	0 -100	+130 -100	+130 -90 +90 -130	+100 -130	+100 0	antisymétrie globale	
2ème décintrage	Zone plastifiée niveaux de contrainte	0 +100	+100 -130	+80 -80 +130	+130 -100	0 -100	antisymétrie globale	
3ème décintrage	Zone plastifiée niveaux de contrainte	-10 -100	+120 -100	+120 -20 +20 -120	+100 -120	+100 0	antisymétrie globale	
4ème décintrage	Zone plastifiée niveaux de contrainte	+60 -40	-40	+20 -20 0 -20 +40	+40	+40 -60	antisymétrie globale	
5ème décintrage	Zone plastifiée niveaux de contrainte	pas de plastification pas de modification par rapport au 4ème décintrage						

Tableau IV - 1 : Résumé concernant les profils de contraintes résiduelles obtenus par le calcul (E.F.)

face (en A) et de +50 à 0 MPa sur l'autre face (en C) tandis que le niveau des contraintes varie entre -100 et +100 MPa dans la couche d'acier doux.

* Etape 6 : Décintrages

Etape 6-1) : 1^{er} décintrage

Cette étape, qui consiste en une contre-flexion, inverse quasiment le signe des contraintes résiduelles dans toute l'épaisseur de la plaque, sauf sur une des deux couches d'acier inoxydable (en C), où les contraintes restent de même signe. Dans les couches d'acier inoxydable, ces contraintes deviennent nulles sur les surfaces extérieures et elles passent progressivement en compression jusqu'à -100 MPa à l'interface, sur une face (en A) et en traction jusqu'à +100 MPa à l'interface, sur l'autre face (en C). Dans la couche d'acier doux, ces contraintes varient entre -130 et +130 MPa. On n'observe donc pas de diminution des niveaux de contraintes dans cette étape. En revanche, il apparaît une augmentation du nombre des pics de contraintes dans l'épaisseur. Dans la couche d'acier doux, les contraintes s'annulent à trois endroits et présentent deux pics positifs et deux pics négatifs. A mi-épaisseur, les contraintes sont quasiment nulles.

Etape 6-2) : 2^{ème} décintrage

Cette étape impose une flexion avec une flèche inférieure à celle de 1^{er} décintrage, qui inverse totalement le signe des contraintes dans l'épaisseur en gardant les mêmes niveaux de contraintes et le même nombre de pics dans l'épaisseur. Dans la couche d'acier doux, les contraintes sont nulles aux mêmes endroits qu'au 1^{er} décintrage.

Etape 6-3) : 3^{ème} décintrage

Cette étape impose une contre-flexion avec une flèche moins importante que les précédents décintrages. Ceci inverse le signe des contraintes dans toute l'épaisseur. Les niveaux de contraintes restent quasiment les mêmes sauf au coeur de la tôle (dans l'acier doux) où les contraintes diminuent et varient entre -20 et +20 MPa. Dans la couche d'acier doux, les contraintes sont nulles aux mêmes endroit que lors du 1^{er} et du 2^{ème} décintrages.

Etape 6-4) : 4^{ème} décintrage

Par une légère flexion, les niveaux des contraintes diminuent sensiblement et varient entre -60 et +60 MPa dans les couches d'acier inoxydable et entre -40 et +40 MPa dans la couche d'acier doux. Les contraintes gardent leur signe dans la couche d'acier inoxydable au voisinage de l'interface et dans la couche d'acier doux au voisinage de la mi-épaisseur. Par contre elles changent de signe dans les couches d'acier inoxydable au voisinage des surfaces et dans la couche d'acier doux au voisinage de l'interface. La décroissance des

niveaux de contraintes au voisinage de la mi-épaisseur est beaucoup moins importante qu'ailleurs.

Etape 6-5) : 5^{ème} décintrage

Cette étape impose une contre-flexion très légère et on retrouve les mêmes contraintes qu'à l'étape précédente. Ceci veut dire que la dernière étape n'a aucune influence significative sur la forme et les niveaux de contraintes résiduelles dans la plaque car elle n'engendre que des déformations élastiques.

II-2 Discussion

Les résultats obtenus par la méthode des éléments finis nous permettent d'étudier l'évolution des contraintes résiduelles depuis le recuit jusqu'à l'obtention du produit fini. A partir de ces résultats nous pouvons faire les constatations suivantes :

a) Recuit

La figure IV-8 présente le profil des contraintes résiduelles obtenu après le recuit suivi d'un bobinage, et celui qui serait obtenu après un bobinage non précédé d'un recuit. Cette figure montre comment les contraintes initiales dues au recuit modifient la répartition des contraintes résiduelles après le 1^{er} bobinage. Ceci explique en particulier l'existence des contraintes résiduelles de compression sur l'axe médian de la plaque, à cette étape du processus de fabrication ;

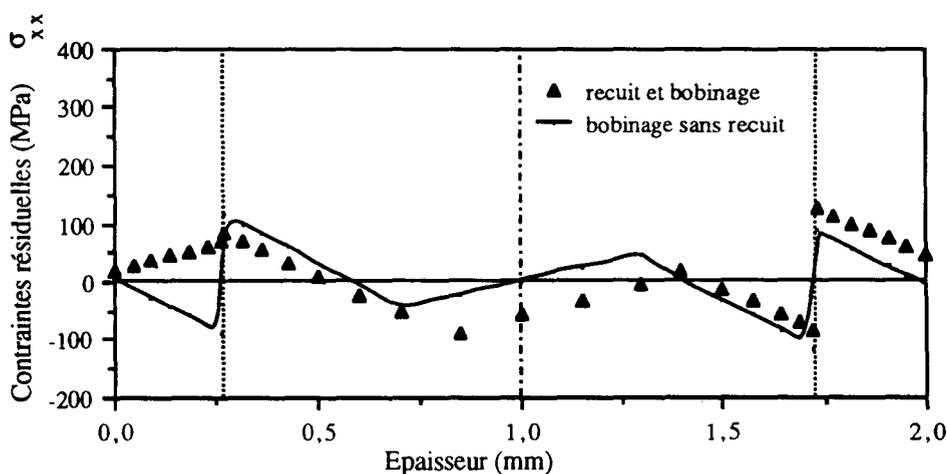


Figure IV-8 : Incidence du recuit sur les contraintes résiduelles σ_{xx} après le bobinage.

b) Skin-pass

Le skin-pass modifie complètement la répartition et le niveau des contraintes. Il génère des contraintes résiduelles uniformément réparties dans chaque couche, presque aussi importantes que celles dues au recuit. Donc notre calcul pourrait pratiquement démarrer à partir du skin-pass ;

c) Bobinage

Le bobinage sur le rayon externe de la bobine plastifie très peu la tôle Triplam. Dans ces conditions celui-ci n'introduit qu'une légère modification des contraintes résiduelles (Fig. IV-6-c). En revanche, les contraintes dues à un bobinage sur le rayon interne de la bobine sont très importantes (Fig. IV-6-a).

La succession [bobinage interne - bobinage externe - bobinage interne], ou [bobinage externe - bobinage interne - bobinage externe], conduit sensiblement à la même répartition des contraintes résiduelles (Fig. IV-9).

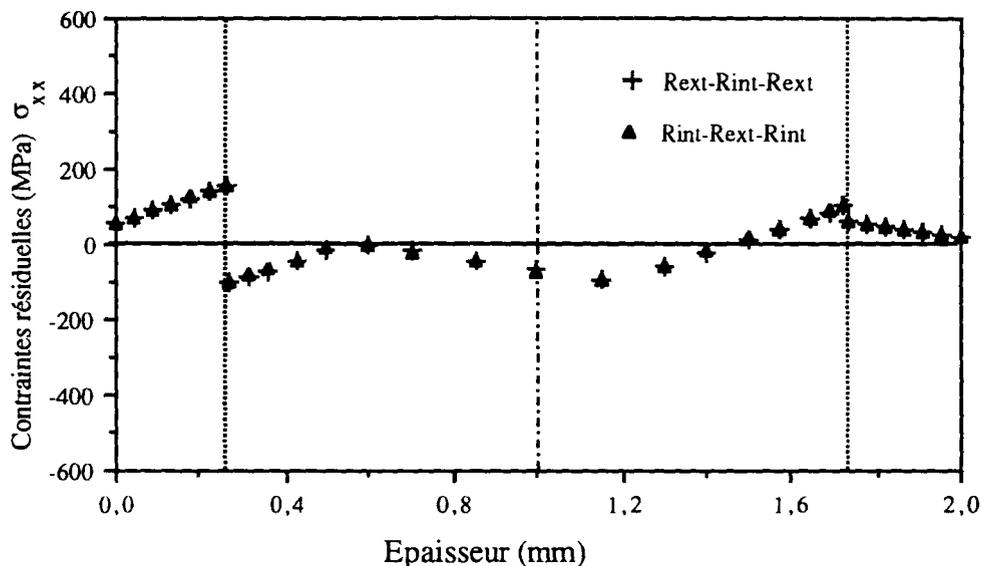


Figure IV-9 : Incidence de l'ordre des bobinages successifs sur la répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} avant le décintrage.

Afin d'étudier l'influence du bobinage interne sur les contraintes résiduelles finales (après décintrage), nous présentons sur les figures IV-10-b et -c la répartition des contraintes résiduelles après cette opération dans le Triplam, comparée à celles obtenues dans les plaques monomatériaux (acier doux et acier inoxydable austénitique constituant le Triplam) avec les mêmes conditions géométriques et de chargement que précédemment. La figure IV-10-a présente les contraintes en fin de chargement.

Ces figures nous conduisent à faire les remarques suivantes :

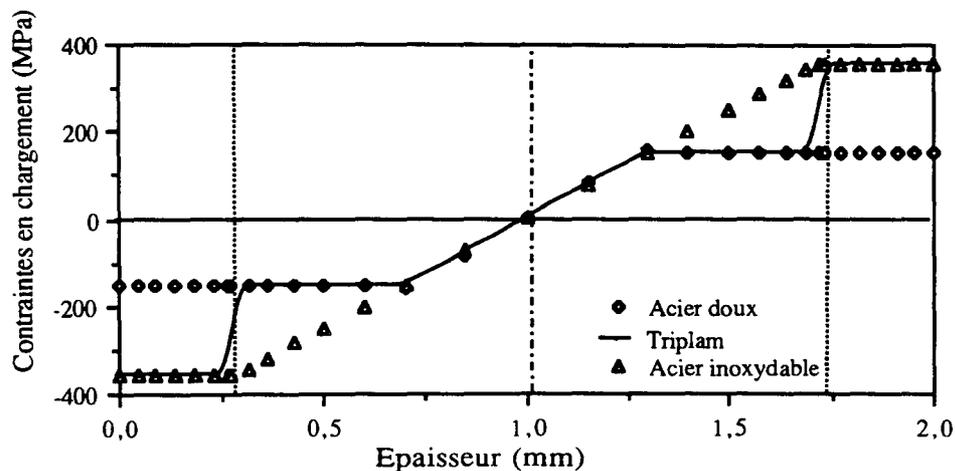
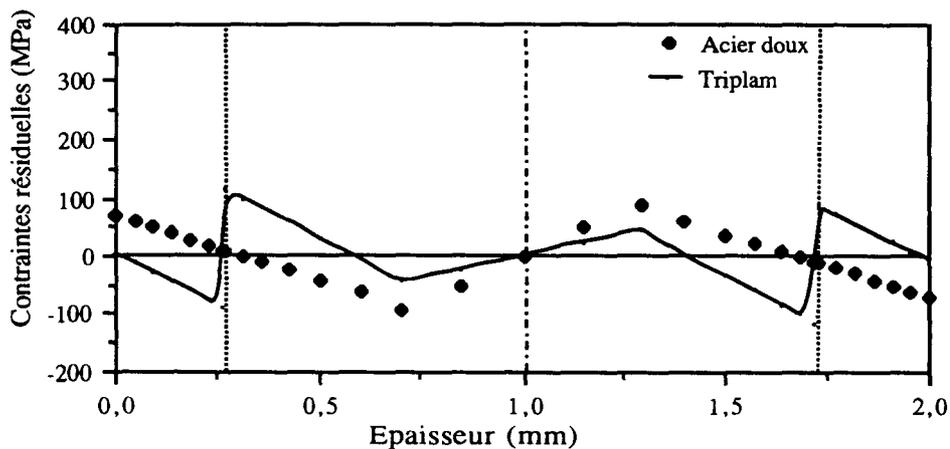
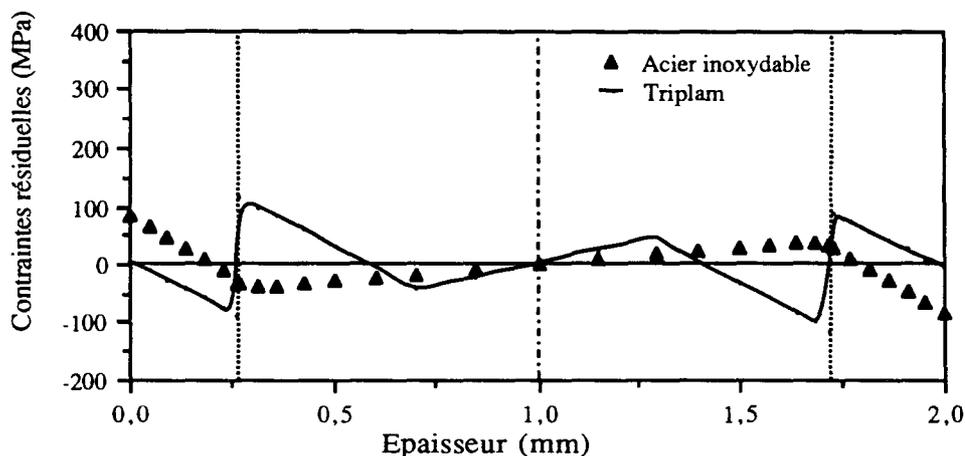


Figure IV-10-a : Répartition des contraintes σ_{xx} en chargement dans le cas d'un bobinage du Triplam, comparée avec celles des plaques monomatériau en acier doux et en acier inoxydable austénitique.



(b)



(c)

Figure IV-10-b et -c : Répartition des contraintes résiduelles σ_{xx} dans le cas d'un bobinage du Triplam, comparée avec celles des plaques monomatériau en acier doux et en acier inoxydable austénitique.

* lors du bobinage, les couches d'acier inoxydable (peaux du Triplam) sont plastifiées totalement tandis que seule la moitié de la couche d'acier doux (âme du Triplam) est plastifiée.

* les contraintes résiduelles au milieu de l'âme du Triplam sont moins importantes que celles dans la plaque monomatériau en acier doux ; en revanche elles deviennent plus importantes avec une discontinuité ($\Delta\sigma = 200$ MPa) au niveau de l'interface.

La figure IV-10-a montre que la plaque monomatériau en acier inoxydable est uniquement plastifiée sur les couches superficielles. Partout ailleurs, les contraintes résiduelles sont très faibles (Fig. IV-10-c).

En résumé, les couches d'acier inoxydable consolident le cœur du Triplam vis-à-vis de la plastification par le bobinage. Par ailleurs comme les deux matériaux ont des comportements plastiques différents, il existe une discontinuité importante des contraintes résiduelles à l'interface.

d) Décintrage

La 1^{ère} étape du décintrage plastifie presque toute l'épaisseur du Triplam sauf le voisinage de l'axe médian de la plaque. En général, cette 1^{ère} étape est choisie d'intensité telle qu'elle engendre une plastification plus importante que les opérations antérieures (la flèche imposée ici est environ 2 fois plus grande que celle imposée lors du bobinage interne de la plaque) [BOU94].

Au cours des décintrages successifs, les contraintes résiduelles décroissent en tendant vers zéro du milieu de la plaque vers l'extérieur. De plus, au cours des dernières étapes du décintrage, le niveau des contraintes résiduelles baisse ; ceci est principalement dû à une redistribution de ces contraintes dans l'épaisseur.

En effet, plus le nombre de rouleaux de décintrage est élevé, avec des variations de flèche de plus en plus faibles, plus les contraintes résiduelles seront faibles et le nombre des pics de contraintes multiple [MAE90,BOU94]. La répartition finale des contraintes résiduelles reste toujours antisymétrique par rapport au plan médian (Fig. IV-12). En revanche, les étapes au-delà du 4^{ème} décintrage dans le procédé actuellement utilisé par UGINE, n'engendrent que des déformations élastiques et par conséquent n'influent pas sur les contraintes résiduelles (Fig. IV-6-i).

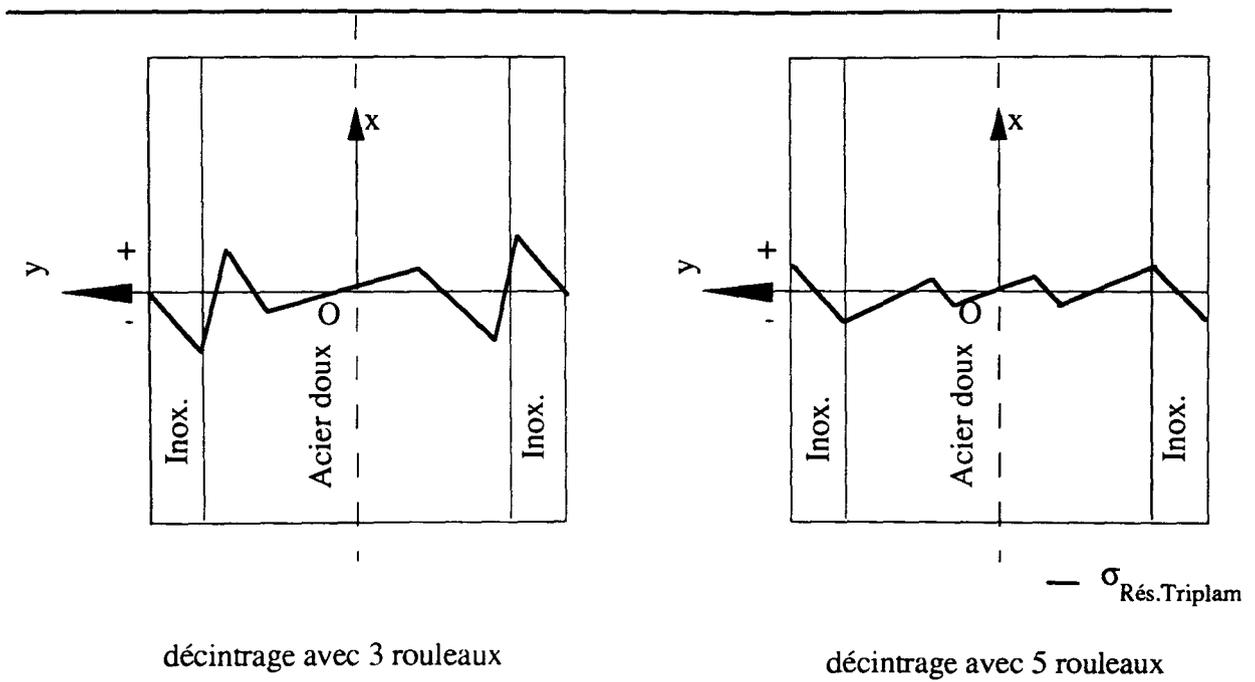


Figure IV-12 : Comparaison des contraintes résiduelles après le 3ème et le 5ème décintrages.

Rappelons que dans ces calculs, nous avons considéré le même comportement élasto-plastique en compression et en traction pour chacun des deux matériaux étudiés (hypothèse d'écroutissage isotrope : pas d'effet Bauschinger).

Par ailleurs, les déformations plastiques étant assez faibles au cours des différentes opérations, l'effet de consolidation des matériaux est peu important.

II-3 Comparaison des résultats obtenus par le calcul avec ceux obtenus par l'expérience

a) Contraintes résiduelles longitudinales dans le Triplam d'épaisseur 2,00 mm

Nous comparons ici les profils de contraintes résiduelles que nous avons mesurés expérimentalement dans le sens longitudinal de la plaque d'épaisseur 2,00 mm avec ceux que nous avons obtenus par le calcul par éléments finis après l'opération de décintrage (Fig. IV-13).

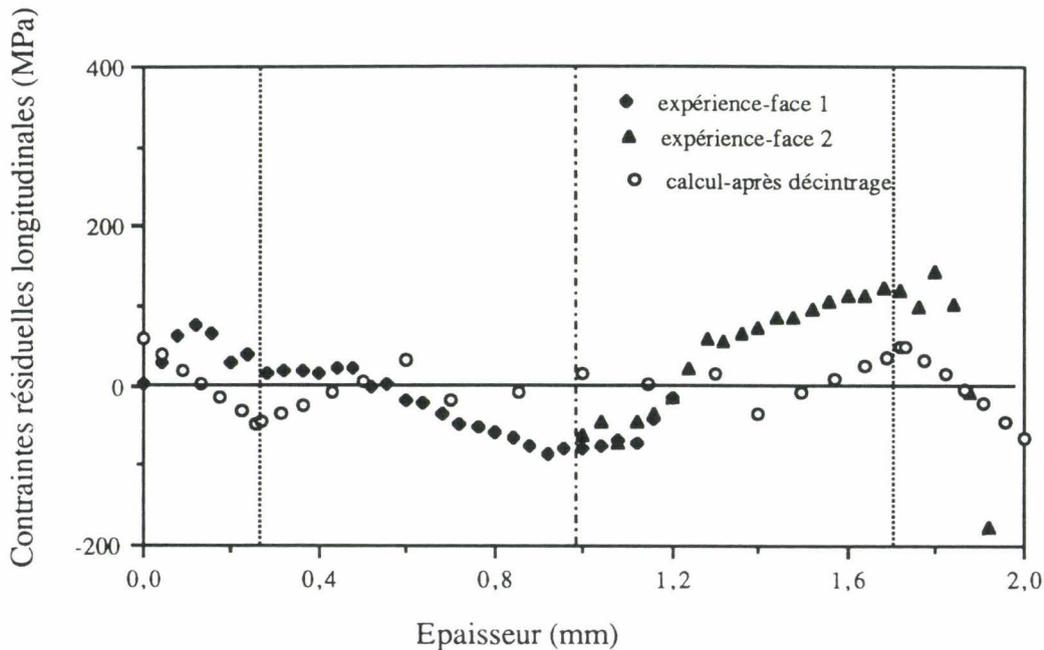


Figure IV-13 : Répartitions de contraintes résiduelles longitudinales σ_{xx} obtenues par l'expérience et par le calcul après le décintrage.

Nous avons modélisé les opérations du cycle de fabrication après le recuit par éléments finis, à savoir : les bobinages et les décintrages ont été simulés par des flexion 4 points et le skin-pass par une traction unidirectionnel dans la direction $O\bar{x}$. Ces deux modèles ne représentent pas toute la complexité des phénomènes mis en jeu par le cycle réel de fabrication. Les répartitions des contraintes résiduelles qui en résultent sont antisymétrique dans l'épaisseur avec les niveaux atténués par rapport à ceux observés expérimentalement. Malgré tout, cette modélisation peut être considérée comme une première approche pour cerner la réalité physique. En effet les résultats numériques et expérimentaux sont comparables sur les deux points suivants : premièrement en surface, sur les couches d'acier inoxydable, les contraintes résiduelles sont de traction sur une face, de compression sur l'autre ; deuxièmement les profils de contraintes ne présentent

pas de discontinuités aux interfaces acier inoxydable / acier doux. Par contre, ils se différencient essentiellement par une contrainte de compression à coeur, mesurée expérimentalement mais non obtenue par le calcul, et par un niveau de contrainte relativement important obtenu expérimentalement sur la face en compression. Il faut néanmoins rappeler que la mesure des contraintes en surface est entâchée d'une très forte incertitude, comparativement aux contraintes mesurées plus à coeur.

La modélisation des opérations de décintrage (ou planage) conduit, en raison des plastifications successives, à des contraintes résiduelles quasiment nulles au milieu de la plaque, tandis que les contraintes mesurées expérimentalement sont de compression. Nous pensons que ces contraintes de compression à coeur peuvent être dues à des plastifications insuffisantes lors du décintrage. En effet, le calcul utilise un modèle "idéal"; en particulier les défauts liés à l'outillage de décintrage (précision du réglage en position des rouleaux, usure des rouleaux et des paliers, défauts de parallélisme des rouleaux, etc) conduisent à des plastifications imparfaites, voire même insuffisantes, et par conséquent à des contraintes résiduelles réelles assez éloignées de celles obtenues par le calcul [BOU95]. Des plastifications insuffisantes peuvent ne pas atteindre le coeur du Triplam et donc ne pas modifier les profils de contraintes résiduelles à coeur, obtenus lors de l'opération précédant le décintrage. C'est pourquoi nous nous proposons, en figure IV-14, de comparer le profil des contraintes obtenu expérimentalement avec celui obtenu par le calcul, avant décintrage.

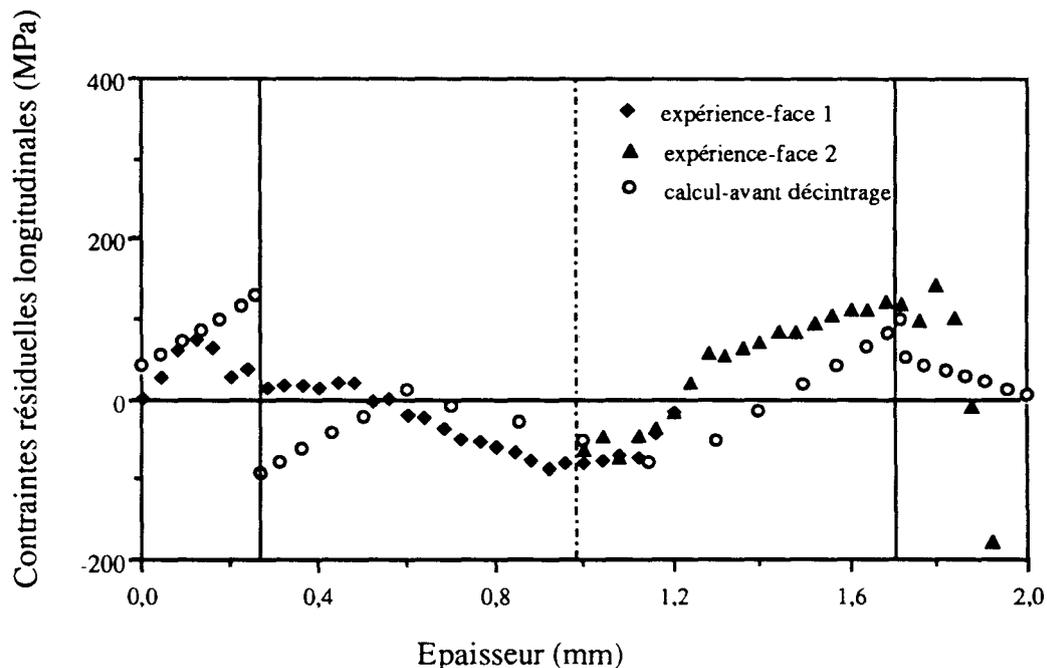


Figure IV-14 : Répartitions de contraintes résiduelles longitudinales σ_{xx} obtenues par l'expérience et par le calcul, avant le décintrage.

Nous constatons sur cette figure que les contraintes résiduelles à cœur sont, dans les deux cas, de compression, d'intensités très voisines (≈ 80 MPa). En revanche, nous obtenons par le calcul une discontinuité des contraintes aux interfaces, non observée expérimentalement.

Ces deux constatations confirment notre hypothèse d'une plastification insuffisante du Triplam lors du planage :

- lors du décintrage, la plastification réelle créée dans le Triplam n'est pas assez intense, c'est pourquoi nous mesurons des contraintes résiduelles de compression au milieu de la plaque identiques à celles obtenues par le calcul avant le décintrage.
- le décintrage n'a engendré que des plastifications sur la couche d'acier doux au voisinage des interfaces (zones susceptibles d'être plastifiées les premières) ; en effet nous n'observons pas de discontinuités des contraintes résiduelles aux interfaces, sur les résultats expérimentaux.

b) Contraintes résiduelles transversales dans le Triplam d'épaisseur 2,00 mm

Sur la figure IV-15, nous présentons la répartition des contraintes résiduelles transversales obtenue par le calcul après le décintrage, comparée à celle obtenue expérimentalement.

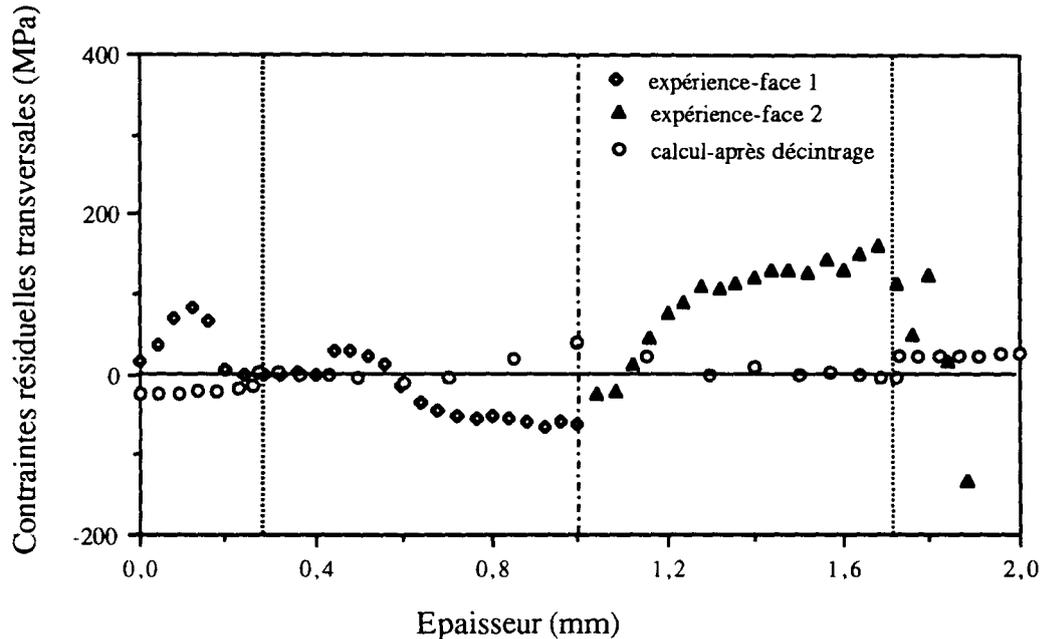


Figure IV-15 : Répartitions des contraintes résiduelles transversales σ_{zz} obtenues par le calcul, comparées avec celles obtenues expérimentalement dans les plaques Triplam d'épaisseur 2,00 mm.

Par le calcul, nous obtenons des contraintes résiduelles transversales faibles (entre -30 et +30 MPa), tandis que celles obtenues expérimentalement sont importantes avec des valeurs sensiblement identiques à celles obtenues dans le sens long. Cette différence peut s'expliquer par les simplifications utilisées dans la modélisation par rapport à la complexité de la réalité physique des procédés industriels. Les explications suivantes peuvent être fournies :

i) dans le calcul, les actions de l'outillage (rouleaux) sur la tôle sont négligées. SEMIATIN et PIEHLER [SEM79] ont étudié le problème du laminage de polymétalliques symétriques âme d'alliage d'aluminium - peaux aciers inoxydables type 304, et âme acier inoxydable type 304 - peaux d'alliage aluminium. Ils ont étudié l'influence du taux de corroyage ($1,8\% < \text{taux de corroyage} < 35\%$) sur les contraintes résiduelles résultant du laminage à froid. Ils ont en particulier mis en évidence que, à fort taux de corroyage, les différences de propriétés mécaniques ont une influence prédominante, tandis qu'à faible taux de corroyage, ce sont les paramètres géométriques de l'outillage et le frottement de contact qui sont essentiels. Dans ces conditions, on peut penser qu'une modélisation correcte du skin-pass devrait prendre en compte les contraintes de cisaillement dues aux efforts de frottement. Les profils de contraintes résiduelles après laminage à froid et skin-pass sur une tôle monomatériau ont été mesurés par FEGA [FEG87] et MAREZ [MAR87] (cf chapitre A, § I-3) et calculés par GRATACOS [GRA91]. Les résultats montrent que la différence entre ces deux profils tient essentiellement au rôle prépondérant de l'outillage et du frottement lors du skin-pass, tandis que ce rôle est très faible dans le cas du laminage. Le profil que nous obtenons par le calcul après skin-pass résulte de la nature multimatériau du Triplam et d'une non prise en compte du frottement et de l'outillage ; mais l'influence respective de chacun de ces paramètres est difficilement discernable. D'autre part, lors du bobinage et des dernières étapes de décintrage, les épaisseurs plastifiées sont faibles, donc les efforts de frottement ont un rôle plus important, qui n'est pas pris en compte dans la modélisation ;

ii) lors des opérations de laminage, skin-pass et décintrage, les efforts importants sur les rouleaux induisent le phénomène de cédage. La conséquence sur la tôle est une flexion résiduelle transversale. La modélisation adoptée ici ne permet pas de rendre compte de ce phénomène ;

iii) la validité de l'hypothèse de déformations planes, hypothèse nécessaire pour la mise en évidence de l'existence des contraintes transversales, a été confirmée par un certain nombre d'auteurs [ASM90, SEM79, ...]. Cette hypothèse n'est en fait qu'une hypothèse simplificatrice de la complexité des phénomènes physiques. Cette hypothèse se justifie assez bien pour la modélisation des opérations de skin-pass et de décintrage, sans doute un peu moins bien pour les opérations de bobinage.

Pour toutes ces raisons, la modélisation considérée ne permet pas d'évaluer finement les contraintes résiduelles transversales. En pratique, on s'intéresse souvent à la répartition des contraintes résiduelles longitudinales dues aux procédés industriels et rarement à celles dans le sens travers. Pour mieux évaluer cette répartition transversale, on pourrait éventuellement adopter une modélisation plus complexe, par exemple avec des éléments coques.

c) Influence de l'épaisseur sur le profil des contraintes résiduelles

Rappelons ci-dessous les résultats expérimentaux obtenus pour les différentes épaisseurs de plaques Triplam (Fig. IV-16).

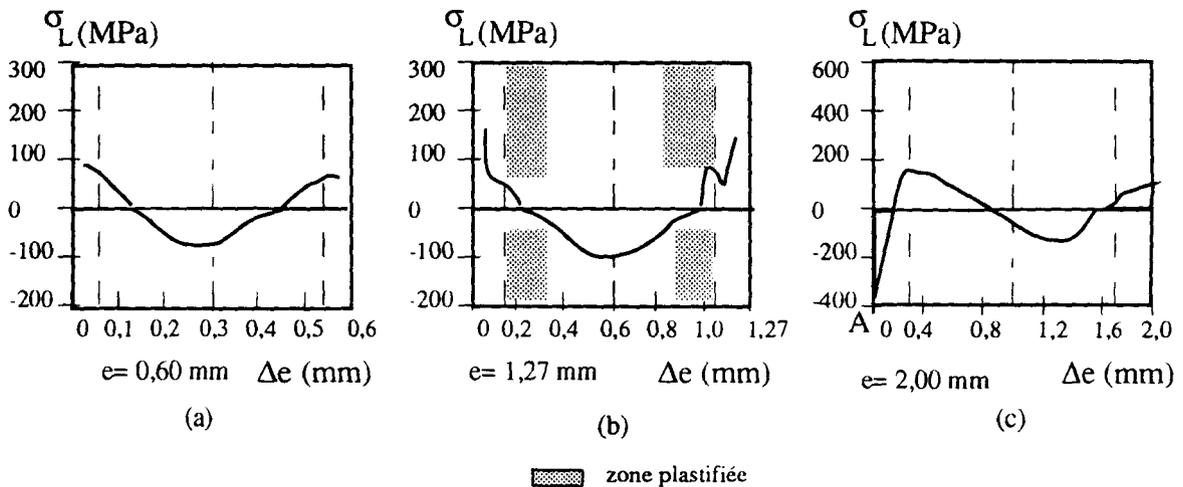


Figure IV-16 : Rappel des répartitions des contraintes résiduelles obtenues expérimentalement dans des plaques Triplam de différentes épaisseurs.

Une comparaison de ces résultats avec ceux obtenus par le calcul par éléments finis pour la plaque d'épaisseur 2,00 mm, nous conduit à avancer les remarques suivantes :

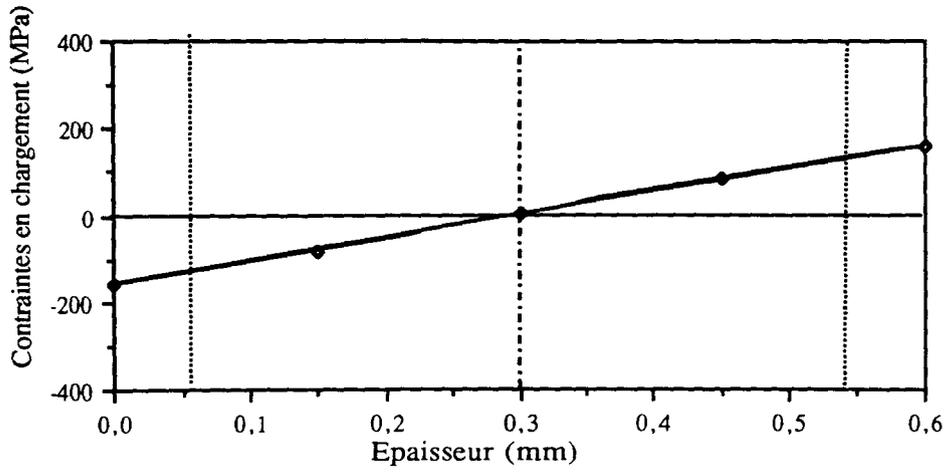
i) les profils de contraintes résiduelles obtenus sur les Triplam d'épaisseur 0,60 et 1,27 mm se ressemblent ; ils sont symétriques, comme le profil obtenu par calcul après le skin-pass. Par ailleurs, le niveau des contraintes mesurées sur l'épaisseur 1,27 mm est quasiment le même que sur le Triplam d'épaisseur 2,00 mm après le skin-pass. C'est ce que l'on obtient par le calcul, étant donné les pourcentages équivalents de matières pour les deux épaisseurs (15% d'acier inoxydable par peau). En revanche, sur le Triplam d'épaisseur 0,60 mm, les contraintes mesurées dans l'acier doux sont les mêmes que pour les deux autres épaisseurs après le skin-pass, tandis qu'elles semblent plus faibles

dans les peaux d'acier inoxydable. Il faut néanmoins rappeler que les couches d'acier inoxydable y sont de très faible épaisseur ($e_I = 0,06$ mm par peau), et les mesures de contraintes par la méthode de dissolution électro-chimique ne permettent pas d'obtenir une bonne précision. Le calcul conduirait à des contraintes plus élevées que pour les deux autres épaisseurs, étant donné que les couches d'acier inoxydable représentent deux fois 10% de matière seulement ;

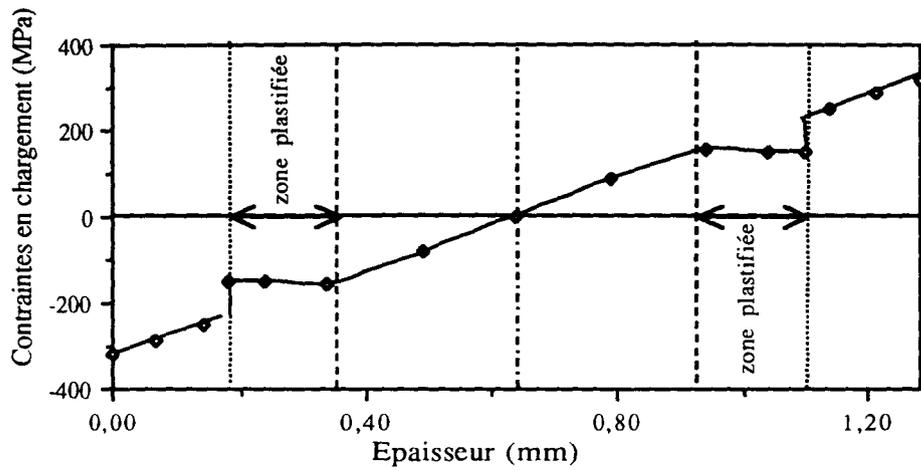
ii) la répartition des contraintes résiduelles obtenue expérimentalement (ou par le calcul) pour la plaque d'épaisseur 2,00 mm ne ressemble pas à celle obtenue par le calcul après le skin-pass. Sa forme antisymétrique par rapport au plan médian traduit plutôt l'influence des opérations de bobinage et rebobinage.

Pour les épaisseurs plus faibles, la symétrie des profils indique une absence d'influence des opérations de bobinage et de décintrage, c'est à dire une plastification nettement insuffisante lors de ces opérations.

Les figures IV-17 permettent de valider les constatations précédentes. Sur ces figures, nous avons présenté les répartitions des contraintes en chargement lors d'une opération de bobinage (sur le rayon interne de la bobine) dans les plaques d'épaisseurs 0,60 et 1,27 mm. Nous observons que le bobinage n'entraîne pas de plastification sur l'épaisseur 0,60 mm. En revanche, la plaque d'épaisseur 1,27 mm présente une zone plastifiée dans la couche d'acier doux, au voisinage de l'interface. Ce dernier résultat est confirmé par les résultats expérimentaux, à savoir, dans la couche d'acier doux, au voisinage d'une des interfaces, une baisse du niveau des contraintes résiduelles de traction et un pic de ces contraintes à l'autre interface (voir Fig. IV-16-b).



(a)



(b)

Figure IV-17 : Répartition des contraintes σ_{xx} en chargement lors du bobinage sur le rayon interne d'une plaque Triplam d'épaisseur a) 0,6 mm, b) 1,27 mm.

III- Conclusions du chapitre D

Les opérations mécaniques de bobinage, skin-pass et décintrage sur une plaque Triplam d'épaisseur 2,00 mm, ont été simulées numériquement afin de comprendre la naissance des contraintes résiduelles dans le Triplam. Le calcul effectué par éléments finis nous permet de tirer les conclusions suivantes :

- le skin-pass réalise une redistribution complète des contraintes résiduelles grâce à une plastification dans toute l'épaisseur du Triplam ; ceci entraîne que les opérations antérieures n'ont pas d'influence significative sur la répartition finale des contraintes résiduelles ;
- l'ordre des bobinages ($R_{int.}-R_{ext.}-R_{int.}$ ou $R_{ext.}-R_{int.}-R_{ext.}$) joue très peu sur la répartition des contraintes résiduelles, tandis que le nombre de bobinages est un paramètre important ;
- le décintrage réalise un détensionnement du Triplam. Les contraintes résiduelles s'atténuent et tendent vers zéro dans les plaques, au cours de cette opération. Notons néanmoins qu'il faut une plastification suffisante, au cours du décintrage, si l'on veut détensionner complètement le coeur du Triplam ;
- les répartitions des contraintes résiduelles dans les plaques Triplam d'épaisseurs 0,60 et 1,27 mm résultent de l'opération de skin-pass, tandis que la répartition dans la plaque d'épaisseur 2,00 mm résulte de l'ensemble des opérations, et notamment du bobinage et du décintrage, dont l'influence est prédominante sur les épaisseurs importantes ;
- les résultats numériques obtenus dans la direction longitudinale sont du même ordre de grandeur que ceux obtenus expérimentalement. Sur les profils longitudinaux, les modèles en déformations planes et en contraintes planes conduisent à des résultats très voisins (différence < 10%). Les contraintes transversales mesurées sont très voisines des contraintes longitudinales et nettement supérieures aux contraintes transversales calculées. La non-prise en compte, dans le calcul numérique, des effets d'outillage, est sans doute la raison essentielle de cet écart entre profils transversaux mesuré et calculé. C'est pourquoi nous suggérons l'utilisation d'un modèle plaque ou coque stratifié pour améliorer ces résultats, un tel modèle étant par ailleurs indispensable si l'on veut prendre en compte les effets d'outillage.

Conclusion générale et perspectives

Conclusion générale et perspectives

Les plaques Triplam (tricouches avec peaux en acier inoxydable austénitique et âme en acier doux) utilisées pour la réalisation d'équipements de cuisson par induction, présentent l'avantage d'une bonne perméabilité magnétique, allié à une bonne résistance extérieure à la corrosion, et un bel état de surface. Les problèmes de mise en forme rencontrés ont conduit à soupçonner le rôle important des contraintes résiduelles d'élaboration.

L'objectif de cette étude était l'évaluation, la compréhension et la modélisation des contraintes résiduelles dans les plaques Triplam, résultant de l'élaboration.

Une étude bibliographique préliminaire a permis de faire le point des connaissances sur la nature et l'origine des contraintes résiduelles, sur leur importance en service et sur les méthodes de mesure des contraintes résiduelles. La recherche bibliographique a montré que très peu d'études ont abordé les aspects modélisation des contraintes résiduelles dans les matériaux métalliques multicouches.

Des méthodes de mesure des contraintes résiduelles utilisables pour des plaques planes, seule la méthode extensométrique avec enlèvement de matière par dissolution électrochimique nous a permis d'obtenir des résultats satisfaisants. Etant donné la sensibilité de nos mesures extensométriques aux conditions expérimentales, la mise en oeuvre s'est révélée assez délicate. Néanmoins, leur maîtrise a conduit à des mesures de profils de contraintes résiduelles qui se sont montrées reproductibles. Ces mesures ont été effectuées sur 3 épaisseurs différentes de plaques Triplam (0,60, 1,27 et 2,00 mm). Les contraintes résiduelles mesurées sont de niveaux non négligeables ; elles dépendent par ailleurs de l'épaisseur et de la proportion relative des constituants. Dans les plaques d'épaisseur 0,60 mm et 1,27 mm, les profils sont quasiment symétriques par rapport au plan moyen de la plaque, d'intensités voisines, de compression dans la couche d'acier doux et de traction dans les couches d'acier inoxydable austénitique. Dans la plaque d'épaisseur 2,00 mm, le profil est en revanche quasiment antisymétrique par rapport au plan moyen de la plaque, et plus complexe. Pour toutes les épaisseurs, les contraintes résiduelles transversales sont très voisines des contraintes longitudinales.

Le comportement mécanique en traction monotone du Triplam a été mesuré expérimentalement. Chacun des constituants du Triplam d'épaisseur 2,00 mm a été isolé par une méthode de dissolution électrochimique, et son comportement mécanique en traction monotone a été identifié. Les mêmes caractéristiques ont été obtenues en sens long et en sens travers, ce qui signifie que l'anisotropie du Triplam est négligeable. Le comportement en traction monotone du Triplam est plus proche de celui de l'acier doux

ceci est dû à la proportion plus importante de ce constituant dans le Triplam. Nous avons modélisé le comportement global du Triplam en traction monotone à l'aide d'un modèle composite élasto-plastique (lois de Ludwik) isotrope transverse dans le plan de la plaque, composé de 3 couches homogènes isotropes. Les résultats numériques obtenus sont en bon accord avec les résultats expérimentaux.

La comparaison du comportement élasto-plastique des peaux du Triplam (recuit à 900°C) avec celui d'un acier inoxydable austénitique type 304 hypertrempé (recuit à 1050°C puis trempé à l'eau, état de référence), nous a permis de mettre en évidence le rôle important du choix de la température de recuit sur la loi de comportement des peaux.

Les contraintes thermiques, introduites dans le Triplam par refroidissement après recuit à 900°C, ont été calculées grâce à un modèle thermo-élastique, prenant en compte la variation des paramètres élastiques et thermiques des composants avec la température. Les résultats montrent que les contraintes résiduelles résultant de la différence des coefficients de dilatation thermique, restent dans le domaine élastique ; elles sont de compression dans la couche d'acier doux et de traction dans les couches d'acier inoxydable. Un recuit à 900°C a été appliqué à une plaque Triplam d'épaisseur 2,00 mm ; les contraintes résiduelles mesurées expérimentalement après le recuit sont en accord avec celles calculées.

Afin d'obtenir l'évolution des contraintes résiduelles dans le Triplam au cours de sa fabrication, une modélisation par éléments finis des opérations susceptibles de générer des contraintes résiduelles sur une plaque Triplam d'épaisseur 2,00 mm a été développée ; leur enchaînement à partir des contraintes résiduelles de recuit a permis de rendre compte de l'histoire des contraintes résiduelles résultant des plastifications successives. Les lois de comportement élasto-plastique de chacun des matériaux étaient les lois définies expérimentalement. Les modèles en déformations planes d'une part, en contraintes planes d'autre part, conduisent à des résultats très proches. L'opération de skin-pass, modélisée par un allongement uniforme, conduit à un profil des contraintes résiduelles semblable à celui après recuit, mais de niveau un peu plus faible ; elle efface l'effet du bobinage préalable. Les bobinages qui suivent sont modélisés par des flexions 4 points. Le bobinage sur le rayon interne plastifie une grande partie de l'épaisseur du Triplam, tandis que le bobinage sur le rayon externe n'a pas d'effet significatif. Par ailleurs, l'ordre des bobinages successifs ($R_{int.}-R_{ext.}-R_{int.}$ ou $R_{ext.}-R_{int.}-R_{ext.}$) a une faible incidence sur les contraintes résiduelles résultantes. Le décintrage consiste en des plastifications successives par flexion - contre-flexion, de façon à détensionner progressivement la plaque. Le faible nombre de rouleaux actifs (6 rouleaux ici, dont 5 efficaces) conduit à des gradients de contraintes encore significatifs, et à des contraintes résiduelles encore non négligeables. Pour mieux homogénéiser les contraintes résiduelles dans l'épaisseur, il conviendrait d'augmenter le nombre de rouleaux actifs, et donc le

nombre de flexions efficaces (plastifiantes). Les contraintes résiduelles longitudinales obtenues par le calcul après le décintrage se rapprochent de celles obtenues expérimentalement, par leur forme antisymétrique, leur ordre de grandeur et la non existence de discontinuité des contraintes aux interfaces. En effet, la discontinuité des contraintes résiduelles disparaît grâce à l'opération de décintrage. En revanche, à mi-épaisseur de la plaque les contraintes résiduelles obtenues expérimentalement correspondent à celles obtenues par le calcul avant le décintrage. Ces constatations ont permis de confirmer qu'en réalité le décintrage n'a pas engendré de plastifications suffisamment intenses dans le Triplam. Les résultats sur les plaques Triplam de faibles épaisseurs (0,60 et 1,27 mm) montrent que les répartitions des contraintes résiduelles y sont peu influencées par les opérations de bobinage et de décintrage, et résultent plutôt du recuit et du skin-pass, tandis que celles dans la plaque d'épaisseur 2,00 mm résultent de l'ensemble des opérations, y compris du bobinage et du décintrage.

Perspectives

Notre modélisation rend correctement compte des contraintes résiduelles longitudinales, mais ne rend pas compte de manière réaliste des contraintes résiduelles transversales. Afin de calculer ces contraintes transversales, mises en évidence expérimentalement, il serait intéressant de développer, comme alternative au modèle présenté ici, un modèle plaque ou coque stratifiée, prenant en compte en particulier les effets d'outillage.

Par ailleurs, pour affiner la modélisation des contraintes résiduelles étape par étape, il conviendrait de disposer d'un prélèvement après chaque étape du cycle de fabrication, afin d'y mesurer les contraintes résiduelles résultantes et de valider ainsi les calculs étape par étape. Il est à souligner que de tels prélèvements sont sans doute industriellement difficiles sur une ligne de production, mais indispensables pour améliorer la modélisation. En ce qui concerne plus particulièrement les opérations de planage, celles-ci conduisent à l'atténuation des contraintes résiduelles ; pour une meilleure efficacité, il conviendrait de procéder à l'optimisation des paramètres tels que le nombre des rouleaux, les flèches imposées, la disposition relative des rouleaux, la taille des rouleaux ...

La mise en forme ultérieure d'une plaque Triplam (par emboutissage, fluotournage, repoussage ...) introduira bien sûr d'autres contraintes résiduelles qui se superposeront à celles étudiées dans ce travail. Mais il faudrait impérativement tenir compte également des différents états métallurgiques (taux d'écrouissage en particulier) dans l'épaisseur du Triplam. En effet, l'apparition ou non de défauts aux interfaces lors de la mise en forme résultera de l'influence conjointe des contraintes et de l'état d'écrouissage de la microstructure, qu'il sera alors nécessaire de décrire avec précision.

Annexe 1 : Principe de la méthode de mesure des contraintes résiduelles par la méthode du trou

Cette méthode consiste en un enlèvement de matière par perçage d'un trou dans la pièce ; les déformations résultant des contraintes libérées sont mesurées à l'aide d'une rosette centrée sur le trou ; les contraintes résiduelles principales existant dans la pièce sont calculées à partir de ces déformations. Le principe de calcul est basé sur les hypothèses suivantes :

- le matériau est supposé homogène, isotrope et élastique linéaire,
- l'état des contraintes dans la pièce est un état de contraintes planes,
- les contraintes sont constantes dans l'épaisseur de chaque pas de matière enlevée,
- le perçage n'introduit pas de contraintes supplémentaires, et ne plastifie pas le bord du trou,
- pour la méthode du trou traditionnelle, la relaxation des contraintes est supposée complète lorsque la profondeur du trou atteint 1,2 à 1,5 fois le diamètre du foret.

Etat I (plaque sans trou) :

On suppose un élément de plaque de centre O et à ses bords, des contraintes uniformes orthogonales σ_x et σ_y , contraintes résiduelles principales en O (Fig. A-1). Les contraintes radiale (σ_r) et tangentielle (σ_θ) en 1 point M de coordonnées polaires r, θ sont définies par :

$$\sigma_r = \sigma_x \cos^2 \theta + \sigma_y \sin^2 \theta$$

$$\sigma_\theta = \sigma_x \sin^2 \theta + \sigma_y \cos^2 \theta$$

$$\sigma_r = (\sigma_x + \sigma_y)/2 + (\sigma_x - \sigma_y)/2 \cos 2\theta$$

$$\sigma_\theta = (\sigma_x + \sigma_y)/2 - (\sigma_x - \sigma_y)/2 \cos 2\theta$$

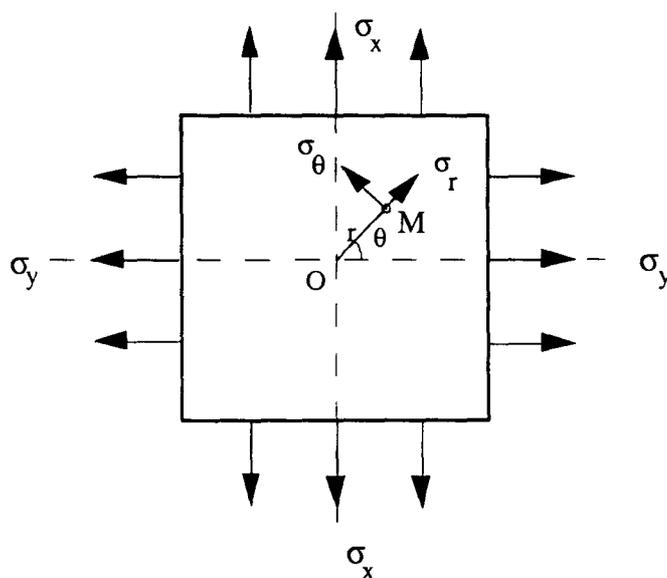


Figure A-1 : Etat de contraintes dans un élément de plaque carré de centre O.

Etat II (plaque percée) :

Après avoir percé un trou de diamètre $2a$ centré en O (Fig. A-2), les contraintes σ_r et σ_θ sont modifiées de la manière suivante :

$$\sigma_r = (\sigma_x + \sigma_y)/2(1 - a^2/r^2) + (\sigma_x - \sigma_y)/2(1 + 3a^4/r^4 - 4a^2/r^2)\cos 2\theta$$

$$\sigma_\theta = (\sigma_x + \sigma_y)/2(1 + a^2/r^2) - (\sigma_x - \sigma_y)/2(1 + 3a^4/r^4)\cos 2\theta$$

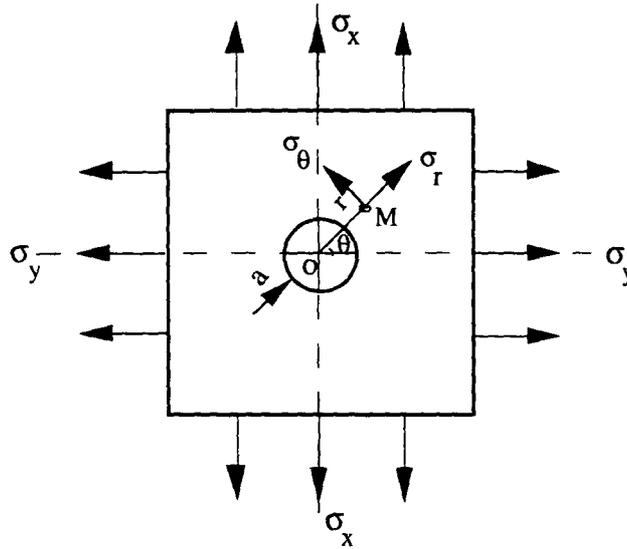


Figure A-2 : Même élément de plaque, percé en son centre.

Les variations des contraintes radiale et tangentielle à la distance r du trou de diamètre $2a$ s'expriment alors par :

$$\Delta\sigma_r = -a^2/r^2(\sigma_x + \sigma_y)/2 + (\sigma_x - \sigma_y)/2(3a^4/r^4 - 4a^2/r^2)\cos 2\theta$$

$$\Delta\sigma_\theta = a^2/r^2(\sigma_x + \sigma_y)/2 - (\sigma_x - \sigma_y)/2(3a^4/r^4)\cos 2\theta$$

Conformément à la loi de HOOKE, les déformations radiale ϵ_r et tangentielle ϵ_θ résultant des variations de contrainte $\Delta\sigma_r$ et $\Delta\sigma_\theta$ s'écrivent :

$$\epsilon_r = - (1+\nu)(\sigma_x + \sigma_y)/2E(a^2/r^2) + (\sigma_x - \sigma_y)/2E[(1+\nu).3(a^4/r^4) - 4(a^2/r^2)]\cos 2\theta$$

$$\epsilon_\theta = (1+\nu)(\sigma_x + \sigma_y)/2E(a^2/r^2) - (\sigma_x - \sigma_y)/2E[(1+\nu)(3a^4/r^4) - 4\nu(a^2/r^2)]\cos 2\theta$$

où E et ν sont respectivement le module d'Young et le coefficient de Poisson du matériau.

En pratique, nous utilisons une rosette 3 jauges à 45° , collée centrée sur le trou (Fig. A-3).

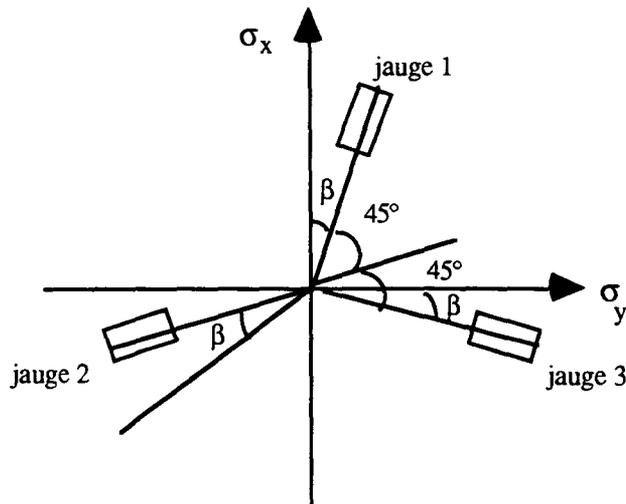


Figure A-3 : Position des jauges par rapport aux directions principales.

On peut écrire la déformation radiale due à la relaxation sous la forme :

$$\epsilon_r = \bar{A}(\sigma_x + \sigma_y) + \bar{B}(\sigma_x - \sigma_y)\cos 2\theta = a + b \cos 2\theta$$

où :

$$\bar{A} = - (1+\nu)/2E(a^2/r^2) \quad , \quad \bar{B} = 2E[(1+\nu).3(a^4/r^4) - 4(a^2/r^2)]$$

$$a = \bar{A}(\sigma_x + \sigma_y) \quad , \quad b = \bar{B}(\sigma_x - \sigma_y)$$

On obtient la déformation de chaque jauge en remplaçant par l'angle θ correspondant dans les équations précédentes :

- jauge 1 : soit $\epsilon_1 = \epsilon_r$	pour	$\theta_1 = 90^\circ - \beta$	soit	$\epsilon_1 = a - b\cos 2\beta$
- jauge 2 : soit $\epsilon_2 = \epsilon_r$	pour	$\theta_2 = 45^\circ - \beta$	soit	$\epsilon_2 = a + b\sin 2\beta$
- jauge 3 : soit $\epsilon_3 = \epsilon_r$	pour	$\theta_3 = -\beta$	soit	$\epsilon_3 = a + b\cos 2\beta$

On en déduit :

$$a = (\epsilon_1 + \epsilon_3)/2$$

$$b \cos 2\beta = (\epsilon_3 - \epsilon_1)/2$$

$$-b \sin 2\beta = a - \epsilon_2 = (\epsilon_1 - 2\epsilon_2 + \epsilon_3)/2$$

d'où :

$$\operatorname{tg} 2\beta = (\epsilon_1 - 2\epsilon_2 + \epsilon_3)/(\epsilon_1 - \epsilon_3)$$

$$b = 1/2 \sqrt{(\epsilon_3 - \epsilon_1)^2 + (\epsilon_1 - 2\epsilon_2 + \epsilon_3)^2}$$

Donc :

$$\begin{cases} \sigma_1 = a / 2\bar{A} + b / 2\bar{B} = (\epsilon_1 + \epsilon_3) / 4\bar{A} + \sqrt{2} / 4\bar{B} \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2} \\ \sigma_2 = a / 2\bar{A} - b / 2\bar{B} = (\epsilon_1 + \epsilon_3) / 4\bar{A} - \sqrt{2} / 4\bar{B} \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2} \end{cases}$$

Les coefficients \bar{A} et \bar{B} sont obtenus par étalonnage expérimental.

Etalonnage expérimental :

Celui-ci s'effectue par un essai de traction simple sur une éprouvette de même nature que la pièce à étudier (Fig. A-4). On mesure les déformations des 3 jauges d'une rosette à 45°, dues à différents chargements, avant et après perçage au centre de la rosette.

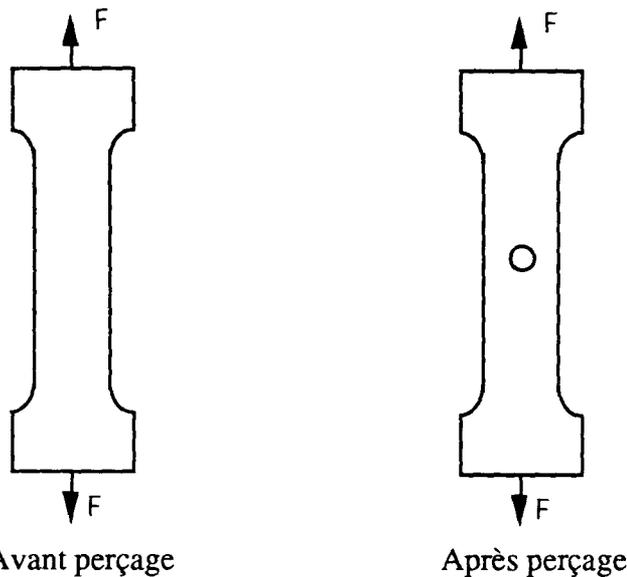


Figure A-4 : Eprouvette de traction utilisée pour l'étalonnage de la méthode du trou.

Les déformations mesurées avant et après perçage sont respectivement désignées par ϵ_a et ϵ_b . Les déformations induites par relaxation lors du perçage s'écrivent alors :

$$\epsilon_{ci} = \epsilon_{bi} - \epsilon_{ai} \quad i = 1 \text{ à } 3 \text{ pour les 3 jauges de la rosette}$$

D'après la théorie exposée précédemment :

$$\epsilon_{ci} = \bar{A}(\sigma_x + \sigma_y) + \bar{B}(\sigma_x - \sigma_y)\cos 2\theta$$

Dans le cas d'une traction pure : $\sigma_y = \sigma_c$, $\sigma_1 = 0$

donc : $\epsilon_{ci} = \sigma_c (\bar{A} - \bar{B}\cos 2\theta)$

soit pour les jauges 1 et 3 $\epsilon_{c1} = \sigma_c (\bar{A} + \bar{B} \cos 2\theta)$

$$\epsilon_{c3} = \sigma_c (\bar{A} - \bar{B} \cos 2\theta)$$

d'où l'on tire :

$$\bar{A} = (\epsilon_{c1} + \epsilon_{c3}) / 2\sigma_c \quad , \quad \bar{B} = (\epsilon_{c1} - \epsilon_{c3}) / 2\sigma_c \cos 2\theta$$

et

$$\operatorname{tg} 2\theta = (\epsilon_{c1} - 2\epsilon_{c2} + \epsilon_{c3}) / (\epsilon_{c1} - \epsilon_{c3})$$

Annexe 2 : Principe de la méthode de mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X

Chaque grain d'un polycristal peut être considéré comme un monocristal et chaque monocristal est un empilement régulier d'atomes. Dans un cristal, la distance entre plans cristallins d'indices de Miller h,k,l , est appelée distance interréticulaire d_{hkl} . La diffraction d'un faisceau de rayons X sur ces plans suit la loi de Bragg :

$$2d_{hkl} \cdot \sin\theta_0 = \lambda$$

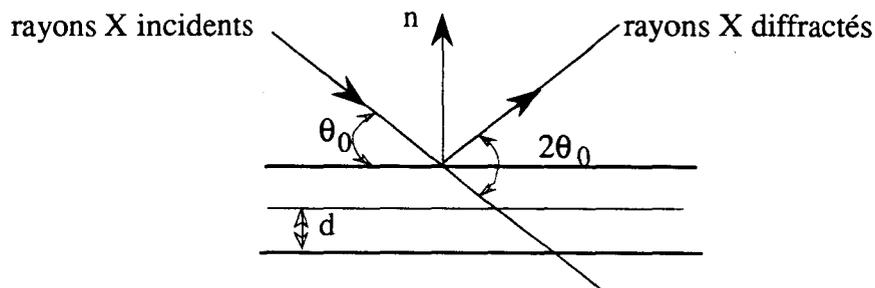


Figure A-5 : Schéma de la loi de Bragg.

λ : Longueur d'onde du rayonnement utilisé

d_{hkl} : distance interréticulaire, matériau non déformé

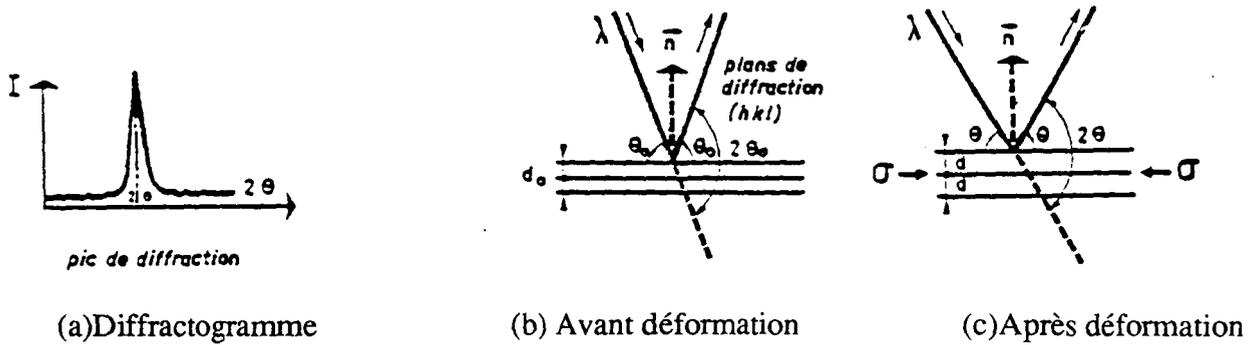
θ_0 : angle d'incidence, matériau non déformé

Dans le cas d'un matériau déformé, la distance d est modifiée de la quantité Δd ; la distance interréticulaire joue alors le rôle de jauge de déformation.

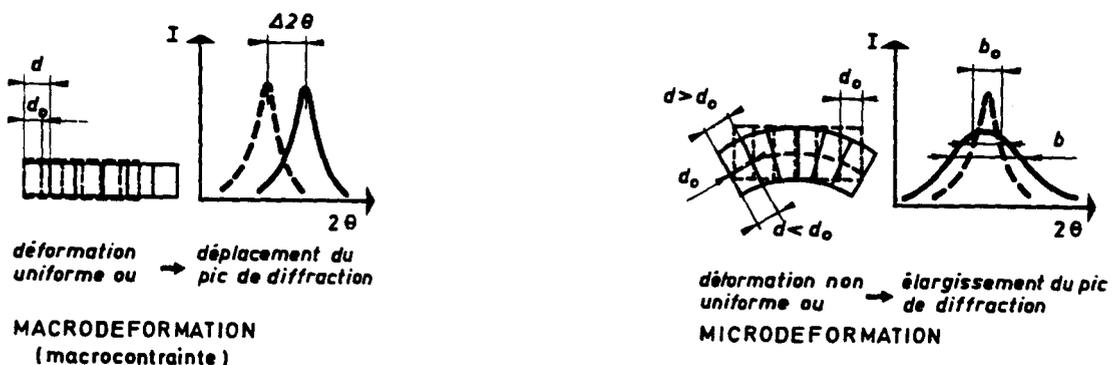
En dérivant, dans la loi de Bragg, par rapport à d_{hkl} , on obtient la déformation ϵ :

$$\epsilon = (\Delta d/d_0)_{hkl} = -1/2 \cotan \theta_0 \cdot \Delta(2\theta)$$

A l'aide d'un diffractomètre, on peut enregistrer l'intensité du rayonnement diffracté en fonction de 2θ . Les pics obtenus sur cet enregistrement caractérisent les plans diffractants définis par l'angle θ qui nous permet de calculer directement la valeur de ϵ .

Figure A-6 : Diffraction par les plans $\langle h k l \rangle$.

Par la présence du facteur " $\cotan \theta_0$ " dans la formule précédente, la précision de mesure dépend de la valeur de θ ; pour une contrainte donnée, il faut donc travailler sur un pic situé aux grands angles de diffraction (en pratique, il convient d'utiliser $2\theta > 140^\circ$). On peut considérer deux échelles de mesure de la déformation d'un cristal : l'échelle macroscopique et l'échelle microscopique [MAE88]. A l'échelle macroscopique, on considère que la déformation est uniforme ; la distance interréticulaire passe de d_0 à d . Dans ce cas, il y a un simple déplacement du pic de diffraction (Fig. A-7-a). A l'échelle microscopique, on considère que la déformation n'est pas uniforme dans le cristal ; donc la valeur de la distance interréticulaire oscille autour de d_0 . Dans ce cas, il y a élargissement du pic de diffraction, qui peut être caractérisé par la mesure de la largeur du pic à mi-hauteur, b (Fig. A-7-b).



(a)

(b)

Figure A-7 : Déplacement (a) et élargissement (b) d'un pic de diffraction sous l'effet d'une déformation.

En général, ces deux effets se superposent. Trois techniques différentes nous permettent de

déterminer les contraintes résiduelles à partir des déformations résiduelles mesurées [RUU82] :

- la technique à un angle ("single or one angle technique"),
- la technique à 2 angles ("two angle technique"),
- la technique sinus-carré-psi ("sin-square-psi technique").

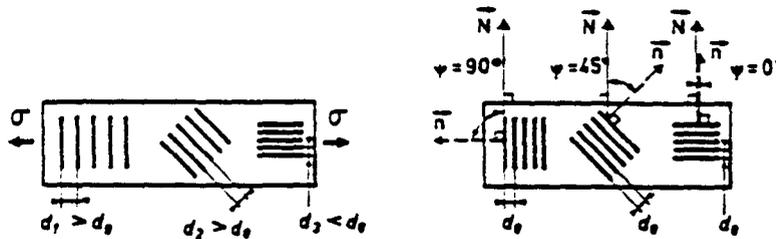


Figure A-8: Variation de d_{hkl} en fonction de l'orientation des plans $\langle hkl \rangle$ par rapport à l'axe de changement.

(ψ : angle entre l'orientation des plans cristallins et le plan défini par les rayons X incident et diffracté)

La technique sinus-carré-psi est la plus répandue. L'angle ψ est l'angle entre l'orientation des plans cristallins et le plan défini par les rayons X incident et diffracté. On peut relier la déformation ϵ dans une direction définie par l'angle ψ , à la contrainte σ en faisant l'hypothèse d'un matériau élastique, homogène et isotrope.

Annexe 3 : Contraintes résiduelles résultant d'une plastification par flexion

Nous exposons ici le calcul théorique de la répartition des contraintes résiduelles après flexion 4 points puis décharge d'une poutre constituée d'un matériau homogène, isotrope, de comportement élastique linéaire - parfaitement plastique.

On considère une poutre droite de section rectangulaire constante ($b \cdot h$) reposant sur deux appuis simples en A et B (portée l_1+2l_2) et chargée symétriquement en 2 points C et D ; les diagrammes des efforts tranchants et des moments fléchissants correspondants sont définis sur la figure A-9.

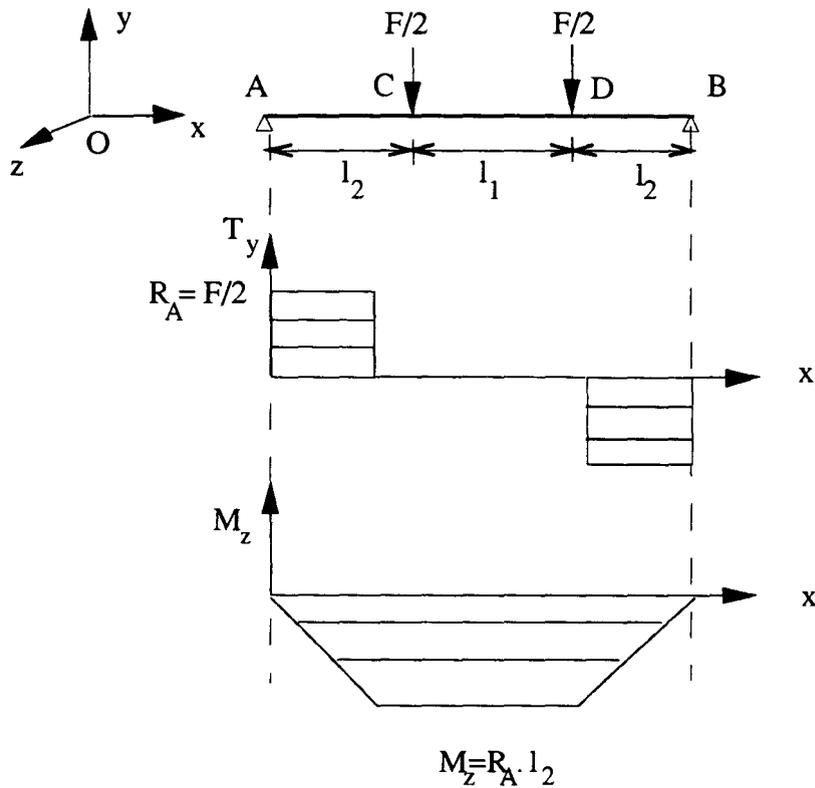


Figure A-9 : Diagrammes des efforts tranchants et des moments fléchissants pour une poutre chargée symétriquement.

On suppose les hypothèses habituelles de la résistance des matériaux concernant les poutres droites soumises à de la flexion plane simple, à savoir que :

- l'état de contrainte est uniaxial ($\sigma_{xx} \neq 0$, $\sigma_{yy} = \sigma_{zz} = \sigma_{xy} = \sigma_{yz} = \sigma_{zx} = 0$)
- les section droites, planes avant déformation, restent planes et perpendiculaires à la ligne moyenne après déformation (hypothèse de Barré de Saint-Venant).

Dans la zone la plus sollicitée, où $M_z = R_A \cdot l_2$, trois cas de répartition des contraintes dans une section droite peuvent se présenter.

1- Comportement purement élastique :

Dans ces conditions, les contraintes dans une section droite de moment fléchissant M_{fz} sont définies par :

$$\sigma_{xx} = M_z \cdot y / I_{Gz}$$

tant que la contrainte normale maximale $\sigma_{xx,max} = M_z \cdot h / 2I_{Gz}$ est inférieure ou égale à σ_e (la limite d'élasticité du matériau étudié).

Après décharge, il y a retour élastique et aucune contrainte résiduelle n'en résulte.

2- Comportement élastique - partiellement parfaitement plastique :

Dans ce cas,

$$\sigma_{xx} = M_z \cdot y / I_{Gz} \quad \text{dans la partie élastique de la section droite}$$

et $\sigma_{xx} = \sigma_e$ dans la partie plastique

Après décharge, il y a retour élastique, c'est à dire que les deux états de contrainte sous charge et après décharge, se superposent, résultant en la répartition des contraintes résiduelles.

3- Comportement totalement parfaitement plastique

Dans ce cas,

$$\sigma_{xx} = \pm \sigma_e \quad \text{dans toute la section droite}$$

Après décharge, il y a retour élastique résultant les contraintes résiduelles.

Calcul analytique des contraintes résiduelles dans le cas où les 3/4 de l'épaisseur totale de la poutre sont plastifiés :

On se propose ici de calculer la charge à appliquer pour obtenir la plastification d'une épaisseur $3h/8$ de part et autre de la couche moyenne, conformément à la figure A-10, sur laquelle est définie la répartition des contraintes normales correspondantes.

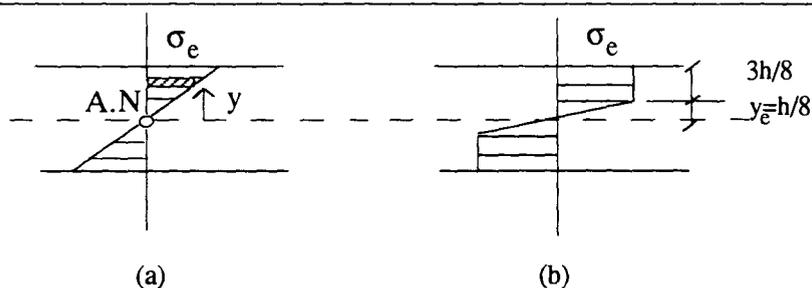


Figure A-10 : Répartition des contraintes dans l'épaisseur due à une flexion plane simple :

a) dans le cas d'une plastification des fibres les plus éloignées

b) dans le cas d'une plastification des 3/4 de l'épaisseur ($y_e = h/8$)

Plus exactement, nous nous proposons de définir le coefficient f correspondant défini par :

$$f = M_p / M_e$$

avec :

M_p : moment nécessaire pour la plastification des $3h/4$ d'épaisseur (dès $y = h/8$)

M_e : moment nécessaire pour la plastification des fibres les plus éloignées (en $y = h/2$)

Dans le cas d'une plastification totale de la poutre on peut écrire :

$$M_{ult} = 2 \int_0^{+h/2} \sigma_e \cdot y \cdot b \cdot dy$$

$$M_{ult} = 2 [F \cdot h / 4] = 2 [(\sigma_e \cdot b \cdot h / 2) \cdot (h / 4)] = (\sigma_e \cdot b \cdot h^2) / 4$$

$$M_e = 2 \int_0^{+h/2} 2\sigma_e \cdot \frac{y}{h} \cdot b \cdot dy$$

$$M_e)_{y=h/2} = (\sigma_e \cdot b \cdot h^2) / 6$$

$$f = M_{ult} / M_e = 1,5$$

avec

M_{ult} : Moment appliqué pour plastifier toute l'épaisseur de la plaque

Dans le cas de la plastification partielle, les équations des moments s'écrivent :

$$M_p = M_1 + M_2 = 2 \int_0^{+h/2} \sigma_e \cdot y \cdot b \cdot dy$$

$$M_1 = 2 \int_{h/8}^{+h/2} \sigma_e \cdot y \cdot b \cdot dy$$

$$M_2 = 2 \int_0^{+h/8} \sigma_e \cdot y \cdot b \cdot dy$$

$$M_1 = 2 [(h/8 + 3h/2 \cdot 8) \cdot (3h/8) \cdot \sigma_e \cdot b] = 15/64 (\sigma_e \cdot b \cdot h^2)$$

$$M_2 = 2 [(2/3(h/8) \cdot 1/2 \cdot (h/8) \cdot \sigma_e \cdot b)] = 1/96 (\sigma_e \cdot b \cdot h^2)$$

$$M_p = 47/192 (\sigma_e \cdot b \cdot h^2)$$

$$M_e = 2 \int_0^{+h/2} 2\sigma_e \cdot \frac{y}{h} \cdot b \cdot dy$$

$$M_{fe} = 2 [1/2 \cdot (h/2) \cdot 1/2 \cdot (2h/3) \cdot \sigma_e \cdot b] = 1/6 (\sigma_e \cdot b \cdot h^2)$$

$$\Rightarrow f = 47/32 \cong 1,47$$

$$\text{soit } M_{fp} \cong 1,47 M_e \quad \text{pour la plastification de } 3h/4$$

comportement de la poutre	Etat des contraintes		
	contraintes sous charge	contraintes de décharge	contraintes résiduelles
(a) élastique			
(b) totalement plastique			
(c) partiellement plastique			

σ_C : contrainte en chargement

σ_D : contrainte fictive de décharge ($0 \leq \sigma_D \leq 2\sigma_e$)

où $f = M_Z / M_e$

Figure A-11 : répartition des contraintes résiduelles dans la section droite d'une poutre soumise à de la flexion plane simple dans le cas d'un comportement :

(a) élastique : $M_Z \leq M_e$ avec $M_e = I\sigma_e / y$

(b) élasto-parfaitement plastique (totalement plastifié) : $M_Z = 1,5M_e$

(c) élasto-parfaitement plastique (partiellement plastifié) : $M_e \leq M_Z \leq 1,5M_e$

D'où la charge nécessaire F pour plastifier $3h/4$ de l'épaisseur est :

$$M_{fp} = F/2 \cdot l_1$$

$$M_{fp} = f \cdot M_{fe} = 47/32 \left(\frac{1}{6} \cdot \sigma_e \cdot b \cdot h^2 \right)$$

$$\Rightarrow F = 47/96 \cdot \left(\sigma_e \cdot b \cdot h^2 / l_1 \right)$$

Les contraintes résiduelles s'expriment par :

$$\sigma_R = \sigma_D + \sigma_C$$

avec :

σ_C : contrainte appliquée à la charge

σ_D : contrainte à la décharge

σ_R : contrainte résiduelle après la décharge

Etant donné le caractère antisymétrique de ces contraintes par rapport au plan médian, nous traitons uniquement une demi-section :

Pour la contrainte à la décharge σ_D , nous avons :

$$\begin{cases} y = 0 & \left\{ \begin{array}{l} y = h/2 \\ \sigma_D = 0 \end{array} \right. \\ \sigma_D = 0 & \left\{ \begin{array}{l} \sigma_D = f \cdot \sigma_e = (47/32) \cdot \sigma_e \end{array} \right. \end{cases}$$

$$\Rightarrow \sigma_D = (47/16h) \cdot \sigma_e \cdot y$$

La contrainte appliquée à la charge s'écrit :

1) pour $0 < y < h/8$ (partie élastique)

$$y = 0 \quad y = h/2$$

$$\sigma_C = 0 \quad \sigma_C = \sigma_e$$

$$\Rightarrow \sigma_C = (8/h) \cdot \sigma_e \cdot y$$

2) pour $h/8 < y < h/2$ (partie plastique)

$$\Rightarrow \sigma_C = \sigma_e$$

La répartition des contraintes résiduelles s'exprime alors par :

$$0 < y < h/8 \quad , \quad \sigma_C > \sigma_D, \quad \sigma_R = (47/16h) \cdot \sigma_e \cdot y - (8/h) \cdot \sigma_e \cdot y < 0 \quad (\text{compression})$$

$$h/8 < y < h/2 \quad , \quad \sigma_C < \sigma_D, \quad \sigma_R = (47/16h) \cdot \sigma_e \cdot y - \sigma_e > 0 \quad (\text{traction})$$

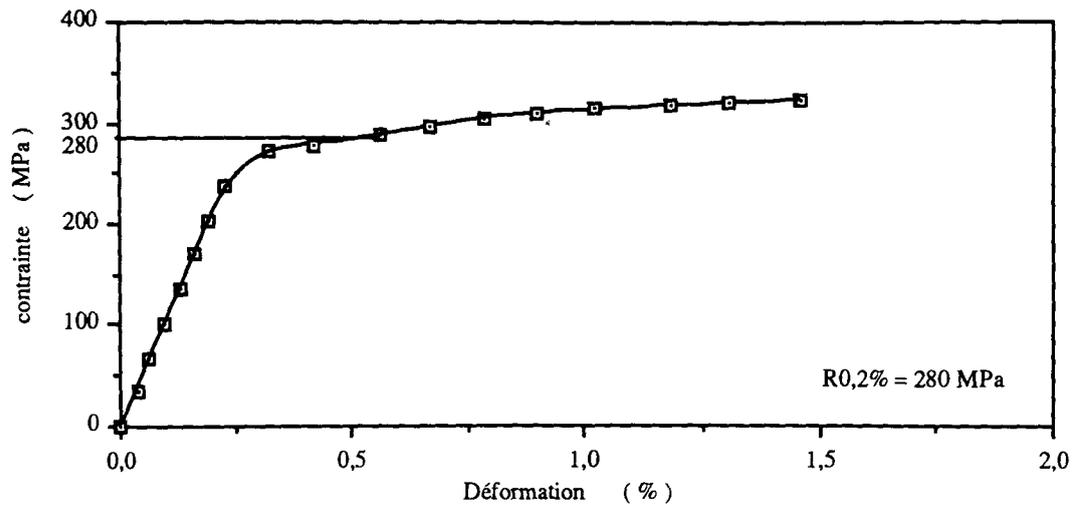
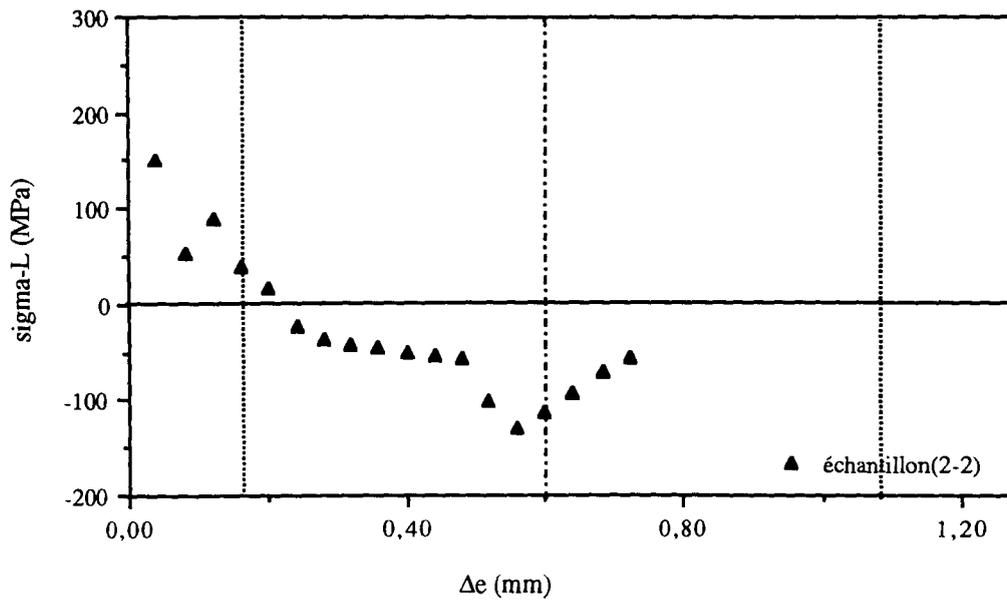


Figure A-12 : Courbe de traction monotone de l'acier A42 utilisé pour la validation de la méthode de mesure des contraintes résiduelles utilisant la dissolution électrochimique par un essai de flexion 4 points.

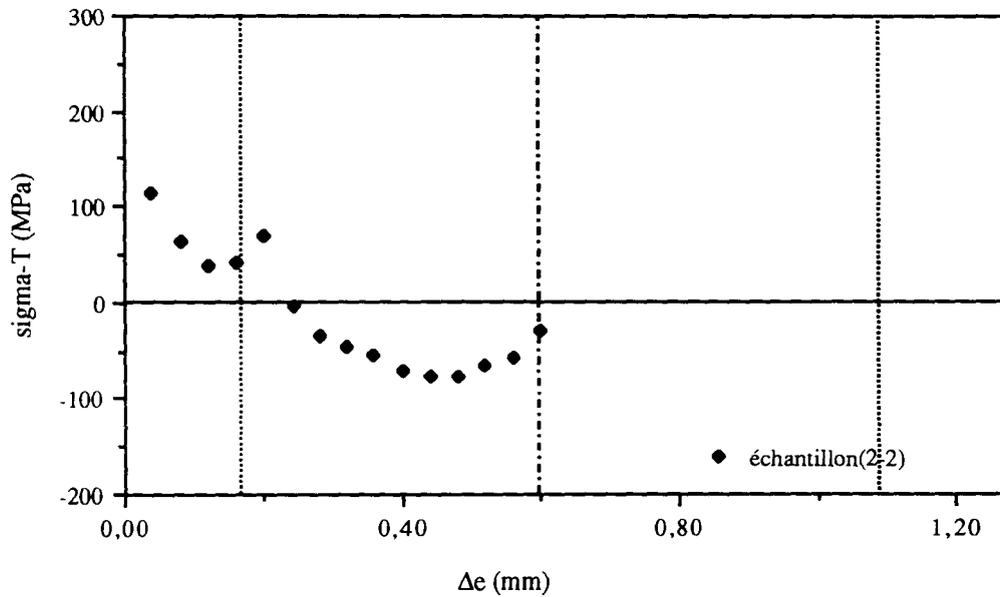
Annexe 4 : Résultats complémentaires de mesures des contraintes résiduelles dans les plaques Triplam par la méthode de dissolution électrochimique

Echantillon 2-2 : e = 1,27 mm				Echantillon 3-2 : e = 2,00 mm			
ϵ_a ($\mu\text{m/m}$)	ϵ_b ($\mu\text{m/m}$)	ϵ_c ($\mu\text{m/m}$)	Δe (mm)	ϵ_a ($\mu\text{m/m}$)	ϵ_b ($\mu\text{m/m}$)	ϵ_c ($\mu\text{m/m}$)	Δe (mm)
0	0	0	0	0	0	0	0
-10	-9	3	0,015	53	69	72	0,028
-24	-14	-7	0,057	98	141	156	0,05
-70	-60	-45	0,093	130	201	231	0,08
-81	-69	-42	0,12	153	244	286	0,107
-103	-88	-53	0,14	178	295	353	0,129
-138	-109	-70	0,18	192	328	397	0,16
-171	-156	-120	0,23	192	340	416	0,19
-228	-216	-170	0,38	172	334	422	0,24
-293	-240	-158	0,43	171	336	427	0,278
-393	-267	-110	0,53	170	366	478	0,337
-380	-256	-96	0,6	124	395	559	0,557
-324	-226	-123	0,69	87	398	604	0,67
-316	-256	-156	0,72	52	409	654	0,791
-229	-236	-228	0,81	39	415	650	0,942
Echantillon 2-3 : e = 1,27 mm				45	411	630	1,039
0	0	0	0	63	421	640	1,15
-13	6	9	0,031	91	447	646	1,294
-27	-3	3	0,06	75	450	655	1,395
-52	-29	-17	0,089				
-82	-52	-27	0,135				
-119	-88	-40	0,162				
-192	-109	-90	0,195				
-211	-135	-124	0,223				
-272	-207	-197	0,334	Echantillon 3-4 : e = 2,00 mm		Face opposée	
-330	-279	-213	0,46	0	0	0	0
-378	-294	-164	0,563	0	-2	-2	0,04
-384	-288	-133	0,693	-4	-7	-9	0,08
-350	-331	-202	0,784	-14	-18	-22	0,12
-360	-336	-204	0,752	-28	-33	-38	0,16
Echantillon 2-4 : e = 1,27 mm				-42	-46	-53	0,20
0	0	0	0	-53	-54	-57	0,24
-5	-9	-11	0,025	-67	-62	-60	0,28
-50	-23	-26	0,042	-78	-72	-64	0,32
-70	-30	-35	0,058	-90	-83	-69	0,36
-95	-59	-59	0,11	-101	-98	-77	0,40
-115	-84	-78	0,13	-128	-128	-99	0,48
-135	-100	-85	0,142	-160	-157	-130	0,56
-137	-108	-97	0,163	-192	-182	-155	0,64
-181	-159	-152	0,238	-220	-206	-166	0,72
-242	-210	-203	0,318	-238	-226	-173	0,80
-280	-244	-207	0,43	-250	-238	-178	0,88
-354	-275	-176	0,487	-248	-233	-175	0,96
-364	-273	-148	0,602	-237	-216	-166	1,04
-300	-249	-159	0,708	-216	-191	-156	1,12
-195	-266	-215	0,772	-195	-178	-153	1,16
				-172	-160	-164	1,28

Tableau II-8-1 : Microdéformations relevées par les jauges d'extensométrie collées sur les échantillons.

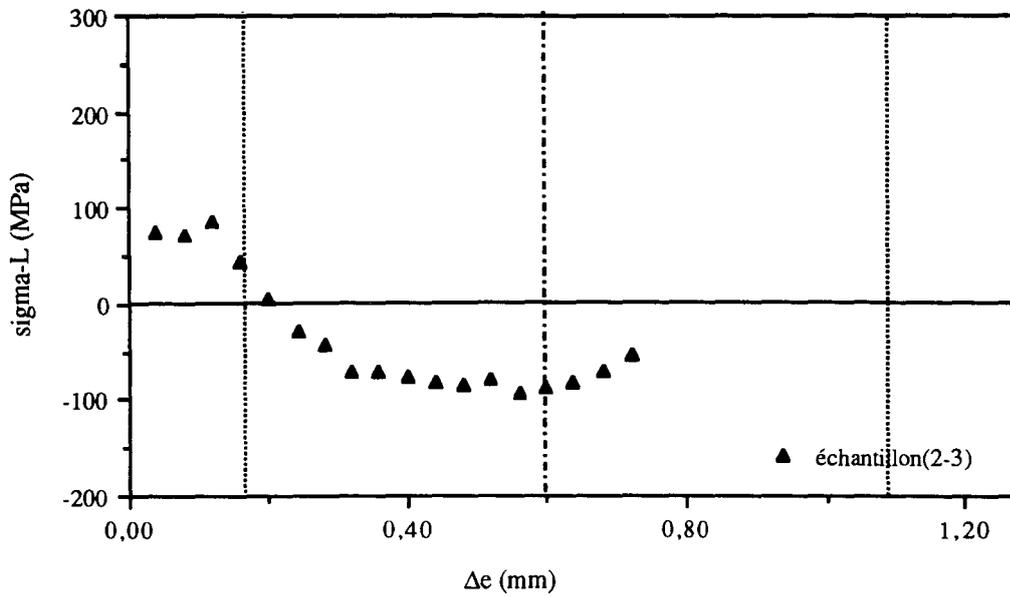


(a)

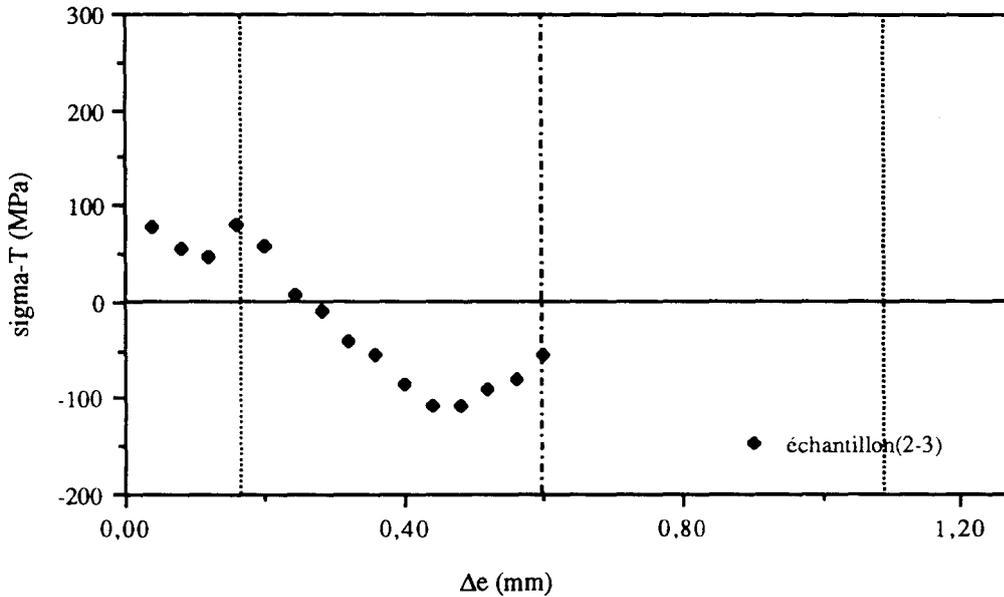


(b)

Figure II-13-1 : Répartition des contraintes résiduelles mesurées dans la plaque Triplam d'épaisseur 1,27 mm (a) dans le sens du laminage (b) et dans le sens travers .

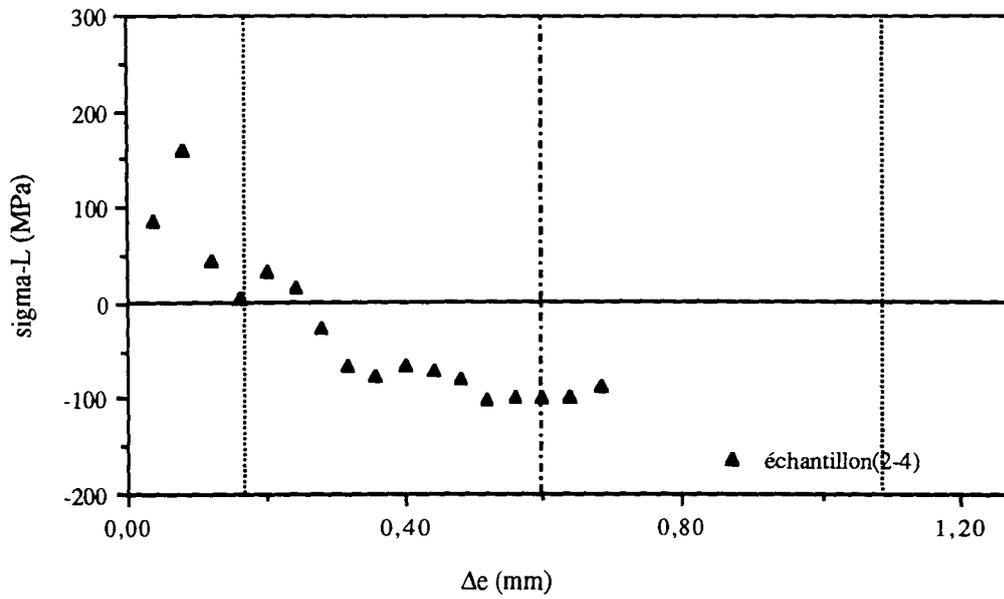


(a)

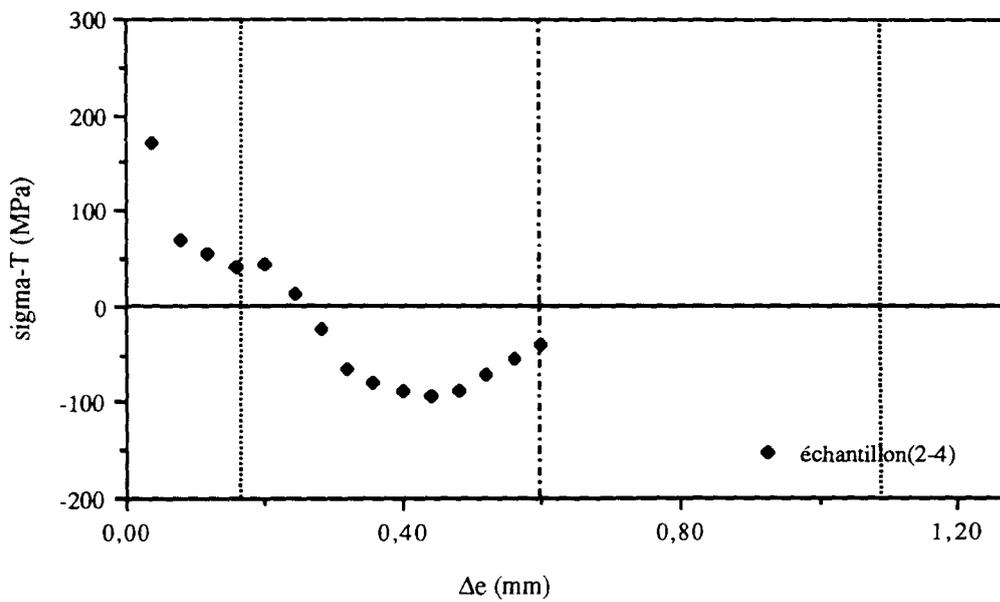


(b)

Figure II-13-2 : Répartition des contraintes résiduelles mesurées dans la plaque Triplam d'épaisseur 1,27 mm (a) dans le sens du laminage (b) et dans le sens travers.

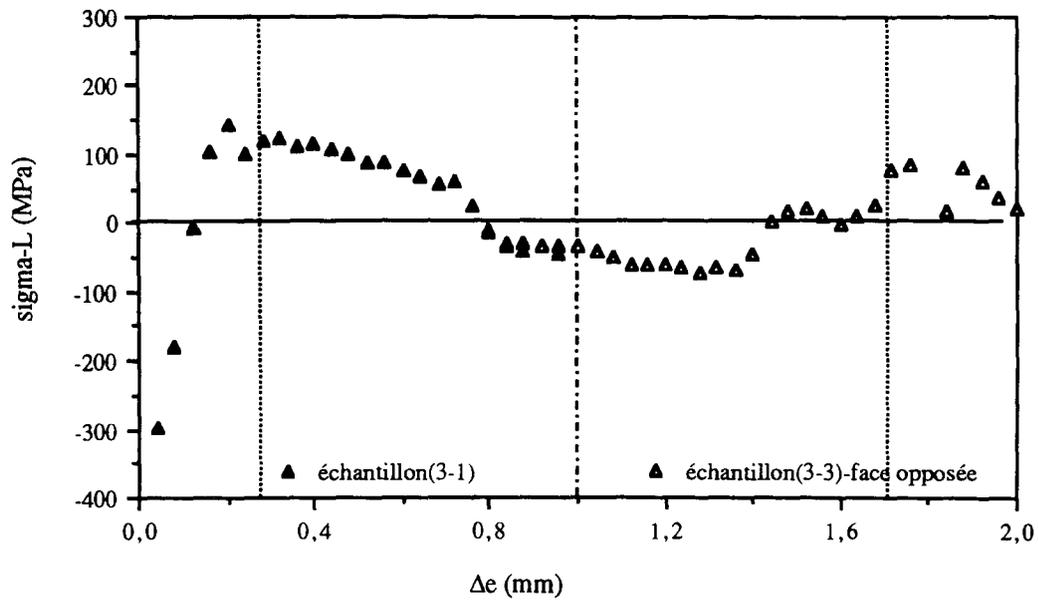


(a)

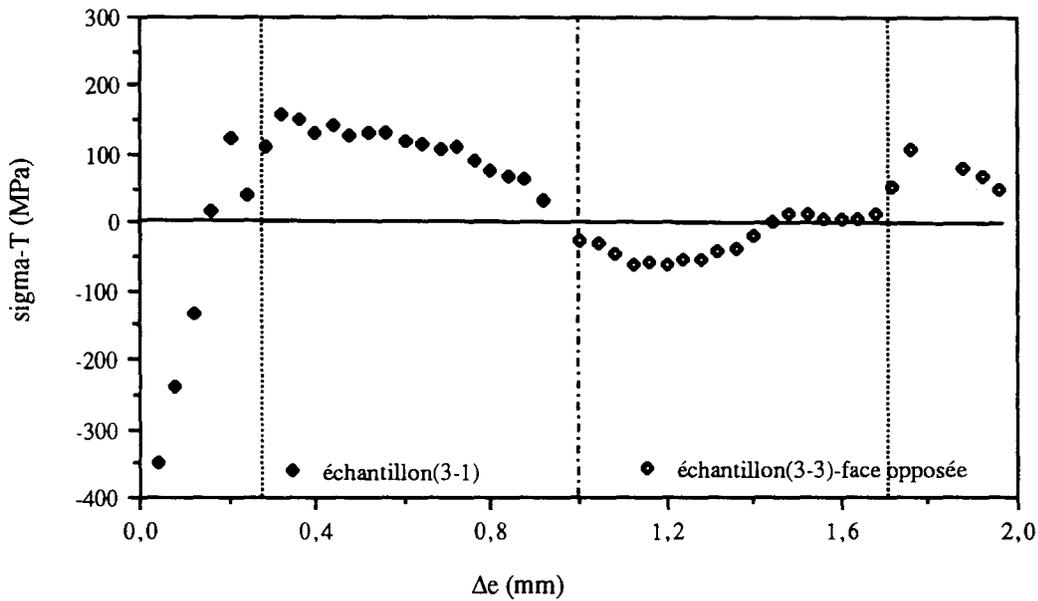


(b)

Figure II-13-3 : Répartition des contraintes résiduelles mesurées dans la plaque Triplam d'épaisseur 1,27 mm (a) dans le sens du laminage (b) et dans le sens travers.



(a)



(b)

Figure II-14-1 : Répartition des contraintes résiduelles mesurées dans la plaque Triplam d'épaisseur 2,00 mm (a) dans le sens du laminage (b) et dans le sens travers.

Références bibliographiques

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

[ASM90] Metals Handbook, "Forming and Forging", Ninth Edition, Volume 14, ASM international, 1989.

[ASM90] Metals Handbook, "Properties and selection" Irons, Steels and high-performance Alloys, Volume 1, Tenth Edition, ASM International, 1990.

[BAQ73] P. BAQUE, E. FELDER, J. HYAFIL, Y. DESCATHA ; "Mise en forme des métaux. Calculs par la plasticité", Tomes 1 et 2, Dunod, 1973.

[BAR91] J. BARRALIS, G. MAEDER ; "Elaboration, structures-propriétés et normalisation", Presses AFNOR / NATHAN, 1991.

[BAR93] J. BARRALIS, G. MAEDER ; "Précis de métallurgie, Elaboration, structures-propriétés et normalisation", Presses AFNOR / NATHAN, 6^e édition, Janvier 1993.

[BOU94] J.Y. BOURGON, O. GUILLARD, O. FRADIN, P. CAUT ; "Maîtrise du planage des feuilles de train à bandes", La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux, Sept. 1994.

[BOU94] J.Y. BOURGON, O. GUILLARD, C. HOFF, J. LOUBET ; Evaluation du cépage transversal des planeuses et conséquences sur la planéité des tôles et des feuilles", Rapport interne LAMEF IRSID-France, Mai 1994.

[BOU94] J.Y. BOURGON, O. GUILLARD, B. GUILLARDEAU, K. EBERWEIN, M. BOUILLOT ; "Modeling of the leveling process and application to heavy plate mills and strip finishing mills", METEC Congress, Vol. 2, June 1994, P. 112-119.

[BRA91] P.C. BRAND ; "Stress measurements by means of neutron diffraction", Thèse de doctorat de l'Université, Université Twente, Netherlands, 1991.

[CAR90] A. CARMET, J. SOCQUET ; "Influence des contraintes résiduelles de soudage sur les conditions de rupture d'appareils à pression", Contraintes résiduelles et nouvelles technologies laser, revêtement plasma et composite à matrice métallique, CETIM-Senlis, 1990.

[CHA93] R. CHARNAY, P. GUIRALDENQ ; "Fracture resistance of bimaterial interface with the four point bending test : application to dental systems" (Pd-Ag, Pd-Au), The 3rd European Conference on Advanced Materials and Processes, 1993.

[CHO91] A. CHOUAF, M. IGNAT, Ph. NORMANDON, J.M. TERRIEZ ; "Mechanical reliability of film/substrate systems intended for electric packaging", Materials Research Society, Vol.203, 1991, p.177-182.

[COL73] "Cold Rolling of Steel", Manufacturing Engineering and Materials Processing/2, 1973,chapter 11, p. 661-664.

[COL90] C. COLIN, Y. BIENVENU, J.L. KOUTNY, C. CLAEYS, L. CASTEX ; "Détermination des contraintes résiduelles dans l'assemblage Alumine/Inconel 600", Contraintes résiduelles et nouvelles technologies.laser, revêtement plasma et composite à matrice métallique, CETIM-Senlis, 1990.

[DOI65] O. DOI ; "Measurement of principal residual stresses in a plate when their directions are unknown", Bulletin of JSME, Vol.8, No.30, 1965, p. 150-158.

[DOI68] O. DOI, K. KATAOKA ; "Measurement of principal residual stresses in orthotropic plate", Bulltin of JSME, Vol.11, 1968, No.43, p. 8-13.

[ERM76] P.I. ERMAKOV, V.A. BASHCHUK, A.S. NESMEYANOV ; "Residual stresses occurring in bimetal tubes after thermal cycling", Chelyabinsk Polytecnic Institute, Translated from Problemy Prochnosti, no 10, October 1976, p. 92-94.

[EUV...] M.C. EUVRARD ; "Indication sur les conditions de fabrication, d'utilisation, de mise en oeuvre et de choix des aciers Triplex", Société Nouvelle des Aciéries de Pompey.

[FEJ87] K. FEJA ; "Residual stress evaluation of a cold-rolled steel stripe using x-rays and a layer removal technique", Material Science and Engineering, Vol.92, 1987, p. 13-21.

[FLA...] J.F. FLAVENOT, N. SKALLI ; "Influence des conditions de réctification sur les contraintes résiduelles introduites dans un acier 42 CD 4", CETIM-Information no 71, p. 58-66.

[FLA90] P. FLAHAUT, J. FOCT, M. FREMIOT ; "Comportement des fissures de fatigue à l'interface entre les deux aciers d'un plaquage bimétallique", 4^e journées internationales de printemps : Fatigue des composites à matrice métallique et des multimatériaux, Juin 1990.

[CHA93] R. CHARNAY, P. GUIRALDENQ ; "Fracture resistance of bimaterial interface with the four point bending test : application to dental systems" (Pd-Ag, Pd-Au), The 3rd European Conference on Advanced Materials and Processes, 1993.

[CHO91] A. CHOUAF, M. IGNAT, Ph. NORMANDON, J.M. TERRIEZ ; "Mechanical reliability of film/substrate systems intended for electric packaging", Materials Research Society, Vol.203, 1991, p.177-182.

[COL73] "Cold Rolling of Steel", Manufacturing Engineering and Materials Processing/2, 1973,chapter 11, p. 661-664.

[COL90] C. COLIN, Y. BIENVENU, J.L. KOUTNY, C. CLAEYS, L. CASTEX ; "Détermination des contraintes résiduelles dans l'assemblage Alumine/Inconel 600", Contraintes résiduelles et nouvelles technologies.laser, revêtement plasma et composite à matrice métallique, CETIM-Senlis, 1990.

[DOI65] O. DOI ; "Measurement of principal residual stresses in a plate when their directions are unknown", Bulletin of JSME, Vol.8, No.30, 1965, p. 150-158.

[DOI68] O. DOI, K. KATAOKA ; "Measurement of principal residual stresses in orthotropic plate", Bulltin of JSME, Vol.11, 1968, No.43, p. 8-13.

[ERM76] P.I. ERMAKOV, V.A. BASHCHUK, A.S. NESMEYANOV ; "Residual stresses occurring in bimetal tubes after thermal cycling", Chelyabinsk Polytecnic Institute, Translated from Problemy Prochnosti, no 10, October 1976, p. 92-94.

[EUV...] M.C. EUVRARD ; "Indication sur les conditions de fabrication, d'utilisation, de mise en oeuvre et de choix des aciers Triplex", Société Nouvelle des Aciéries de Pompey.

[FEJ87] K. FEJA ; "Residual stress evaluation of a cold-rolled steel stripe using x-rays and a layer removal technique", Material Science and Engineering, Vol.92, 1987, p. 13-21.

[FLA...] J.F. FLAVENOT, N. SKALLI ; "Influence des conditions de réctification sur les contraintes résiduelles introduites dans un acier 42 CD 4", CETIM-Information no 71, p. 58-66.

[FLA90] P. FLAHAUT, J. FOCT, M. FREMIOT ; "Comportement des fissures de fatigue à l'interface entre les deux aciers d'un plaquage bimétallique", 4^e journées internationales de printemps : Fatigue des composites à matrice métallique et des multimatériaux, Juin 1990.

[FLA86] J.F. FLAVENOT, J. LU, A. TURBAT ; "Les contraintes, Attention, elles se relaxent", CETIM-information, No.98, Dec.1986.

[FLA...] J.F. FLAVENOT, A. NIKU-LARI ; "Mesure des contraintes résiduelles sur les surface planes. Application au grenailage de précontrainte et à d'autre traitement superficiels", CETIM-information, No.48, p. 25-37.

[FOR94] R. FORTUNIER, J.M. BERGHEAU ; "Modélisation par éléments finis des traitement thermiques et thermochimique des aciers" , La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux, Sept. 1994.

[GRA91] P. GRATACOS ; "Un problème de déformation couplée : Modélisation élastoplastique par éléments finis du laminage à froid de bande mince", Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure Des Mines de Paris, 1991, p. 151-158, 168-169.

[HAL51] E.O. HALL ; "Proc. Phys. Soc.", London, Vol. 64B, 1951, p.747

[HAR85] R.R. HART ; "Improving bend and tensile yield strengths of metallic strip by reduction the effects of residual stresses", Journal of Testing and Evaluation, Vol. 13, No. 4, July 1985, p. 320-322.

[HER86] J. HERNANDEZ, T. LACHI, M.P. GENSE, C. BIGNON, M. BOIVIN, M. LARACINE, M. LORMAND, A.B. VANNES ; "Méthode de détermination des contraintes résiduelles par enlèvement de couches dans le cas de matériaux bimétallique" , Matériaux Mécanique Electricité no 415, Mars-Avril 1986, p. 58-64.

[HSU76] Y.W. HSU ; "Effect of nonuniform residual bending stresses on postleveled sheet flatness" , Transaction of the ASME, Feb. 1976, p. 196-200.

[HU88] M.S. HU, M.D. THOULESS, A.G. EVANS ; "The decohesion of thin films brittle substrate", Acta Metall, Vol.36, 1988, No.5, p. 1301-1307.

[IGN90] M. IGNAT, A. CHOUAF, Ph. NORMANDON ; "Internal stresses and adhesion properties of film/substrate interfaces", Materials Research Society, Vol.188, 1990, p. 97-102.

[IGN89] M. IGNAT, A. CHOUAF, C. BERNARD, J.M. TERRIEZ ; "The effect of residual stresses on the rupture properties of film/sbstrate samples", Materials Research Society, Vol.153, 1989, P.357-362.

- [KAP84] D. KAPLAN ; "Measurement of residual stresses by trepanning and layer removal technique", Triatements mécaniques de surface. Technologie, Application industrielles, Contrôle, Effect, dirigé par A. NIKU-LARI, Volume 1, 1984, p. 113-130.
- [LAR90] M. LARACINE, Mme. LORMAND, M. VANNES ; "Adaptation de la mesure d'enlèvement de couches à la détermination des contraintes résiduelles dans le cas de revêtement céramique épais", Contraintes résiduelles et nouvelles technologies.laser, revêtement plasma et composite à matrice métallique, CETIM-Senlis,1990.
- [LEL68] A. LELUAN ; "Etude d'une méthode de détermination de contraintes résiduelles ou contraintes propres", G.A.M.I. colloque, p.19-24, 1968.
- [LEM82] R. LEMAITRE, J.L. LEBRUN, J. MAEDER ; "Contraintes résiduelles et fatigue", Matériaux et Technique, Septembre-Octobre 1982.
- [LEM85] J. LEMAITRE, J.L. CHABOUCHE ; "Mécanique des matériaux solides", Presses Dunod 1985.
- [BOU93] G. BOURSE, P. FLAHAUT, S. HARIRI, C. ROBIN ; "Caractérisation et mesure des contraintes résiduelles", Publication interne de l'Ecole Des Mines de Douai, 1993, p. 42-47.
- [LES...] Y.LESCOUARC ; "Calcul en plasticité des structures", Presses Coteco.
- [LEV79] M.LEVASSEUR ; "Effet d'hétérogénéités en construction métallique et mécanique", Matériaux et Techniques, Mars 1979, p. 99-107.
- [LI94] J.LI, E. GUERIN, T.M. HOLDEN, A. LODINI ; "Détermination des contraintes résiduelles par diffraction des neutrons dans un revêtement de zirconium déposé par plasma", La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux, Sept. 1994.
- [LU84] J. LU, A. NIKU-LARI, J.F. FLAVENOT ; "Mesure de contraintes résiduelles dans l'épaisseur d'une pièce par le méthode du trou", CETIM-Information, no 84, Février 1984, P.55-59.
- [LU85] J. LU, A. NIKU-LARI, J.F. FLAVENOT ; "Récent développements de la mesure des contraintes résiduelles par perçage incrémental", Matériaux et Techniques, Décembre 1985, p.709-718.
- [LU86] J. LU ; "La mesure de la répartition des contraintes résiduelles par la méthode du perçage

pas-à-pas", Thèse de doctorat de l'Université, Université de Compiègne, 1986.

[LU89] J.LU, D. FRANCOIS, J.F. FLAVENOT, H.P. LIEURADE ; "Intégration de la notion des contraintes résiduelles dans les bureaux d'étude, présentation d'une démarche globale", publication CETIM-Les contraintes résiduelles au bureau d'étude, 1989.

[LUD09] P. LUDWIK ; "Element der Technologischen Mechanik", Springer-Verlag, OHG, Berlin, 1909, p.32.

[MAE88] G. MAEDER ; "Développements actuels de la détermination des contraintes par diffraction des rayons X", Matériaux et Techniques, Septembre-Octobre 1988.

[MAE90] G. MAEDER, J.L. LEBRUN ; "Contraintes résiduelles et mise en forme" - Physique et Mécanique de la mise en forme des métaux, dirigé par F.MOUSSY et P.FRANCIOSI, presses du C.N.R.S. / I.R.S.I.D., 1990.

[MAE90] G. MAEDER, J.L. LEBRUN, J.M. SPRAUEL ; "Détermination par diffraction des rayons X des contraintes internes. Aspects macro- et microscopique - Physique et Mécanique de la mise en forme des métaux", dirigé par F.MOUSSY et P.FRANCIOSI, presses du C.N.R.S. / I.R.S.I.D., 1990.

[MAI76] A. MAILLARD ; "Effet Barkhausen : mesure par méthode non destructive des contraintes superficielles", CETIM-Information, no 47, 1976, p. 29-32.

[MAL85] A.D. MALYSH, G.YA. OSTRIN, E.A. REZNIKOV, A.I.I RTLACH, G.V. KOLPAKOVA ; "Comparative evaluation of the life of tubular bimetal specimens", Union Scientific-Research and design, Technological Institute of the Tube Industry, Translated from Zavodskaya laboratoriya, Plenum publishing corporation, 1985.

[MAR77] R. MARTIN, A. CHABENAT, R. COUTIN, A. FERRON ; "Formabilité des tôles minces. Application à l'emboutissage", CETIM, 1977.

[MOU90] F. MOUSSY ; "Evolution des matériaux et des procédés de mise en forme", Physique et Mécanique de la mise en forme des métaux, dirigé par F.MOUSSY et P.FRANCIOSI, presses du C.N.R.S. / I.R.S.I.D., 1990

[MUK88] V.N. MUKIN, YU.N. SAMOKHIN ; "Features of the fracture of a bimetal and evaluation of the strength of structures of a bimetal in elastoplastic deformation", Plenum publishing corporation, 1988.

[ONN94] F. ONNO, P. GRATACOS ; "Modèle élasto-plastique de laminage à froid, application au skin-pass", La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux, Sept. 1994.

[PAU60] B. PAUL ; "Prediction of elastic constants of multiphase materials", Transactions of metallurgical society of AIME, Volume 218, February 1960, p. 36-41.

[PET53] N.J. PETCH ; "Journal Iron Steel Inst.", Vol. 174, 1953, p.25.

[PIC78] F.B. PICKERING ; "Physical metallurgy and the design of steels", Applied Science Publishers LDT, London, 1978.

[PIN90] J. PINA, V. COSTA, A. DIAS, M. ZAOUALI, J.L. LEBRUN ; "Contraintes résiduelles dans des dépôts réalisés par projection plasma. Influence des traitements de pressage isostatique à chaud et de laser", Contraintes résiduelles et nouvelles technologies.laser, revêtement plasma et composite à matrice métallique, CETIM-Senlis, 1990.

[REI77] W. REITZLE ; "Influence du dressage et planage sur la formation de contraintes résiduelles dans les tôles d'emboutissage en acier à bas carbon (Über den Einfluss des Nachwalzens ...)", Fachberichte Hüttenpraxis Metallweiterverarbeitung, Vol. 15, No. 2, 1977, p. 115-119.

[RIC94] C. RICHARD, J.LU, G. BERANGER ; "Adhérence et propriétés mécaniques de revêtement sur acier", La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux, Sept. 1994.

[RUU82] C.O. RUUD ; "A review of selected non-destructive methods for residual stress measurement", NDT international, February 1982, p.15-23.

[SCH49] A.L. SCHAEFFLER ; "Constitution diagram for stainless steel weld metal", Met. Progr. , Vol. 56, 1949, p. 680 et 680 B.

[SEM79] S.L. SEMIATIN, H.R. PIEHLER ; "Forming limits of sandwich steel materials", Metallurgical Transactions, Vol. 10A, August 1979, p. 1107-1118.

[SEM79] S.L. SEMIATIN, H.R. PIEHLER, "Formability of sandwich sheet materials in plane strain compression and rolling", Metallurgical Transactions, Vol. 10A, Jan. 1979, p. 97-107.

[TEC88] TECH. NOTE ; "Measurement of residual stresses by the hole drilling strain gage method", Measurements Group;INC., 1988, p. 1-19.

[TIM68] S.P. TIMOSHENKO ; "Résistance des matériaux", Tomes 1 et 2, Presses Dunod technique, 1968.

[VAN94] P. VANLANDUTY, J.M. STREYKIO, F. DELANNAY, E. MUNTING ; "Contrôle du coefficient de dilatation thermique et mesure des contraintes résiduelles par la méthode de la flèche dans différents émaux déposés sur du titane", La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux, Sept. 1994.

[VIG90] R. VIGNAUD, P. JEANMART, J. BOUVAIST, B. DUBOST ; "Detensionnement par déformation Plastique" - Physique et Mécanique de la mise en forme des métaux, dirigé par F.MOUSSY et P.FRANCIOSI, presses du C.N.R.S. / I.R.S.I.D., 1990.

[YUK77] Y. UEDA, K. FUKUDA, K. NAKACHO, E. TAKAHASHI, K. SAKAMOTO ; "Transient and residual stresses from multipass weld in very thick plates and their reduction from stress relief annealing", International Conference on Pressure Vessel Technology., Avril 1977, p. 925-933.

