

50376  
1995  
325

ordre : 1632

Décembre 1995

**THESE**

présentée à

**L'UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE**

pour obtenir le titre de

**DOCTEUR EN SCIENCES DES MATERIAUX**

par

**Patrick FLAHAUT**

---

**CARACTERISATION ET COMPORTEMENT MECANIQUE**

**DE PLACAGES BIMETALLIQUES**

---

Soutenu le 1er Décembre 1995 devant la Commission d'Examen

Rapporteurs :

M.	A. IOST	Professeur, ENSAM de Lille
M.	M. FREMIOT	Professeur, Ecole des Mines de Douai

Examineurs :

M.	J. FOCT	Professeur, Université de Lille I
M.	G. BERANGER	Professeur, Université de Technologie de Compiègne
Mlle	C. ROBIN	Professeur, Ecole des Mines de Douai

SCD LILLE 1



D 030 257703 6

Jun 20106219

50376  
1995  
325

50376  
1995  
325

Ce travail a été réalisé au Département Matériaux Métalliques de l'Ecole des Mines de DOUAI. Je remercie la Direction de l'Ecole des Mines de Douai de m'avoir fourni les moyens de mener à bien cette recherche.

Je profite de l'opportunité qui m'est offerte pour exprimer mes vifs remerciements à Monsieur le Professeur M. FREMIOT, Adjoint au Directeur des Recherches de l'Ecole des Mines de Douai. Qu'il soit assuré de ma profonde reconnaissance pour les précieux conseils qu'il m'a prodigués, et pour avoir accepté d'être rapporteur de ce travail.

Je tiens à remercier Monsieur le Professeur J. FOCT, mon Directeur de thèse et Président du jury, pour la confiance qu'il m'a témoignée.

Toute ma reconnaissance s'adresse également à Monsieur le Professeur A. IOST pour avoir examiné en détail ce travail et avoir accepté d'être rapporteur. Je lui exprime mes plus vifs remerciements.

Qu'il me soit permis d'exprimer ma vive reconnaissance à Monsieur le Professeur G. BERANGER pour m'avoir fait l'honneur d'être membre du jury et pour avoir accepté d'examiner ce travail

J'exprime à Mademoiselle le Professeur C. ROBIN, responsable du Département Matériaux Métalliques de l'Ecole des Mines de DOUAI, toute ma gratitude pour sa collaboration et pour avoir accepté d'être membre du jury.

Je tiens à remercier Monsieur G. BOURSE, responsable du laboratoire de Contrôles Non Destructifs à l'Ecole des Mines de DOUAI, pour les nombreux conseils et l'orientation qu'il a donnés pendant la rédaction de mon document.

Je veux également remercier Monsieur S. HARIRI, responsable du laboratoire de Calcul des Structures de l'Ecole des Mines de DOUAI, pour les conseils efficaces et indispensables qu'il m'a apportés, notamment sur la partie mécanique et sur la modélisation par éléments finis

Mes remerciements s'adressent aussi à Monsieur J. DURR, responsable du laboratoire d'Analyses Physiques, pour l'aide apportée aux résultats d'analyses.

J'exprime toute ma sincère reconnaissance à l'ensemble du personnel du Département Matériaux Métalliques de l'Ecole des Mines pour l'amitié et la disponibilité qu'ils ont manifestées à mon égard.

Je remercie Monsieur M. JONAS, ancien Directeur technique des Forges d'Anor pour m'avoir fourni les échantillons et pour les conseils sur la fabrication des lames de coupe

Enfin, je tiens à remercier Madame M. VANHEMS qui a contribué en grande partie à la dactylographie du mémoire.



## CHARACTERIZATION AND MECHANICAL BEHAVIOUR OF METAL PLATINGS

Steel platings are widely used in the industries both to improve corrosion resistance and mechanical properties and to save high cost materials. Nevertheless, drawbacks can arise from atom diffusion through the interface and defects at the interface. The present work deals with the chemical and mechanical characterization of the interface in the case of low carbon - stainless steel platings and low carbon - tool steel platings.

Platings are realized by high temperature hot rolling. Interdiffusion at the interfaces is shown to be of prominent importance : deep carburization of stainless steel in the case of stainless steel plating and decarburization of tool steel for tool steel cladding. Crack propagation is observed during three points bending fatigue tests : normal propagation happens for stainless steel plating whereas extended delamination is observed between tool steel and low carbon steel. In order to throw light on this behaviour, residual stresses are determined by strain measurements during chemical etching of platings. A sharp transition is observed at the interfaces.

For tool steel platings, delamination at the interface is interpreted by calculating stresses in front of cracks - Westergaard elastic model and finite elements analysis for an elastoplastic behaviour - Plastic deformation of the low carbon base material is shown to increase shear stresses at the interface with hard tool steel. Proposals are given to improve plating properties. Residual stress measurement and practical importance of residual stresses are discussed.

## CARACTERISATION ET COMPORTEMENT MECANIQUE DE PLACAGES BIMETALLIQUES

Les aciers plaqués sont largement employés dans les industries à la fois pour améliorer la résistance à la corrosion et les propriétés mécaniques et pour en diminuer le coût. Néanmoins, des inconvénients peuvent subvenir à cause de la diffusion atomique à travers l'interface, et aussi par la présence de défauts au niveau de cet interface. Cette étude concerne la caractérisation chimique et mécanique de l'interface dans le cas des placages acier inoxydable austénitique et acier à outils sur acier à bas carbone.

Les placages sont réalisés par laminage à chaud. Il a été mis en évidence que la diffusion de part et d'autre de l'interface avait une grande importance. Une recarburation profonde de l'acier inoxydable dans le cas de placage inoxydable et une décarburation de l'acier à outils dans le cas du placage acier à outils ont pu être vérifiées. La propagation de fissure est observée pendant des essais de fatigue en flexion 3 points : une propagation perpendiculaire à l'interface est observée dans le cas du placage acier inoxydable tandis qu'on constate une large délamination entre l'acier à outils et l'acier au carbone. De manière à essayer de comprendre ce comportement, nous avons déterminé les contraintes résiduelles par une méthode de relaxation en utilisant la dissolution chimique. Une très nette transition a pu être mise en évidence au niveau de l'interface.

Dans le cas du placage acier à outils, la délamination au niveau de l'interface est interprétée en calculant les contraintes en fond de fissure (modèle élastique de Westergaard), sur la base du modèle des éléments finis dans le cas d'un comportement élastoplastique. La déformation plastique de l'acier à bas carbone permet de justifier l'augmentation des contraintes de cisaillement au niveau de l'interface avec l'acier à outils. Des propositions sont données de manière à améliorer les propriétés des plaqués. La mesure des contraintes résiduelles et son importance pratique sont également discutées.

### **MOTS CLES :**

- Plaquage bimétallique
- Interface
- Contraintes résiduelles
- Comportement élastoplastique

# S O M M A I R E

<b><u>INTRODUCTION GENERALE</u></b> .....	p. 6
<b><u>CHAPITRE I : ASPECTS BIBLIOGRAPHIQUES</u></b> .....	p. 8
<b><u>I.1- LES PROCÉDES DE PLACAGES</u></b> .....	p. 9
<b><u>I.1.1- Introduction</u></b> .....	p. 9
<b><u>I.1.2- Le laminage à chaud (colaminage)</u></b> .....	p. 9
<b><u>I.1.3- Placage par explosion</u></b> .....	p.11
<b><u>I.1.4- Explosion - laminage</u></b> .....	p.13
<b><u>I.1.5- Rechargement par soudage</u></b> .....	p.13
<b><u>I.1.6- Rechargement par soudage puis laminage</u></b> .....	p.15
<b><u>I.1.7- Coulée et laminage</u></b> .....	p.17
I.1.7.1- Placage sur une face	
I.1.7.2- Placage sur deux faces	
<b><u>I.1.8- Coulée continue</u></b> .....	p.18
<b><u>I.1.9- Brasage</u></b> .....	p.19
<b><u>I.1.10- Conclusions sur les procédés de fabrication</u></b> .....	p.19
<b><u>I.2- EXEMPLES DE BIMETAUX</u></b> .....	p.20
<b><u>I.2.1- Placages aciers inoxydables</u></b> .....	p.20
<b><u>I.2.2- Placages aciers à outils</u></b> .....	p.22
<b><u>I.2.3- Récapitulatif</u></b> .....	p.23
<b><u>I.3- LA CARACTERISATION DES PLACAGES</u></b> .....	p.25
<b><u>I.3.1- La caractérisation chimique</u></b> .....	p.25
I.3.1.1- Les phénomènes de diffusion	
a) Analyse du phénomène	
b) Rappel théorique	
I.3.1.2- Méthode d'analyse : la lampe à décharge	
<b><u>I.3.2- La caractérisation mécanique : les mesures des contraintes résiduelles à l'interface</u></b> .....	p.37
I.3.2.1- Origine des contraintes structurales	
I.3.2.2- Méthodes de mesure des contraintes résiduelles	
a) Méthodes non destructives	
- Diffraction des rayons X	
- Diffraction des neutrons	
- Effet Barkhausen	
- Méthode ultrasonore	
b) Méthodes destructives	
- Méthode de la flèche	

- Méthode de Sachs
- Méthode de Mathar et Soëte, dite du trou
- Enlèvement par couches

I.3.3- <u>Conclusion</u> .....	p.45
--------------------------------	------

## **CHAPITRE II : METHODES EXPERIMENTALES** ..... p.46

### **II.1- DESCRIPTION DES MATERIAUX UTILISES**.....p.47

II.1.1- <u>Modes de fabrication</u> .....	p.47
---	------

II.1.2- <u>Analyse des placages</u> .....	p.49
---	------

### **II.2- CARACTERISATION CHIMIQUE** ..... p.49

II.2.1- <u>Analyse à la lampe à décharge</u> .....	p.49
--	------

II.2.2- <u>Analyse à la microsonde électronique de Castaing</u> .....	p.50
---	------

II.2.3- <u>Etude des profils de diffusion</u> .....	p.51
---	------

### **II.3- CARACTERISATION MECANIQUE** ..... p.51

II.3.1- <u>Essai de traction</u> .....	p.51
--	------

II.3.2- <u>Essai de cisaillement</u> .....	p.51
--	------

II.3.3- <u>Essai d'arrachement</u> .....	p.52
--	------

II.3.4- <u>Essais de flexion d'une poutre bimétallique</u> .....	p.53
--	------

II.3.4.1- Détermination des constantes élastiques

II.3.4.2- Etude statique

II.3.4.3- Répartition des contraintes et déformations  
dans une poutre bimétallique

### **II.4- MESURE DES PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES** ..... p.60

II.4.1- <u>Modèle théorique</u> .....	p.60
---------------------------------------	------

II.4.2- <u>Méthodologie</u> .....	p.63
-----------------------------------	------

II.4.3- <u>Montage expérimental</u> .....	p.63
---	------

### **II.5- ESSAIS DE FATIGUE**..... p.64

II.5.1- <u>Jauges à fils</u> .....	p.65
------------------------------------	------

II.5.2- <u>Résistivité</u> .....	p.66
----------------------------------	------

II.5.3- <u>Méthode ultrasonore : la détection des fissures proches de la surface</u> .....	p.66
--	------

## **CHAPITRE III : RESULTATS EXPERIMENTAUX** ..... p.67

### **III.1- EXPERIMENTATION PRELIMINAIRE : ESSAIS DE FATIGUE**..... p.69

III.1.1- <u>Flexion 4 points - placage acier inoxydable</u> .....	p.69
---	------

III.1.2- <u>Flexion 4 points - placage acier à outils</u> .....	p.70
---	------

III.1.3- <u>Flexion 3 points - placage acier inoxydable</u> .....	p.71
---	------

III.1.4- <u>Flexion 3 points - placage acier à outils</u> .....	p.72
---	------

III.1.5- <u>Calcul du facteur d'intensité de contrainte</u> .....	p.72
III.2- <u>CARACTERISATION METALLURGIQUE</u> .....	p.74
III.2.1- <u>Distribution du carbone</u> .....	p.74
III.2.2- <u>Distribution des éléments substitutionnels</u> .....	p.76
III.2.3- <u>Aspect structural</u> .....	p.82
III.2.3.1- Microstructures observées à l'interface du placage acier inoxydable	
III.2.3.2- Microstructures observées à l'interface du placage acier à outils	
III.2.3.3- Résultats des essais de microdureté	
III.2.3.4- Conclusions	
III.3- <u>CARACTERISATION MECANIQUE</u> .....	p.91
III.3.1- <u>Essai de traction - essai de cisaillement</u> .....	p.91
III.3.2- <u>Résultats des mesures de modules d'élasticité par             méthodes ultrasonores</u> .....	p.94
III.4- <u>CONTRAINTES RESIDUELLES DANS LES PRODUITS</u> .....	p.95
III.4.1- <u>Profil de contraintes résiduelles à l'interface</u> .....	p.95
III.4.1.1- Placage acier à outils	
III.4.1.2- Placage acier inoxydable	
III.4.1.3- Conclusions partielles	
III.4.2- <u>Modélisation des contraintes dues à une plastification</u> .....	p.102
III.4.3- <u>Déduction d'un profil de contraintes appliquées</u> .....	p.105
III.4.4- <u>Mesures des contraintes résiduelles par dissolution</u> .....	p.107
III.5- <u>ANALYSE FRACTOGRAPHIQUE</u> .....	p.108
III.6- <u>CONCLUSIONS GENERALES</u> .....	p.111
 <u>CHAPITRE IV : ELEMENTS DE DISCUSSION</u> .....	 p.114
IV.1- <u>OBSERVATIONS CONCERNANT LES CIRCONSTANCES       DES ESSAIS ET LEURS CONSEQUENCES MECANIQUES</u> .....	p.115
IV.1.1- <u>Essais en flexion 3 points</u> .....	p.115
IV.1.2- <u>Essais de traction monotone</u> .....	p.115
IV.2- <u>APPORT DE L'ANALYSE ELASTIQUE DES CONTRAINTES       EN TETE DE FISSURE</u> .....	p.116
IV.2.1- <u>Cas d'une fissure infiniment fine (méthode de             Westergaard)</u> .....	p.116
IV.2.2- <u>Fissure de rayon fini et analyse élastique</u> .....	p.120
IV.3- <u>ANALYSE ELASTOPLASTIQUE PAR ELEMENTS FINIS</u> .....	p.122
IV.3.1- <u>Discrétisation</u> .....	p.122
IV.3.2- <u>Chargement et conditions aux limites</u> .....	p.123
IV.3.3- <u>Propriétés mécaniques des deux matériaux</u> .....	p.124

IV.3.4- <b>Domaines des calculs</b> .....	p.125
IV.3.5- <b>Résultats du calcul élastique</b> .....	p.125
IV.3.6- <b>Résultats des calculs élastoplastiques</b> .....	p.133
IV.3.7- <b>Conclusions</b> .....	p.138
<b>IV.4- CONCLUSIONS GENERALES ET PERSPECTIVES</b> .....	p.139
IV.4.1- <b>Discussion concernant la tenue mécanique des interfaces de bimatériaux</b> .....	p.139
IV.4.1.1- Comportement dans le cadre de l'usage normal des produits	
IV.4.1.2- Conditions du délaminage et remèdes possibles	
IV.4.1.3- Remèdes possibles au délaminage, les différents types de liaisons	
IV.4.2- <b>Mesure des contraintes résiduelles, modélisation de leur établissement, importance pratique réelle</b> .....	p.143
IV.4.2.1- Mesure des contraintes résiduelles, validité et valeur de la méthode employée	
IV.4.2.2- Les limites principales de la technique de dissolution	
IV.4.2.3- Modélisation de la génération des contraintes résiduelles	
IV.4.2.4- Importance pratique réelle des contraintes résiduelles	
<b>CONCLUSION</b> .....	p.149
<b>BIBLIOGRAPHIE</b> .....	p.151

## INTRODUCTION GENERALE

La fabrication de tôles plaquées d'acier inoxydable et d'autres métaux est une réponse aux besoins qualitatifs et économiques du monde industriel. Elles sont constituées le plus souvent de deux matériaux dont l'un (le support) est en acier à bas carbone ou en acier faiblement allié et l'autre (le placage) en acier allié ou alliage. La structure composite confère au produit des caractéristiques spécifiques très attrayantes par la combinaison de plusieurs propriétés (résistance à la corrosion, caractéristiques mécaniques élevées,...) qu'un seul métal ou alliage ne peut fournir. Un des avantages majeurs des tôles plaquées est de présenter un gain économique pour des tôles de fortes épaisseurs en comparaison avec des tôles massives de même composition que celle du placage.

Ce matériau sandwich présente, par la technique d'assemblage, une continuité métallurgique à la liaison métal de base-placage, qui confère une excellente tenue mécanique à la liaison. Dans le cas des tôles plaquées en acier inoxydable, toutes les opérations de conformation sont possibles. Dans le cas des lames de coupe plaquées, le couple acier à outils-acier doux peut être redressé après traitement sans trop de risque. La différence trop importante entre les propriétés mécaniques est à l'origine de délamination à l'interface.

L'objet du travail présenté ici est de préciser le comportement mécanique entre aciers plaqués de natures diverses. Deux cas ont été traités : interface acier à outils 80 WC 20 et acier E 24 et interface acier inoxydable et acier A 48. Dans les deux cas, les propriétés élastiques (modules) des deux matériaux du plaqué se trouvent très voisines. Par contre, les propriétés de plasticité sont manifestement très différentes.

Ce mémoire s'articule autour de quatre chapitres.

Le premier chapitre est consacré à une étude bibliographique des différents procédés de fabrication des produits, et d'exemples de bimétaux utilisés dans l'industrie. Il décrit les phénomènes de diffusion à l'interface. Enfin, il fait un rappel sur les contraintes résiduelles (leur nature, leurs origines et les méthodes de mesure).

Le deuxième chapitre présente les méthodes expérimentales de caractérisation des produits : moyens d'analyse chimique au voisinage de l'interface, les essais mécaniques conventionnels. Afin de suivre l'évolution des contraintes résiduelles dans nos produits, nous avons proposé dans ce chapitre un modèle élastoplastique sous une sollicitation en flexion. Enfin, nous présentons la méthode de dissolution chimique pour l'évaluation expérimentale des contraintes résiduelles existant à l'interface.

Le troisième chapitre décrit les résultats de la caractérisation complète des produits et plus particulièrement la transition des propriétés aux passages des interfaces :

- composition chimique et microstructure au voisinage de l'interface
- caractéristiques conventionnelles
- propriétés élastiques
- répartition des contraintes internes résiduelles
- modes de rupture.

Dans le quatrième chapitre, nous discuterons le comportement mécanique des interfaces à la lumière des résultats obtenus, pour tenter de comprendre la bifurcation des fissures dans les placages d'acier à outils. Une simulation par éléments finis est mise en oeuvre à la fois dans le domaine élastique et élastoplastique pour justifier et vérifier la séparation des deux matériaux lors de certains essais mécaniques. Une conclusion générale souligne les résultats importants obtenus dans ce travail et les perspectives envisagées à cette étude

**CHAPITRE I**

**ASPECTS BIBLIOGRAPHIQUES**

# **CHAPITRE I : ASPECTS BIBLIOGRAPHIQUES**

## **I.1- LES PROCEDES DE PLACAGES**

### **I.1.1- Introduction**

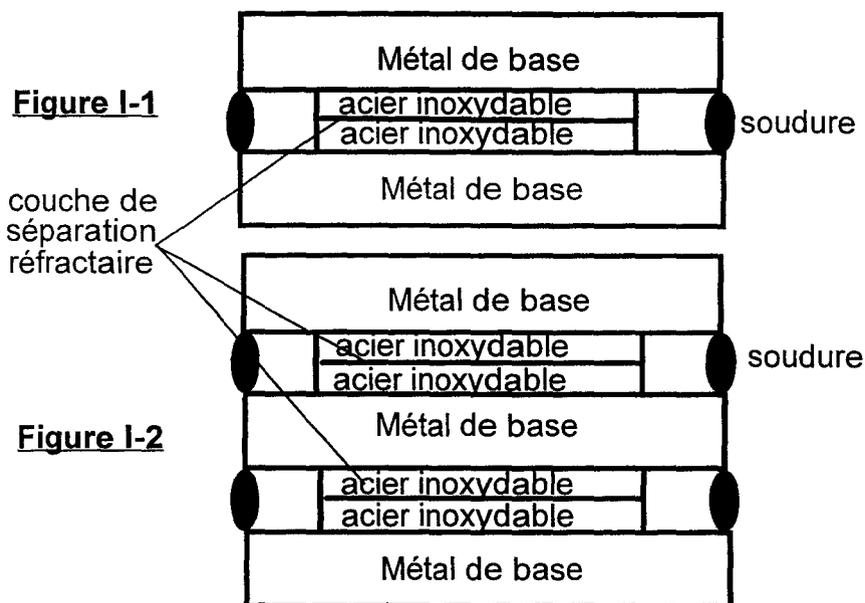
La Norme Française NFA 36250 (1) précise que l'appellation "tôles plaquées" concerne des tôles en acier sur lesquelles ont été appliquées une ou plusieurs couches métalliques dont l'adhérence à la tôle support a été obtenue grâce à un travail à chaud (laminage le plus souvent). Elle exclut les tôles plaquées dont le recouvrement est obtenu par des méthodes chimiques ou électrochimiques, par fusion, projection, collage, soudage par dépôt ou par point.

L'objet de ce travail est donc plus étendu que ce que sous entend la norme et nous nous intéresserons à certaines de ces méthodes. Ainsi, nous tenterons de décrire les techniques les plus usuelles de fabrication des tôles plaquées. Nous examinerons les grands principes et caractéristiques de chaque technique en donnant les avantages et inconvénients.

### **I.1.2- Le laminage à chaud (colaminage) (2-3)**

C'est le procédé le plus courant. Le principe en est le suivant :

la surface du métal de base est grenillée pour enlever la calamine, celle du métal d'apport est recouverte de nickel ou de fer électrolytique pour freiner l'oxydation et la diffusion du carbone (cas du nickel). Après avoir superposé le métal d'apport et le métal de base et effectué un soudage périphérique, on les assemble par laminage à chaud. Cette phase provoque la liaison métallurgique entre les deux matériaux et constitue en fait une soudure en phase solide par diffusion à l'échelle atomique. L'assemblage peut être formé d'un sandwich à deux couches de métal d'apport (figure I-1) ou d'une multicouche (figure I-2) (cas des aciers inoxydables). A l'intérieur du sandwich, les faces du placage sont appliquées l'une contre l'autre mais isolées par un produit séparateur évitant le collage (oxyde de chrome ou alumine). Après laminage et séparation, on procède à un traitement thermique de normalisation ou de trempe et revenu suivant la demande.



**Techniques d'assemblage des tôles plaquées en acier inoxydable**

Le laminage en bloc sandwich présente certains avantages :

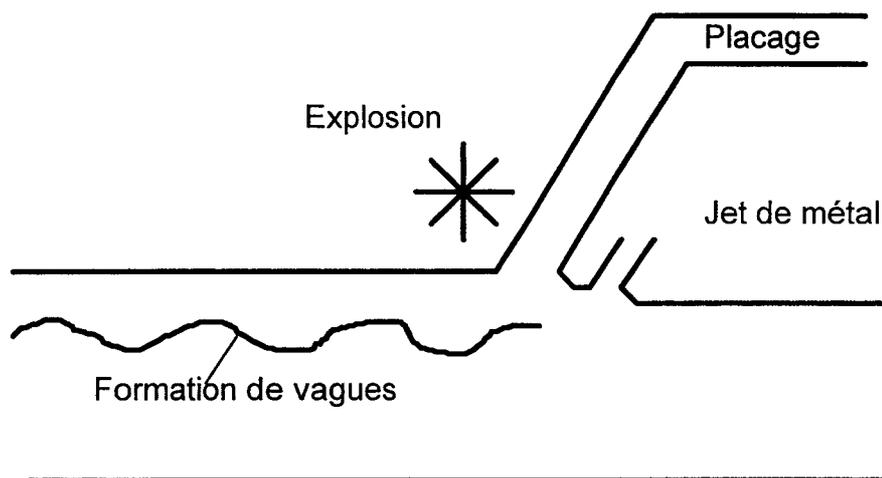
- économie de métaux coûteux (Cr - W - Mo etc...)
- possibilité de combiner certaines nuances de métaux de base et de placage
- facilité de fabrication des tôles par rapport à d'autres procédés présentés plus tard
- faible diffusion de carbone à l'interface, à haute température
- contrôle de l'épaisseur du métal d'apport relativement facile.

Cependant, la gamme des métaux d'apport est relativement restreinte : aciers inoxydables, alliage de cuivre, alliage de nickel. Certains métaux d'apport ne sont pas compatibles avec le fer et forment à l'interface des phases intermétalliques fragiles. C'est le cas du titane, du tantale, du molybdène. Un laminage sous vide peut être rendu nécessaire pour éviter toute oxydation à l'interface (4). De plus, pour obtenir la liaison métallurgique, un coefficient de corroyage minimum de 3 à 4 est nécessaire ; ceci limite les possibilités de laminage.

On peut remarquer que la technique du laminage ne se limite pas exclusivement à des tôles. Dans l'industrie des échangeurs et du transport des fluides corrosifs, les problèmes techniques de construction ont suscité le développement de tubes composites constitués d'un acier au carbone à l'extérieur et d'aciers inoxydables ou de titane à l'intérieur. La technique généralement utilisée pour obtenir ces tubes composites est la coextrusion ou colaminage qui permet d'obtenir la liaison métallurgique (5).

### **I.1.3- Placage par explosion (6) (7)**

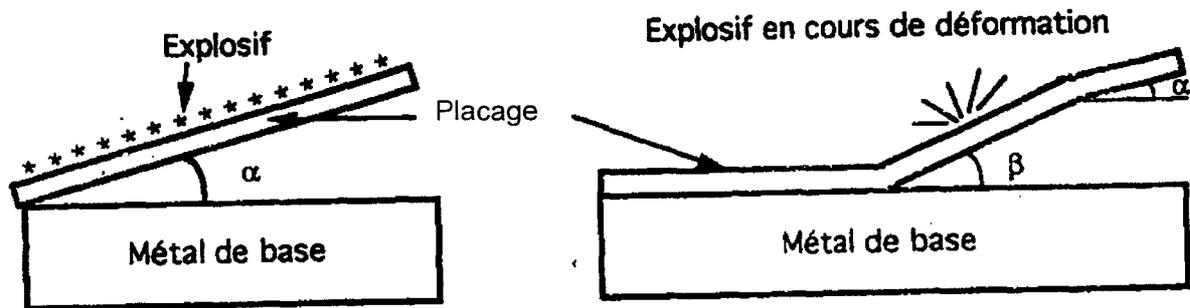
Le placage par explosion a d'abord été obtenu accidentellement au cours d'essais de durcissement par écrouissage. Ceci a ouvert des champs d'applications beaucoup plus vastes pour la réalisation des couples bi-métalliques les plus divers. Ce procédé par explosion utilise l'importante énergie développée par une charge explosive pour souder le métal d'apport et le métal de base. Il nécessite la compétence de l'artificier pour régler la célérité de propagation de l'explosion en fonction de la vitesse du son dans les matériaux constitutifs en jouant sur le choix de l'explosif, sa quantité et sa répartition. La vitesse de la plaque du métal d'apport et de la détonation donnent naissance à un jet de métal et à la formation de vagues à l'interface, particularité visible par micrographie (Figure I-3).



**Figure I-3 : Schéma de principe du soudage par explosion**

On distingue plusieurs modes pour les tirs de placage.

- le tir en dièdre (figure I-4) : Le principe consiste à positionner les pièces à assembler suivant un angle primaire  $\alpha$ . L'explosif peut être positionné soit sur une face, soit sur les deux faces externes. Lors de la mise à feu, les deux tôles se trouvent projetées l'une vers l'autre à très grande vitesse et sous une extrême pression. Les pièces entrant en contact forment un angle de placage effectif  $\beta$ , comme le montre la figure I-5.

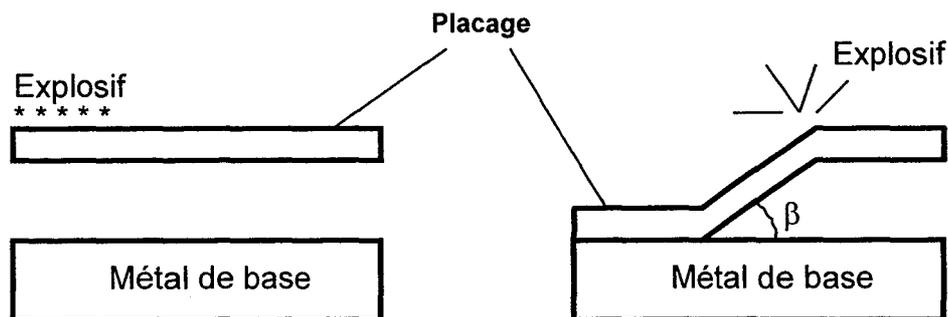


Tir en dièdre

**Figure I-4 : Positionnement des tôles avant explosion**

**Figure I-5 : Positionnement des tôles après explosion**

- le tir en parallèle (figure I-6) : ce procédé s'applique sur de grandes longueurs. Dans le cas du tir en parallèle, les deux tôles sont placées parallèlement. L'explosif en cours de détonation plaque les deux tôles sous un angle effectif  $\beta$  (figure I-7). L'utilisation des explosifs comme apport d'énergie pour le placage peut s'étendre au formage.



Tir en parallèle

**Figure I-6 : avant explosion**

**Figure I-7 : après explosion**

Le placage par explosion ouvre d'importants champs d'applications : les avantages suivants peuvent être cités :

- obtention de tôles plaquées très épaisses, plus de 100 mm
- large gamme de matériaux d'apport
- placage sur un métal de base de forme multiple
- assemblage très résistant grâce à la formation de rides à l'interface
- ce procédé convient très bien pour le placage de couples de métaux très différents: titane, cuivre, aluminium, tantale sur acier doux.

Les inconvénients de ce procédé sont liés :

- aux contraintes de mise en oeuvre ; il est indispensable de travailler sur un site non

occupé.

- à l'impossibilité de plaquer un métal d'apport dur et fragile. Lorsque l'interface entre les deux métaux subit un durcissement par déformation, un traitement thermique est nécessaire pour faciliter le formage.

#### **I.1.4- Explosion - laminage**

Ce procédé superpose les deux précédents. Une fois assemblés par explosif, les deux métaux sont laminés à chaud pour donner une tôle aux dimensions requises.

Cette méthode complète la précédente et comporte les avantages suivants :

- bonne résistance de la liaison métal support métal d'apport.
- dimensions moins limitées qu'avec la méthode à l'explosif utilisée seule.

Les inconvénients de ce procédé tiennent à la diffusion du carbone à l'interface durant le laminage (cas des aciers inoxydables), provoquant ainsi une élévation de dureté et l'apparition de constituants indésirables (martensite).

#### **I.1.5- Rechargement par soudage (8-9)**

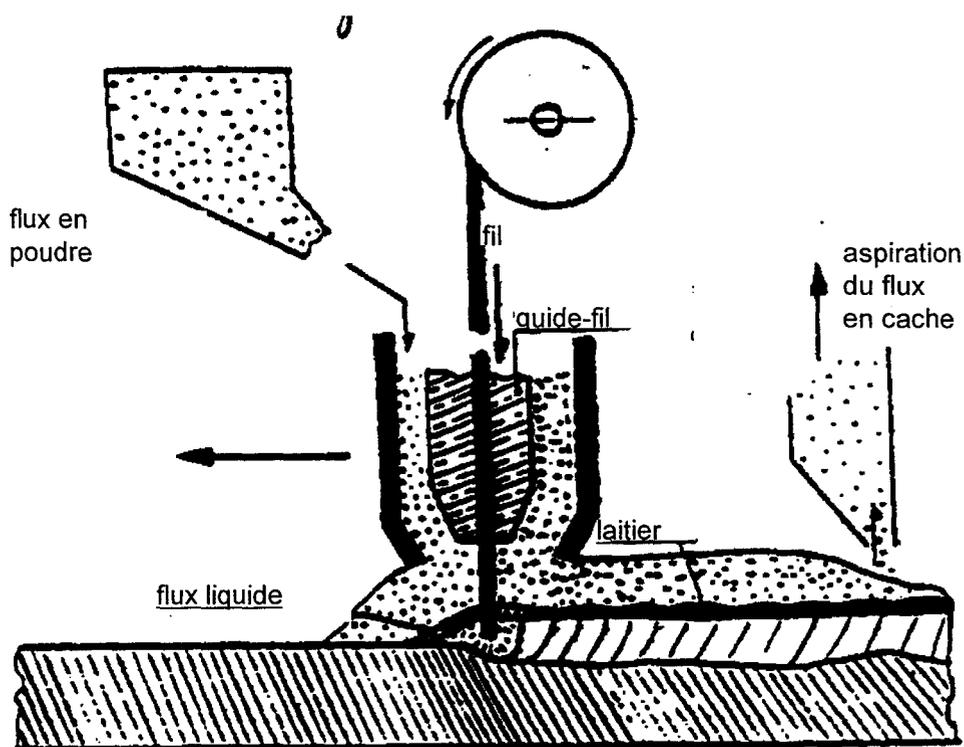
Le procédé par rechargement consiste à apporter par soudage une couche d'un métal d'apport sur une tôle constituant l'âme. Il existe de nombreux procédés de rechargement très différents les uns des autres, chaque procédé étant associé à une famille d'alliages d'apport. Dans les industries chimiques et nucléaires, on utilise des réacteurs de forte épaisseur en acier faiblement allié rechargés avec des nuances au nickel chrome résistant à la corrosion, faisant appel à de nouvelles techniques de rechargement caractérisées par une faible pénétration et une grande vitesse de rechargement.

Deux méthodes de soudage par rechargement sont utilisées couramment pour lesquelles les électrodes sont en forme de bandes.

Dans le cas du soudage à l'arc submergé sous flux électroconducteur solide (10), la fusion du métal est amorcée par un arc électrique jaillissant entre une électrode (feuillard) et la pièce à souder à travers un flux en poudre (figure I-8). Elle est ensuite entretenue au sein d'un laitier liquide électroconducteur provenant de la fusion partielle du flux. Dans cette technique, il est possible d'utiliser des bandes très larges (180 mm ou emploi de plusieurs feuillards simultanément). En utilisant un

champ magnétique stationnaire, il est possible d'influencer favorablement les bords du cordon de soudure. La dilution dans le métal de base atteint 33 % avec un seul feuillard. Avec deux feuillards accolés sans écartement, on constate une dilution de 23 à 25 %. La dilution diminue rapidement pour un écartement de 6 à 8 mm. La dilution atteint alors 1 à 5 %.

**Figure I-8 : Schéma de principe à l'arc submergé**



**sous flux électroconducteur**

Le procédé feuillard sous flux électroconducteur ou feuillard - électroslag (11, 12) présente énormément d'analogies avec le procédé feuillard arc submergé. Il s'en distingue par une différence fondamentale, l'absence d'arc électrique. L'énergie requise pour la fusion du métal d'apport, du métal de base et du flux est libérée par effet Joule grâce au passage du courant au travers d'une mince couche de laitier électroconducteur à l'état fondu. Le flux est du type aggloméré. Sa formulation particulière assure le niveau correct de conductivité électrique nécessaire à la stabilité de la fusion (figure I-9a). Le contrôle magnétique du bain de fusion permet d'agir sur l'étalement du cordon (figures I-9b - I-9c).

Ce procédé sous laitier électroconducteur offre des niveaux de dilution relativement modérés, voire très faibles.

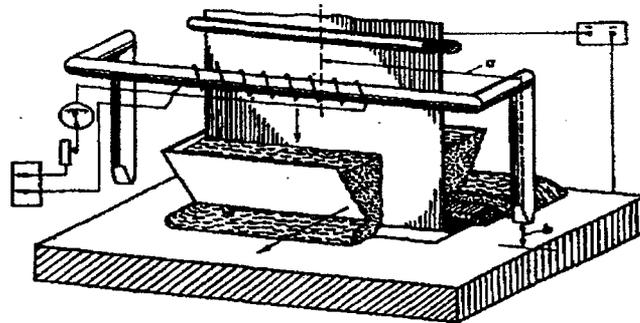


Figure I-9a : Dispositif pour feuillard large

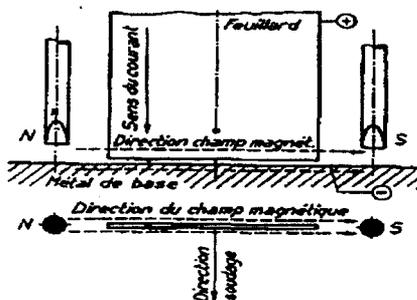


Figure I-9b : Feuillard large : Principe de fonctionnement

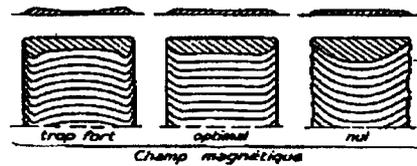


Figure I-9c : Feuillard large : Aspect caractéristique des cordons

### **Figure I-9 : Schéma de principe de rechargement sous laitier électroconducteur par Feuillard**

Ces deux méthodes de placage par rechargement offrent les avantages suivants :

- le métal d'apport est facile à déposer sur des pièces de formes complexes
- un bon choix du mode de soudage permet d'obtenir un pourcentage de dilution faible
- la résistance de la jonction est satisfaisante
- le métal de base peut subir des transformations avant dépôt.

Les inconvénients de ces procédés sont les suivants :

- on observe des déformations importantes de l'âme, provoquées par l'apport de chaleur lors du soudage ; ces procédés ne conviennent pas aux tôles minces
- le métal d'apport doit avoir une certaine épaisseur étant donné la dilution, il est quelquefois nécessaire de faire deux passes pour assurer la composition chimique

#### **I.1.6- Rechargement par soudage puis laminage**

On soude par rechargement l'acier inoxydable sur une face ou sur les deux faces du métal de base (brame) puis on lamine à chaud.

Nous retrouvons les mêmes avantages que précédemment. Ce procédé est même utilisable pour les tôles plaquées laminées à froid. Un débouché industriel est la fabrication de "Triplam"(13-14), tôle mince polymétallique, présentant notamment des propriétés remarquables d'emboutissabilité. C'est une technique développée chez UGINE pour la fabrication de tôles destinées aux ustensiles de cuisine.

Comme dans les procédés précédents, l'inconvénient majeur réside dans les problèmes de dilution. Nous profiterons de ce paragraphe pour discuter de la dilution dans le cas des procédés de rechargement.

Le phénomène de dilution a un effet primordial sur la composition des dépôts. La dilution traduit le mélange entre le métal d'apport et le substrat. On définit le rapport de dilution comme la quantité :

$$d\% = \frac{\text{Masse du métal de base fondue}}{\text{Masse de toute la zone fondue}} \times 100$$

Les masses peuvent être ramenées à des surfaces si l'on considère une coupe de la pièce.

La dilution dépend de plusieurs paramètres dont :

- le procédé de rechargement
- la forme de la préparation
- la position de rechargement
- les paramètres énergétiques
- la température initiale du support
- le régime d'arc.

Le phénomène de dilution est la cause de modifications structurales entraînant :

- la trempe : suivant la nature des produits d'apport, la zone de liaison peut devenir autotrepante. La formation de martensite élève le niveau de dureté et parfois provoque une fissuration.

- la précipitation de phases : l'enrichissement en carbone provoqué par la dilution peut entraîner une précipitation de carbures de chrome dans les matrices austénitiques. Il en résulte dans ce cas une chute de résilience et une sensibilité à la corrosion.

## I.1.7- Coulée et laminage (15)

### I.1.7.1- Placage sur une face (figure I-10)

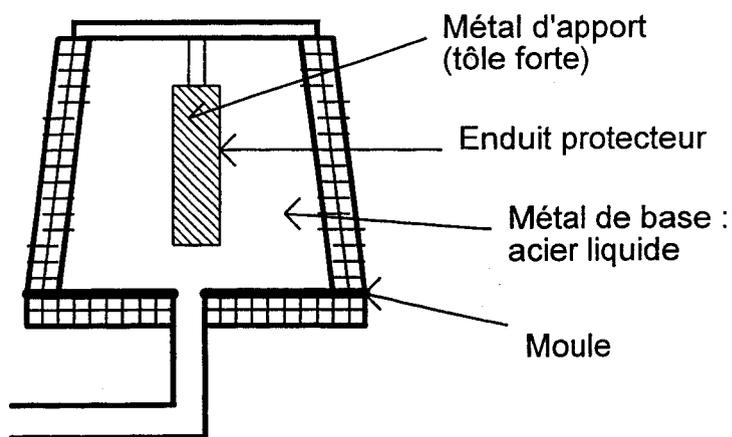
Ce procédé ne semble pas avoir d'applications industrielles. L'acier de base est suspendu dans la lingotière où l'acier liquide d'apport est coulé en source. Le lingot solidifié est ensuite laminé. Pour améliorer l'aptitude à la liaison, un agent antioxydant est enduit au préalable sur la surface de l'acier de base introduit dans la lingotière.

### I.1.7.2- Placage sur deux faces

Les deux matériaux d'apport enduits au préalable d'un agent anti-collage sur l'interface sont suspendus dans une lingotière où l'acier liquide de base est coulé en source. Après solidification, on procède au dégrossissage puis au laminage à la tôle forte.

Ce procédé présente l'avantage d'être simple et adapté à la production de masse. Par contre, les inconvénients sont plus nombreux :

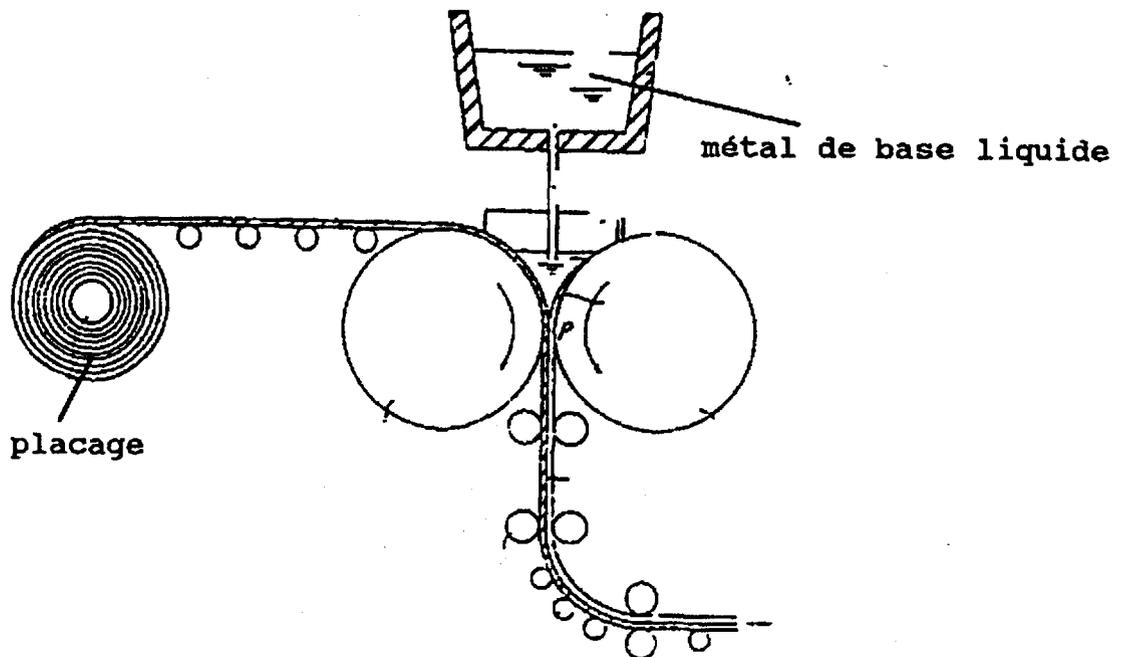
- La gamme des métaux d'apport est limitée aux aciers inoxydables et aux aciers à haut carbone
- l'épaisseur et le poids unitaire du produit sont également limités
- les tôles étant déjà plaquées lors du réchauffage pendant le laminage à chaud, il est impossible d'éviter une certaine diffusion du carbone à l'interface.



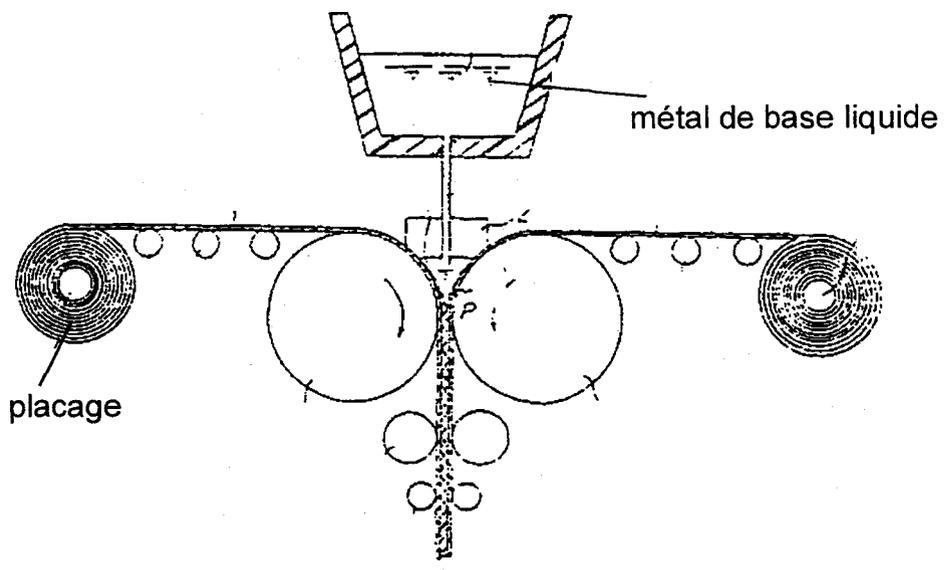
**Figure I-10 : Schéma du placage par coulée  
Acier plaqué sur une face**

### **I.1.8- Coulée continue**

Keiichi Yamamoto (16) a déposé un brevet se rapprochant de la coulée continue pour la fabrication de tôles plaquées de grandes dimensions. Les figures I-11 et I-12 en montrent le principe. Il s'agit de déverser un métal à haut point de fusion sur un autre métal à plus bas point de fusion en forme de bobine. Le passage entre deux rouleaux des deux métaux assure la liaison et l'épaisseur requise du produit.



**Figure I-11 : Coulée sur une seule face**



**Figure I-12 : Coulée sur deux faces**

### **I.1.9- Brasage (17)**

Le brasage est défini comme une technique d'assemblage de métaux à l'état solide à l'aide d'un métal d'apport fondu sans que la fusion des parties à assembler n'intervienne.

Il est possible de réaliser des assemblages brasés avec des aciers inoxydables ou des aciers à outils sur acier au carbone. Actuellement, les Sociétés Japonaises telles que TOYOKNIFE, KANEFUSA et KIMURA livrent à des fabricants européens des lames de couteaux en acier bimétal obtenues en brasant une mise (acier rapide) sur un support en acier doux. L'utilisateur dispose du choix entre l'emploi d'une brasure de cuivre pur ou d'un alliage contenant au moins 20 % d'argent (Ag Cu, Ag Cu Zn) permettant un brasage de meilleure qualité. La technique de brasage impose une protection du métal d'apport de l'oxydation lors de l'assemblage. Cette protection peut être réalisée sous atmosphère d'azote ou d'ammoniac craqué ou sous vide.

Ce procédé présente les avantages suivants:

- l'assemblage est effectué sans laminage
- la consommation d'énergie est moindre
- les joints obtenus sont de qualité supérieure.

Par contre, les inconvénients sont les suivants :

- coût du métal d'apport
- nécessité d'une protection contre l'oxydation très efficace. Cela implique des moyens très coûteux pouvant atteindre 5 millions de francs.

### **I.1.10- Conclusions sur les procédés de fabrication**

Le placage par colaminage est certes le plus utilisé dans l'industrie.

Le placage par explosion est réservé à des tôles de fortes sections (épaisseur > 100 mm) et à des tôles où l'acier de base est à l'état trempé, revenu.

Les autres procédés, rechargement, brasage, sont des techniques particulières utilisées pour un produit spécifique (Triplam, lames de massicots).

La liaison de l'interface dépendra du procédé. Nous pouvons les classer de la manière suivante :

- procédés sans fusion de l'interface  
laminage  
explosion
- procédés avec fusion de l'interface  
soudage  
coulée.

Le brasage est une technique particulière où la liaison se produit par fusion d'un métal d'apport.

## **I.2- EXEMPLES DE BIMETAUX**

Nous nous limiterons au cas des placages entre acier inoxydable - acier au carbone et acier à outils - acier au carbone, ce qui constitue le sujet de cette thèse.

Dans ce paragraphe I.2, nous rappellerons les différentes nuances d'aciers plaqués, puis nous donnerons de façon schématique tous les assemblages pouvant être plaqués sans tenir compte de l'importance des marchés.

La présentation des placages se fera de la façon suivante:

- I.2.1- Placages entre acier inoxydable et acier au carbone
- I.2.2- Placages acier à outils-acier au carbone
- I.2.3- Récapitulatif

### **I.2.1- Placages aciers inoxydables**

La majeure partie des tôles fortes plaquées est constituée :

- d'un acier de construction mécanique, soudable, à grains fins, ou d'un acier utilisé pour les chaudières. Ce sont des aciers au carbone ou faiblement alliés, ces derniers offrant de meilleures caractéristiques après traitements thermiques.
- d'un acier inoxydable.

Le choix de la nuance est étroitement lié au milieu corrosif.

Le tableau I-1 récapitule les différentes nuances employées comme tôle support.

**Tableau I-1 (18-19)**  
**Compositions des aciers pour tôle support**

ASTM Spécification	COMPOSITION, %							
	C Max	Mn Max	P Max	S Max	Si	Cr	Ni	Mo
A 285 Grade A	0.17	0.80	.035	.04	-	-	-	-
Grade B	0.22	0.80	.035	.04	-	-	-	-
Grade C	0.30	0.80	.035	.04	-	-	-	-
Grade C°	-	0.80	.04	.05	-	-	-	-
A 201 Grade A	0.24	0.80	.035	.04	0.15/0.30	-	-	-
Grade B	0.27	0.80	.035	.04	0.15/0.30	-	-	-
A 212 Grade A	0.31	0.90	.035	.04	0.15/0.30	-	-	-
Grade B	0.33	0.90	.035	.04	0.15/0.30	-	-	-
A 203 Grade A	0.17	0.80	.035	.04	0.15/0.30	-	2.00/2.75	-
Grade B	0.20	0.80	.035	.04	0.15/0.30	-	2.00/2.75	-
Grade C	0.25	0.80	.035		0.15/0.30	-	2.00/2.75	-
A 204 Grade A	0.22	0.90	.035	.04	0.15/0.30	-	-	0.40/0.60
Grade B	0.23	0.90	.035	.04	0.15/0.30	-	-	0.40/0.60
Grade C	0.26	0.90	.035	.04	0.15/0.30	-	-	0.40/0.60
A 387 Grade A	0.21	0.84	.035	.04	0.13/0.32	0.46/0.79	-	0.40/0.70
Grade B	0.17	0.69	.035	.04	0.13/0.32	0.75/1.31	-	0.40/0.70
Grade C	0.17	0.69	.035	.04	0.48/1.02	0.94/1.56	-	0.40/0.70
A 302 Grade A	0.23	1.35	.035	.04	0.13/0.32	-	-	0.41/0.64
Grade B	0.23	1.35	.035	.04	0.13/0.32	-	-	0.41/0.64

Le choix de l'acier inoxydable pour le placage dépend du milieu. Certains alliages très riches en chrome et en nickel (25%Cr-25% Ni) confèrent au placage une grande résistance à la corrosion. Celle-ci est étroitement liée aux traitements thermiques postérieurs. Les traitements thermiques effectués sur les tôles plaquées en acier inoxydable dépendent de la nuance choisie pour le matériau de base et le placage. En effet, il faut choisir le traitement optimum convenant à la fois aux deux aciers (22). Un état trempé et revenu (600°C-650°C) convient parfaitement à l'acier de base faiblement allié. Ces conditions de traitement conviennent bien pour un placage inoxydable à 13% de chrome ou pour un acier inoxydable austénitique à bas carbone. Dans le cas contraire, il y aura des risques de précipitations de carbures ou de phases fragilisantes pour le placage.

Une hypertrempe à 1050°C permet une mise en solution des carbures pour la famille des aciers austénitiques du type 18-8. Un maintien prolongé à température favorise le grossissement du grain austénitique de l'acier de base et une diminution des caractéristiques mécaniques. De même, un recuit de détentionnement effectué vers 650°C après soudure sur certains appareils augmente la sensibilisation à la précipitation de carbures.

Pour pallier ces inconvénients, il faut envisager deux cas:

- tôles plaquées peu épaisses (20-30 mm d'épaisseur)

Une hypertrempe n'affecte pas le métal de base parce que les temps de traitements sont courts.

- tôles plaquées épaisses

Compte tenu de l'épaisseur, les temps de laminage et de traitements sont longs. La diffusion du carbone dans l'acier inoxydable est plus importante et augmente les risques de corrosion. La tôle plaquée subit généralement un recuit de normalisation correspondant au métal de base sans perte admissible de résistance à la corrosion. Le choix d'un acier inoxydable stabilisé diminue toutefois les risques de corrosion.

Le tableau I-2 donne la liste des principales nuances d'acier inoxydable utilisées pour le placage.

**Tableau I-2 (18-19)**  
**Nuances d'aciers inoxydables pour placage**

AISI Type	COMPOSITION, %								
	C° Max	Mn° Max	P Max	S Max	Si	Cr	NI	Mo	Autres
304	.08	2.00	.045	.030	1.00	18.00-20.00	8.00-12.00	-	Se 0.15min
304L	.03	2.00	.045	.030	1.00	18.00-20.00	8.00-12.00	-	-
305	0.12	2.00	.045	.030	1.00	17.00-19.00	10.00-13.00	-	-
308	.08	2.00	.045	.030	1.00	19.00-21.00	10.00-12.00	-	-
309	0.20	2.00	.045	.030	1.00	22.00-24.00	12.00-15.00	-	-
309S	.08	2.00	.045	.030	1.00	22.00-24.00	12.00-15.00	-	-
310	0.25	2.00	.045	.030	1.50	24.00-26.00	19.00-22.00	-	-
310S	.08	2.00	.045	.030	1.50	24.00-26.00	19.00-22.00	-	-
314	0.25	2.00	.045	.030	1.50-3.00	23.00-26.00	19.00-22.00	-	-
316	.08	2.00	.045	.030	1.00	16.00-18.00	10.00-14.00	2.00-3.00	-
316L	.03	2.00	.045	.030	1.00	16.00-18.00	10.00-14.00	2.00-3.00	-
317	.08	2.00	.045	.030	1.00	18.00-20.00	11.00-15.00	3.00-4.00	-
D319	.07	2.00	.045	.030	1.00	17.50-19.50	11.00-15.00	2.25-3.00	-
321	.08	2.00	.045	.030	1.00	17.00-19.00	9.00-12.00	-	Ti 5xC min
347	.08	2.00	.045	.030	1.00	17.00-19.00	9.00-13.00	-	Cb-Ta 10xC

### I.2.2- Placages aciers à outils (20)

Ce type de placage est réservé à la fabrication d'outils tranchants mécaniques et plus précisément de lames de coupe et couteaux industriels. Ces lames sont destinées à être montées sur des massicots pour couper du bois ou des rames de papier. La coupe du bois est moins exigeante en ce qui concerne la

résistance à l'usure que la coupe du papier. Les performances mécaniques exigées pour le métal de base sont limitées. Un acier au carbone pour construction mécanique du type E 24 (NF A 35501) suffit largement. Par contre, les nuances de placage varient suivant l'utilisation.

\* découpe du papier

nuances employées: 90 MCW 5

110 WC 10

\* découpe du bois

nuances employées: 80 WC 20

60 WC 20

Ces nuances de matériaux de placage ne sont pas référencées dans la norme AFNOR, car le tonnage n'est pas assez important. Actuellement, d'autres nuances sont à l'essai pour le papier, à savoir :

les aciers du type Z 160 CDV 12 et Z 80 WDCV 06.05.04.03.

Depuis 5 ans environ, se développent sur le marché européen et sur le marché nord-américain des lames de massicot à mise rapportée en acier rapide de nuance Z 80 WCV 18.04.01 et Z 85 WDCV 6.5.4.2. Ces lames ont une tenue de coupe environ 3 fois supérieure aux lames en aciers citées précédemment pour un coût multiplié par 2. La quasi totalité des lames en acier rapide vendues sur les marchés sont importées du Japon. Elles sont fabriquées en brasant une mise en acier rapide sur un support en acier doux.

Un brevet a été déposé par les "Forges et Aciéries d'Anor" pour l'emploi d'un placage colaminé en acier fritté de nuance Z130 WDCV 6.5.4.3 ou Z 250 VWCD 8.4.4.3 (n°91101.70). L'emploi d'aciers frittés offre les avantages d'obtenir une qualité d'acier isotrope et difficile à obtenir à partir d'une coulée.

### **I.2.3- Récapitulatif**

Dans ce paragraphe I.2.3, nous présenterons d'abord les principales applications des tôles plaquées dans l'industrie, puis nous donnerons une vue générale de tous les assemblages techniquement déjà réalisés, sans tenir compte de l'importance des marchés.

Le tableau I-3 donne les principales applications des tôles plaquées destinées à l'industrie chimique, pétrochimique, nucléaire ou encore à celle du papier ou du bois.

**Tableau I-3 (19)**

**Principales applications des tôles plaquées**

Propriétés requises	Domaines	Applications	Placage
Résistance Corrosion	Constructions navales	Bateaux-Citernes Chimie	Inoxydable
		Tôles exposées	Alliage cuivre
	Raffineries pétrole Pétrochimie Chimie	Réacteurs, échangeurs thermiques, tours de distillation, autoclaves, tours d'aspiration, appareils désulfuration, chaudières, appareils désalination	Inoxydable Alliage cuivre Alliage nickel
	Centrales électriques	Condensateurs, surchauffeurs nucléaires, échangeurs thermiques, conduites forcées, écluses, barrages	Alliage cuivre Inoxydable Alliage nickel
Résistance Frottement	Machines industrielles	Bâtiment Coutellerie, lames industrielles	Alliage haut carbone
	Agriculture	Outils, pièces détachées (garnitures, etc...)	Inoxydable

Il nous est apparu intéressant de présenter sous forme d'un tableau synoptique (tableau I-4) tous les métaux et alliages pouvant être assemblés techniquement, offrant ainsi des applications très diverses.

**Tableau I-4 (21)**

**Présentation des différentes compositions de matériaux plaques ayant eu des applications commerciales**

Titane	Invar	Inox austén.	Inox ferritique	Aciers carbone	Cuivre	Nickel	Aluminium	
•	•	•	•	•	•			Aluminium
•	•	•	•		•	•	•	Aciers carbone
•	•	•	•	•		•	•	Cuivre
•	•		•	•	•			Nickel
				•	•	•	•	Inox austén.
	•		•	•		•		Bronzes

L'évaluation en tonnage des matériaux plaqués est particulièrement difficile à réaliser compte tenu de la diversité des industries utilisatrices. Une estimation américaine évaluait ce marché à 2 milliards de dollars en 1982 avec un doublement pour les années 90.92, tous matériaux confondus.

### **I.3- LA CARACTERISATION DES PLACAGES**

Lors de la fabrication d'un placage obtenu à haute température par contact intime de deux matériaux de nature différente, des espèces chimiques vont migrer de part et d'autre de l'interface suivant le gradient de concentration et l'affinité chimique. Ceci va engendrer des modifications chimiques, structurales et mécaniques qui doivent être caractérisées.

#### **I.3.1- La caractérisation chimique**

##### **I.3.1.1- Les phénomènes de diffusion**

Nous tenterons dans ce paragraphe de décrire les phénomènes de diffusion se produisant à l'état solide pendant les chauffages et les laminages des blocs composites au niveau de l'interface avec ou sans dépôt électrolytique de fer ou de nickel. Ces phénomènes de diffusion occupent une place importante en raison des risques de corrosion ou de fragilité des constituants formés. Cette analyse portera sur les types de placage utilisés dans cette étude (Z 2 CND 17-12 - A 48 AP) (80 WC 20 - E 24)

En raison des différences de composition entre le métal de base et le placage ainsi que des chauffages et maintiens à haute température, il s'établit une diffusion à double courant des différents éléments à l'interface.

Elle se traduit : (19)

##### **- de l'acier de base vers le placage par :**

- une diffusion du fer ( auto-diffusion)
- une diffusion du carbone
- une diffusion du silicium.

##### **- du placage vers l'acier de base par :**

- une diffusion du fer (auto-diffusion)
- une diffusion des éléments d'alliage constituant le métal plaqué (Cr, Ni, W, Mo etc)
- une diffusion du silicium et du manganèse.

Le carbone joue un rôle prépondérant dans tous ces phénomènes de diffusion. En effet, son rayon atomique (0.077 nm), relativement petit par rapport à celui des autres éléments, lui confère une grande mobilité.

Nous présenterons d'abord les résultats de l'étude de Bastien sur la diffusion du carbone dans les placages inoxydables colaminés et par explosion puis les profils de concentration du chrome et du nickel à l'interface du dépôt de fer et de nickel électrolytique.

a) Analyse du phénomène

BASTIEN et SHEPPARD (3 - 22) montrent l'évolution du carbone dans des tôles plaquées (voir figures I-13, I-14, I-15).

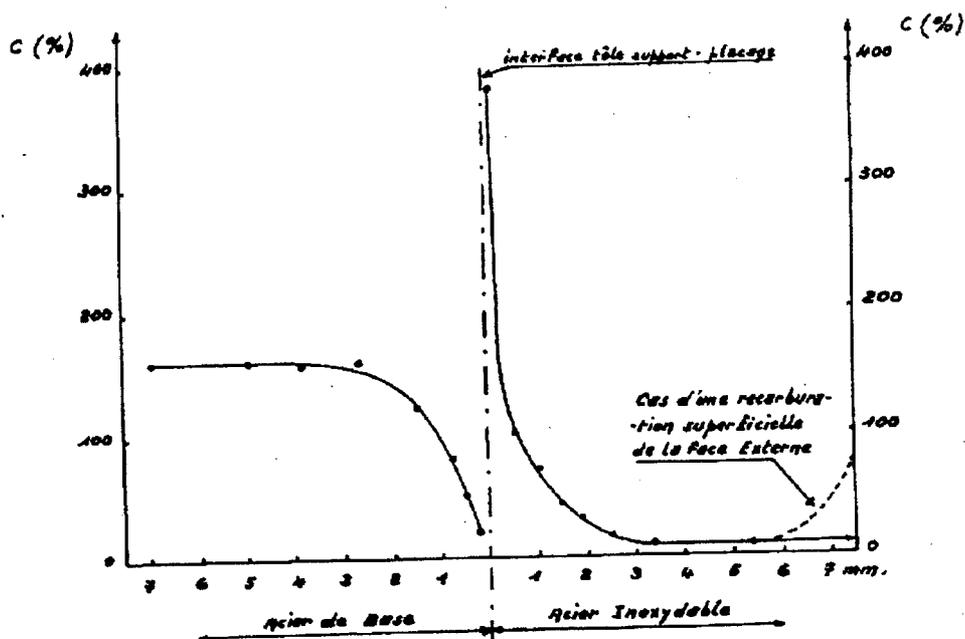


Figure I-13 : Placage industriel. Répartition du carbone dans une tôle plaquée après laminage à chaud.

Du fait des durées des traitements différentes, la diffusion du carbone à l'interface va dépendre aussi de l'épaisseur de la tôle. Les figures I-14 et I-15 montrent la distribution du carbone dans le cas d'une tôle mince et d'une tôle épaisse.

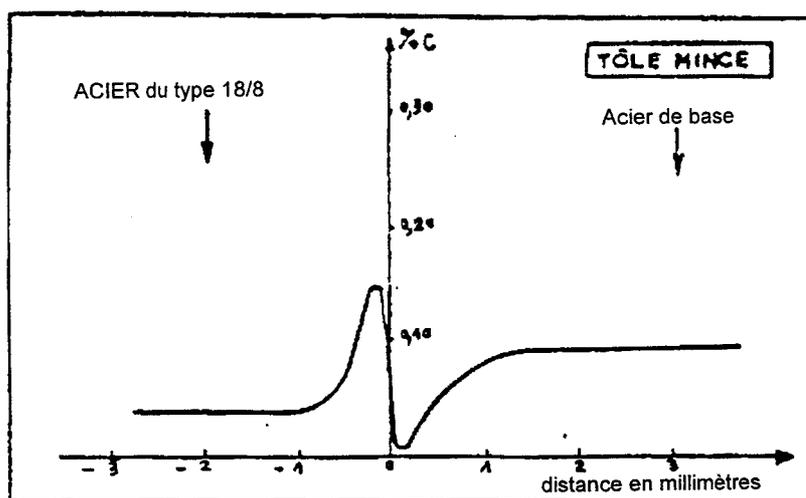
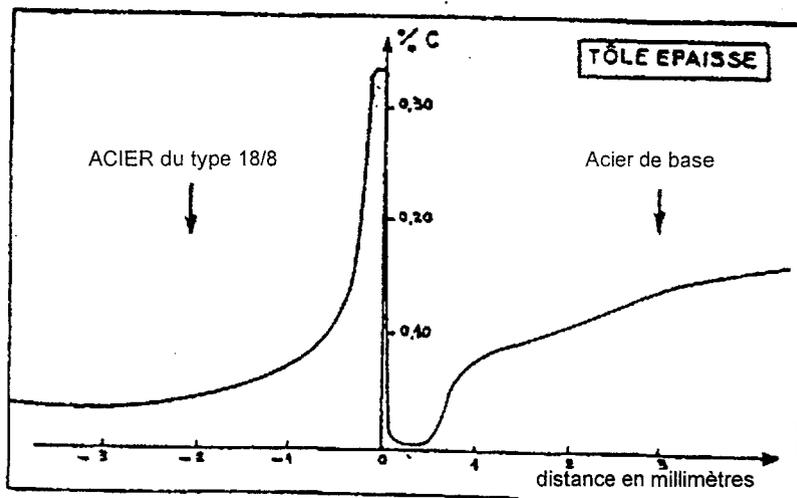


Figure I-14 : Répartition du carbone dans la zone de liaison de la tôle mince plaquée avec un acier du type 18/8



**Figure I-15 : Répartition du carbone dans la zone de liaison de la tôle épaisse plaquée avec un acier du type 18/8**

Les tableaux I-5 et I-6 donnent des valeurs calculées et mesurées par Bastien (23) du coefficient de diffusion du carbone sur placage par colaminage et par explosion (1).

**Tableau I-5 (23)**

**Valeur du coefficient de diffusion du carbone dans le cas de la décarburation de l'acier de construction**

	Valeurs calculées	Valeurs mesurées Placage par explosion	Valeurs mesurées Placage par laminage
1000°C	$2.2 \times 10^{-7}$	$2.6 \times 10^{-7}$	$6.4 \times 10^{-7}$
1100°C	$6 \times 10^{-7}$	$7.3 \times 10^{-7}$	$1.2 \times 10^{-6}$
1200°C	$1.5 \times 10^{-6}$	$1.8 \times 10^{-6}$	$1.8 \times 10^{-6}$

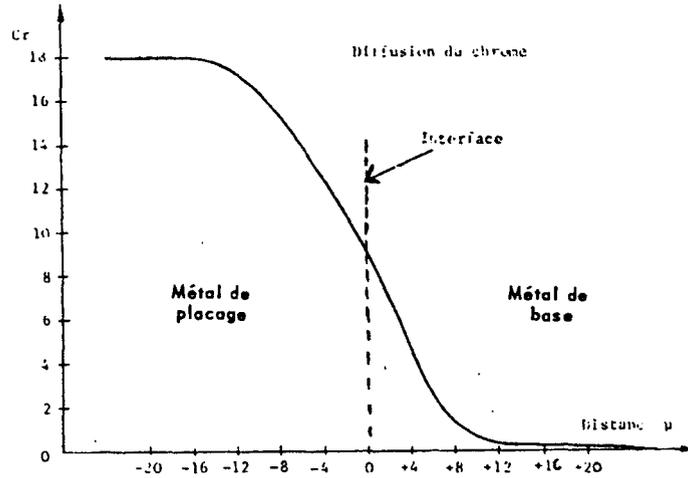
**Tableau I-6 (23)**

**Valeur du coefficient de diffusion du carbone dans le cas de la recarburation de l'acier inoxydable**

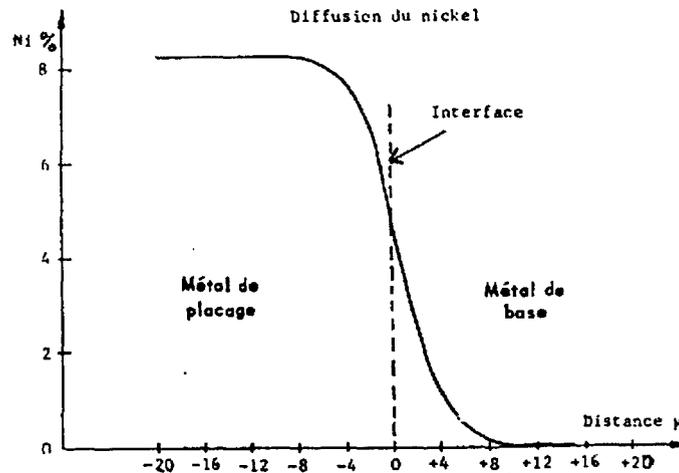
	Valeurs calculées	Valeurs mesurées Placage par explosion	Valeurs mesurées Placage par laminage
1000°C	$1.45 \times 10^{-7}$	$8.5 \times 10^{-8}$	$3.25 \times 10^{-8}$
1100°C	$5 \times 10^{-7}$	$4.3 \times 10^{-7}$	$6.4 \times 10^{-7}$
1200°C	$1.5 \times 10^{-6}$	$1.1 \times 10^{-6}$	$1.4 \times 10^{-6}$

La connaissance des valeurs de coefficients de diffusion du carbone selon le procédé de diffusion est importante pour la détermination de l'épaisseur de placage requise en raison des risques de corrosion sur les appareils.

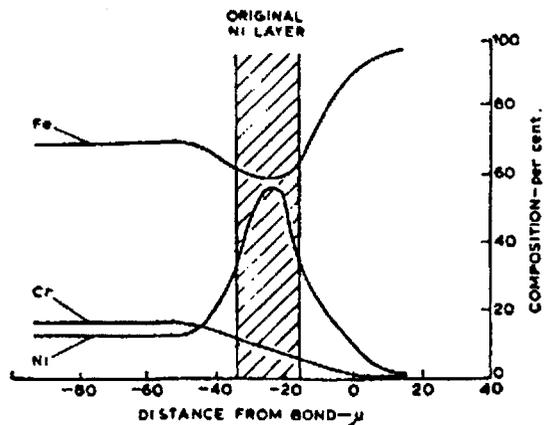
Les figures I-16, I-17, I-18 montrent l'évolution des éléments substitutionnels à l'interface d'un dépôt de fer ou de nickel électrolytique dans le cas d'un placage par laminage, la figure I-19 dans le cas d'un placage par explosion.



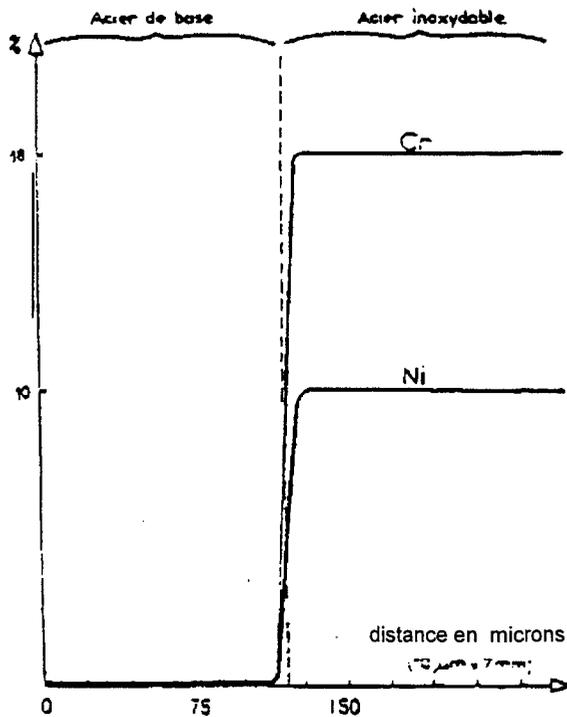
**Figure I-16 : Placage inoxydable - acier laminé à chaud  
diffusion du chrome à l'interface d'un dépôt du fer électrolytique  
d'après Ferriol (19)**



**Figure I-17 : Placage inoxydable - acier au carbone - laminé à chaud  
diffusion du nickel à l'interface d'un dépôt du fer électrolytique  
d'après Ferriol (19)**



**Figure I-18 : Placage inoxydable - acier au carbone - laminé à chaud  
diffusion du chrome, du nickel et du fer à l'interface  
d'un dépôt de nickel électrolytique  
d'après Sheppard (3)**



**Figure I-19 : Diffusion sur tôle plaquée par explosion  
d'après Bastien (23)**

La migration du carbone vers l'acier inoxydable peut s'expliquer par le potentiel chimique des deux métaux.

## b) Rappel théorique

Pour une austénite de concentration donnée en carbone  $c$ , l'activité "a" et par suite le coefficient d'activité  $\gamma$  dépendent des concentrations des autres éléments de la solution solide. L'activité s'apparente directement à la notion de potentiel chimique. L'acier inoxydable et l'acier au carbone forment un couple de diffusion où la température varie entre 900°C et 1200°C. La phase est austénitique pour les deux aciers. Dans cette phase métallique, le potentiel chimique du carbone s'exprime par la relation :

$$\mu = \mu_0 + RT \ln a_c \quad \begin{array}{l} \mu_0 : \text{potentiel standard} \\ a_c : \text{activité du carbone} \end{array}$$

La définition de l'activité d'un élément  $i$  est donnée par la relation suivante :

$$a_i = \frac{\text{tension de vapeur de } i \text{ dans le milieu}}{\text{tension de vapeur de } i \text{ dans son état standard}}$$

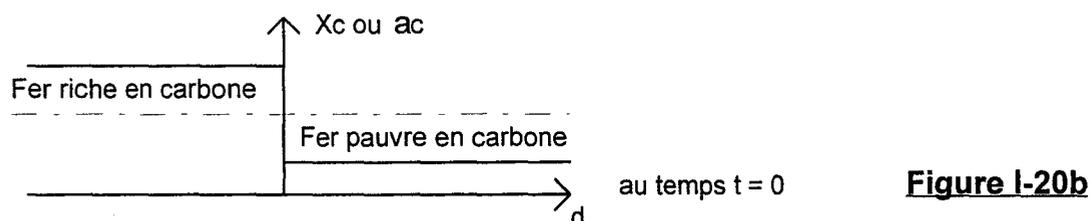
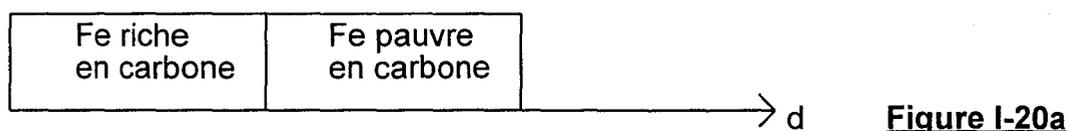
Il est souvent plus commode de travailler avec le coefficient d'activité, car il traduit les interactions d'un soluté avec le solvant.

Le coefficient d'activité du carbone est défini par la relation :

$$\gamma_c = \frac{a_c}{x_c} \quad \begin{array}{l} a_c : \text{activité du carbone dans la solution} \\ x_c : \text{fraction molaire} \end{array}$$

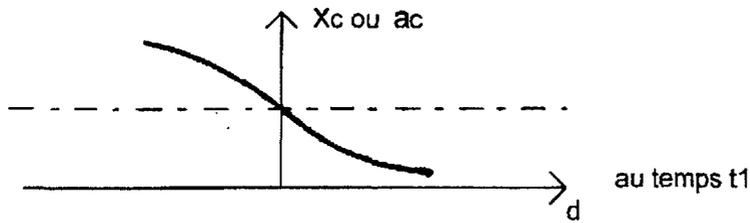
Si les variations de  $x_c$  sont faibles, on peut considérer que  $\gamma_c$  est constant.

Prenons le cas d'un couple de diffusion Fer-carbone, d'un côté un fer riche en carbone et de l'autre un fer pauvre en carbone (voir figures I-20a, I-20b)



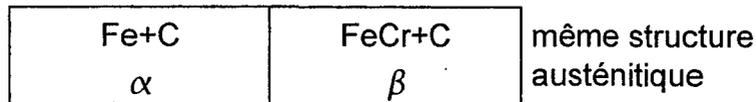
au temps  $t = 0$ , à l'interface, les concentrations de carbone sont très différentes.

Au temps  $t_1$  (figure I-20c), le couple de diffusion va évoluer et tendre vers un équilibre au temps  $t = \text{l'infini}$ .

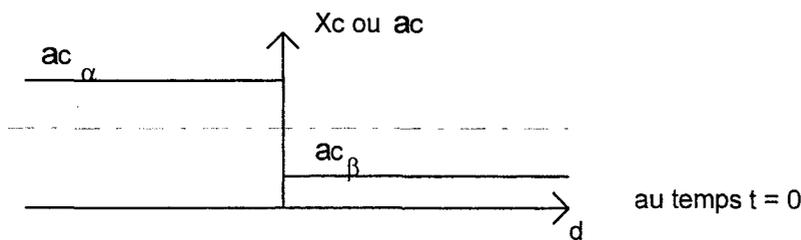


**Figure I-20c**

Prenons le cas d'un couple Fer.carbone-Fer.carbone.Chrome



**Figure I-21a**



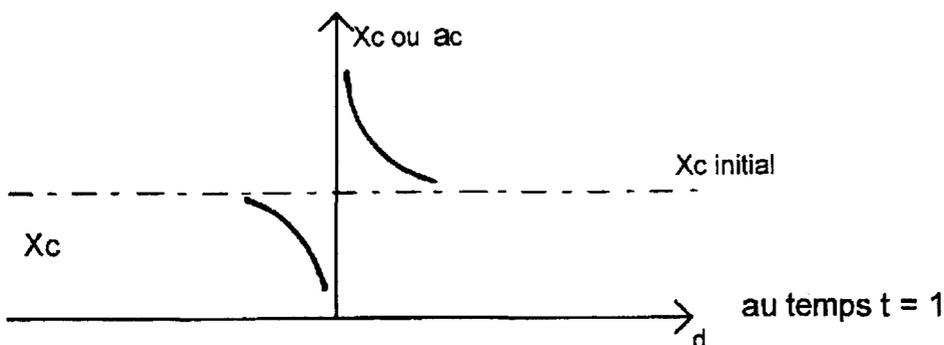
**Figure I-21b**

$$ac_{\alpha} > ac_{\beta}$$

Nous connaissons les interactions du carbone en présence du fer et du chrome. Le carbone ira préférentiellement vers le chrome car les carbures sont plus stables.

Au temps  $t = 0$ , l'activité du carbone sera donc plus faible dans l'alliage Fer-chrome que dans l'alliage Fer-carbone (figures I-21a, I-21b).

Au temps  $t_1$ , près de l'interface, la concentration en carbone augmente côté acier inoxydable et diminue côté acier au carbone (figure I-21c).



**Figure I-21c**

A l'interface au temps  $t=\infty$ , on suppose l'équilibre thermodynamique réalisé. Nous tendons vers l'équilibre de l'activité dans chaque acier.

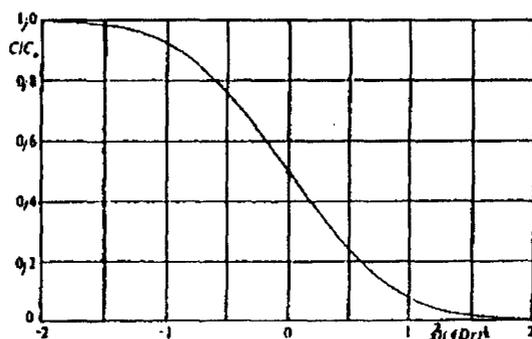
Nous avons utilisé une solution de l'équation de Fick pour expliquer la migration du carbone dans le cas du placage acier à outils parce que ce cas s'apparente en pratique à une soudure réalisée sur deux échantillons suivant le plan

d'accolement  $x=0$ . La longueur de ceux-ci peut être considérée comme infiniment grande. Cette condition signifie qu'après traitement de diffusion, une partie de l'échantillon reste non affectée par la diffusion.

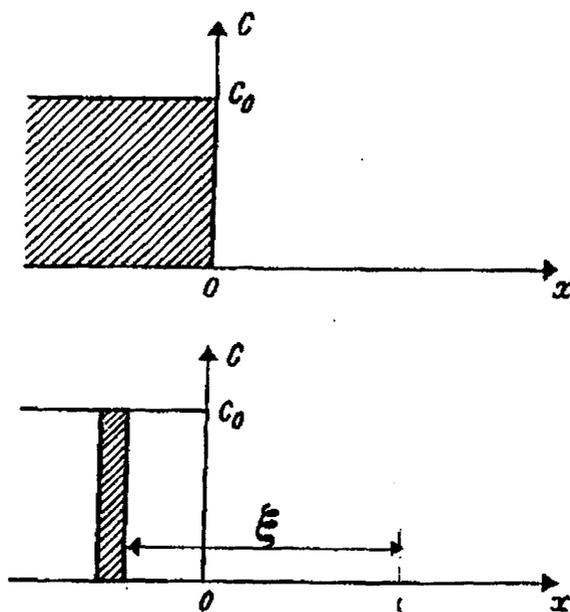
La résolution de la seconde équation de FICK peut s'écrire sous la forme : (24)

$$c(x,t) = \frac{c_0}{2} \left[ 1 - \theta \left( \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right]$$

Une telle fonction est représentée dans la figure I-22.



**Figure I-22 :** Courbe concentration-distance pour une diffusion en milieu infini à partir d'une distribution initiale représentée dans la figure I-23.



**Figure I-23 :** Distribution initiale dans un échantillon de longueur infini

Nous ne maîtrisons pas parfaitement le temps et la température des opérations de laminage et de traitements subis par nos éprouvettes. Il est possible, par contre, grâce à la méthode de MATANO, de relever sur les courbes de distribution du chrome et du nickel, le produit  $D.t$  (coefficient de diffusion\*temps), et de calculer une distance de diffusion, pour chaque élément.

En effectuant un changement de variable

$$\lambda = \frac{x}{\sqrt{t}} \quad \frac{d\lambda}{dx} = \frac{1}{\sqrt{t}}$$

La seconde équation de Fick prend la forme de

$$(1) \quad \frac{dC}{d\lambda} \times \frac{d\lambda}{dt} = \frac{d}{d\lambda} \left[ D \frac{dC}{d\lambda} \times \frac{d\lambda}{dx} \right] \frac{d\lambda}{dx}$$

$$\frac{d\lambda}{dt} = -\frac{1}{2} \times x \times t^{-3/2} = -\frac{1}{2} \times \frac{x}{\sqrt{t^3}} = -\frac{1}{2} \times \frac{\lambda}{t}$$

En reprenant (1)

$$-\frac{\lambda}{2} \times dC = d \left( D \times \frac{dC}{d\lambda} \right)$$

$$\int_{c_2}^{c_1} \lambda \times dC = -2D \times \frac{dC}{d\lambda}$$

$$D = \frac{\frac{1}{2} \int_{c_1}^{c_2} \lambda \times dC}{\frac{dC}{d\lambda}}$$

$$\lambda = \frac{x}{\sqrt{t}} \quad \frac{dx}{d\lambda} = \sqrt{t}$$

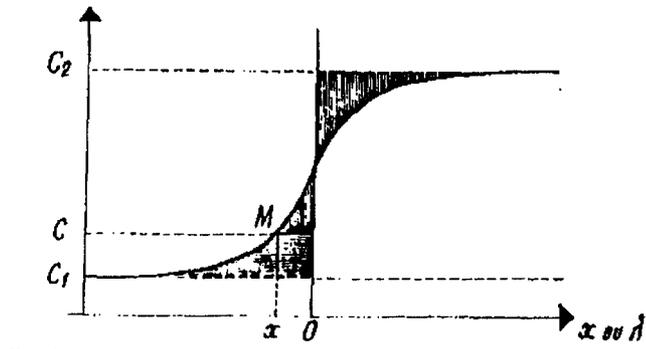
$$D(x) = \frac{1}{2t} \frac{\int_{c_1}^{c_2} x dC}{\frac{dC}{dx}}$$

$$D(x) \times t = -\frac{1}{2} \frac{\int_{c_1}^{c_2} x dC}{\frac{dC}{dx}}$$

Le numérateur est l'aire limitée par les axes horizontaux  $C = C_1$  et  $C = C_2$  d'une part, la courbe  $C(x)$  et le plan de MATANO d'autre part, le dénominateur n'est autre que la partie de la tangente à la courbe au point M.

Conclusion :

L'analyse approfondie des phénomènes de diffusion du carbone et des éléments substitutionnels à l'interface est très importante dans les bimétaux. Elle contribue à la compréhension des problèmes de corrosion et des formations de couche alliée nuisible à la fabrication industrielle de ces produits.



**Figure I-24 : Calcul du coefficient de diffusion par la méthode de MATANO**

I.3.1.2- Méthode d'analyse : la lampe à décharge

Pour mettre en évidence la diffusion thermique des éléments de part et d'autre de l'interface, nous avons utilisé la lampe à décharge lumineuse et la microsonde de CASTAING. Dans ce paragraphe, nous nous proposons de décrire uniquement le principe de la lampe à décharge.

Le principe de la lampe à décharge lumineuse est issu des travaux de GRIMM (25-26-27). Lors de l'application d'une tension continue de quelques centaines de volts entre deux électrodes planes et parallèles placées aux extrémités d'un tube de verre contenant un gaz monoatomique, par exemple de l'argon, à une pression dynamique de l'ordre de quelques torrs, une décharge électrique s'établit. La différence de potentiel permet l'ionisation du gaz. Les ions bombardent la cathode et arrachent les atomes métalliques qui subissent une excitation par chocs électroniques et collisions ioniques de seconde espèce. Les atomes excités retournent à l'état fondamental en perdant une énergie  $h\nu$ , libérée sous forme d'un photon qui sera utilisé pour l'analyse spectrale.

La figure I-25 montre le principe de la lampe.

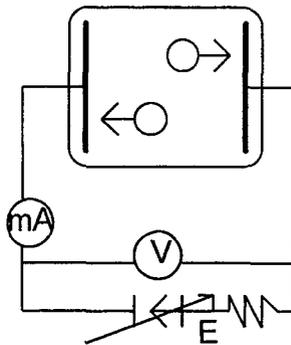


Figure I-25 : Principe de fonctionnement de la lampe à décharge

La figure I-26 montre l'évolution de la tension en fonction de l'intensité et la position du potentiel  $V_0$ .

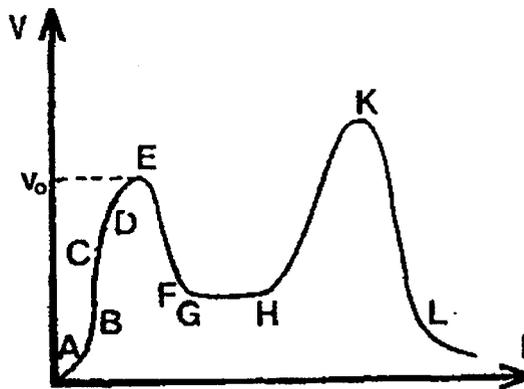


Figure I-26 : Courbe  $V = f(I)$   
La lampe fonctionne dans le domaine HK

Le potentiel  $V_0$  est un paramètre important car il détermine la valeur minimale de la tension qui permet une décharge entretenue. En dessous de cette tension, l'énergie sera insuffisante pour obtenir le phénomène de luminescence.

Ce potentiel dépend:

- de la nature du gaz
- de la pression  $p$
- de la distance entre les électrodes  $d$ .

L'évolution de ce potentiel est fonction du produit  $p \cdot d$  (loi de Paschen). La figure I-27 indique la zone de luminescence.

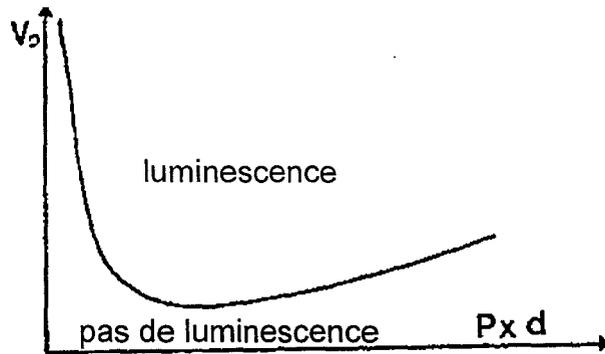


Figure I- 27 : Zone de luminescence

### Schéma de principe

Le schéma de principe de la lampe est donné à la figure I-28.

a) la **cathode** est une pièce en cuivre, utilisée à la fois comme support de l'échantillon et pour l'arrivée du courant. L'échantillon, servant de cathode, doit présenter une surface plane sur laquelle un joint de 20 mm assure l'étanchéité du tube à décharge.

b) l'**anode** est constitué d'une pièce tubulaire qui s'enfonce à l'intérieur du bloc cathodique en laissant un espace annulaire de 0.20 mm. Un espace équivalent est délimité entre l'extrémité de l'anode et l'échantillon.

Seul l'espace délimité par la surface de l'échantillon face au trou central de l'anode doit être le siège de la décharge lumineuse. Pour cela, on réduit le produit  $p \cdot d$  dans l'espace annulaire interélectrode grâce à la pompe P2.

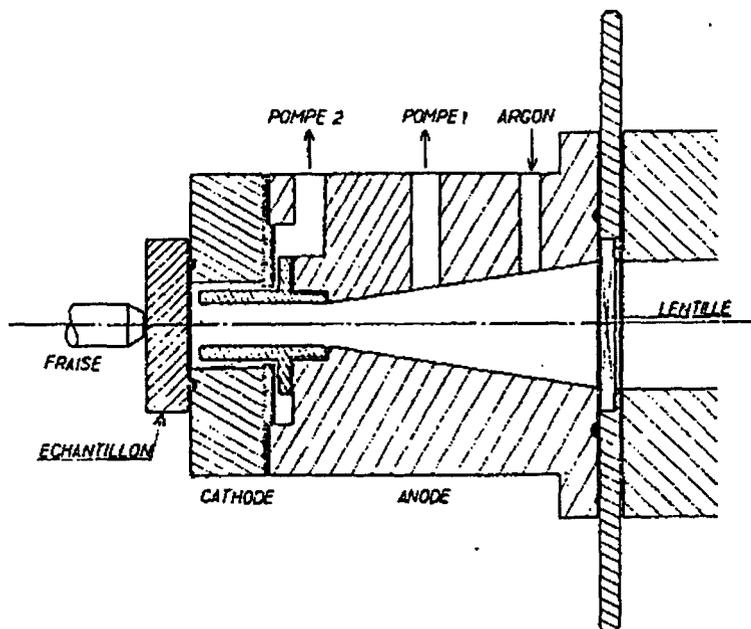


Figure I-28 : Représentation en coupe de la lampe à décharge

La méthode d'analyse par spectrométrie optique à décharge lumineuse est très sensible et permet de doser la plupart des éléments courants contenus dans les aciers. Elle est très rapide car il est possible de doser simultanément plus de 20 éléments en une seule opération. La stabilité de la source à décharge lumineuse et la régularité de la vitesse d'érosion permettent de garantir une analyse superficielle des aciers après divers traitements thermo-chimiques de surface tels que la cémentation, la carbonituration et la nitruration.

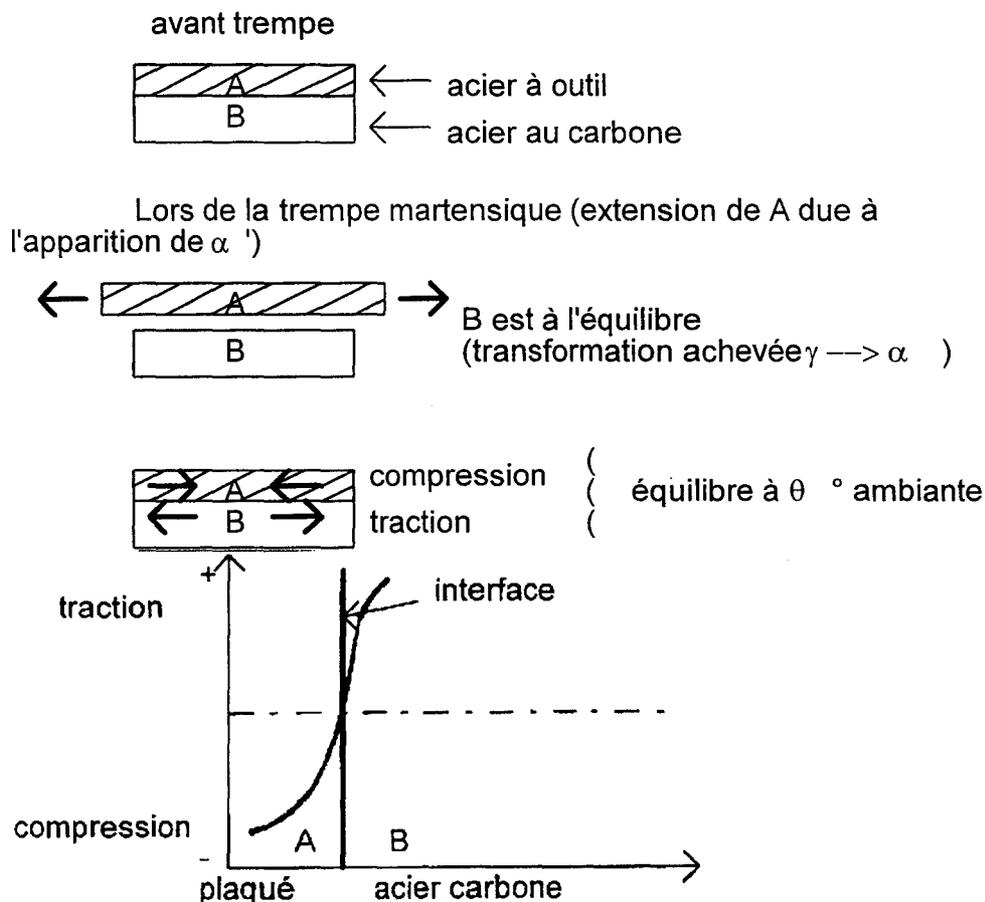
Les méthodes d'analyses permettent d'identifier les éléments chimiques présents à l'interface. Ceux-ci engendrent des modifications importantes de l'état des contraintes. Dans le paragraphe suivant, nous présenterons l'origine des contraintes engendrées et les méthodes de mesures.

### **I.3.2- La caractérisation mécanique : les mesures des contraintes résiduelles à l'interface**

Le mode de fabrication des tôles plaquées en acier à outils engendre des contraintes mécaniques dues au gradient thermique et au changement de microstructure. En effet, la lame de massicot est constituée de deux nuances d'acier très différentes. Lors de la trempe, l'acier 80WC20 subit une transformation martensitique, tandis que l'acier au carbone reste à l'état ferritique. La chronologie des transformations structurales lors de la trempe de la lame fait apparaître des contraintes résiduelles au voisinage de l'interface. La trempe occasionne des déformations, qui obligent parfois à effectuer une opération de redressage après traitement. Ceci modifie l'état de contraintes dans la pièce. Dans ce paragraphe, nous expliquerons dans le détail l'origine des contraintes liées aux changements de structure.

#### **I.3.2.1- Origine des contraintes structurales**

Lors de la trempe, la transformation de l'acier au carbone commence vers 650°C alors que l'acier 80WC20 est toujours à l'état austénitique. L'augmentation de volume engendrée par la transformation de l'acier au carbone en ferrite et perlite n'engendre que peu de contraintes dans l'acier à outils puisqu'il est toujours à l'état austénitique. Lors de la transformation de ce dernier en martensite, située vers 250°C, la dilatation du placage est contrariée par la tôle support. Cette chronologie de transformation engendre des contraintes résiduelles structurales dans les deux matériaux, compression en surface et tension à coeur et un gradient élevé à l'interface. Cf le schéma à la figure I-29.



**Figure I-29 : Contraintes résiduelles résultant d'un changement de phase métallurgique**

### I.3.2.2- Méthodes de mesure des contraintes résiduelles

#### a) Méthodes non destructives

##### - Diffraction des rayons X (28)

Parmi les méthodes de mesure des contraintes résiduelles, la diffraction des rayons X occupe une place de choix puisqu'elle permet la mesure non destructive des contraintes superficielles dont la connaissance est primordiale pour prévoir la tenue en service des pièces. Par rapport aux techniques conventionnelles, cette méthode permet d'avoir accès à des mesures très locales et de suivre dans le temps l'évolution des contraintes résiduelles. Elle peut en outre, par enlèvement de matière, donner la répartition en profondeur de ces mêmes contraintes.

#### Etude théorique

La plupart des matériaux métalliques ont une structure cristalline caractérisée par la présence de plans atomiques dont l'espacement  $d$  peut être mesuré par diffraction des rayons X en utilisant la loi de Bragg :  $2 d \sin \theta = n\lambda$ . La présence d'un champ de contraintes (appliquées ou résiduelles) se traduit par une déformation du réseau cristallin et notamment par une variation de  $\Delta d$  de cet

espacement. En utilisant ces plans atomiques comme jauges de déformation, la diffractométrie X permet donc la mesure non destructive des contraintes dans les matériaux cristallins.

Cependant, comme la pénétration du rayonnement est très faible (environ une dizaine de  $\mu\text{m}$ ), les rayons X ne peuvent mettre en évidence que l'état de contrainte de surface.

#### - Diffracton des neutrons (29)

Comme nous l'avons vu précédemment, la détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X est une méthode bien connue et très répandue. Cependant, à cause de la faible profondeur de pénétration des rayons X, les contraintes résiduelles ne peuvent être étudiées qu'à la surface de l'échantillon. Par contre, en remplaçant les rayons X par des faisceaux de neutrons, il est possible de déterminer les contraintes à l'intérieur de la pièce car le pouvoir de pénétration des neutrons est beaucoup plus important, à savoir quelques centimètres pour la plupart des matériaux.

La diffraction des neutrons est connue depuis une quarantaine d'années. Cependant, son application est encore assez peu développée, car elle nécessite des installations près d'un réacteur nucléaire.

#### - L'effet Barkhausen (30)

La mesure de bruit Barkhausen est une méthode magnétique de détermination des contraintes résiduelles. On ne peut donc l'exploiter que pour des matériaux ferromagnétiques.

#### - Hypothèse des domaines d'aimantation spontanée : les parois de Bloch

P. Weiss fit l'hypothèse (en 1907) que le matériau est en fait subdivisé en domaines magnétiques. A l'intérieur de chaque domaine, tous les moments sont orientés parallèlement à une direction, mais d'un domaine à l'autre, la direction est différente de sorte que, statistiquement, les circuits magnétiques formés sont fermés au sein du matériau ; il n'apparaît ainsi aucune aimantation spontanée macroscopique.

La subdivision en domaines permet de minimiser l'énergie des forces magnétocristallines : pour  $n$  domaines magnétiques, l'énergie est  $n$  fois plus faible que pour un seul domaine de mêmes dimensions. Si l'on ne tenait compte que de ce critère énergétique, on devrait aboutir à une subdivision à l'infini. En fait, les domaines sont séparés par des parois de Bloch n'ayant pas d'existence matérielle et caractérisées par le fait qu'à leur traversée, l'aimantation change rapidement de direction. Or la création d'une paroi exige de l'énergie ; la subdivision en domaines

n'est donc pas infinie, mais résulte d'un compromis entre l'énergie magnétocristalline et l'énergie des parois de Bloch.

L'alignement des moments magnétiques ne s'effectue pas dans n'importe quelle direction cristallographique. L'aimantation spontanée correspond à l'orientation des moments suivant des directions de "facile aimantation" : (1 0 0) dans le fer  $\alpha$ , (1 1 1) dans le nickel.

De nombreux facteurs peuvent influencer notablement la nature même du bruit magnétique. En particulier, l'application d'une contrainte altère l'importance et l'aspect du bruit. Dans le cas simple d'une contrainte uniaxiale de même direction que celle de l'aimantation, le bruit augmente si elle est appliquée en traction et diminue si elle est appliquée en compression. L'effet est inverse lorsque la contrainte est perpendiculaire à la direction de l'aimantation.

- Méthode ultrasonore

Bases théoriques :

Dans le cadre de l'élasticité linéaire couramment admise, les vitesses des ondes acoustiques sont déterminées par la masse volumique  $\rho$  et les constantes d'élasticité (coefficients de Lamé  $\lambda$  et  $\mu$  ou module d'Young E et coefficient de Poisson  $\nu$  pour les solides isotropes)

$$\text{Ondes de compression : } V_L = \left( \frac{\lambda + 2\mu}{\rho} \right)^{1/2}$$

$$\text{Ondes de cisaillement : } V_r = \left( \frac{\mu}{\rho} \right)^{1/2}$$

Ces vitesses sont indépendantes de l'état mécanique. Plusieurs auteurs, dont Murnaghan (31) ont proposé de développer l'énergie de déformation élastique jusqu'au troisième ordre en termes de déformations et introduisent trois constantes d'élasticité supplémentaires pour les solides isotropes (l, m, n dites constantes de Murnaghan). Hugues et Kelly (32), analysant les déformations en déformations finies associées à la contrainte et déformations infinitésimales correspondant à l'onde qui se propage, développent le modèle de Murnaghan et résolvent l'équation d'onde pour le solide contraint. Si 1, 2 et 3 sont les directions principales des contraintes, ils considèrent des ondes de vitesses  $V_{ij}$  où i est la direction de propagation et j la direction de vibration (polarisation).

$$\text{éq 1 : } \rho_0 \cdot V_{11}^2 = \lambda + 2\mu + (2l + \lambda)\theta + (4m + 4\lambda + 10\mu)\alpha_1$$

$$\text{éq 2 : } \rho_0 \cdot V_{12}^2 = \mu + (\lambda + m)\theta + 4\mu\alpha_1 + 2\mu\alpha_2 - \frac{1}{2} \cdot n\alpha_3$$

$$\text{éq 3 : } \rho_0 \cdot V_{13}^2 = \mu + (\lambda + m)\theta + 4\mu\alpha_1 + 2\mu\alpha_3 - \frac{1}{2} \cdot n\alpha_2$$

où  $\rho_0$  est la masse volumique du solide au repos,

où  $\rho_0$  est la masse volumique du solide au repos,  
 $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$  les déformations principales,  
 $\theta$  la somme des déformations principales.

Ces expressions montrent clairement que les vitesses des ondes ultrasonores dépendent de l'état de contraintes. Dans le cas de l'analyse des contraintes superficielles au moyen d'ondes de surface, Bourse (33-34) a montré qu'en mesurant les changements relatifs de vitesses de deux ondes, on pouvait déterminer les deux contraintes ( $\sigma_1, \sigma_2$ ) du champ biaxial.

La méthode de la biréfringence introduite par Crecraft (35), peut apporter des informations sur l'état mécanique dans l'épaisseur des produits. En combinant les équations 2 et 3 mentionnées ci-dessus, on obtient l'expression suivante :

$$\frac{V_{31}^0 - V_{32}^0}{V_{31}^0} = \frac{4\mu + 4n}{4\mu} (\varepsilon_1 - \varepsilon_2) \quad \text{où } V_{31}^0 = V_{32}^0 \text{ est la vitesse des ondes transversales en l'absence de contrainte.}$$

On utilise en pratique une onde transversale se propageant à travers l'épaisseur selon la direction 3 et dont on oriente successivement la polarisation selon les directions 1 et 2 dans le plan perpendiculaire à 3. Comme les vitesses  $V_{31}^0$  et  $V_{32}^0$  sont mesurées à partir du même point d'émission, elles concernent la même épaisseur ; ainsi n'est-il pas nécessaire de la connaître avec précision, ce qui est un avantage important. L'inconvénient de la méthode est qu'elle donne seulement une moyenne dans l'épaisseur de la différence des deux contraintes principales.

#### b) Méthode destructive

##### - Méthode de "la flèche" (36)

##### Principe de la méthode de calcul

L'éprouvette précontrainte (par une opération de grenailage, par exemple) présente une flèche, en raison des contraintes résiduelles introduites dans la couche superficielle. Si, par un usinage quelconque (conventionnel, chimique ou électrochimique), on enlève progressivement les couches superficielles contenant les contraintes, l'éprouvette se déforme pour garder son équilibre. La flèche présentée par l'éprouvette varie donc. On peut alors relever la courbe  $f=\xi(e)$  qui représente la variation de la flèche en fonction de l'épaisseur variable  $e$ .

Le calcul montre que l'on peut relier la distribution des contraintes résiduelles longitudinales aux variations de la flèche en fonction de l'épaisseur.

La variation de la flèche  $df$ , produite par l'enlèvement d'une couche d'épaisseur  $de$ , peut être reliée à la contrainte superficielle  $\sigma_e(e)$  existant dans la

couche enlevée. D'après Flavenot (36)  $\sigma_e(e)$  est donnée par la relation suivante :

$$\sigma_e(e) = -\frac{4}{3} E \frac{e^2}{L^2} \frac{df}{de}$$

E : module d'élasticité

L : longueur de l'éprouvette

e : épaisseur sous la couche enlevée

Il est alors possible de remonter aux valeurs de  $\sigma_e(e)$  avant l'enlèvement des couches.

#### - Méthode de Sachs

La méthode dite de Sachs est destinée aux mesures de contraintes résiduelles sur des pièces cylindriques. Elle s'applique particulièrement bien au cas des contraintes résiduelles engendrées par les traitements thermiques superficiels ou les traitements mécaniques tels le grenaillage.

C'est une méthode destructive ; en effet, nous ne pouvons connaître la répartition des contraintes résiduelles que dans les zones où le métal a été enlevé :

- soit par perçage central et alésage mécanique,
- soit par tournage mécanique (ou chimique).

#### Principe du calcul des contraintes résiduelles

Le principe de la méthode consiste donc à enlever des couches concentriques de matière - chaque couche  $r=Cte$  étant le siège de contraintes identiques - et à analyser le comportement correspondant du restant de la pièce à l'aide des mesures extensométriques.

On ne pourra donc connaître l'état des contraintes résiduelles que dans des zones où la matière a été enlevée.

L'étude théorique a été développée par Chabenant et Martin (37). Nous rappellerons uniquement les relations permettant de calculer les contraintes résiduelles à partir des déformations mesurées dans le cas de l'alésage seul ou du tournage seul :

#### Alésage seul

$$\sigma_r = \frac{E}{1-\nu^2} \cdot \frac{S_b - S}{2S} \cdot T$$

$$\sigma_t = \frac{E}{1-\nu^2} \cdot \left[ (S_b - S) \frac{dT}{dS} - \frac{S_b + S}{2S} \cdot T \right]$$

$$\sigma_z = \frac{E}{1-\nu^2} \cdot \left[ (S_b - S) \frac{dL}{dS} - L \right]$$

### Tournage seul

$$\sigma_r = \frac{E}{1-\nu^2} \cdot \frac{S-S_a}{2S} \cdot T$$

$$\sigma_t = \frac{E}{1-\nu^2} \cdot \left[ (S-S_a) \frac{dT}{dS} + \frac{S+S_a}{2S} \cdot T \right]$$

$$\sigma_z = \frac{E}{1-\nu^2} \cdot \left[ (S-S_a) \frac{dL}{dS} + L \right]$$

avec  $L = \lambda + \nu \vartheta$

$T = \vartheta + \nu \lambda$

$S = \pi r^2$

r : direction radiale

t : direction tangentielle

z : direction axiale

$\nu$  : coefficient de Poisson

$\lambda, \vartheta$  : déformations données

par les jauges longitu-

dinale et circonféren-

tielle sur la surface

d'un cylindre

### - Méthode de Mathar et Soëte, dite "du trou"

La méthode du trou consiste à mesurer les déformations sur une rosette de jauges au centre de laquelle on perce un trou.

Cette méthode présente un intérêt pratique important car :

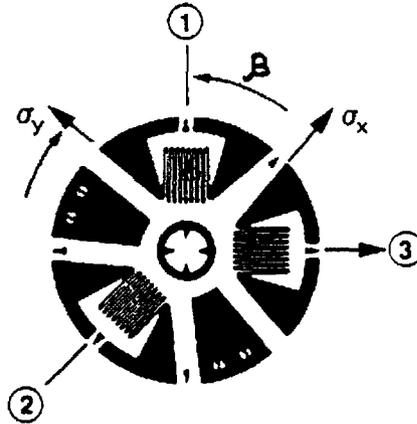
- son principe est relativement simple ;
- les moyens matériels qu'elle nécessite sont réduits;
- son champ d'application est étendu : pièces de dimensions quelconques où les contraintes résiduelles sont présumées constantes sur quelques millimètres de profondeur, et où il est possible de percer au foret un trou de 1 à 5 mm de diamètre.

Remarque : la méthode du trou est apparemment simple de mise en oeuvre mais elle nécessite une compétence particulière dans le domaine du perçage.

### Analyse des contraintes résiduelles à partir de la rosette

Nous donnerons les résultats principaux concernant la rosette à 45°. cf

figure I-30



**Figure I-30 : Rosette utilisée pour la méthode du trou**

$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$  étant les déformations mesurées lors du perçage du trou, les contraintes principales  $\sigma_x$  et  $\sigma_y$  sont données par les expressions suivantes :

$$\sigma_x = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4 \overline{A}} + \frac{\sqrt{2}}{4 \overline{B}} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2}$$

$$\sigma_y = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4 \overline{A}} - \frac{\sqrt{2}}{4 \overline{B}} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2}$$

$$\operatorname{tg} 2\beta = \frac{\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 + \varepsilon_3}{\varepsilon_1 - \varepsilon_3}$$

Les paramètres A et B sont déterminés expérimentalement en faisant un calibrage sur un échantillon en traction. La charge est appliquée avant et après perçage du trou et les mesures de déformations sont mesurées avant ( $\varepsilon_b$ ) et après ( $\varepsilon_a$ ). A et B sont donnés par :

$$\overline{A} = \frac{\varepsilon_{c1} + 2\varepsilon_{c3}}{2\sigma_c}, \quad \overline{B} = \frac{\varepsilon_{c1} - \varepsilon_{c3}}{2\sigma_c} \quad \text{avec } \varepsilon_c = \varepsilon_a - \varepsilon_b, \sigma_c : \text{contrainte appliquée}$$

#### - Enlèvement par couches

Cette méthode est proche de la méthode de la flèche. Leluan (38) propose cette méthode dans le cas d'un matériau isotrope. Il considère un prisme d'épaisseur h, de dimensions transversales l et L grandes par rapport à h, qui est usiné progressivement sur une seule face, tandis que les déformations sont mesurées sur la face opposée.

J. Hernandez (39) a repris cette méthode dans le cas de matériaux bimétalliques. L'utilisation est surtout intéressante dans les revêtements, notamment pour l'industrie nucléaire. La différence par rapport à la "méthode de Leluan" est qu'il considère un prisme d'épaisseur h, constitué de deux couches isotropes

- un substrat d'épaisseur e, de constantes élastiques  $E_s$  et  $\nu_s$
- un dépôt d'épaisseur d et de constantes d'élasticité  $E_d$  et  $\nu_d$ .

E : module d'élasticité

$\nu$  : coefficient de Poisson

Nous avons repris la méthode de J. Hernandez. L'enlèvement de couches successives s'effectue avec de l'acide nitrique dilué. Nous développerons le formalisme et la méthode expérimentale dans le chapitre II.

### **I.3.3- Conclusion**

Dans ce chapitre I, nous avons présenté les différents procédés de fabrication des tôles plaquées, les phénomènes de diffusion à l'état solide des espèces chimiques à l'interface et les méthodes de mesures des contraintes résiduelles engendrées par leur présence.

Dans le chapitre II, nous développerons les méthodes expérimentales que nous avons mises en oeuvre pour caractériser l'interface.

**CHAPITRE II**

**METHODES EXPERIMENTALES**

## **CHAPITRE II : METHODES EXPERIMENTALES**

Nous présenterons dans ce chapitre II un descriptif des diverses techniques expérimentales et différents appareillages utilisés dans le cadre de cette étude pour caractériser l'interface.

Nous décrirons d'abord les matériaux, puis nous aborderons successivement les méthodes d'analyses et les moyens mis en oeuvre pour la caractérisation chimique et mécanique de l'interface.

### **II.1- DESCRIPTION DES MATERIAUX UTILISES**

#### **II.1.1- Modes de fabrication**

##### **\* Placage acier inoxydable - acier au carbone**

Le placage est réalisé par colaminage à chaud.

Les tôles, acier inoxydable et acier au carbone, sont assemblées en "sandwich", comme nous l'avons indiqué à la figure (1) chapitre I.

P. BASTIEN et coauteurs (22) rappellent les précautions particulières à prendre pour plaquer une tôle d'acier inoxydable. En effet, le placage est un acier à haute teneur en chrome. Il en résulte que sa surface se recouvre au cours des opérations de chauffage avant laminage d'une fine couche d'oxyde de chrome, adhérent et imperméable ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ). Les phénomènes de diffusion avec l'acier au carbone sont pratiquement arrêtés et l'adhérence du placage n'est pas obtenue. Il devient nécessaire de déposer une couche mince, pour éviter ce film d'oxyde :

- soit de fer électrolytique, 300 microns d'épaisseur (dépôt utilisé sur le placage étudié)
- soit de nickel électrolytique de 150 microns d'épaisseur.

Avant ce dépôt électrolytique, la surface active de l'acier inoxydable subit des opérations de meulage et polissage. Il en est de même pour l'acier au carbone où la surface est généralement grenillée. A l'intérieur du "sandwich", les deux tôles d'acier inoxydable sont séparées par un enduit réfractaire, les empêchant de se souder entre elles, au cours du laminage (alumine ou oxyde de chrome).

Le cycle thermique subi par les tôles plaquées est le suivant:

- a) montée lente en température du bloc jusqu'à 1230°C pendant 16 heures
- b) maintien de 5 heures à 1230°C

- c) laminage à épaisseur de 80 mm entre 1230°C et 850°C
- d) refroidissement à l'air
- e) recuit à 920°C-950°C suivi d'un refroidissement à l'air

Les techniques de colaminage à chaud permettent l'obtention de tôles plaquées de très grandes dimensions. Leur poids unitaire peut atteindre 12 tonnes. Les largeurs courantes varient de 1 à 3,5 mètres, pour une épaisseur pouvant atteindre 80 mm. L'épaisseur du placage varie de 8 à 20 % de l'épaisseur totale.

**\* Placage acier à outil - acier au carbone**

Cette technique est développée aux "FORGES ET ACIERIES D'ANOR" pour la fabrication de couteaux et de lames de massicots, utilisés en particulier dans l'industrie du bois et du papier. Les surfaces actives de la mise (acier à outil) et de l'acier au carbone sont grenillées. L'ensemble est disposé comme le montre la figure II-1.

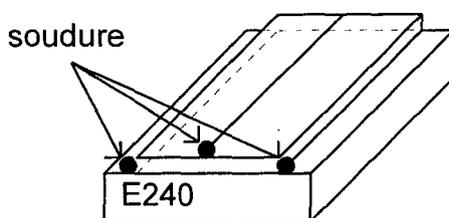


Fig. II-1 : Technique d'assemblage

Les surfaces à relier métallurgiquement sont totalement séparées de l'extérieur par des cordons de soudure. Un préchauffage à 400°C de l'assemblage est nécessaire pour éviter tout problème de fissuration.

Le post chauffage est maintenu jusqu'à l'enfournement. Si l'acier est refroidi au dessous du point  $M_s$ , on risque la fissuration et l'étanchéité de la soudure est compromise.

Le cycle thermique est le suivant:

- préchauffage à 1000°C durant 1 h 30
- laminage à chaud à 1180°C durant 50 mn avec un taux de corroyage de 4.

Après refroidissement, la lame est réausténisée à 880°C, puis trempée à l'huile chaude sous presse pour réduire les déformations. Elle subit ensuite un revenu à 280°C puis un redressage à la presse. Ce revenu amène l'acier à outil à une dureté de 670 à 715 Vickers.

Les dimensions des tôles après laminage sont les suivantes:

Longueur : 4800 mm Largeur : 40mm Epaisseur : 20 mm

La figure II-2 montre une coupe de la lame après rectification.

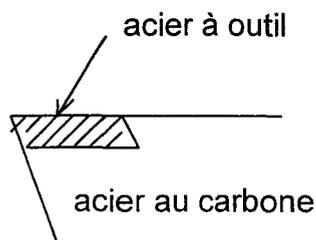


Fig. II-2 : Coupe d'une lame après usinage et affutage

### **II.1.2- Analyses des placages**

Les analyses chimiques des deux nuances de placage sont reprises dans les tableaux II-1 et II-2.

**Tableau II-1 : Placage : Acier inoxydable - Acier au carbone  
(Z 2 CND 17-12 - A 48 AP)**

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S
Z2CND 17-12	0,028	1,78	0,51	16,82	11,57	2,21	0,019	0,005
A 48	0,23	1,08	0,24				0,010	0,014

**Tableau II-2 : Placage : Acier à outil - Acier au carbone  
(80 WC 20 - E 24)**

	C	Mn	Si	Cr	W	P	S
80 WC 20	0,77	0,38	0,51	1,18	2,12	0,016	0,003
E 24	0,14	0,75	0,19			0,015	0,016

Ces analyses ont été obtenues au laboratoire de l'Ecole des Mines de Douai, par spectrométrie à décharge lumineuse. Elles correspondent à celles données par les fournisseurs : Creusot Loire et Aciéries d'Anor.

## **II.2- CARACTERISATION CHIMIQUE**

### **II.2.1- Analyse à la lampe à décharge**

Les dimensions des échantillons sont les suivantes :

longueur: 40 mm largeur : 40 mm épaisseur totale: 20 mm épaisseur placage: 7 mm

L'analyse couche par couche a été réalisée au spectromètre UV visible du type ARL 31000 C.

L'analyse chimique des deux aciers constituant le placage a d'abord été réalisée afin d'obtenir une analyse de référence. Puis nous avons percé un trou de 8 mm de diamètre et de 5 mm de profondeur au milieu de la face externe du métal de base.

Par rectifications successives, à partir de la face externe du placage, nous nous sommes approchés de quelques dixièmes de millimètres de l'interface. Ensuite, une analyse couche par couche a été effectuée à l'approche de l'interface. La stabilité de la décharge permet une analyse en profondeur de quinze impacts, de diamètre 8 mm et de 3.5 microns de profondeur à chaque impact. Un spectromètre multicanal à lecture directe, associé à la lampe permet de doser simultanément 20 éléments. Puis, la surface analysée est rectifiée, jusqu'à la disparition de la trace du dernier impact, afin d'éviter un court circuit entre l'anode et l'échantillon. Le trou percé sur la face opposée permet de centrer la fraise de taille de la lampe à l'endroit de l'impact d'analyse. La profondeur de l'impact a été mesurée à l'aide d'un microscope métallographique par différence de niveau entre le fond de l'impact et la face externe de l'échantillon.

**Remarque** : Les analyses sont effectuées couche par couche à partir de la surface du placage vers l'interface. La position de l'interface sera déterminée à partir du résultat d'analyse du profil carbone par la méthode de Matano. La précision de la position de l'interface dépend fortement du parallélisme du plan d'impact par rapport à l'interface.

### **II.2.2- Analyse à la microsonde électronique de CASTAING**

L'analyse a été effectuée à l'ENSCL, au microanalyseur à sonde électronique CAMEBAX. Nous avons préparé une coupe métallographique transversale pour chaque type de placage. Après une attaque au nital à 2 % pour le placage en acier à outil et à l'eau régale (2/3 acide chlorhydrique, 1/3 acide nitrique) pour l'acier inoxydable, nous avons effectué l'analyse à la microsonde, par déplacements séquentiels de 5 microns, de part et d'autre de l'interface.

Nous ne commenterons pas le principe de la sonde. Nous avons employé trois techniques :

- le balayage en surface
- le balayage linéaire donnant une concentration le long d'un axe
- le comptage point par point permettant une analyse locale précise.

**Remarque** : La position de l'interface est déterminée par examen micrographique à partir d'une coupe transversale de l'échantillon.

### **II.2.3- Etude des profils de diffusion**

Nos échantillons ont été découpés dans des tôles laminées, puis traitées thermiquement. Il est difficile de connaître avec exactitude la température et les temps de maintien de chaque placage. C'est pourquoi, nous avons calculé par la méthode de Mathano, le produit  $D.t$ , à partir de tracés de courbes des profils de diffusion des divers éléments principaux contenus dans le placage.

### **II.3- CARACTERISATION MECANIQUE**

Les caractéristiques de transformation et d'emploi des tôles plaquées proviennent essentiellement de l'optimisation de l'adhérence entre le métal de base et le placage. Le comportement mécanique de l'interface peut être contrôlé par des essais conventionnels tels que l'essai de traction et l'essai de cisaillement.

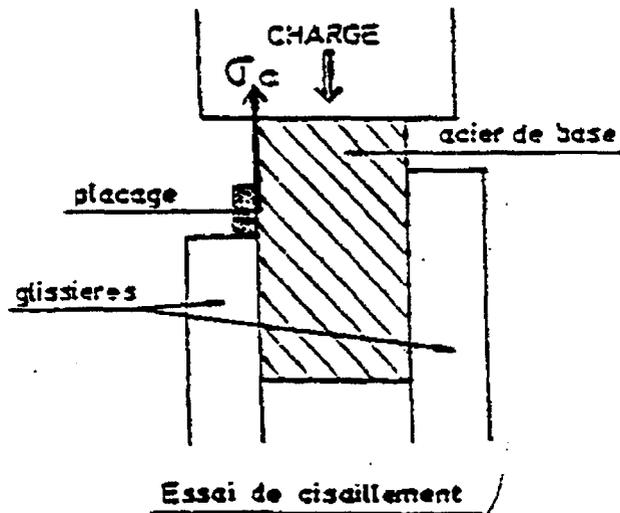
#### **II.3.1- Essai de traction**

Les éprouvettes prismatiques ont été débitées et usinées suivant la norme dans le placage et le métal de base. La découpe des éprouvettes en acier à outil a nécessité l'emploi d'une machine de découpe à jet d'eau chargé d'abrasif, à cause de la dureté élevée de l'acier. Les essais de traction ont été réalisés sur une machine Instron 8032 de 100 KN, contrôlée en amplitude de force.

#### **II.3.2- Essai de cisaillement**

Dans un premier temps, nous rappelons le principe de l'essai établi suivant la norme ASTM 263 et 264.

La couche de placage de l'éprouvette est dépouillée à l'outil ou à la meule selon la nuance de l'acier, à l'exception d'une barette de surface donnée. La résistance au cisaillement est le quotient de la force maximale de l'essai de cisaillement, par la surface de cisaillement. La figure II-3 montre le principe de l'essai.



**Figure II-3 : Principe de l'essai de cisaillement**

La norme ASTM demande un minimum de résistance de 140 MPa. La contrainte de cisaillement varie généralement entre 200 et 450 MPa. PIRCHER et SUSSEK (40) montrent, à la suite d'essais de cisaillement sur des tôles plaquées en acier inoxydable, que le laminage à chaud d'un demi-produit préplaqué par explosion offre une meilleure résistance au cisaillement, par rapport au placage habituel par colaminage à chaud.

### **II.3.3- Essai d'arrachement**

L'essai consiste à souder des têtes de traction sur les deux faces de la tôle plaquée et à effectuer un essai d'arrachement suivant la direction perpendiculaire à la surface. Sur une tôle plaquée, la contrainte d'arrachement varie de 330 à 500 MPa pour un placage d'acier inoxydable. Cet essai est difficilement réalisable sur un placage d'acier à outil à cause des problèmes de soudage et c'est pour cette raison qu'il n'a pas été appliqué dans l'étude. La figure II-4 montre le principe de l'essai.

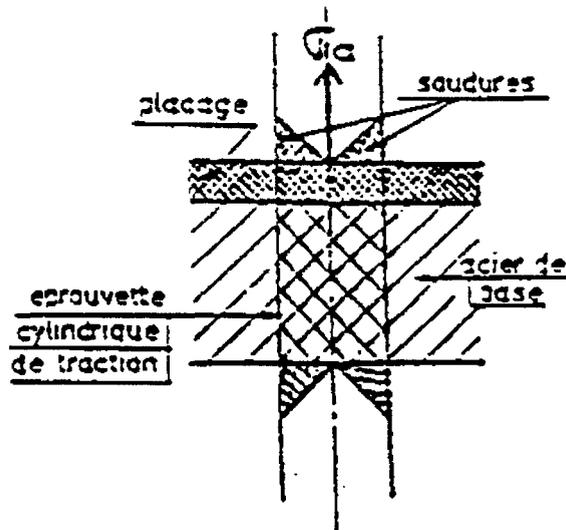


Figure II-4 : Principe de l'essai d'arrachement

### II.3.4- Essai de flexion d'une poutre bimétallique

Afin de suivre l'évolution des contraintes résiduelles dans nos matériaux bimétalliques, nous avons fait une série d'essais de flexion "4 points et 3 points" pour introduire des contraintes prévisibles. L'intérêt de cette méthode est d'avoir une zone importante où le moment de flexion est constant.

Les éprouvettes sollicitées à des niveaux de contraintes différents ont servi pour la détermination des contraintes résiduelles par une méthode d'enlèvement de matière par dissolution chimique. Les résultats de cette manipulation ont servi également à déterminer globalement la loi de comportement du bimétal aussi bien dans le domaine élastique que dans le domaine plastique.

### II.3.4.1- Détermination des constantes élastiques

Afin d'étudier les déformations des éprouvettes bimétalliques, il faut connaître les constantes élastiques des deux matériaux. Cette détermination a été effectuée par méthode ultrasonore.

Les vitesses des ondes ultrasonores dépendent des paramètres élastiques  $E$  et  $\nu$  des matériaux dans lesquelles elles se propagent.

$$\text{onde longitudinale : } C_L = \left\{ \frac{E(1-\nu)}{\rho 2(1+\nu)(1-2\nu)} \right\}^{1/2}$$

$$\text{onde transversale : } C_T = \left\{ \frac{E}{\rho 2(1+\nu)} \right\}^{1/2}$$

En mesurant  $C_L$  et  $C_T$  et la masse volumique  $\rho$  du matériau, il est donc possible de déterminer facilement  $E$  et  $\nu$ . A partir des expressions précédentes, on obtient :

$$E = \rho C_T^2 \frac{(3C_L^2 - 4C_T^2)}{C_L^2 - C_T^2} \quad \nu = \frac{(C_L^2 - 2C_T^2)}{2(C_L^2 - C_T^2)}$$

$E$  en Pa ;  $C_L, C_T$  en m/s,  $\rho$  en kg/m<sup>3</sup>.

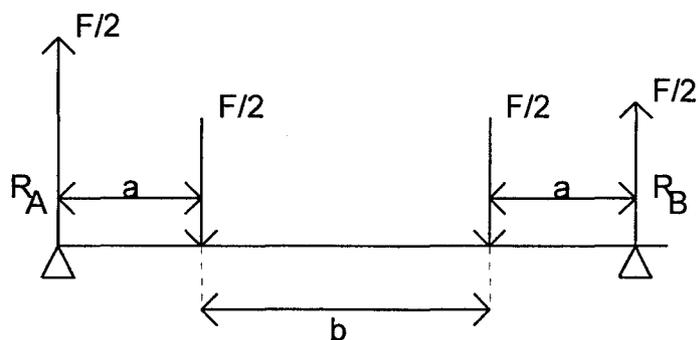
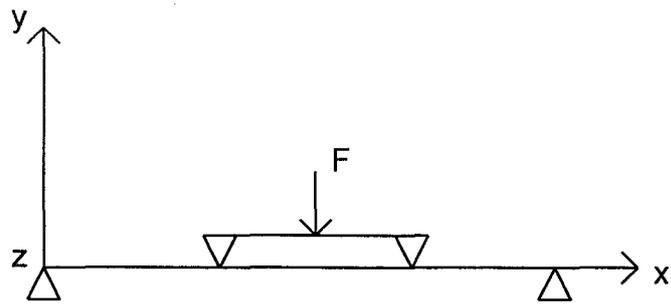
La détermination de la masse volumique a été effectuée par la méthode de la pesée hydrostatique, c'est-à-dire une pesée à l'air puis dans l'eau.

La mesure de  $C_L$  et  $C_T$  s'effectue tout simplement par une mesure de longueur et une mesure de temps de propagation.

$$C = \frac{\text{distance}(M)}{\text{temps}(s)}$$

### II.3.4.2- Etude statique

Examinons le cas de la flexion 4 points.



**Figure II-5 : Schéma de la flexion 4 points**

D'après la symétrie géométrique et le chargement du système par rapport à l'axe parallèle à OY et passant par  $a+b/2$ , nous limiterons l'étude à la première moitié

$0 < x < a$	$a < x < a + b/2$
$T_y = F/2$	$T_y = F/2 - F/2 = 0$
$M_z = -F/2x$	$M_z = -F/2x + F/2(x-a)$ $= -F/2.a$

où : x est l'abscisse selon la direction longitudinale de la poutre

y et z sont les abscisses dans le plan de la section droite

$T_y$  : est la composante selon y de l'effort tranchant

$M_z$  est la composante du moment fléchissant

Notre étude est concentrée sur le domaine  $a < x < a+b$  où les contraintes de cisaillement dues à l'effort tranchant sont nulles ( $T = 0$ ). On verra l'importance de cet effet à la fin de ce chapitre.

Dans le cas de la flexion trois points (voir paragraphe fatigue), la démarche précédente reste valable en prenant :  $a = l/2$  et  $b = 0$

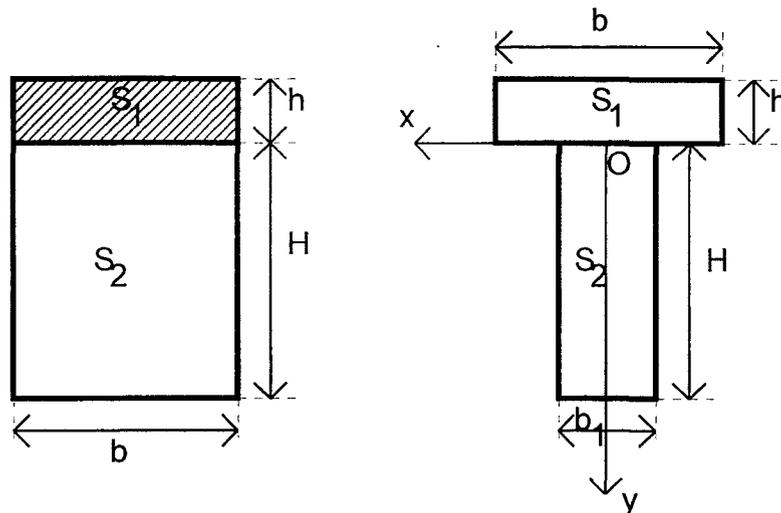
#### II.3.4.3- Répartition des contraintes et déformations dans une poutre bimétallique

Les assemblages bimétalliques formés de matériaux ayant des caractéristiques élastiques différentes (module, limite d'élasticité) peuvent présenter des déformations plastiques localisées lorsqu'ils sont sollicités en flexion trois points lors d'un essai de fatigue. Dans notre cas, le substrat, qui a des caractéristiques élastiques faibles, subit une plastification. Le calcul suivant nous a permis de déterminer la répartition des contraintes dans la section de la poutre bimétallique plastifiée.

Dans un premier temps on vérifiera la position de la fibre neutre (lieu où la contrainte de flexion est nulle), dans une section droite, constituée de deux matériaux, respectivement de module de Young  $E_1$  et  $E_2$ . Pour cela, nous utiliserons la méthode de la section droite transformée : la section réelle de la poutre bimétallique est composée

- d'une part d'une section de largeur  $b$  et de hauteur  $h$  pour le matériau de module  $E_1$
- et d'autre part d'une section de largeur  $b$  et de hauteur  $H$  pour le matériau de module  $E_2$  (voir figure II-6 a).

Lors de la déformation, on assure la continuité des déformations au niveau de l'interface. Ceci revient à considérer une section droite équivalente en  $T$  composée d'une part d'une section de largeur  $b$  et de hauteur  $h$  pour le matériau de module  $E_1$  et d'autre part d'une section de largeur  $b_1$  et de hauteur  $H$  pour le matériau de module  $E_2$  (voir figure II-6 b).



a) Section droite réelle de la poutre bimétallique

b) Section droite transformée de la poutre bimétallique

**Figure II-6 : Schémas de la méthode de la section droite transformée**

Dans cette section transformée, la fibre neutre passe par le centre d'inertie géométrique.

Soit  $\delta$  la distance de la fibre neutre, à l'interface ; cette distance vérifie :

$$"S \cdot \delta = S_1 \cdot y_{g1} + S_2 \cdot y_{g2}"$$

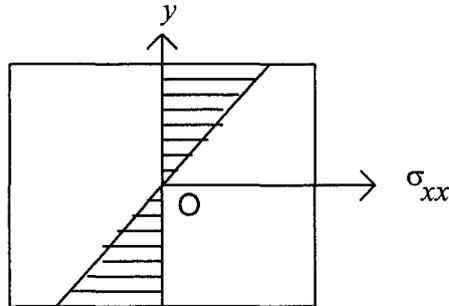
$$\begin{aligned} \delta &\approx \frac{-b \cdot h^2 + H^2 \cdot \frac{E_1}{E_2} \cdot b}{2 \left\{ \frac{E_1}{E_2} \cdot b \cdot H + b \cdot h \right\}} \\ &\approx \frac{-E_2 \cdot h^2 + E_1 \cdot H^2}{2 \{ E_1 \cdot H + E_2 \cdot h \}} \\ \delta &\approx \frac{E_1 \cdot H^2 - E_2 \cdot h^2}{2 \{ E_1 \cdot H + E_2 \cdot h \}} \end{aligned}$$

où :  $y_{g1}$  et  $y_{g2}$  sont respectivement les côtes algébriques du centre d'inertie des sections  $S_1$  et  $S_2$  à l'interface

Remarque : Les matériaux utilisés dans notre étude ont des modules de Young très proches (cf tableau III-5). Dans la suite, pour l'étude élastique des poutres bimétalliques en flexion, on utilisera donc la théorie classique de R.D.M., considérant un matériau unique.

Si l'on reste dans le domaine élastique, après écriture des équations d'équilibre, dans le cas d'un mono-matériau, la contrainte de flexion s'écrit : (figure II-7)

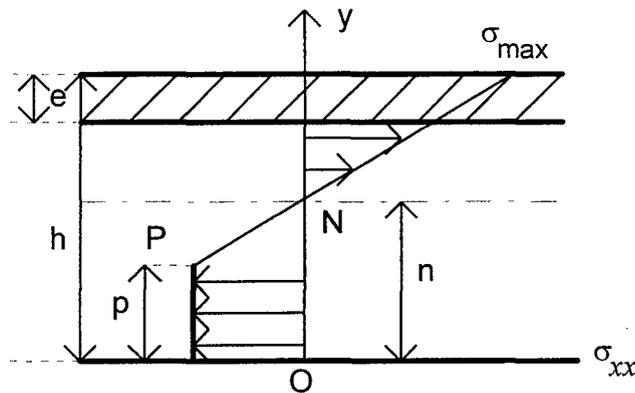
$$\sigma_{xx} = \frac{M}{b h^3} \times y \quad \text{et ceci quel que soit } z.$$



**Figure II-7 : Schéma de la répartition des contraintes normales en flexion - cas élastique**

A partir de 300 MPa, l'acier au carbone se trouve dans le palier d'écoulement tandis que l'acier à outil se situe toujours dans le domaine élastique.

Nous nous sommes intéressés à ce cas en proposant un modèle élastoplastique sous une sollicitation en flexion trois points. Pour simplifier les relations par la suite on effectuera une translation d'axe, on prendra l'origine des axes au point O comme indiqué sur la figure II-8.



**Figure II-8 : Schéma de la répartition des contraintes en flexion - cas élastoplastique**

ON = ordonnée de la fibre neutre

OP = profondeur plastifiée en compression

$O < y < P \quad \sigma_{xx} = -\sigma_p \text{ (plastification)}$

$P < y < h \quad \sigma_{xx} = k (y - n)$

### 1ère condition

On assure que :

$$\sigma_{xx} = -\sigma_p \rightarrow \text{pour } 0 \leq y \leq P$$

La contrainte de flexion est continue en P et est nulle en N.

$$-\sigma_p = k(p-n)$$

$$k = \frac{\sigma_p}{n-p}$$

$$\sigma_{xx} = \sigma_p \frac{(y-n)}{p(n-p)} \rightarrow P \leq y \leq h$$

### 2ème condition

Equilibre des efforts résultants

$$\iint \sigma_{xx} dS = 0$$
$$\int_0^p -\sigma_p dy + \int_p^h \frac{\sigma_p (y-n)}{n-p} dy = 0$$

$$\boxed{n = \frac{p^2 + h^2}{2h}}$$

### 3ème condition

Equilibre des moments résultants

$$\iint_S z \sigma_{xx} dS = 0$$
$$\iint_S -y \sigma_{xx} dS = M$$
$$M_f = b \left[ -\int_0^p \sigma_p y dy + \int_p^h \sigma_p \frac{(y-n)}{n-p} y dy \right]$$

$$\boxed{\frac{M_f}{b \sigma_p} = \frac{p^3 + 2h^3 - 3nh^2}{6(n-p)}}$$

D'un point de vue pratique:

1) On se donne la contrainte maximale de flexion  $\sigma_{\max}$  ---> ce qui permet de calculer  $M_f$  avec

$$M_f = \frac{b h^2}{6} \cdot \sigma_{\max}$$

2) On calcule P à partir de :

$$\sigma_P = \frac{M_f}{I} \cdot y \Rightarrow y = \frac{I \cdot \sigma_P}{M_f}$$

$$\text{et } \boxed{P = \frac{h}{2} - y}$$

3) On déduit n à partir de :

$$h = \frac{P^2 + h^2}{2h}$$

Les valeurs expérimentales permettent de vérifier le modèle.

## **II.4- MESURE DES PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES**

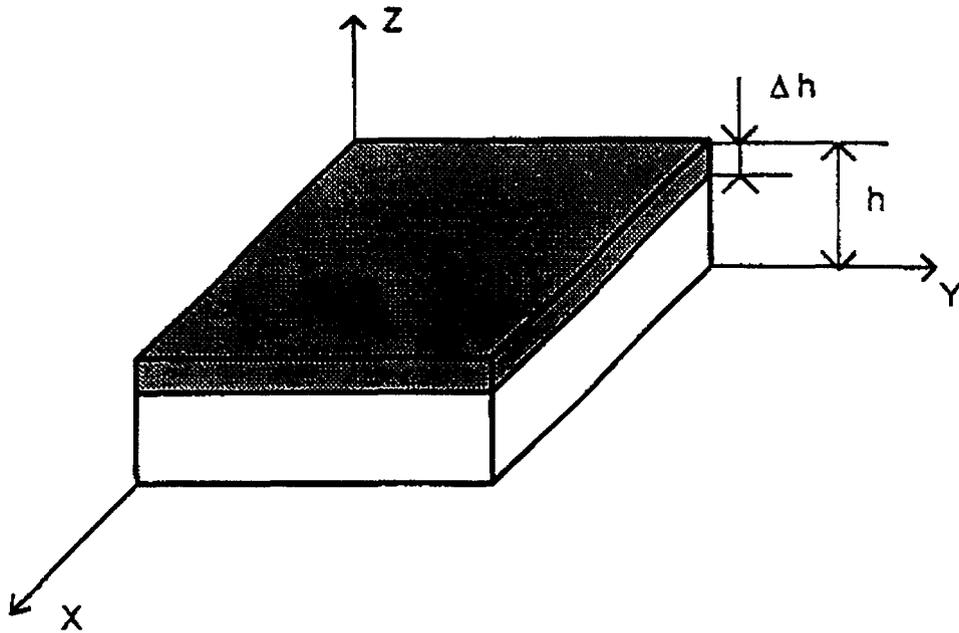
Parmi les différentes méthodes de mesures des contraintes résiduelles décrites au paragraphe I.3.2.2 (chap. I), nous avons retenu la méthode d'enlèvement par couche qui s'adaptait à la fois aux matériaux étudiés, aux dimensions d'éprouvettes et aux calculs théoriques.

### **II.4.1- Modèle théorique**

L'éprouvette est en équilibre statique, à l'état initial et après chaque enlèvement de couche. On notera par  $\sigma_{xx}$  et  $\sigma_{yy}$  les deux contraintes principales dans le plan OXY. Les équations d'équilibre à l'état initial permettent d'écrire les relations suivantes : (voir figure II-9).

$$(1) \int_0^h \sigma_{xx} dz = 0 \quad \int_0^h \sigma_{yy} dz = 0$$

$$(2) \int_0^h z \sigma_{xx} dz = 0 \quad \int_0^h z \sigma_{yy} dz = 0$$



**Figure II-9 : Schéma de l'éprouvette bimétallique**

Après enlèvement d'une couche d'épaisseur  $\Delta h$ , les contraintes  $\sigma_{xx}$  et  $\sigma_{yy}$  varient respectivement de  $\Delta\sigma_{xx}$  et  $\Delta\sigma_{yy}$  ; le nouvel état d'équilibre s'écrit de la manière suivante :

$$(3) \int_0^{h-\Delta h} (\sigma_{xx} + \Delta\sigma_{xx}) dz = 0 \quad \int_0^{h-\Delta h} (\sigma_y + \Delta\sigma_{yy}) dz = 0 \quad (\text{équilibre des forces})$$

$$(4) \int_0^{h-\Delta h} z(\sigma_{xx} + \Delta\sigma_{xx}) dz = 0 \quad \int_0^{h-\Delta h} z(\sigma_y + \Delta\sigma_{yy}) dz = 0 \quad (\text{équilibre des moments})$$

On suppose que les variations de contraintes  $\Delta\sigma_{xx}$  et  $\Delta\sigma_{yy}$  sont linéaires en  $z$  et de la forme :

$$\Delta\sigma_{xx} = Az + B$$

$$\Delta\sigma_{yy} = Cz + D$$

$\Delta h$  doit être suffisamment petit pour que les contraintes  $\sigma_{xx}$  et  $\sigma_{yy}$  soient considérées comme constantes entre  $h - \Delta h$  et  $h$ .

Les relations (1) (2) (3) (4) et la loi de Hooke en élasticité plane permettent de déterminer les constantes A, B, C, D en fonction des déformations principales au niveau de la face supérieure de l'éprouvette.

$$(5) \quad A = \frac{-3(h + \Delta h) \times B}{(h - \Delta h)(h + 2\Delta h)} \quad B = \frac{E}{1 - \nu^2} (\Delta \varepsilon_{xx} + \nu \Delta \varepsilon_{yy})$$

$$(6) \quad C = \frac{-3(h + \Delta h) \times D}{(h - \Delta h)(h + 2\Delta h)} \quad D = \frac{E}{1 - \nu^2} (\Delta \varepsilon_{yy} + \nu \Delta \varepsilon_{xx})$$

$$(7) \quad \sigma_{xx}(i, i) = -\frac{(h_i - \Delta h)^2 \times B}{2\Delta h(h_i + 2\Delta h)} \quad \text{avec } E : \text{ module de Young du matériau}$$

$$(8) \quad \sigma_{yy}(i, i) = -\frac{(h_i - \Delta h)^2 \times D}{2\Delta h(h_i + 2\Delta h)} \quad \text{et } \nu = \text{coefficient de Poisson du matériau}$$

Dans une couche  $i$  située à une hauteur  $h_i$ ,  $\sigma_{xx}(i, i)$  et  $\sigma_{yy}(i, i)$  sont les contraintes résiduelles lorsque la matière a été enlevée jusqu'à  $h_i$ .

Si nous notons  $\sigma_{xx}(i, 0)$  et  $\sigma_{yy}(i, 0)$  les contraintes résiduelles dans la couche  $i$  avant l'enlèvement des couches supérieures, nous pouvons écrire :

$$\sigma_{xx}(i, i) = \sigma_{xx}(i, 0) + \sum_{j=1}^{i-1} \Delta \sigma_{xx}(i, j)$$

$$\text{avec } \Delta \sigma_{xx}(i, j) = A_j h_i + B_j$$

$$\text{de même } \sigma_{yy}(i, i) = \sigma_{yy}(i, 0) + \sum_{j=1}^{i-1} \Delta \sigma_{yy}(i, j)$$

$$\text{avec } \Delta \sigma_{yy}(i, j) = C_j h_i + D_j$$

finalement :

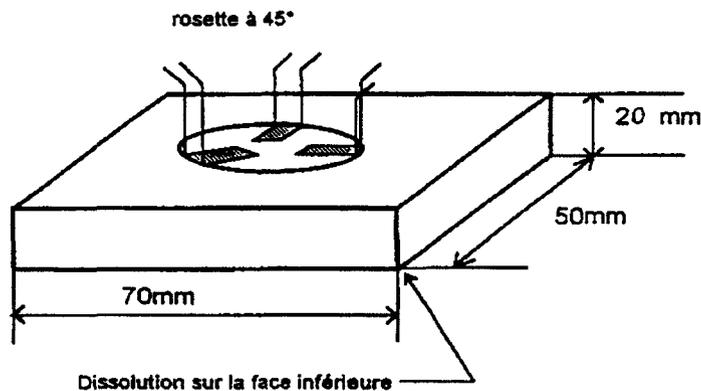
$$\sigma_{xx}(i, 0) = \sigma_{xx}(i, i) - \sum_{j=1}^{i-1} A_j h_i + B_j$$

$$\sigma_{yy}(i, 0) = \sigma_{yy}(i, i) - \sum_{j=1}^{i-1} C_j h_i + D_j$$

### **II.4.2- Méthodologie :**

Sur une des faces de l'échantillon (voir figure II-10), on colle une rosette à 45°. Sur la face opposée, on opère des dissolutions successives, à l'aide d'acide nitrique dilué à 30 % dans l'eau, de couches de matières d'environ 0,1 mm.

A chaque enlèvement, on mesure l'épaisseur restante et les déformations données par les jauges. Ces dernières nous permettent de déterminer les déformations principales  $\varepsilon_{xx}$  et  $\varepsilon_{yy}$ . Ces valeurs sont introduites dans les relations (5, 6, 7 et 8), ce qui permet de calculer les contraintes résiduelles en fonction de l'épaisseur.



**Figure II-10 : Schéma de l'échantillon utilisé dans la méthode de dissolution**

### **II.4.3- Montage expérimental**

Différents dispositifs ont été testés. Il s'agissait d'obtenir une érosion plane de la surface après attaque acide.

Dans un premier temps, nous avons testé un dispositif injectant l'acide sous la pièce, d'abord un jet unique central puis une rampe percée de trous. Dans les deux cas, la dissolution n'était pas régulière. La surface n'était pas plane mais creusée dans la partie centrale. Finalement, nous nous sommes orientés vers un système très simple, un tube, situé à une extrémité amenant l'acide, et à l'autre extrémité, un tube aspirant l'acide. Ceci assure une circulation de l'acide en contact avec l'éprouvette et empêche toute formation de bulles à l'origine de la formation de cavités et du manque de planéité.

Les déformations, dues à l'enlèvement d'une couche de matière, sont mesurées sur la face opposée de l'échantillon par trois jauges autocompensées en température, reliées à un pont d'extensométrie (Vishay Micromesures), par l'intermédiaire d'un boîtier de dérivation. La précision sur les mesures de déformations est de l'ordre de plus ou moins cinq microdéformations. La mesure de l'épaisseur est réalisée à l'aide d'un palmer digital lors de nos premiers essais puis d'un mesureur d'épaisseur ultrasonore.

L'erreur de la mesure croît avec l'épaisseur de matière enlevée et est de l'ordre du dixième de millimètre au niveau de l'interface (7 mm de matière enlevée). La figure II-11 nous présente le dispositif expérimental.

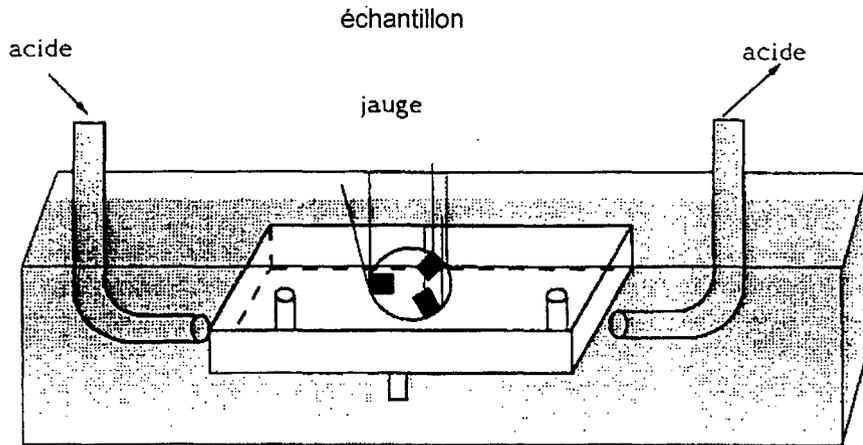
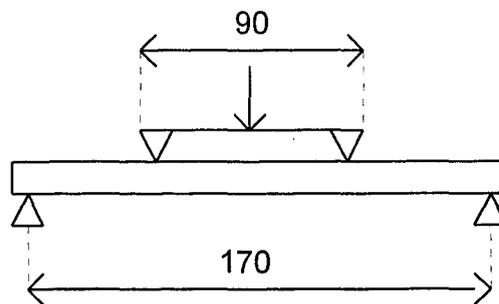


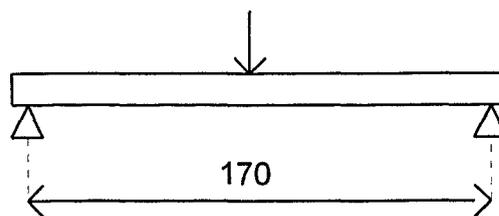
Figure II-11 : Dispositif expérimental de la méthode de dissolution

## II.5.- ESSAIS DE FATIGUE

Nous avons effectué des essais de fatigue en flexion quatre points et trois points. La figure II-12 a et b indique les distances entre appuis pour chaque essai.



a) Schéma 1 - flexion 4 points



b) Schéma 2 - flexion 3 points

Figure II-12 : Essais de fatigue en flexion 4 point et 3 points

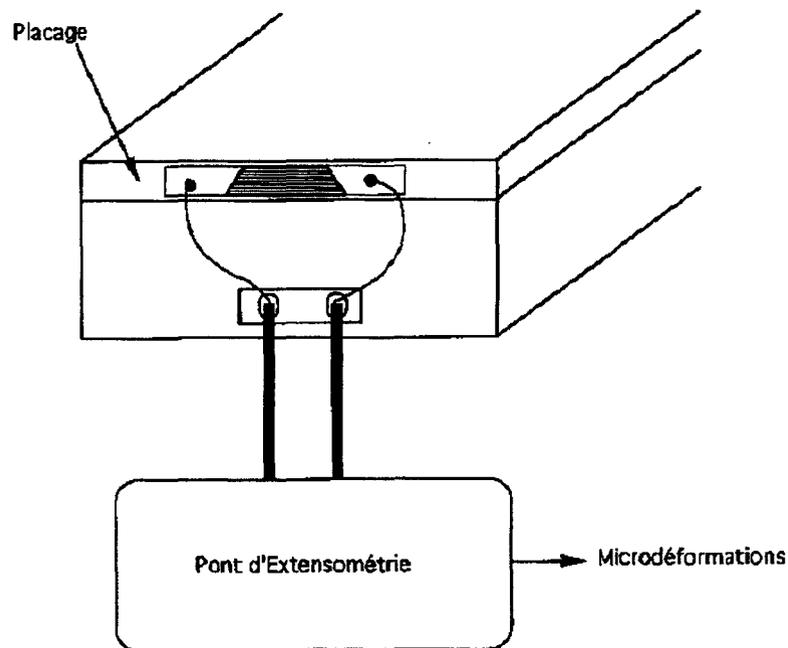
Notre but, durant les essais, a été de pouvoir arrêter la machine dès l'apparition d'une fissure de façon à modifier le cyclage en vue de maîtriser la propagation. Différentes méthodes ont été envisagées pour arrêter la machine à l'apparition d'une fissure. Ces moyens devaient être compatibles avec les entrées de capteurs de la machine.

### **II.5.1- Jauges à fils**

Notre principe pour arrêter la machine était le suivant : entrer le signal de la jauge de propagation sur un pont d'extensométrie relié à la machine, fixer les valeurs de consignes (seuil) correspondant à la rupture du premier brin pour pouvoir arrêter la machine dès que ces limites seraient atteintes ou dépassées.

Ce procédé reste des plus simples à employer. Il s'agit d'utiliser un capteur à fils collé le long de l'éprouvette et solidaire de celle-ci. Lors de la fissuration qui se crée à la surface de la pièce, le capteur se déchire. La déchirure de la jauge provoque la coupure des fils les uns après les autres. La résistance de cette jauge croît parallèlement à la propagation de la fissure.

La figure II-13 nous montre le schéma expérimental.



**Figure II-13 : Montage de jauges à fils**

### **II.5.2- Résistivité**

Il s'agit d'utiliser l'éprouvette comme une résistance où passerait un courant rigoureusement constant. Lors de l'amorçage d'une fissure, les lignes de courant sont modifiées localement. Le chemin électrique devient plus long lors de la propagation de la fissure, augmentant ainsi la résistance électrique. Il s'ensuit une augmentation de la tension recueillie au bord des lèvres de la fissure. Ce procédé est décrit comme celui d'un suivi de propagation. Il faut aussi piloter la machine, commander son arrêt et définir un système d'interfaçage.

### **II.5.3- Méthode ultrasonore : la détection des fissures proches de la surface**

Les ondes de surface sont diffractées, réfléchies ou diffusées par de petites discontinuités de matière. Ces phénomènes dépendent en général de leurs dimensions et plus précisément du rapport entre celles-ci et la longueur d'onde.

Lorsqu'une onde de surface rencontre une fissure perpendiculairement à sa direction de propagation, il s'ensuit généralement une réflexion partielle de l'onde incidente et des changements de mode concernant la partie transmise lors du contournement du sommet de la fissure.

La méthode utilisée pour déceler l'apparition de la fissure est la méthode par réflexion. L'onde de Rayleigh incidente se réfléchit sur la paroi de la fissure et renvoie vers la sonde une partie de l'énergie incidente sur l'émetteur. L'appareil de contrôle par ultrasons visualise alors un écho pour une distance équivalente au trajet entre l'émetteur et la fissure. L'appréciation de la dimension de la fissure peut être tentée en essayant d'interpréter l'amplitude de l'écho reçu, mais cette analyse dépend fortement du profil des parois de la fissure.

Dans cette étude, il convenait plutôt de déterminer l'amorçage de la fissure. Le palpeur était maintenu sur l'une des extrémités de la plaque et émettait vers l'autre extrémité. La fonction alarme de l'appareil de contrôle (Epoch 2002 Panamétries) permettait de déclencher une sortie proportionnelle à l'amplitude de l'écho apparaissant dans la zone surveillée. L'apparition d'une fissure dans cette zone arrêtait automatiquement la machine de fatigue. A l'aide de ce système, il a été possible de détecter des fissures de fatigue, ayant une longueur comprise entre 0.5 et 1 mm selon le cas. Le manque de sensibilité de détection provient du capteur qui possède une bande passante centrée sur 5 MHz, ce qui équivaut à une longueur d'onde transmise de 0.6 mm (mode Rayleigh).

**CHAPITRE III**  
**RESULTATS EXPERIMENTAUX**

### **CHAPITRE III : RESULTATS EXPERIMENTAUX**

Le chapitre II a porté sur les moyens mis en oeuvre pour caractériser l'interface d'un point de vue métallurgique et mécanique. Ce chapitre III présente l'ensemble des résultats obtenus dans chaque domaine.

Les essais préliminaires de fatigue en flexion avaient pour objectif l'étude du comportement autour de l'interface, de fissures amorcées dans le revêtement plaqué. Pour cela, il était envisagé de détecter l'amorçage des fissures de façon aussi précoce que possible et d'adapter le cyclage mécanique pour maîtriser la propagation. La détection des amorces de fissures s'est avérée possible (en particulier par méthode ultra sonore). Cependant, avec les moyens mis en oeuvre, la sensibilité de détection n'a pas été suffisante pour agir à temps sur les paramètres de la machine d'essai et ceci spécialement dans le cas de l'acier à outils. Les essais de fatigue ont cependant mis en évidence deux comportements caractéristiques très différents des systèmes bimétalliques étudiés: poursuite " normale" de la propagation des fissures en mode I à travers l'interface dans le couple acier inoxydable- acier au carbone et bifurcation à angle droit de la fissure à l'interface du couple acier à outils- acier au carbone.

Pour comprendre le comportement des deux couples bimétallique, nous avons cherché à les caractériser de façon complète et plus particulièrement à connaître la transition des propriétés aux passages des interfaces. Les aspects suivants ont été analysés :

- composition chimique et microstructure
- caractéristiques conventionnelles
- propriétés élastiques
- répartition des contraintes internes résiduelles
- modes de rupture.

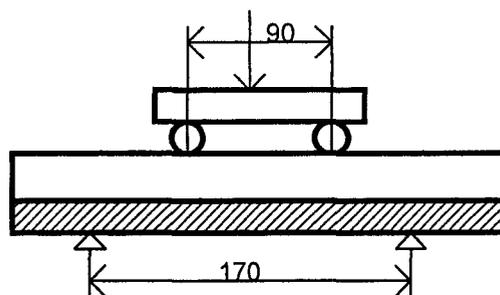
### **III.1- EXPERIMENTATION PRELIMINAIRE : ESSAIS DE FATIGUE**

L'objectif étant d'amorcer les fissures à partir du revêtement, la sollicitation en flexion s'impose de façon évidente. Les essais ont d'abord été pratiqués en flexion quatre points de façon à ce que les contraintes soient constantes dans une zone suffisamment étendue de l'éprouvette. Cette disposition a été abandonnée pour un essai de flexion 3 points du fait, d'une part que la détection des fissures impose de connaître leur localisation, et d'autre part que les appuis (en flexion 4 points) provoquent un poinçonnement de l'éprouvette et des dommages sur la surface en compression ; ce problème n'est pas apparu en flexion 3 points.

Les essais ont été réalisés sur une machine servohydraulique INSTRON 8032, contrôlée en amplitude de force. Le rapport  $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$  est égal à zéro. La fréquence est voisine de 10 Hertz. La surface du métal plaqué est en tension et lisse. Après les essais préliminaires, nous avons cherché à contrôler l'amorçage et la propagation des fissures.

#### **III.1.1- Flexion 4 points - placage acier inoxydable**

Le schéma III-1 rappelle le dispositif d'essai, le tableau III-1 indique les premiers résultats obtenus. Nous avons fixé le cyclage de force de façon à ce que la contrainte maximale en peau varie d'un essai à l'autre de 145 MPa à 525 MPa. Les premiers essais n'ont pas conduit à la rupture. Par contre le nombre de cycles à rupture se situe à  $5 \cdot 10^5$  pour le dernier essai. Dans ce cas de placage, la fissure de fatigue se propage perpendiculairement à la surface à travers l'acier inoxydable et le métal de base.



section d'éprouvette 40 x 20 mm - épaisseur plaquage 5 mm

**Figure III-1 : Montage en flexion 4 pts**

**Tableau III-1 : Résultats d'essais de fatigue - flexion 4 points**

Nbre de cycles	2 860 187 non rupture	1 871 599 non rupture	3 355 328 non rupture	552 571 rupture
contraintes calculées	145N/mm <sup>2</sup>	292N/mm <sup>2</sup>	385N/mm <sup>2</sup>	525N/mm <sup>2</sup>

**III.1.2- Flexion 4 points-placage acier à outils**

Comme l'indique le tableau III-2, un premier essai a été conduit en appliquant progressivement des charges périodiques d'amplitudes croissantes. La rupture s'est produite pour une contrainte maximale de 675 MPa pour plus de 6 millions de cycles, 31 729 cycles seulement ayant été appliqués au dernier échelon. Un second essai mené à une charge d'amplitude constante égale à  $\sigma_{\max} = 600$  MPa a permis d'obtenir la rupture de l'échantillon en 20 600 cycles. Dans ces conditions, nous avons toujours observé la propagation très rapide d'une fissure perpendiculaire à la surface à travers le placage. Cette fissure ne s'est jamais propagée dans l'acier E 24 de base mais a bifurqué parallèlement à la surface de séparation entre les deux matériaux (cliché n°III-1). Comme précédemment, la suite des essais de fatigue a été réalisée en flexion 3 points.

**Tableau III-2 : Résultats d'essais de fatigue - flexion 4 points**

	Contraintes maxi en MPa	Nbre de cycles
1er essai charges progressives	248	2 105 843
	330	1 656 000
	375	593 965
	390	197 984
	450	473 687
	525	467 965
	600	959 000
	675	31 729 rupture
2ème essai	600	20 588 rupture



**Cliché III-1 : Eprouvette délaminée au cours de l'essai de fatigue**

**III.1.3- Flexion 3 points - placage acier inoxydable**

Les essais de fatigue ont été répétés cette fois-ci en flexion trois points. La contrainte maximale en peau est fixée à 510 MPa. Dans ces conditions, le nombre de cycle à rupture se situe entre 3 et  $4 \cdot 10^5$  cycles. Durant ces essais, trois méthodes de détection de fissures ont été testées.

a) détection de fissure par jauge à fils

Cette méthode, simple à employer, consiste à coller une jauge à fils sur une face latérale de l'éprouvette. Lors de la fissuration de la pièce, chaque fil de la jauge se rompt au fur et à mesure de la progression de la fissure. La jauge fournit directement un signal de consigne utilisable pour commander la machine de fatigue. Cette méthode n'a pas donné de résultats intéressants car la plupart des fissures de fatigue se sont initiées sur la partie centrale de la surface en tension.

b) détection de fissure par résistivité

La résistivité du placage en acier inoxydable est plus élevée que celle de l'acier au carbone. La méthode de mesure de résistance électrique en courant continu ne convient pas dans le cas du placage étudié. Les mesures de résistance électrique sont en défaut.

c) détection de fissure par une méthode ultrasonore

Nous avons utilisé l'échographie ultrasonore en propageant des ondes de Rayleigh émises et reçues par un capteur de notre fabrication. Dans le cas du placage en acier inoxydable, la phase de propagation de la fissure est relativement stable. Les résultats des essais ont montré que la sensibilité de détection est d'environ 0.5 mm, pour la profondeur de fissure.

### **III.1.4- Flexion 3 points - placage acier à outils**

La contrainte maximale en peau a été fixée à 740 MPa. Dans ces conditions, le nombre de cycles à rupture se situe entre  $7 \cdot 10^4$  et  $1.3 \cdot 10^5$  après quatre essais réalisés. Inspirés des essais précédents, la seule méthode de détection de fissure retenue pour le placage 80 WC 20 est l'échographie ultrasonore. Malheureusement, elle est insuffisante car la fissure critique est de dimension trop petite pour être détecté à temps. A la suite des essais, l'examen au microscope électronique à balayage a révélé une lunule, pratiquement semi circulaire.dans la zone d'amorçage. Nous avons tenté de calculer, à partir des dimensions relevées, le facteur d'intensité de contrainte, correspondant à la propagation instable.

### **III.1.5- Calcul du facteur d'intensité de contrainte**

Le calcul tient compte des données suivantes :

- la fissure plane a un contour circulaire ou elliptique. Elle est chargée en mode I dans un massif infini et débouchant à la surface de la pièce,
- la déformation plastique en fond d'entaille est suffisamment petite pour rester dans le domaine de la mécanique linéaire élastique de la rupture,

dans ces conditions, le facteur d'intensité de contrainte s'écrit (41) :

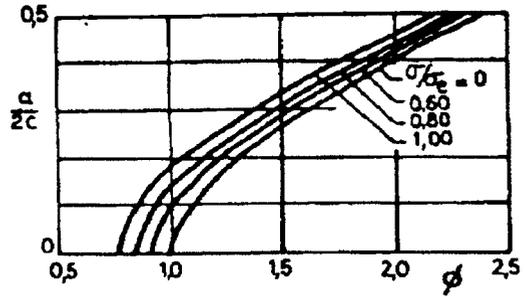
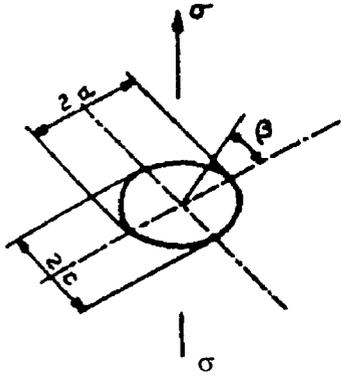
$$K_I = \sigma \sqrt{\frac{\pi a}{\varnothing}} \left( \cos^2 \beta + \frac{a^2}{c^2} \sin^2 \beta \right)^{1/4}$$

Le facteur de correction  $\varnothing$  tient compte de la forme de l'ellipse ainsi que de la zone plastique en fond de fissure. C'est pourquoi sa valeur est fonction du quotient de la contrainte appliquée par la limite d'élasticité  $\sigma_e$  du matériau. L'expression mathématique de  $\varnothing$  est :

$$\varnothing = E(k)^2 - 0,212 \left( \frac{\sigma}{\sigma_e} \right)^2$$

où  $k^2 = 1 - \frac{a^2}{c^2}$  et  $E(k)$  est l'intégrale elliptique complète de seconde espèce

$$E(K) = \int_0^{\frac{\pi}{2}} (1 - k^2 \sin^2 \theta)^{1/2} d\theta$$



Dans le cas d'une fissure circulaire ( $a = c$ ), l'équation se réduit à :

$$K_I = \sigma \sqrt{\frac{\pi a}{\phi}}$$

Les valeurs mesurées de  $a$  et de  $c$  sont les suivantes :

$$a \approx 0,4 \text{ mm} \quad c \approx 0,5 \text{ mm}$$

$$\sigma_{\max} = \frac{3}{2} \frac{F L}{b h^2} = 772 \text{ MPa}$$

$$\phi \approx 2$$

Dans le cas d'une fissure circulaire, l'équation simplifiée se réduit à :

$$K_I = \sigma \sqrt{\frac{\pi a}{\phi}} \approx 18 \text{ MPa} \sqrt{m}$$

Cette valeur de  $K_I$  est à comparer aux données de tenacité  $K_{Ic}$  de quelques aciers fournies dans la littérature (38)

	Rm (MPa)	Re(Mpa)	$K_{Ic}$ MPa $\sqrt{m}$
61 S7 900°C -eau+Rv480°C	1523	1365	60
45CD4 900°C-eau+Rv 305°C	1465	1168	53

La valeur de  $K_I$  calculé pour l'acier à outils donne une bonne approximation de la tenacité réelle de l'acier à outils, dont la limite d'élasticité est très élevée (2000 MPa).

A la suite du phénomène de délamination constaté à l'interface du placage d'acier à outils, nous avons cherché à caractériser la zone d'interface du point de vue chimique, métallographique et mécanique.

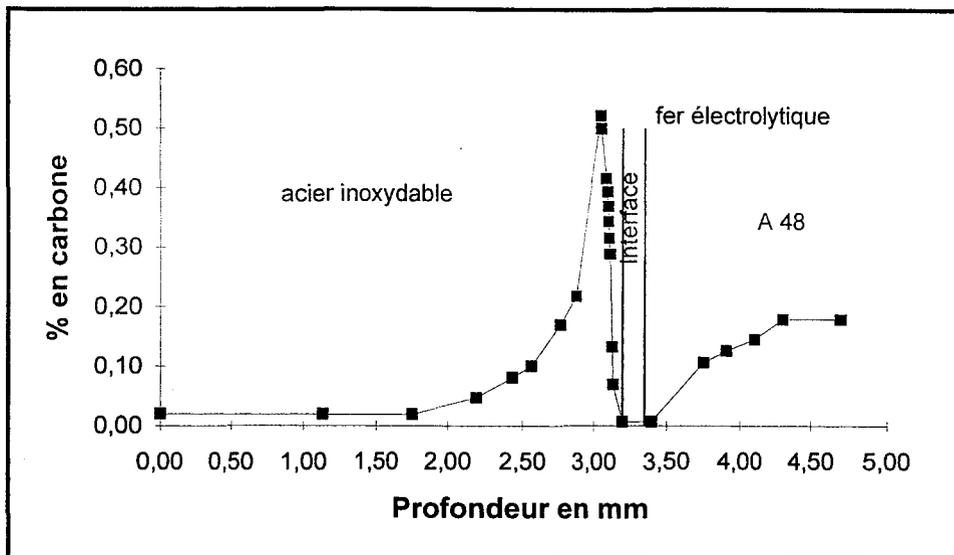
Nous présentons dans un premier temps les résultats des analyses du carbone et des éléments substitutionnels à l'interface de chacun des placages étudiés. La diffusion des divers éléments influence fortement la microstructure de l'acier de part et d'autre de l'interface. L'aspect structural sera présenté dans un deuxième temps. Enfin, ces modifications chimiques et structurales agissent de façon très importante sur les caractéristiques mécaniques. Nous présenterons, ensuite, les résultats concernant le comportement mécanique des bimétaux étudiés.

### **III.2- CARACTERISATION METALLURGIQUE**

Dans ce paragraphe, nous donnons les résultats d'analyse du carbone et des éléments substitutionnels obtenus sur les aciers plaqués étudiés. Ces résultats ont été présentés à une conférence (42)

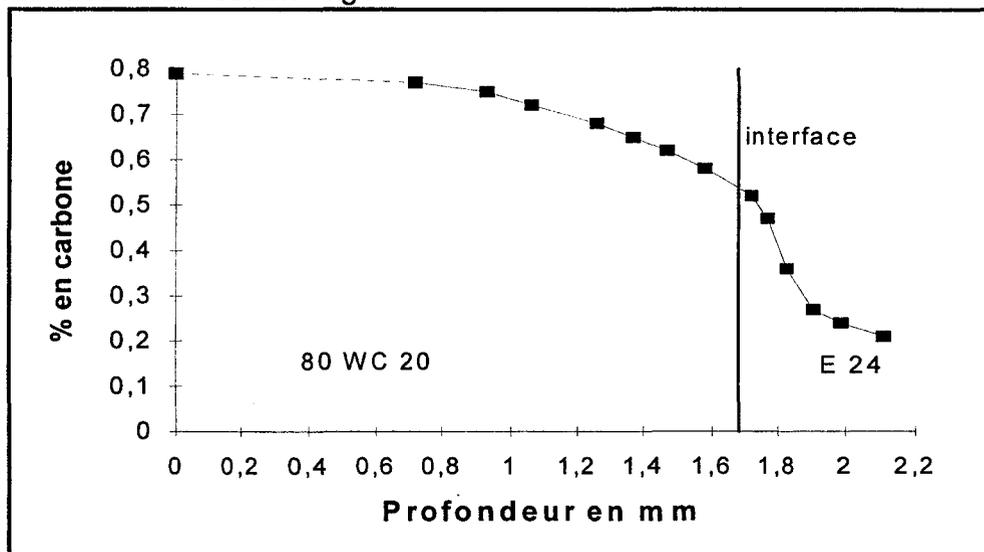
#### **III.2.1.- Distribution du carbone**

Les analyses du carbone ont été effectuées par spectrométrie UV- visible à la lampe à décharge lumineuse. La figure III-2 montre l'évolution du carbone à l'interface du placage en acier inoxydable. Le profil de la courbe est proche de celui obtenu par Bastien et Vallier (22-23). En examinant la courbe, à partir de l'acier de base, la teneur en carbone passe de 0.23% à 0% dans le dépôt de fer électrolytique, puis augmente brutalement jusqu'à 0.5% à l'interface du côté de l'acier inoxydable et enfin chute progressivement à la teneur de 0.02%. La teneur de 0.5% de carbone confirme les interactions du carbone avec les éléments fer et chrome. La distance de diffusion totale est de l'ordre de 2 mm. La précision de cette mesure est très liée au parallélisme du plan de l'impact de l'analyse par rapport à celui de l'interface. Il est très difficile de vérifier ce parallélisme en pratique car l'interface n'est pas rigoureusement parallèle à la surface de référence.



**Figure III-2 : distribution du carbone à l'interface placage acier inoxydable analyse à la lampe à décharge**

La figure III-3 représente la distribution du carbone à l'interface du placage en acier à outils. La teneur en carbone décroît de 0.8% - teneur en carbone de l'acier à outils - à 0.14% - teneur en carbone de l'acier E24. La distance de diffusion est importante et s'étend sur 2 mm environ. Le profil de la courbe s'apparente bien au cas d'une soudure réalisée entre deux métaux. et rappelle les profils théoriques énoncés au paragraphe (I-3.1.1) La position de l'interface a été déterminée par la méthode de Matano et est située à 1.68 mm de la position initiale de l'interface avant colaminage



**Figure III-3 : distribution du carbone à l'interface placage acier à outils analyse à la lampe à décharge**

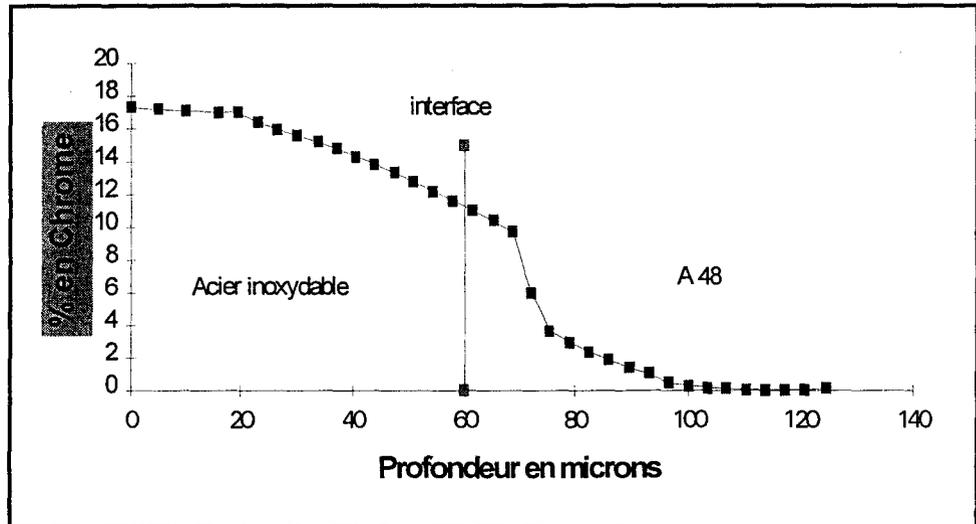
### III.2.2- Distribution des éléments substitutionnels

L'analyse a été effectuée à la lampe à décharge et à la microsonde. Nous comparons les résultats d'analyse dans les deux cas pour chaque type de placage.

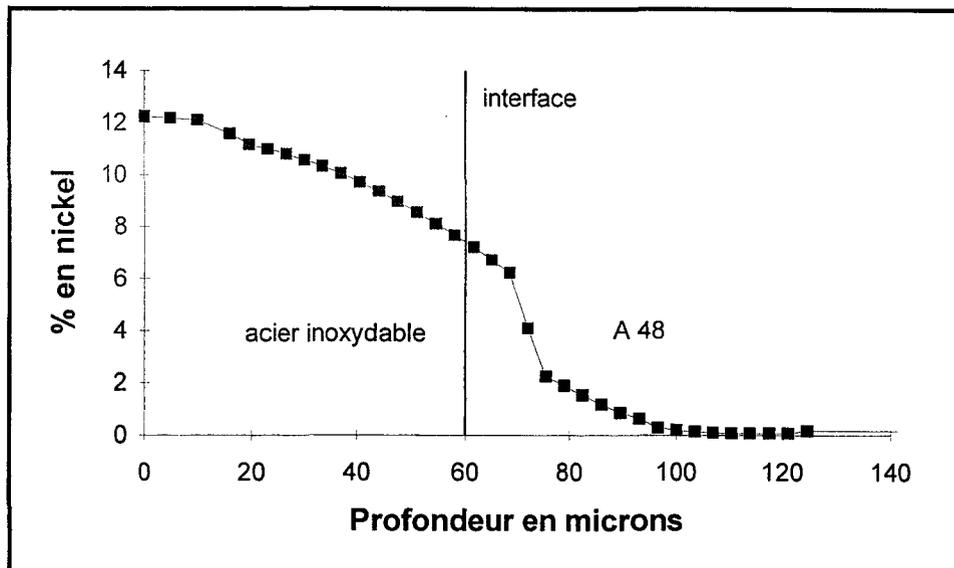
#### Placage acier inoxydable-Analyse à la lampe à décharge

Distribution du chrome et du nickel.

Les figures III-4 et III-5 montrent l'évolution du chrome et du nickel à l'interface de l'acier inoxydable et du dépôt de fer électrolytique. La teneur en chrome décroît de 17% à 0% et celle du nickel de 11.5% à 0%, sur une distance de 100 microns. Nous verrons que cette distance est le double de celle mesurée à la microsonde. Nous constatons sur la courbe que la diffusion de ces éléments s'effectue au niveau du revêtement de fer électrolytique (150 microns). Cette remarque est confirmée par les travaux de Vallier dans l'étude de la diffusion dans les placages.



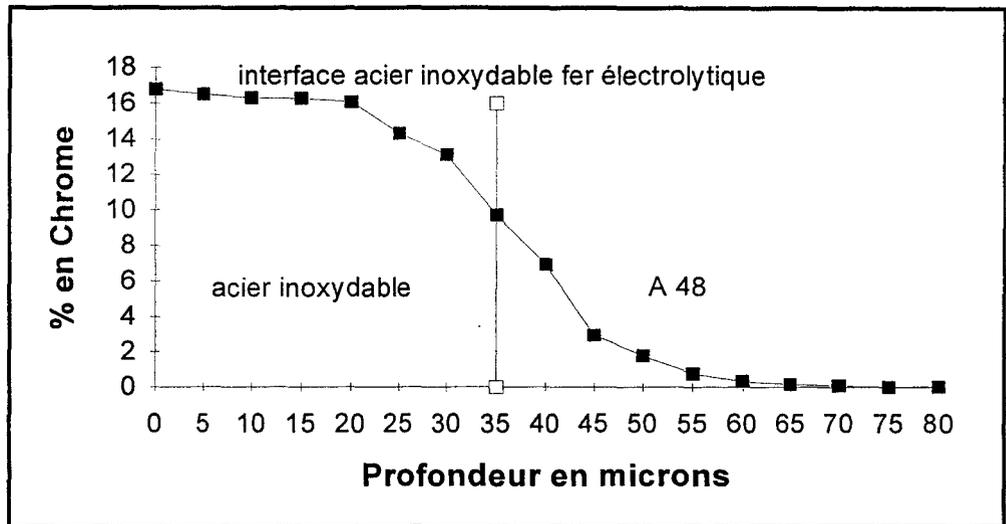
**Figure III-4 : distribution du chrome à l'interface placage acier inoxydable analyse à la lampe à décharge**



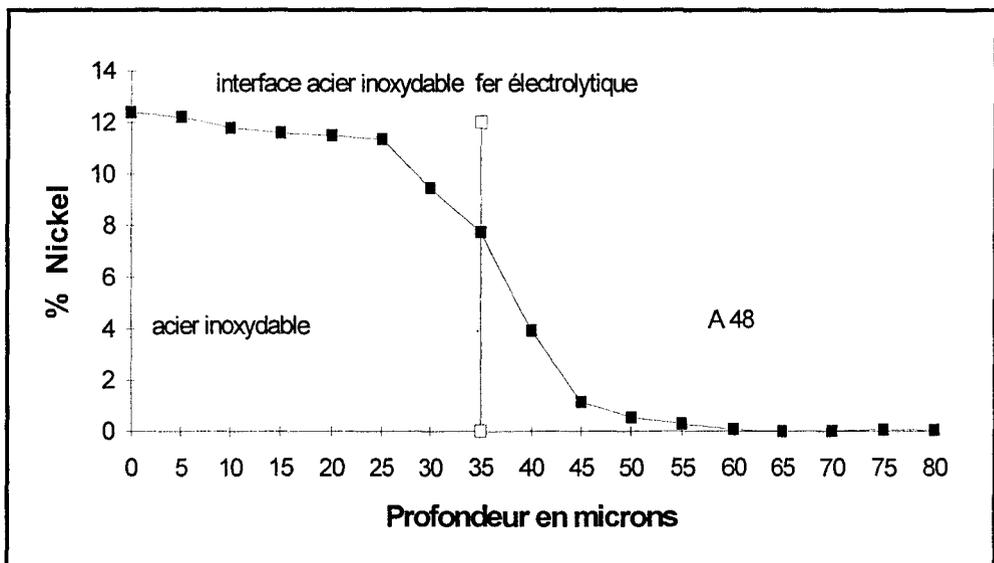
**Figure III-5: distribution du nickel à l'interface placage acier inoxydable analyse à la lampe à décharge**

#### Placage acier inoxydable-analyse à la microsonde

L'impact à la sonde est plus ponctuel (quelques microns carrés de surface avec un pas régulier de 5 microns). Les figures III-6 et III-7 représentent la distribution du chrome et du nickel à l'interface de l'acier inoxydable et du fer électrolytique. La distance de diffusion est de l'ordre de 40 microns pour le chrome et 30 microns pour le nickel, ce qui est comparable aux résultats de Bastien. Comme nous l'avons indiqué au chapitre (I-3-2), nous avons relevé sur la partie rectiligne du profil de diffusion du chrome et du nickel analysés à la microsonde, la pente de la courbe et utilisé la méthode de Mathano pour déterminer le produit  $D.t$ . Le tableau III-3 donne les valeurs de  $D.t$  mesurées, ainsi que celles de  $D_0$  et  $Q$  obtenues dans la littérature. Cette comparaison nous a permis de donner un temps et une distance de diffusion comparés aux valeurs expérimentales.



**Figure III-6 : distribution du chrome à l'interface placage acier inoxydable analyse à la microsonde**



**Figure III-7 : distribution du nickel à l'interface placage acier inoxydable analyse à la microsonde**

Nous rappelons la relation  $D = D_0 \cdot e^{\frac{-Q}{RT}}$

D = coefficient de diffusion  $\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$

$D_0$  = facteur de fréquence  $\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$

Q = énergie d'activation en  $\text{cal} \cdot \text{mole}^{-1}$

T = température en °K

R = 1.98 cal/mole °K

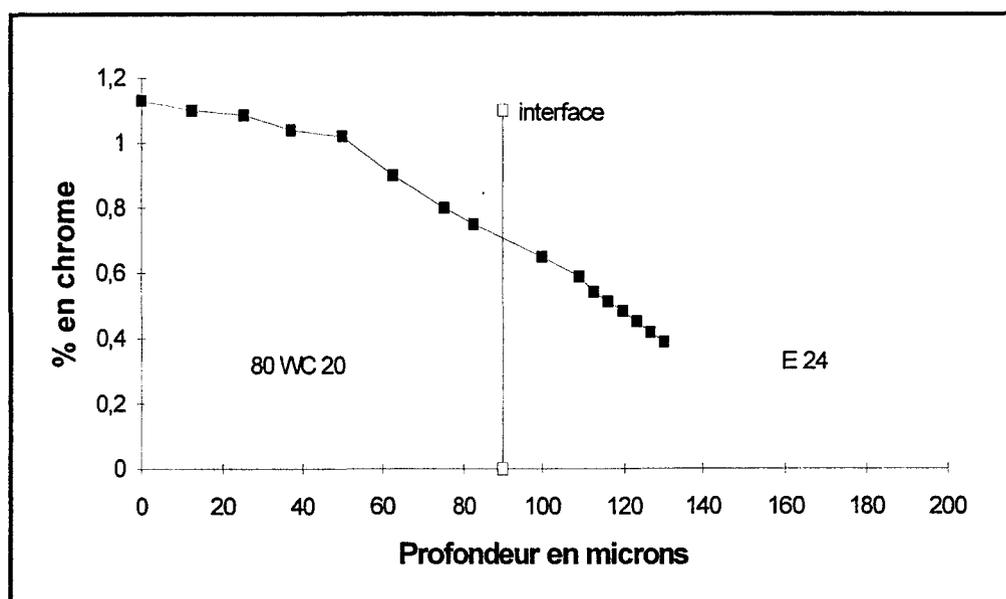
**Tableau III-3**

	D.t cm <sup>2</sup> expérience	Do cm <sup>2</sup> .s <sup>-1</sup>	Q cal	T°K	t en h	$x \approx 2\sqrt{Dt} \mu m$
chrome	$5.24 \cdot 10^{-6}$	$5 \cdot 10^{-4}$	43000	1373	18 h	46 $\mu m$
nickel	$2.76 \cdot 10^{-6}$	$1.1 \cdot 10^{-2}$	56000	1373	50 h	33 $\mu m$

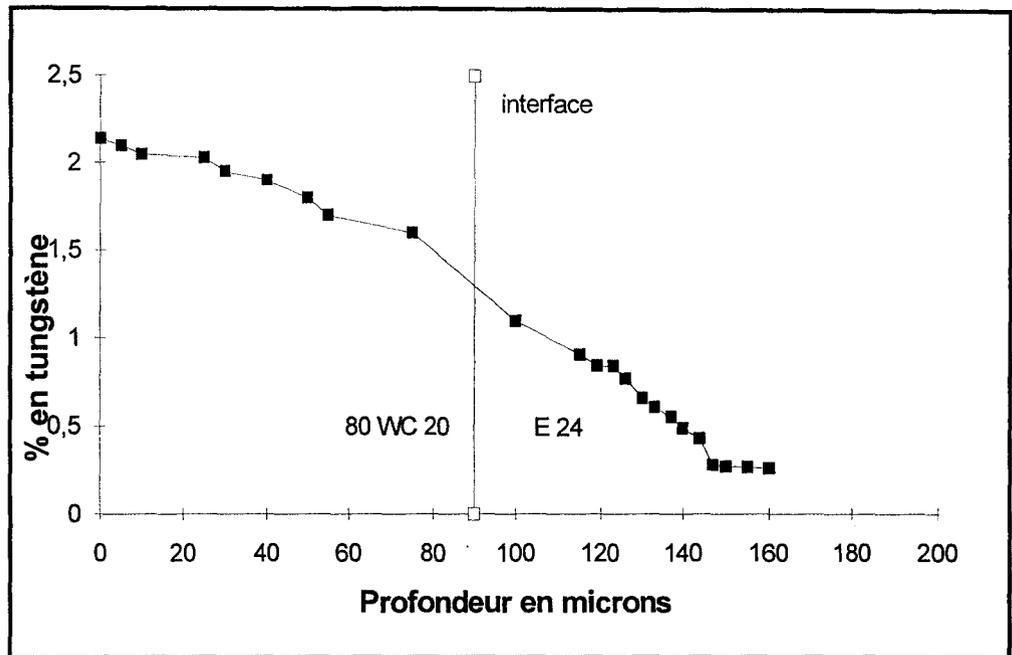
Les valeurs des distances de diffusion calculées sont comparables à celles relevées sur les courbes, pour une température moyenne de 1100°C.

Placage acier à outils-analyse à la lampe à décharge

Les figures III-8 et III-9 montrent l'évolution du chrome et du tungstène à l'interface de l'acier à outils. La distance de diffusion est de l'ordre de 120 microns. La diffusion à l'état solide du chrome et du tungstène entre les deux aciers s'effectue avec une variation du gradient de concentration. Bien que la distribution décroisse régulièrement, nous sommes tributaires du parallélisme de l'impact par rapport au plan de l'interface.



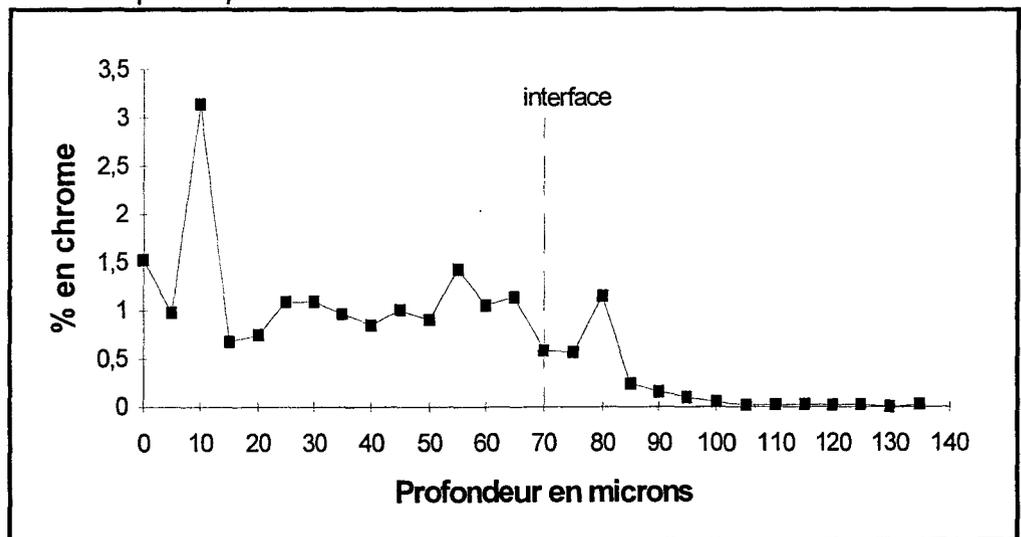
**Figure III-8 : distribution du chrome à l'interface placage acier à outils analyse à la lampe à décharge**



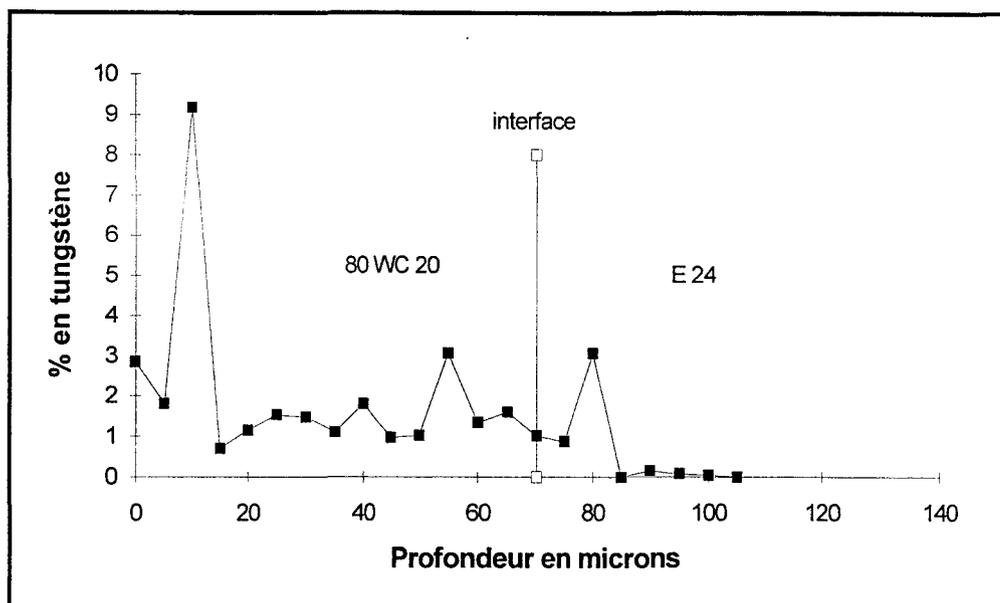
**Figure III-9 : distribution du tungstène  
placage acier à outils  
analyse à la lampe à décharge**

Placage acier à outils-analyse à la microsonde

Les figures III-10 et III-11 montrent les résultats des analyses à la microsonde. La distribution du chrome et du tungstène est très hétérogène. Il semble que la microanalyse soit fortement influencée par la structure. Les écarts seraient influencés par la présence de fins carbures.



**Figure III-10 : distribution du chrome à l'interface  
placage acier à outils  
analyse à la microsonde**



**Figure III-11 : distribution du tungstène  
placage acier à outils  
analyse à la microsonde**

Comme précédemment, nous avons calculé la distance de diffusion du chrome et du tungstène à partir des courbes d'analyse à la lampe à décharge par la méthode Matano. Le tableau III-4 donne les résultats du produit  $D.t$  mesuré, et les distances de diffusion à partir de valeurs de  $D_0$  et  $Q$ , relevées dans la littérature. Les valeurs calculées de distance de diffusion correspondent à la moitié de celles mesurées.

**Tableau III-4**

	$D.t \text{ cm}^2$ expérience	$D_0 \text{ cm}^2 \cdot$ $\text{s}^{-1}$	$Q \text{ cal}$	$T^\circ \text{K}$	$D \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$	$t$ en h	$x \approx 2\sqrt{Dt} \text{ } \mu\text{m}$
Cr	$6.14 \times 10^{-6}$	10	75000	1200	$7.62 \times 10^{-11}$	22 h	$50 \text{ } \mu\text{m}$
W	$6.13 \times 10^{-6}$	13	75000	1200	$9.98 \times 10^{-11}$	17 h	$50 \text{ } \mu\text{m}$

### **Conclusions des analyses**

Les résultats des analyses effectuées à la lampe à décharge et à la microsonde amènent les remarques suivantes :

- la lampe à décharge donne une analyse quantitative et simultanée de 20 éléments en une seule opération sur une surface de  $50 \text{ mm}^2$ . Dans le cas de notre étude, elle convient parfaitement à l'analyse couche par couche du profil carbone. L'inconvénient majeur de la méthode est la précision des distances de

diffusion, surtout dans le cas des éléments substitutionnels. Elle conviendrait mieux à l'analyse chimique superficielle de couches cémentées ou carbonitrurées. Dans ce cas, il n'y a pas d'erreur de parallélisme parce que la surface de la couche est directement attaquée.

- l'analyse à la microsonde, dans le cas des placages, donne des distances de diffusion proches des celles calculées. Par contre, elle est moins fiable pour l'analyse du carbone et sensible à la structure analysée.

### **III.2.3- Aspect structural**

Les résultats des analyses ont montré que la diffusion du carbone et des éléments d'alliage au niveau de l'interface change localement la composition chimique de chaque acier constituant le placage. Il en sera de même en ce qui concerne la trempabilité, ce qui explique les micro-structures observées.

#### **III.2.3.1- Microstructures observées à l'interface du placage acier inoxydable**

Examinons d'abord le cas du placage d'acier inoxydable : le cliché III-2 montre la structure à l'interface du placage. Nous distinguons cinq zones très distinctes, liées étroitement à la diffusion du carbone.

En partant de l'acier inoxydable vers le métal de base :

zone 1 : acier inoxydable austénitique - la structure est constituée de carbures de chrome dispersés dans une matrice austénitique.

zone 2 : alliage fer-chrome-nickel-carbone (0.5%C)-cette zone de 80 microns d'épaisseur, est caractérisée par une précipitation dense de carbures aux joints des grains.

zone 3 : dépôt de fer électrolytique - ce domaine, de 150 microns d'épaisseur correspond à la séparation entre les deux métaux. La ligne d'inclusions observée dans le dépôt, délimite l'interface réel des deux aciers.

L'analyse à la microsonde de ces inclusions donne le résultat suivant :

fer : 70% - manganèse : 13% - silicium : 6.5%

on peut en déduire que ces inclusions sont des oxydes ou des silicates et non des sulfures.

zone 4 : liseré ferritique correspondant à la décarburation du métal de base - épaisseur 120 microns.

zone 5 : métal de base - structure ferrito-perlitique.

Ces différentes zones sont illustrées par les micrographies ci-après. (page 84).

Ces observations micrographiques ne mettent pas en défaut les analyses présentées au paragraphe précédent.

Les microstructures observées correspondent bien à la migration du carbone de l'acier de base vers l'acier inoxydable. BASTIEN précise que dans le cas d'une tôle épaisse, on observe de la martensite dans la zone d'alliage Fe.Cr.Ni.C. L'épaisseur impose, dans ce cas, des temps de maintien plus longs ce qui entraîne une diffusion plus importante des éléments. L'examen du diagramme de PRYCE et ANDREWS (43) montre qu'à 1150°C, le point figuratif de l'alliage fer-chrome-nickel-carbone correspondant à un équivalent chrome de 20.50% et un équivalent nickel de 22.5% se situe dans le domaine austénitique. Après hypertrempe, la phase austénitique est maintenue métastable à température ambiante. La coupe du diagramme ternaire fer-chrome-nickel, sur un état après hypertrempe montre que le point figuratif de l'alliage de la zone 2 reste dans le domaine austénitique mais il est proche d'une zone d'austénite et de martensite. La transformation martensitique est favorisée par une déformation plastique, ce qui peut être le cas de tôles épaisses. L'affinité du carbone pour le chrome favorise la précipitation de carbures. Suivant la teneur en chrome, il peut se former une cémentite au chrome  $(Fe,Cr)_3C$ , puis pour des teneurs plus élevées, des carbures complexes  $(Cr,Fe)_7C_3$  et  $(Cr,Fe)_{23}C_6$ . L'examen du diagramme ternaire fer-chrome-carbone (voir annexe) montre qu'à basses températures, nous sommes en présence du carbure  $(Fe,Cr)_{23}C_6$ . Nous avons vérifié par le calcul, l'énergie libre de formation de chacun des carbures. Le tableau ci-dessous donne les résultats :

	$Cr_3C_2$	$Cr_7C_3$	$Cr_{23}C_6$
G	-117 kJ/mole	-238 kJ/mole	-577 kJ/mole

Le calcul confirme que le carbure du type  $Cr_{23}C_6$  est plus stable que les autres carbures de chrome.

On constate, dans le dépôt de fer électrolytique, l'absence totale de constituant autre que de la ferrite, et la présence d'inclusions.

**Cliché III-2 :**  
**Microstructures**  
**à l'interface -**  
**acier inoxydable**  
**acier au carbone**



Austénite  
+ carbure

Alliage  
Fer.Cr.Ni.C

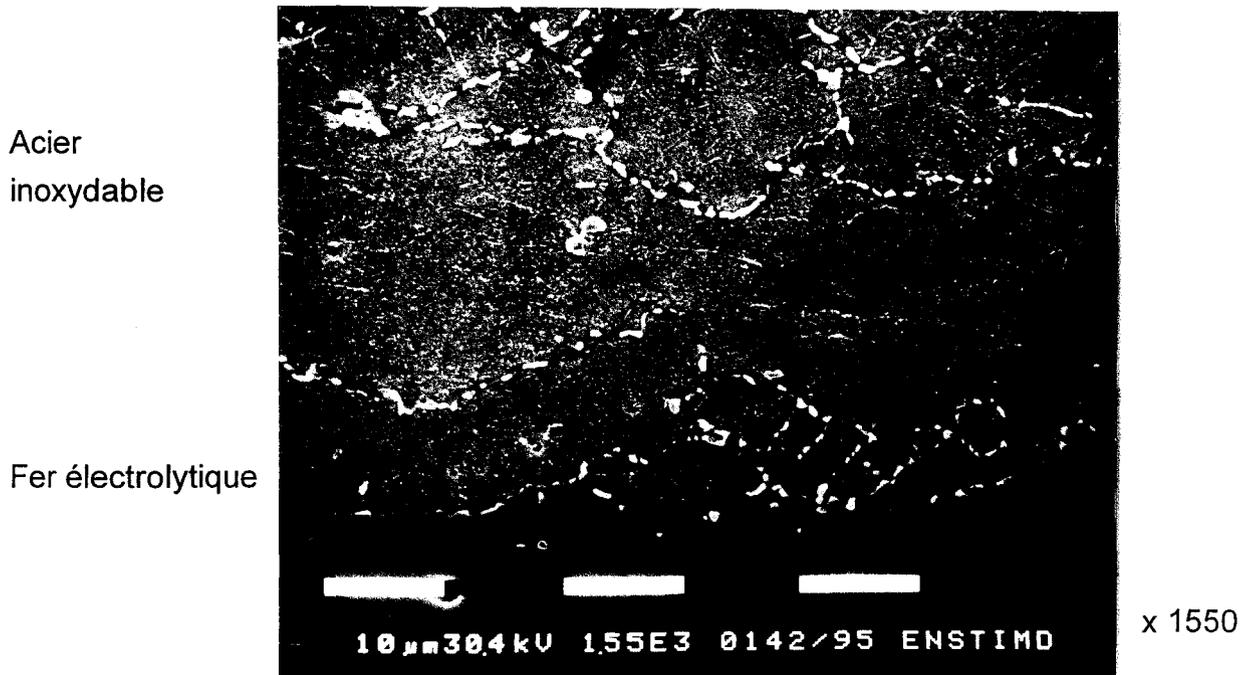
Fer  
électrolytique

Ferrite

Ferrite  
+ P

x 500

L'examen de la structure dans la zone d'alliage fer.chrome.nickel, au microscope électronique à balayage, montre à un grossissement de 1550, une précipitation intergranulaire de carbures de chrome (cliché III-3). Le liseré blanc visible à l'interface entre le fer électrolytique et l'acier inoxydable sur le cliché III-2 n'apparaît pas. Il s'agit d'un effet d'attaque.



**Cliché III-3 : Microstructures à l'interface - (MEB)  
acier à outils - acier au carbone**

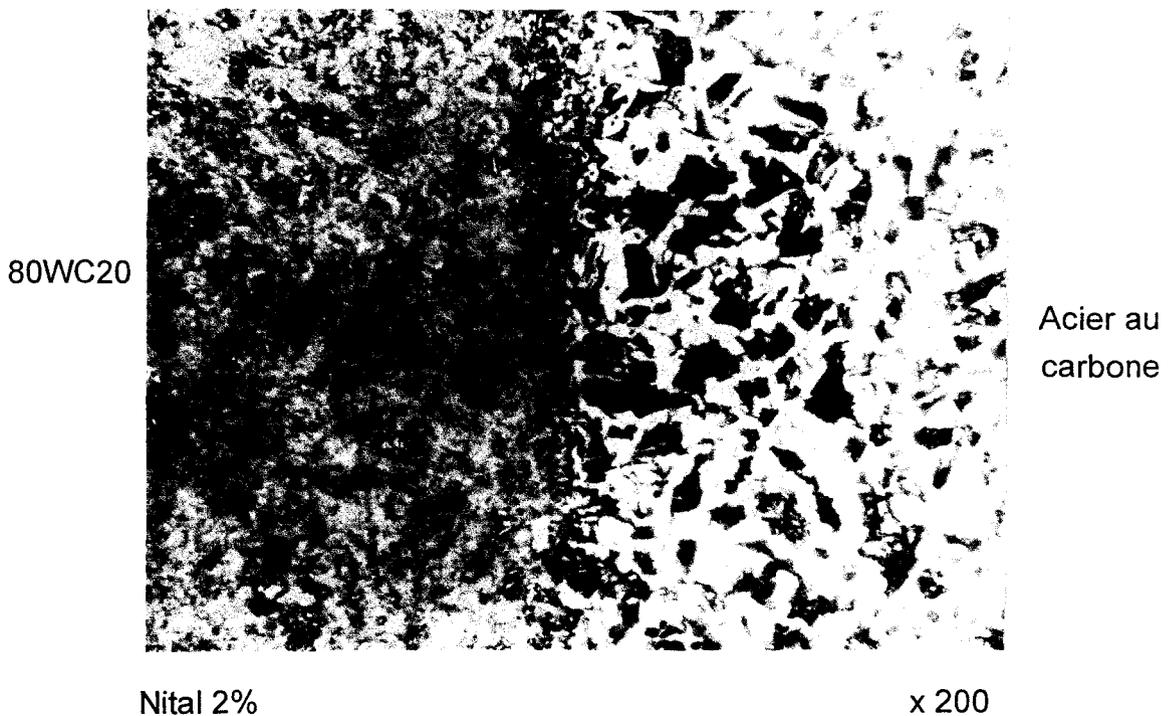
#### III.2.3.2- Microstructures observées à l'interface du placage acier à outils

En ce qui concerne le cas du placage d'acier à outils, nous sommes dans le cas d'une décarburation de celui-ci au profit de l'acier au carbone au niveau de l'interface. Après les traitements de trempe à l'huile et revenu à 280°C réalisés sur les lames de massicot, la structure doit correspondre à une martensite revenue avec de fins carbures de chrome et de tungstène. L'examen du diagramme fer-tungstène montre qu'à température ambiante, il y a formation d'une solution solide pour une teneur de 2%. La présence de carbone favorise la formation de carbures du type W<sub>2</sub>C.

Les clichés III-4 et III-5 montrent la structure à l'interface, après une attaque au nital 2%. Elle correspond bien à une martensite revenue. Les carbures sont trop fins et ne sont pas visibles sur le cliché. Ils sont décelables lors des examens de cassures au microscope électronique à balayage. Sur le même cliché, à l'interface on retrouve des inclusions provenant sans doute de l'opération de grenailage. L'analyse à la microsonde donne les résultats suivants :

fer : 58.5% - Mn : 11.5% - Si : 4.57% - Cr : 4.17%

on peut en déduire que ces inclusions sont des oxydes et/ou des silicates.



**Cliché III-4 : Microstructures à l'interface  
acier à outils - acier au carbone**

## Examen au MEB

E24  
80WC20



Nital 2%

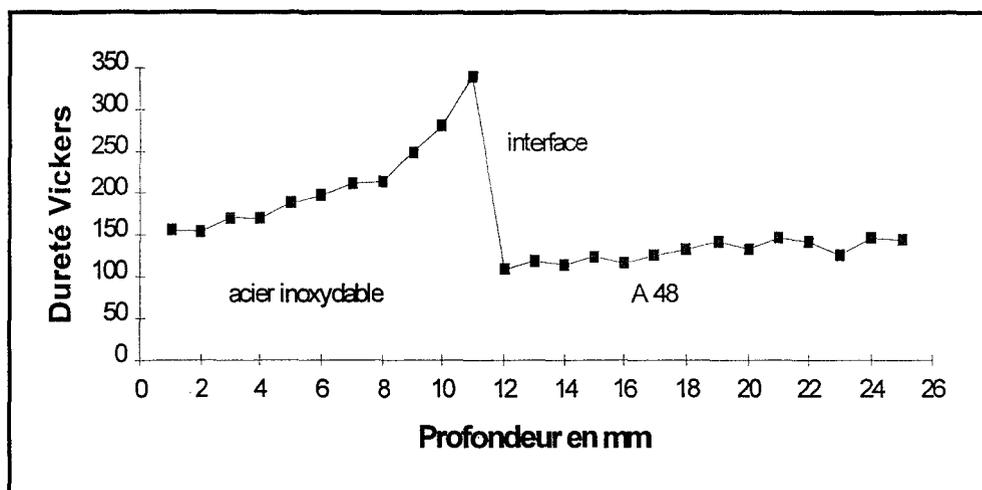
x 5000

### **Cliché III-5 : Microstructures à l'interface (MEB) acier à outils - acier au carbone**

#### III.2.3.3- Résultats des essais de microdureté

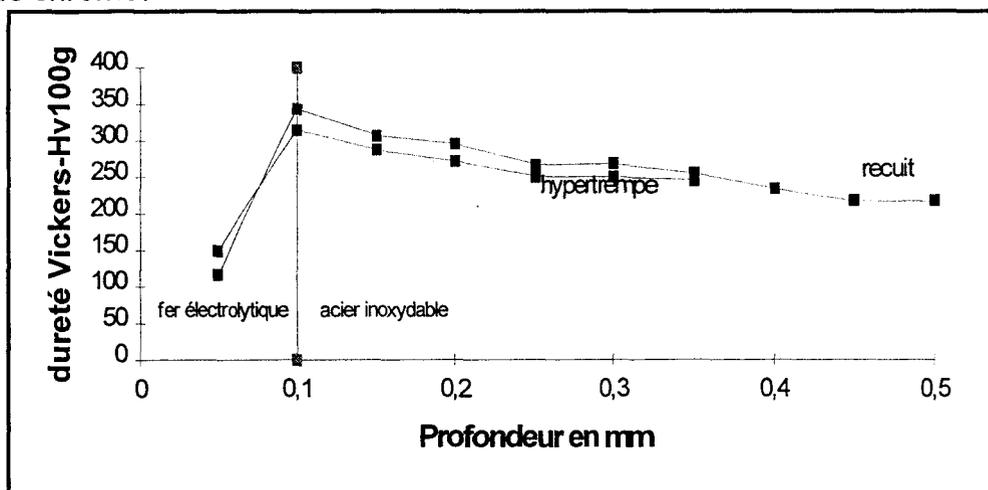
Les modifications structurales amenées par la diffusion du carbone et des éléments substitutionnels se traduisent localement par des écarts de dureté. Nous avons effectué des microduretés en Vickers, de part et d'autre de l'interface de chaque placage.

Dans le cas du placage entre acier inoxydable et acier au carbone, la figure III-12-a montre l'évolution de la dureté à la jonction des deux matériaux. L'allure de la courbe est semblable à celle du profil carbone. La dureté s'élève à 350 Vickers dans la zone enrichie en carbone de l'acier inoxydable.



**Figure III-12-a : courbe de dureté à l'interface placage acier inoxydable**

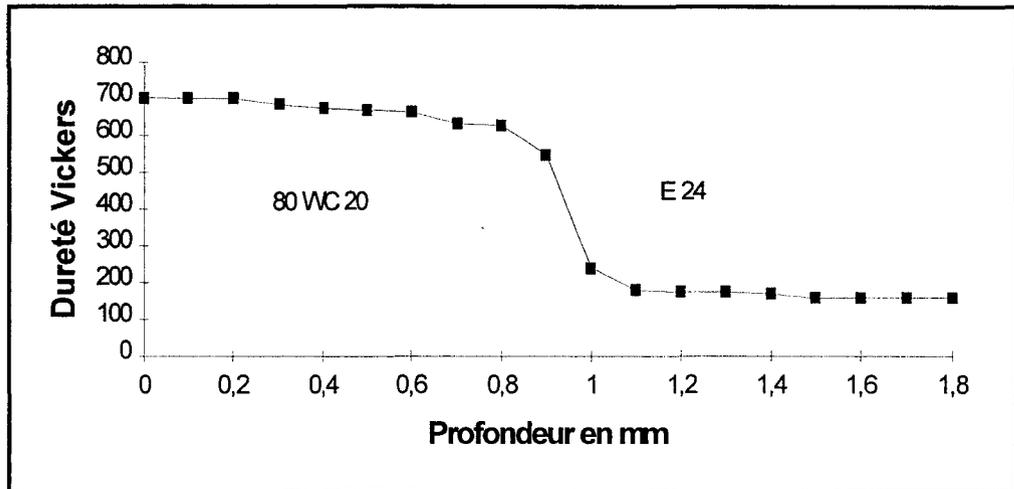
La figure III-12-b représente localement la variation de dureté à l'interface après un recuit et après une hypertrempe. On vérifie ainsi la variation abrupte de la dureté qui croit de 100 Vickers à 350 Vickers sur une distance de 0,05 mm. L'effet d'une hypertrempe modifie peu la dureté. Du côté de l'acier inoxydable, la dureté chute légèrement. Il existe probablement une légère mise en solution des carbures de chrome.



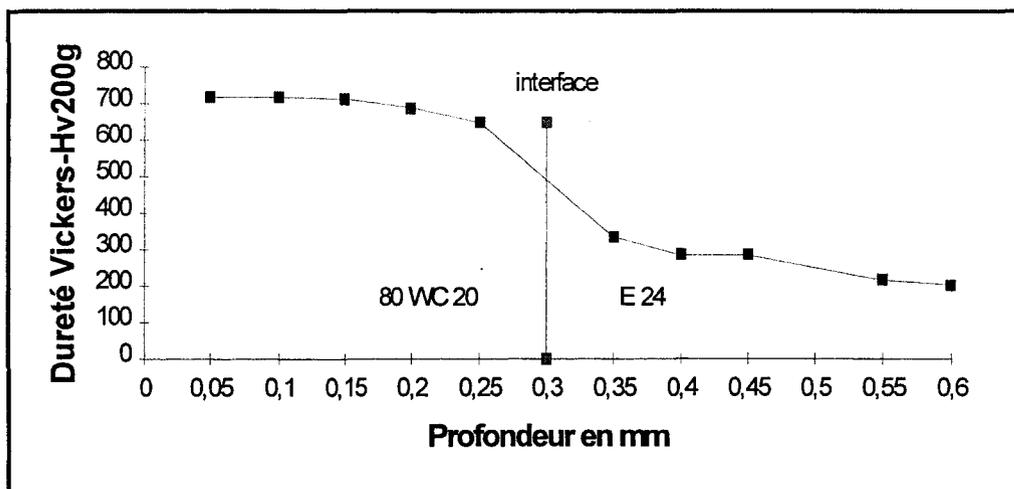
**Figure III-12 b : courbe de dureté à l'interface comparaison entre recuit et hypertrempe placage acier inoxydable**

En ce qui concerne le placage entre acier à outils et acier au carbone, la figure III-13-a montre l'évolution de la dureté entre l'acier à outils et l'acier au

carbone, après trempe et revenu. L'allure de la courbe est identique à celle du carbone. Mais la plage de variation de dureté est plus faible (0.4mm) que celle du carbone (1.25mm) à cause de la relation entre la dureté de la martensite et le pourcentage de carbone. Dans la relation, la courbe est linéaire jusqu'à 0,4 % de carbone puis tend vers une asymptote  $Hv=850$  pour 0,8% de carbone. La figure III-13-b montre localement la variation de dureté au niveau de l'interface. La transition de dureté est extrêmement abrupte. La charge à la rupture, calculée à partir de la dureté ( $HV/3$ ) croît de 650 MPa à 2000 MPa sur une distance de 0,1 mm.

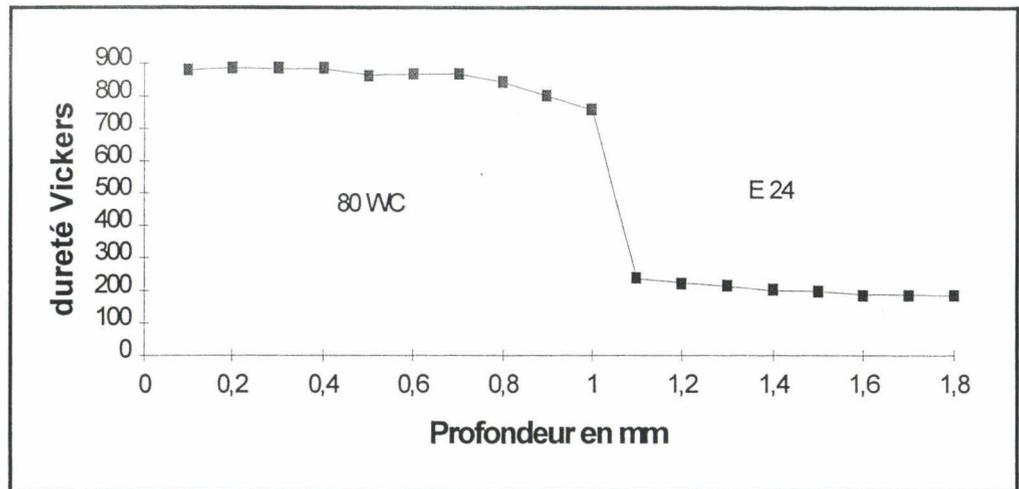


**Figure III-13 a : courbe de dureté à l'interface placage acier à outils après trempe et revenu**



**Figure III-13 b : courbe de dureté à l'interface placage acier à outils**

A titre de comparaison, la figure III-14 montre l'évolution de la dureté après trempe à l'huile. La dureté dans l'acier à outils s'élève jusqu'à 850 Vickers.



**Figure III-14 : courbe de dureté  
placage acier à outils  
après trempe à l'huile**

#### III.2.3.4- Conclusions

Les différentes analyses et examens métallographiques effectués à l'interface des deux aciers plaqués étudiés conduisent aux remarques suivantes :

##### **Placage acier inoxydable- acier au carbone**

Les températures élevées de placage et la durée des traitements provoquent une diffusion importante du carbone, sur deux millimètres environ à travers un liseré de fer électrolytique qui reste ferritique à la fin des opérations. Les éléments substitutionnels ont une distance de diffusion très faible, 40 microns environ. Le carbone joue donc un rôle prédominant dans ce type de placage pour déterminer l'épaisseur correcte d'acier inoxydable et éviter tout risque de corrosion.

Le liseré ferritique offre une discontinuité mécanique entre les deux matériaux plaqués, aggravée probablement par la présence d'inclusions. Toutefois, H. PIRCHER et G. SUSSEK (40) montrent que les essais et les applications industrielles sur les tôles plaquées confèrent une excellente tenue mécanique, même à chaud.

Outre le gain économique très attrayant, l'optimisation du choix de la nuance de placage confère au produit une bonne tenue à la corrosion.

### **Placage acier à outils- acier au carbone**

Le carbone joue aussi un rôle dominant dans ce type de placage. Son effet va dans le sens contraire au cas précédent puisqu'il y a recarburation du métal de base à l'interface. Néanmoins, le placage d'un acier à haute teneur en carbone sur un acier à bas carbone conduit après une trempe et un revenu à basses températures à une discontinuité mécanique très importante. Elle est plus sensible que pour le placage précédent. La charge à la rupture équivalente passe de 400 MPa à 2000 MPa sur une distance de 0,1 mm. La présence d'inclusions à l'interface doit probablement affaiblir la jonction des deux métaux.

## **III.3- CARACTERISATION MECANIQUE**

L'objectif principal d'utilisation des bimétaux est d'associer les caractéristiques mécaniques de chaque matériau à des contraintes économiques, puisque le placage permet de placer le matériau coûteux là et seulement là où ses caractéristiques sont utiles. Dans les outils de coupe, la partie tranchante peut être réduite; par contre, les effets de coupe génèrent des moments de flexion très élevés. Les aciers au carbone type E 24 sont utilisés pour augmenter la rigidité vis à vis de la flexion à un prix de revient très faible. Dans les appareils à pression, le placage en acier inoxydable offre une bonne tenue à la corrosion et participe à la résistance mécanique de l'ensemble. La partie en acier au carbone rigidifie l'enveloppe afin de résister aux contraintes dues aux pressions internes. Ces deux exemples justifient de caractériser avec précision le comportement mécanique des bimétaux. Outre les caractéristiques mécaniques classiques (traction, cisaillement), il s'est avéré nécessaire d'étudier le comportement de ces bimétaux en flexion.

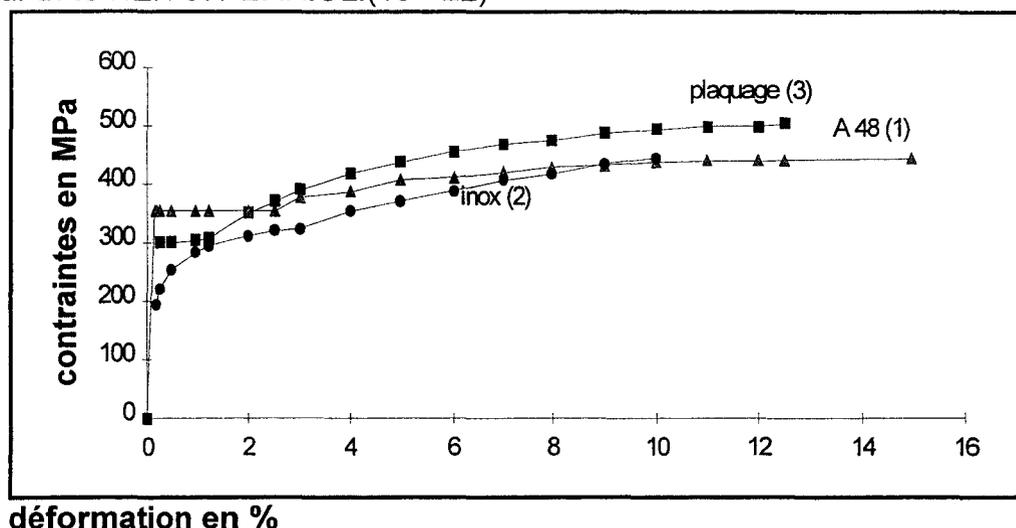
### **III.3.1- Essai de traction-essai de cisaillement**

#### **Placage acier inoxydable**

Les trois courbes de la figure III-14 représentent le comportement mécanique en traction respectivement :

- courbe 1 : essai de traction sur l'acier au carbone
- courbe 2 : essai de traction sur l'acier inoxydable
- courbe 3 : essai de traction sur l'ensemble du plaqué.

Les caractéristiques mesurées lors de l'essai (limite d'élasticité, charge à la rupture, et allongement %) sont très voisines de celles de l'acier de base en raison de la forte prédominance en épaisseur de celui-ci. Des résultats similaires ont été obtenus par BASTIEN et FERRIOL.(19 - 22)



**Figure III-15 : courbes conventionnelles de traction pour l'acier inoxydable, le placage et pour l'acier de base (A48)**

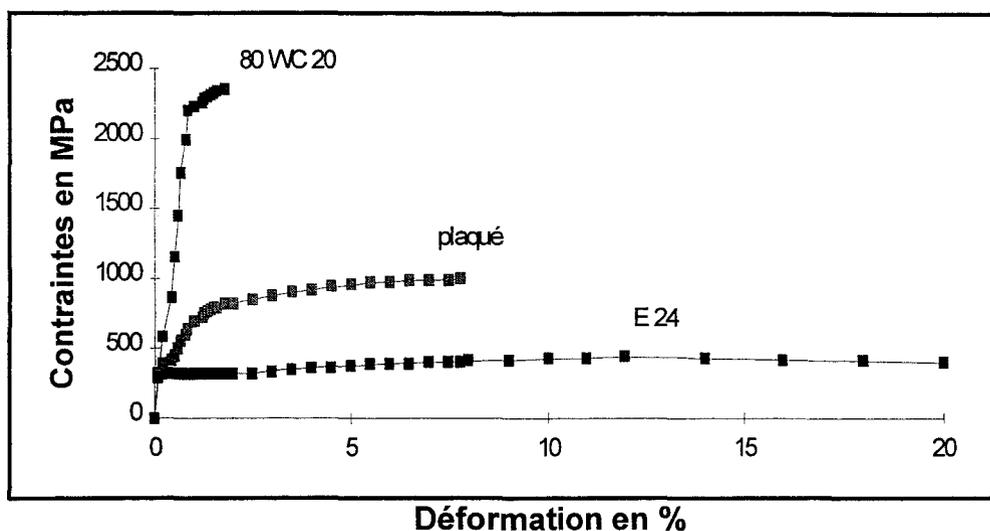
Dans le tableau III-5, nous récapitulons les valeurs obtenues.

**Tableau III-5**

Nuances	Limite d'élasticité 0.2 %-MPa	Charge à la rupture MPa	Allongement en %	Cisaillement MPa
A 48	370	495	19	
Inox	280	530	44	
Placage	343	555	32	274
Norme	> 262	485	> 21	> 140

#### Placage acier à outils

Nous avons opéré de la même façon que précédemment pour ce placage. L'usinage de l'éprouvette dans l'acier à outils a nécessité l'emploi d'une machine de découpe au jet d'eau chargé d'abrasif. La figure III-16 donne les résultats obtenus sur chaque nuance d'acier constituant le placage. Nous constatons que la limite d'élasticité et le comportement en déformation sont très différents entre l'acier au carbone et l'acier à outils.



**Figure III-16 : courbes conventionnelles de traction pour l'acier à outils, le placage et pour le métal de base ( E 24)**

Le tableau III-6 récapitule les valeurs mesurées lors de l'essai de traction.

**Tableau III-6**

Nuances	Limite d'élasticité 0.2 %-MPa	Charge à la rupture MPa	Allongement en %	Cisaillement MPa
80WC20	2200	2350	1.8	
E24	350	420	22	
Placage	500	1050	8.5	395

A la suite de ces résultats, nous avons vérifié la résistance à la traction de l'interface en prélevant des éprouvettes dans le sens travers court. Le tableau III-7 donne les résultats sur des éprouvettes après recuit, et sur des éprouvettes après trempe et revenu.

**Tableau III-7**

	Résistance à la rupture en MPa $\sigma_{zz}$
recuit	370
trempe+ revenu	488

Les ruptures se situent dans l'acier au carbone, après un allongement important

#### Conclusions de l'essai de traction

Les essais de traction effectués sur chaque placage amènent les remarques suivantes:

### **Placage acier inoxydable-acier au carbone**

Les caractéristiques mécaniques du placage sont proches de celles du métal de base en raison de l'épaisseur de la tôle. Il est admis dans les applications courantes de tenir compte de l'épaisseur du placage dans le dimensionnement des tôles plaquées en utilisant les caractéristiques de l'acier de base.

### **Placage acier à outils-acier au carbone**

Nous distinguons trois domaines distincts :

1er domaine : lorsque la contrainte maximale reste inférieure à 350 MPa, les deux matériaux sont dans le domaine élastique, les modules étant presque égaux, la contrainte est homogène

2ème domaine : Pour une contrainte maximale comprise entre 350 et 2000 Mpa l'acier au carbone se trouve dans le palier d'écoulement, l'acier à outil se situe encore dans le domaine élastique. La continuité des déformations conduit à des contraintes très différentes entre les deux matériaux

3ème domaine : Pour une contrainte maximale supérieure à 2000 MPa, l'acier au carbone se trouve toujours dans le palier d'écoulement, l'acier à outil est au début de la plastification

Remarques : lorsqu'il y a rupture du bimatériau, l'acier au carbone est toujours dans le palier d'écoulement ; ceci s'explique par les différences d'allongement des deux matériaux.

Ces remarques nous amèneront à étudier l'acier plaqué dans un domaine élastoplastique. Une particularité essentielle lors de l'essai de traction du plaqué est la délamination du placage. Ce phénomène se reproduit aussi lors des essais de flexion.

### **III.3.2- Résultats des mesures de modules d'élasticité par méthodes ultrasonores**

Nous avons mesuré les modules d'Young des matériaux de base étudiés, d'une part pour connaître leur comportement élastique et d'autre part pour interpréter les mesures de contraintes résiduelles (passage des déformations aux contraintes). Après avoir déterminé la masse volumique par pesée hydrostatique,

c'est à dire une pesée à l'air puis dans l'eau, des échantillons, nous avons mesuré  $C_l$  et  $C_t$  (vitesse des ondes longitudinales et transversales) et déterminé le module de Young (E) et le coefficient de Poisson ( $\nu$ ). Le tableau III-8 donne les résultats des mesures ultrasonores.

**Tableau III-8**

<b>Nuances</b>	<b>Module de Young E (MPa)</b>	<b>Coefficient de Poisson</b>
80WC20	206 700	0.293
E24	212 400	0.290
Acier inox	196 500	0.293
A48	213 000	0.291

Les différences entre les modules de Young et les coefficients de Poisson des deux matériaux sont faibles ; nous pouvons considérer que l'ensemble de chaque placage est constitué d'un seul matériau, en ce qui concerne les propriétés élastiques.

### **III.4- CONTRAINTES RESIDUELLES DANS LES PRODUITS**

Nous présentons d'abord les résultats de mesure de contraintes obtenus par la méthode de dissolution sur l'acier à outil après trempe et état de livraison et sur le placage acier inoxydable. L'intérêt de ces résultats est de valider l'état de contraintes autour de l'interface.

Les résultats seront validés à l'aide du modèle présenté dans le chapitre précédent et par des mesures spécifiques de dissolution.

#### **III.4.1- Profil de contraintes résiduelles à l'interface**

##### **III.4.1.1- Placage acier à outils**

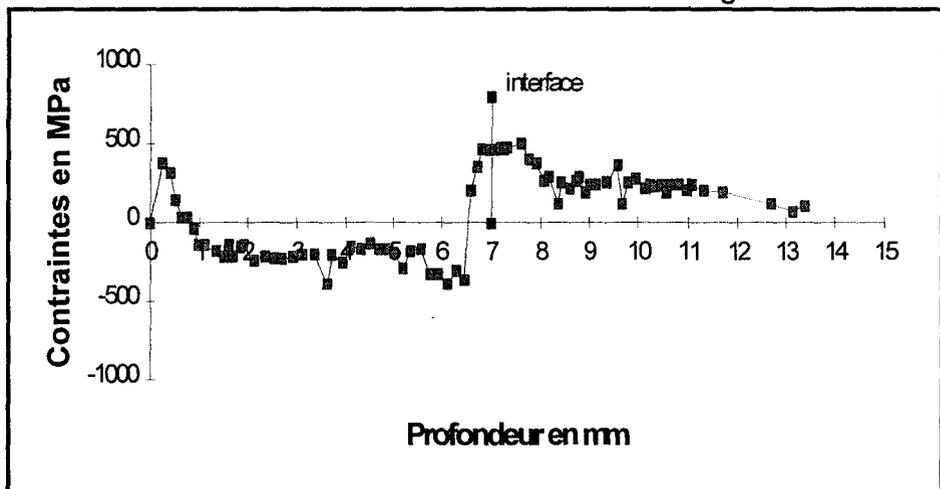
Les résultats ont déjà été publiés (44) (45).

La méthode d'enlèvement de couche par dissolution chimique a l'avantage de donner un état de contrainte sur une surface relativement importante ( $2800 \text{ mm}^2$  dans le cas de notre étude). Toutefois, le temps de manipulation est très important (1 heure pour 0.1 à 0.2 mm d'épaisseur de matière enlevée). Le cas le plus intéressant à étudier mettant en évidence des contraintes résiduelles à l'interface est l'état trempé grâce à la chronologie des transformations

structurales engendrées. Le placage est alors constitué d'une plaque d'acier à l'état martensitique sur un support à l'état ferrito-perlitique.

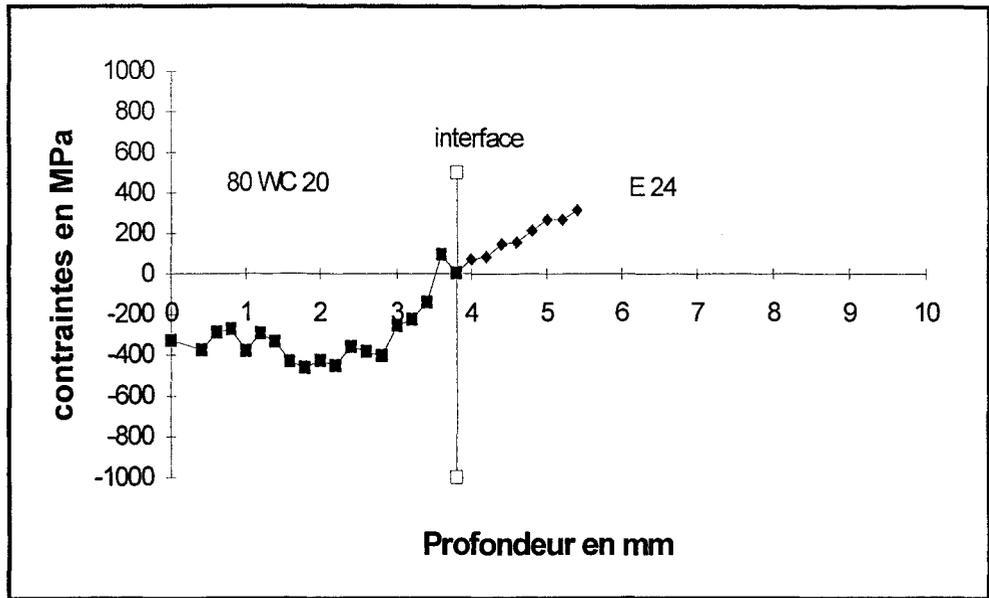
L'évolution des contraintes longitudinales et transversales, après trempe à l'huile, en fonction de l'épaisseur est représentée par la courbe de la figure III-17. Chaque point de mesure de contrainte est calculé à partir des valeurs de micro-déformations mesurées par enlèvement de matière par dissolution chimique. Sur la figure, nous remarquons que le métal plaqué en acier à outils est le siège de contraintes de compression et qu'à l'interface, le signe des contraintes change. L'écart d'amplitude à l'interface est de l'ordre de 1100 MPa. Cette discontinuité importante des contraintes au niveau de l'interface peut expliquer en partie les phénomènes de décollement ou de délamination, observés lors des essais mécaniques (traction, flexion).

Les contraintes de traction de l'ordre de 600 MPa au niveau de l'interface, peuvent être un facteur défavorable à la tenue en fatigue du bimatériau.

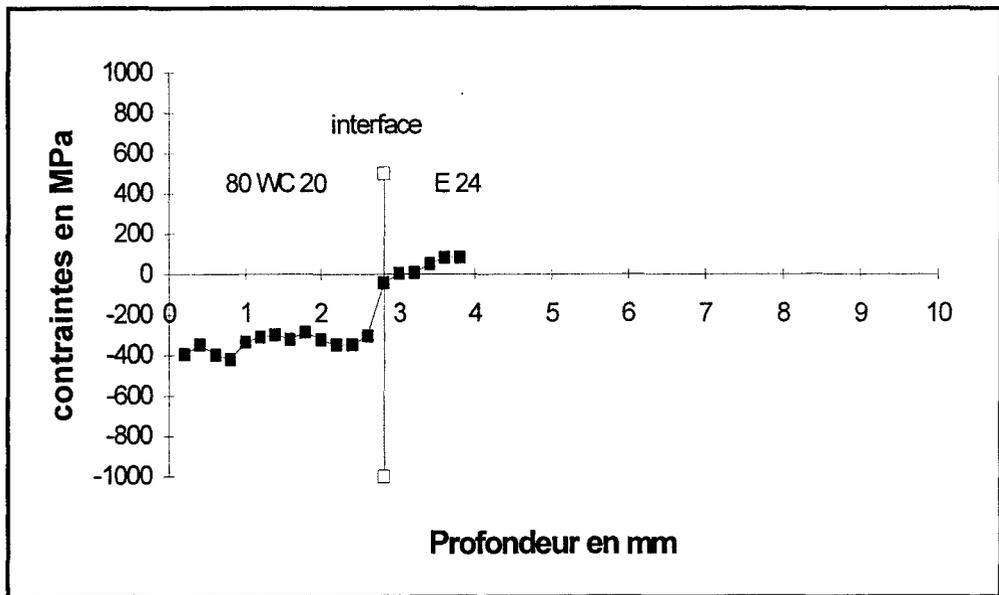


**Figure III-17 : répartition des contraintes résiduelles dans la section droite d'une poutre placage acier à outils- trempe huile épaisseur du placage: 7 mm**

Les figures III-18 et III-19 montrent la répartition des contraintes résiduelles, toujours après trempe à l'huile mais pour une épaisseur de placage de 3.8 mm et 2.8 mm. Nous constatons que le niveau des contraintes en compression dans le placage a tendance à diminuer quand l'épaisseur du placage augmente. La contrainte maximale de compression dans le placage est de l'ordre de 450 MPa pour une épaisseur de 2.8 mm, de 400 MPa pour une épaisseur de 3.8 mm. et de 300 MPa pour une épaisseur de 7 mm.



**Figure III-18 : répartition des contraintes résiduelles dans une section droite d'une poutre placage acier à outils-trempe à l'huile épaisseur du placage:3.8 mm**



**Figure III-19 : répartition des contraintes résiduelles dans une section droite d'une poutre placage acier à outils- trempe huile épaisseur du placage: 2.8 mm**

Ces répartitions de contraintes résiduelles après trempe nous conduisent à faire les remarques suivantes :

Un modèle très approché permet de comprendre le signe et la répartition des contraintes résiduelles de trempe ainsi que leur variation en fonction de l'épaisseur relative du placage martensitique.

On suppose que jusqu'à la transformation martensitique du placage vers 250°C, les contraintes sont pratiquement nulles; en effet, la transformation de l'acier ferritique de base avec dilatation a lieu à une température relativement élevée vers 650°C alors que la limite d'élasticité des matériaux est faible. Au cours de la transformation martensitique du placage, celui-ci peut s'allonger de 1% en valeur relative.

Pour le calcul des contraintes dues à cet effet, on imagine de façon simple que :

- le placage supposé isolé se dilate de 1 % alors que la longueur du support est inchangée
- les deux parties de l'éprouvette sont raccordées par compression du placage et traction du substrat
- les forces extérieures sont nulles et les contraintes sont homogènes dans chacun des matériaux
- de façon certainement irréaliste, il n'y a pas de plastification ni de flexion de l'éprouvette ( cet effet pourrait sans doute être pris en compte)

Dans ces conditions, on trouve pour les contraintes  $\sigma_1$  dans le placage et  $\sigma_2$  dans l'acier au carbone de base :

$$\sigma_1 = -E_1 \frac{e \cdot \alpha}{h + e} \quad \text{et} \quad \sigma_2 = E_2 \frac{\alpha \cdot h}{h + e}$$

$E_1$  et  $E_2$  : modules d'élasticité       $\alpha$  : dilatation relative de la martensite ( 1%)

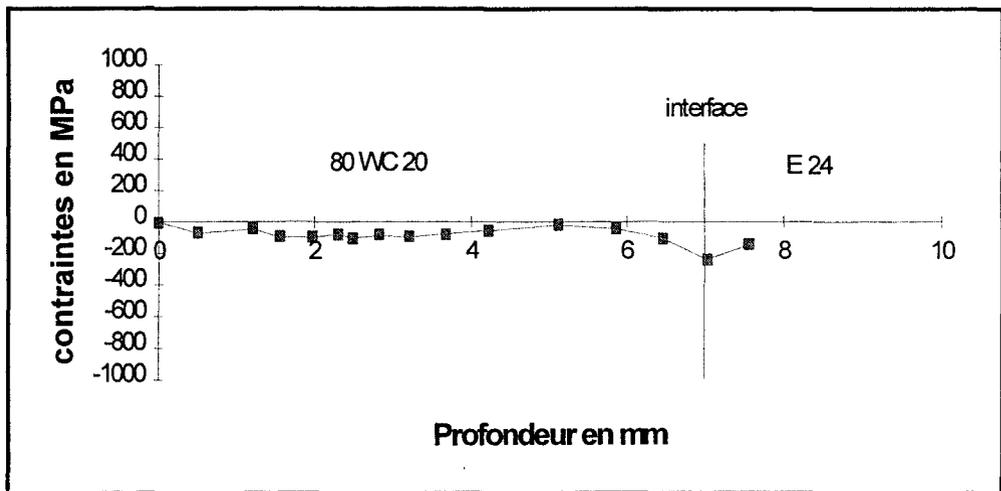
$h$  et  $e$  : les épaisseurs respectivement du placage et de l'acier de base

Ce calcul donne un signe correct des contraintes dans les deux matériaux. Il montre bien que le niveau des contraintes résiduelles dans le placage augmente lorsque son épaisseur diminue (fait constaté expérimentalement). Il donne évidemment les contraintes par excès ( - 1300 MPa dans le placage contre - 300 MPa mesurés et + 700 MPa dans le substrat contre + 400 mesurés). Ceci n'est pas étonnant car nous avons négligé la possibilité de flexion et celle de plastification très probable de l'acier du substrat.

La lame de massicot est trempée et revenue avant rectification. Un redressage est parfois nécessaire. Nous avons mesuré l'état de contraintes, toujours par dissolution chimique, sur un échantillon prélevé dans une lame à l'état de livraison.

La figure III-20 montre l'évolution des contraintes sur un état de livraison. La distribution des contraintes en fonction de l'épaisseur est modifiée comparativement à l'état trempé.

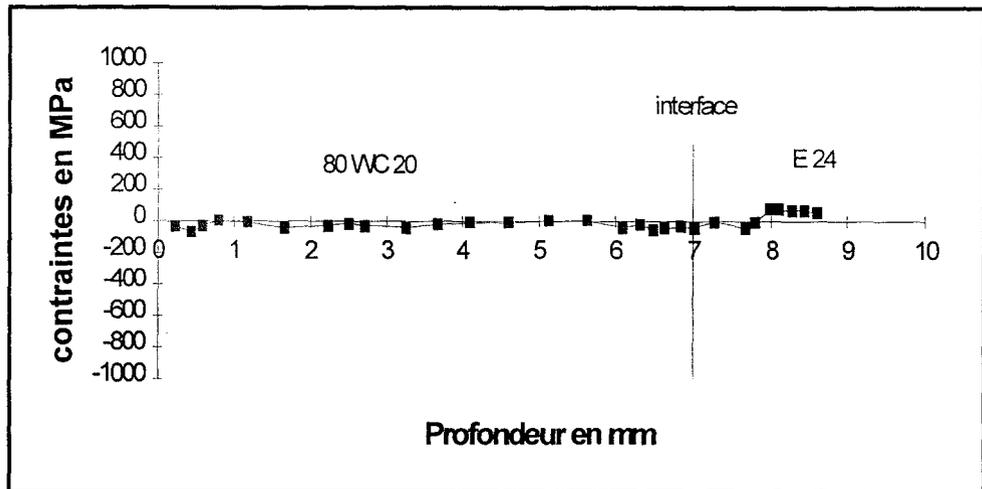
Dans le placage, les contraintes sont faibles. La contrainte maximale de compression au niveau de l'interface est de l'ordre de 500 MPa.



**Figure III-20 : répartition des contraintes résiduelles dans une section droite d'une poutre placage acier à outils- état brut épaisseur du placage: 7 mm**

Nous avons prélevé un échantillon sur une autre lame à l'état de livraison. La figure III-21 révèle la répartition de contraintes. Le niveau des contraintes est plus faible que dans l'échantillon précédent. Il est possible que la lame de massicot ait subi une opération de redressage, atténuant ainsi le niveau de contrainte.

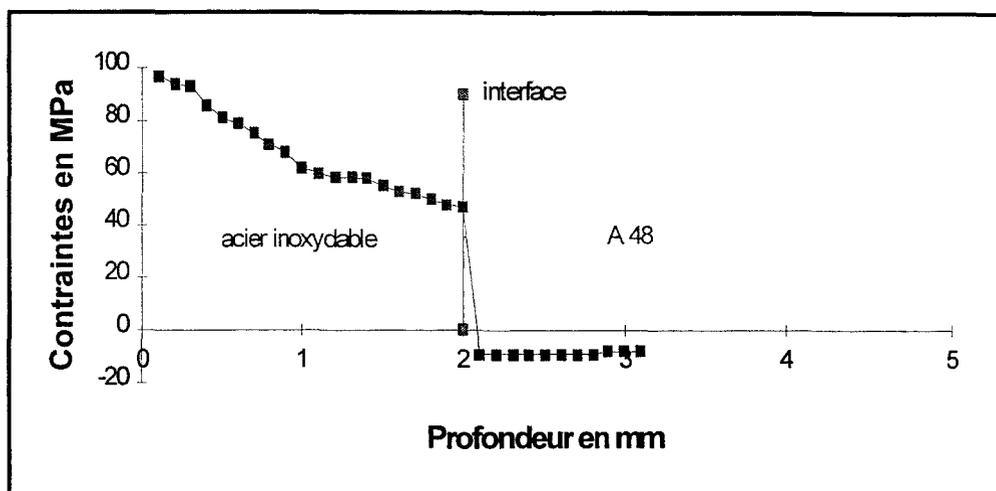




**Figure III-21 : répartition des contraintes résiduelles dans une section droite d'une poutre placage acier à outils- état brut épaisseur du placage 7 mm**

#### III.4.1.2- Placage acier inoxydable

Dans ce type de placage, les contraintes résiduelles engendrées à l'interface sont dûes essentiellement à la différence de coefficient de dilatation entre les deux matériaux. En effet, lors d'un traitement de recuit ou d'hypertrempe, l'acier inoxydable se dilate plus que l'acier au carbone (coefficient de dilatation de l'acier inoxydable :  $19 \cdot 10^{-6}/\text{degré}$  : coefficient de l'acier au carbone :  $12 \cdot 10^{-6}/\text{degré}$ ). Au refroidissement, le phénomène est inversé. Etant donné que nous avons continuité géométrique, les contractions différentielles engendrent des contraintes de traction dans l'acier inoxydable et des contraintes de compression dans l'acier au carbone au niveau de l'interface. La figure III-22 montre la répartition des contraintes résiduelles sur un état recuit Les contraintes sont en traction dans l'acier inoxydable et légèrement en compression dans l'acier au carbone. L'amplitude du niveau de contraintes à l'interface est de l'ordre de 50 MPa.



**Figure III-22 : répartition des contraintes résiduelles dans une section droite d'une poutre placage acier inoxydable-recuit**

#### III.4.1.3- Conclusions partielles

Les résultats obtenus montrent que les contraintes résiduelles dans les deux placages étudiés sont significatives et mesurables par la méthode de dissolution.

Les résultats montrent que le niveau de contraintes résiduelles à l'interface dépend fortement du type de placage et de l'état structural :

##### **Placage acier à outils**

Les valeurs de contraintes résiduelles sur un état trempé sont très élevées et changent de signe à l'interface. Le gradient de contraintes atteint le niveau de 800 MPa sur une distance de 1 mm. Elles dépassent légèrement la limite d'élasticité de l'acier au carbone (350 MPa). Ceci s'explique par la diffusion du carbone à l'interface. Les valeurs sont nettement plus faibles sur un état de livraison après trempe et revenu et dépendent de l'épaisseur du placage. La reproductibilité des essais est influencée par le cycle de fabrication du produit et en particulier par le redressage des lames qui remanie les contraintes de transformation (comme nous l'avons montré par l'analyse des essais de flexion).

##### **Placage acier inoxydable**

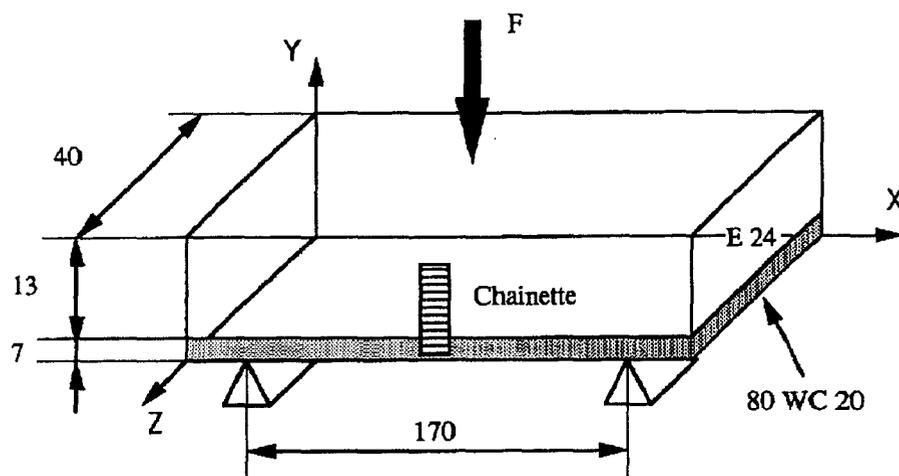
Les valeurs de contraintes résiduelles sont nettement plus faibles que sur l'état trempé de l'acier à outils. Elles n'atteignent que 50 MPa. Nous ne mettons en évidence que des contraintes dues aux dilatations différentielles des deux

matériaux. Nous observons aussi un changement de signe à l'interface. L'acier inoxydable est en traction. L'acier au carbone est en compression.

La connaissance des contraintes résiduelles à l'interface contribue à la connaissance de la loi du comportement mécanique global des placages. Ce travail a permis d'étudier par la suite une plaque sandwich TRIPLAM, constituée de deux couches d'acier inoxydable et d'une couche d'acier au carbone, procédé développé par la société UGINE-ISBERGUE et destiné à la fabrication d'ustensiles de cuisine pour chauffage par induction.

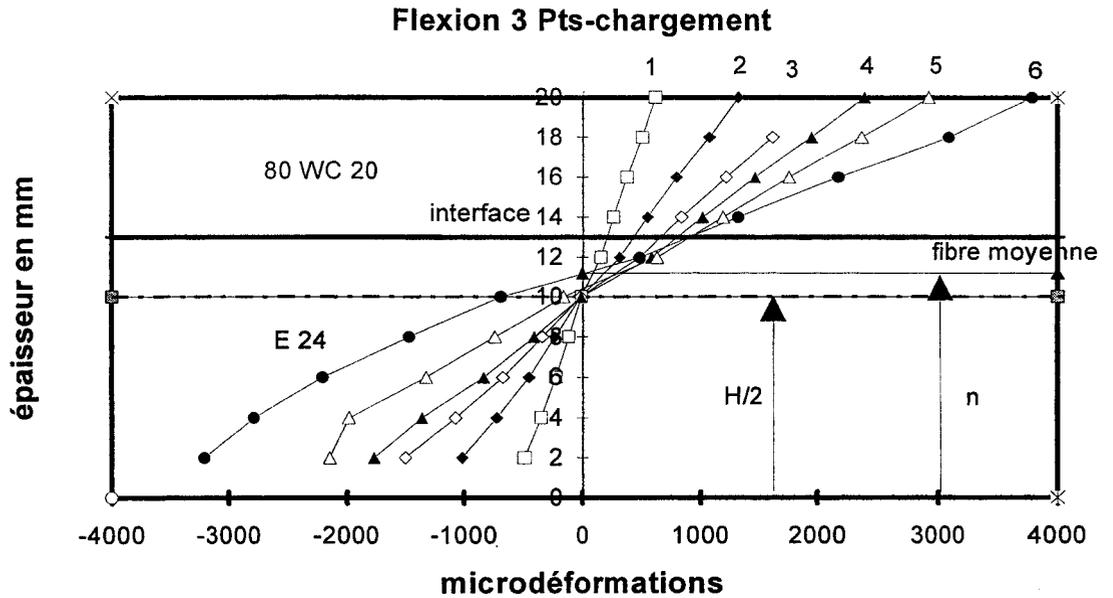
### **III.4.2- Modélisation des contraintes dues à une plastification**

Afin de comprendre le phénomène de délamination observé au cours des essais de traction sur le placage en acier à outils, nous avons réalisé des essais de flexion. Les éprouvettes ont été instrumentées de chainettes de jauges de déformation. Chaque chainette comporte dix jauges longitudinales, distantes de 2 mm. Une rosette à 45° est collée sur la surface de l'acier à outils, en tension (figure III-23).



**Figure III-23 : disposition des jauges à chainettes sur la poutre en flexion 3 points**

La figure III-24 donne les courbes des déformations mesurées par les différentes jauges en fonction de la contrainte maximale de flexion appliquée. Les courbes 1 à 6 correspondent respectivement à une contrainte maximale appliquée de 160, 320, 480, 560, 650 et 735 MPa.



**Figure III-24 : répartition des déformations dans la section droite d'une poutre en flexion, au cours du chargement placage acier à outils**

Au vu de ces résultats de mesures, nous constatons que :

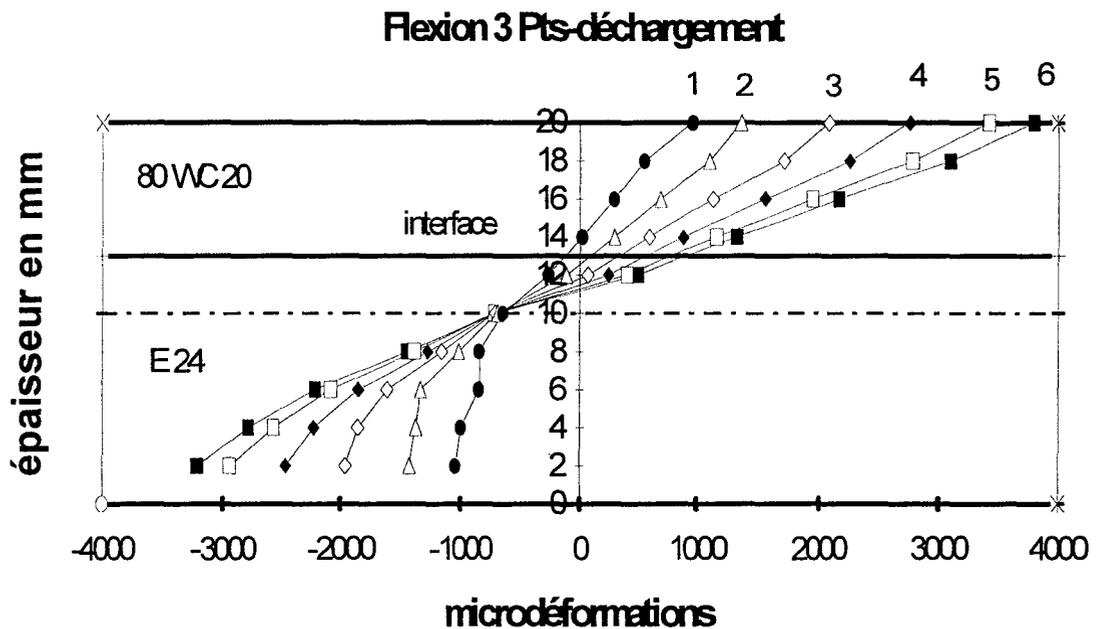
a) pour une contrainte de flexion maximale comprise entre 0 et 320 MPa, le comportement de l'ensemble est élastique linéaire réversible. La fibre neutre est confondue avec la fibre moyenne géométrique. Ce résultat correspond au calcul indiqué au chapitre II.2.3 qui donne  $\delta = 3.06$  mm ( $\delta$  est la distance de la fibre neutre à l'interface) dans le cas du placage acier à outils. La distance à la fibre neutre est égale dans ce cas à 10.06 mm.

Cette distance est à comparer avec  $\frac{H+h}{2} = 10$  mm. Dans ce domaine, la théorie des poutres en résistance des matériaux reste applicable, étant donné la faible différence entre les modules de Young et les coefficients de Poisson des deux matériaux. L'ensemble se comporte comme une poutre homogène.

b) Pour une contrainte maximale de flexion supérieure à 320 MPa, on constate que la fibre neutre se déplace vers l'interface. Le comportement de l'ensemble perd sa linéarité et sa réversibilité. La déformation longitudinale, au niveau de l'acier E 24 varie peu pour "y" compris entre 0 et 4 mm.

Ce dernier phénomène s'explique par le fait que l'acier au carbone est sur le seuil d'écoulement. En ce qui concerne la position de la fibre neutre, nous constatons expérimentalement que pour une contrainte maximale de flexion de 735 MPa, celle-ci se trouve à  $n = 11.2$  mm. Une application numérique issue du modèle proposé au chapitre (II-3-4-3) donne  $n = 11.1$  mm pour une contrainte maximale égale à 748 MPa. Ces résultats sont confirmés pour d'autres valeurs de  $\sigma_{max}$ .

Lors du déchargement de l'éprouvette de flexion, on met en évidence la non réversibilité du comportement et les spécificités propres au bimatériau. Les courbes de la figure III-25 donnent les déformations mesurées au cours du déchargement.



**Figure III-25** : répartition des déformations dans la section droite d'une poutre en flexion, au cours du déchargement placage acier à outils

Remarques : la déformation longitudinale résiduelle varie de - 800 micro-déformations au niveau de la fibre moyenne à - 1000 micro-déformations sur la face externe de l'acier E 24, en passant par zéro à 1 mm de l'interface.

Cette étude extensométrique montre la répartition des déformations longitudinales, selon l'épaisseur, dans le cas du placage acier à outils- acier au carbone, dans le domaine élastoplastique. Cette répartition est très différente de celle observée classiquement sur les poutres monomatériaux. Dans le cas étudié

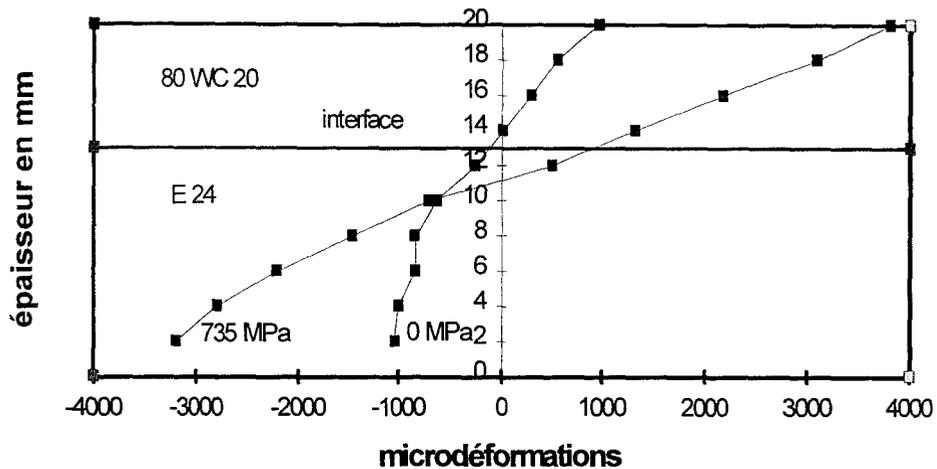
(E24- 80 WC 20), où les limites élastiques des deux matériaux sont très éloignées l'une de l'autre, on remarque que l'acier 80 WC 20 est encore dans le domaine élastique tandis que l'acier E 24 est déjà plastifié, pour une contrainte de flexion maximale de 730 MPa. En ce qui concerne la répartition et le niveau de contraintes résiduelles dans le plaqué, les modèles proposés par la suite, s'appuient entre autres sur les observations expérimentales de cet essai de flexion instrumenté.

#### **III.4.3- Déduction d'un profil de contraintes appliquées**

Compte tenu de la différence importante entre les limites d'élasticité des deux matériaux (350 MPa pour l'acier E24 et 2000 MPa pour l'acier 80 WC 20), et d'après les résultats du paragraphe précédent, pour un chargement en flexion donné, qui introduit une répartition des contraintes dans la section la plus sollicitée, on peut considérer que :

- la contrainte de flexion ne dépasse en aucun point la limite d'élasticité dans l'acier 80 WC 20
- la limite d'élasticité est atteinte, voire dépassée dans l'acier E 24. On peut admettre que l'acier au carbone reste sur le palier d'écoulement. Avec ces remarques, la distribution des contraintes dues au chargement est linéaire dans la zone non plastifiée. Cette contrainte de flexion est constante et est égale à la limite d'élasticité de l'acier E24 dans le reste de la section droite.

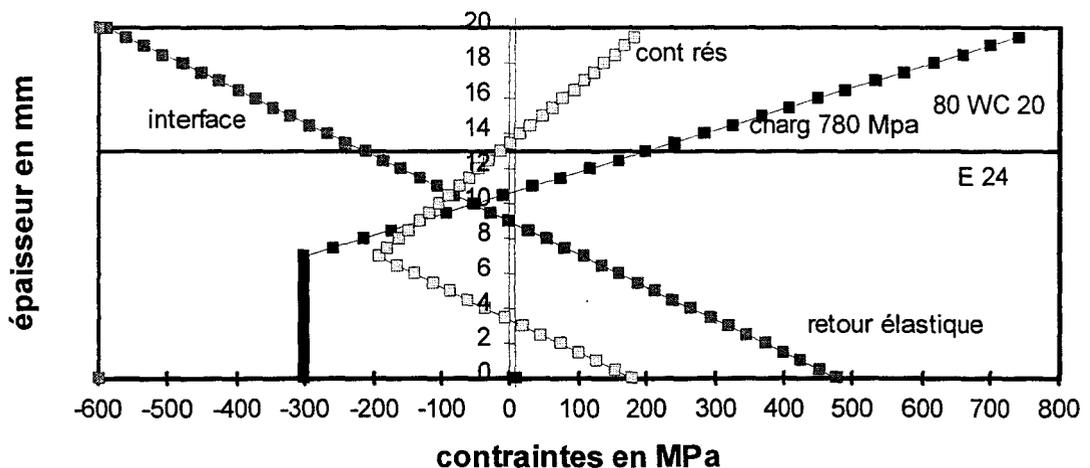
Par application des modèles correspondant à chaque zone, on peut déterminer la courbe de répartition des contraintes à partir des résultats expérimentaux donnés par les jauges. On se place dans le cas d'un chargement correspondant à la contrainte de flexion maximale de 735 MPa (figure III-26). Afin de déterminer les contraintes résiduelles, on doit déduire de la courbe de chargement le retour élastique dû au déchargement. Celui-ci sera considéré comme linéaire dans la section droite (figure III-27).



**Figure III-26 : répartition des déformations résiduelles dans la section droite d'une poutre en flexion, au cours du déchargement placage acier à outils**

La figure III-27 montre :

- la courbe de répartition dans l'épaisseur des contraintes appliquées (contrainte de flexion maximale 735 MPa du coté de l'acier plaqué) correspondant à la déformation mesurée en peau :  $3800 \cdot 10^{-6}$  dans l'acier à outils et à la limite d'écoulement dans l'acier E24. La valeur "n" a été déterminée par la formule donnée au chapitre II : § II.3.4.3.
- la droite représentant le retour élastique.
- la courbe des contraintes résiduelles après déchargement représentant la différence des deux courbes précédentes.



**Figure III 27 : modélisation des contraintes résiduelles**

En conclusion, nous avons validé expérimentalement le modèle présenté au chapitre II : § II.3.4.3, concernant la répartition des contraintes résiduelles dues à la flexion dans notre bimatériau E24 - 80 WC 20.

Dans la suite de ce travail, nous comparons ces courbes aux résultats des mesures obtenus par enlèvement de matière.

#### **III.4.4- Mesures de contraintes résiduelles par dissolution**

Un essai de flexion avec plastification est pratiqué sur l'éprouvette bimétallique.

Afin de vérifier la méthode de mesure des contraintes résiduelles décrite au chapitre II : § II.4.1, nous avons mesuré des contraintes résiduelles par dissolution sur deux échantillons.

- Le premier échantillon est prélevé dans une plaque, à l'état de livraison (état de référence pour la suite).

- Le deuxième échantillon est prélevé sur une éprouvette plastifiée en flexion quatre points, provenant de la même plaque, dans la zone où le moment de flexion est constant, et correspondant à une contrainte maximale de 780 MPa.

Les contraintes résiduelles mesurées sur cet échantillon vérifient que :

$$\sigma_R = \sigma_{R_1} + \sigma_{R_2}$$

avec :

$\sigma_R$  : contraintes résiduelles après plastification

$\sigma_{R_1}$  : contraintes résiduelles à l'état brut (ou de livraison) : mesurées sur le premier échantillon

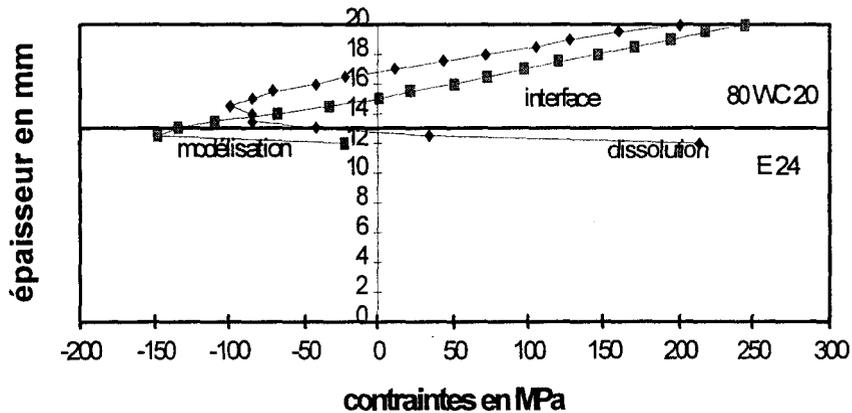
$\sigma_{R_2}$  : contraintes résiduelles dues à la flexion

Les courbes de la figure III-28 représentent les répartitions théoriques, comparées aux résultats expérimentaux obtenus pour une contrainte de 780 MPa. Ces résultats ont été confirmés pour d'autres valeurs de  $\sigma$  ou de  $M_f$ .

La méthode de dissolution pratiquée sur l'éprouvette à l'état de livraison nous a permis d'avoir la courbe  $\sigma_{R_1}$  en fonction de l'épaisseur, et ceci jusqu'à l'interface (courbe figure III-20).

Le modèle développé précédemment nous permet de représenter  $\sigma_{R2}$  en fonction de l'épaisseur, et ceci pour toute contrainte maximale de flexion appliquée à notre éprouvette.

Par la suite, nous comparons la courbe de contraintes résiduelles donnée par notre modèle à celle obtenue par dissolution de l'éprouvette plastifiée en flexion. Ceci est représenté dans la figure III-28.



**Figure III-28 : comparaison entre modélisation et dissolution**

En conclusion, dès qu'on dépasse la limite d'élasticité de l'E24 dans le bimatériau, on génère des contraintes résiduelles d'origine mécanique, qui, dans la pratique, viendront modifier les contraintes résiduelles initiales d'origine autres.

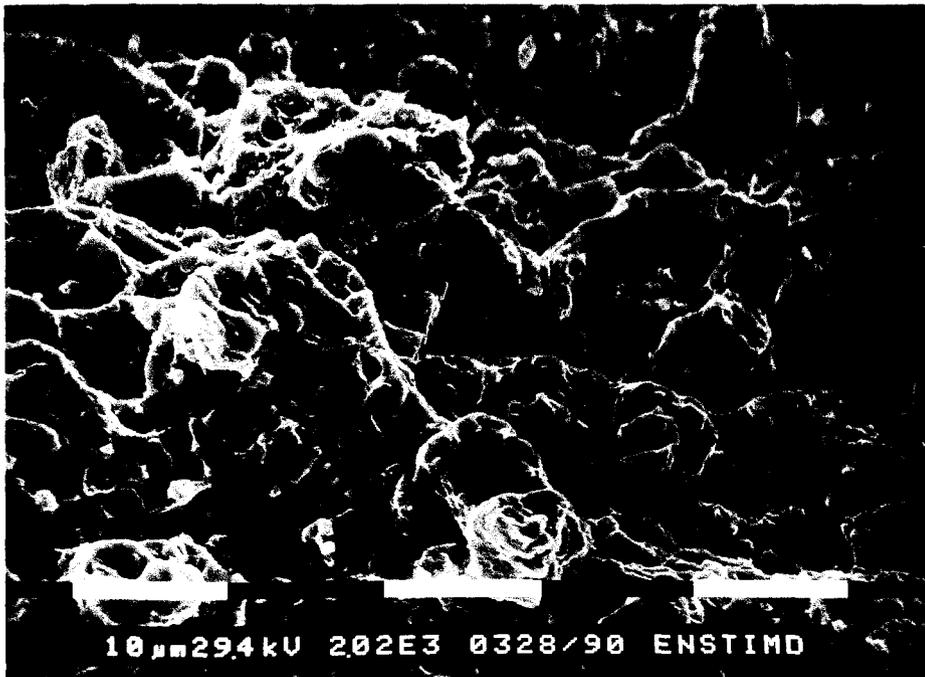
### III.5- ANALYSE FRACTOGRAPHIQUE

Nous avons étudié le comportement, au cours d'essais de traction et de flexion, d'un placage bimétallique entre acier à outils à haute limite d'élasticité et acier de construction. Les fissures qui se propagent dans l'acier à outils bifurquent à l'interface, ce qui conduit à la délamination des aciers. Le cliché III-6 illustre le phénomène. Pour comprendre les raisons et le mode de décohésion du placage le long de l'interface (c'est à dire perpendiculairement au plan de la fissure initiée), nous avons observé l'aspect des surfaces de rupture.



**Cliché III-6 : Eprouvette délamérée au cours de l'essai de flexion**

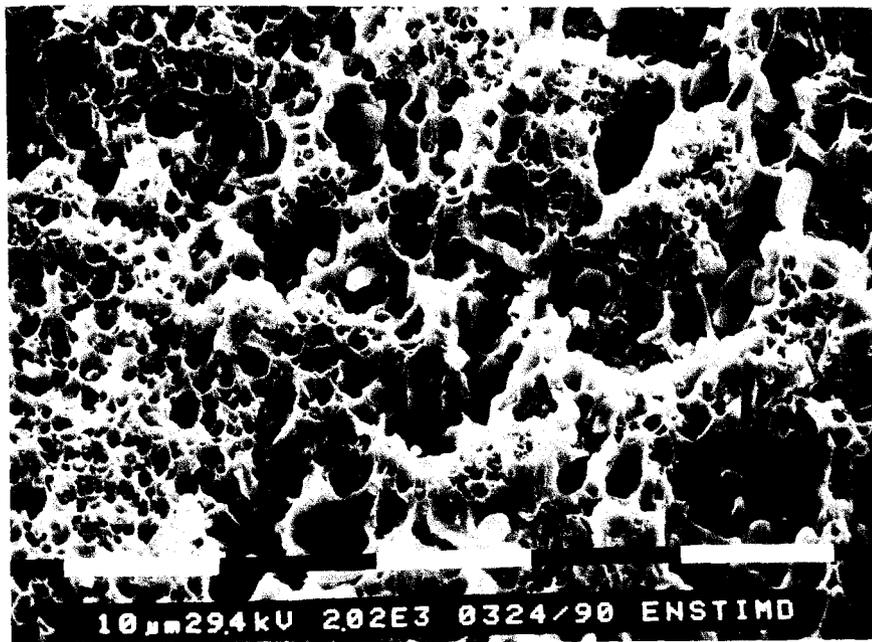
Au cours de l'essai de traction ou de flexion, il y a rupture de l'acier à outils perpendiculairement à la direction de traction et séparation des matériaux le long de l'interface. Le faciès courant de la surface de rupture de l'acier à outils présente un aspect intergranulaire (cliché III-7) si l'on considère le grain austénitique.



x 2000

**Cliché III-7 : Faciès de rupture de l'acier à outils à l'interface au cours de l'essai de traction**

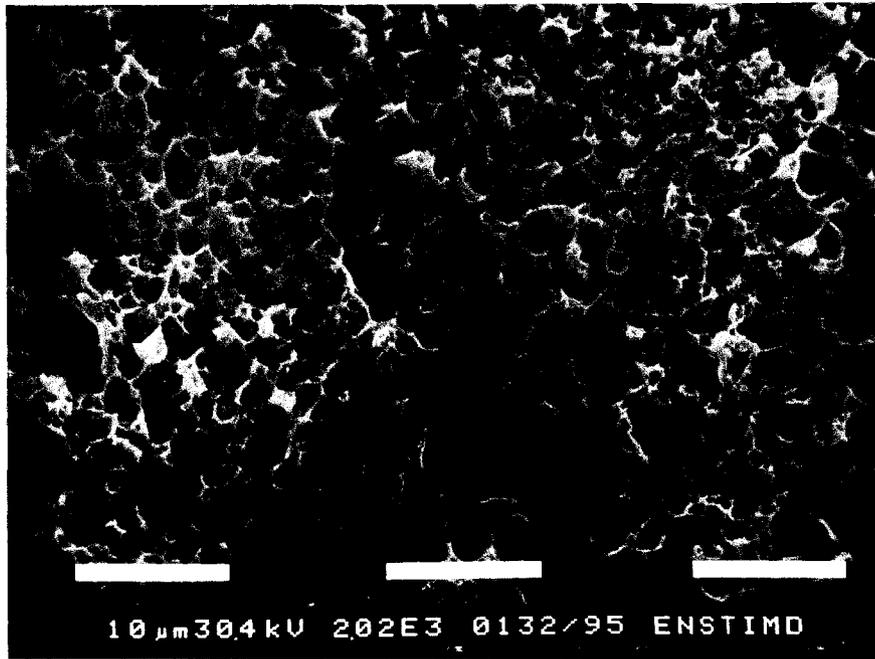
L'observation du faciès de décohésion des deux matériaux, dans la zone délaminiée révèle surtout des cupules associées à des inclusions. Ces cupules paraissent cependant plus étirées que lors de la rupture en flexion (cliché III-8). Il semble que la décohésion chemine principalement dans la zone de liaison de l'acier doux de base. Certaines plages planes laissent prévoir un aspect fragile qui ressemble à du clivage



x 2000

**Cliché III-8 : Faciès de rupture de l'acier à outils à l'interface  
au cours de l'essai de flexion**

L'observation de la surface de rupture lors de l'essai de cisaillement révèle un faciès à cupules associées aux inclusions, proche de celui observé sur la surface délaminiée (cliché III-9).



x 2000

**Cliché III-9 : Faciès de rupture de l'acier à outils à l'interface  
au cours de l'essai de cisaillement**

### **Conclusions de l'analyse fractographique**

Les observations des surfaces de rupture révèlent deux comportements très différents suivant que la fissure s'amorce et se propage brutalement dans le placage fragile (aspect intergranulaire), bifurque perpendiculairement à la direction de traction et chemine principalement dans la zone de liaison de l'acier au carbone (aspect à cupules associées aux inclusions). Lorsque la fissure se propage en mode I dans le matériau fragile de  $K_{1C}$  faible, il est évident qu'au passage de l'interface, nous avons une brusque augmentation de  $K_{1C}$ , ce qui ne favorise pas la progression de la fissure en mode I.

### **III.6- CONCLUSIONS GENERALES**

Les analyses chimiques et microstructurales, les essais mécaniques et les mesures de contraintes résiduelles nous permettent de dégager des conclusions sur la caractérisation et le comportement mécanique de l'interface.

## **Analyses chimiques**

### Placage acier inoxydable

Le fait essentiel constaté est la diffusion du carbone de l'acier A 48 vers l'acier inoxydable sur une distance de 2 mm. De façon apparemment paradoxale, les deux liserés de fer situés entre les aciers ne sont pas carburés. Ce phénomène a déjà été observé et commenté par Bastien et coauteurs. Il est lié à l'affinité du chrome de l'acier inoxydable pour le carbone. Les éléments substitutionnels tels que le chrome et le nickel diffusent sur une distance de 40 microns. Les résultats d'analyse à la lampe à décharge lumineuse sont comparés à des valeurs obtenues à la microsonde. Le spectromètre UV visible donne une analyse globale à chaque impact. Tout défaut de parallélisme entre l'interface et le plan de l'impact se traduit par un profil de concentration élargi par rapport au profil réel. L'erreur est très faible dans le cas de l'analyse à la microsonde.

### Placage acier à outils

Les remarques précédentes s'appliquent dans ce type de placage. Toutefois, les résultats de l'analyse à la microsonde montrent que la microstructure influence les profils de concentration des éléments tels que le chrome et le tungstène.

## **Structures observées dans les produits**

### Placage acier inoxydable

Dans les régions carburées, on observe du fait des hautes teneurs en carbone (0,5 %) une forte densité de carbures dans la matrice austénitique. La liaison purement ferritique comporte en réalité trois interfaces puisque la liaison métallurgique est faite grâce à deux dépôts de fer électrolytique.

### Placage acier à outils

La structure de l'acier à outils est celle d'une martensite revenue dont la dureté atteint 700 Vickers. L'acier au carbone est de structure ferrito-perlitique. La dureté est voisine de 200 Vickers. Le fait essentiel dans ce placage est le passage brutal sur une faible distance (0.1 mm), d'un acier à haute limite d'élasticité à un acier à bas carbone.

## Caractérisation mécanique

Nous avons d'abord caractérisé les deux placages par des essais de traction. Les constantes d'élasticité ont été déterminées par des mesures de vitesses d'ondes ultrasonores. Si l'on considère le comportement élastique, les différences de modules de Young sont plus marquées entre acier inoxydable et acier au carbone qu'entre acier à outils et acier au carbone. Dans le cas du placage acier à outils et acier au carbone, la limite d'élasticité et les possibilités de déformations sont évidemment très différentes. L'acier au carbone se plastifie alors que l'acier à outils reste dans son domaine élastique. Nous avons pu vérifier la déformation élastoplastique du bimétal après un essai de flexion par un modèle assez réaliste qui donne la répartition des contraintes résiduelles. La répartition des contraintes résiduelles a été mesurée par une méthode basée sur l'extensométrie à jauges résistives pendant un enlèvement de matière par attaque acide. Les déformations mesurées à l'aide de jauges résistives sont interprétées dans le cadre d'hypothèses limitatives : (contraintes planes et homogènes dans les plans parallèles à la surface). L'hypothèse de contraintes planes est bien sûr sujette à caution lorsque la méthode de dissolution est pratiquée jusqu'à une profondeur de 7 mm. Cependant, il n'existe pratiquement pas de méthode pour connaître la triaxialité des contraintes. Toutes les mesures ont révélé une variation abrupte des contraintes à travers l'interface. L'écart le plus important mesuré se situe dans le placage acier à outils à l'état trempé. Il est certain que le profil de contraintes résiduelles dépend beaucoup des opérations finales et de l'épaisseur du placage. Lors des essais mécaniques du bimétal acier à outils-acier au carbone nous avons toujours observé la propagation très rapide d'une fissure perpendiculaire à la surface à travers le placage puis séparation et délaminage du placage parallèlement à l'interface. L'observation des surfaces de rupture révèle un aspect intergranulaire dans l'acier à outils et un faciès à cupules liées aux inclusions dans la zone délaminée. A la lumière des essais mécaniques et des observations fractographiques, nous pensons que la fissure se propage en mode I dans l'acier à outils de KIC faible, sachant que le KIC de l'acier au carbone est plus élevé, et qu'au niveau de l'interface, le KIC est probablement situé entre celui de l'acier à outils et de l'acier au carbone. Ceci nous guidera dans la suite de notre travail pour justifier le délaminage observé dans ce bi-matériaux. On remarque que l'acier plaqué acier inoxydable- A 48 ne présente pas de délaminage. On reviendra dans la conclusion sur ces phénomènes.

**CHAPITRE IV**

**ELEMENTS DE DISCUSSION**  
**CONCLUSIONS GENERALES**

## ELEMENTS DE DISCUSSION CONCERNANT LA BIFURCATION DES FISSURES DANS LES PLACAGES D'ACIERS A OUTILS

### IV.1- OBSERVATIONS CONCERNANT LES CIRCONSTANCES DES ESSAIS ET LEURS CONSEQUENCES MECANQUES

#### IV.1.1- Essais en flexion trois points

Pendant les essais, la machine est pilotée selon une consigne de force maximale et minimale. Pour amorcer les fissures dans l'acier à outils en quelques centaines de milliers de cycles, la contrainte nominale s'élève à 730 MPa sur la surface tendue de l'acier à outils. Dans ces conditions, il a été démontré que l'acier de base se plastifie partiellement dans les zones comprimées. Compte tenu de la contrainte d'écoulement assez faible de cet acier, il y a accroissement de la contrainte réelle en peau de l'acier à outils (jusqu'à 1000 MPa environ)

La fissure qui s'amorce perpendiculairement à la surface est rapidement instable dans un matériau à haute limite d'élasticité et à faible tenacité. La profondeur de la fissure critique est de l'ordre de 0,4 mm. Elle se propage de façon brutale jusqu'à l'interface des deux matériaux. Compte tenu du moment de flexion imposé et de la section réduite de l'éprouvette, cette dernière subit une flexion plastique qui n'est limitée qu'en fonction d'une consigne de flèche maximale (imposée lors de la programmation de l'essai).

Dans ces conditions, on constate la séparation totale entre le placage et l'acier de base sur plusieurs centimètres. Le blocage de la fissure au niveau de l'interface n'est pas surprenant car l'acier de base est ductile et tenace. L'objectif de la discussion est de comprendre la bifurcation à 90° de la fissure et le délaminage, tout en gardant en mémoire qu'une déformation plastique de l'acier de base est en fait imposée.

#### IV.1.2- Essais de traction monotone

La direction de traction est parallèle au plan d'interface. Tant que les deux aciers sont sollicités dans le domaine élastique, les contraintes peuvent être présumées homogènes, car les constantes d'élasticité des deux matériaux sont

très proches. A partir de la plastification de l'acier de base, la contrainte  $y$  reste pratiquement constante ou faiblement croissante. L'accroissement de la charge totale (imposée ou résultant de l'allongement imposée) correspond à une élévation rapide de la contrainte dans le placage jusqu'à sa rupture pour une contrainte de l'ordre de 2300 MPa.

Il est clair qu'un essai, conduit selon une consigne de force imposée, mène à la rupture quasi instantanée de l'éprouvette par striction de l'acier de base au droit de la section de rupture du placage. Dans ce cas, la séparation des deux matériaux n'est sans doute pas surprenante.

Lorsque l'essai est effectué à vitesse de traverse constante, la rupture de l'acier à outils (perpendiculaire à la direction de traction) est suivie d'une plastification progressive de l'acier de base, tout au moins au droit de la section initiale de rupture. Dans ce cas encore, le délaminage total est constaté.

Les questions qui se posent peuvent être les suivantes :

- Peut-on expliquer la bifurcation à angle droit de la fissure dans le cadre d'un modèle élastique de distribution de contraintes autour de la pointe de cette fissure, lors d'un essai de flexion ?
- Quel est l'effet d'une plastification locale de l'acier de base sur la distribution des contraintes autour de l'interface sachant que le placage ne peut accommoder qu'une déformation élastique limitée ?

## **IV.2- APPORT DE L'ANALYSE ELASTIQUE DES CONTRAINTES EN TETE DE FISSURE : (46)**

### **IV.2.1- Cas d'une fissure infiniment fine (méthode de Westergaard)**

Dans le cas d'une pièce fissurée et sollicitée en mode I (contrainte à l'infini uni-axiale et perpendiculaire au plan de la fissure), la distribution des contraintes autour de la pointe de la fissure est donnée par les relations :

$$(1) \quad \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \cdot \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2}\right)$$

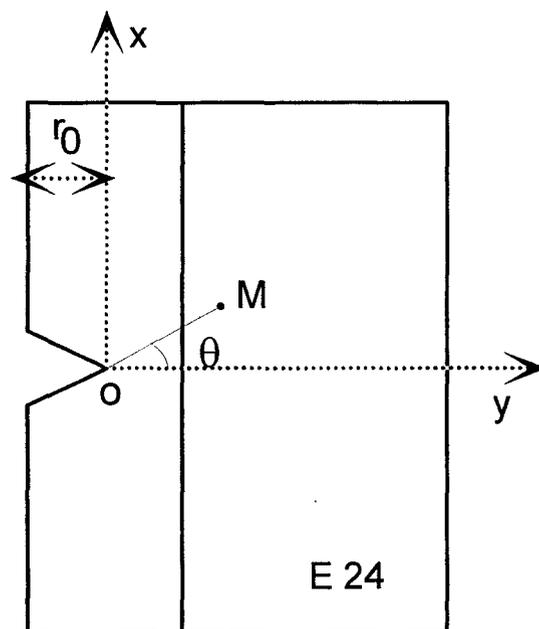
$$(2) \quad \sigma_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{\theta}{2} \cdot \cos \frac{3\theta}{2}$$

$$(3) \quad \sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \cdot \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2}\right)$$

que l'on exprime généralement sous la forme simplifiée :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot F_{ij}(\theta).$$

Dans ces expressions,  $K_I$  est le facteur d'intensité des contraintes en mode I,  $r$  et  $\theta$  sont les coordonnées polaires du point courant M du plan xoy défini par la figure IV-1.



**Figure IV-1 : fissure à l'approche de l'interface**

O est la pointe de la fissure

OY est l'axe selon la direction de propagation de la fissure en mode I

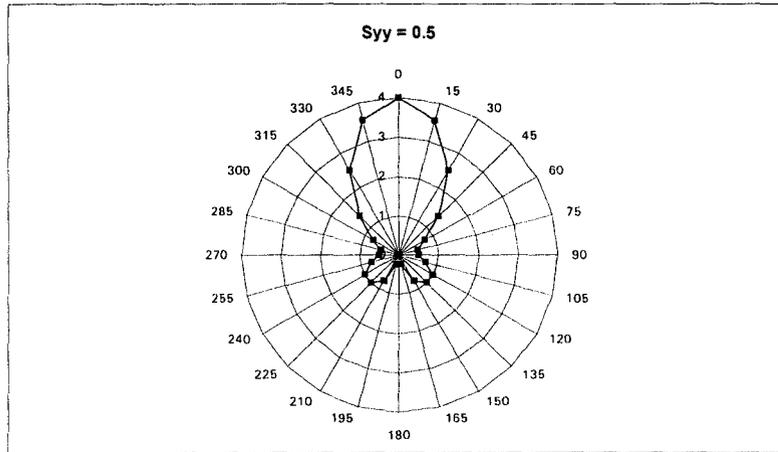
OZ est l'axe tel que XOZ soit un plan parallèle à celui contenant le plan d'interface.

Afin de tracer la répartition des contraintes autour de la tête de fissure, on considère les contraintes adimensionnelles suivantes :

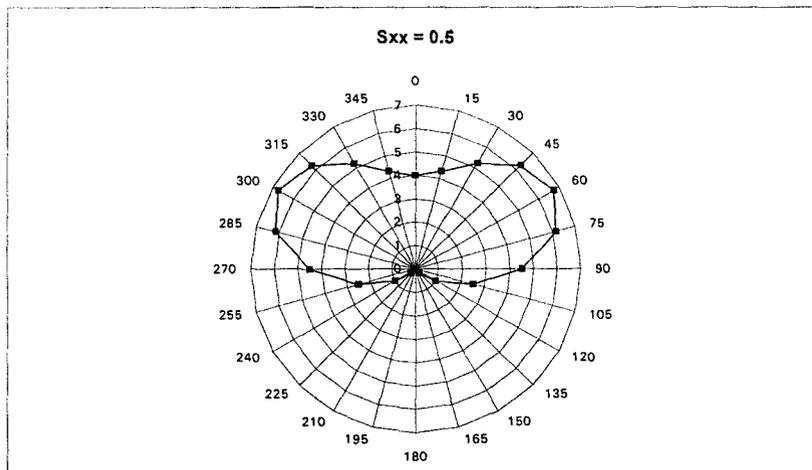
$$S_{ij}(\theta) = \sqrt{\frac{r_0}{r}} \cdot F_{ij}(\theta) = \frac{F_{ij}(\theta)}{\sqrt{k}}$$

avec  $k = \frac{r_o}{r}$  et  $r_o$  = longueur de fissure.

Ces résultats permettent de tracer les courbes isocontraintes autour de la pointe de fissure. Bien sûr pour calculer la valeur de la contrainte réelle, on a besoin de connaître les valeurs de  $K_I$  et de  $r_o$ . Sur les figures IV-2 et IV-3, on représente les courbes isocontraintes  $\sigma_{xx}$  et  $\sigma_{yy}$  pour  $S_{ij} = 0,5$ .



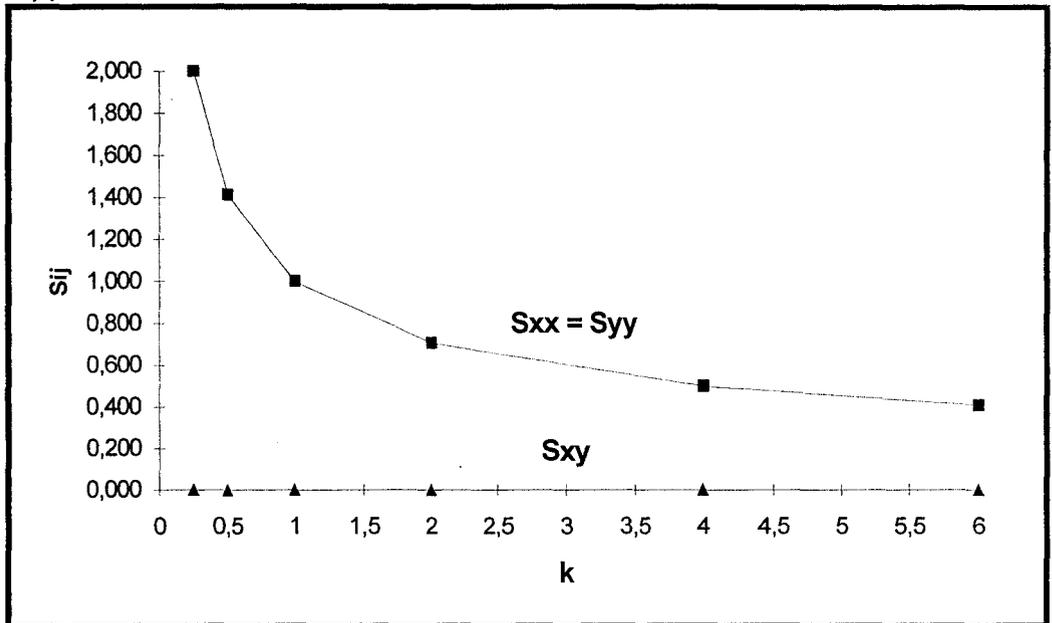
**Figure IV-2 : Contours d'égales contraintes  $S_{yy}$**



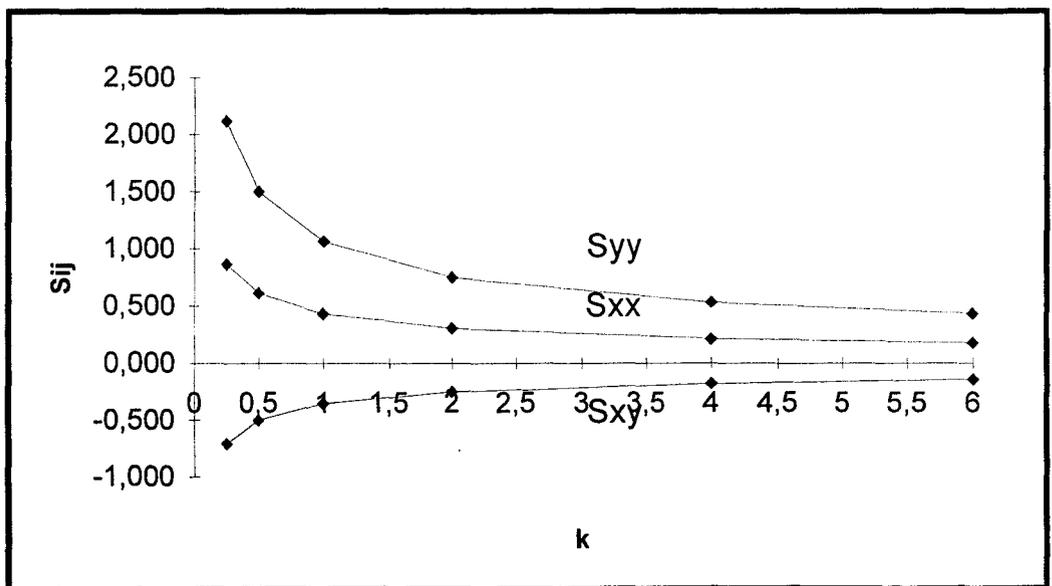
**Figure IV-3 : Contours d'égales contraintes.  $S_{xx}$**

Il est intéressant de représenter les courbes des trois contraintes adimensionnelles  $S_{xx}$ ,  $S_{xy}$ ,  $S_{yy}$  en fonction de la distance relative  $k$  à la pointe de

fissure pour un angle de  $0^\circ$  dans le plan de la fissure (figure IV-4) et de  $90^\circ$  dans un plan parallèle à l'interface (figure IV-5). On trace les courbes  $S_{xx}$ ,  $S_{xy}$ ,  $S_{yy}$  en fonction du rapport  $k$ .



**Figure IV-4 : évolution des contraintes en tête de fissure pour  $\theta = 0^\circ$**



**Figure IV-5 : évolution des contraintes en tête de fissure pour  $\theta = 90^\circ$**

Dans le plan  $yoz$  de la fissure principale ( $\theta = 0^\circ$ ), les deux contraintes adimensionnelles normales  $S_{xx}$  et  $S_{yy}$  sont égales et atteignent leur maximum. La contrainte de cisaillement est nulle dans ce plan. Dans le cas où la fissure est proche de l'interface et si ce dernier présente des caractéristiques plus faibles que l'acier de base ou des défauts de liaison, on peut envisager sa décohésion sous l'action de la contrainte normale  $\sigma_{yy}$  très élevée.

Dans le plan  $xoz$  d'interface ( $90^\circ$ ), pour une fissure qui approche ce plan, la contrainte normale  $\sigma_{xx}$  est le tiers de la contrainte  $\sigma_{yy}$ . La contrainte de cisaillement est par contre égale à la contrainte normale. Selon la résistance au cisaillement de l'interface, on note donc la possibilité d'une décohésion par cisaillement.

#### IV.2.2- Fissure de rayon fini et analyse élastique

Dans un milieu élastique, Cook et Gordon (47) considèrent une fissure elliptique allongée de demi grand axe  $a$  et de demi petit axe  $b$  (le grand axe selon  $OX$  et le petit selon  $OY$ ). Ils calculent autour de la pointe de cette entaille la distribution des contraintes dans le cas d'une contrainte à l'infini uniaxiale et perpendiculaire au plan de l'entaille. Le repère et les conventions sont les mêmes que dans le cas traité au paragraphe IV-2-1. Les figures (IV-6 a,b,c), extraites de l'article, montrent les contours d'égales contraintes avec un rapport  $a/b$  de 100. A proximité immédiate de l'entaille, les deux contraintes normales ne sont pas égales dans le plan ( $\theta = 0$ ) contrairement au cas de l'entaille aiguë. Leurs valeurs se rejoignent à une certaine distance du front de fissure. La contrainte de cisaillement  $\sigma_{xy}$  est maximale à  $90^\circ$  du plan de la fissure.

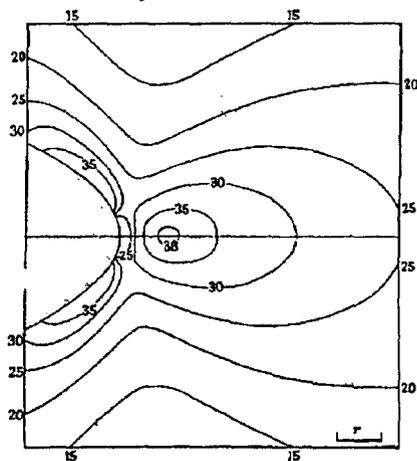


Figure IV-6a : contraintes  $S_{xx}$

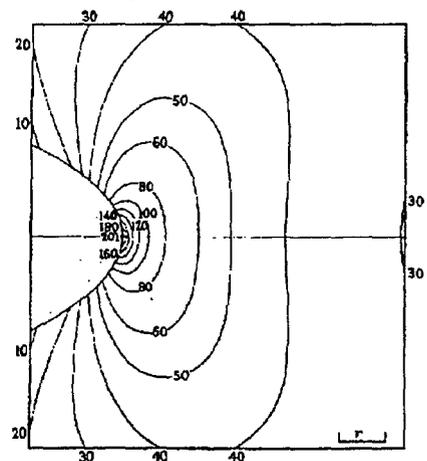
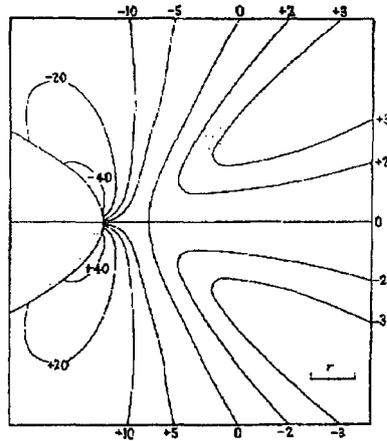


Figure IV-6b : contraintes  $S_{yy}$

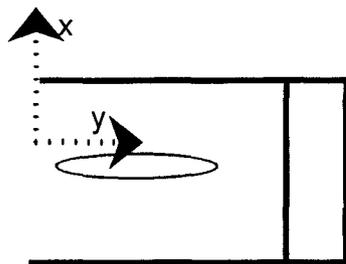


**Figure IV-6b : contraintes  $S_{xy}$**

**Figures IV-6a,b,c : fissure semi-elliptique- contour d'égales contraintes**

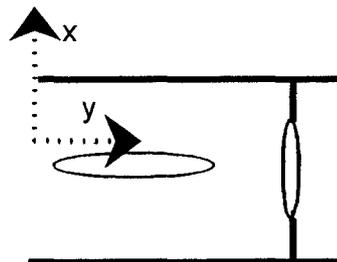
A partir des résultats de leur analyse mécanique, Cook et Gordon discutent la possibilité de bifurcation et de blocage d'une fissure dans un milieu élastique fragile où existent des plans de moindre résistance. Ils supposent la présence d'une interface à faible cohésion dans un plan parallèle à YOZ et perpendiculaire à celui de la fissure initiale. Une micro fissure se développe en pointe de la fissure, alors que la fissure principale n'a pas encore atteint l'interface.

Les figures (IV-7-1,2,3) correspondent à leur discussion.



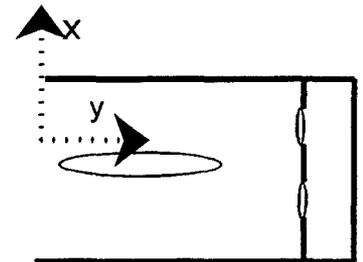
1

figure IV-7.1



2

figure IV-7.2



3

figure IV-7.3

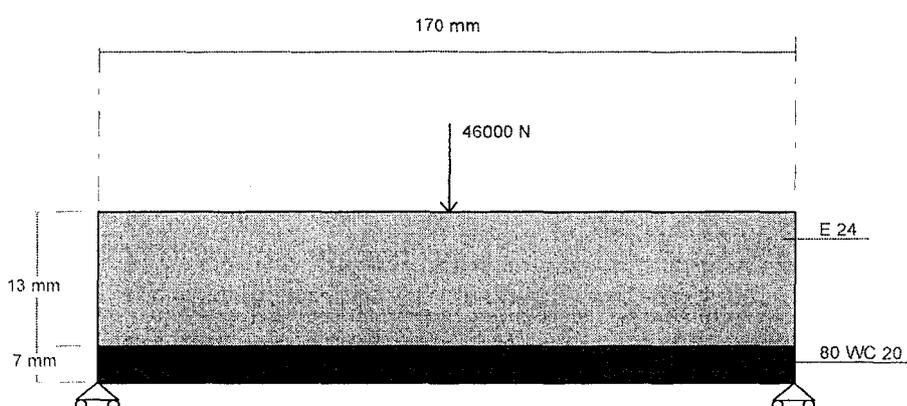
**Figure IV-7 : interaction entre l'approche d'une fissure et l'interface**

### **IV.3- ANALYSE ELASTOPLASTIQUE PAR ELEMENTS FINIS**

Afin d'étudier le comportement élastoplastique de l'éprouvette bimétallique, nous avons modélisé celle-ci par éléments finis.

Nous nous intéresserons à la distribution des contraintes en fond de fissure, lorsque celle-ci atteint l'interface. Le chargement et les conditions aux limites simulent la flexion trois points de la partie expérimentale (figure IV-8).

Compte tenu de la symétrie géométrique et de chargement, seule la moitié de l'éprouvette a été discrétisée.

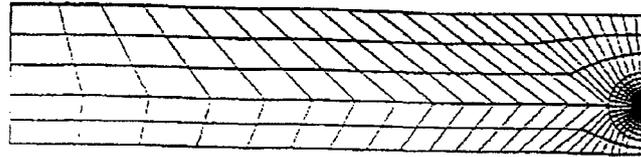


**Figure IV-8 : mode de chargement de l'éprouvette**

#### **IV.3.1- Discrétisation**

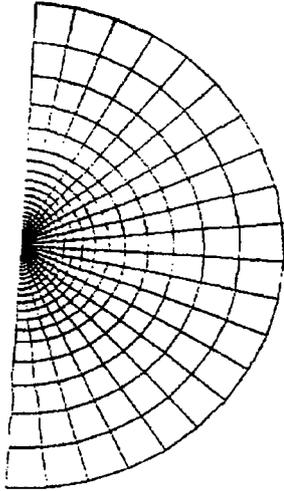
Le maillage comprend 745 mailles quadratiques (figure IV-9.a). Ce maillage est prévu pour déterminer numériquement les coefficients d'intensité de contraintes  $K_I$  et  $K_{II}$  ainsi que la distribution des contraintes dans le domaine élastique et élastoplastique. Nous avons affiné le maillage en pointe de fissure (figure IV-9.b).

La figure IV-9.c représente les 20 mailles triangulaires en fond de fissure dont le plus grand côté est de longueur 0.01 mm (longueur préconisée par Lemaitre et Chaboche (48) pour les calculs en mécanique de la rupture).



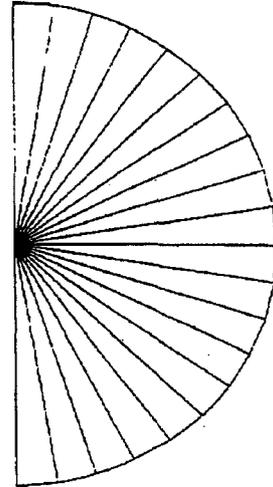
maillage de l'éprouvette

**Figure IV-9.a**



Eléments autour de la pointe de fissure

**Figure IV-9.b**



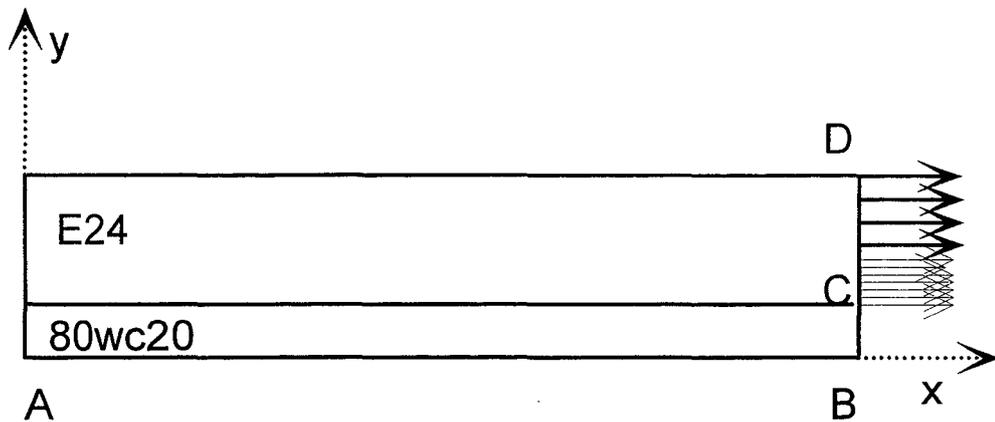
zoom au niveau du fond de fissure

**Figure IV-9.c**

### **IV.3.2- Chargement et conditions aux limites**

Afin de représenter au mieux les conditions d'essai, nous avons empêché le déplacement selon  $Oy$  du point A au niveau de l'appui simple, les déplacements selon  $Ox$  sont nuls sur le côté CD afin de tenir compte de la symétrie du problème par rapport à ce côté. La charge  $F/2$  sera appliquée au point D.

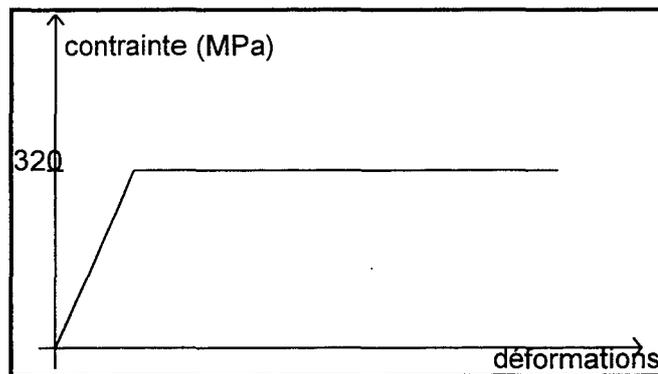
La figure IV-10 représente ces conditions aux limites.



**Figure IV-10 : conditions aux limites pour le calcul en éléments finis**

### **IV.3.3- Propriétés mécaniques des deux matériaux**

Pour le calcul numérique, l'acier E 24 est considéré comme élastique parfaitement plastique. Son comportement est représenté par la courbe IV-11. Cette courbe est proche de celle obtenue par l'essai de traction sur éprouvette.



**Figure IV-11 : courbe de traction rationalisée de l'acier E 24**

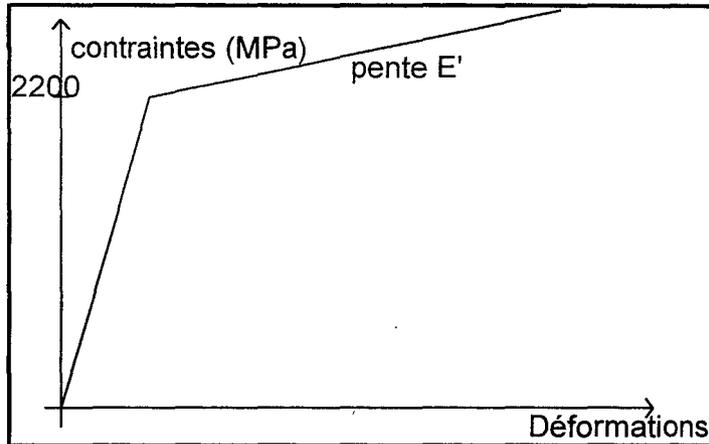
Les propriétés de ce matériau sont les suivantes :

$$E = 212390 \text{ MPa}$$

$$\nu = 0.290$$

$$Re = 320 \text{ MPa}$$

L'acier à outils 80 WC 20 présente un comportement plastique à écrouissage isotrope. La loi de la figure IV-12 obtenue à partir d'un essai de traction est celle qui est prise en compte dans notre calcul.



**Figure IV-12 : courbe de traction rationalisée de l'acier à outils**

Les propriétés de ce matériau sont les suivantes :

$E = 206690 \text{ MPa}$

$\nu = 0.293$

$R_e = 2200 \text{ MPa}$

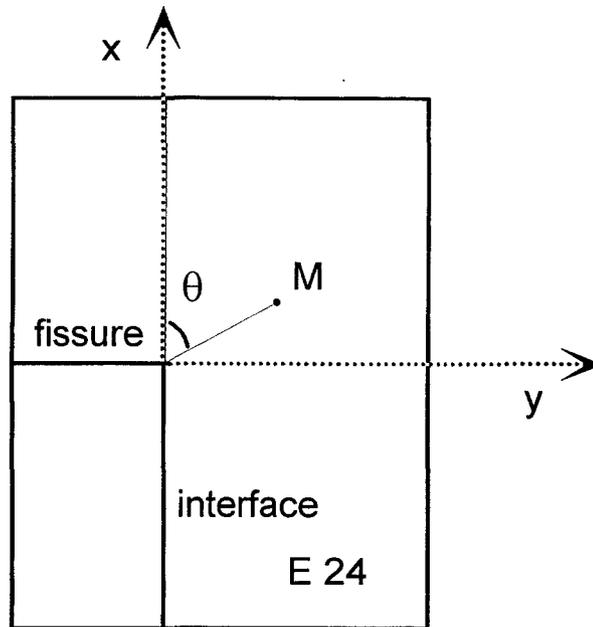
#### **IV.3.4- Domaines des calculs**

Deux types de calculs ont été menés :

- le premier en élasticité linéaire afin de déterminer les coefficients d'intensité de contraintes  $K_I$  et  $K_{II}$  au voisinage de la pointe de la fissure, ceci dans le but d'expliquer les directions de propagation de fissure observées dans la réalité
- un deuxième calcul est effectué en plasticité. Ce calcul nous permet d'analyser les distribution de contraintes en fond de fissure. les discontinuité des contraintes au niveau de l'interface, dans les zones proches de la pointe de fissure, aident à la compréhension du délaminage.

#### **IV.3.5- Résultats du calcul élastique (49)**

Après un calcul élastique effectué sur l'éprouvette fissurée, nous avons les valeurs de  $K_I$  et  $K_{II}$  pour différents angles autour de la pointe de fissure (figure IV-13).



**Figure IV-13 : fissure atteignant l'interface**

Remarque : théoriquement pour une géométrie et un chargement donnés, les  $K_i$  ne dépendent pas de l'angle  $\Theta$ . Afin de s'assurer de la cohérence du calcul numérique, on compare les valeurs de  $K_i$  obtenues par éléments finis pour différents angles  $\Theta$ . Ces valeurs de  $K_i$ , aux erreurs numériques près, doivent être les mêmes.

Le tableau IV-1 suivant donne les valeurs de  $K_I$  et  $K_{II}$  pour différentes valeurs de l'angle  $\Theta$ .

**Tableau IV-1**

angle (°)	$K_I$ MPa√m	$K_{II}$ MPa√m
0	118.5	0
9	118.5	0
18	118.5	0
27	119.2	0
36	119.2	0
45	119.5	0
54	118.9	0
63	118.9	0
72	118.9	0
81	118.9	0
90	118.9	0
99	118.9	0
108	118.9	0
117	118.9	0

126	119.2	0
135	119.2	0
144	119.2	0
153	119.2	0
162	119.2	0
171	119.2	0
180	119.2	0

Ces résultats montrent que le  $K_I$  moyen est de l'ordre de 120 MPa $\sqrt{m}$ ,  $K_{II}$  est pratiquement nul, ce qui est normal vu la sollicitation étudiée.

Remarque : On sait que le  $K_{IC}$  de l'acier à outils (80 WC 20) est très faible, de l'ordre de 18 MPa $\sqrt{m}$  (valeur à comparer avec celles des aciers au carbone dont la limite d'élasticité varie de 500 à 1800 MPa avec un  $K_C$  compris entre 50 et 150 MPa $\sqrt{m}$ ), ET celui de l'acier au carbone (E24) est de l'ordre de 150 MPa $\sqrt{m}$  (50). En prenant l'hypothèse que le  $K_{IC}$  au niveau de l'interface a une valeur intermédiaire entre les deux, probablement plus proche de celui de l'acier à outils que de celui de l'acier au carbone avec un  $K_I$  de l'ordre de 120 MPa $\sqrt{m}$  au niveau de l'interface, il paraît normal d'observer une bifurcation de la fissure, suivi d'un délaminage.

Les figures IV-14, IV-15, IV-16 et IV-17 représentent les zones isocontraintes respectivement en  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  et  $\sigma_{xy}$  et contrainte équivalente de Von Mises. On retrouve les répartitions classiques des contraintes autour de la fissure, confirmant la validité de la modélisation numérique.

On remarque une discontinuité assez nette des contraintes au niveau de l'interface et ceci dans les zones proches de la pointe de la fissure.

# CALCUL ELASTIQUE

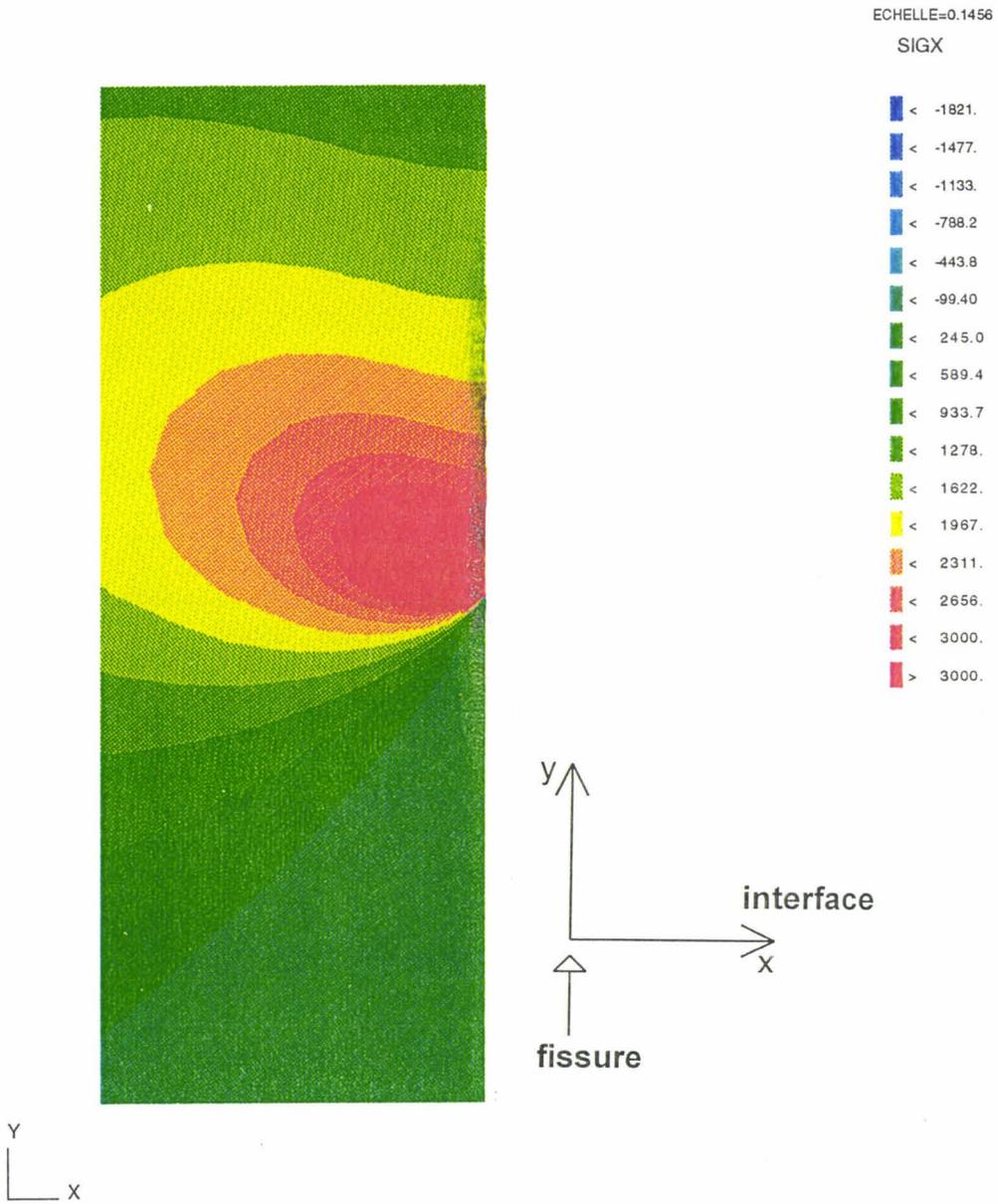


Figure IV-14 : Isocontraintes  $\sigma_{xx}$  - Calcul élastique

# CALCUL ELASTIQUE

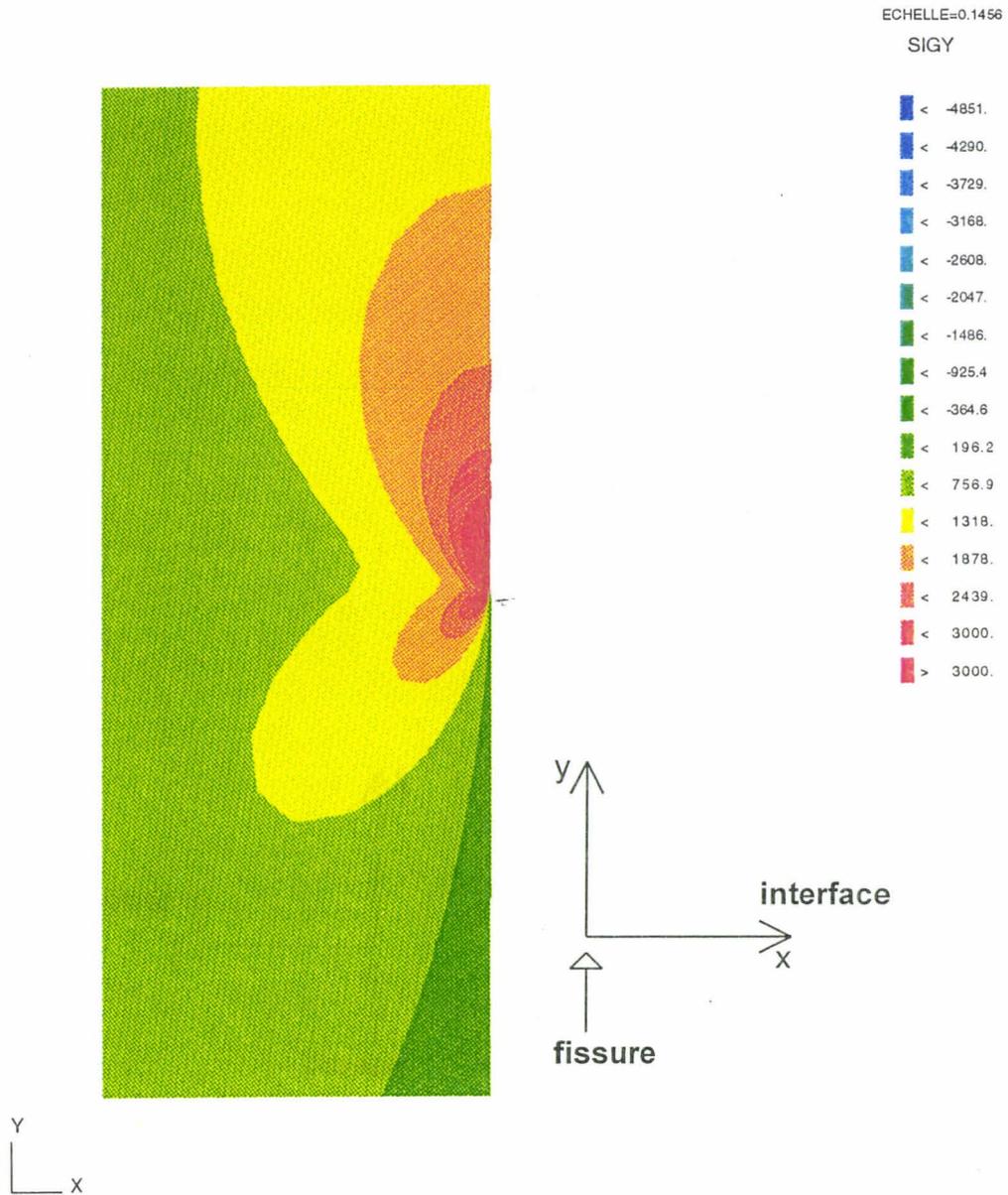


Figure IV-15 : Isocontraintes  $\sigma_{yy}$  - Calcul élastique

# CALCUL ELASTIQUE

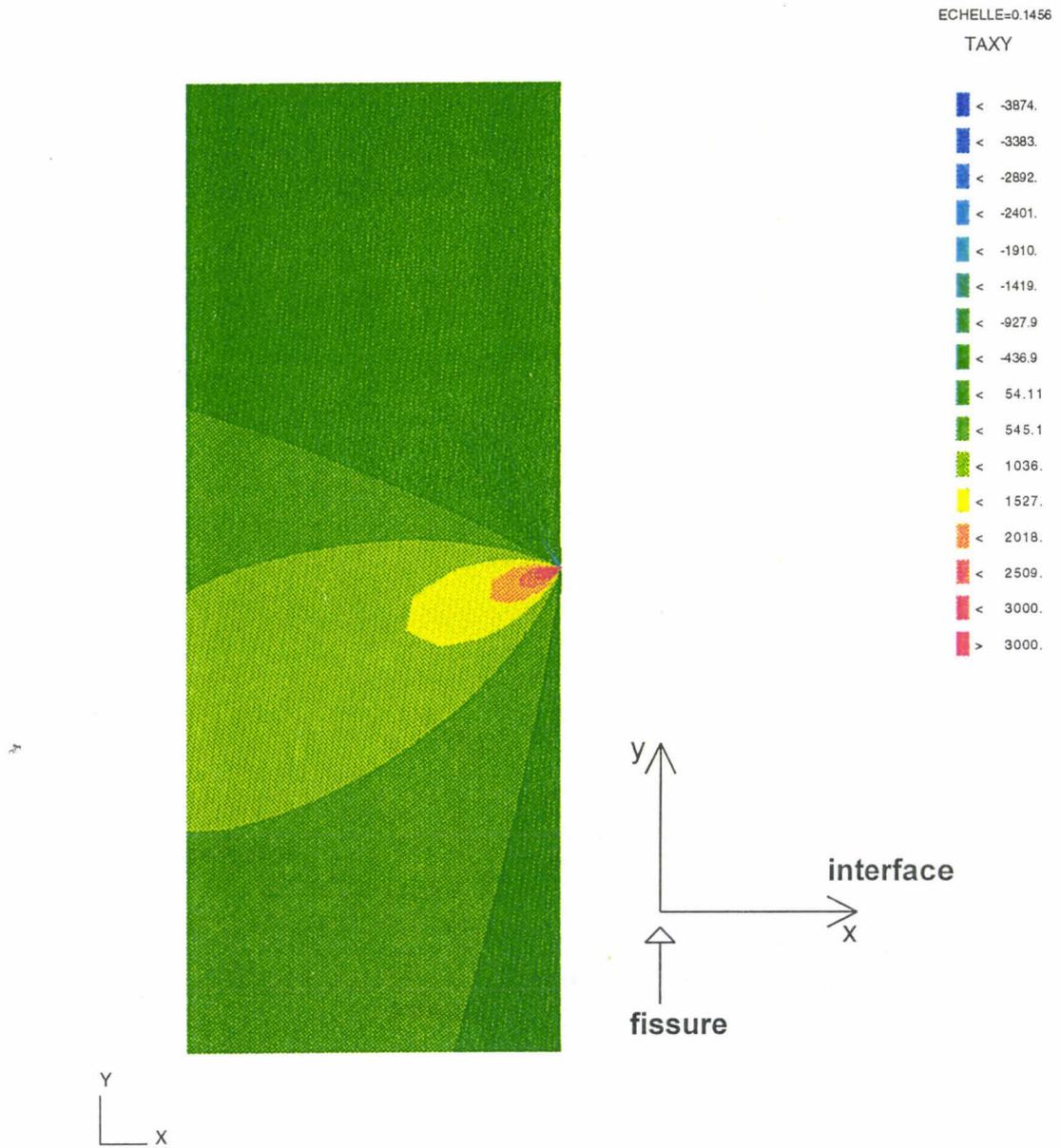


Figure IV-16 : Isocontraintes  $\sigma_{xy}$  - Calcul élastique

# CALCUL ELASTIQUE

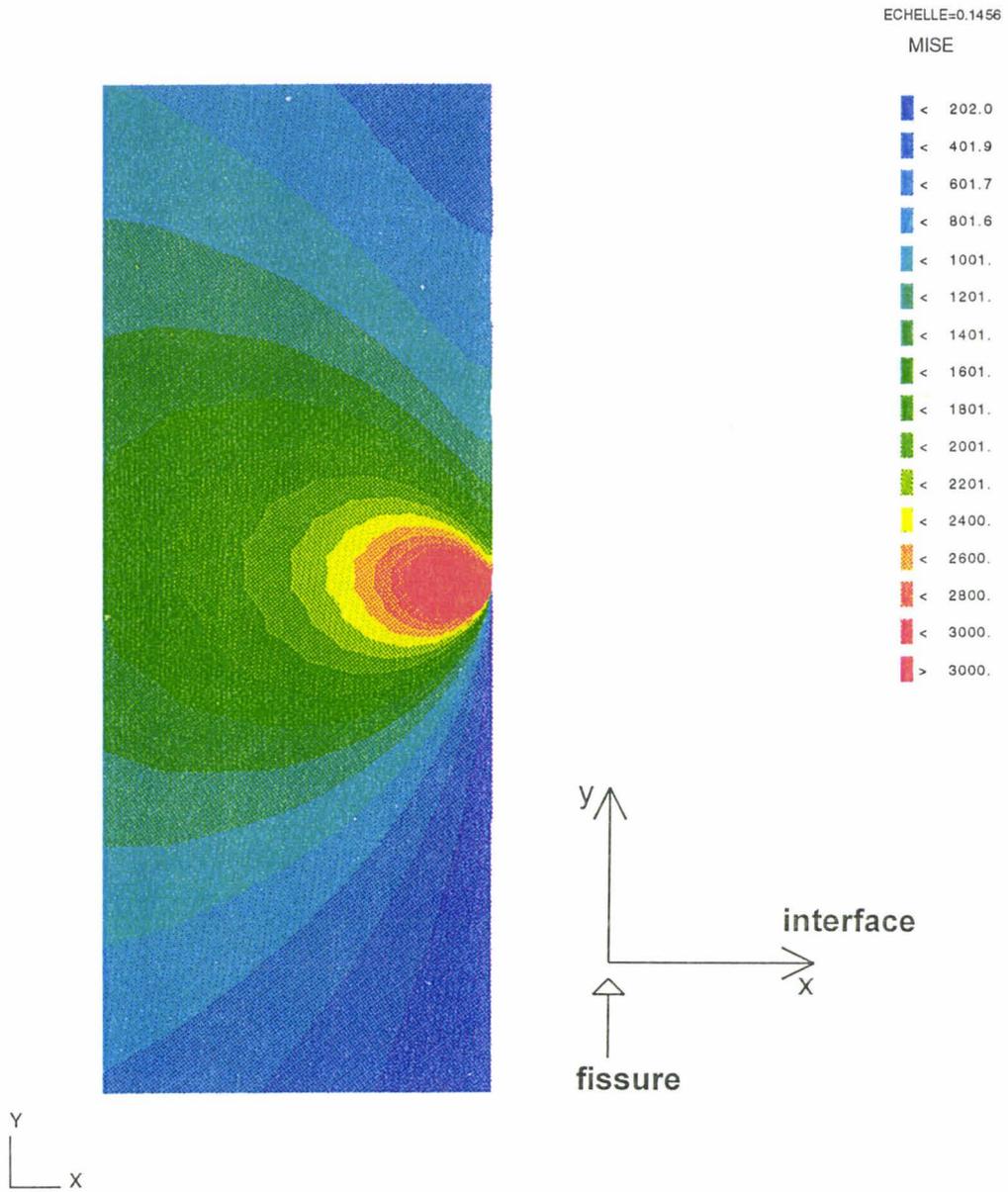
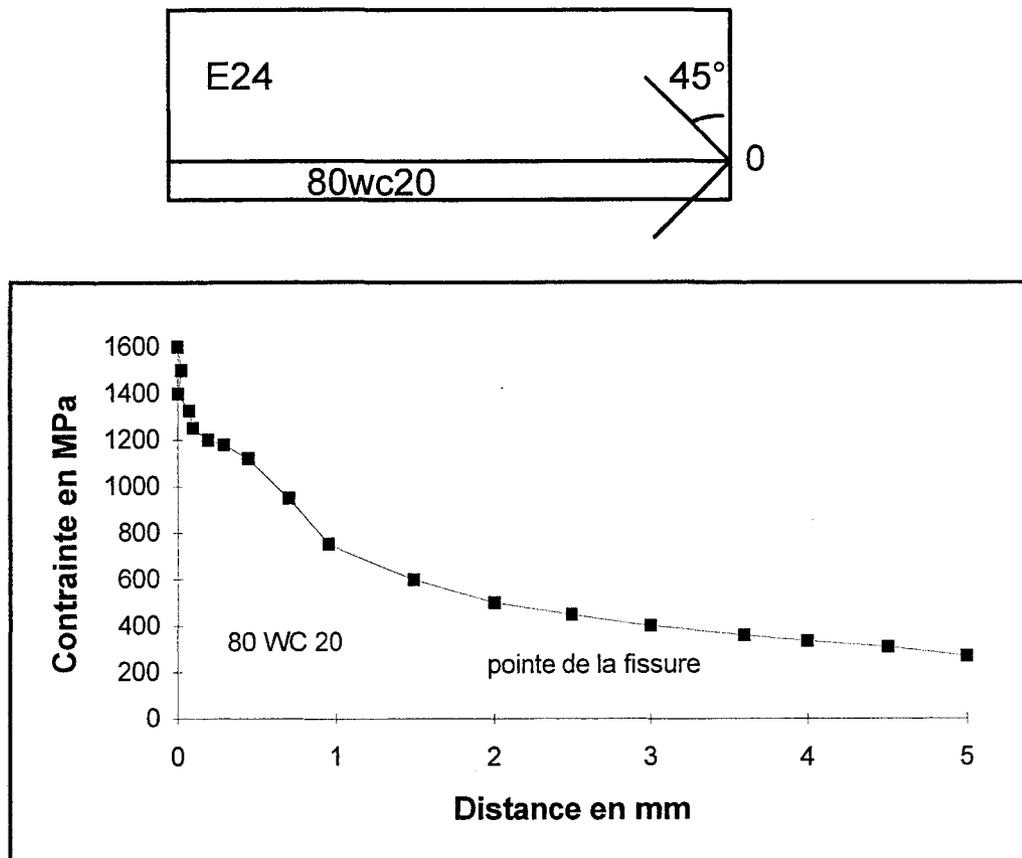
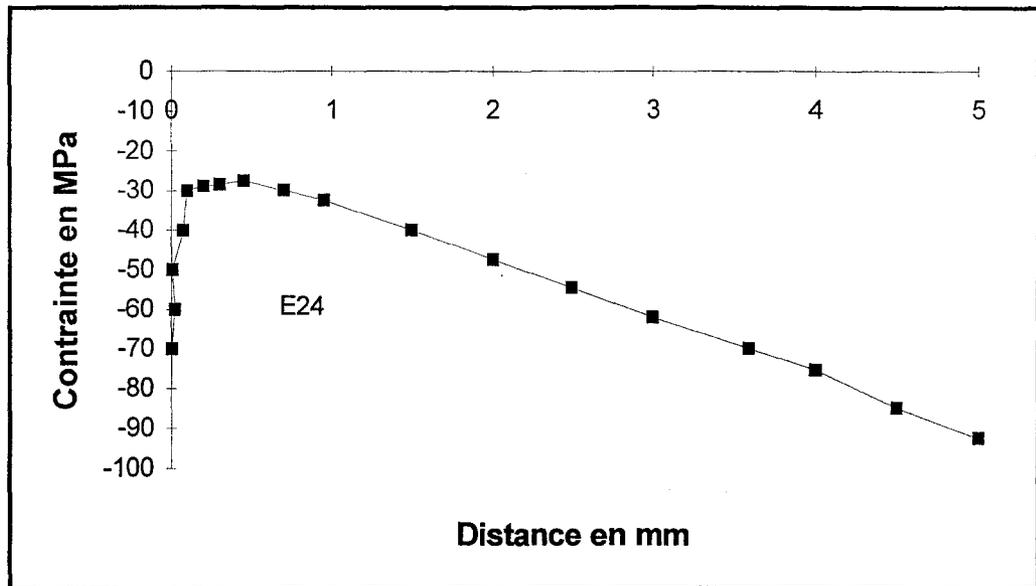


Figure IV-17 : Isocontraintes Von Mises - Calcul élastique

Les figures IV-18 et IV-19 montrent la répartition des contraintes de cisaillement  $\sigma_{xy}$  dans une zone proche de la pointe de fissure, respectivement dans l'acier à outils et l'acier au carbone. Afin de s'éloigner des surfaces libres, nous avons choisi de tracer ces contraintes de cisaillement, le long de deux arêtes à  $45^\circ$  par rapport à l'interface. On remarque par exemple qu'à une distance de 1 mm de cette pointe de fissure, la contrainte de cisaillement maximale est de l'ordre de 800 MPa. Cette valeur est à comparer à la contrainte de rupture en cisaillement sur éprouvette (390 MPa). Ceci permet de justifier la bifurcation à  $90^\circ$  de la fissure et le délaminage.



**Figure IV-18 : contraintes de cisaillement. Acier à outils**



**Figure IV-19 : contraintes de cisaillement Acier au carbone**

#### **IV.3.6- Résultats des calculs élastoplastiques**

Dans cette partie de la simulation numérique, nous avons tenu compte du comportement élastoplastique de chaque matériau. Le calcul est effectué en 10 pas, correspondant à une augmentation de la charge de 4,6 KN à chaque pas de calcul. Les figures IV-20 à IV-23 représentent respectivement les zones isocontraintes en  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$ ,  $\sigma_{xy}$  et contraintes équivalentes selon Von Mises.

Ce calcul complète les résultats obtenus lors du calcul élastique. On confirme, entre autre, la grande discontinuité des contraintes de cisaillement au niveau de l'interface (voir figure IV-23), qui peut être source de délaminage.

La répartition des contraintes selon OX (figure IV-20) montre un niveau de contraintes très élevé en pointe de fissure et une zone de discontinuité proche de l'interface plus étendue.

# EPROUVETTE BIMATERIAUX

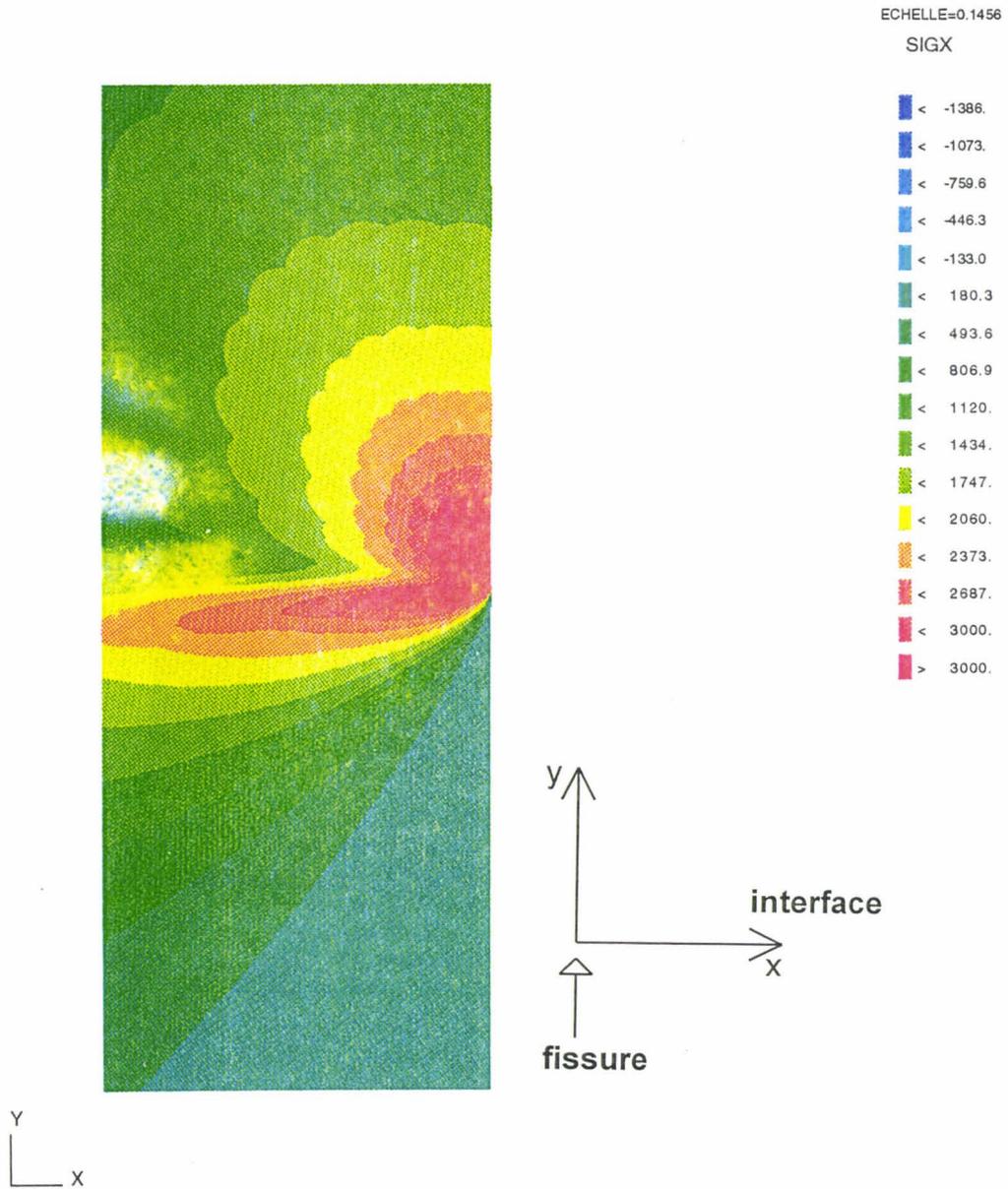
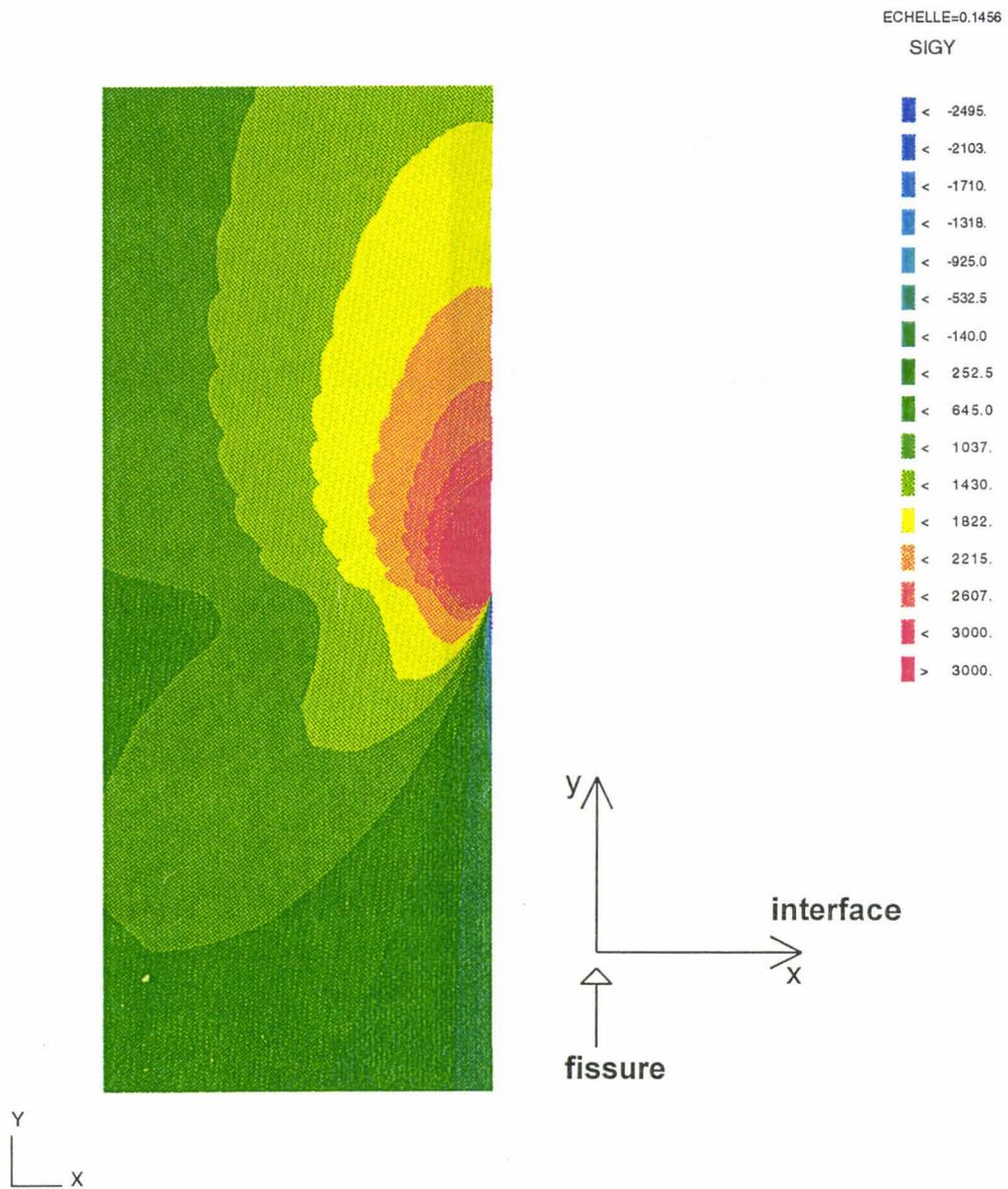


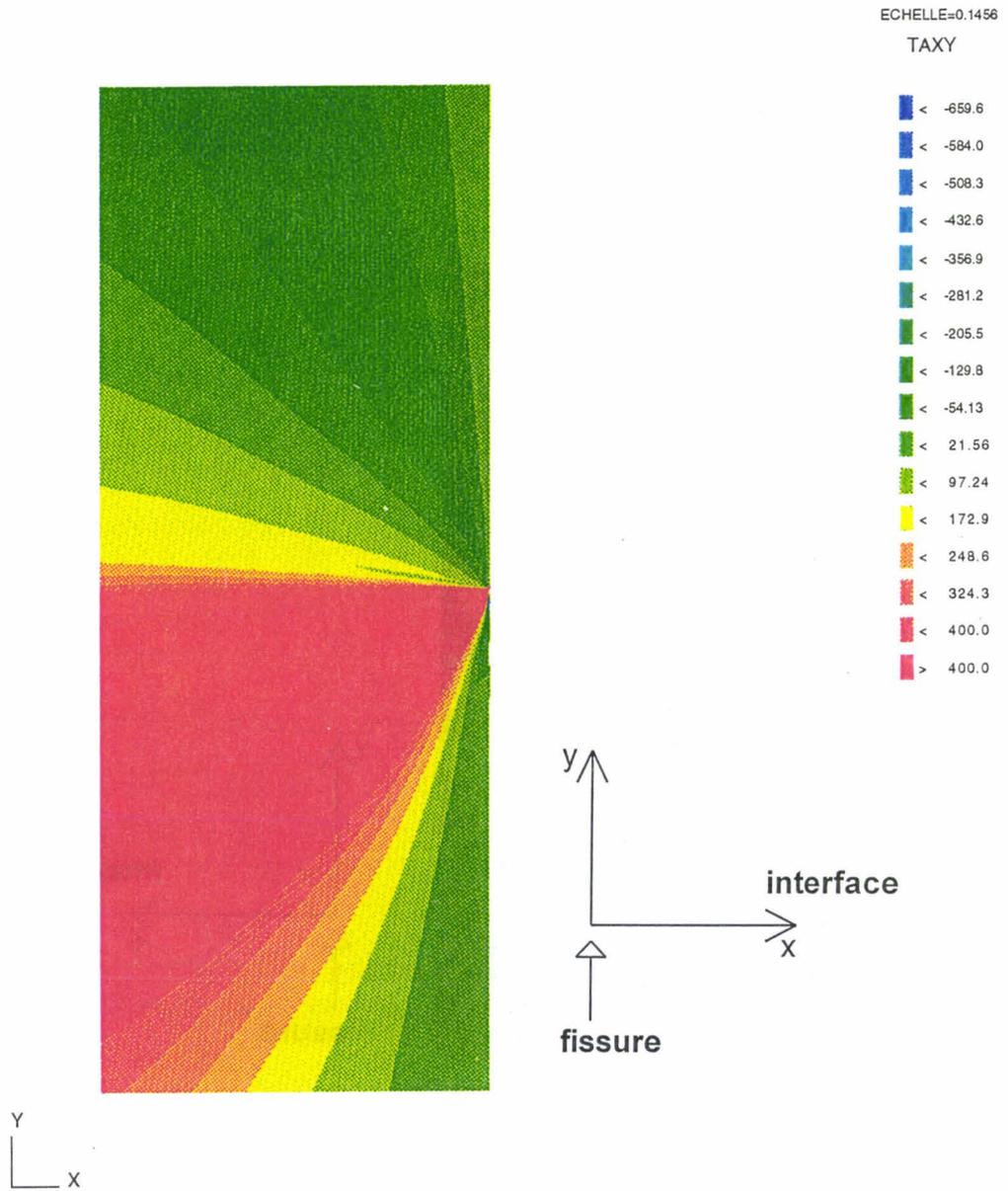
Figure IV-20 : Isocontraintes  $\sigma_{xx}$  - Calcul élastoplastique

# EPROUVETTE BIMATERIAUX



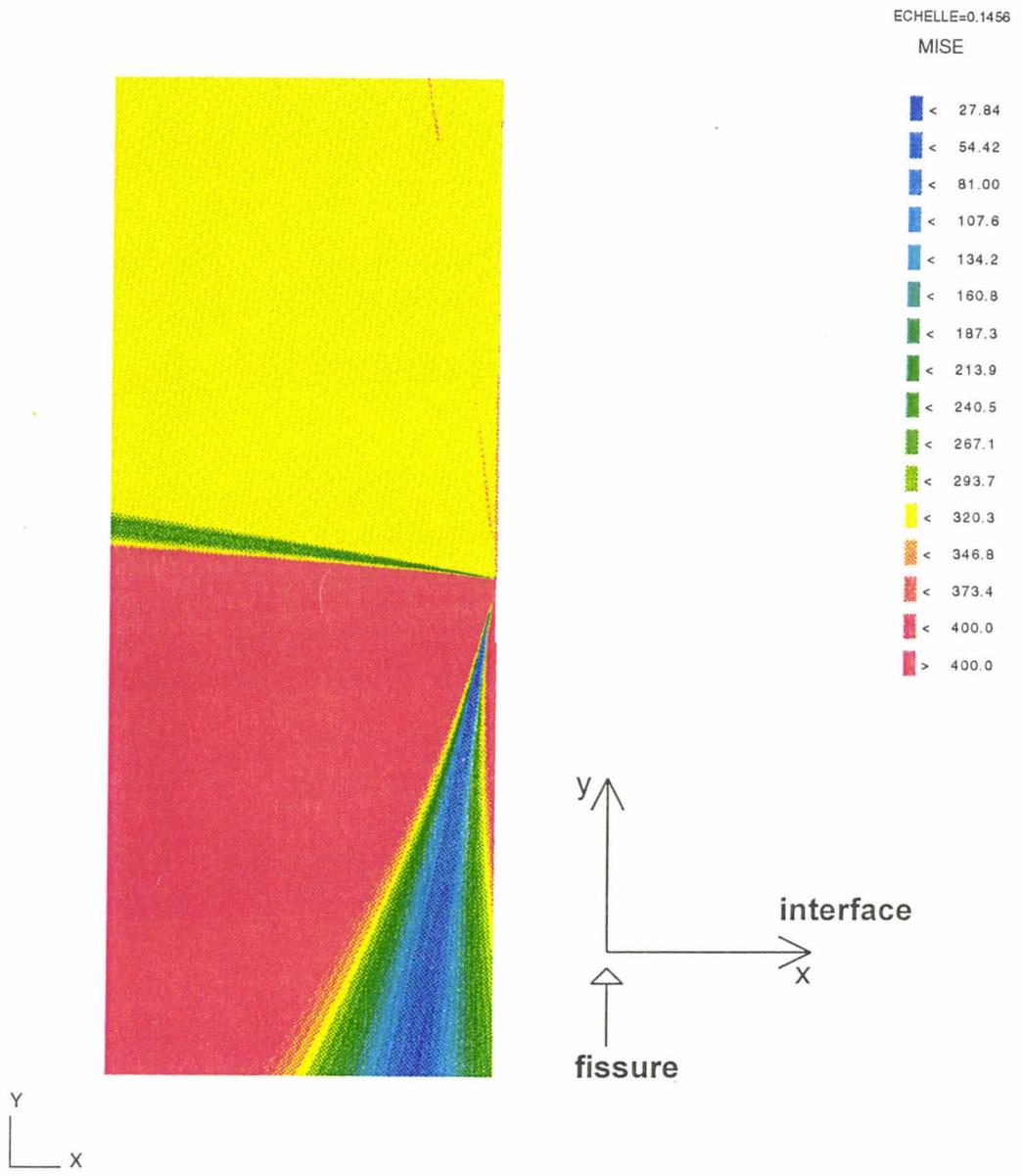
**Figure IV-21 : Isocontraintes  $\sigma_{yy}$  - Calcul élastoplastique**

# EPROUVETTE BIMATERIAUX



**Figure IV-22 : Isocontraintes  $\sigma_{xy}$  - Calcul élastoplastique**

# EPROUVETTE BIMATERIAUX



**Figure IV-23 : Isocontraintes Von Mises - Calcul élastoplastique**

En conclusion: ce calcul numérique confirme la tendance au délaminage au niveau de l'interface. Les principaux enseignements tirés de ce calcul sont les suivants :

- le facteur d'intensité de contraintes  $K_I$  au niveau de l'interface est de l'ordre de  $120\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ , valeur relativement élevée par rapport au  $K_{IC}$  de l'acier à outils ( $18\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ )
- les contraintes de cisaillement présentent une discontinuité importante au niveau de l'interface, aussi bien dans le domaine élastique que dans le domaine plastique.
- les contraintes normales  $\sigma_{xx}$  sont très élevées dans le domaine plastique, avec une zone de discontinuité au niveau de l'interface plus étendue.
- une analyse de ces résultats numériques, associées aux caractéristiques mécaniques très différentes des deux matériaux, justifie la tendance au délaminage, lorsque la fissure s'approche de l'interface.

#### **IV.3.7- Conclusion**

En conclusion de cette étude sur la propagation de fissure en flexion pour des éprouvettes bi-métalliques, on peut distinguer deux comportements différents.

##### **- propagation de fissure sans délaminage à l'interface.**

Le phénomène est observé pour le placage acier inoxydable-acier au carbone et s'explique par les caractéristiques mécaniques très proches des deux matériaux. Ce bimatériau se comporte vis à vis de la propagation de fissure comme un mono-matériau.

##### **- propagation de fissure avec délaminage à l'interface**

Le phénomène est observé aussi bien en traction qu'en flexion pour le placage acier à outils- acier au carbone. et justifié par l'étude de la distribution des contraintes en fond de fissure en tenant compte des caractéristiques spécifiques des matériaux vis à vis de la rupture.

## **IV.4- CONCLUSIONS GENERALES ET PERSPECTIVES**

### **IV.4.1- Discussion concernant la tenue mécanique des interfaces de bimatériaux**

#### **IV.4.1.1- Comportement dans le cadre de l'usage normal des produits**

Dans le cas du placage d'acier inoxydable, nous n'avons pas mis en évidence d'anomalie particulière par les essais effectués : essais de traction jusqu'à rupture et propagation de fissures de fatigue perpendiculairement à l'interface. Cet interface comporte des défauts plans du type inclusions mais, du fait de la proximité des propriétés plastiques des deux matériaux, on ne rencontre pas les mêmes problèmes que ceux constatés pour le placage d'acier à outils. La question de la résistance mécanique de l'interface est cependant posée dans certains cas industriels : soudures d'angles qui provoquent des contraintes de traction dans la direction de l'épaisseur du produit d'une part, et laminage des tôles plaquées pour fabriquer des produits minces d'autre part. Dans ce dernier cas, la qualité de liaison des colaminés ne serait pas suffisante pour permettre un laminage ultérieur, surtout à froid. On remarquera ici que la société Ugine, pour fabriquer des tôles minces bimétalliques, a mis en oeuvre un procédé de placage par rechargement soudé suivi d'un laminage à chaud, puis à froid (tôles dites Triplam).

Dans le cas des lames de coupe (acier à outils sur acier au carbone), le problème de délaminage que nous avons rencontré et justifié ne pose apparemment pas de problème dans le cadre du service normal. L'essai de cisaillement (II.3.2) semble suffisant pour qualifier la tenue de la liaison, avec un minimum de résistance imposé par la norme ASTM 263 et 264. Les difficultés réelles qui sont rencontrées tiennent davantage à l'usure ou à l'écaillage de l'acier à outils. Pour d'autres applications que la coupe, et par exemple les blindages, il se peut que le délaminage soit limité (nous n'avons pas d'information sur ce domaine qui est évidemment très confidentiel). Dans ce cas, une méthodologie d'essai proche de celle utilisée ici serait intéressante : essais de traction ou de flexion contrôlés en déformations avec, peut-être, des éprouvettes dont le placage serait entaillé.

#### IV.4.1.2- Conditions du délaminage et remèdes possibles

##### - modélisation et essais

Comme nous l'avons vu, les modèles purement élastiques (formulation analytique de Westergaard ou calcul numérique) permettent de prévoir l'existence de contraintes de traction élevées perpendiculairement à l'interface et en avant de la fissure. Par ailleurs, la déformation plastique du substrat, alors que la plaquage reste élastique, conduit selon le calcul élastoplastique à des contraintes de cisaillement très importantes dans le plan d'interface.

Les calculs qui ont été effectués s'appliquent à des éprouvettes qui seraient pré-fissurées puis sollicitées de façon statique. Ces conditions ne correspondent pas exactement au déroulement de nos essais, puisque en réalité, nous n'avons pas obtenu la propagation stable d'une fissure jusqu'à l'interface. Il est possible qu'au moment de la rupture du placage, la restitution de l'énergie élastique stockée dans les éléments de la machine joue un rôle important.

Il serait sans doute intéressant d'effectuer des essais plus proches des conditions de l'analyse numérique : essais semi statiques contrôlés en déformation et portant sur des éprouvettes dont le placage serait scié ou entaillé. La difficulté de ce type d'essai réside dans l'usinage des entailles dans un matériau de très haute dureté (on peut penser à l'usage d'une scie mécanique à fil ou à l'électroérosion). De tels essais permettraient peut-être de caractériser de façon plus fine la qualité de l'interface alors que l'essai usuel de cisaillement ne génère sans doute pas un état de cisaillement pur ni même reproductible du fait des problèmes de jeux du dispositif, et de l'hétérogénéité de l'interface.

##### IV.4.1.3- Remèdes possibles au délaminage, les différents types de liaisons

###### - cas du brasage :

D'un point de vue mécanique et pratique, le cas de la liaison par brasage présente un intérêt certain. Si le brasage est effectué dans de bonnes conditions (en particulier de protection par une atmosphère ou un vide poussé), la qualité de la liaison est meilleure que celle obtenue par colaminage. On se trouve cependant en présence d'un multimatériau à trois couches -acier à outils, brasure à base de cuivre, acier au carbone-, et la couche intermédiaire présente la limite

d'élasticité la plus basse. Ce cas serait ainsi très intéressant à tester autant par l'expérience effective que par voie numérique. D'après le calcul élastoplastique du bimatériau, on s'attendrait à rencontrer le même type de problème pour le joint brasé : création de contraintes de cisaillement dans l'interface par plastification du substrat; ce qui reste à confirmer.

#### - Cas de rechargements soudés

Les bimatériaux préparés par les techniques de rechargement par soudage présentent également une bonne qualité de liaison comme en témoigne l'expérience de la société Ugine et la fabrication de son produit Triplam. Les explications tiennent sans doute à l'absence d'inclusions (en tous cas d'inclusions planes et localisées dans le même plan) et à la géométrie d'interface (moins continûment plane). Pour appliquer des revêtements durs, les méthodes de rechargement sont couramment employées, mais elles sont relativement coûteuses et pour le moins difficiles à pratiquer dans le cas d'aciers à outils à haut carbone martensitiques.

#### - Cas du colaminage :

La qualité de la liaison peut être améliorée par la limitation des inclusions d'oxydes qui tendent à créer un chemin continu de rupture le long de l'interface. Ceci est obtenu par revêtement des deux surfaces par un dépôt de fer électrolytique (on pourrait aussi envisager le dépôt par plasma). Le revêtement est nécessaire dans le cas des aciers au chrome, aciers inoxydables et aciers à outils au chrome- molybdène ou chrome- molybdène- vanadium. En utilisant des aciers élaborés par métallurgie des poudres (procédé HIP), la société ANOR a pris un brevet (91 101 70) qui met à profit la couche d'acier doux qui gaine la poudre lors du pressage isostatique à chaud; cette couche qui persiste sur la plaque d'acier à outils sert de revêtement favorisant le soudage en phase solide de cette plaque au substrat d'acier au carbone.

D'après la modélisation, la tendance au délaminage serait accentuée par le gradient très élevé des caractéristiques autour de l'interface (limite d'élasticité de 2200 MPa dans l'acier à outils et de 350 MPa dans l'acier de base). Il serait ainsi souhaitable d'assurer une décroissance plus progressive des caractéristiques mécaniques d'un matériau à l'autre. Au plan pratique, on peut

penser à un traitement de diffusion de façon à enrichir en carbone l'acier de base. Un tel procédé présente cependant des limites :

- tout d'abord, le traitement de diffusion a bien lieu lors du chauffage qui précède le colaminage et il ne s'avère pas suffisant
- pour être efficace, le traitement devrait être long et/ou effectué à haute température. Il aurait ainsi des conséquences néfastes : décarburation des faces externes et grossissement du grain
- enfin, l'acier de base s'enrichit beaucoup plus vite en carbone qu'en éléments d'alliage (III.2). Ainsi sa trempabilité ne serait-elle pas suffisante pour qu'il présente un durcissement appréciable.

Malgré ce qui vient d'être dit, l'expérience d'un tel traitement de diffusion poussée mériterait d'être tentée à condition de disposer d'un four à atmosphère de protection. On pourrait enfin suggérer de revêtir la plaque d'acier à outils (avant colaminage) d'un dépôt de caractéristiques intermédiaires obtenu par projection: dépôt d'acier allié, voir d'un alliage à base de cobalt ou de nickel. Les dispositions qui viennent d'être envisagées ici mériteraient sans doute d'être "testées" au préalable par un calcul mécanique (modèle élastoplastique à trois couches). L'application de revêtements multicouches permettant l'adaptation de matériaux aux propriétés très différentes (céramiques et métaux) est maintenant assez courante.

Pour le laboratoire, les lames de coupe plaquées constituent un système très intéressant qui n'a pas pu être totalement exploité ici. En effet, sur la même lame (qualité d'interface constante), il est possible, en ajustant le traitement de revenu après trempe, de réaliser toute une gamme de différences de caractéristiques mécaniques entre revêtement et substrat. A la limite, un recuit conférerait aux deux aciers des caractéristiques mécaniques proches. Par ailleurs, les deux matériaux possèdent pratiquement les mêmes constantes d'élasticité (III.3.2).

#### **IV.4.2- Mesure des contraintes résiduelles, modélisation de leur établissement, importance pratique réelle**

##### IV.4.2.1- Mesure des contraintes résiduelles, validité et valeur de la méthode employée

La méthode consistant à pratiquer l'extensométrie pendant l'usinage chimique n'est pas nouvelle (38). Nous l'avons initiée au laboratoire en 1981 sur un problème industriel de grenailage de précontrainte (résultats non publiés). Si la technique est simple dans le principe, elle nécessite pourtant une mise au point délicate : dosage des mélanges d'acide, contrôle de la planéité de la surface attaquée, obtention d'une température constante, mesures précises d'épaisseur. La méthode de lissage des courbes de déformation revêt une grande importance dans la mesure où les incréments de déformation ne sont pas très grands par rapport aux incertitudes de mesure des ponts d'extensométrie.

Malgré ce qui vient d'être dit, la méthode présente un certain nombre d'avantages. Elle est d'abord très peu coûteuse en termes d'investissements et de fonctionnement et utilise en fait des matériels présents dans la plupart des laboratoires. Si l'on étudie des couches d'épaisseurs raisonnables (inférieures au millimètre), l'expérimentation est relativement rapide et il serait de toutes façons très facile de l'automatiser (mesures d'épaisseurs par ultrasons et acquisition numérique des résultats).

Il s'agit d'une méthode évidemment destructive, ce qui n'est pas forcément très gênant pour une étude de procédé. Si l'on considère l'aspect destructif ou non, les seules méthodes pour une analyse non destructive dans l'épaisseur seraient la diffraction des neutrons, l'effet Barkhausen et les techniques ultrasonores. En ce qui concerne la diffraction neutronique, il s'agit d'une méthode excessivement coûteuse et dont la résolution en profondeur est très modeste (1 mm environ) (51). L'effet Barkhausen est limité aux matériaux ferromagnétiques (ce qui est le cas ici) et surtout très influencé par la microstructure. Les méthodes ultrasonores, basées sur les ondes de surface (33, 34) séparent difficilement les effets de microstructure de ceux dus aux contraintes dans le cas de pièces traitées thermiquement. Les mesures par diffraction des rayons X sont pratiquement les seules à la fois non destructives et reconnues comme absolues ; cependant, elles

ne caractérisent que la surface immédiate, quelques dizaines de microns. L'analyse en profondeur (par diffraction X) ne peut être que destructive et elle suppose des corrections dues à l'enlèvement de matière dont on peut rappeler qu'elles sont automatiquement faites dans le cas de la méthode utilisée ici.

Pour l'analyse destructive des contraintes en profondeur du matériau, la méthode vraiment "concurrente" de la dissolution est celle du trou incrémental (52). Elle offre les avantages d'être moins destructive (perçage de l'ordre du millimètre en profondeur et diamètre) et surtout de s'appliquer à des conditions géométriques moins limitatives que la dissolution (qui concerne les pièces planes ou cylindriques de dimensions faibles). Le point critique de la méthode du trou réside dans le perçage, très délicat dans les matériaux écrouissables, et difficile (mais non impossible) dans les aciers traités. Pour pratiquer la méthode du trou, comme d'ailleurs la dissolution, le laboratoire doit se constituer longuement une expérience en confrontant ses mesures aux résultats d'autres méthodes. Contrairement à la dissolution chimique, la méthode du trou peut donner des valeurs aberrantes si elle est mal mise en oeuvre.

La validité des mesures rapportées dans ce mémoire est établie par la confrontation aux modèles d'établissement des contraintes résiduelles :

- pour des contraintes d'origine mécanique, dues à la plastification locale, nous obtenons une excellente corrélation entre la prévision et la mesure dans le cas de la flexion (III.4.2)

- les contraintes dues aux transformations structurales et à leur chronologie sont évaluées de façon correcte en ce qui concerne la répartition et le signe (III.4.3-a)

- les essais sur le placage d'acier inoxydable (III.4.3-b) sont probants en ce qui concerne les contraintes thermiques dans un matériau où les coefficients de dilatation sont très différents.

Le présent travail a servi de point de départ à deux études, l'une terminée sur les tôles Triplam (53), l'autre en cours sur les couches cémentées en basse pression (54). Dans le premier cas, la modélisation analytique et numérique confirme pleinement la validité des mesures pour des contraintes d'origine

thermique et mécanique. Dans le second cas, les résultats sont confrontés avec succès aux caractérisations par diffraction des rayons X.

#### IV.4.2.2- Les limites principales de la technique de dissolution

Les limites principales sont les suivantes:

- hypothèse de contraintes planes : il est certain que cette hypothèse est de moins en moins réaliste lorsqu'on accroît la profondeur d'exploration (ici très grande, jusqu'à 7 mm). Cependant, l'hypothèse de biaxialité est inévitable pour toutes les méthodes sauf la diffraction neutronique et encore dans ce cas est-il nécessaire d'extrapoler le paramètre cristallin à contraintes nulles

- difficulté de mesure des contraintes en surface immédiate : les contraintes sont connues dans la couche qui vient d'être dissoute. Si l'on diminue le pas d'enlèvement de matière, l'incrément de déformation approche l'incertitude de mesure. La limite pratique est de 50 microns voire 100 microns pour des profondeurs d'exploration de plusieurs millimètres. A cet égard, la diffraction des rayons X est très complémentaire de la méthode de Leluan. Dans la mesure des moyens disponibles, il serait souhaitable de déterminer les valeurs superficielles par diffraction X et de poursuivre par dissolution et extensométrie.

- homogénéité de la répartition des contraintes : il faut rappeler que la méthode de dissolution suppose des contraintes homogènes dans les plans parallèles à la surface. Cette hypothèse apparaît réaliste dans les cas de traitements thermiques et de la plastification en traction, en flexion ou par action mécanique superficielle (grenailage, usinage, rectification...). A l'inverse, on ne peut pas traiter des problèmes comme celui du soudage où les contraintes varient rapidement selon la distance au joint soudé.

#### IV.4.2.3- Modélisation de la génération des contraintes résiduelles

- Génération par plastification locale : on constate une bonne coïncidence entre l'expérience et les prévisions à partir de modèles pourtant assez simples dans le cas de la flexion (II.3.4 et III.4.2) de l'éprouvette hétérogène. Les hypothèses principales sont les suivantes :

- comportement élastique puis parfaitement plastique du matériau plastifié
- contraintes uniaxiales et application de la théorie des poutres

- calcul des contraintes appliquées et prise en compte du retour élastique en prenant un moment de flexion opposé du moment appliqué à la mise en charge.

L'essai de flexion avec plastification partielle doit probablement être contrôlé en déformations (ce qui est fait ici), plutôt qu'en charge appliquée. En effet, compte tenu de l'incertitude sur les limites d'élasticité réelles des matériaux, on risque d'avoir des erreurs importantes si on calcule la force nécessaire pour plastifier une profondeur prédéterminée. On peut indiquer ici que la déformation plastique est un moyen de relaxation des contraintes résiduelles dans le cas de constructions homogènes (sphères de stockage); les applications sont justement limitées par l'incertitude sur la limite d'élasticité et aussi sa dispersion.

- Contraintes thermiques liées à des différences de coefficients de dilatation

L'exemple de la tôle plaquée d'acier inoxydable (III.4.3-b) révèle une bonne prévisibilité dans ce cas pourvu qu'il n'y ait pas trop d'effet de plastification pendant le cycle thermique : coefficients de dilatation relativement proches et gradients thermiques modérés. Les calculs sont alors simples. Les hypothèses reviennent à imaginer les deux matériaux séparés et à les laisser se contracter de façon libre; on effectue ensuite une opération mécanique qui raccorde les deux parties de l'éprouvette. Les contraintes sont supposées homogènes dans chaque matériau dans le cas de la traction. Dans ce cas, et également dans celui d'une plastification partielle, les codes d'éléments finis ne semblent pas apporter d'amélioration décisive (53) ; leur emploi s'impose bien sûr dans le cas de formes complexes, de lois de comportement plus réalistes ou pour prendre en compte une plastification lors du cycle thermique. Par ailleurs, certains codes permettent de simuler facilement un enchaînement d'opérations.

- Contraintes associées aux transformations de phases

Dans le cas de notre placage d'acier à outils, les tendances sont assez faciles à prévoir (III.4.3) car les matériaux sont très dissemblables : acier au carbone de base qui se transforme vers 650 °C avec relaxation probable des contraintes et le placage qui subit la transformation martensitique accompagnée d'un gonflement important. On crée des contraintes de compression dans l'acier à outils et de traction dans le substrat.

Ce type de modèle a été appliqué par Lesage (55) au cas de la cémentation où il s'avère assez quantitatif. Le même type de modélisation est vraisemblablement assez efficace dans le cas de la trempe superficielle. Pour aboutir à la prévision exacte des contraintes dues à la trempe (thermiques et de transformation), une modélisation beaucoup plus complexe est nécessaire (56). Elle doit :

- tenir compte de la chronologie et de la nature des transformations selon les vitesses de refroidissement locales (nature de l'acier, drasticité de la trempe, massivité et géométrie de la pièce)
- reposer sur la connaissance des changements de volumes selon les types de transformation et la composition de l'acier
- prendre en compte la relaxation plastique pendant la trempe, ce qui impose la connaissance des lois de comportement mécanique en fonction de la température
- enfin et à la limite, intégrer les effets des contraintes sur la transformation elle-même.

#### IV.4.2.4- Importance pratique réelle des contraintes résiduelles

##### - Cas des placages d'acier inoxydables

Comme le montrent les mesures et la modélisation, la différence notable entre les coefficients de dilatation de l'acier au carbone du substrat et du placage d'acier austénitique, conduit à l'établissement de contraintes résiduelles de niveau notable (de 50 à 100 MPa). Il s'agit de tensions dans l'acier inoxydable et de compressions dans l'acier de base; elles sont d'autant plus élevées dans le placage que celui-ci est mince. Il importe de souligner que ces contraintes ne peuvent pas être résorbées par traitement thermique et que compte tenu de leur signe et de leur niveau, on ne peut probablement pas les négliger face à des risques de corrosion sous contraintes entre autres. La seule voie de relaxation des contraintes est la voie mécanique (53).

Les contraintes qui s'établissent au cycle thermique sont très reproductibles et prévisibles. Ainsi, le bimétal peut-il constituer un "calibre" de contraintes résiduelles dans le cas difficile de l'acier inoxydable austénitique.

### - Cas des placages d'aciers à outils

Les mesures révèlent après trempe des contraintes de compression de niveau important (500 MPa) dans le placage et une transition assez abrupte vers des tensions au passage de l'interface. L'expérience et une modélisation simple montrent que le niveau de contraintes du placage augmente quand son épaisseur diminue. Cette répartition de contraintes est favorable par rapport au risque de fissures de trempe (tapures) ou de rupture différée pouvant intervenir entre trempe et revenu. Dans le cas des lames de coupe, le revenu qui est nécessaire pour éviter la fragilité, relaxe probablement l'essentiel des contraintes. On constate ainsi qu'un revenu à 300°C, qui diminue peu la résistance mécanique (résistance abaissée de 2800 MPa à 2350 MPa) exerce un effet de relaxation important. Le fait que le traitement thermique s'accompagne d'un changement structural (transformation de la martensite en ferrite et carbures) accentue sans doute son effet mécanique et les mesures de contraintes sur le produit fini révèlent des niveaux faibles de l'ordre de 50 à 200 MPa. Ainsi, le signe et la répartition varient selon l'échantillon analysé et donc en fait selon les aléas du processus.

Sans nier l'importance des contraintes résiduelles, il faut bien constater que leur rôle est probablement modeste dans le cas présent et pour l'état de livraison. Par ailleurs, dès qu'une fissure se propage, les niveaux et la répartition des contraintes sont bien entendu profondément modifiés. Dans d'autres cas de systèmes hétérogènes, comme les couches cémentées et les pièces ayant subi une trempe superficielle, le revenu est pratiqué à températures assez basses (150 à 200°C). Il laisse persister un état de contraintes favorable à la tenue en fatigue, compressions en surface et transition vers des tensions à la limite de la couche durcie. Cependant, l'expérience révèle que le niveau maximal des contraintes résiduelles diminue déjà fortement pour un revenu à 150°C (57) de 400 MPa à 250 MPa, par exemple dans un acier 16 MC5 cémenté. Il faut enfin souligner l'importance du dernier traitement que subit la pièce fabriquée-redressage, rectification, sablage, grenailage... car cette dernière opération détermine l'état mécanique de la surface immédiate du matériau.

## **CONCLUSION**

Les tôles plaquées (bimétalliques avec placage en acier inoxydable et âme en acier doux) utilisées dans les domaines de la construction navale, pétrochimie, industrie alimentaire, présentent l'avantage d'un faible coût, allié à une bonne tenue à la corrosion. Les lames de coupe (bimétalliques avec placage en acier à outils et âme en acier doux), destinées à être montées utilisées sur des massicots, qui sont des machines pour couper les rames de papier, concilient des exigences qui seraient contradictoires pour un seul matériau :

- l'acier à outils constitue le tranchant, ce qui limite le coût,
- le couple acier doux, acier à outil peut être redressé sans trop de risque après traitement thermique et n'est pas sujet à la rupture brutale
- l'usinage des trous de fixation (sur l'acier doux) peut être effectué après traitement alors que les lames sont de grandes dimensions.

L'objet du travail présenté ici est de préciser le comportement mécanique des interfaces entre aciers plaqués de natures diverses.

Une étude bibliographique a permis de faire le point des connaissances sur les différents procédés de fabrication, sur l'origine des contraintes résiduelles et sur les méthodes de mesure des contraintes résiduelles. Des méthodes de mesure des contraintes résiduelles, seule la méthode extensométrique avec enlèvement de matière par dissolution nous a permis d'obtenir des résultats satisfaisants.

Les résultats expérimentaux nous ont permis de caractériser l'interface : composition chimique, microstructure au voisinage de l'interface, caractéristiques élastiques des matériaux (constantes élastiques). Le fait essentiel, constaté aux cours des essais mécaniques (traction, flexion, fatigue) est la séparation entre les placages d'aciers à outils et l'acier de base qui ne se manifeste pas avec les placages d'acier inoxydable.

Si ce phénomène n'est pas préoccupant pour l'emploi des lames de coupe, son analyse nous semble du plus haut intérêt pour comprendre le comportement des multimatériaux.

Les modèles purement élastiques permettent de prévoir l'existence de contraintes de traction élevées perpendiculairement à l'interface et en avant de la fissure. Par ailleurs, la déformation plastique du substrat, alors que le placage en acier à outils reste élastique, conduit selon le calcul élastoplastique à des contraintes de cisaillement très importantes dans le plan d'interface.

## **BIBLIOGRAPHIE**

- 1- Norme Française - Produits Sidérurgiques Tôles plaquées  
NFA 36250 Mars 1968
- 2- Communication interne USINOR-CHATILLON du bulletin de la sidérurgie  
japonaise n° 8301 ref UC/M/YPG/MK/86/66
- 3- T. SHEPPARD and G. BROOKS  
The Theory and production of Stainless-Clad Mild Steels. Metallurgie, Octobre 67  
n°76- pp 145-151
- 4- R. BLICKENSDEFER  
Roll Cladding in a Vacuum - Advanced Materials and processes - Metal Progress  
4/88 pp 47-50
- 5- P. HUOT et D. VUILLAUME - VALLOUREC  
Tubes plaqués en acier inoxydable pour le transport de fluides corrosifs; XIIIème  
conférence internationale des arts chimiques - 6-9 Décembre 1983 colloque  
aciers spéciaux
- 6- A.P. FREY  
Utilisation des explosifs comme source d'énergie pour le formage et le placage  
des métaux en feuilles p 9 à 228
- 7- R. HARDWICK  
Explosion Bonded Products with an Insight into Manufacturing Techniques  
Explosive Fabricators, Inc., Colorado (USA) p132-141
- 8- R. VARISELLAZ  
Soudage - Eléments de conception et de réalisation - Dunod p 37-39
- 9- D. BRYCKAER  
Rechargement et soudabilité du support et du dépôt  
Soudage et techniques connexes 6 Mai-Juin 1988 pp 242 à 249
- 10- H. ORNIG et TSUK  
Récents progrès apportés au rechargement à l'arc sous flux en poudre par feuillard  
Communication présentée à la société des ingénieurs soudeurs à Paris 28 Février  
1974

- 11- VAN BEMST - R. DEEMEN - R. BATS  
Augmentation de la productivité en placage par le procédé de rechargement sous laitier électroconducteur par feuillard- SOUDOMETAL 16 Avril 1982
- 12- R. DELPORTE  
Le placage des aciers de construction par les alliages cuivre-nickel à l'aide du soudage sous flux avec feuillard  
ATB-Métallurgie XXV n°1 1985 p 81 à 88
- 13- Rapport interne USINOR DIVISION CHATILLON  
Examen de produits concurrents plaques 2 faces- Produit "LETANG-REMY"  
Produit "LAGOSTINA" 15 Juillet 1986
- 14- Brevet d'Invention USINOR-CHATILLON n° 86066477  
Procédé de fabrication d'une tôle composite polymétallique, notamment d'une tôle composite mince à base d'acier et articles obtenus à partir d'une telle tôle
- 15- KAWASAKI Steel develops an existing technology for producing stainless clad plate  
Steel Times International June 1984 p 71-72
- 16- KEIICHI YAMAMOTO  
Brevet n°84-185553 22 octobre 1984  
A process for preparing a clad steel sheet
- 17- A. CAILLIAU - T. NOWICKI  
Les métaux d'apport pour le brasage  
Communication présentée lors de la journée " BRASAGE" par l'ATTT à l'Ecole des Mines de Douai le 25 Avril 1991
- 18- STAINLESS CLAD STEELS  
The international nickel compagny,inc.
- 19- FERRIOL  
Tôles plaquées Revue Aciers Spéciaux n°50 Mai 1980 p11 à 18
- 20- Communication personnelle
- 21- Y. GROSBETY  
Les matériaux colaminés Rapport interne UGINE Novembre 1988

22- BASTIEN

Les tôles inoxydables plaquées Revue de métallurgie Décembre 1961 p1039-1048

23- G. VALLIER - L. BRETIN - M. TOITOT - P. GUIRALDENQ - P. BASTIEN

Etude de la diffusion du carbone dans les tôles d'aciers de construction plaquées d'aciers inoxydables - Mémoires scientifiques Revue de métallurgie LXIX n°10-1972

24- Y. ADDA PHILIBERT

La diffusion dans les solides - tome 1 p 11-17

25- R. BERNERON - J. MANENC - H. MICHEL - M. GANTOIS

Application de la spectrométrie d'émission optique à décharge lumineuse à l'analyse superficielle des aciers après divers traitements thermo-chimiques de surface- Mémoires scientifiques Revue de métallurgie Fév. 79 - p 109 à 117

26- E. ROPERT

Dosage des éléments majeurs des roches sur excitation en décharge lumineuse - Méthodes physiques d'analyse , vol. 7 Sept 71 p 239 à 244

27- J. DURR - VANDORP

A comparative practical study of glow discharge lamp and spark source for routine analysis of steels and nickel alloys - Spectrochimica acta. vol. 36 B - 1981 p 139 à 143

28- G. MAEDER - J.L. LEBRUN and J.M. SPRAUEL

Present possibilities for the X-ray diffraction method of stress measurement Ndt international vol. 14 n°5 p 235 à 247 Oct. 1981

29- A. ALLEN - C. ANDREANI - M.T. HUTCHINGS and C.G. WINDSOR

Measurement of internal stress within bulk materials using neutron diffraction Ndt international vol. 14 n°55 p 249 à 254 Oct. 1981

30- R. LANGMAN

Some comparisons between the measurement of stress in mild steel by means of Barkhausen noise and rotation of magnetization Ndt international vol. 20 n°2 p 93 à 99 Avril 1987

31-T.D. MURNAGHAN

Finite deformation of an Elastic Solid, John Wiley and sons, Inc, New York (1951)

32- D.S. HUGUES, J.L KELLY

Second Order Elastic Deformation of Solids, Phys R, 92 (5), 1145-1149 (1953)

33- B. PATHIRAJ - G. BOURSE - P. VERON - C. DIJK

A comparaison of differents techniques of the measurement of residual stresses on tig welded carbon and stain less steel pipes, International conference on residual stresses 3, Tokushima Japan 24-26 July 1991

34- G. BOURSE - E. TANALA - M. FREMIOT

Mesures des contraintes résiduelles par méthode ultrasonore: application au cas des assemblages soudés, 9ème colloque international Mesures des contraintes résiduelles, Bulletin du cercle d'études des métaux, tome XVI, n°7 Nov 1993

35-D.I. CRECRAFT

The Measurement of applied and Residual Stress in Metals Using Ultrasonic Waves, J. Sound Vil , 5 (1), 173- 193 (1967)

36- J.F. FLAVENOT - A. NIKU-LARI

Mesure des contraintes résiduelles sur des surfaces planes, Cetim informations n°48 p 25à 37- 1976

37- A. CHABENAT - R. MARTIN

La mesure des contraintes résiduelles - Méthode de Mathar et Soëte - Méthode de Sachs, les mémoires techniques du Cetim n°24 -1975

38- A. LELUAN

Revue du Gami, mécanique, Juin, Juillet 1969 pp 19 à 24

39- J. HERNANDEZ et coauteurs

Méthode de détermination des contraintes résiduelles par enlèvement de couches dans le cas de matériaux bimétalliques, Matériaux mécanique électricité n°415 mars-avril (II) 1986 p 58 à 64

40- H. PIRCHER - G. SUSSEK

Plattiertes Grobblech mit Auflagen aus nichtrostenden Stählen- Thyssen Technische Berichte 1983, n°2 p 124-131 Traduction Irsid ref GA/JA/VH 22 Février1984

- 41- B. BARTHELEMY  
Notions pratiques de mécanique de la rupture - Editions Eyrolles-1980
- 42- P. FLAHAUT - J. DURR - M. FREMIOT - J. FOCT  
Application de la lampe à décharge lumineuse à l'étude des diffusions produites à l'interface de systèmes bimétalliques. Conférence internationale sur les progrès de l'analyse chimique en sidérurgie. Luxembourg 12 et 14 Mai 1987
- 43- L. PRYCE et K. W. ANDREWS, Journ of Ir.St. Inst, 1960, 195, p415
- 44- P. FLAHAUT - J. FOCT - M. FREMIOT  
Comportement des fissures de fatigue à l'interface entre les deux aciers d'un plaquage bimétallique, 4<sup>e</sup> journées internationales de printemps SF2M: Fatigue des composites à matrice métallique et des multimatériaux, Juin 1990
- 45- P. FLAHAUT - S. HARIRI - G. BOURSE - J. DURR - J. LESAGE - J. PRINCE - C. LEROUX  
Influence de l'ammoniac en cémentation gazeuse de tôles d'emboutissage. ATTT 93 - Internationaux de France du traitement thermique
- 46- D. FRANCOIS - L. JOLY  
La rupture des métaux - Masson -1972 - p 309
- 47- J. COOK and J.E. GORDON  
A mechanic for the control of crack propagation in all brittle systems- Proc. Roy SOC of London- serie A- December 8, 1964, 282 A- pp 508 à 520
- 48- J.L. CHABOCHE - J. LEMAITRE  
Mécanique des matériaux solides- Dunod 1988 - p 544
- 49- S. NOEL  
Mécanique de la rupture et applications numériques en éléments finis. Etude théorique et modélisations numériques sur code de calcul industriel - Mémoire de DEA en mécanique soutenu le 11 Juillet 1995 USTL
- 50- K. WILFRIED - J.P. MERCIER - G. ZAMBELLI  
Introduction à la science des matériaux - Traité des matériaux - Presses Polytech Romandes- 1987 et 1989
- 51- P.C. BRAND  
Stress measurements by means of neutron diffraction- Thèse de doctorat- Université Twente, Netherlands 1991

52- J. LU

La mesure de la répartition des contraintes résiduelles par la méthode du perçage pas à pas - Thèse de doctorat - Université de Compiègne - 1986

53- M. SHAMSHIRSAZ

Contraintes résiduelles dues à l'élaboration dans les plaques métalliques minces multicouches -Thèse de doctorat - Université de Lille-1995

54- D. EYZOP - A. VIVILLE

Contraintes résiduelles en cémentation basse pression. Détermination et relation avec la microstructure. Journées d'automne. SF2M. Oct. 1995

55- J. LESAGE

Propriétés mécaniques et microstructurales des aciers carbonitrurés - Habilitation à diriger des recherches. Université de Lille 1990

56- A. SIMON - S. DENIS - G. BECK

Contraintes internes et déformations pendant la trempe des aciers Origines et base d'un modèle de prévision - Revue "Traitement thermique"144-80 p 23 à 34.

57- G. PARRISH

The influence of microstructure on the properties of case - carburized components - ASM 1980 p 167 à 193

