



Application du martelage à haute fréquence à l'optimisation de la maintenance des ouvrages et des structures soudées

Guénhaël Le Quilliec

► To cite this version:

Guénhaël Le Quilliec. Application du martelage à haute fréquence à l'optimisation de la maintenance des ouvrages et des structures soudées. Mécanique des structures [physics.class-ph]. Ecole Centrale de Nantes (ECN), 2011. Français. NNT: . tel-00961736

HAL Id: tel-00961736

<https://theses.hal.science/tel-00961736>

Submitted on 20 Mar 2014

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

École Centrale de Nantes

ÉCOLE DOCTORALE

SCIENCES POUR L'INGÉNIEUR GÉOSCIENCES ARCHITECTURE

Année 2011

Thèse de DOCTORAT

Spécialité : GÉNIE MÉCANIQUE

Présentée et soutenue publiquement par :

GUÉNHAËL LE QUILLIEC

Le 30 mars 2011

à l'IFSTTAR - centre de Nantes

TITRE

**APPLICATION DU MARTELAGE À HAUTE FRÉQUENCE À L'OPTIMISATION
DE LA MAINTENANCE DES OUVRAGES ET DES STRUCTURES SOUDÉES**

JURY

Président :	André DRAGON	Directeur de Recherche CNRS - Institut P'/ENSMA
Rapporteurs :	Gérard MAUVOISIN Habibou MAITOURNAM	Maître de Conférences, HDR - LARMAUR Professeur associé - LMS, École Polytechnique
Examineurs :	Geneviève INGLEBERT Monssef DRISSI-HABTI	Professeur des Universités - LISMMA, Supméca de Paris Directeur de Recherche - IFSTTAR, centre de Nantes
Membres invités :	Henri-Paul LIEURADE Nicolas MOËS Laurent JUBIN	Docteur d'État, Expert - CETIM Professeur des Universités - École Centrale de Nantes Ingénieur d'Études - CETIM

Directeur de thèse :	Monssef DRISSI-HABTI
Laboratoire :	IFSTTAR, centre de Nantes
Co-directrice de thèse :	Geneviève INGLEBERT
Laboratoire :	LISMMA, Supméca de Paris

N° E.D. : 498-179

Avant propos

Portée par le CETIM, la DCNS, le CTICM et réalisée en collaboration avec l'IFSTTAR de Nantes (ex-LCPC) et Supméca de Paris, cette thèse a bénéficié d'un environnement propice aux échanges et à la réflexion. Naturellement, je tiens à remercier toutes les personnes qui ont contribué, de près ou de loin, à l'accomplissement du travail présenté dans ce mémoire.

Je suis, en premier lieu, très reconnaissant envers Monssef Drissi-Habti et Geneviève Inglebert qui m'ont encadré tout au long de cette thèse. Merci à Monssef Drissi-Habti dont je n'oublierai jamais le soutien sans faille et les conseils avisés. Merci à Geneviève Inglebert qui a toujours su se rendre disponible malgré la distance et dont l'aide a été d'une importance majeure dans l'élaboration de ce travail.

Durant ces trois années, j'ai particulièrement apprécié toute l'attention d'Henri-Paul Lieurade, les nombreuses conversations et les précieux conseils qu'il a bien voulu me donner. Je suis tout autant redevable envers Pascal Macquet qui m'a toujours fait confiance et soutenu au cours de ma thèse. Un grand merci également à Laurent Jubin pour la pertinence de ses remarques de même qu'à l'ensemble du pôle Ingénierie des Assemblages du CETIM de Nantes dont l'enthousiasme et l'intérêt vis-à-vis de ce projet ont été plus qu'encourageants. Merci ainsi à Jacques Saindrenan, Thierry Radet, Dominique Deveaux, Stéphane Auger, Samuel Cretin et Olivier Cheminat, sans oublier Solène Owczarek sans qui nombre de mes feuilles d'heures seraient restées vides¹. Je remercie vivement le pôle Fatigue des Composants Mécaniques du CETIM de Senlis et plus particulièrement André Galtier, Isabel Huther, Mohamed Bennebach, Fabien Lefebvre, Catherine Peyrac et Loïc Daflon pour tout ce qu'ils ont pu faire pour moi et grâce à qui j'ai énormément appris.

Je ne saurais oublier le soutien de l'ensemble de l'équipe MACS6 à commencer par celui de Xavier Chapeleau mais aussi d'Aurélien Cordelle, Flora Chapalain, Jamal Fajoui, Émilien Billaudeau, Brigitte Kaïm et Françoise Ambiaux qui ont tous une grande part de responsabilité dans mon regret de quitter l'IFSTTAR. Merci également à Michel Grasset, Virginie Perier, Jérôme Demoncheaux, Benoît Grimault, Marie-Madeleine Coudriaud, Christophe Bezias, Jean Dumoulin et Jean-François Ringot avec qui j'ai grandement apprécié de travailler, échanger ou simplement discuter.

Je remercie tout autant l'équipe Tribologie de Supméca de Paris que ce soit pour leur accueil chaleureux à chacun des séjours passés en leur compagnie mais aussi leur aide précieuse et plus particulièrement celle de Muriel Quillien et de Tony Da Silva Botelho. Merci également à Patrick Allain et aux équipes de la DCNS d'Indret pour les différentes analyses et échanges fructueux qui ont eu lieu au cours de ce projet.

Mes remerciements vont aussi à Marc Bousseau, Bruno Chabrolin et Dominique Ghiglione qui, au delà d'avoir participé au comité de pilotage, ont surtout eu une forte influence sur l'orientation des travaux réalisés. Les nombreuses discussions que j'ai pu avoir avec chacun d'eux m'ont beaucoup aidées.

J'adresse mes vifs remerciements à André Dragon qui m'a fait l'honneur de présider mon jury. Je remercie également Gérard Mauvoisin et Habibou Maitournam d'avoir accepté la lourde tâche, certainement fastidieuse, de rapporter mes travaux auprès de l'école doctorale SPIGA. Je suis tout aussi reconnaissant envers Nicolas Moës qui a accepté de faire partie du jury de thèse.

J'aimerais remercier, par ailleurs, Haofeng Chen pour m'avoir accueilli dans son équipe de recherche à l'université de Strathclyde pendant 3 mois, ainsi qu'Alan Ponter pour son implication dans les travaux qui y ont été réalisés. Merci aussi à Thaddeus Stam à la fois pour l'organisation de la formation passée à Applied Ultrasonics de Dordrecht mais aussi pour ses nombreux conseils relatifs aux essais qui ont suivi.

Enfin, je tiens à remercier mes parents, ma famille et mes amis pour leur soutien permanent au cours de cette thèse.

¹ Ces omissions à répétition m'ont toutefois coûtées cher en *Kinder*.

Table des matières

Notations	ix
Introduction générale	1
I Étude bibliographique du martelage à haute fréquence	5
I.1 Introduction	5
I.2 Présentation de la technique d'assemblage par soudage	5
I.2.1 Présentation des principaux procédés de soudage	6
I.2.2 Exemple du soudage à l'arc avec électrodes consommables sous protection gazeuse (MIG-MAG)	6
I.2.3 Description de la zone soudée	6
I.2.4 Principaux types d'assemblages	6
I.2.5 Principaux défauts des soudures	9
I.3 Notions de base sur la résistance à la fatigue des soudures	10
I.3.1 Modes et faciès de rupture	10
I.3.2 Représentation de la résistance à la fatigue des assemblages soudés	10
I.4 Méthodes de dimensionnement en fatigue	11
I.4.1 Facteurs d'influence sur la tenue à la fatigue des assemblages soudés	13
I.5 Améliorations de la tenue à la fatigue	17
I.5.1 Optimisation de la conception	17
I.5.2 Utilisation des traitements de parachèvement	17
I.6 Principaux procédés de parachèvement par impacts	18
I.6.1 Le martelage conventionnel	18
I.6.2 Le grenaillage	18
I.6.3 Le choc laser	20
I.7 Présentation du procédé de martelage à haute fréquence	20
I.7.1 Présentation des ultrasons de forte énergie	20
I.7.2 Origines et évolution du procédé	22
I.7.3 Structure d'un système de martelage à haute fréquence	23
I.7.4 Configuration des indenteurs	24
I.7.5 Modes d'excitation du transducteur	26
I.7.6 Fréquence du transducteur	27
I.7.7 Automatisation du traitement	27
I.7.8 Modèle pneumatique	28
I.7.9 Comparaison avec le martelage conventionnel	28
I.7.10 Exemples d'applications industrielles	28
I.8 Effets du martelage à haute fréquence sur les joints soudés	30
I.8.1 Modifications géométrique et de l'état de surface	30
I.8.2 Modifications microstructurales et de l'état des contraintes résiduelles	30
I.8.3 Influence des ultrasons	32
I.8.4 Défauts observés après martelage à haute fréquence	33
I.8.5 Influence sur le comportement en fatigue des assemblages soudés	33
I.8.6 Comparaison avec les traitements de parachèvement courants	34
I.8.7 Influence de la résistance mécanique	34
I.8.8 Influence du moment du traitement	34

I.9	Synthèse des résultats	37
II	Étude expérimentale du martelage à haute fréquence	39
II.1	Introduction	39
II.2	Analyse de l'état brut de soudage de l'assemblage retenu	39
II.2.1	Configuration des assemblages soudés	39
II.2.2	Géométrie du cordon brut de soudage	39
II.2.3	Microstructure du cordon brut de soudage	42
II.2.4	Essais de traction monotone	42
II.2.5	Essais de fatigue oligocyclique	42
II.3	Dispositif de traitement par MHF	45
II.3.1	Matériel de traitement par MHF	45
II.3.2	Configuration du dispositif de traitement	46
II.3.3	Paramètres standards et conditions de traitement	46
II.4	Analyse des effets du martelage à haute fréquence	48
II.4.1	Aspect des sillons traités	48
II.4.2	Profils des sillons et états de surface	51
II.4.3	Microstructure et défauts de surface engendrés	53
II.4.4	Contraintes résiduelles	55
II.5	Essais de fatigue	56
II.5.1	Configuration des éprouvettes	56
II.5.2	Résultats des essais de fatigue	58
II.5.3	Faciès de rupture	58
II.6	Résultats d'essais complémentaires	60
II.7	Synthèse des résultats	62
III	Estimation des propriétés locales d'un matériau métallique	63
III.1	Introduction	63
III.2	Présentation de l'indentation instrumentée	63
III.3	Mise en place de la méthode indirecte	65
III.3.1	Simulation des indentations	65
III.3.2	Relations entre les paramètres d'entrée et les données de sortie	66
III.4	Correction des courbes expérimentales	68
III.4.1	Correction de l'écrasement de l'indenteur	68
III.4.2	Correction de la géométrie de l'indenteur	68
III.5	Démarche générale	69
III.6	Validation de la méthode	69
III.7	Conclusions	72
IV	Proposition d'une méthode directe dédiée aux chargements mobiles	73
IV.1	Introduction	73
IV.2	Principales approches existantes dédiées aux chargements mobiles	73
IV.3	Bases de la méthode stationnaire passe-par-passe	73
IV.4	Extension de la PPSM aux chargements mobiles discontinus	74
IV.4.1	Configuration du maillage	75
IV.4.2	Algorithme de résolution	75
IV.4.3	Exemple d'application numérique	75
IV.5	Conclusions	78
V	Proposition d'une méthode directe dédiée aux chargements cycliques	79
V.1	Introduction	79
V.2	Évolution d'une structure soumise à un chargement cyclique	79
V.2.1	États limites possibles	79
V.2.2	Théorèmes associés	80

V.2.3	Principales méthodes « accélérées » existantes	80
V.2.4	Présentation générale de la méthode d'Akel et Nguyen	81
V.3	Définition des chargements cycliques considérés	81
V.3.1	Chargement cyclique périodique	81
V.3.2	Chargement cyclique radial	82
V.4	Nature de l'état limite local et règles de correction dans le cas de l'écrouissage cinématique linéaire	83
V.4.1	Nature de l'état limite local	83
V.4.2	Corrections locales pour les chargements cycliques périodiques	85
V.4.3	Corrections locales optimisées pour les chargements cycliques radiaux	85
V.4.4	Traitement du phénomène de rochet et ruine de la structure	87
V.4.5	Algorithme général	87
V.5	Extension aux chargements thermo-mécaniques	87
V.5.1	Introduction des variables modifiées	88
V.5.2	Nature de l'état limite local et corrections associées	89
V.5.3	Détail du processus général	89
V.6	Extension au cas de l'écrouissage cinématique multilinéaire	93
V.6.1	Démarche générale	93
V.6.2	Calcul des propriétés locales	93
V.6.3	Effet de la température sur les caractéristiques locales	95
V.7	Accélération de convergence	95
V.8	Exemples d'applications	95
V.8.1	Le tube de Bree	95
V.8.2	Sollicitation cyclique radiale d'une plaque percée	96
V.9	Conclusions	99
VI	Application des méthodes et analyse des résultats	101
VI.1	Introduction	101
VI.2	Estimation des propriétés locales de l'assemblage soudé en croix	101
VI.2.1	Indentations instrumentées de l'assemblage soudé	101
VI.2.2	Estimation des courbes de traction locales	101
VI.3	Modélisation du martelage à haute fréquence de notre assemblage soudé	104
VI.3.1	Configuration du pied de cordon et position de l'indenteur	104
VI.3.2	Présentation du maillage et affectation des propriétés mécaniques	104
VI.3.3	Simulation du traitement de martelage	106
VI.4	Chargement en fatigue de l'assemblage soudé	109
VI.4.1	Simulation du chargement cyclique	109
VI.4.2	Analyse de la nouvelle durée de vie	110
VI.5	Étude de l'influence des paramètres du traitement et de chargement cyclique	111
VI.5.1	Influence du maillage par comparaison à une indentation ponctuelle	111
VI.5.2	Influence de la profondeur d'indentation lors du martelage	112
VI.5.3	Influence de la loi d'écrouissage	112
VI.5.4	Influence des propriétés mécaniques	114
VI.5.5	Influence de l'orientation et du diamètre de l'indenteur	114
VI.5.6	Influence du chargement cyclique sur l'évolution des contraintes résiduelles	116
VI.5.7	Durées de vies en fatigue estimées en fonction du chargement cyclique appliqué	117
VI.6	Synthèse des résultats	118
	Conclusions générales	119
	Perspectives	121
	Annexes	123
A	Bases de la simulation par éléments finis en élasto-plasticité	123

A.1	Hypothèses de base	123
A.2	Équations constitutives	124
A.3	Évolution globale de la structure	127
A.4	Méthode incrémentale	128
B	Coefficients des équations III.9 et III.10	129
C	Coefficients des équations III.14 et III.15	130
D	Passage de la courbe de traction pure à la courbe de cisaillement pur	130
E	Identification des caractéristiques locales pour un matériau élasto-plastique à écrouissage multilinéaire	131
E.1	Équations de base	131
E.2	Première relation	131
E.3	Deuxième relation	131
E.4	Troisième relation	132
E.5	Quatrième et dernière relation	132
F	Tableaux de résultats	133
Liste des figures		137
Liste des tableaux		141
Liste des algorithmes		143
Bibliographie		145

Notations

Lettres latines :

a	rayon de contact
A	allongement à la rupture
	premier paramètre de la courbe d'indentation
b	exposant de résistance à la fatigue
B	second paramètre de la courbe d'indentation
c	exposant de ductilité cyclique
C_{ijkl}	tenseur des rigidités
$\mathcal{C}$	domaine d'élasticité
D	diamètre de l'indenteur
e_{ij}	partie déviatorique des déformations totales
E	module d'Young
E^*	module d'Young réduit
E_i	module d'Young de l'indenteur
E_{ij}	centre du domaine d'élasticité
E_m	module d'Young du massif
E_m^*	module d'Young réduit du massif
classe FAT	tenue en fatigue à $2 \cdot 10^6$ cycles pour une probabilité de survie de 97,7 %
f	fréquence
	fonction de charge
f_i	tenseur des efforts extérieurs
f_i^d	tenseur des forces volumiques imposées
f_{moy}	fréquence moyenne
F	effort de pénétration
F_i^d	tenseur des forces surfaciques imposées
$\widehat{F}_i^d$	tenseur des forces nodales correctrices
F_{max}	effort de pénétration maximum
g	accélération de la pesanteur : $9,81 \text{ m/s}^2$
	pseudo-potentiel de dissipation
h	profondeur d'indentation réelle (de l'extrémité de l'indenteur)
h'	profondeur d'indentation mesurée (du haut de l'indenteur)
h_c	hauteur de contact
h_{max}	profondeur d'indentation maximale
h'_{max}	profondeur d'indentation mesurée maximale
H	module d'écrouissage en traction simple
H'	module d'écrouissage en cisaillement pur (ou volumique)
I	indice de l'itération active
$\mathcal{I}$	domaine d'intersection
J	indice de l'itération de l'étape locale
$J_2(A_{ij})$	second invariant de la partie déviatorique d'un tenseur d'ordre 2, ici A_{ij}
$J_3(A_{ij})$	troisième invariant de la partie déviatorique d'un tenseur d'ordre 2, ici A_{ij}
k	limite d'élasticité en cisaillement pur
K'	facteur de consolidation cyclique
K_t	facteur théorique de concentration de contrainte
l	position latérale de l'indenteur

L_0	longueur initiale
LMH	largeur à mi-hauteur
m	module de la courbe de Wöhler
M	point considéré du solide
n	nombre de pas
	numéro de la tranche
n'	exposant d'écrouissage cyclique
N	nombre de cycles
N_R	nombre de cycles à rupture
p	pression de contact
p_n	$n^{\text{ième}}$ point de la courbe de traction ou de cisaillement
P	indice du pas actif
r	rayon du domaine d'élasticité
R	rapport de charge
	rayon de l'indenteur
R_e	limite d'élasticité
R_{eH}	limite supérieure d'écoulement
R_{eq}	rayon équivalent de l'indenteur
R_i	tenseur des résidus
R_m	résistance mécanique
$R_{p0,2}$	limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 % de déformation
R_t	rugosité totale
s_{ij}	tenseur déviateur des contraintes
S	raideur de contact
S_0	section initiale
S_{ijkl}	tenseur des souplesses
t	temps
t_0	instant initial
u_i	tenseur des déplacements
u_i^d	tenseur des déplacements imposés
v	vitesse de passe
$\mathbb{V}$	tenseur des variables flux, duales du tenseur des paramètres d'écrouissage
$Y_{ij}, \mathbb{Y}$	tenseur des paramètres d'écrouissage
Z	coefficient de striction

Lettres grecques :

α	coefficient de dilatation thermique
β	orientation de l'indenteur
γ_i	tenseur des accélérations
δ	écrasement de l'indenteur
δA	incrément sur le pas de la variable A
δ_{ij}	symbole de Kronecker
$\Delta \varepsilon$	étendue de déformation
$\Delta \varepsilon^e$	étendue de déformation élastique
$\Delta \varepsilon^p$	étendue de déformation plastique
$\Delta \varepsilon^t$	étendue de déformation totale
$\Delta \sigma$	étendue de variation de contrainte
ε	déformation
ε_f'	coefficient de ductilité cyclique
ε_{ij}	tenseur des déformations totales
$\widehat{\varepsilon}_{ij}$	tenseur des déformations totales modifiées
ε_{ij}^e	tenseur des déformations élastiques

$\hat{\varepsilon}_{ij}^e$	tenseur des déformations élastiques modifiées
ε_{ij}^p	tenseur des déformations plastiques
ε_{ij}^θ	tenseur des déformations thermiques
$\hat{\varepsilon}_{ij}^\theta$	tenseur des déformations thermiques modifiées
θ	température
θ_{ref}	température de référence pour les déformations thermiques
$\theta_{\alpha\text{ref}}$	température de référence pour le coefficient de dilatation
$d\lambda$	multiplicateur plastique
μ	second coefficient de Lamé (module de cisaillement)
ν	coefficient de Poisson
ν_i	coefficient de Poisson de l'indenteur
ν_m	coefficient de Poisson du massif
ρ	masse volumique
σ	contrainte
σ_a	amplitude de contrainte
σ'_f	coefficient de résistance à la fatigue
σ_{ij}	tenseur des contraintes
$\hat{\sigma}_{ij}$	tenseur des contraintes modifiées
σ_L	contrainte longitudinale
σ_m	contrainte moyenne
σ_{max}	contrainte maximale
σ_{min}	contrainte minimale
σ_n	contrainte nominale
σ_R	contrainte radiale
σ_T	contrainte transversale
σ_y	limite d'élasticité
ω_i	tenseur des rotations
Ω	domaine occupé par le solide considéré
$\partial\Omega$	frontières du domaine occupé par le solide considéré

Acronymes :

BGP	Bandes de Glissement Persistantes
CA	Cinématiquement Admissible
DRX	Diffraction de Rayons X
DSM	<i>Direct Stationary Method</i>
ECL	Écrouissage Cinématique Linéaire
EIL	Écrouissage Isotrope Linéaire
HiFIT	<i>High Frequency Impact Treatment</i>
HLE	Haute Limite d'Élasticité
HPP	Hypothèse des Petites Perturbations
HPU	<i>Hight Power Ultrasound</i>
IIW	<i>International Institute of Welding</i>
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MB	Métal de Base
MHF	Martelage à Haute Fréquence
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
PA	Plastiquement Admissible
PPSM	<i>Pass-by-Pass Stationary Method</i>
RdM	Résistance des Matériaux
SA	Statiquement Admissible
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
UML	<i>Universal Material Law</i>

ZAT	Zone Affectée Thermiquement
ZF	Zone Fondue

Introduction générale

La majorité des structures sont soumises au cours de leur fonctionnement à des sollicitations variables. Le caractère cyclique du chargement appliqué rend alors leur dimensionnement en statique insuffisant du fait des phénomènes de fatigue qu'il entraîne. Par ailleurs, le dimensionnement en fatigue d'une pièce mécanique, son contrôle en fonctionnement ou plus généralement l'étude du phénomène de fatigue s'avère plus difficile que dans le domaine des sollicitations monotones. Ceci s'explique par la concentration quasi locale des mécanismes mis en jeu et l'absence de signes annonciateurs macroscopiquement visibles.

Ainsi, le phénomène de fatigue est en moyenne à l'origine de 80 % des causes de rupture, parfois dramatiques, dans l'industrie mécanique ([Pokorny et Pokorny, 2002](#)) et fait encore l'objet de nombreuses recherches.

Le phénomène de fatigue

Le phénomène de fatigue des matériaux métalliques se caractérise par la formation et la propagation sous chargement cyclique de fissures pouvant mener, en l'absence d'intervention, à la ruine de la structure.

Cet endommagement comprend, le plus souvent, trois phases distinctes :

- La phase dite d'amorçage ;
- La phase de propagation ;
- La rupture brutale.

La phase de propagation peut, elle-même, être dissociée en deux étapes avec en premier lieu le stade I, dit de fissures courtes, au cours duquel les micro-fissures amorcées se propagent lentement le long des bandes de glissement persistantes (BGP). S'en suit le stade II, dit de fissures longues, correspondant à la coalescence d'une partie des micro-fissures précédentes. La fissure macroscopique formée va bifurquer sous le champ de contrainte pour atteindre le plan de traction maximale (mode I). Lorsque la fissure de fatigue atteint une longueur critique, la section résiduelle devient trop faible pour supporter le chargement appliqué et entraîne la rupture brutale, de type fragile, ductile ou inter-granulaire.

Dans le domaine des matériaux métalliques, la tenue à la fatigue sera, en premier lieu, dépendante du module d'Young, ou du moins, du métal ou du type d'alliage utilisé. Pour un alliage donné, la résistance à la fatigue sera ensuite principalement dépendante de sa ductilité et de sa résistance mécanique. L'influence de ce dernier concerne davantage la phase d'amorçage, une forte résistance mécanique ayant pour effet de limiter la formation des BGP.

Par ailleurs, la présence de contraintes résiduelles de traction ou d'un état de surface rugueux tendra à diminuer, parfois de manière considérable, la tenue à la fatigue des composants soumis à un chargement mécanique cyclique. Parmi les autres paramètres importants à prendre en compte lors du dimensionnement en fatigue d'une structure, nous pouvons citer le chargement lui-même (mode de sollicitation, amplitude de contrainte, contrainte moyenne), mais aussi la géométrie (effets d'échelles, entailles), ou encore l'environnement au cours de l'exploitation (température, corrosion, *etc.*).

Enfin, notons que les résultats d'essais de fatigue s'accompagnent d'un effet de dispersion engendré par le caractère local du phénomène. Cette dispersion est à considérer lors de toute caractérisation ou dimensionnement dans le domaine de la fatigue.

La fatigue des assemblages soudés

Le soudage fait partie des procédés d'assemblage les plus répandus avec le boulonnage et le collage. La soudure assure notamment une meilleure transition des efforts, une continuité de la matière, une meilleure résistance dans un volume réduit, une parfaite étanchéité ainsi qu'une meilleure continuité thermique, électrique et mécanique.

Cependant les structures soudées souffrent d'une résistance à la fatigue relativement faible comparée à celle des matériaux de base et d'apport utilisés. Ceci s'explique par le nombre de cycles nécessaires à l'amorçage d'une micro-fissure, souvent prédominant dans la durée de vie en fatigue des matériaux métalliques, et qui devient très faible dans le cas particulier des assemblages soudés. La présence habituelle de fortes contraintes résiduelles de traction, de concentrations de contraintes élevées et d'un état de surface souvent médiocre en pied de cordon en sont principalement responsables. De même en racine pour les soudures non ou semi-pénétrées qui, bien que située dans une zone de contraintes résiduelles de compression, peut être le site préférentiel d'amorçage de fissure de fatigue, compte tenu des fortes concentrations qu'elle génère. L'influence de la résistance mécanique est, elle aussi, fortement réduite. La vitesse de propagation des fissures étant peu dépendante de la résistance mécanique, la durée de vie finale évoluera peu d'un alliage métallique à l'autre pour un joint soudé à l'état brut de soudage.

Une bonne conception tenant compte de ces spécificités est donc fondamentale dans le cas d'une exposition à un chargement cyclique. Les soudures concernées sont alors prioritairement définies en leur imposant une forme optimisée et un degré de qualité d'exécution optimisé vis-à-vis de tenue en fatigue. Une étude précise du chargement auquel sera soumis l'assemblage est enfin réalisée permettant de dimensionner au mieux la liaison soudée et de justifier l'application ou non de post-traitements. Ces derniers permettent notamment un gain de poids qui sera d'autant plus marqué que l'étendue des contraintes sera limitée et que la résistance mécanique sera élevée.

Le martelage à haute fréquence

L'une des techniques de parachèvement les plus récentes et vraisemblablement l'une des plus efficaces est celle du traitement par martelage à haute fréquence (MHF). Elle se différencie du martelage conventionnel par une simplicité et un confort d'utilisation améliorés, combinés à l'action revendiquée d'ondes ultrasoniques complémentaires, conférant au traitement une efficacité accrue.

Il a été démontré que son application s'avère être très compétitive pour profiter au mieux des avantages que peuvent apporter certains matériaux dans le domaine du soudage et plus particulièrement pour les aciers à haute limite d'élasticité. Leur utilisation permet notamment une augmentation des contraintes admissibles qui peut se traduire par une extension importante de la durée de vie, un gain de poids, une réduction du coût de fabrication et une économie d'énergie dans le cas de structures mobiles.

Comparé à l'assemblage brut de soudage, le nombre de cycles à rupture observé après traitement par MHF est typiquement 5 à 10 fois supérieur, pour une augmentation conjointe de la limite de fatigue comprise entre 50 et 200 % (Trufiakov *et al.*, 1993). Ce fort potentiel se traduit par un intérêt grandissant des industriels pour cette nouvelle technologie, en particulier dans les domaines de la construction métallique, mécanique et navale. L'application de ce traitement sur des structures en cours d'exploitation est d'ailleurs envisageable et peut même donner lieu à un taux d'amélioration supérieur encore à celui qui aurait été obtenu par un traitement avant la mise en service.

Difficultés liées au dimensionnement en fatigue après MHF

Que ce soient pour les structures neuves ou anciennes, l'utilisation du MHF se heurte à un certain nombre de verrous technologiques. Il s'avère que peu d'études approfondies du procédé ont été réalisées à ce jour. La majorité d'entre elles concerne des travaux expérimentaux dont les résultats illustrent les bénéfices qui peuvent être obtenus. Ils ne sont toutefois que difficilement exploitables pour le dimensionnement en fatigue

d'un assemblage soudé traité par MHF, pour une configuration et des paramètres de traitement donnés.

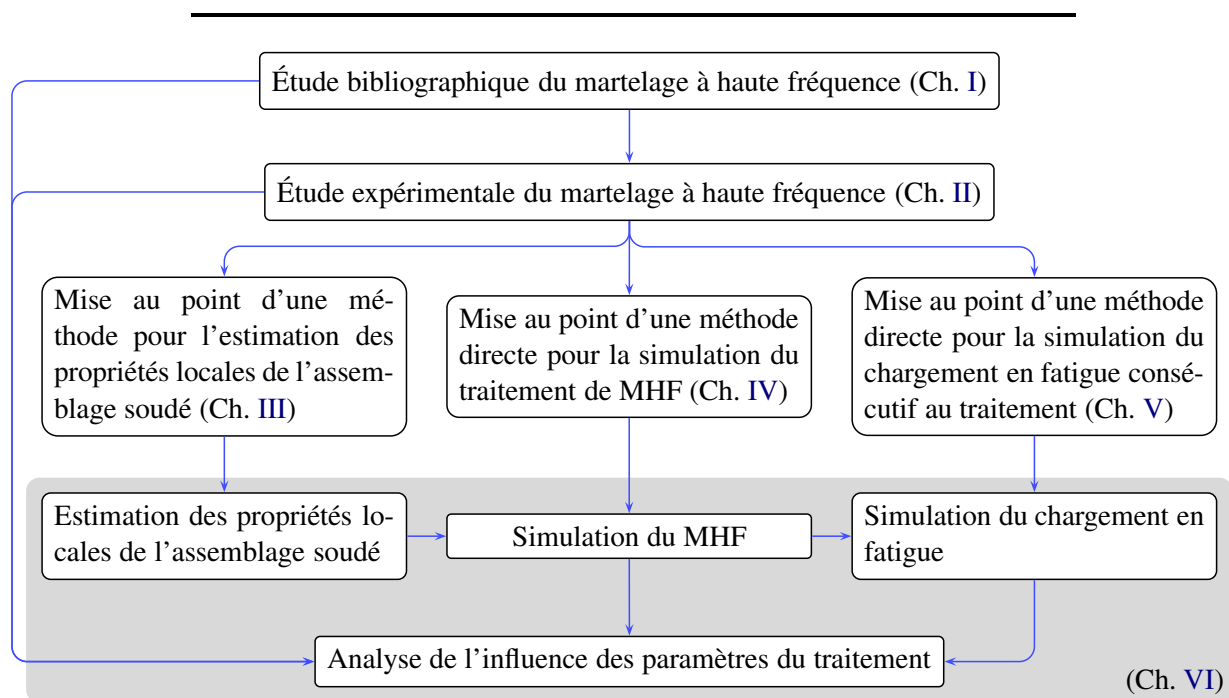
Parmi ces études, certaines rapportent des résultats en fatigue après traitement relativement médiocres. L'origine des ruptures prématurées n'y est pas clairement identifiée et cela constitue donc une limitation majeure pour l'exploitation à grande échelle de ce traitement.

Objectifs de la thèse et démarche retenue

Le projet dans lequel s'inscrit cette thèse est porté par 3 partenaires industriels, à savoir le CETIM, la DCNS et le CTICM. Ce projet s'intéresse à la fois à l'optimisation de la maintenance des structures soudées en service ainsi qu'à la conception avancée des structures nouvelles. Il consiste, à terme, à proposer une démarche applicable industriellement, visant à augmenter les durées de vie garanties des structures nouvelles et à prolonger celles des structures existantes. Cette thématique concerne notamment les ouvrages métalliques du génie civil, du transport et les structures fortement sollicitées (de type engins de manutention, de travaux publics ou de levage). Un certain nombre de recommandations pourrait éventuellement être directement intégré aux règles de dimensionnement en fatigue des structures soudées. Le martelage à haute fréquence fait partie des techniques d'amélioration potentielle qui ne sont, pour le moment, pas considérées dans les normes de dimensionnement concernées.

L'objectif de cette thèse est principalement de mieux comprendre les effets et mécanismes mis en jeu au cours d'un traitement par MHF des assemblages soudés. Si tant est que les conditions optimales d'application soient connues, il paraît aussi important de pouvoir, à la fois, contrôler la qualité du traitement et évaluer la nouvelle tenue à la fatigue. L'état des contraintes résiduelles générées par le martelage constitue actuellement l'une des inconnues les plus délicates à déterminer, de même que son évolution au cours du chargement en fatigue. La modélisation par des méthodes classiques du MHF et du chargement cyclique consécutif s'avèrerait fastidieuse, tandis que des mesures expérimentales en zone martelée, telle que la diffraction de rayons X, montrent certaines limites.

L'organigramme ci-dessous présente la démarche générale suivie lors de la thèse ainsi que les différents chapitres associés à chacune des étapes.



ORGANIGRAMME GÉNÉRAL DE LA THÈSE.

Présentation du mémoire de thèse

Dans la [première partie](#) de ce travail, nous rappelons les bases de la technique d'assemblage par soudage et les spécificités du phénomène de fatigue qui l'accompagne. Nous y présentons ensuite les origines et le principe du martelage à haute fréquence. Les effets de ce traitement, dans le cas des assemblages soudés, sont enfin détaillés au travers de résultats bibliographiques.

Le [deuxième chapitre](#) concerne la mise au point d'un banc de montage spécifique permettant d'effectuer le traitement par MHF en mode semi-automatique. Ce dispositif a été utilisé pour le traitement d'assemblages soudés en croix, en assurant une meilleure maîtrise des différents paramètres qu'en martelage manuel. Dans un second temps, les effets du MHF sur l'assemblage choisi sont analysés, de même que l'évolution de sa tenue à la fatigue.

Nous abordons dans le [chapitre suivant](#) le développement d'une méthode indirecte pour l'estimation des caractéristiques locales d'un matériau élasto-plastique. Cette méthode vise à permettre une évaluation rapide des propriétés de chacune des zones de l'assemblage soudé à partir d'indentations instrumentées.

Les chapitres [IV](#) et [V](#) présentent les méthodes directes numériques, par éléments finis, qui seront utilisées ensuite pour le dimensionnement en fatigue des assemblages soudés traités par MHF. La première méthode proposée, détaillée au chapitre [IV](#), est dédiée aux chargements mobiles discontinus, en vue de la simulation du martelage. Elle repose sur une autre méthode directe existante, proposée par [Dang Van et Maitournam \(1993\)](#). Cette solution permet un gain de temps très important comparée à une résolution incrémentale classique, dite pas-à-pas, pour ce type de chargement.

Une seconde méthode directe, dédiée cette fois aux chargements cycliques, est proposée dans le chapitre [V](#). Elle s'inspire principalement des travaux d'[Akel et Nguyen \(1989\)](#), combinés à ceux de [Zarka *et al.* \(1990\)](#). L'intérêt de cette autre méthode est de pouvoir déterminer la relaxation éventuelle des contraintes résiduelles au cours du chargement en fatigue consécutif au traitement.

Chacune des 3 méthodes présentées aux chapitres [III](#), [IV](#) et [V](#) est appliquée successivement dans le chapitre [VI](#). La première permet d'estimer les propriétés locales de l'assemblage soudé considéré, nécessaires à la modélisation du traitement. La méthode directe dédiée aux chargements mobiles discontinus peut alors être utilisée pour simuler le traitement par MHF. Suite à quoi, le chargement en fatigue consécutif au traitement est simulé à l'aide de la méthode directe dédiée aux chargements cycliques. La tenue en fatigue de l'assemblage peut enfin être estimée sur la base de l'état « stabilisé » des contraintes résiduelles obtenues. Ces simulations ont été répétées pour différents paramètres de traitement et différents niveaux de chargement en fatigue afin d'en déduire un certain nombre de tendances. Une partie de ces résultats numériques est, en complément, comparée aux résultats expérimentaux obtenus pour des conditions de traitement et de chargement en fatigue équivalentes, en vue de valider la démarche globale proposée.

I Étude bibliographique du martelage à haute fréquence

I.1 Introduction

La tenue en fatigue des pièces mécaniques dépend principalement des contraintes résiduelles, des concentrations de contraintes et de leur état de surface. Or, les pieds de cordon d'assemblages brut de soudage sont le lieu de contraintes résiduelles élevées en traction et leur géométrie singulière engendre bien souvent de fortes concentrations de contraintes. Le tout, limite la tenue à la fatigue de ce type d'assemblages, comparée aux caractéristiques des matériaux de base qui les composent.

Tout comme le martelage conventionnel, le traitement par martelage à haute fréquence (MHF) permet à la fois de modifier la géométrie du pied du cordon par un profil plus progressif et de générer des contraintes résiduelles de compression à la place des contraintes résiduelles de traction. De plus, la zone martelée présente un état de surface particulièrement lisse, le tout conférant à l'assemblage traité une résistance en fatigue nettement améliorée.

Dans la première partie de ce chapitre, nous détaillerons le domaine particulier de la fatigue des assemblages soudés métalliques à l'état brut de soudage et des principaux traitements par impacts. S'en suivra une présentation plus approfondie du procédé de martelage à haute fréquence, de son influence sur la tenue à la fatigue des assemblages soudés et des avantages qu'il présente comparé aux traitements préexistants.

I.2 Présentation de la technique d'assemblage par soudage

Le soudage est un mode d'assemblage permanent, applicable à une grande partie des métaux et assurant la continuité de la matière. Ce procédé nécessite l'intervention d'une forte énergie d'activation pour réaliser, dans la majorité des procédés, la liaison par fusion du métal de base avec éventuellement une adjonction de matière supplémentaire appelée métal d'apport (Figure I.1). Si le métal d'apport est de nature différente par rapport à celles des pièces à souder, la soudure est dite hétérogène. Dans le cas contraire, ou s'il n'y a pas d'apport de métal, la soudure est dite autogène.



Figure I.1 : Réalisation d'une soudure en semi-automatique.

I.2.1 Présentation des principaux procédés de soudage

Il existe plus d'une centaine de procédés différents que l'on peut classer en fonction de la nature de l'énergie mise en œuvre (Tableau I.1). Le choix d'un procédé est fonction principalement de l'épaisseur des pièces à souder, de la composition du matériau, du cahier des charges (performances mécaniques recherchées, recommandations en matière de sécurité), du lieu, de l'accès, de la position de soudage, du rendement souhaité, *etc.* Les techniques de soudage les plus utilisées sont celles à arc électrique avec métal d'apport, en particulier le soudage à l'arc avec électrodes enrobées, TIG, MIG et MAG.

I.2.2 Exemple du soudage à l'arc avec électrodes consommables sous protection gazeuse (MIG-MAG)

Le procédé de soudage à l'arc avec électrodes consommables est, de loin, le plus utilisé. La possibilité notamment de souder en continu et l'absence de laitier en ont fait le premier procédé robotisé. On en distingue deux variantes selon que le gaz de protection utilisé est inerte (MIG) ou actif (MAG).

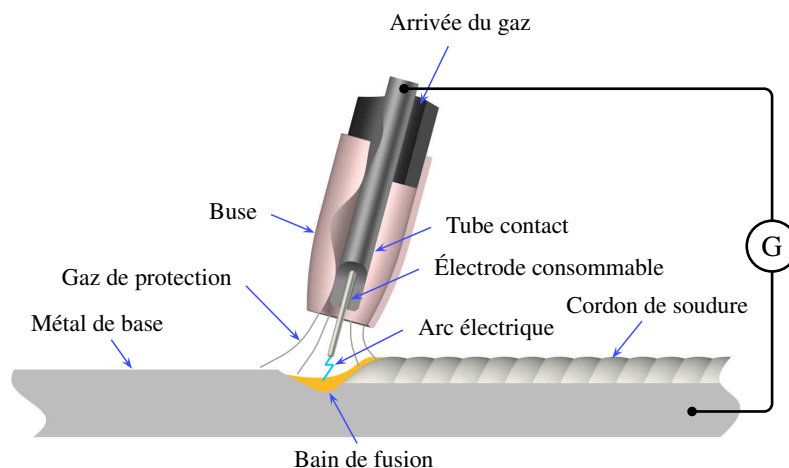


Figure I.2 : Schéma de principe du soudage MIG-MAG.

I.2.3 Description de la zone soudée

La zone soudée se compose de plusieurs parties distinctes (Figure I.3) et notamment d'une zone affectée thermiquement (ZAT) dont la microstructure est différente de celle du métal de base et du métal fondu. À cela viennent s'ajouter la présence possible de fortes contraintes résiduelles de traction et une discontinuité géométrique pouvant être responsable localement de concentrations de contrainte élevées. Tout ceci confère à l'assemblage soudé des caractéristiques mécaniques variables.

I.2.4 Principaux types d'assemblages

Dans la majorité des cas, les constructions soudées sont constituées d'éléments plats. Les différents assemblages sont alors classés en fonction de la disposition relative des éléments soudés dont les principaux sont présentés dans la figure I.4.

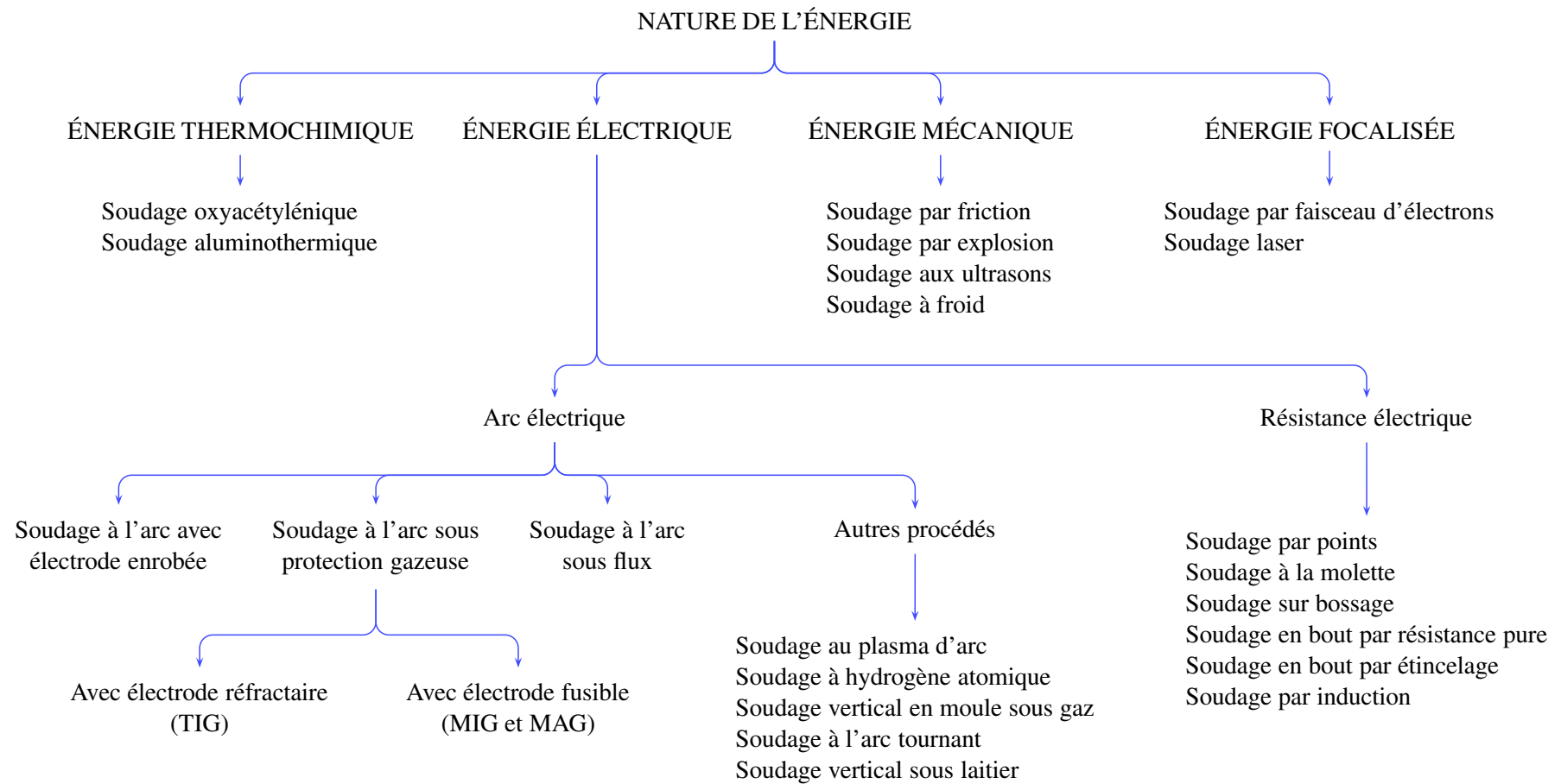


Tableau I.1: Classification des procédés de soudage (CETIM, 1989).

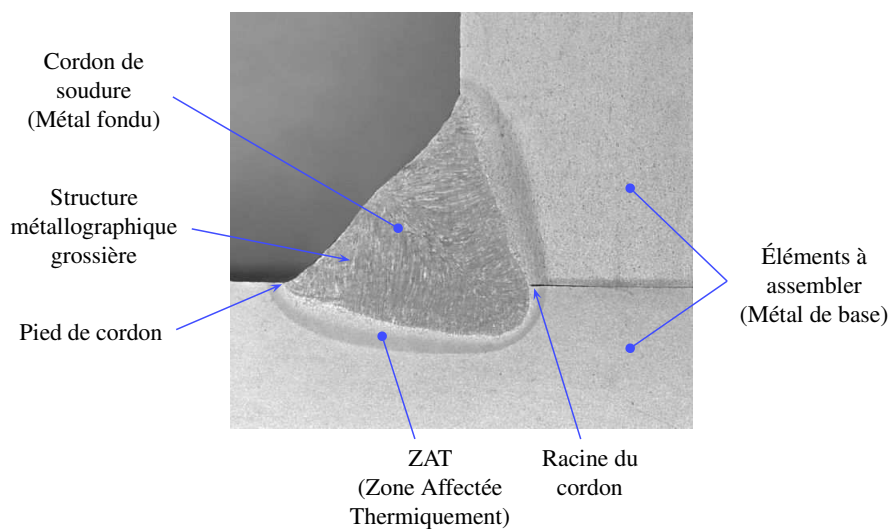
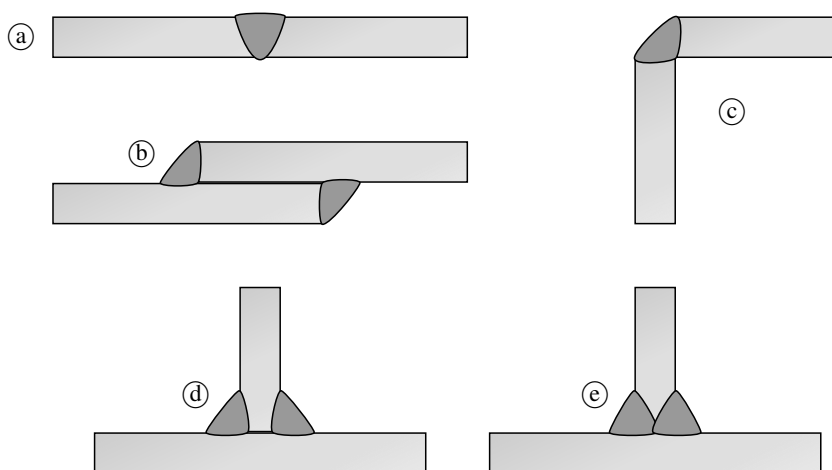


Figure I.3 : Micrographie type d'un assemblage soudé réalisé en mono-passe avec métal d'apport (soudure d'angle).



- a - Assemblage soudé bout à bout (préparation en V)
 b - Assemblage à clin
 c - Assemblages en coin (de types entre tranche)
 d - Assemblage en T (soudure d'angle)
 e - Assemblage en T (soudure en K)

Figure I.4 : Principaux types d'assemblages soudés.

I.2.5 Principaux défauts des soudures

Il existe un certain nombre de défauts caractéristiques des soudures. Les différentes imperfections rencontrées peuvent être classées en trois groupes principaux que sont les défauts de forme de l'assemblage (Figure I.5), les défauts de forme du cordon (Figure I.6) et les défauts de compacité (Figure I.7). Le manque de pénétration fait partie de ce dernier groupe. Il est à l'origine de 80 % des ruptures par fatigue des assemblages soudés.

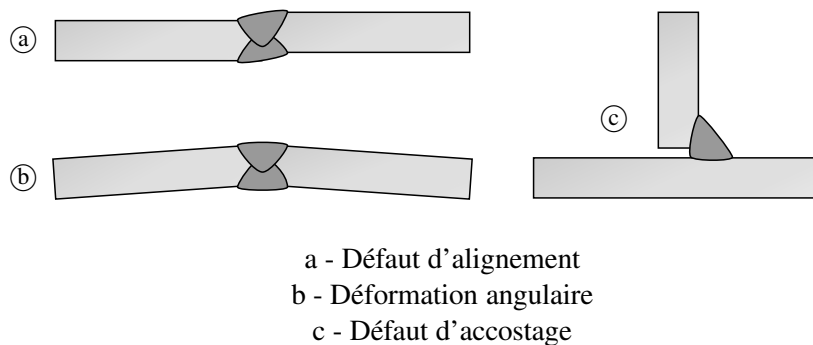


Figure I.5 : Différents défauts de forme de l'assemblage.

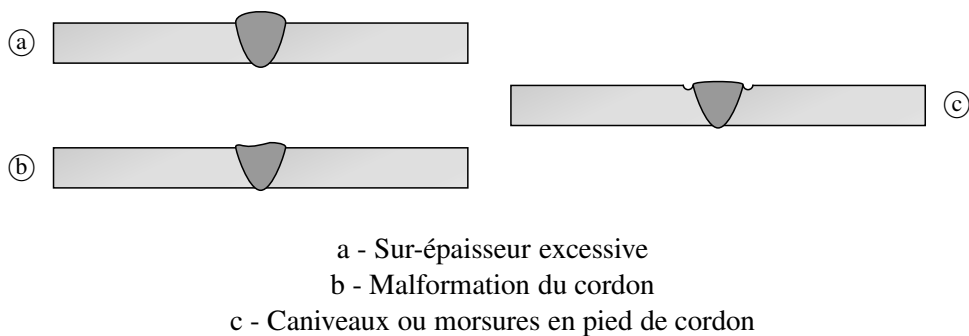


Figure I.6 : Différents défauts de forme du cordon.

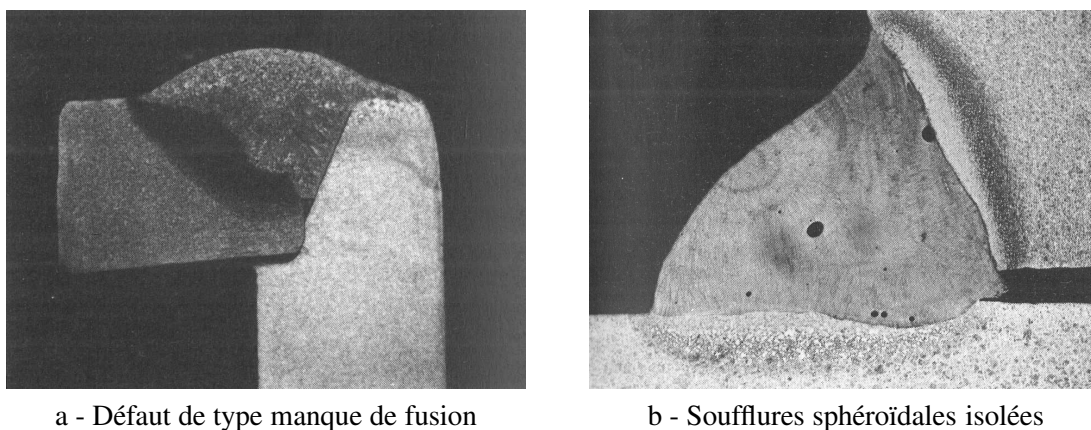


Figure I.7 : Exemples de défauts de compacité (CETIM, 1989).

I.3 Notions de base sur la résistance à la fatigue des soudures

Comme le montre le tableau I.2, la résistance des assemblages soudés soumis à un chargement cyclique est bien moindre que la résistance à la fatigue théorique des matériaux mis en jeu. Ces faibles performances en fatigue s'expliquent principalement par la présence inhérente au niveau de la soudure de contraintes résiduelles de traction élevées et de singularités géométriques se traduisant par d'importantes concentrations de contrainte. Elle seront, de plus, amplifiées en présence des différents défauts de soudure signalés précédemment.

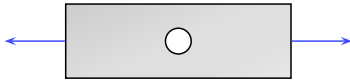
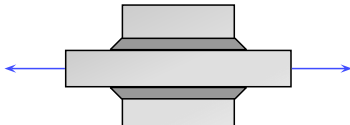
Type de pièce	$\sigma_{\max}$ [MPa]	% de R_e
 Matériaux de base	260	72
 Plaque percée	180	50
 Assemblage soudé	70	20

Tableau I.2: Exemple de contraintes admissibles en fatigue à $2 \cdot 10^6$ cycles sur un acier E36 à $R = 0,1$. (Huther *et al.*, 2006).

I.3.1 Modes et faciès de rupture

Chacun des types d'assemblage présente un mode préférentiel de rupture en fatigue. Dans la majorité des cas, la fissure s'amorce en pied de cordon ou en racine suivant la configuration du joint soudé avant de se propager au sein du matériau jusqu'à la rupture finale. En général, le dimensionnement des soudures se fait de manière à éviter l'amorçage de fissure en racine au profit d'amorçage en pied de cordon pour en faciliter la détection, le suivi et éventuellement la réparation.

Dans les cas des assemblages soudés, on retrouve le même faciès caractéristique d'une rupture par fatigue que pour les pièces mécaniques. Ce faciès comporte trois parties distinctes que sont les zones d'amorçage de la fissure, de propagation et de rupture finale (Figure I.8).

I.3.2 Représentation de la résistance à la fatigue des assemblages soudés

Dans le cas des pièces mécaniques, la résistance à la fatigue est caractérisée par trois paramètres, à savoir la contrainte moyenne σ_m , l'amplitude de contrainte σ_a et le nombre de cycles N .

Dans le cas des assemblages brut de soudage, la résistance à la fatigue n'est plus caractérisée que par deux paramètres que sont généralement l'étendue de variation de contrainte $\Delta\sigma$ (correspondant à l'écart des contraintes $\sigma_{\max} - \sigma_{\min}$) et le nombre de cycles N . La méconnaissance des contraintes résiduelles introduites lors du soudage et l'hypothèse qu'elles peuvent être égales à la limite d'élasticité R_e font que l'influence de la contrainte moyenne du chargement est négligée. Elle peut cependant être partiellement restaurée pour les assemblages soudés ayant subi un traitement de parachèvement (voir paragraphe I.4.1).

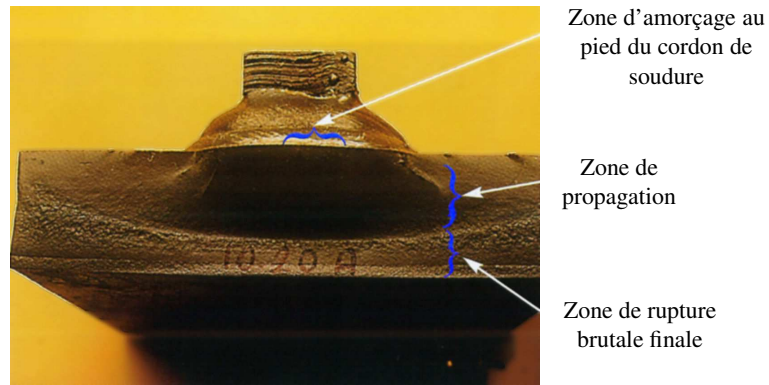


Figure I.8 : Faciès de rupture en fatigue d'un assemblage soudé sollicité en flexion plane (Huther *et al.*, 2006).

La résistance en fatigue des assemblages soudés est alors représentée après analyse statistique d'un certain nombre d'essais par des courbes de Wöhler dans un diagramme bi-logarithmique (Figure I.9). Pour une utilisation plus aisée, ces courbes sont linéarisées. La limite de fatigue pour une étendue de contrainte constante est généralement observée autour de 10^7 cycles sous une sollicitation normale. En deçà de cette limite, la durée de vie en fatigue des assemblages soudés est le plus souvent considérée infinie. Une faible pente est parfois préconisée par sécurité.

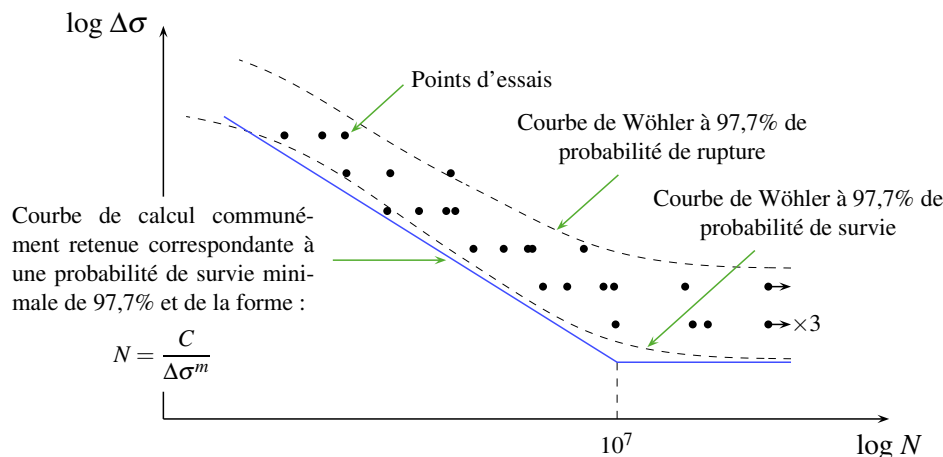


Figure I.9 : Courbe de Wöhler caractéristique dans le cas des assemblages soudés.

I.4 Méthodes de dimensionnement en fatigue

Il existe différentes procédures d'évaluation de la tenue en fatigue des assemblages soudés. Pour déterminer la méthode la plus appropriée au détail constructif étudié, on procède habituellement par élimination :

- Si l'assemblage soudé correspond à un détail constructif du catalogue et que l'on peut déterminer la contrainte au loin, on applique directement la démarche basée sur la contrainte nominale ;
- Si on ne peut pas déterminer la contrainte nominale, alors on peut utiliser la contrainte géométrique ou au point chaud ;
- Si on ne peut pas appliquer la contrainte géométrique, alors on peut appliquer la méthode basée sur la contrainte dite « locale » ou d'entaille ;
- Si des fissures ou des défauts assimilables à des fissures sont présents, on applique la mécanique de la rupture ;

- Enfin si aucune de ces méthodes n'est applicable, on peut procéder à des essais sur le composant entier ou sur chacun des détails constructifs potentiellement critiques vis-à-vis de la fatigue.

Dans la majorité des cas, c'est la démarche basée sur la contrainte nominale qui s'applique. Comme son nom l'indique, elle ne considère que la contrainte au loin du cordon de soudure, au sens de la Résistance des Matériaux (RdM). Celle-ci doit, avant tout, être inférieure à la limite d'élasticité du matériau.

La résistance à la fatigue du détail constructif considéré sera caractérisée par la classe de détail à laquelle il appartient, aussi appelée classe FAT. Elle correspond plus exactement à la tenue en fatigue (en MPa) à $2 \cdot 10^6$ cycles, pour une probabilité de survie¹ de 97,7 %. Une fois déterminée, *via* le tableau de classes FAT (Tableau I.3), elle permet de déduire la courbe de fatigue correspondante en considérant un module m de 3 dans le domaine polycyclique et une pente nulle au-delà de 10^7 cycles (Figure I.10). Toutes ces courbes correspondent à un chargement en traction-compression d'amplitude constante et ont comme limite supérieure, la courbe de résistance à la fatigue du matériau de base. Pour les chargements à amplitude variable, une procédure de calcul de dommage cumulatif est appliquée (habituellement, une règle de « Palmgren-Miner » *via* la figure I.11).

Remarque. Pour des conditions d'exploitation particulières, des facteurs correctifs sont aussi à appliquer sur la classe FAT initiale. De même, un coefficient de sécurité est à prévoir en fonction des conséquences possibles d'une rupture.

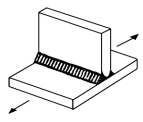
No.	Structural Detail	Description (St.= steel ; Al.= aluminium)	FAT St.	FAT Al.	Requirements and Remarks
500	Non-load-carrying attachments				
511		Transverse non-load-carrying attachment, not thicker than main plate K-butt weld, toe ground Two sided fillets, toe ground Fillet weld(s), as welded Thicker than main plate	100 100 80 71	36 36 28 25	Grinding parallel to stress Angular misalignment corresponding to $k_m = 1.2$ is already covered
⋮	⋮	⋮	⋮	⋮	⋮

Tableau I.3: Extrait du tableau des classes FAT de l'IIW (Hobbacher, 2007).

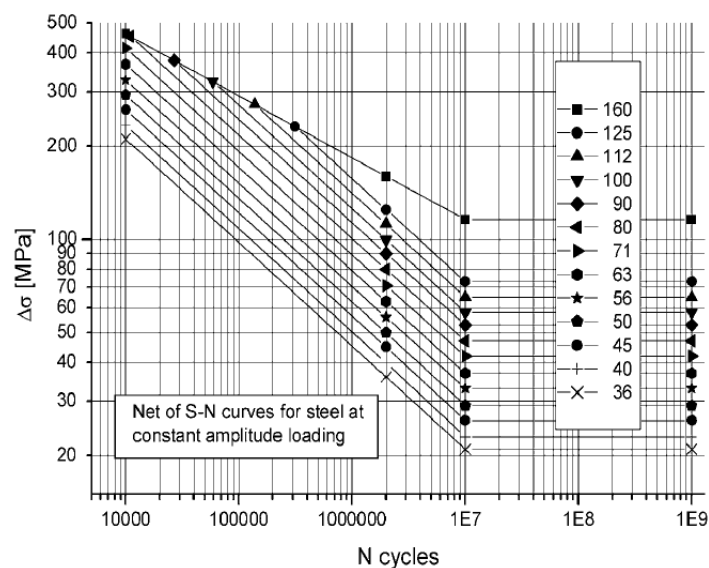


Figure I.10 : Courbes de fatigue en fonction de la classe FAT du détail constructif pour les assemblages sous chargement à amplitude constante en traction (Hobbacher, 2007).

¹Équivaut à un fractile de 95 % avec un intervalle de confiance de 75 %.

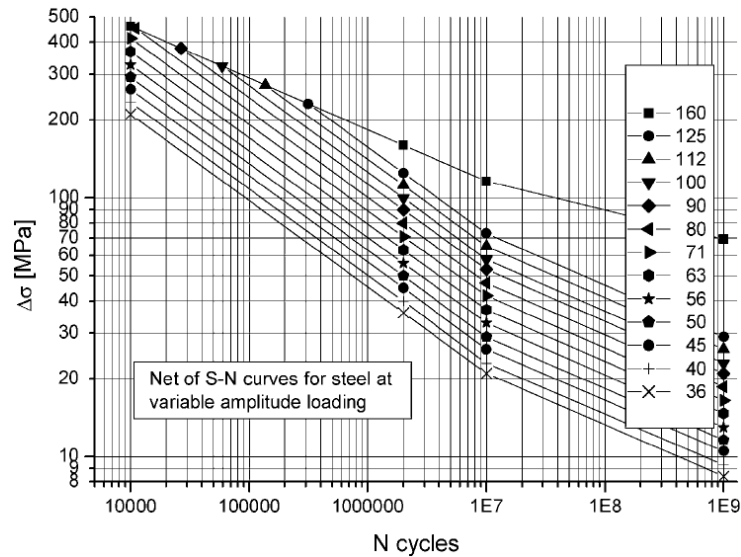


Figure I.11 : Courbes de fatigue en fonction de la classe FAT pour l'utilisation de la règle de Palmgren-Miner (Hobbacher, 2007).

I.4.1 Facteurs d'influence sur la tenue à la fatigue des assemblages soudés

I.4.1.a Influence des concentrations de contraintes

La géométrie particulière d'un assemblage soudé et notamment du pied de cordon, constitue un site particulièrement favorable à l'amorçage des fissures de fatigue. Ceci est dû à l'augmentation locale de la contrainte qui dépend majoritairement du rayon de raccordement en pied de cordon (Figure I.12). On peut caractériser ce pic de contrainte par un facteur théorique de concentration de contrainte K_t .

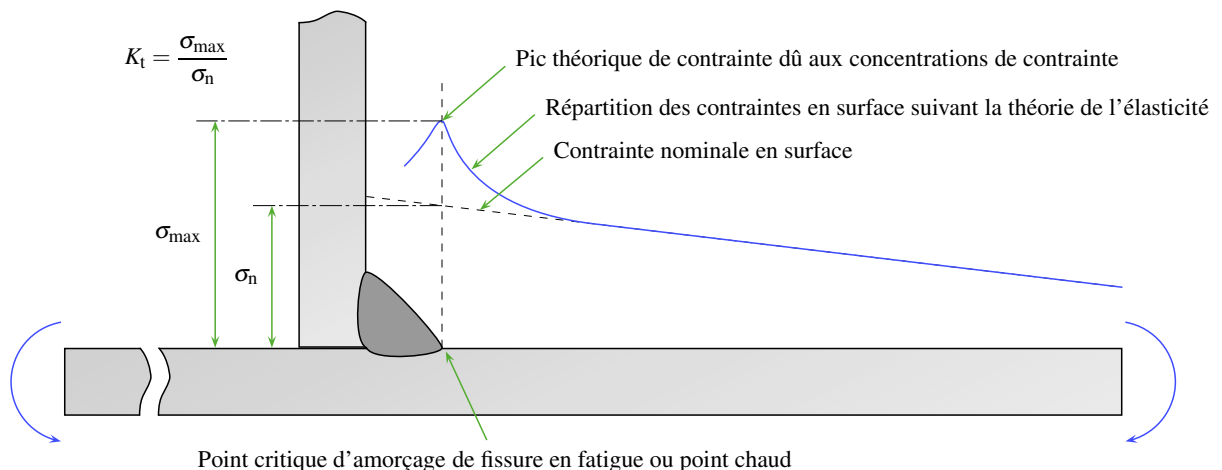


Figure I.12 : Définition des concentrations de contraintes en pied de cordon.

L'expérience montre que l'amélioration de la géométrie du cordon (augmentation du rayon de raccordement au pied de cordon) réduit la concentration de contrainte et améliore notablement la résistance à la fatigue de l'assemblage (Figure I.13).

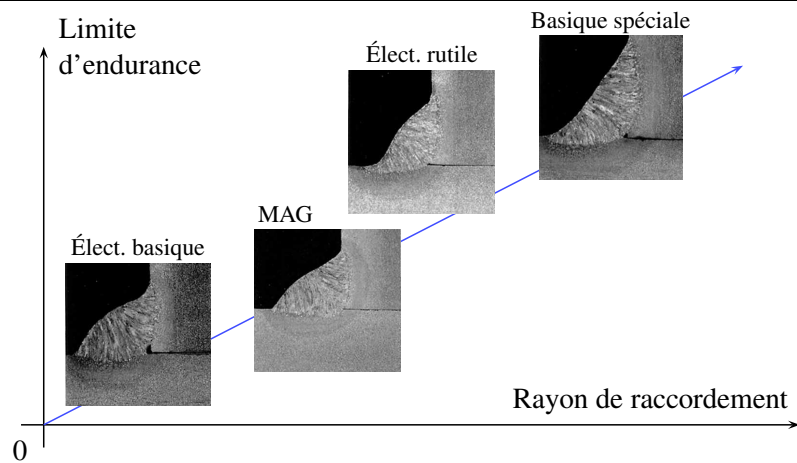


Figure I.13 : Influence du rayon de raccordement sur la limite d'endurance (Huther *et al.*, 2006).

I.4.1.b Influence des contraintes résiduelles

Dans la majorité des cas, les contraintes résiduelles au voisinage d'un pied de cordon brut de soudage sont en traction et de valeurs élevées, voire proches de la limite d'élasticité du matériau (Figure I.14). Cette particularité implique qu'il n'y a pas ou peu d'influence de la contrainte moyenne de chargement, contrairement au cas des matériaux de base (Figure I.15). En effet, quelle que soit la valeur nominale de contrainte appliquée, sa valeur locale sera toujours, au maximum du chargement, de l'ordre de la limite d'élasticité.

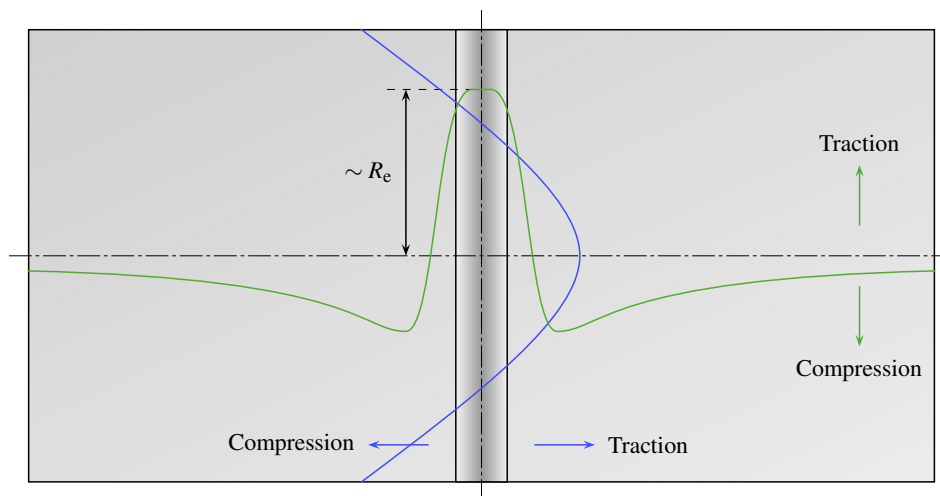


Figure I.14 : Répartition typique des contraintes résiduelles dans un joint soudé bout à bout.

I.4.1.c Influence de la résistance mécanique du matériau sur la limite de fatigue

En fatigue oligocyclique (où la limite d'élasticité est dépassée à chaque cycle de charge, soit à un nombre de cycles à rupture généralement inférieur à 10^5), les concentrations de contraintes et les contraintes résiduelles locales possèdent un moindre effet sur la résistance à la fatigue du matériau. On comprend très bien, par exemple, que dans le cas où le nombre de cycles à rupture tend vers 1, la contrainte maximale admissible tende vers la résistance mécanique (R_m). La résistance mécanique influe alors naturellement sur les contraintes maximales admissibles pour ce domaine d'utilisation.

En fatigue à grand nombre de cycles ($N \geq 10^5$), les concentrations de contraintes et les contraintes résiduelles deviennent prédominantes sur le comportement en fatigue du joint soudé. Dans ces conditions, le temps d'amorçage des fissures de fatigue est relativement faible. La durée de vie de l'éprouvette dépend alors,

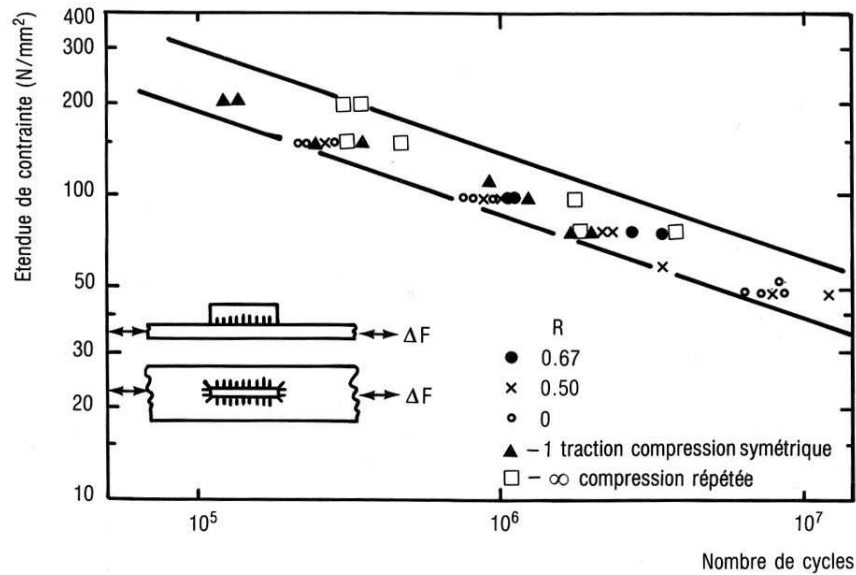


Figure I.15 : Influence du rapport de charge R (équivalent à la contrainte moyenne) sur la tenue en fatigue d'une soudure d'angle longitudinale (CETIM, 1989).

en grande partie, de la vitesse de propagation des fissures dans le matériau considéré. Or, cette vitesse de propagation est relativement peu dépendante de la résistance mécanique du matériau. Pour cette raison, on observe expérimentalement que la résistance à rupture du matériau de base ne possède qu'une influence limitée sur la résistance à la fatigue des assemblages soudés (Lieurade, 1973).

I.4.1.d Influence de la résistance mécanique sur la contrainte moyenne maximale admissible

Comme souligné ci-dessus, la limite de fatigue des assemblages soudés est relativement indépendante de la résistance mécanique du matériau. De ce fait, si deux assemblages présentant des limites d'élasticité différentes sont soumis à une même étendue de contrainte $\Delta\sigma$, le nombre de cycles à rupture N_R sera identique dans les deux cas. Cependant la contrainte moyenne maximale admissible sera d'autant plus élevée que la limite d'élasticité du matériau sera forte (Figure I.16).

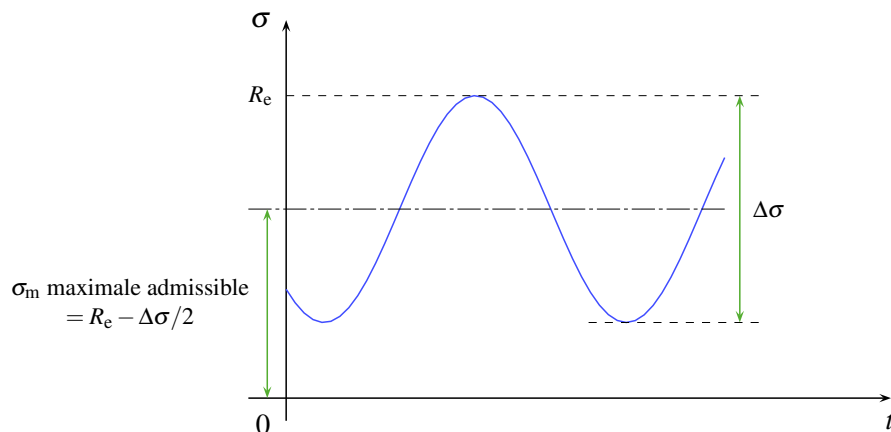


Figure I.16 : Influence de la limite d'élasticité du matériau sur la contrainte moyenne maximale admissible.

I.4.1.e Influence de la résistance mécanique après parachèvement

Les traitements de parachèvement agissant sur les contraintes résiduelles en les diminuant, les relaxant, ou les inversant, visent en définitive à amplifier de façon significative le temps d'amorçage des fissures de fatigue et donc la tenue en fatigue de l'assemblage. Or, ce temps d'amorçage (ou nombre de cycles) est directement dépendant de la résistance mécanique du matériau, pour une étendue de contrainte donnée. Le joint soudé tend alors à retrouver un comportement en fatigue proche de celui du métal de base (Figure I.17). Le gain ainsi obtenu, vis-à-vis de la tenue en fatigue, dépend alors directement des caractéristiques mécaniques du métal de base.

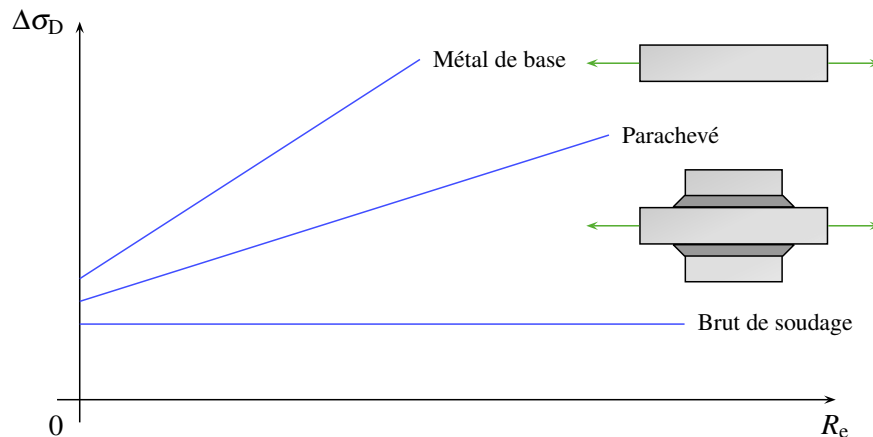


Figure I.17 : Influence de la limite d'élasticité du métal de base sur la limite de fatigue (CETIM, 1989).

I.4.1.f Remarque générale sur l'utilisation d'un matériau à plus haute performance

La résistance mécanique du matériau n'a, *in fine*, pas ou peu d'influence sur la durée de vie en fatigue d'un assemblage brut de soudage. L'utilisation d'un acier à plus haute performance ne s'avèrera intéressante que dans le cas de sollicitations en contrainte ondulée élevée, ou dans le cas d'un assemblage soudé ayant subi un traitement de parachèvement agissant sur le signe et la magnitude des contraintes résiduelles.

Il ne faut cependant pas négliger le choix de l'acier qui peut aussi résulter du pré-dimensionnement statique de l'assemblage ou du procédé de mise en œuvre. Sa soudabilité métallurgique a aussi une grande importance pour l'obtention d'une soudure de qualité et donc d'une bonne tenue en fatigue. Par ailleurs, il est naturellement préférable d'utiliser un métal d'apport assurant une bonne continuité des propriétés mécaniques du métal de base.

I.4.1.g Autres facteurs d'influence

- Influence de l'épaisseur de la tôle : La probabilité de défauts favorisant l'amorçage de fissure de fatigue étant proportionnelle aux dimensions des assemblages soudés, leur résistance à la fatigue tend à décroître lorsque l'épaisseur des tôles augmente. L'influence de l'épaisseur de la tôle est aussi accentuée par l'effet de gradient qui l'accompagne.
- Influence des défauts de soudage : Les défauts de soudage que peut comporter l'assemblage possèdent une influence cruciale sur sa tenue en fatigue. En règle générale, les défauts de forme ont pour effet d'augmenter les concentrations de contraintes dans les zones critiques, tandis que les inclusions et autres défauts de compacité engendrent une propagation accélérée des fissures.
- Influence de la température : Comme en fatigue des pièces mécaniques en acier, les températures de l'ordre de 100 °C et plus ont pour effet de réduire la résistance à la fatigue, ou le nombre de cycles à rupture, pour une étendue de contrainte donnée.

- Influence des différents traitements de surface : Les données relatives à la tenue en fatigue se rapportent généralement à des environnements non corrosifs pour le matériau utilisé. La corrosion, lorsqu'elle est présente, joue un rôle néfaste dans la tenue en fatigue des joints soudés. Une protection doit donc, de préférence, être réalisée pour les environnements corrosifs. À noter que certains traitements, comme la galvanisation ou le chromage, sont à utiliser avec précaution dans le cas des pièces soumises à un chargement en fatigue.

I.5 Améliorations de la tenue à la fatigue

I.5.1 Optimisation de la conception

Un assemblage à l'état brut de soudage ne peut être exempt de contraintes résiduelles et de concentrations de contraintes, responsables de sa faible tenue en fatigue. En revanche, ces contraintes peuvent être en grande partie amplifiées suivant la configuration de l'assemblage soudé et des défauts qu'il peut comporter. Ce n'est donc pas tant le choix du procédé de soudage, mais bien plus encore la configuration de l'assemblage soudé et les conditions de soudage qui affectent le plus la tenue en fatigue de l'assemblage. Il est donc crucial de porter un intérêt tout particulier à optimiser la position, la forme et la qualité des soudures fortement sollicitées en fatigue, et ce, avant même la prescription d'un éventuel traitement de parachèvement.

Un assemblage soudé de qualité supérieure sera d'autant plus facile à obtenir que la soudure sera accessible au moment de l'assemblage. Une bonne visibilité au moment des inspections préventives favorisera de plus la détection et le suivi d'anomalie par contrôle non destructif. Par ailleurs, on positionnera autant que possible les liaisons soudées aux endroits les moins sollicités vis-à-vis de la fatigue.

Les profils de cordons convexes responsables de fortes concentrations de contraintes sont aussi à proscrire. Afin de réduire le facteur théorique de concentration de contrainte, des formes concaves, dans le cas de soudure en angle, et de faibles sur-épaisseurs, pour les soudures bout à bout, sont recommandées. Pour cela, des électrodes à mouillabilité améliorée sont parfois utilisées pour le raccordement au pied de cordon ou pour l'exécution de la totalité de la soudure, ainsi que le soudage en position gouttière.

Par ailleurs, les soudures à pénétration partielle sont à éviter au profit de soudure à pénétration totale dans le cas où elles transmettent les efforts. En plus d'une tenue en fatigue plus faible en pénétration partielle, l'amorçage de fissure en racine¹ présente un risque supplémentaire par sa difficulté à être détectée.

Enfin, une qualité supérieure à celle prescrite dans les normes actuelles est généralement conseillée avec la présence d'un rayon de raccordement en pied de cordon visible à l'œil nu. Cette qualité est à appliquer uniquement aux zones les plus chargées.

I.5.2 Utilisation des traitements de parachèvement

Une fois l'optimisation de la conception effectuée, l'exécution d'un traitement de parachèvement peut alors être envisagée et prescrite pour une tenue en fatigue améliorée.

Remarque. L'utilisation de tels traitements ne s'avère pas forcément bénéfique pour l'amélioration de la tenue en fatigue de joints soudés initialement mal conçus ou mal réalisés.

I.5.2.a Localisation des effets

Les différents traitements de parachèvement se concentrent généralement sur une amélioration localisée en pied de cordon. La racine peut alors devenir un site préférentiel d'amorçage de fissure en fatigue. Or, il est naturellement conseillé de favoriser l'amorçage des fissures à l'extérieur de la soudure pour en faciliter la

¹Pour les soudures en angle, on considère qu'un taux de pénétration supérieur à $1/2 \times$ épaisseur de la tôle aboutit à un amorçage préférentiel situé en pied de cordon.

détection. Les traitements de parachèvement sont alors à appliquer de façon modérée, de sorte que l'amorçage se fasse toujours en pied de cordon. Ils peuvent même devenir inutiles si l'amorçage préférentiel de fissure était déjà localisé en racine.

I.5.2.b Les différents types de traitements

On distingue deux catégories de parachèvements selon qu'ils agissent sur la forme du joint ou sur l'état des contraintes résiduelles. Les différentes méthodes existantes (Figure I.18) peuvent éventuellement être combinées dans le but d'obtenir une amélioration optimale, en tenant compte toutefois des coûts qu'elles impliquent.

I.5.2.c Intérêt vis-à-vis de la résistance mécanique du matériau

Il a été vu précédemment que la résistance mécanique n'a que peu d'influence sur la tenue en fatigue des joints brut de soudage. Dans le cas d'un assemblage soudé ayant subi un traitement de parachèvement, R_m redevient un paramètre prédominant dans la tenue en fatigue (CETIM, 1989). La configuration du joint (position, forme, qualité) garde cependant toute son importance, l'efficacité de tels traitements y étant particulièrement sensible.

I.6 Principaux procédés de parachèvement par impacts

I.6.1 Le martelage conventionnel

Le martelage conventionnel est une technique datant des années 1940 qui est effectué à l'aide d'un outil pneumatique, hydraulique ou électrique dont l'extrémité arrondie vient marteler la surface de la pièce à traiter. Les impacts répétés à une fréquence généralement comprise entre 20 et 100 Hz induisent la création d'un sillon qui peut être plus ou moins prononcé suivant le nombre de passes (Figure I.19). Les contraintes résiduelles émanant de ces déformations plastiques locales atteignent généralement entre 2 et 5 mm de profondeur. Les modifications apportées par cette technique en font l'une des plus efficaces pour le post-traitement des joints soudés. Cependant, ce procédé reste fastidieux et bruyant. De plus, la surface relativement lisse obtenue peut parfois dissimuler des défauts de type repli (Figure I.20) conduisant à l'amorçage prématuré de fissures.

I.6.2 Le grenaillage

Le grenaillage de précontrainte est une autre forme de martelage assurée par la projection à grande vitesse (20 ~ 150 m/s) sur la surface à traiter de particules (le plus souvent sphériques) dont le diamètre est communément compris entre 0,1 et 2,5 mm. Les contraintes résiduelles de compression créées en surface atteignent généralement une profondeur de l'ordre de 0,2 mm (MIC, 2001). Cette technique a été préconisée pour le traitement d'éléments mécaniques sollicités en fatigue suite aux observations faites, à la fin des années 1920, sur des ressorts dont la durée de vie se voyait allongée pour les spécimens nettoyés par grenaillage (sans toutefois en comprendre aussitôt l'origine). Elle est aujourd'hui relativement bien maîtrisée et largement répandue, particulièrement dans les industries aéronautique et automobile.

De nombreuses études ont montré que plusieurs facteurs intervenaient sur l'efficacité du grenaillage suivant les pièces à traiter, à savoir les caractéristiques mécaniques des projectiles, leurs tailles, la vitesse de projection, l'angle d'attaque, le débit de la grenaille et le temps d'exposition. L'intensité du traitement se mesure alors *via* la déformée d'éprouvettes de type « Almen » et par évaluation du taux de recouvrement (ou couverture). Par ailleurs, il est indispensable d'assurer un tri des projectiles déformés ou cassés au cours du traitement.

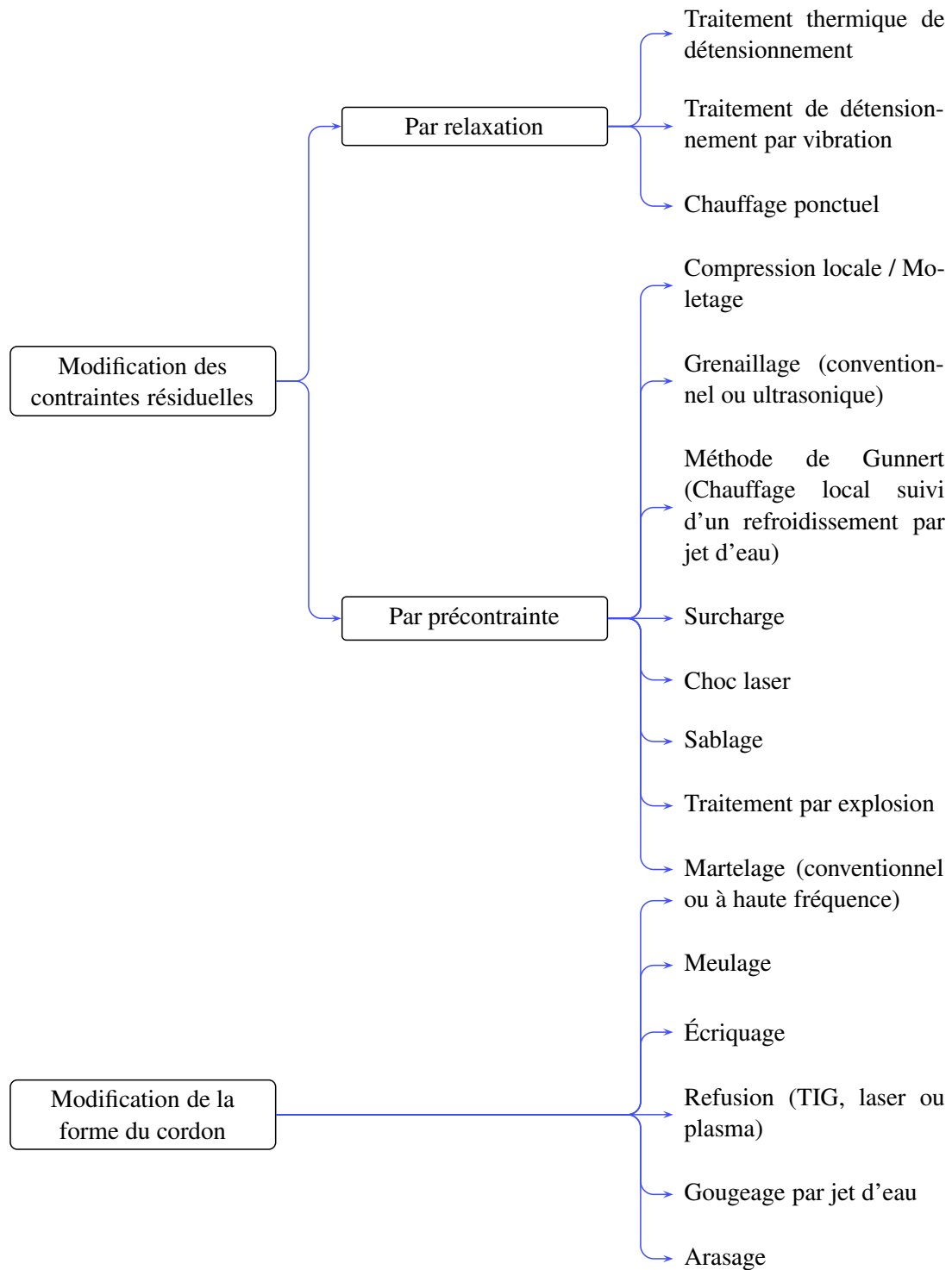


Figure I.18 : Classification des méthodes de parachèvement.

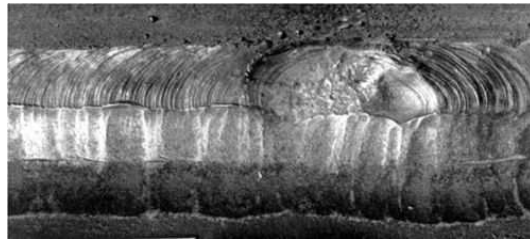


Figure I.19 : Exemple d'un pied de cordon traité par martelage conventionnel (Haagensen et Maddox, 2007).

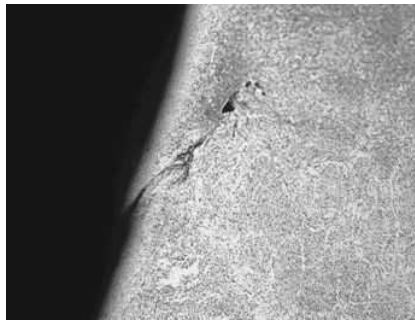


Figure I.20 : Défaut de type repli observé après martelage conventionnel (Haagensen et Maddox, 2007).

I.6.3 Le choc laser

Le choc laser est une technologie émergente dans le domaine des traitements de précontraintes et fait actuellement l'objet de nombreuses études et simulations. Tout comme le cas du martelage ou du grenaillage, ce traitement induit de fortes contraintes résiduelles en surface qui se traduisent par une amélioration significative de la tenue en fatigue des éléments traités.

Le principal bénéfice de ce traitement concerne les contraintes résiduelles de compression qui atteignent 2 à 3 fois les profondeurs habituellement observée en grenaillage. De plus, leur relaxation thermique semble être significativement plus faible que dans le cas de traitements mécaniques (MIC, 2001).

I.7 Présentation du procédé de martelage à haute fréquence

I.7.1 Présentation des ultrasons de forte énergie

Est caractérisée d'ultrasonique toute onde ou vibration mécanique dont la fréquence dépasse le seuil d'audibilité de l'oreille humaine soit 20 kHz. Se distinguent alors deux classes de vibrations ultrasoniques selon qu'elles sont de forte ou de faible intensité. Les ultrasons de faible intensité sont utilisés majoritairement dans le domaine du contrôle. Les ultrasons de forte intensité, ou HPU pour *High Power Ultrasound*, concernent davantage les applications visant à opérer des changements physiques permanents au sein de l'élément traité. Le MHF fait partie des applications industrielles développées autour de cette technologie. L'HPU se rencontre également dans certaines techniques de soudage, usinage, formage, etc.

I.7.1.a Solutions technologiques

Le développement de l'HPU dans le domaine de l'industrie mécanique a démarré peu après la seconde guerre mondiale, corrélativement au développement de transducteurs à haute énergie. Ces éléments qui, par définition, transforment une grandeur physique en une autre, sont généralement de type magnétostrictif ou électrostrictif (piézoélectrique). Les transducteurs magnétostrictifs (Figure I.21.a) sont basés sur le phénomène

de magnétostriction, autrement dit sur la capacité que possèdent certains matériaux (ferromagnétiques) à se déformer sous l'effet d'un champ magnétique. Les transducteurs piézoélectriques (Figure I.21.b) sont basés sur le phénomène d'électrostriction. Ces matériaux possèdent la propriété de se polariser électriquement sous sollicitation mécanique et, inversement, de se déformer sous l'effet d'un champ électrique.

Les performances de ces deux solutions sont relativement similaires. Cependant, l'énergie d'alimentation étant généralement électrique, les appareils utilisant des transducteurs magnétostrictifs montrent un rendement plus faible dû à la double conversion d'énergie nécessaire, passant d'électrique à magnétique puis de magnétique à mécanique. *A contrario*, les transducteurs piézoélectriques présentent des rendements élevés atteignant 95 % et plus.

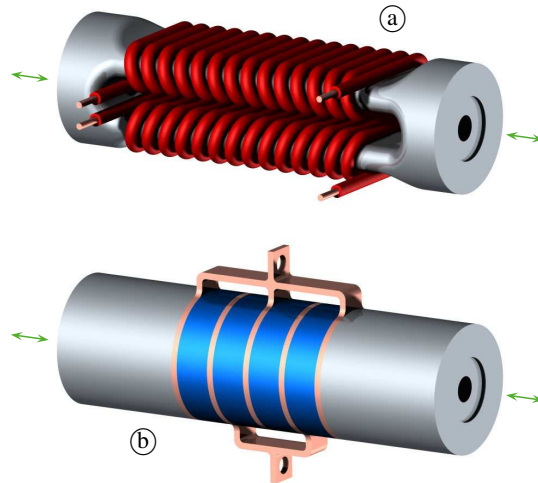


Figure I.21 : Exemple de transducteurs magnétostrictif (a) et piézoélectrique (b).

Les fréquences atteintes en HPU sont comprises entre 20 et 100 kHz et dépendent des différents paramètres du transducteur (Tableau I.4). En règle générale, l'amplitude des déformations se situe entre 5 et 50 μm pour des accélérations pouvant dépasser les 100-g et une puissance variant communément entre 0,1 et 10 kW.

Paramètre	Fréquence : f	Fréquence : $2 \times f$
Longueur	L	$L/2$
Largeur	l	$l/2$
Poids	p	$p/8$
Surface de sortie	S	$S/4$
Puissance	P	$P/4$
Densité de puissance	P'	P'
Déplacement	D	$D/2$
Accélération	A	$2 \times A$
Vélocité de sortie	V	V

Tableau I.4: Effet de la fréquence sur les paramètres du transducteur (Shoh, 1975).

I.7.1.b Structure type d'un système ultrasonique

Tout système ultrasonique s'articule autour d'un transducteur (de type électrostrictif sur la figure I.22) alimenté par un générateur de courant alternatif. L'énergie fournie est habituellement régulée automatiquement pour une consommation relativement faible, tout en assurant le maintien des oscillations d'amplitude spécifiée. En extrémité, se trouve la sonotrode dont la géométrie dépend directement de l'application qui en est

faite. Elle peut être reliée au transducteur directement ou par l'intermédiaire d'un amplificateur dont la forme caractéristique modifie l'amplitude des oscillations transmises.

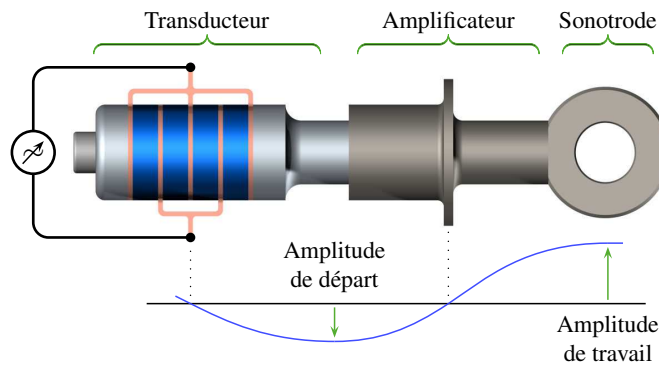


Figure I.22 : Structure d'un système ultrasonique.

I.7.2 Origines et évolution du procédé

Les premiers essais de traitement par ultrasons d'assemblages soudés furent rapportés par [Mordvintseva](#) en 1959. Ses résultats ont marqué le tout début des recherches, dans ce qui était alors l'Union Soviétique, sur l'utilisation de l'HPU en martelage de précontrainte. Contrairement aux systèmes ultrasoniques classiques, l'élément martelant (indenteur) sera par la suite dissocié du transducteur. Cette configuration particulière, étudiée initialement en martelage conventionnel (Figure I.23), a permis une économie d'énergie significative ainsi qu'une meilleure efficacité du procédé et fut naturellement reprise en traitement ultrasonique de surfaces (Figure I.24).

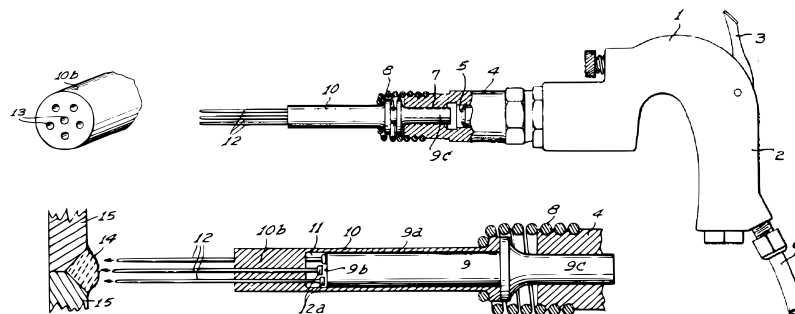


Figure I.23 : Système de martelage conventionnel à indenteurs « libres » ([Gray et Denison, 1942](#)).

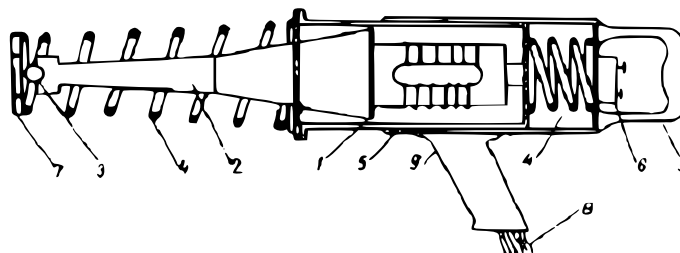


Figure I.24 : Outil ultrasonique à bille intermédiaire ([Krylov et Polishchu, 1970](#)).

Il a été démontré ([McMaster et al., 1973](#)) que cette séparation engendrait une différence entre la fréquence de vibration du transducteur et celle des impacts de l'indenteur sur la surface traitée (Figure I.25). La fréquence

de martelage proprement dite est alors généralement de l'ordre de 200 Hz (voir pour exemple Statnikov *et al.*, 2004), tandis que les transducteurs utilisés sont eux excités à une fréquence ultrasonique de l'ordre de 25 kHz.

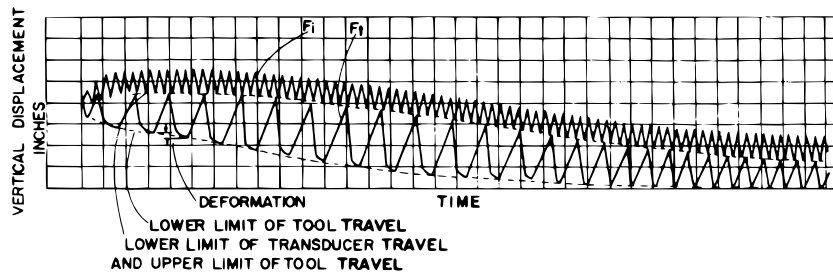


Figure I.25 : Graphique illustrant la différence entre la fréquence d'excitation du transducteur (en haut) et la fréquence d'impact de l'indenteur (en bas) (McMaster *et al.*, 1973).

Aujourd'hui, le MHF se retrouve sous différentes dénominations comme *Ultrasonic Treatment* (UT), *Ultrasonic Impact Technique/Technology/Treatment* (UIT), *Ultrasonic Peening* (UP), *Ultrasonic Peening Treatment* (UPT), *Ultrasonic Hammer Peening* (UHP), ou encore *Ultrasonic Impact Peening* (UIP). Bien que son développement remonte à plusieurs décennies, ce n'est que depuis quelques années que des compagnies commencent à commercialiser divers équipements de martelage à haute fréquence (Figure I.26).

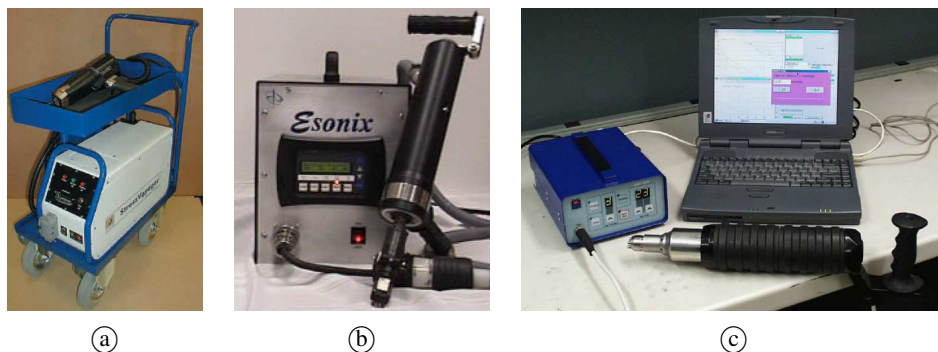


Figure I.26 : Illustrations du Stressonic Needle Peening (a) développé par la Sonats, de l'UIT Esonix (b) de la compagnie Applied Ultrasonics et de l'UltraPeen (c) proposé par Integrity Testing Laboratory.

Comparé aux deux autres procédés, le Stressonic Needle Peening concerne davantage le martelage de surface que celui des pieds de cordon. Le traitement de joints soudés *via* cette solution technologique est alors comparable à un grenaillage de précontrainte amélioré.

Pour notre part, nous nous intéresserons plus particulièrement aux appareils de type UltraPeen et UIT Esonix dont les configurations se prêtent particulièrement bien au traitement localisé en pied de cordon des joints soudés.

I.7.3 Structure d'un système de martelage à haute fréquence

Les structures des différents systèmes présentés précédemment sont sensiblement identiques. Dans la vue en coupe de l'UIT Esonix (Figure I.27), nous retrouvons les principaux éléments caractéristiques d'un système de MHF tel que le transducteur (40), ici de type magnétostrictif représenté sans bobine. Ce transducteur combiné à la sonotrode (33) fait aussi office d'amplificateur. Enfin, en extrémité se trouve le ou les indenteurs (31), variant suivant le type de terminaison amovible (34) installée.

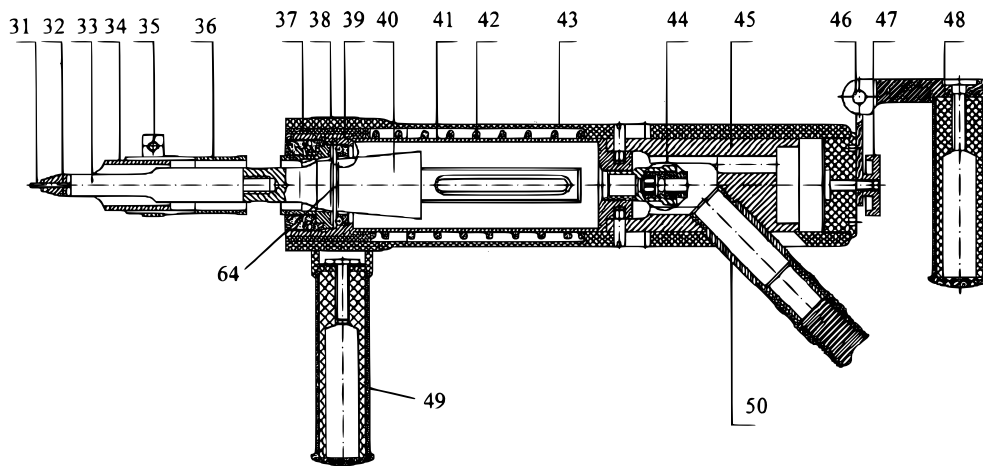


Figure I.27 : Structure de l'UIT Esonix (Statnikov *et al.*, 2007).

I.7.4 Configuration des indenteurs

I.7.4.a Configuration générale

Comme pour le martelage conventionnel, les indenteurs utilisés sont couramment de forme cylindrique (Figure I.28). L'extrémité martelante est arrondie tandis que la face opposée présente une planéité de qualité supérieure pour un meilleur contact avec la sonotrode.

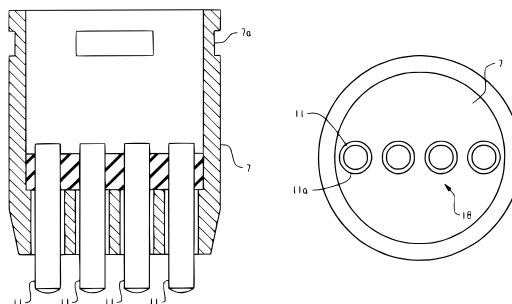


Figure I.28 : Présentation d'un support amovible d'indenteurs pour UltraPeen (Prokopenko *et al.*, 2002).

En fonction de l'application, différentes terminaisons interchangeables sont habituellement proposées comportant un ou plusieurs indenteurs, à disposition variable et aux diamètres compris généralement entre 3 et 5 mm (Figure I.29).



Figure I.29 : Exemple d'indenteurs interchangeables proposés pour l'UltraPeen (Kudryavtsev *et al.*, 2008).

Selon l'étude faite par E. S. Statnikov (Statnikov *et al.*, 2003; Statnikov, 2004), il semblerait que la forme allongée des indenteurs procure une plus longue durée de contact avec la surface traitée, accompagnée de

fortes vibrations, comparé au cas d'indenteurs sphériques. La liberté de mouvement dans le cas des billes engendrerait de simples rebonds au temps de contact réduit et de période aléatoire, se traduisant par une efficacité plus faible (Figure I.30).

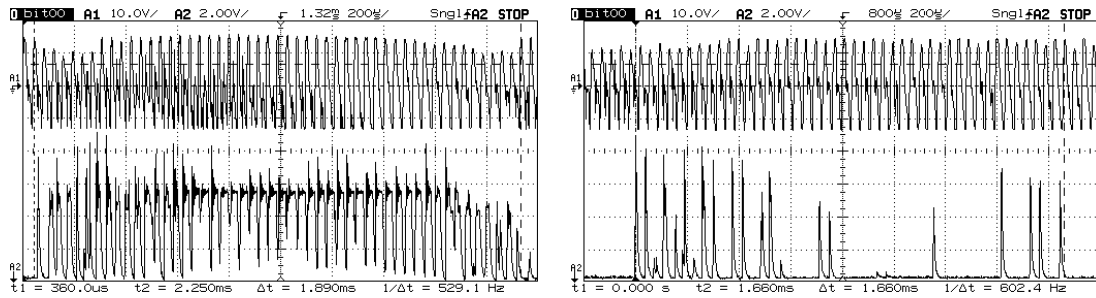


Figure I.30 : Signal du transducteur (haut) et de l'impact (bas) dans le cas d'un indenteur allongé (gauche) comparé au cas d'une bille (droite) (Statnikov *et al.*, 2003).

I.7.4.b Optimisation de la forme de l'indenteur

Une géométrie optimisée à double rayon (Figure I.31) a aussi été spécialement étudiée pour le cas des joints soudés par Statnikov *et al.* (2006b). Elle vise à limiter la formation de replis au cours du traitement (Figure I.33) et permet aussi l'obtention d'un meilleur état de surface en fond de sillon (Figure I.32), tout en diminuant la durée du traitement.

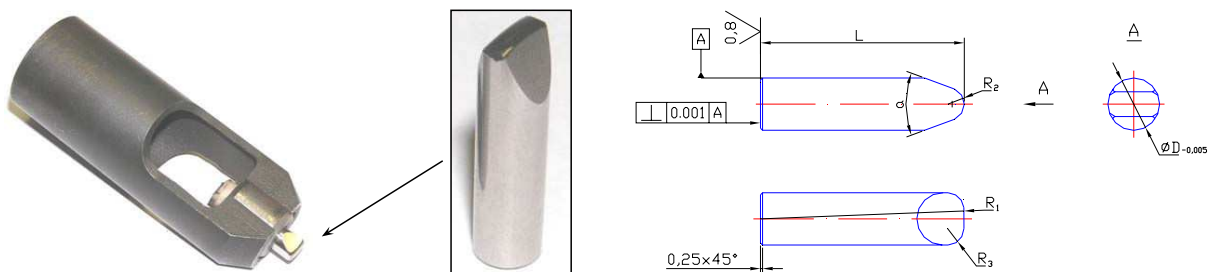


Figure I.31 : Indenteur unique de diamètre 6,35 mm à double rayon (Statnikov *et al.*, 2006b).

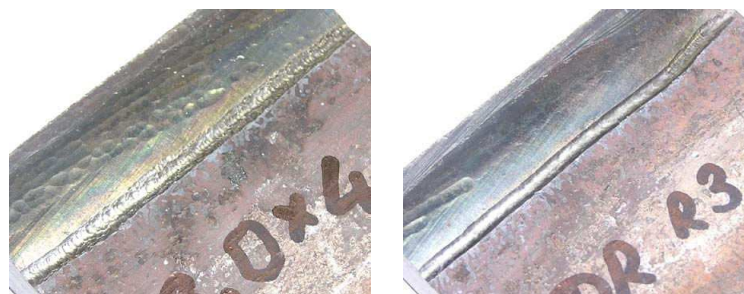


Figure I.32 : Profil des sillons après traitement par indenteur à simple rayon (a) et double rayon (b) (Statnikov *et al.*, 2006b).

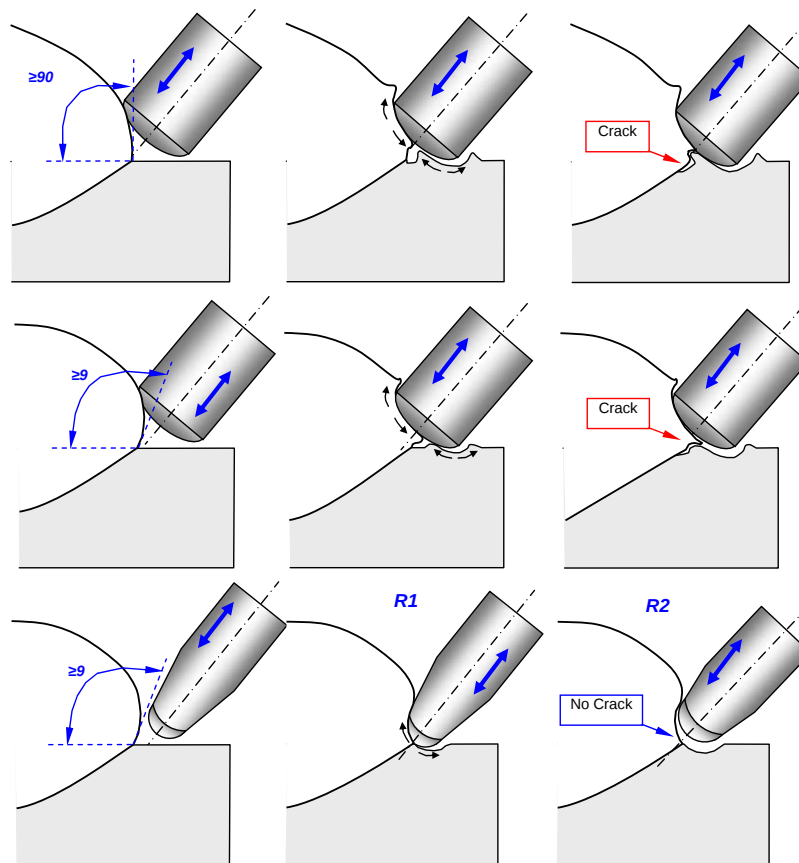


Figure I.33 : Formation du sillon en pied de cordon pour un indenteur standard comparé au cas d'un indenteur à double rayon (Statnikov *et al.*, 2006b).

I.7.5 Modes d'excitation du transducteur

Excepté la puissance consommée, le tableau I.5 montre que l'UltraPeen et l'UIT Esonix n'ont pas de différences notables. Cependant le mode d'excitation du transducteur présenterait une forte influence sur l'efficacité du traitement (Statnikov, 2002, 2004, 2007). En effet, le fait d'activer le transducteur par intermittence aurait pour conséquence de réguler et d'augmenter la fréquence des impacts de l'indenteur ainsi que d'augmenter la durée de contact (Figure I.34). Le rendement de cette solution serait donc nettement meilleur. De plus, l'analyse en continu du signal émanant du transducteur à chacune des pauses pourrait permettre d'améliorer l'efficacité du traitement par correction directe des impulsions suivantes.

Équipement	UltraPeen	UIT Esonix
Type de transducteur	Piézoélectrique	Magnétostrictif
Puissance	400 W	1200 W
Fréquence du transducteur	22 kHz	27 kHz
Excitation du transducteur	Continue	Intermittente
Poids de l'outil	3 kg	3,5 kg

Tableau I.5: Différences générales entre l'UltraPeen et l'UIT Esonix.

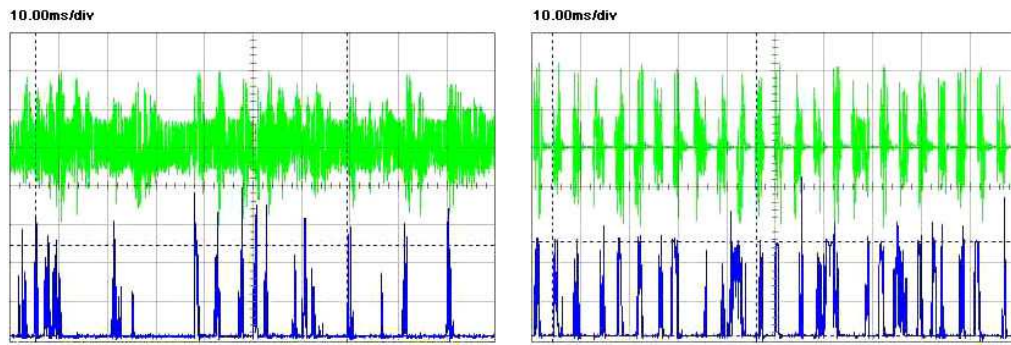


Figure I.34 : Illustration du signal du transducteur (en vert) pour une excitation continue (gauche) et intermittente (droite) et du signal de l'indenteur (en bleu) (Statnikov, 2004).

I.7.6 Fréquence du transducteur

Les fréquences des transducteurs couramment utilisés dans les marteaux à haute fréquence n'excèdent pas 30 kHz. Quelques recherches ont montré que des outils équipés de transducteurs à plus hautes fréquences offraient des résultats équivalents (Statnikov *et al.*, 2004, 2006b). De plus, les gains en termes de poids, consommation et encombrement sont relativement proportionnels à la fréquence de travail des MHF (Figure I.35).



Figure I.35 : Marteaus de différentes fréquences de transducteur (Statnikov *et al.*, 2004).

I.7.7 Automatisation du traitement

Le MHF est communément appliqué manuellement pour des raisons pratiques. Cependant, l'automatisation de ce traitement (Figure I.36) lorsqu'elle est possible, permet d'envisager une amélioration de la répétabilité et de la qualité générale du martelage de par un meilleur contrôle des vitesses d'exécution, de la pression appliquée et de l'orientation du marteau.

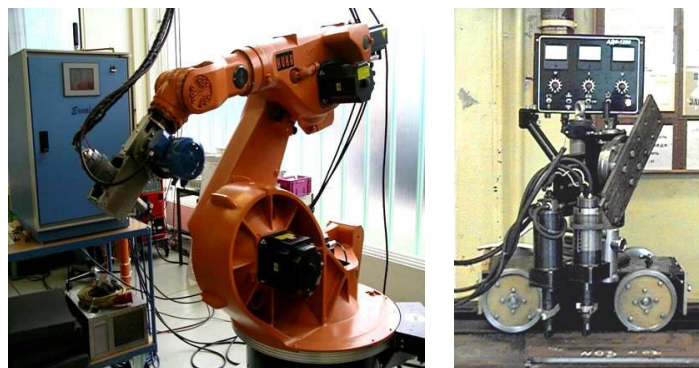


Figure I.36 : Système de martelage à haute fréquence monté sur robot (à gauche) et mécanisé (à droite) (www.appliedultrasonics.nl, 2008).

I.7.8 Modèle pneumatique

Un marteau pneumatique (Figure I.37), équivalent en termes de fréquence d'impact à ceux présentés précédemment, a été étudié dans le cadre du projet REFRESH (Nitschke-Pagel *et al.*, 2007; Weich *et al.*, 2007). Ce modèle expérimental nommé HiFIT (*High Frequency Impact Treatment*) présente des résultats comparables à ceux obtenus *via* l'UIT Esonix concernant la topographie du pied de cordon et des contraintes résiduelles engendrées (Figures I.38 et I.39). Ces similitudes s'étendent alors naturellement à la tenue en fatigue des joints soudés ainsi traités (Figure I.40).



Figure I.37 : Marteau pneumatique à haute fréquence (www.refresh-steel.de, 2008).

I.7.9 Comparaison avec le martelage conventionnel

En martelage conventionnel, l'intensité du traitement dépend directement de l'opérateur qui doit appliquer un effort considérable sur l'outil (>200 N) tout en le maintenant le long du pied de cordon à marteler. Cette solution technologique, bien qu'efficace, engendre de plus de fortes nuisances sonores et des vibrations causées par des indenteurs de plus forte inertie.

Comparativement, le martelage à haute fréquence permet un confort amélioré de ce type de traitement *via* une diminution du bruit et des vibrations transmises à l'opérateur. Par ailleurs, l'effort relativement faible à appliquer (20~50 N) assure un autoguidage de l'outil le long du pied de cordon, l'intensité des impacts ne dépendant plus que des paramètres d'excitation du transducteur et du type d'indenteur utilisé. Enfin, tout ceci tend à supposer une meilleure répétabilité du traitement et une diminution de la dispersion des résultats en fatigue.

I.7.10 Exemples d'applications industrielles

De nombreuses applications du MHF d'assemblages soudés sont en cours ou à l'étude à travers le monde. Cette technique intéresse tout particulièrement l'industrie des ouvrages d'art et de leur maintenance (Augustijn, 2007; Tominaga *et al.*, 2007; Kudryavtsev *et al.*, 2005), mais aussi le domaine de la construction automobile (Kudryavtsev et Kleiman, 2005), les constructeurs d'éoliennes offshore (van der Tempel *et al.*, 2007; Schaumann et Keindorf, 2007), différents organismes de maintenance des installations de signalisation routière (Palmatier et Frank, 2005), *etc.* Le MHF se retrouve aussi dans le traitement des sites de forte concentration de contrainte de pièces mécaniques tels que les pieds de denture des roues dentées ou les congés de raccordement d'arbres.

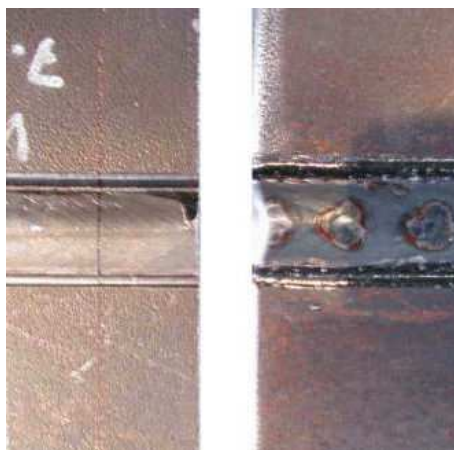


Figure I.38 : Exemple d'un pied de cordon traité par HiFIT (à droite) et par UIT Esonix (à gauche) (Nitschke-Pagel *et al.*, 2007).

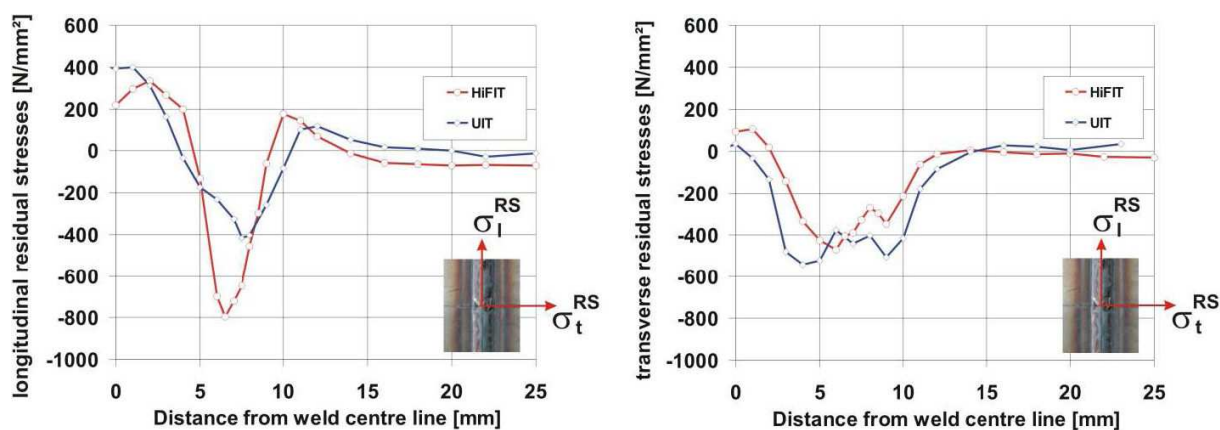


Figure I.39 : Illustration de la répartition des contraintes résiduelles obtenue après traitement par HiFIT et UIT Esonix mesurée par DRX sur des assemblages soudés bout-à-bout en acier S690Q (Nitschke-Pagel *et al.*, 2007).

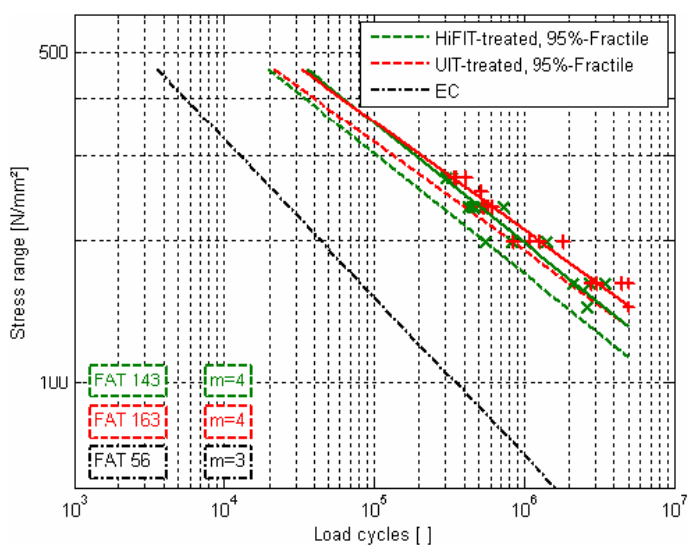


Figure I.40 : Comparaison de la tenue à la fatigue de joints soudés en croix traités par UIT Esonix et par HiFIT (Weich *et al.*, 2007).

I.8 Effets du martelage à haute fréquence sur les joints soudés

I.8.1 Modifications géométrique et de l'état de surface

Le MHF d'un pied de cordon entraîne la création d'un sillon au passage de l'indenteur (Figure I.41). Suivant les conditions de martelage (taux de recouvrement, stabilité de l'outil, dimension des indenteurs, *etc.*), l'état de surface de ce sillon peut être de très bonne qualité, caractérisé par un aspect lisse et brillant (Figure I.42) particulièrement propice à une meilleure tenue en fatigue. Par ailleurs, cette modification géométrique peut être assimilée à un rayon de raccordement qui contribue à diminuer significativement les concentrations de contraintes en pied de cordon (Castellucci *et al.*, 1991) et tend ainsi à expliquer en partie l'amélioration de la tenue en fatigue des assemblages soudés traités. Enfin, en fonction de la configuration de l'assemblage soudé et de l'intensité du traitement, des déformations après martelage peuvent être observées. Suivant le cas, elles pourront même compenser les déformations initiales dues au soudage (Figure I.43).

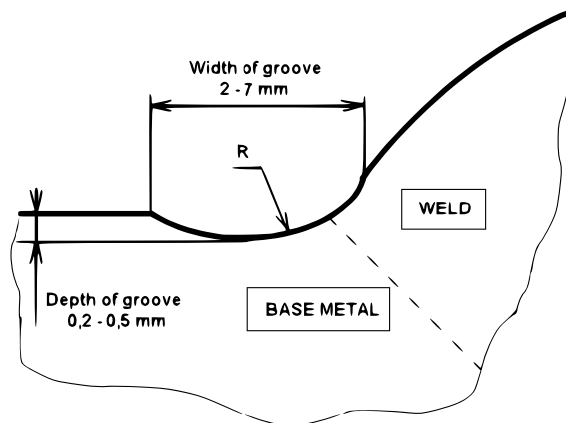


Figure I.41 : Géométrie d'un pied de cordon traité par martelage à haute fréquence (Kudryavtsev *et al.*, 2004).



Figure I.42 : Comparaison d'un joint soudé brut de soudage (à gauche) et après traitement par martelage à haute fréquence (à droite) (Kudryavtsev *et al.*, 2006).

I.8.2 Modifications microstructurales et de l'état des contraintes résiduelles

La figure I.44 illustre les différentes zones d'action sous-surface induites par le traitement. La première couche fine, appelée *White Layer*, se caractérise par une fine microstructure (nanocristallisation) présentant une bonne résistance à l'usure et à la corrosion. La zone de déformation plastique atteint la profondeur moyenne de 1,5 mm et induit de fortes contraintes résiduelles de compression (Figure I.45) procurant à l'assemblage une tenue en fatigue améliorée, une compensation des déformations et une meilleure résistance à la corrosion. Enfin les zones de relaxation de l'impulsion et des ultrasons engendrent une réduction des contraintes résiduelles respectivement de 70 et 50 % par rapport à l'état initial (Statnikov, 1997).

Par ailleurs, les déformations plastiques de la zone indentée se manifestent sur une profondeur de plus de 0,2 mm par une microstructure lamellaire dense (Figure I.46) dont l'orientation peut elle aussi contribuer au ralentissement de la propagation d'éventuelles fissures.

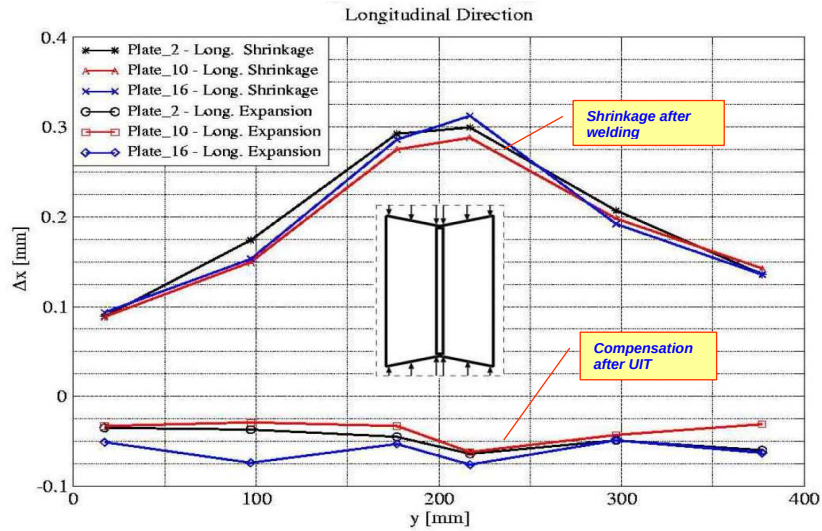


Figure I.43 : Exemple de déformations relevées sur le flanc de l'âme d'un joint soudé en T avant et après traitement par MHF (Statnikov *et al.*, 2006a).

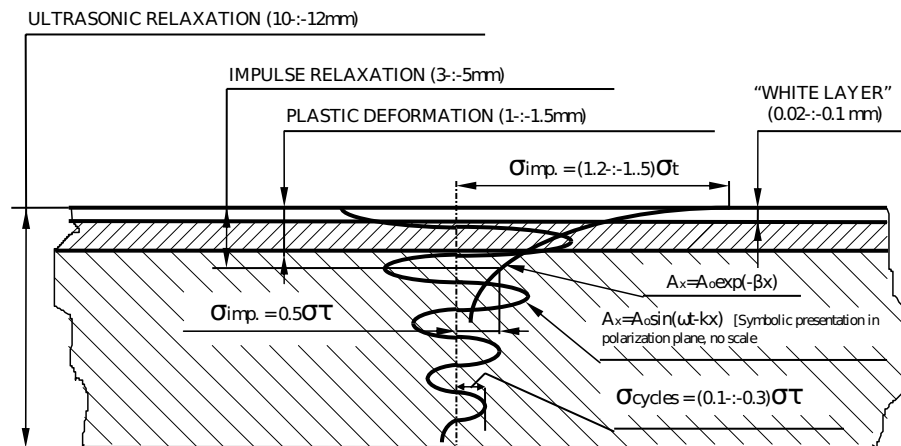


Figure I.44 : Zones d'action physique du martelage à haute fréquence sur un joint soudé (Statnikov, 1997).

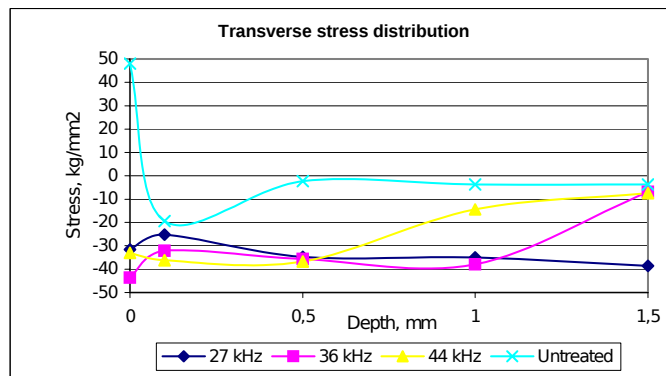
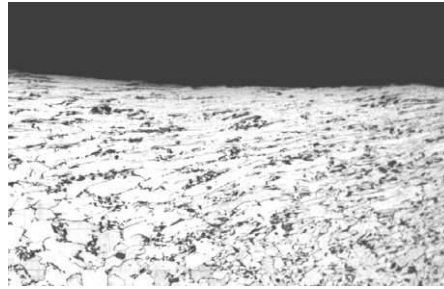


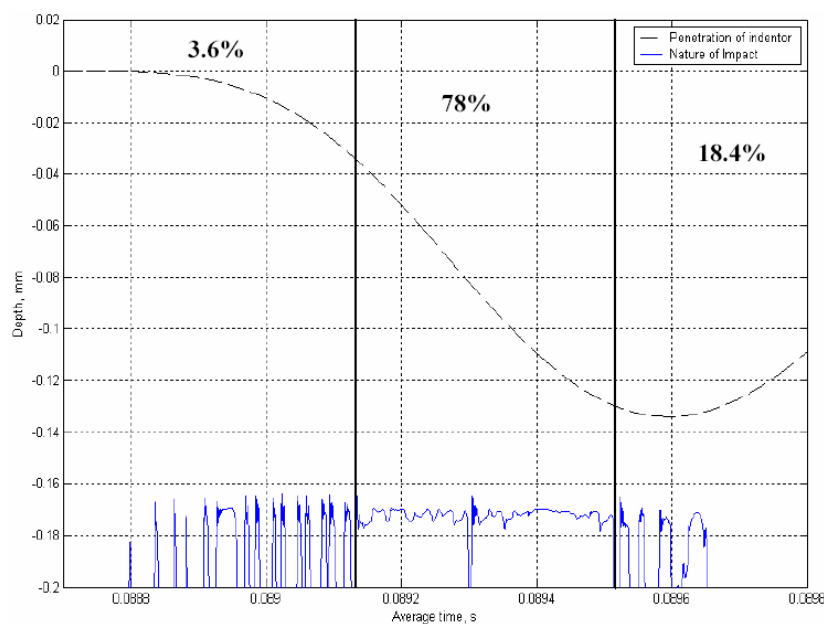
Figure I.45 : Exemple de répartition des contraintes résiduelles transversales après traitement par MHF à différentes fréquences sur des échantillons en aciers AISI 4150 (Statnikov *et al.*, 2004).

Figure I.46 : Type de microstructure obtenue après MHF (Statnikov *et al.*, 2006b).

I.8.3 Influence des ultrasons

Dans le cas du grenaillage par ultrasons, peu d'intérêt est porté aux ondes ultrasoniques elles-mêmes dans l'étude de ce traitement. Ceci s'explique par le fait que les temps d'impact des billes (communément inférieur à 10 microsecondes) sur la sonotrode est inférieur à la période des oscillations du transducteur (37 microsecondes à la fréquence de 27 kHz) (Statnikov *et al.*, 2005). De plus, les billes sont peu propices à la conservation unidirectionnelle d'une onde pendant le trajet entre la sonotrode et la surface de la pièce à traiter. Enfin la direction d'impact peut être très différente de celle des ondes ultrasoniques que pourraient « transporter » les projectiles (ces derniers étant libres de tourner dans toutes les directions au cours de leur trajet).

Dans le cas du MHF, les projectiles sont remplacés par des indenteurs allongés et guidés en translation ce qui les rend particulièrement aptes à conserver une onde ultrasonique orientée dans la direction d'impact. Les travaux menés par Statnikov *et al.* (2005) montrent que les temps de contact d'un indenteur avec la surface de la pièce à traiter sont nettement supérieurs aux périodes d'oscillation du transducteur (Figure I.47), et ont de plus relevé la propagation d'ultrasons au sein du matériau impacté. Les ondes ultrasoniques ainsi transmises sont susceptibles de participer activement à l'efficacité du traitement. Toutefois, une étude approfondie de la transmission des ondes ultrasonores en MHF devra être menée afin d'évaluer l'importance de leurs effets potentiels au cours d'un tel traitement.

Figure I.47 : Proportion de déformation plastique au cours d'un impact corrélée à la profondeur d'indentation et aux vibrations ultrasoniques transmises (Statnikov *et al.*, 2005).

I.8.4 Défauts observés après martelage à haute fréquence

Tout comme en martelage conventionnel, il est parfois constaté la présence de défauts de replis après traitement par MHF (Statnikov *et al.*, 2006b; Nitschke-Pagel *et al.*, 2007; Roy et Fisher, 2005; Maddox *et al.*, 2007). Ces imperfections, assimilables à de micro-fissures, entraînent un effet inverse à celui recherché par rupture prématurée de l'assemblage martelé.

Lorsque qu'ils sont présents en bord de zone traitée (Figure I.48), ces défauts peuvent être imputés à l'emploi d'indenteurs de diamètre trop faible menant à un travail à froid important du matériau.



Figure I.48 : Exemple de défaut de chevauchement observé en bord de zone traitée (Nitschke-Pagel *et al.*, 2007).

Les défauts localisés à l'interface entre le métal de base et la zone fondue (Figure I.49) sont principalement dus à des angles de raccordement trop aigus en pied de cordon. Bien que l'amélioration de la forme du cordon au moment même de son élaboration soit la solution à privilégier, l'écricage avant MHF peut être envisagé ou encore l'utilisation d'indenteurs à forme améliorée (voir paragraphe I.7.4.b). La détection de tels défauts s'avère particulièrement délicate par simple contrôle visuel. Aussi, les recommandations faites dans le cas du martelage conventionnel peuvent être appliquées pour l'inspection des joints soudés traités par MHF. L'IIW préconise notamment le contrôle par magnétoscopie assisté d'une loupe et d'un éclairage brillant (Haagensen et Maddox, 2007).

Remarque. Contrairement au ressuage, ce type d'inspection permet de révéler les défauts de surface qu'ils soient débouchant ou non mais ne s'applique qu'aux matériaux magnétiques.

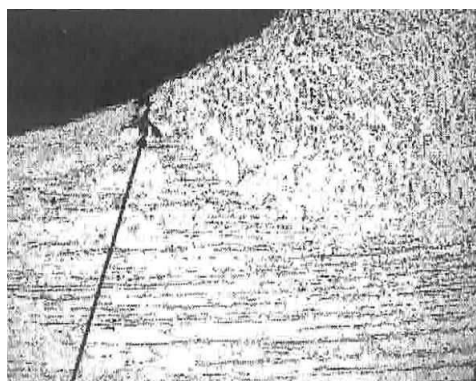


Figure I.49 : Exemple de repli de martelage observé à l'interface entre le métal de base et la zone fondue (Maddox *et al.*, 2007).

I.8.5 Influence sur le comportement en fatigue des assemblages soudés

Les modifications présentées précédemment font du MHF une technique de parachèvement particulièrement efficace pour l'amélioration de la tenue en fatigue des joints soudés (Figure I.50). Ainsi, le prolongement de

la durée de vie en fatigue de l'assemblage traité peut atteindre jusqu'à 10 fois celle de l'assemblage brut de soudage, voire davantage. En termes de contrainte, la limite de fatigue augmente de 50 à 200 % (Trufiakov *et al.*, 1993).

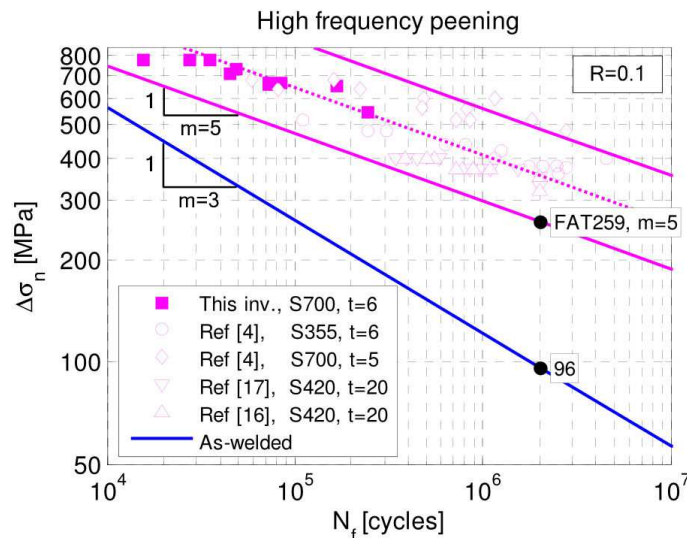


Figure I.50 : Comparaison de résultats d'essais de fatigue sur joints en T en acier de différentes nuances (Pedersen *et al.*, 2009).

I.8.6 Comparaison avec les traitements de parachèvement courants

La figure I.51, issue d'une étude menée par Statnikov *et al.* (2000), illustre l'efficacité du MHF comparée au martelage conventionnel, au grenailage et à la refusion TIG. Il semblerait par ailleurs que le diamètre des indenteurs joue un rôle significatif dans l'efficacité du MHF. En effet, la courbe 2 de la figure I.51 correspond à des essais sur des assemblages soudés dont une partie a été traitée avec des indenteurs de diamètre 5 mm. La courbe 7, qui correspond à la résistance en fatigue de joints soudés traités uniquement avec des indenteurs de diamètre 3 mm, montre une plus forte amélioration.

Outre l'efficacité renforcée du traitement comparée aux autres techniques, le MHF présente un confort d'utilisation nettement amélioré par rapport, notamment, au martelage conventionnel. Ceci est dû à une meilleure stabilité de l'outil, des vibrations transmises à l'opérateur de moindre amplitude et un niveau sonore réduit. De plus, tous ces avantages laissent présager une amélioration de la reproductibilité du traitement et par là même une diminution de la dispersion des résultats en fatigue.

I.8.7 Influence de la résistance mécanique

Comme décrit au paragraphe I.4.1, la résistance mécanique R_m du matériau n'a pas ou peu d'influence sur les durées de vie des assemblages brut de soudage. En revanche, ce paramètre redevient prépondérant pour les joints ayant subi un traitement par MHF (Castellucci *et al.*, 1991 ; Martinez, 1997 ; Janosch *et al.*, 1995), si bien que leur limite en fatigue approche parfois de très près celle du métal de base utilisé. La figure I.52 montre l'évolution de la limite d'endurance à $2 \cdot 10^6$ cycles d'un joint soudé en fonction de sa résistance mécanique, illustrant l'intérêt d'un tel traitement dans le cas des aciers à haute limite d'élasticité.

I.8.8 Influence du moment du traitement

Si le traitement par MHF à l'état brut de soudage permet une nette augmentation de la durée de vie en fatigue des assemblages soudés, il semblerait que le traitement en cours de service de structures initialement

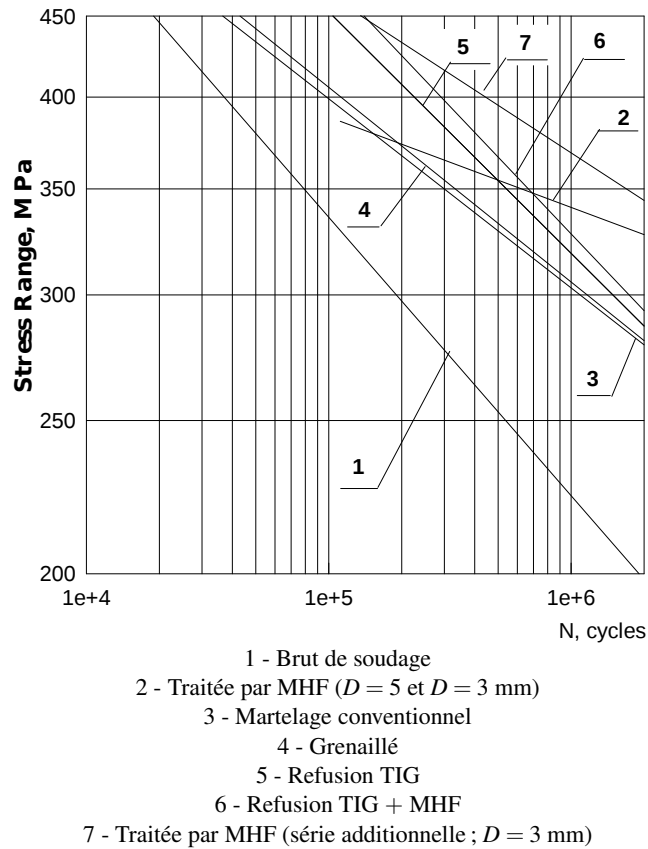


Figure I.51 : Courbes de fatigue de joints soudés en T brut de soudage et après différents parachèvements sur éprouvettes en acier WELDOX 420, à $R = 0,1$ (Statnikov *et al.*, 2000).

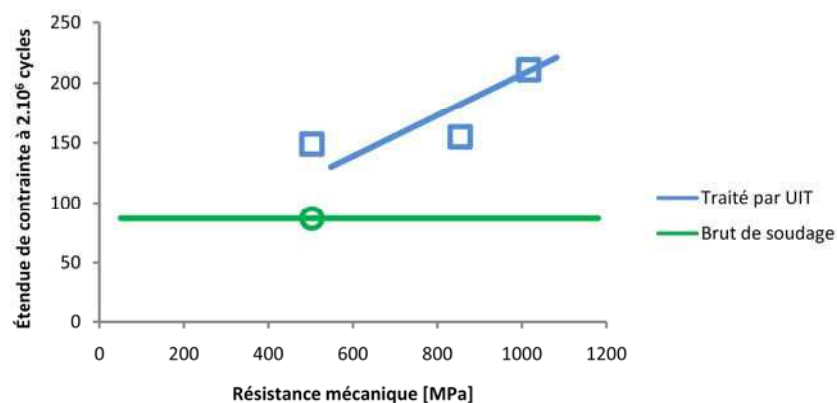


Figure I.52 : Évolution après martelage à haute fréquence de la limite de fatigue d'un assemblage soudé en fonction de sa résistance mécanique (Martinez, 1997).

non traitées permette une amélioration encore plus significative (Figure I.53). Ceci peut s'expliquer par la relaxation des contraintes résiduelles, qui perdent de leur effet lorsque les micro-fissures apparaissent dans le cas d'un traitement avant sollicitation en fatigue. Une action sur les micro-fissures amorcées en pied de cordon peut, également, contribuer à cette amélioration. Ce type d'observation (Kudryavtsev *et al.*, 2005; Günther *et al.*, 2005) s'avère particulièrement intéressante pour le prolongement de durée de vie des structures anciennes.

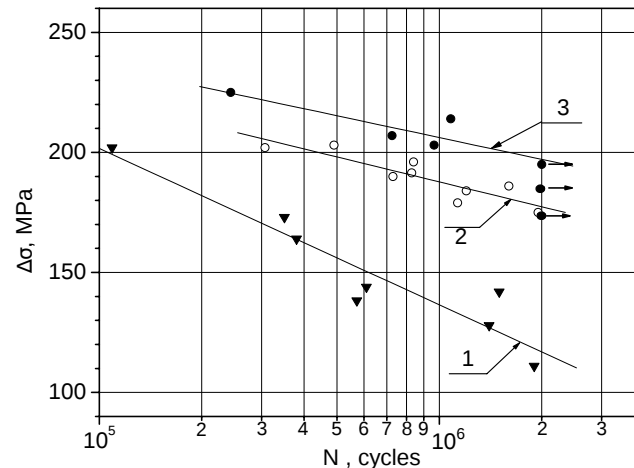


Figure I.53 : Courbe de fatigue à $R = 0$ d'échantillons soudés en croix : 1 - Brut de soudage ; 2 - Après martelage haute fréquence ; 3 - Martelage haute fréquence appliqué après 50 % de la durée de vie initiale (Kudryavtsev *et al.*, 2005).

Le traitement par MHF ne peut cependant être fait qu'en l'absence de fissures. Il est toutefois possible de l'appliquer sur les soudures de réparation de ces fissures ce qui tend alors à améliorer significativement la tenue en service des structures concernées (Figure I.54).

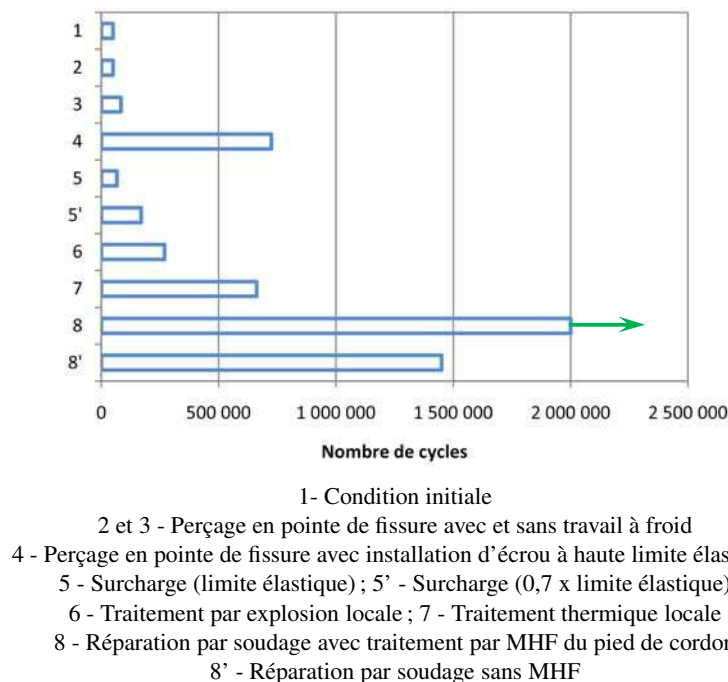


Figure I.54 : Comparaison de l'efficacité de différentes techniques d'arrêt et de réparation de fissures de fatigue (Kudryavtsev *et al.*, 2005).

I.9 Synthèse des résultats

Nous avons pu constater au travers des résultats issus de la bibliographie, que le martelage à haute fréquence permet une amélioration significative de la tenue en fatigue des assemblages soudés. Les fortes contraintes résiduelles de compression mesurées après traitement, combinées à la diminution des concentrations de contrainte, à l'état d'écrouissage et à l'état de surface, sont vraisemblablement à l'origine du gain observé.

Cette amélioration sera d'autant plus forte que la résistance mécanique de l'assemblage traité sera élevée. Ce bénéfice n'est toutefois pas systématique. Des micro-fissures peuvent apparaître lors du traitement par martelage, aboutissant à un amorçage prématuré des micro-fissures.

Enfin, quelques études mettent en évidence une forte amélioration de la durée de vie des assemblages soudés, traités après un certain nombre de sollicitations en fatigue. Le bénéfice peut alors être meilleur comparativement au traitement à l'état brut de soudage.

II Étude expérimentale du martelage à haute fréquence

II.1 Introduction

Nous proposons dans ce chapitre d'analyser les principaux effets du traitement afin de mettre en évidence les mécanismes ou paramètres influents sur l'état résiduel atteint à l'issue du MHF.

Certaines des données obtenues serviront en complément lors de la modélisation du martelage, soit comme données d'entrées, soit comme donnée de comparaison des différents résultats numériques estimés.

II.2 Analyse de l'état brut de soudage de l'assemblage retenu

II.2.1 Configuration des assemblages soudés

Les joints soudés en croix constituent à la fois l'un des détails constructifs des structures soudées les plus répandus et les plus sensibles au phénomène de fatigue. Aussi, cette configuration d'assemblage a été retenue pour l'étude du MHF dans une nuance en acier de construction laminé tout aussi courante de désignation S355K2 suivant la norme [NF EN 10025-2 \(2005\)](#). La composition chimique de l'acier utilisé est donnée dans le tableau [II.1](#).

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cu
0,171	0,015	1,46	0,016	0,007	0,017

Tableau II.1: Composition chimique du métal de base utilisé d'après le certificat matière.

D'après cette norme, la limite d'élasticité du métal de base, à température ambiante, dans le sens du laminage, doit être au minimum de 355 MPa pour une résistance mécanique comprise entre 470 et 630 MPa.

L'épaisseur de tôle utilisée pour l'âme continue (ou semelle) et les deux raidisseurs est de 15 mm. Les coupons témoins réalisés font chacun 1 m de long pour une largeur de 250 mm et une hauteur totale au niveau des raidisseurs de 115 mm. Aucune préparation particulière des bords n'a été effectuée avant le soudage en une passe (à passes croisées) avec un métal d'apport de type fil fourré dont la nuance (T42 4 MC 2H5) s'accorde de près à celle du métal de base. Enfin, l'ensemble des assemblages a été réalisé avec le procédé MAG automatique qui a permis d'assurer une bonne qualité mais aussi une bonne répétabilité de l'opération sur chacun des cordons. L'opération de soudage a été réalisée en position gouttière, ce qui se traduit par des profils de cordon de qualité supérieure vis-à-vis de la résistance en fatigue.

II.2.2 Géométrie du cordon brut de soudage

La géométrie générale des assemblages soudés a été analysée à l'aide d'un contrôleur dimensionnel portatif à triangulation laser (CESMAN, DCNS Indret).

Cette technologie permet d'inspecter et de caractériser rapidement la géométrie globale d'un assemblage soudé. La figure [II.2](#) illustre la position du système en cours de mesure.

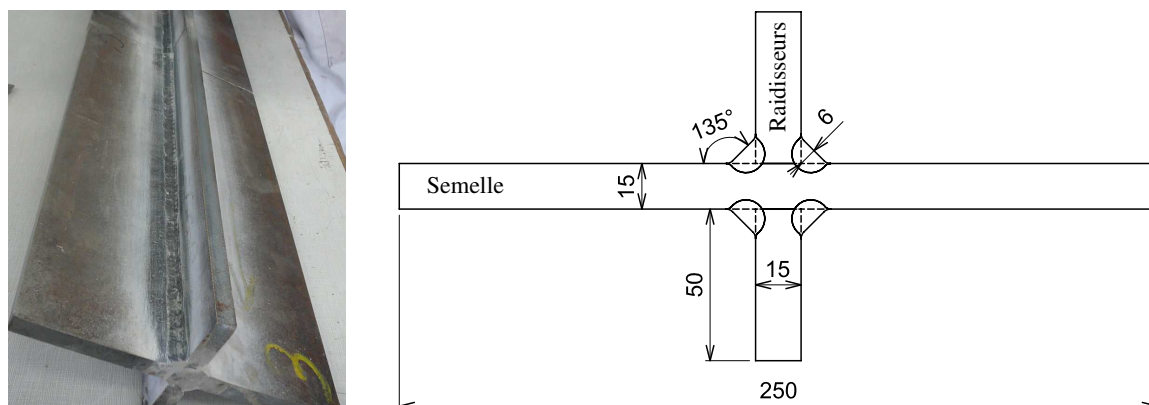


Figure II.1 : Configuration du joint en croix retenue.



Figure II.2 : Analyse dimensionnelle par triangulation laser (procédé WISC).

L'analyse statistique réalisée à l'issue des mesures sur l'ensemble des assemblages soudés est reportée dans le tableau II.2 (la définition des différents paramètres est détaillés sur la figure II.3). En accord avec l'aspect régulier de ces assemblages, les écarts types obtenus font apparaître une faible dispersion des valeurs. Les écarts parfois importants observés entre les valeurs moyennes et les valeurs minimales et maximales correspondent généralement aux extrémités des assemblages (d'après l'analyse des données brutes).

Le rayon de raccordement moyen, compte tenu de la position de soudage, est très supérieur à la qualité courante, de l'ordre de 1,5 mm en soudage MAG. La profondeur de caniveau mesurée, de l'ordre de grandeur de la résolution du dispositif de mesure (0,05 mm), est négligeable.

	Orientation raidisseur a [°]	Largeur cordon b [mm]	Hauteur cordon c [mm]	Hauteur de gorge d [mm]	Caniveau raidisseur e [mm]	Caniveau semelle f [mm]
Moyenne	90,13	9,23	8,04	5,30	0,04	0,05
Écart-type	0,44	0,50	0,62	0,24	0,05	0,05
Minimum	87,00	7,30	5,36	3,58	0,00	0,00
Maximum	93,90	12,12	13,42	6,96	0,98	1,00

	Angle rac. raidisseur g [°]	Angle rac. semelle h [°]	Convexité i [mm]	Rayon rac. raidisseur j [mm]	Rayon rac. semelle k [mm]
Moyenne	143,10	148,61	-0,87	3,50	4,40
Écart-type	4,11	3,31	0,25	1,60	2,29
Minimum	121,20	116,80	-4,20	0,00	0,00
Maximum	161,40	167,50	0,90	11,36	13,74

Tableau II.2: Résultats de l'analyse géométrique par procédé WISC sur les joints brut de soudage (mesures CESMAN, DCNS Indret).

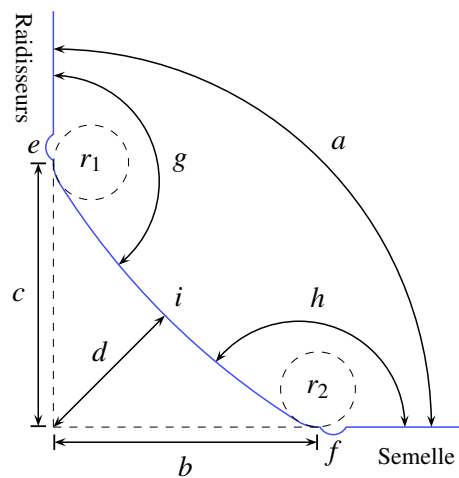


Figure II.3 : Définitions des différents paramètres caractérisant la géométrie du cordon de soudure.

II.2.3 Microstructure du cordon brut de soudage

La microstructure d'un quart de l'assemblage soudé en croix est reportée sur la figure II.4. Après polissage et attaque chimique (au Nital), on retrouve les trois zones caractéristiques de ce type d'assemblage, à savoir la zone fondue (que nous noterons aussi ZF), la zone affectée thermiquement (ou ZAT), et enfin le métal de base (MB).

Comme relevé par le contrôleur à triangulation laser, on remarque sur cette figure que le rayon de raccordement est relativement grand et donc potentiellement favorable à une durée de vie en fatigue élevée pour un assemblage à l'état brut de soudage. Cette géométrie est caractéristique d'un joint soudé de bonne qualité, élaboré dans la position la plus favorable, à savoir en gouttière.

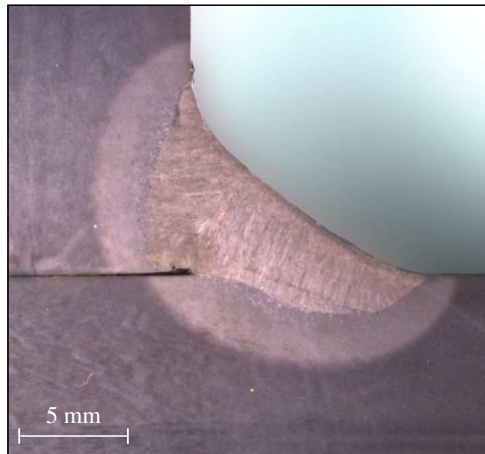


Figure II.4 : Microstructure d'un quart de l'assemblage soudé en croix.

II.2.4 Essais de traction monotone

La norme [NF EN 10025-2 \(2005\)](#) ne donne que les fourchettes des caractéristiques mécaniques principales auxquelles doit répondre l'acier S355K2 retenu. Des essais de traction ont donc été réalisés sur le métal de base utilisé de même que sur des éprouvettes de métal fondu. Pour ces dernières, un assemblage soudé bout-à-bout a spécialement été réalisé avec les mêmes matériaux de base et d'apport que pour l'assemblage en croix. Contrairement aux assemblages en croix, la configuration en V de l'assemblage soudé bout-à-bout autorise le prélèvement d'éprouvettes de traction de dimensions classiques. Cependant, le cycle thermique ainsi que les phénomènes de dilution entre les éléments à assembler et le produit d'apport varient d'une configuration à l'autre. Le comportement mécanique obtenu en zone fondue de l'assemblage soudé bout-à-bout est, de ce fait, différent de celui de l'assemblage en croix. Notons toutefois que cette « pratique » de validation s'avère courante dans le domaine du soudage.

D'après les courbes de tractions conventionnelles présentées sur la figure II.5, le module d'Young relevé est d'environ 205 GPa pour le métal de base et 210 GPa pour le métal fondu. La limite d'élasticité conventionnelle à 0,2 % de déformation ($R_{p0,2}$) et la résistance mécanique sont respectivement de 386 et 541 MPa pour le métal de base, tandis que celles du métal fondu atteignent 407 et 512 MPa. On remarquera aussi la présence d'un plateau de Lüders significatif pour le métal fondu. L'ensemble des propriétés du métal de base et du métal fondu relevées lors des essais de traction est répertorié dans le tableau II.3. Ces valeurs sont issues de deux lots de 3 éprouvettes dont les résultats ont ensuite été moyennés.

II.2.5 Essais de fatigue oligocyclique

En complément des essais de traction monotone, des essais de fatigue oligocyclique ont été réalisés au CETIM de Senlis sur le métal de base. Ces essais permettent d'apprécier le comportement en fatigue oligocyclique

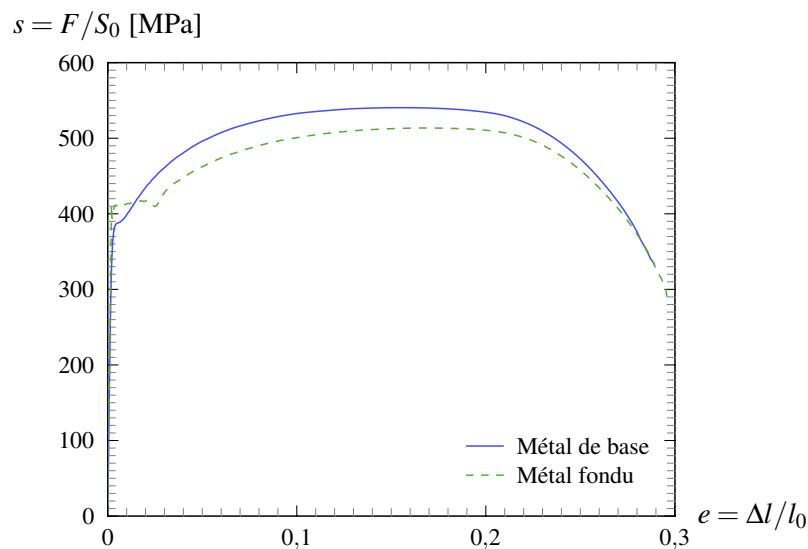


Figure II.5 : Courbes de traction conventionnelles du métal de base et du métal fondu.

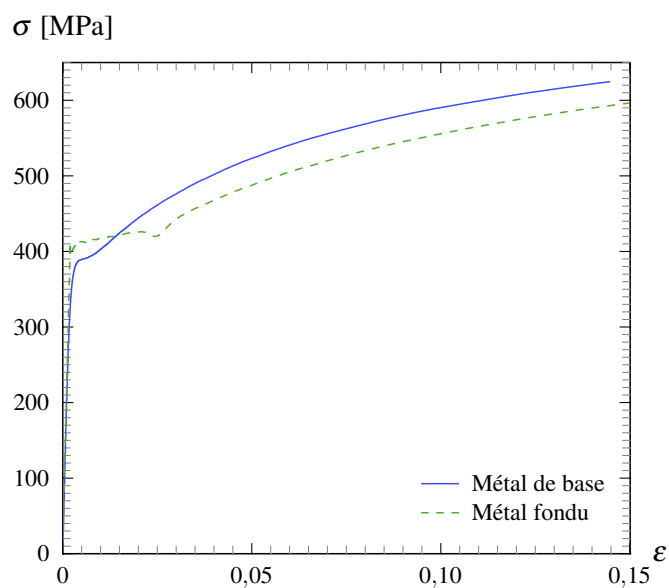


Figure II.6 : Courbes de traction réelles du métal de base et du métal fondu.

	E GPa	S_0 mm ²	L_0 mm	R_{eH}^* MPa	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	A %	Z %
Métal de base	205	50,5	40	-	386	541,3	33,7	76,8
Métal fondu	210	50,2	40	412	407,3	512,3	34,2	76,7

* Limite supérieure d'écoulement

Tableau II.3: Propriétés du métal de base et du métal fondu déduite des essais de traction.

du matériau. Les résultats obtenus¹ seront utilisés lors de l'estimation de la durée de vie en fatigue polycyclique du métal de base. Les tractions cycliques réalisées permettent en complément de caractériser le type d'écrouissage, ici à dominante cinématique, comme illustré sur la figure II.7.

L'ensemble des propriétés cycliques estimées à partir des essais expérimentaux est donné dans le tableau II.4. En complément, nous donnons les valeurs estimées par la *Universal Material Law* (ou UML) proposée par [Bäumel et Seeger \(1990\)](#) et la méthode dite des médianes proposée par [Meggiolaro et Castro \(2004\)](#). Ces deux méthodes reposent sur des études statistiques de nombreux résultats d'essais expérimentaux. Les courbes de Manson-Coffin obtenues ont été reportées sur la figure II.8.

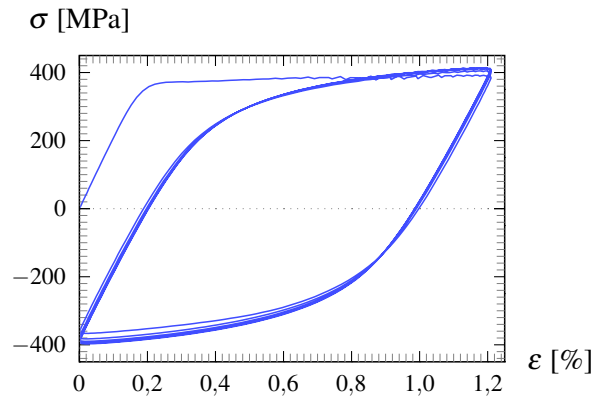


Figure II.7 : Courbe de traction cyclique du métal de base (5 cycles à $\Delta\epsilon^t = 1,209\%$).

	σ'_f [MPa]	ϵ'_f [%]	b	c	K' [MPa]	n'
D'après les résultats expérimentaux	702,5	27,2	$-7,82 \cdot 10^{-2}$	$-5,51 \cdot 10^{-1}$	845,3	0,142
UML	812	59	$-8,7 \cdot 10^{-2}$	$-5,8 \cdot 10^{-1}$	893,1	0,15
Méthode des médianes	812	45	$-9 \cdot 10^{-2}$	$-5,9 \cdot 10^{-1}$	-	-

Tableau II.4: Propriétés cycliques estimées du métal de base.

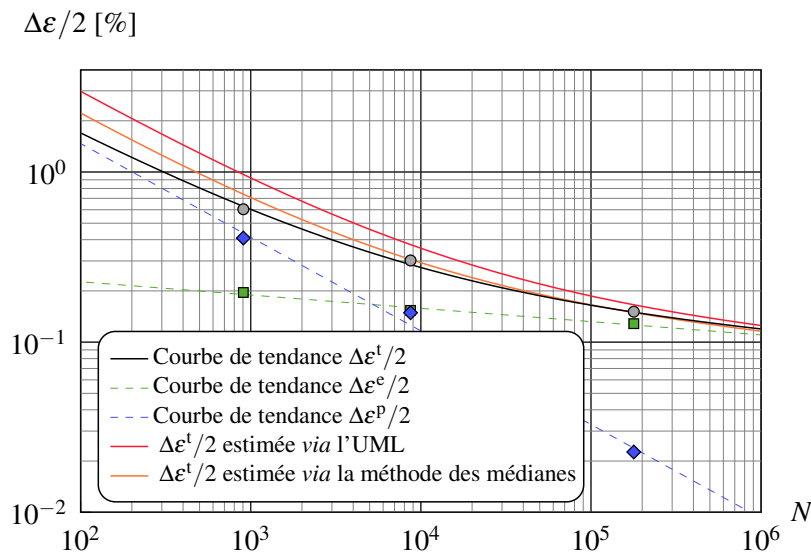


Figure II.8 : Courbes de Manson-Coffin expérimentales et estimées.

¹Les résultats des essais sont détaillées en annexe F.

II.3 Dispositif de traitement par MHF

II.3.1 Matériel de traitement par MHF

L'UIT Esonix a été retenu pour la réalisation des traitements de martelage à haute fréquence (Figure II.9). Ce choix a été motivé principalement par les nombreux résultats de la bibliographie relatifs à ce modèle de marteau. Des comparaisons pourront être faites à l'issue du traitement.



Figure II.9 : Outil de martelage à haute fréquence utilisé.

II.3.1.a Alimentation et fréquence d'excitation

L'outil est alimenté et commandé par un générateur de courant alternatif de type Esonix PLC05. L'échauffement du transducteur est limité au cours du traitement par un dispositif de refroidissement à eau. Le générateur possède 5 niveaux de puissance, faisant varier l'amplitude des vibrations de la sonotrode. Quel que soit le niveau de puissance choisi, la fréquence d'excitation reste égale à la fréquence de résonance du transducteur, soit 27 kHz pour le modèle utilisé.

II.3.1.b Indenteurs

Le jeu d'indenteurs traverse une lamelle de caoutchouc intercalée dans le support amovible afin de maintenir les indenteurs dans leur logement lorsque l'outil est à l'arrêt (Figure II.10).

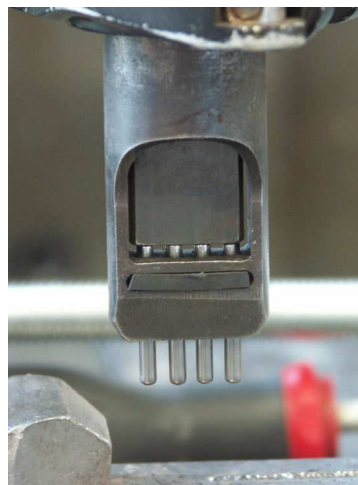


Figure II.10 : Détail du support des indenteurs.

Pour le traitement d'assemblages soudés en aciers, des indenteurs de diamètre 3 mm sont préconisés. Le détail de leur géométrie a été relevé et reporté sur la figure II.11. D'après les mesures effectuées, l'extrémité

arrondie possède un rayon principal d'environ 2,4 mm et un rayon secondaire de raccordement d'environ 0,86 mm. Chaque indenteur pèse en moyenne 1,37 g pour une longueur de 25,6 mm.

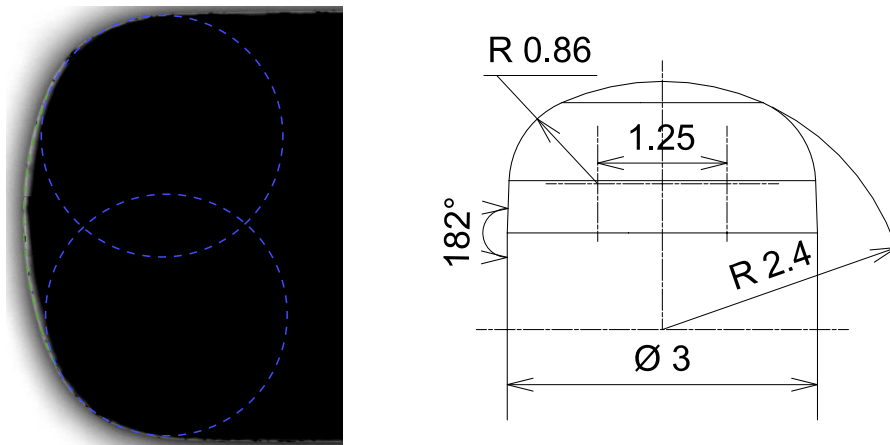


Figure II.11 : Géométrie relevée des indenteurs de diamètre 3 mm.

II.3.1.c Effort de contact

L'ensemble transducteur, sonotrode et indenteurs (dispositif martelant) est monté en suspension dans le carter afin d'isoler l'opérateur des vibrations résiduelles (voir le schéma de la figure I.27). Le ressort de suspension est précontraint au montage, si bien qu'une certaine pression est à assurer pour que le système de martelage ne soit plus en butée au cours du traitement.

Suivant la position de l'outil, le poids de celui-ci agit en complément de la pression appliquée par l'opérateur. L'effort de contact moyen des indenteurs sur la surface traitée a été mesuré pour les trois orientations suivantes :

- En position verticale, indenteurs orientés vers le bas, l'effort varie entre 60 et 70 N selon que le ressort est proche de la butée inférieure ou supérieure ;
- En position horizontale, il varie entre 35 et 45 N, le poids n'intervenant plus ;
- Enfin en position verticale, indenteurs orientés vers le haut, le poids agit en opposition et l'effort moyen de contact ne varie plus qu'entre 10 et 20 N.

II.3.2 Configuration du dispositif de traitement

Afin de contrôler au mieux les paramètres de traitement, un montage spécifique a été adapté sur un centre d'usinage conventionnel (Figure II.12). L'outil est monté verticalement au-dessus de la pièce à traiter qui pourra éventuellement être bridée en position inclinée sur la table mobile. Un plateau support assure le guidage en translation verticale du marteau avec une butée basse qui, en fonction de la position verticale de la table, permet d'ajuster et de maintenir constante la valeur de l'effort de contact. Outre l'orientation de l'outil ou de la pièce et l'effort de contact, ce montage permet de contrôler simplement les vitesses de passe en profitant du système d'avance automatique de la table d'usinage.

II.3.3 Paramètres standards et conditions de traitement

Les essais de traitement par martelage à haute fréquence ont été réalisés dans différentes configurations. Seul un paramètre varie à la fois avec, pour les paramètres maintenus fixes, les valeurs de base suivantes :



Figure II.12 : Dispositif de traitement semi-automatique.

- Position verticale, indenteurs orientés vers le bas ;
- Effort de contact des indenteurs de 70 N ;
- Vitesse de passe de 400 mm/min ;
- Une seule passe ;
- Niveau maximum de puissance (5/5) ;
- Angle de 23° entre l'axe de l'outil et la normale à la semelle de l'assemblage ;
- 4 indenteurs de diamètre 3 mm (ou 3 indenteurs de diamètre 4,8 mm) alignés dans la direction de traitement pour les essais sur métal de base ;
- Réduits à seulement 2 indenteurs de 3 mm (ou 1 indenteur de diamètre 4,8 mm) pour les assemblages soudés.

Le choix d'une réduction du nombre d'indenteurs pour le traitement des assemblages soudés a été motivé par les difficultés de ces derniers à suivre le profil des pieds de cordon. En effet, contrairement au traitement du métal de base, les pieds de cordon présentent parfois de légers « creux ». Lors de l'utilisation de 4 indenteurs de diamètre 3 mm alignés dans la direction d'avance, ces derniers ne suivaient pas parfaitement le profil en laissant les « creux » partiellement traités. Une réduction à 2 indenteurs autorise une plus grande liberté de mouvement dans le sens vertical et aucune zone non traitée n'a alors été observée.

À noter que les indenteurs sont des consommables. Ceux de diamètre 3 mm étaient renouvelés régulièrement afin d'éviter toute rupture en cours de traitement. Dans le cas contraire, leur utilisation prolongée entraînait soit leur déformation pour les traitements de faible vitesse due à un plus fort échauffement (conduisant aussi au bleuissement de l'extrémité des indenteurs par oxydation superficielle), soit à des ruptures en fatigue dans leur logement pour les vitesses d'avance plus soutenues (voir la figure II.13).

Enfin, une protection auditive est à prévoir afin d'atténuer l'effet du bruit généré à la fois par le transducteur ultrasonique et par les impacts répétés des indenteurs entre la sonotrode et la surface de la pièce à traiter. Pour

information, un niveau sonore de 96 dBA a été relevé à une distance de 50 cm de l'extrémité de l'outil en cours de traitement. Ce niveau est plus élevé que celui auquel on pouvait s'attendre au regard de la bibliographie.

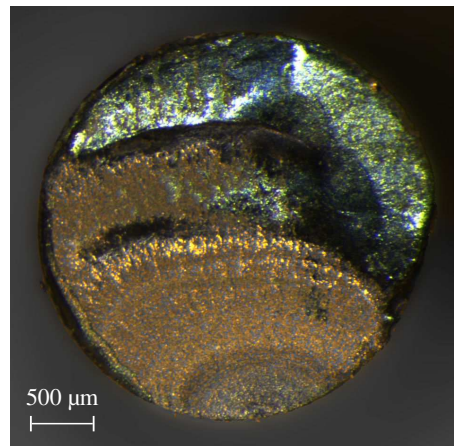


Figure II.13 : Faciès de rupture d'un indenteur de diamètre 3 mm.

II.4 Analyse des effets du martelage à haute fréquence

II.4.1 Aspect des sillons traités

L'aspect général des sillons traités a été relevé pour un ensemble d'échantillons de métal de base. La figure II.14 illustre l'évolution du sillon pour 3 niveaux de puissance de traitements différents. Quelle que soit la puissance utilisée, des stries de martelage apparaissent. Pour une puissance de martelage plus soutenue, un liseré se forme en bord de zone martelée compte tenu de la plus forte profondeur de pénétration atteinte (cas *c*). Ce liseré s'élargit à plus faible vitesse de traitement (cas *d*). On remarque par ailleurs que dans le cas de 2 passes à 315 mm/min, un endommagement est créé en creux de sillon. Le traitement en une passe à 160 mm/min, qui correspond à un taux de recouvrement théorique proche du cas *f*, ne présente pas cet endommagement mais une profondeur de sillon accentuée. L'échauffement, ayant moins le temps d'être dissipé à plus faible vitesse, peut être à l'origine de ces différences. Enfin, l'aspect du sillon obtenu avec des indenteurs de diamètre de 4,8 mm est donné pour exemple. L'énergie cinétique transmise aux indenteurs est ensuite répartie sur une plus grande surface de contact, ce qui tend à expliquer la profondeur modérée de sillon obtenue dans ce dernier cas.

L'opération a ensuite été répétée sur les assemblages soudés en croix et reportés sur la figure II.15. On retrouve les stries marquées de martelage sur l'ensemble des sillons obtenus. Les liserés sont moins prononcés, même à plus faible vitesse. La dureté en pied de cordon peut expliquer la formation limitée des liserés en bord de zone traitée et la profondeur modérée des sillons obtenus par comparaison aux cas du métal de base, plus tendre. On remarque aussi, qu'à faible puissance (cas *a*), le pied de cordon initial reste encore présent par endroits. Enfin, un endommagement de type écaillage apparaît ponctuellement et plus particulièrement pour les cas *d* et *f*. Un taux de recouvrement plus modéré (cas *c* et *e*) est donc à préconiser afin de limiter le phénomène d'écaillage en surface. Enfin, notons que le traitement avec des indenteurs de diamètre 4,8 mm aboutit à une amélioration significative du rayon de raccordement en pied de cordon. Cependant, la profondeur de martelage obtenue reste limitée dans ce dernier cas. Un angle de raccordement trop fermé pourrait empêcher ce type d'indenteurs d'atteindre le pied de cordon proprement dit.

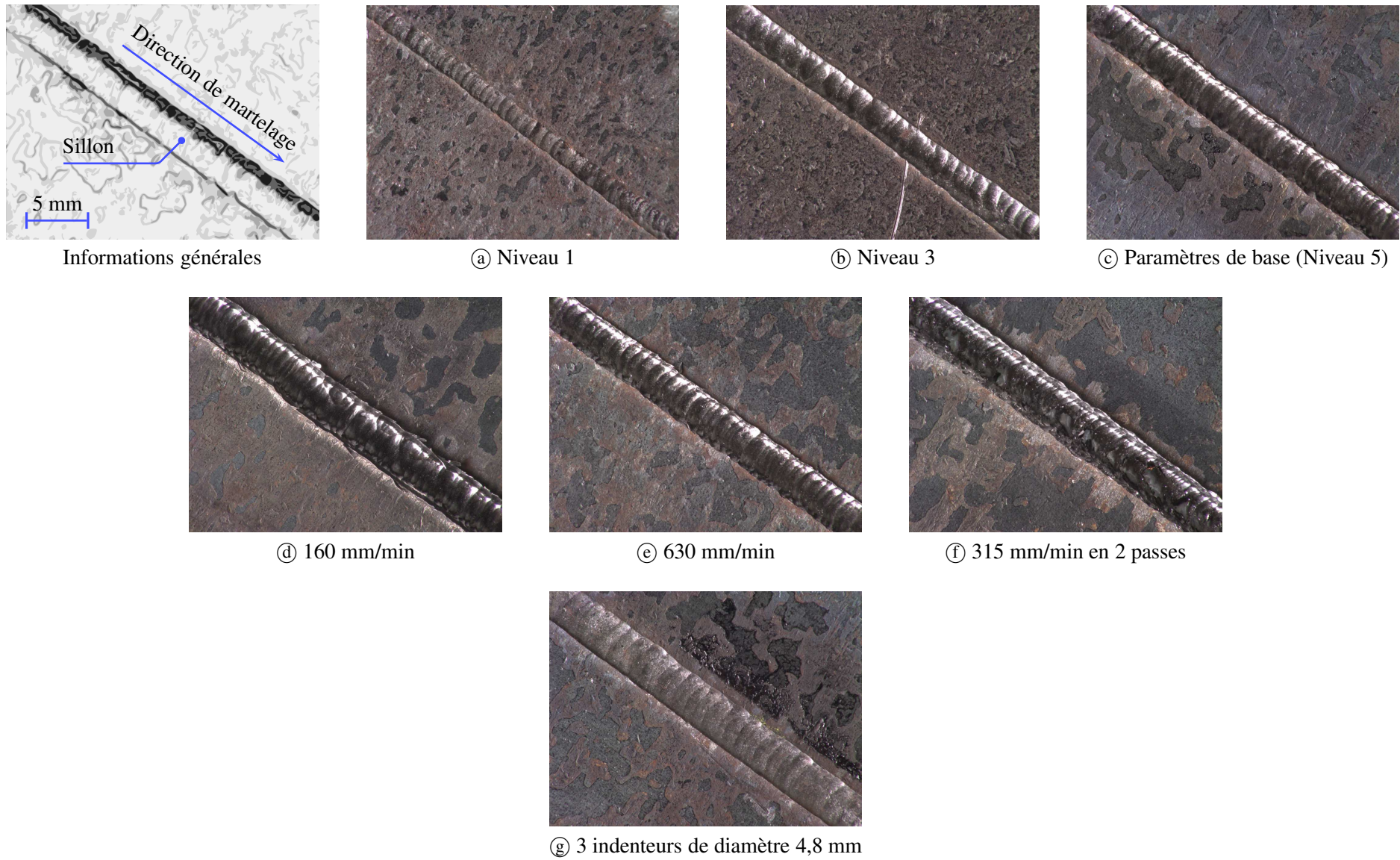


Figure II.14 : Évolution du sillon martelé sur métal de base pour différents paramètres de traitement.

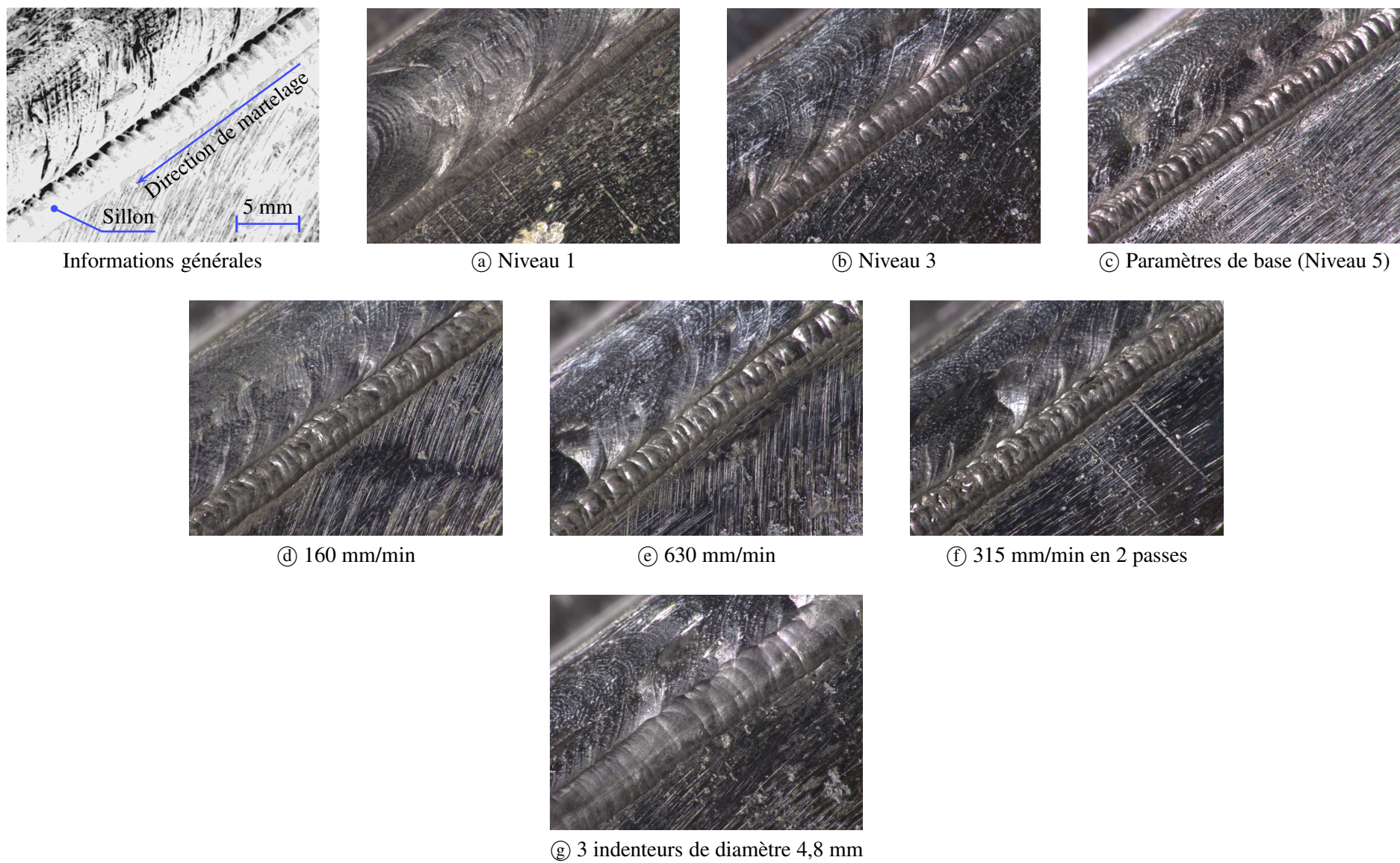


Figure II.15 : Évolution du sillon martelé sur assemblage soudé pour différents paramètres de traitement.

II.4.2 Profils des sillons et états de surface

II.4.2.a Mesures par contact mécanique

Une première série de mesures a été effectuée par contact mécanique à l'aide d'un profilomètre Somicronic-Surfscan 35 au LISMMA (Supméca, Paris). Ces mesures ont été réalisées sur une longueur variant de 1,6 à 5 mm selon l'accessibilité de la zone palpée, à raison d'un point de mesure tous les 2 μm .

Différents profils relevés dans le sens transverse au sillon, sur un assemblage soudé martelé avec les paramètres de base, sont répertoriés sur la figure II.16. D'autres mesures ont été effectuées dans le sens long du martelage sur ce même échantillon et reportées sur la figure II.17.

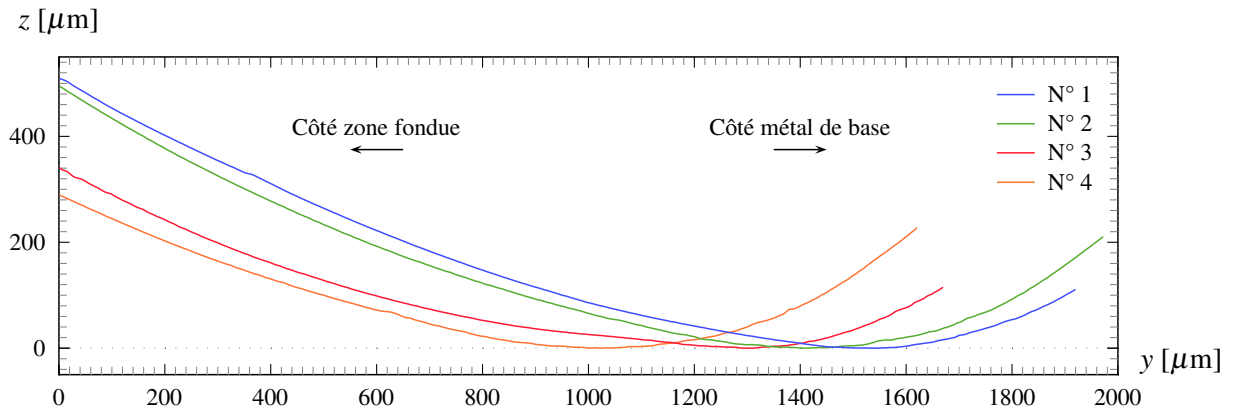


Figure II.16 : Profils relevés dans la direction transverse à celle du sillon sur un assemblage soudé.

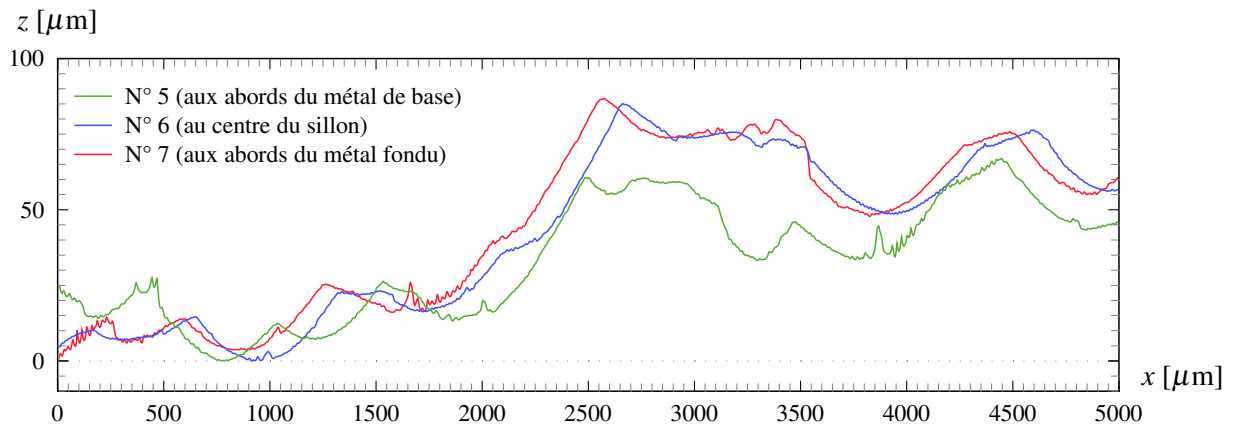


Figure II.17 : Profils relevés dans le sens du sillon.

Les résultats obtenus montrent une certaine uniformité pour chacune des deux orientations de mesure :

- Dans le sens du martelage, les accidents de forme observés correspondent aux stries séparant chacune des empreintes laissées au passage des indenteurs ;
- Dans la direction transverse, le profil général obtenu est beaucoup plus régulier. Il coïncide sensiblement à la géométrie des indenteurs inclinée en direction du métal de base, correspondant à l'orientation de l'outil au moment du traitement.

On remarquera, en particulier, que le rayon de raccordement dans la zone de plus forte concentration de contrainte correspond davantage au rayon de raccordement des indenteurs qu'au rayon de leur extrémité (Figure II.11).

Les rugosités issues du traitement des données précédentes sont répertoriées dans le tableau II.5. La rugosité totale R_t reste globalement inférieure à 4 μm dans le sens transverse au sillon et comprise entre 10 et 20 μm dans le sens colinéaire. Ces valeurs, associées au rayon de raccordement obtenu en pied de cordon, s'avèrent particulièrement intéressantes vis-à-vis de la résistance à la fatigue des assemblages soudés, compte tenu des irrégularités qu'ils présentent habituellement dans cette zone.

	N° 1	N° 2	N° 3	N° 4	N° 5	N° 6	N° 7
R_t [μm]	1,7	1,9	1,6	3,7	18,5	13,7	14,4

Tableau II.5: Rugosités transversales (1 à 4) et colinéaires au sillon (5 à 7) d'un pied de cordon martelé avec les paramètres de base.

II.4.2.b Mesures optiques

Une analyse par mesure optique a également été réalisée à l'aide d'une station Stil-Micromesure 2, disponible au LISMMA. Le crayon optique retenu permet une précision latérale inférieure à 0,1 μm pour une précision verticale de quelques nanomètres. En contre-partie, la plage de mesure est limitée à 300 μm en profondeur et à une pente maximale de la surface balayée de +/- 28°. La pente en chacun des bords du sillon martelée est trop forte pour être détectée par le crayon optique retenu. La zone de mesure a donc été limitée à la partie centrale du sillon, sur une largeur de 2 mm (le sillon faisant 3 mm de large) et sur une longueur de 5 mm. Le pas de mesure a été paramétré à 1 μm dans les deux directions.

La surface tridimensionnelle obtenue sur un échantillon de métal de base martelé (avec les paramètres standards) est donnée sur la figure II.18. Les empreintes relevées correspondent à celles du dernier des 4 indenteurs ayant participé à la génération du sillon, au passage de l'outil.

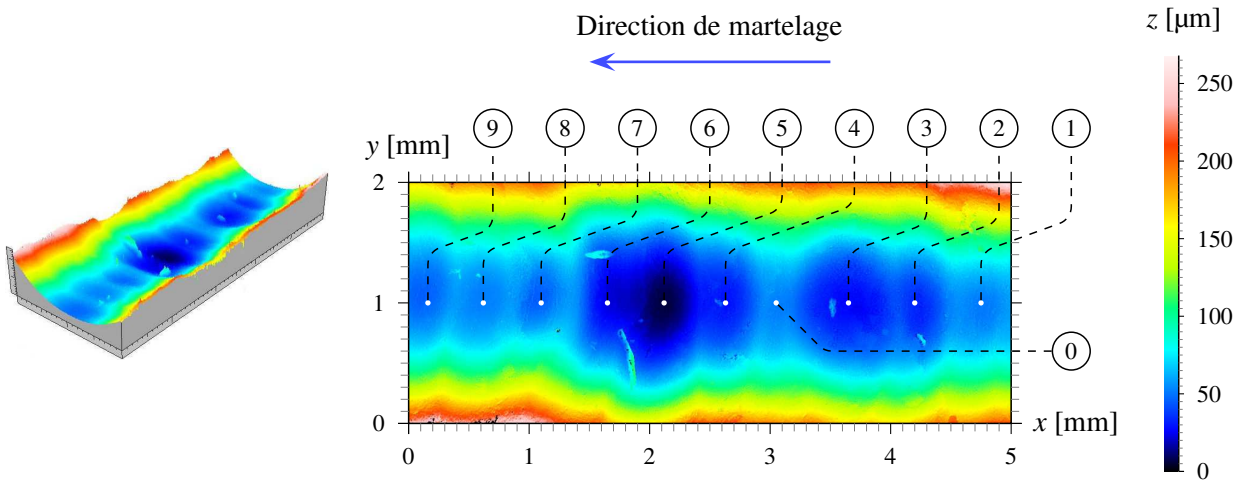


Figure II.18 : Surface 3D et niveau de profondeur (suivant z), exprimé en fausses couleurs, de la partie centrale d'un sillon de métal de base après martelage.

On distingue, au total, 9 impacts sur la longueur analysée de 5 mm. Alors que la vitesse d'avance était imposée constante, à 400 mm/min pour cet échantillon, les impacts générés par le dispositif de traitement ne sont visiblement pas tout à fait périodiques. La zone d'indice 0 séparant les 3^{ème} et 4^{ème} impacts correspond d'ailleurs à un espace non martelé par le dernier indenteur.

L'ensemble de ces impacts permet d'estimer une fréquence moyenne de martelage f_{moy} d'environ 48 Hz pour l'échantillon analysé en considérant :

$$f_{\text{moy}} = \frac{N \times v \times n}{l} \quad (\text{II.1})$$

Avec : N le nombre d'indenteurs n le nombre d'impacts relevé
 v la vitesse de passe (en m/s) l la longueur analysée (en m)

Une analyse en microscopie optique de l'assemblage soudé traité avec les paramètres standards a permis de relever un ensemble de 49 impacts sur une longueur analysée de 3 cm (soit une distance entre impact d'environ 60 μm). En appliquant la relation proposée (II.1), nous aboutissons à une fréquence moyenne de martelage de 21,8 Hz (pour 2 indenteurs utilisés). Ce résultat est du même ordre que celui estimée sur le métal de base à partir de la figure II.18 si l'on ne considère que la fréquence par indenteur, à savoir 12 Hz sur le métal de base et 10,9 Hz sur l'assemblage soudé.

Lorsque plusieurs indenteurs sont utilisés, le dernier d'entre eux, sur lequel la méthode précédente se base pour estimer la fréquence de martelage, est *a priori* celui qui génère le moins de déformations plastiques sur son passage. Il aura donc tendance à perdre moins d'énergie cinétique au moment de l'impact, et son retour après rebond en direction de la sonotrode n'en sera théoriquement que plus rapide. Ainsi, sa vitesse d'aller-retour peut être considérée supérieure à celle des indenteurs qui le précèdent, de même que sa fréquence. Dans ce cas, les résultats issus de la formule précédente peuvent être surestimés. Les fréquences de martelage par indenteur de 12 et 10,9 Hz, pour le traitement du métal de base et de l'assemblage soudé respectivement, restent cependant nettement inférieures aux fréquences données dans la bibliographie. Par exemple, celles mesurées par Statnikov *et al.* (2004) étaient comprises entre 200 et 350 Hz pour 4 indenteurs soit entre 50 et 87,5 Hz par indenteur.

Enfin quelques rugosités issues du post-traitement des mesures optiques de la figure II.18 sont reportées dans le tableau II.6. Comparées à celles relevées par contact mécanique sur un joint soudé traité par martelage, ces nouvelles mesures sont moins sensibles à la direction considérée et se rapprochent davantage des rugosités colinéaires au sillon du tableau II.5.

	N° 1	N° 2	N° 3	N° 4	N° 5
R_t [μm]	12,9	12,1	9	16,1	16,8

Tableau II.6: Rugosités transversales (1 à 3) et colinéaires (4 et 5) au sillon d'un échantillon de métal de base martelé avec les paramètres de base.

II.4.3 Microstructure et défauts de surface engendrés

En plus des décollements (ou écaillage) observés en surface pour de forts taux de recouvrement, la figure II.19 montre la présence de replis de matière qui apparaissent plus ponctuellement et essentiellement pour les fortes puissances de traitement (niveaux 4 et 5). On retrouve sur la figure II.20 la microstructure relevée en pied de cordon traité. Comme observé dans la bibliographie, les grains présentent un allongement plus ou moins prononcé en fonction de leur distance par rapport à la surface impactée. Notons que la profondeur du sillon engendrée au passage de l'outil pour les paramètres de base était de l'ordre de 0,2 mm.

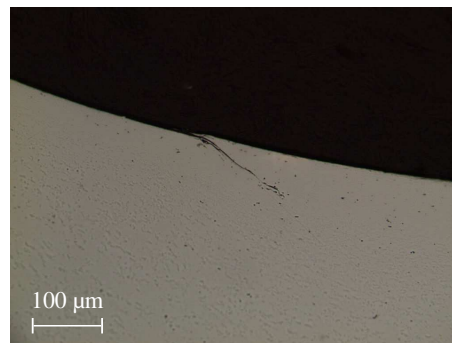


Figure II.19 : Défaut de type repli sur l'échantillon de métal de base traité avec les paramètres standards.

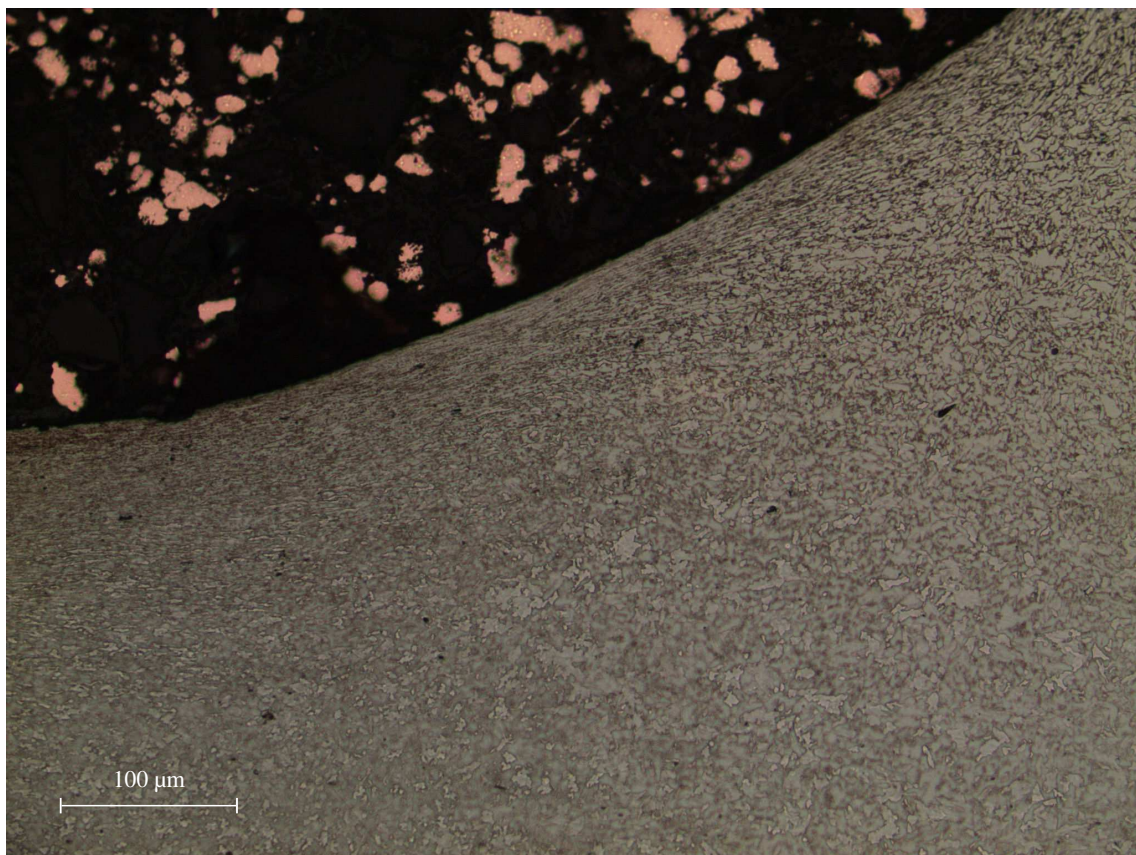
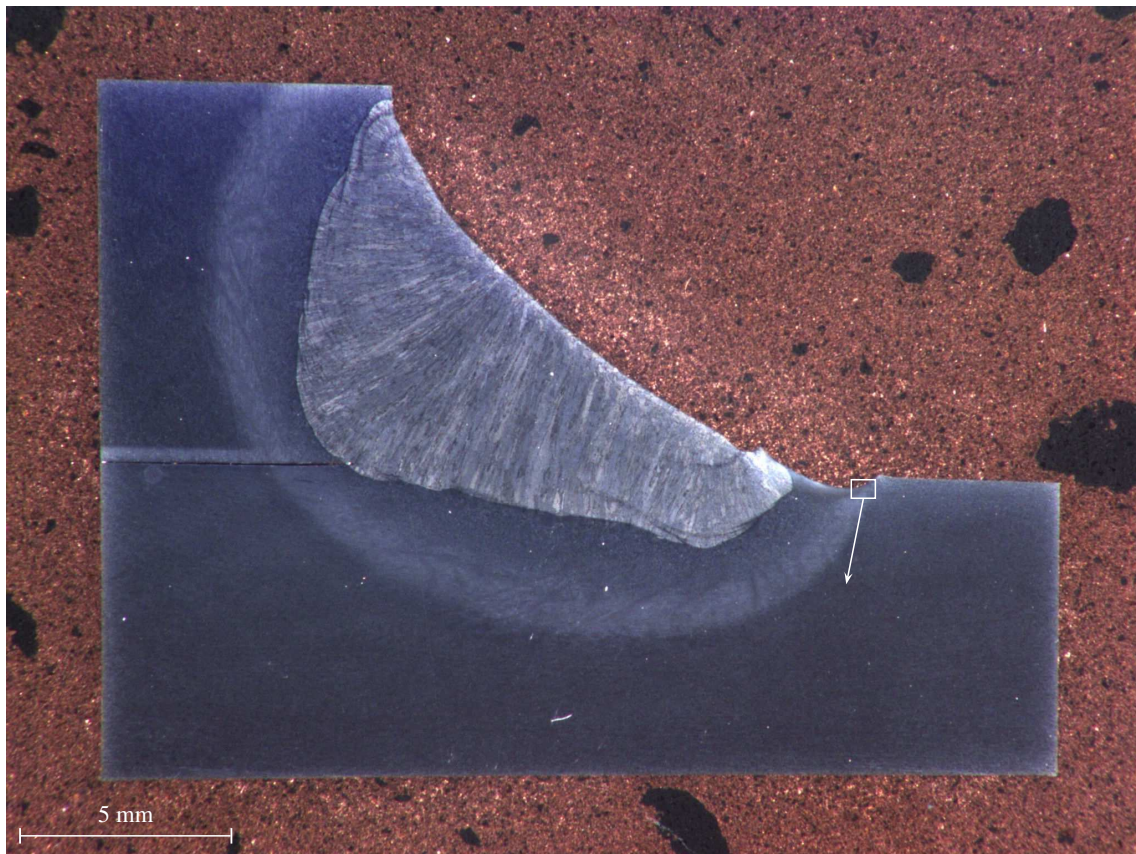


Figure II.20 : Microstructure générale du cordon traité avec les paramètres standards et grossissement aux abords de la surface impactée, côté métal de base.

II.4.4 Contraintes résiduelles

Des mesures par diffraction de rayons X ont été réalisées au CETIM de Senlis, à l'aide d'un tube chrome et d'un détecteur linéaire (permettant d'enregistrer le rayonnement K_α du chrome pour la famille des plans réticulaires (211) de la phase α de l'acier), sur 3 éprouvettes différentes :

- La première était constituée simplement du métal de base martelé le long d'une ligne, avec les paramètres de base (Figure II.21) ;
- La deuxième était issue de l'un des assemblages soudés en croix traités en pied de cordon avec les paramètres de base (Figure II.22) ;
- Enfin la troisième éprouvette était identique à la deuxième mais a été soumise à un chargement en fatigue avant de procéder à la mesure des contraintes résiduelles (Figure II.23).

Les résultats ne sont que qualitatifs de par la géométrie non plane du sillon et de son état de surface (stries) qui altèrent la précision des résultats. Une surface plane et lisse est en effet à privilégier pour ce type de mesure. Cependant, une préparation en conséquence du sillon affecterait tout autant l'état des contraintes résiduelles. Il a donc été choisi d'effectuer ces mesures sans préparation particulière de l'échantillon, hormis un nettoyage à l'acide chlorhydrique.

Le collimateur utilisé conduit à une zone irradiée à la surface de l'échantillon analysé d'environ 2,5 mm de diamètre. Pour une meilleure précision, sa largeur a été limitée dans le sens transverse au sillon à 1 mm à l'aide de masques de plomb. La profondeur de pénétration du faisceau n'excède généralement pas 6 μm avec cette technique.

Les analyses ont été effectuées pour 2 directions (ϕ) à savoir les directions longitudinale et transversale au sillon¹. La position des pics de diffraction a été déterminée par la méthode du barycentre-centré développée par le CETIM. Enfin, pour le calcul des contraintes, les constantes radio-cristallographiques d'élasticité correspondant à la réflexion (211) de l'acier ont été prises, c'est à dire :

- $1/2 S_2 = 5,83 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$;
- $S_1 = -1,28 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$.

Sur l'ensemble des 9 séries de mesures effectuées², reportées sur les figures II.21, II.22 et II.23, on remarque une certaine dispersion que l'on peut qualifier de modérée compte tenu de la forme et de l'état de la surface analysée, et plus particulièrement pour les mesures réalisées en fond du sillon de martelage.

Les contraintes de compression sont relativement fortes, dans les deux directions, de chaque côté du sillon, que ce soit sur le métal de base ou les deux assemblages soudés. Dans le creux du sillon, les contraintes longitudinales par rapport à la direction du sillon sont comprises approximativement entre -300 et -500 MPa avec un minimum relevé à -600 MPa sur la série 5 de l'assemblage soudé non sollicité en fatigue.

Cependant, ce sont davantage les contraintes dans le creux du sillon et dans le sens transversal à celui-ci, qui ont, en principe, le plus d'influence sur la tenue à la fatigue de la zone traitée. Si une valeur moyenne de 200 MPa en compression a été relevée sur l'échantillon de métal de base, c'est une contrainte plus modérée d'environ -110 MPa qui a été relevée sur les deux assemblages soudés. La mesure réalisée en creux de sillon de la série 6 atteint même la valeur de -29 MPa.

Enfin, le chargement en fatigue appliqué sur la dernière éprouvette semble n'avoir eu qu'une influence restreinte, notamment sur les contraintes résiduelles transversales, situées en creux de sillon, par comparaison avec celles de l'éprouvette soudée non sollicitée.

Pour toutes ces mesures, les largeurs à mi-hauteur du pic de diffraction ont été relevées. Cette grandeur est liée principalement aux défauts présents dans la zone irradiée et plus particulièrement au taux de dislocations et donc à l'état d'écrouissage local du matériau. En métal de base, au loin de la zone martelée, une valeur moyenne de 1,4 a été relevée. Les valeurs moyennes aux abords et dans le creux du sillon martelé, pour

¹Pour chacune de ces 2 directions, les mesures ont été faites suivant 7 inclinaisons d'incidence ψ , de façon à définir des intervalles égaux sur l'axe des $\sin^2 \psi$ et telles que $0 \leq \sin^2 \psi \leq 0,45$.

²Les valeurs obtenues sont détaillées en annexe F.

les trois éprouvettes considérées, sont données sur la figure II.24. Les largeurs à mi-hauteur atteintes dans le sillon de martelage sont caractéristiques d'un fort écrouissage. Les valeurs intermédiaires déterminées en bords de sillon montrent là aussi une évolution de la densité de défauts provoqués par le MHF. Notons que l'écart entre les séries 1 à 3 et 4 à 9 peut s'expliquer par les différences de microstructure entre l'éprouvette de métal de base et le pied de cordon des éprouvettes soudées.

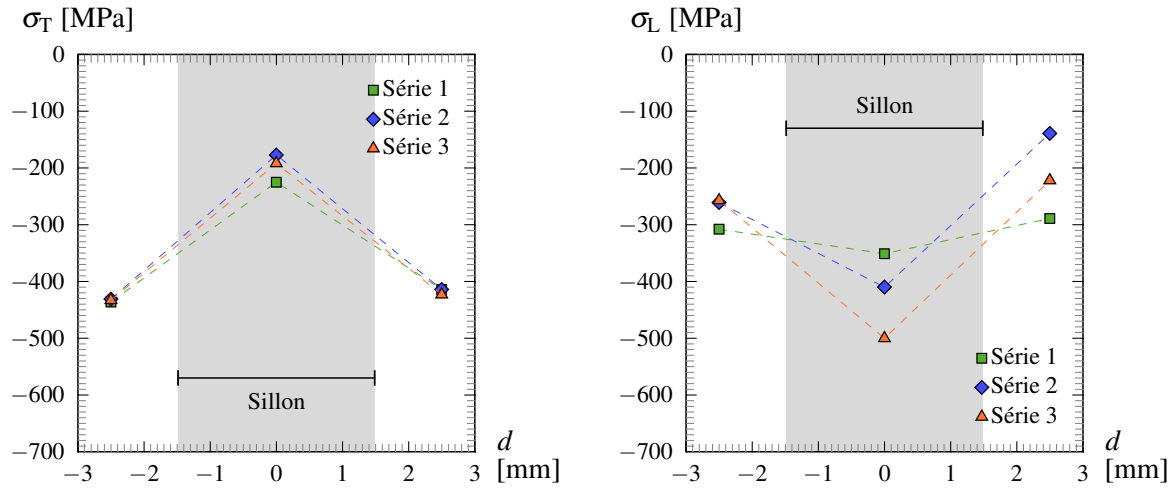


Figure II.21 : Contraintes résiduelles transversales (à gauche) et longitudinales (à droite), par rapport au sillon, mesurées sur un échantillon de métal de base martelé avec les paramètres de base.

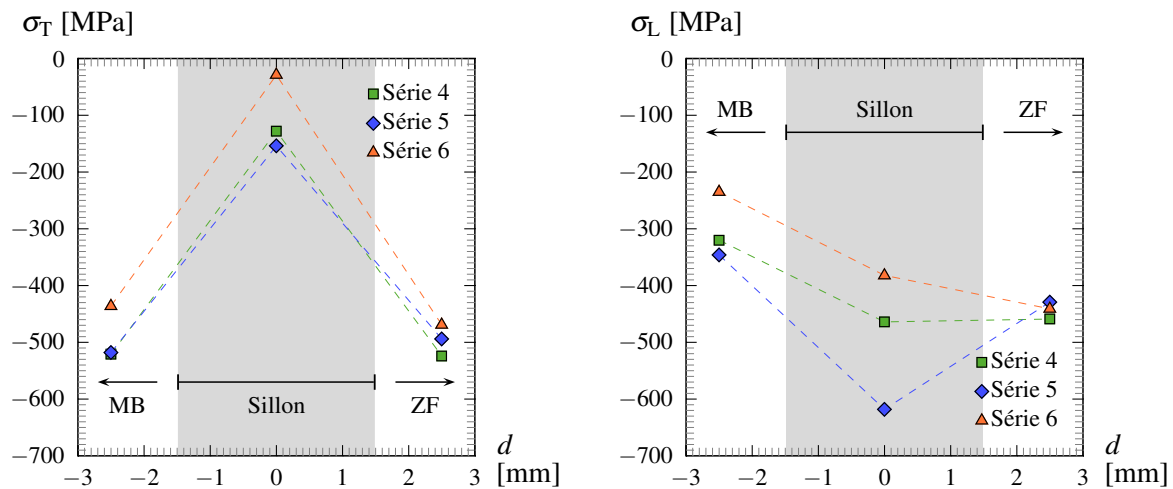


Figure II.22 : Contraintes résiduelles transversales (à gauche) et longitudinales (à droite), par rapport au sillon, mesurées sur un joint soudé en croix martelé avec les paramètres de base.

II.5 Essais de fatigue

II.5.1 Configuration des éprouvettes

Les éprouvettes ont été débitées, après traitement pour les éprouvettes martelées, à partir des profilés soudés présentés sur la figure II.1. La largeur des éprouvettes de fatigue est de 66 mm au niveau des mors et 35 mm dans la zone calibrée (Figure II.25). Un rayon de 115 mm assure la transition tout en limitant les concentrations de contraintes. Enfin les arêtes ont été arrondies afin de limiter le risque d'amorçage prématuré.

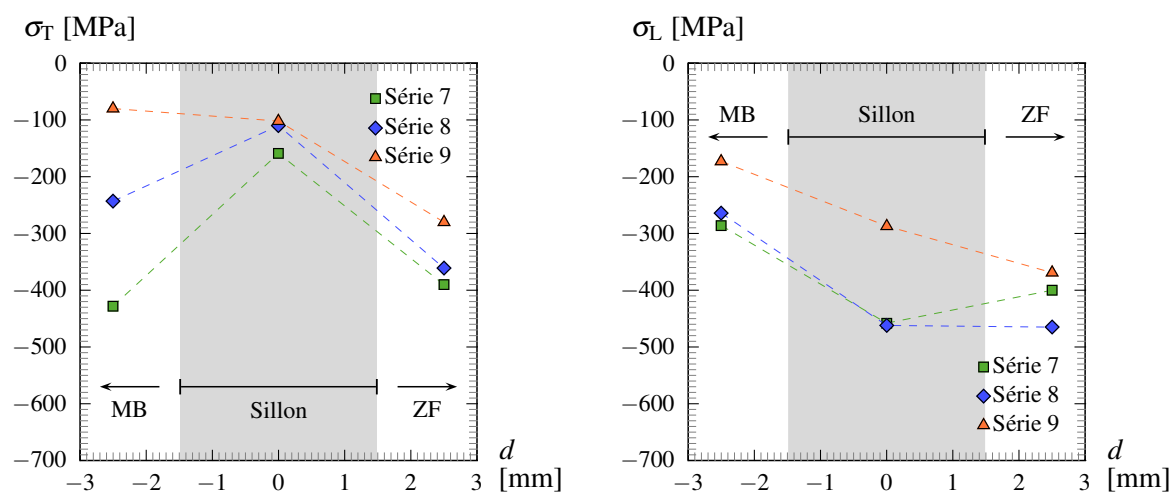


Figure II.23 : Contraintes résiduelles transversales (à gauche) et longitudinales (à droite), par rapport au sillon, mesurées sur un joint soudé en croix, martelé avec les paramètres de base et sollicité en fatigue (95 000 cycles à $R = -1$ et $\Delta\sigma = 566$ MPa).

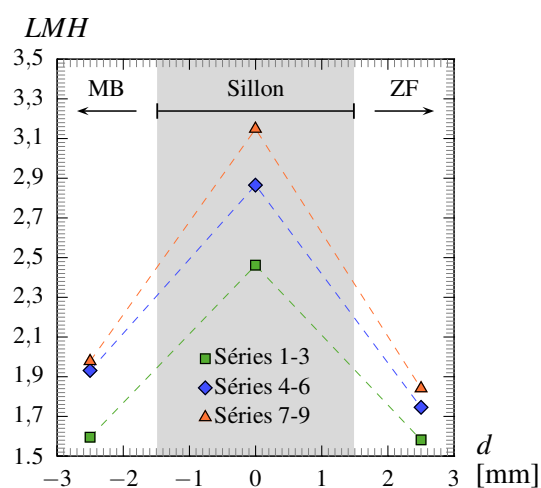


Figure II.24 : Largeurs à mi-hauteur moyennes du pic de diffraction des trois éprouvettes considérées.

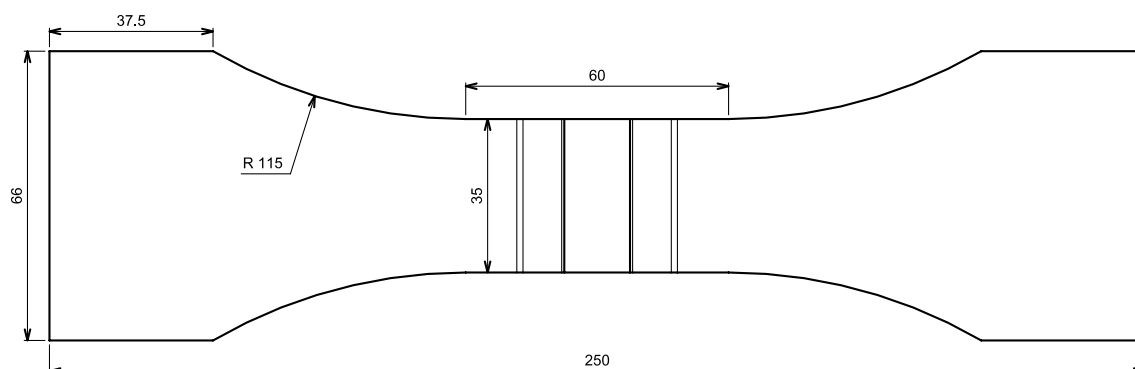


Figure II.25 : Dimensions des éprouvettes de fatigue (en mm).

II.5.2 Résultats des essais de fatigue

Afin d'apprécier l'influence du traitement par martelage à haute fréquence sur la tenue à la fatigue de nos assemblages soudés en croix, des essais de traction alternée ($R = -1$) ont été effectués. Dans un premier temps, 5 éprouvettes à l'état brut de soudage ont été testées afin d'évaluer la tenue en fatigue de référence de ces assemblages. Les résultats individuels (cercles noirs) sont reportés sur la figure II.26. La courbe de fatigue pour une classe FAT de 80 (selon les recommandations de l'IIW ; Hobbacher, 2007), correspondant à celle de ce type d'assemblage, y a aussi été reportée. On remarque une très bonne tenue en fatigue des assemblages à l'état brut de soudage, en accord avec la qualité de soudage observée précédemment.

Dans un second temps, 7 essais de fatigue sur des éprouvettes traitées avec les paramètres standards ont été effectuées. Les résultats obtenus¹ ont été reportés sur la figure II.26. Les carrés verts correspondant à des ruptures hors de la zone traitée et les losanges bleus à des ruptures en zone traitée ou à des non-rupture à 2 millions de cycles. La tenue à la fatigue tend à être meilleure que celle des assemblages brut de soudage. La courbe de fatigue du métal de base à 50% de probabilité de rupture, estimée par extrapolation de la courbe de fatigue oligocyclique, a été reportée en traits interrompus de couleur rouge. Cette courbe constitue, en théorie, la tenue à la fatigue optimale qui peut être atteinte par les assemblages soudés traités. En effet, si le traitement par MHF engendre une résistance en fatigue de la zone soudée supérieure à celle du métal de base, alors ce dernier devient l'élément dimensionnant de l'assemblage.

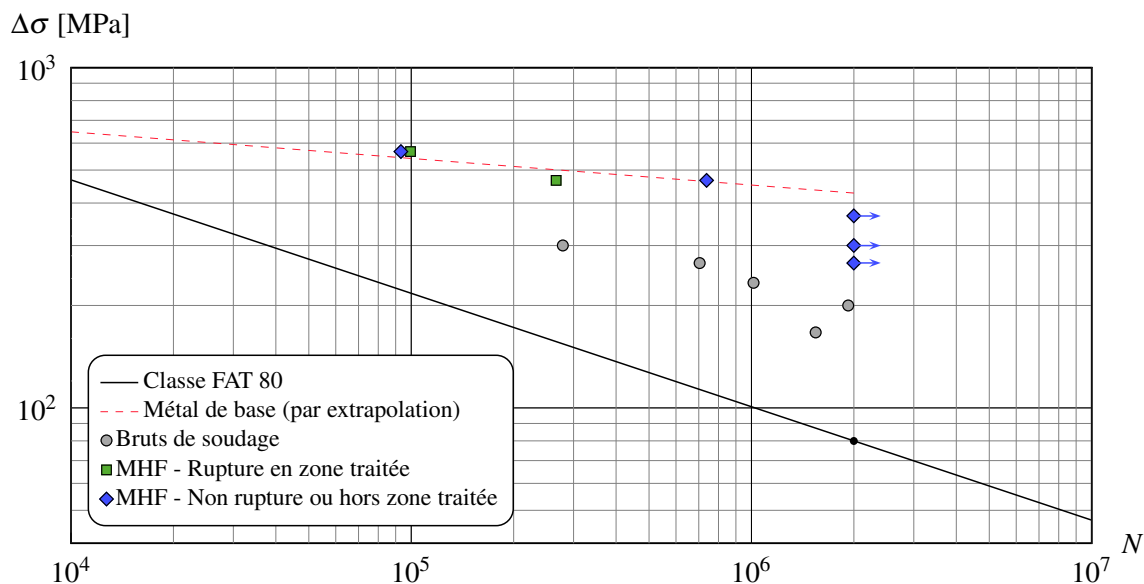


Figure II.26 : Résultats de fatigue du joints soudé à $R = -1$ et estimations associées.

II.5.3 Faciès de rupture

Le rapport de charge $R = -1$ engendre un matage des fissures au cours de leur propagation jusqu'à la rupture et donc du faciès final. Ce phénomène en limite ainsi l'analyse. On distingue toutefois sur la figure II.27 plusieurs lignes radiales (de décochement) aux abords de la surface martelée. Ces lignes radiales sont dues à un amorçage multiple de microfissures dans le creux du sillon induit par le martelage.

Pour les éprouvettes ayant rompu en dehors de la zone martelée, un seul point d'amorçage semble être à l'origine de la fissure finale comme illustré sur la figure II.28. Ce point d'amorçage est positionné sur l'arête supérieure droite, à la fin de la zone calibrée (lieu d'une concentration de contrainte modérée).

¹ L'ensemble des résultats est détaillé en annexe F.

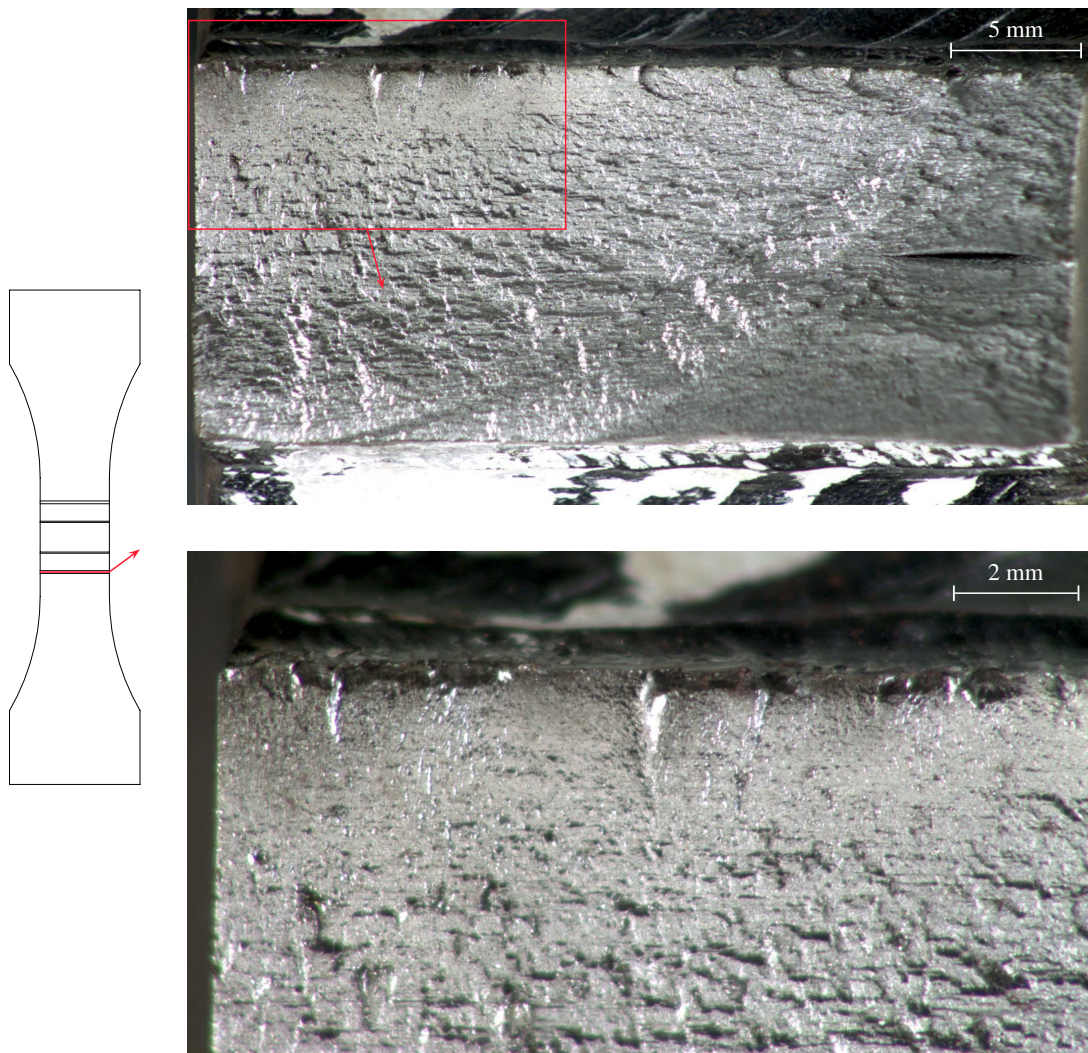


Figure II.27 : Faciès de rupture d'un assemblage soudé traité par MHF et rompu dans la zone martelée.

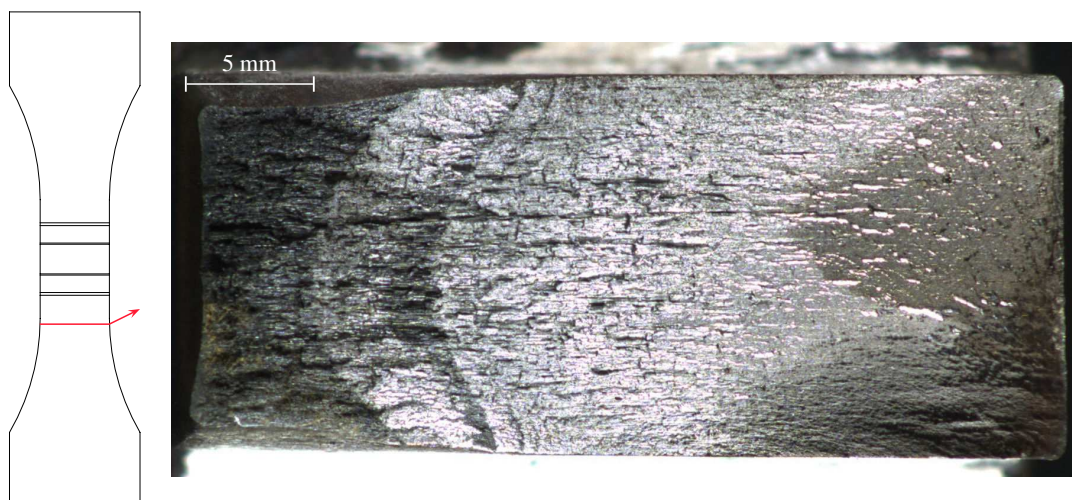


Figure II.28 : Faciès de rupture d'un assemblage soudé traité par MHF et rompu hors de la zone martelée.

II.6 Résultats d'essais complémentaires

Un campagne d'essais complémentaire a été réalisée par le CESMAN en utilisant le même dispositif de martelage. Le traitement de martelage a été appliqué à des joints soudés en croix en acier DH36 (nuance pour application marine équivalente à la nuance S355) et des joints soudés bout-à-bout en acier S690QL. Profitant de la disponibilité du dispositif de martelage à haute fréquence sur centre d'usinage, le CESMAN a procédé au traitement de joints soudés en croix en acier DH36 et de joints soudés bout-à-bout en acier S690QL. Si les résultats d'essais précédents tendent à montrer une bonne efficacité du martelage à haute fréquence des assemblages soudés, des ruptures prématurées ont parfois été observées dans la bibliographie. Cela a également été le cas des résultats de fatigue obtenus par le CESMAN sur ces assemblages traités.

On remarque sur la figure II.29 que l'amélioration de la tenue à la fatigue des assemblages traités (points bleus) est relativement faible comparée aux résultats obtenus sur le même joint à l'état brut de soudage (triangles noirs). On note cependant un gain sensiblement meilleur pour les éprouvettes issues d'un assemblage traité manuellement avec une orientation de l'outil et une vitesse de traitement aussi proche que possible de celle des traitements sur centre d'usinage. La faible amélioration obtenue sur ces joints en croix peut s'expliquer en partie par l'angle de raccordement relativement faible en pied de cordon. Ce type de configuration peut parfaitement convenir à une utilisation à l'état brut de soudage, mais semble pas adapté à un traitement par MHF, du moins avec les indenteurs de diamètre 3 mm utilisés. L'utilisation d'un indenteur à double rayon aurait pu aboutir à de meilleurs résultats (voir paragraphe I.7.4.b).

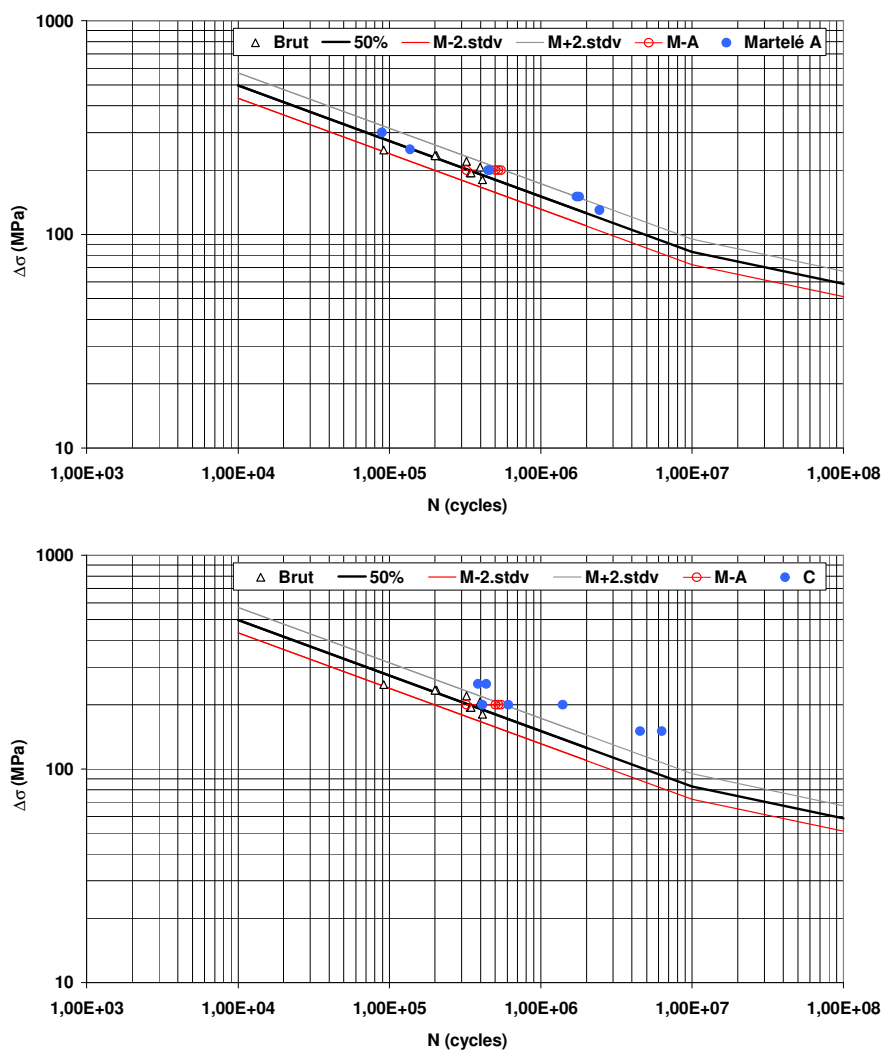


Figure II.29 : Résultats de fatigue à $R = 0,1$ sur joints en croix en acier DH36 pour un traitement sur centre d'usinage, en haut, et manuel, en bas (Bousseau, 2010b).

Concernant les assemblages soudés bout-à-bout, une faible amélioration est observée pour les assemblages traités (points rouges et triangles bleus sur la figure II.30) comparée aux résultats de l'assemblage brut de soudage (ronds noirs). Cette fois, l'angle de raccordement en pied de cordon et la qualité initiale générale de l'assemblage soudé ne peuvent, *a priori*, expliquer le faible gain obtenu. Nous avons donc procédé à une analyse des faciès de rupture qui montrent que l'amorçage des fissures a eu lieu à la base de replis de martelage (voir pour exemple la figure II.31). Un échantillon prélevé à l'issue de l'un des essais de fatigue, du côté non rompu de l'assemblage, est présenté sur la figure II.32. On y distingue une fissure partiellement propagée, partant là aussi d'un repli en fond de sillon.

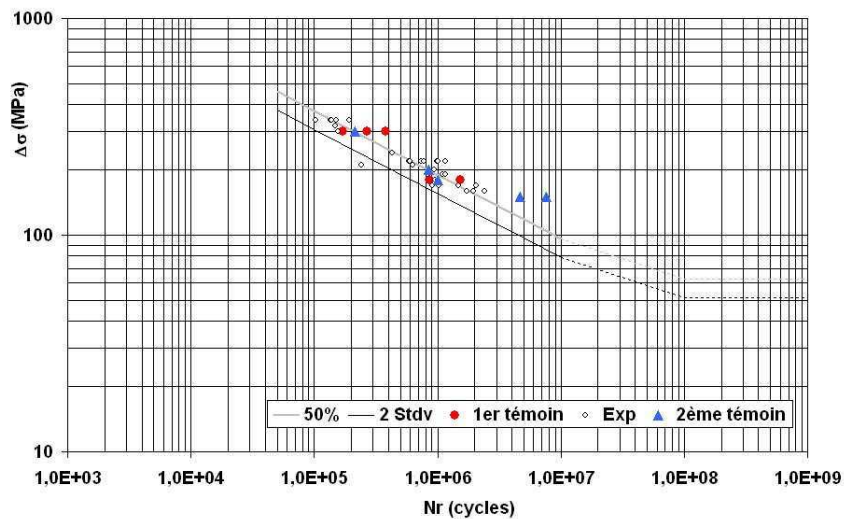


Figure II.30 : Résultats de fatigue à $R = 0,1$ sur joints bout-à-bout en acier S690QL pour un traitement sur centre d'usinage (Bousseau, 2010a).

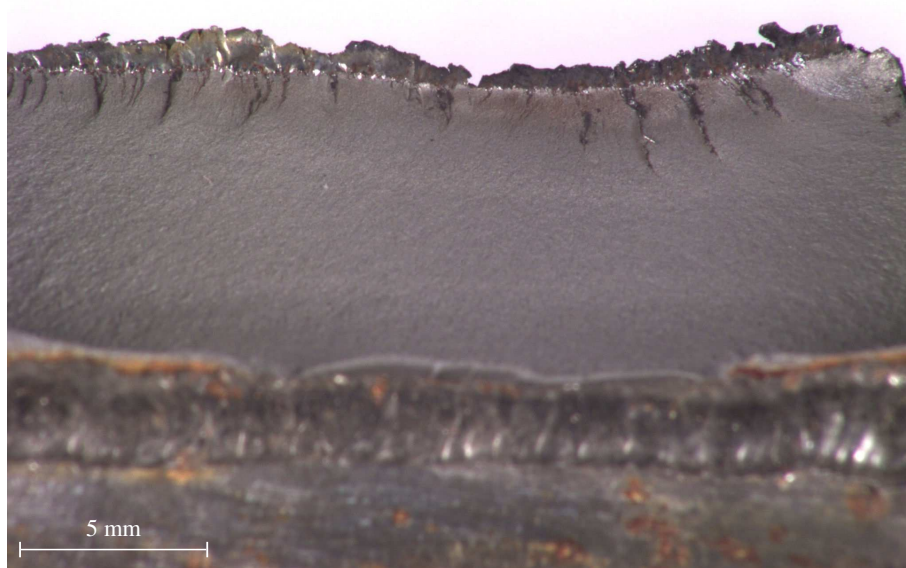


Figure II.31 : Faciès de rupture d'un assemblage bout-à-bout en acier S690QL.

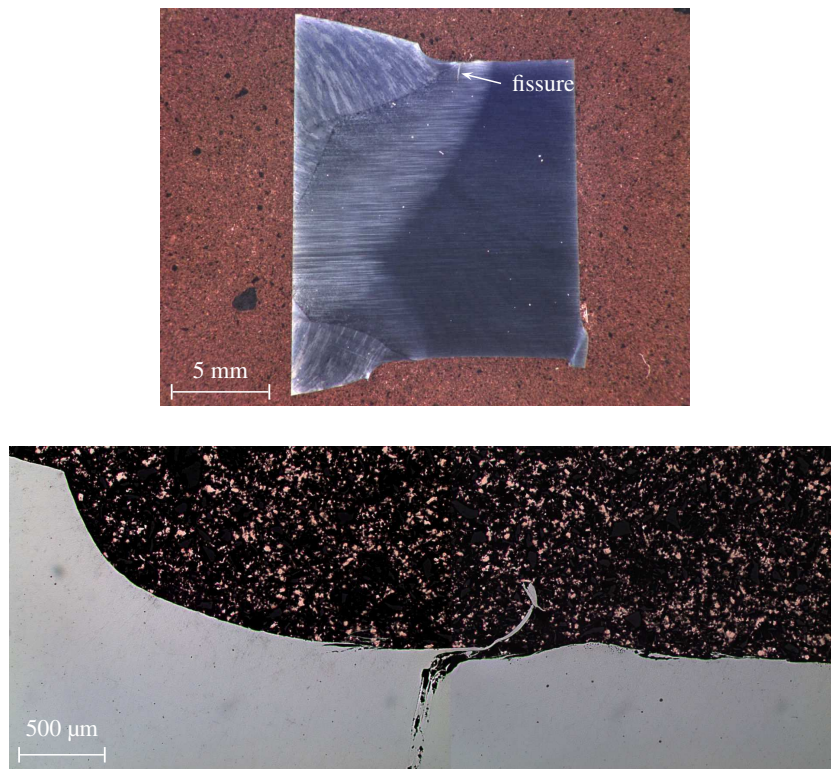


Figure II.32 : Microstructure de l'assemblage bout-à-bout en acier S690QL traité par MHF et détail de la zone d'amorçage d'une fissure en fond de sillon.

Il est vraisemblable qu'une mauvaise orientation de l'outil au moment du traitement des assemblages bout-à-bout soit responsable de la formation systématique de ces défauts le long des sillons martelés. En effet, l'angle d'incidence des indenteurs était environ de 6° par rapport à la normale aux tôles de l'assemblage. Dans cette orientation, les indenteurs impactent d'abord le pied de cordon du côté de la zone fondue et refoule une partie du métal sous l'indenteur lui-même, créant les replis observés.

II.7 Synthèse des résultats

Globalement, les observations reportées dans ce chapitre sont en bon accord avec celles issues de la bibliographie. On retiendra cependant que la fréquence de martelage n'est vraisemblablement pas si élevée que celles estimées dans d'autres études.

La tenue à la fatigue obtenue sur les joints soudés traités, en comparaison avec celle des joints brut de soudage, montre une amélioration importante. La réduction du nombre d'indenteurs, à 2 au lieu de 4 utilisés habituellement dans la bibliographie, ne semble pas avoir affecté ces résultats. Le traitement, effectué en une seule et unique passe et à la vitesse de 400 mm/min pour les paramètres de base, se fait relativement facilement et rapidement. Cette étude tend à montrer qu'il sera économiquement viable pour des applications industrielles, d'autant qu'il ne sera réservé, le plus souvent, qu'aux zones les plus sollicitées des structures soudées.

D'un autre côté, les observations faites tendent à mettre en évidence l'importance de la géométrie initiale du pied de cordon tout autant que l'orientation de l'outil lors du traitement. Rappelons que, dans le cas général, ce traitement est réalisé manuellement. L'opérateur devra donc être particulièrement sensibilisé au phénomène de replis qui peut apparaître lorsque le traitement n'est pas réalisé correctement.

Enfin, les résultats de fatigue obtenus pourront servir de base pour une comparaison avec la tenue en fatigue estimée à partir des simulations numériques.

III Estimation des propriétés locales d'un matériau métallique

III.1 Introduction

Les chapitres précédents nous ont permis d'apprécier les différents effets du martelage à haute fréquence d'un pied de cordon soudé. Dans le but de modéliser ce traitement, nous proposons dans ce chapitre une méthode pour l'estimation des caractéristiques mécaniques locales de l'assemblage soudé.

Dans le domaine du soudage, une solution adéquate conduit à prélever des micro-éprouvettes dans les différentes zones de l'assemblage. Une autre solution consiste à utiliser des éprouvettes possédant une micro-structure de soudage simulée. Pour ce faire, un ensemble d'éprouvettes constituées du métal de base est usiné. Chaque éprouvette est ensuite soumise à un cycle thermique représentatif du cycle thermique de soudage, vu en un point considéré de la zone affectée thermiquement. Ces éprouvettes sont ensuite testées en traction afin d'estimer les caractéristiques locales de l'assemblage. Ces deux solutions peuvent être délicates et coûteuses.

La technique d'indentation instrumentée est devenue ces dernières années un outil d'analyse de plus en plus utilisé pour la caractérisation du comportement local des matériaux, notamment dans le domaine des films minces (par exemple [Huber *et al.*, 2002](#)), des matériaux céramiques (par exemple, [Clarke et Tandon, 1995](#)), ou encore des polymères (par exemple [Oyen et Cook, 2003](#)), *etc.* Pour le cas des assemblages soudés, cette technique constitue une alternative intéressante pour l'estimation des propriétés locales des différentes zones qui les composent. [Chung *et al.* \(2009\)](#) ont ainsi utilisé l'indentation instrumentée sphérique couplée à une analyse par éléments finis, *via* une méthode inverse, afin d'estimer le comportement mécanique local d'assemblages soudés.

Pour une plus grande simplicité d'utilisation, nous proposons dans ce qui suit une méthode dite indirecte, inspirée des travaux de [Collin *et al.* \(2008\)](#), pour l'estimation des propriétés locales d'un matériau métallique par indentation instrumentée. Pour la même raison, nous nous limiterons au cas des comportements mécaniques qui pourront être considérés de type élasto-plastique à écrouissage cinématique linéaire (en accord avec le type d'écrouissage relevé au paragraphe [II.2.5](#)). Pour rappel, les bases de la simulation par éléments finis, limitées au cas des matériaux élasto-plastiques, sont présentées dans l'annexe [A](#). L'application de la méthode indirecte proposée, pour l'estimation des propriétés de chacune des zones de l'assemblage soudé, sera présentée au chapitre [VI](#).

III.2 Présentation de l'indentation instrumentée

À la différence des essais de dureté pour lesquels les dimensions de l'empreinte résiduelle sont mesurées pour une charge donnée appliquée sur l'indenteur, l'indentation instrumentée correspond à la mesure simultanée de l'effort de pénétration F et de la profondeur d'enfoncement h' du haut de l'indenteur (Figures [III.1](#) et [III.2](#)). Ce type d'essai a notamment donné lieu à différentes relations permettant d'estimer les propriétés élastiques locales du matériau indenté. Ces relations se basent sur la théorie de [Hertz \(1881\)](#). Le paramètre le plus couramment identifié correspond au module d'Young réduit E^* défini par :

$$E^* = \left(\frac{1 - \nu_i^2}{E_i} + \frac{1 - \nu_m^2}{E_m} \right)^{-1} \quad (\text{III.1})$$

Les symboles ν et E correspondent respectivement aux coefficients de Poisson et aux modules d'Young,

d'indice i pour l'indenteur et m pour le massif.

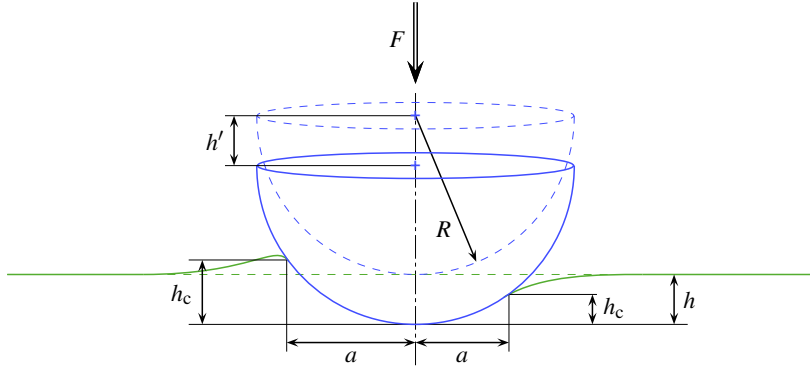


Figure III.1 : Représentation schématique d'une indentation sphérique avec bourrelet (partie gauche) ou enfoncement (partie droite).

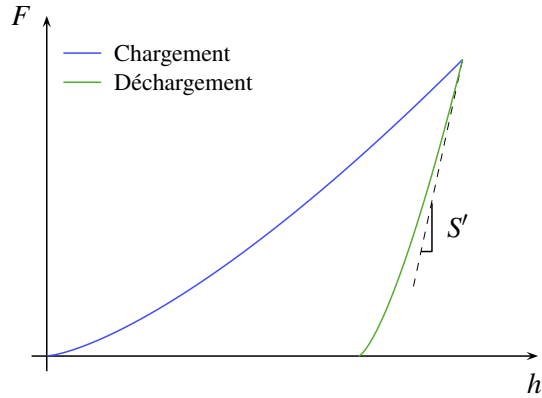


Figure III.2 : Forme générale d'une courbe d'indentation instrumentée conventionnelle.

Connaissant la raideur de contact S , il est en effet possible de déterminer E^* via la relation proposée par Bulyshev, Alekhin et Shorshorov (Bulyshev *et al.*, 1973 ; Shorshorov *et al.*, 1982) appelée aussi formule de BASH :

$$S = \frac{dF}{dh} = 2 \cdot a \cdot E^* \quad (\text{III.2})$$

Où a correspond au rayon de contact.

Cependant, l'utilisation de cette relation implique de connaître la courbe d'indentation réelle, correspondant à l'effort de pénétration F en fonction de l'enfoncement de l'extrémité de l'indenteur h . Une première approche consiste à négliger l'écrasement de l'indenteur, soit de considérer que $h = h'$ et donc que $S = S'$. D'autre part, le rayon de contact est inconnu et peut être approché par différentes méthodes ou relations. On peut éventuellement se baser sur les dimensions de l'empreinte résiduelle, ou encore exprimer a en fonction de la hauteur de contact h_c et en utilisant la relation proposée par Oliver et Pharr (1992) :

$$h_c = h_{\max} - \varepsilon \cdot \frac{F_{\max}}{S} \quad (\text{III.3})$$

Où ε est une constante associée à l'indenteur utilisé ; elle vaut 1 pour les indenteurs cylindriques, $2 - 4/\pi$ pour les indenteurs coniques et 0,75 pour les paraboloïdes de révolution.

D'autres démarches pour déterminer le module réduit ont été mises au point afin de tenir compte, notamment, du bourrelet qui peut apparaître en périphérie de la zone de contact et dont la présence affecte la précision des relations III.2 et III.3 (Loubet *et al.*, 1986 ; Hay *et al.*, 1999 ; Hay et Wolff, 2001).

Outre les possibilités offertes par l'indentation instrumentée pour l'estimation des propriétés élastiques, cette technique s'avère tout aussi intéressante pour l'étude du comportement élasto-plastique local des matériaux. Pour ce faire, 2 types de méthodes sont couramment utilisés, à savoir les méthodes indirectes et les méthodes par analyse inverse.

L'application d'une méthode indirecte revient à effectuer un ensemble de simulations numériques afin d'établir des relations reliant les grandeurs mesurables du type d'essai simulé aux paramètres, donnés en entrée, de la loi de comportement retenue. La plupart de ces méthodes a été établie pour déterminer les paramètres de la loi d'Hollomon de matériaux élasto-plastiques à partir d'indentations coniques (Dao *et al.*, 2001 ; Tho *et al.*, 2005) ou sphériques (Lee *et al.*, 2005 ; Collin *et al.*, 2009 ; Cao et Lu, 2004 ; Robinson et Trum, 1977). Les travaux de Cheng et Cheng (2004) montrent par ailleurs que l'indentation sphérique assure l'unicité de la relation entre la courbe d'indentation obtenue et les caractéristiques de la loi d'Hollomon.

Pour des lois de comportement faisant intervenir un plus grand nombre de paramètres (comme les lois à écrouissage mixte isotrope et cinématique), une analyse inverse est généralement privilégiée. Le principe consiste à minimiser progressivement l'écart entre les grandeurs mesurées expérimentalement et celles estimées numériquement. Différents algorithmes peuvent être utilisés afin de déterminer les corrections à apporter aux paramètres d'entrée entre chaque simulation afin, si le problème est inversible, de converger vers la solution recherchée. Dans le domaine de l'indentation instrumentée, on peut citer les travaux de Huber et Tsakmakis (1999a, 1999b), Collin *et al.* (2010) ou encore ceux de Bolzon *et al.* (2004).

III.3 Mise en place de la méthode indirecte

Nous nous limiterons pour les simulations d'indentation, aux matériaux métalliques dont le comportement mécanique pourra être considéré comme étant du type élasto-plastique à écrouissage cinématique linéaire, selon le critère de von Mises. Cette loi d'écrouissage, présente dans la majorité des codes éléments finis, est caractérisée par 2 paramètres que sont la limite d'élasticité σ_y et le module d'écrouissage en traction simple H tels que lors d'un essai de traction :

$$\text{Dans le domaine d'élasticité : } \sigma = E \cdot \varepsilon \quad (\text{III.4})$$

$$\text{Dans le domaine de l'élasto-plasticité : } \sigma = \sigma_y + H \cdot \varepsilon^p = \frac{E}{E + H} (\sigma_y + H \cdot \varepsilon) \quad (\text{III.5})$$

Nous considérons que seules les caractéristiques σ_y et H sont inconnues. Le nombre de paramètres étant limité à 2, l'utilisation d'une méthode indirecte a été privilégiée pour les déterminer.

III.3.1 Simulation des indentations

Au total, 15 valeurs ont été considérées à la fois pour σ_y et pour H (reportées dans le tableau III.1) variant respectivement de 0,15 à 3 GPa et de 0 à 5 GPa, soit 225 couples $[\sigma_y, H]$ différents. Les propriétés élastiques du massif sont celles des aciers courants à savoir $E_m = 210$ GPa et $\nu_m = 0,3$. L'indenteur est considéré rigide.

σ_y [GPa]	0,15	0,2	0,25	0,3	0,4	0,4	0,6	0,8	1	1,25	1,5	1,75	2	2,5	3
H [GPa]	0	0,1	0,2	0,4	0,6	0,8	1	1,25	1,5	1,75	2	2,5	3	4	5

Tableau III.1: Listes des limites d'élasticité et des modules d'écrouissage retenus.

L'ensemble de ces 225 simulations a été réalisé à l'aide du code éléments finis Cast3M, en considérant un contact glissant (le frottement est négligé), des grands déplacements, des grandes déformations et des grandes rotations. Afin de simuler chacune des indentations en mode 2D axisymétrique, la forme du massif est supposée de révolution, de diamètre 30 mm pour une épaisseur de 15 mm. Son maillage, composé d'éléments

à interpolation linéaire, de types triangulaires à 3 nœuds et quadrangles à 4 nœuds, est présenté sur la figure III.3. Sur cette même figure, l'indenteur, de rayon $R = 0,5$ mm, est représenté dans sa version « élastique parfait », utilisée plus tard. Celui-ci étant pour le moment considéré rigide, seul son enveloppe extérieure (composée de segments à 2 nœuds) est modélisée. L'ensemble de ses degrés de liberté sont bloqués et un déplacement vertical de $50\text{ }\mu\text{m}$ lui est imposé, à raison de $0,5\text{ }\mu\text{m}$ par pas.

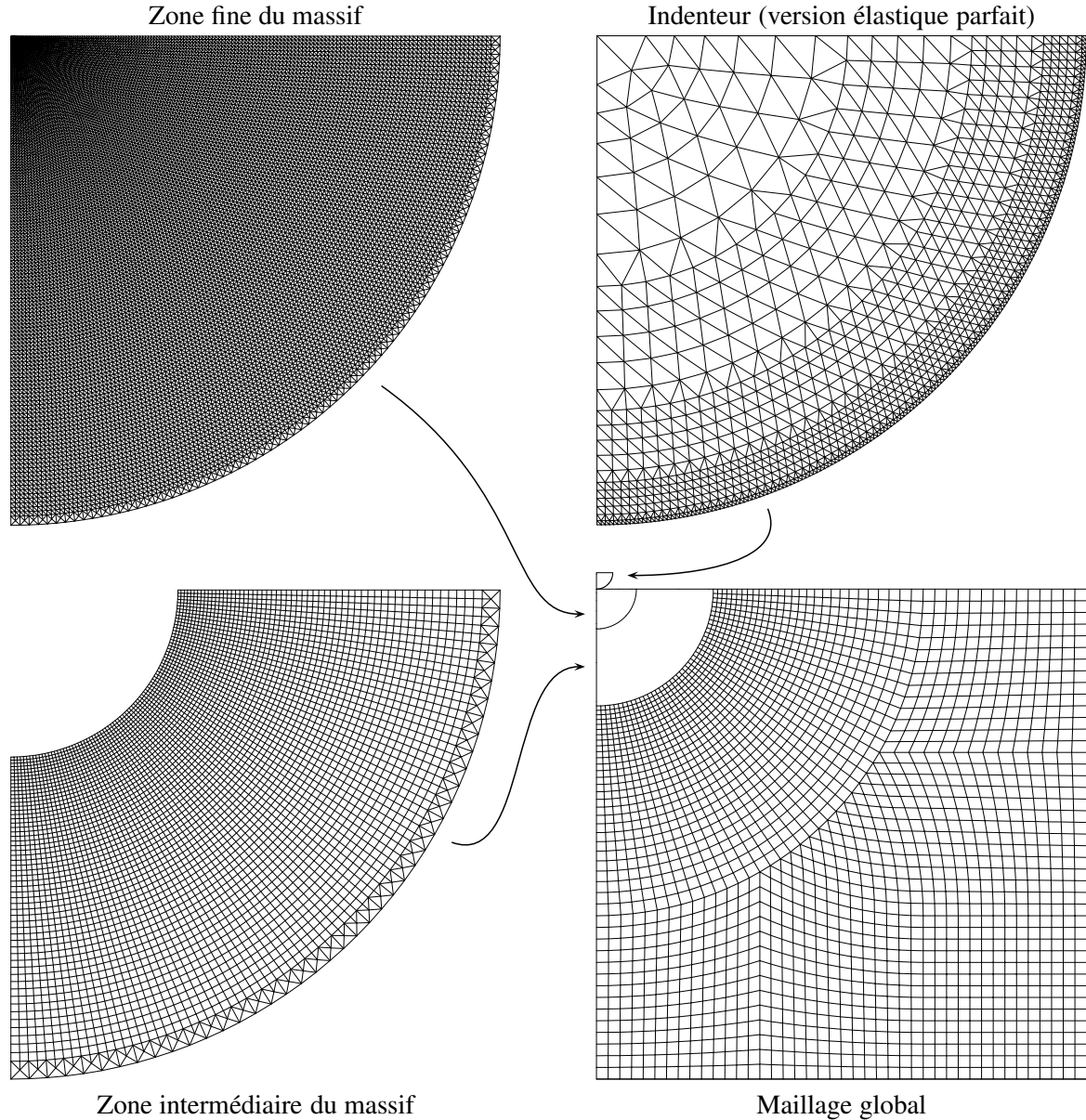


Figure III.3 : Détails du maillage utilisé pour les simulations d'indentation.

III.3.2 Relations entre les paramètres d'entrée et les données de sortie

Seule la partie croissante de la courbe d'indentation sera retenue lors de cette analyse numérique. Ainsi, l'évolution de l'effort de pénétration F au cours de la phase de chargement en fonction du déplacement, h , est récupérée en sortie de chacune des simulations. Les courbes $F(h)$ obtenues sont ensuite décrites mathématiquement à l'aide de deux paramètres, A et B , en les approchant par une fonction de la forme :

$$\frac{F}{E^* \cdot R^2} = \left(\frac{h}{R}\right)^A \cdot \exp(-B) \quad (\text{III.6})$$

Il est important de souligner que la forme adimensionnelle retenue pour cette fonction permet de rendre la démarche insensible au rayon de l'indenteur et aux propriétés élastiques du massif, sous réserve que :

$$\sigma_y \ll E_m \quad (III.7)$$

$$H \ll E_m \quad (III.8)$$

L'ensemble des résultats est reporté sous la forme $\sigma_y(A,B)$ et $H(A,B)$ sur la figure III.4. Nous pouvons y constater que les relations entre $[\sigma_y, H]$ et $[A, B]$ tendent à ne plus être uniques pour les plus fortes valeurs de σ_y . Ceci s'explique par le fait que les courbes d'indentation ont tendance à se linéariser pour les plus hautes limites d'élasticité. Afin d'assurer l'unicité des relations qui restent à déterminer entre $[\sigma_y, H]$ et $[A, B]$, nous limiterons la suite de l'étude aux 150 couples $[\sigma_y, H]$ dont les valeurs de σ_y n'excèdent pas 1,25 GPa (valeur au dessus de laquelle on considère que la correspondance entre les couples $[\sigma_y, H]$ et $[A, B]$ tend à ne plus être biunivoque).

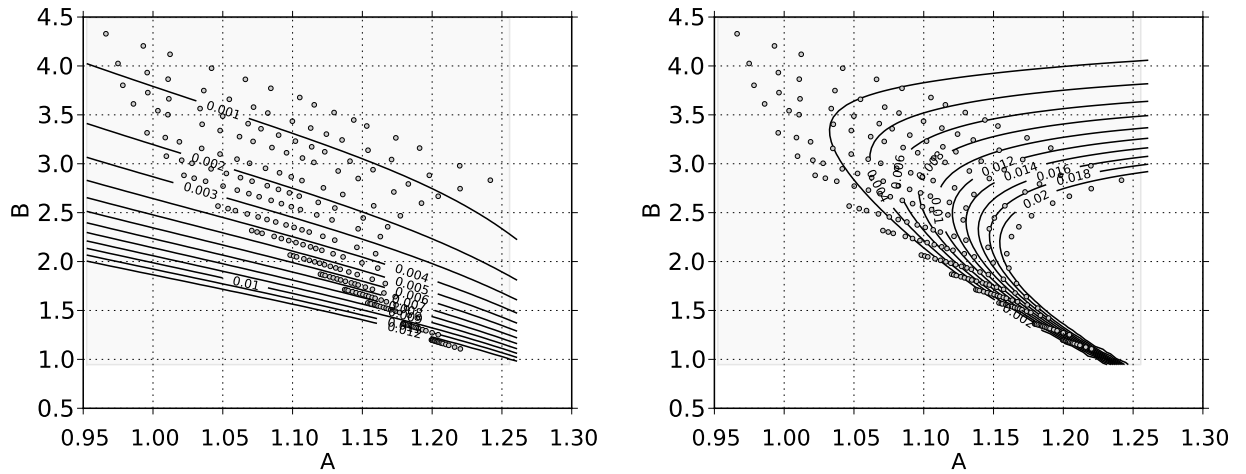


Figure III.4 : Évolution de σ_y/E^* , à gauche, et H/E^* , à droite, en fonction de A et B .

Nous recherchons alors à déterminer les relations $\sigma_y(A,B)$ et $H(A,B)$ dont la forme permettra, à la fois, de respecter au mieux l'évolution décrite par l'ensemble des 150 points de calculs retenus, tout en limitant le nombre de paramètres de chacune de ces 2 fonctions.

Le code proposé par Phillips (2010) nous a permis de tester un ensemble d'équations (dont le nombre maximum de paramètres a été fixé à 10). Celles ayant abouti au meilleur ajustement par la méthode des moindres carrés sont de la forme :

$$\sigma_y(A,B) = E^* \cdot \frac{a_1 + b_1 \cdot A + c_1 \cdot B + d_1 \cdot A \cdot B}{e_1 \cdot A \cdot B \cdot (1 + f_1 \cdot \exp(A) + g_1 \cdot \exp(B) + h_1 \cdot \exp(A) \cdot \exp(B))} \quad (III.9)$$

$$H(A,B) = E^* \cdot (a_2 + b_2 \cdot B + c_2 \cdot B^2 + d_2 \cdot B^3 + e_2 \cdot B^4 + f_2 \cdot A + g_2 \cdot A \cdot B + h_2 \cdot A \cdot B^2 + i_2 \cdot A \cdot B^3 + j_2 \cdot A \cdot B^4) \quad (III.10)$$

Ainsi, après avoir déduit A et B d'une courbe d'indentation expérimentale et considérant le comportement mécanique du matériau indenté comme étant élasto-plastique à écrouissage cinématique linéaire, nous pouvons estimer les valeurs de σ_y et H , via les relations III.9 et III.10 dont les coefficients sont donnés en annexe B.

III.4 Correction des courbes expérimentales

III.4.1 Correction de l'écrasement de l'indenteur

La courbe d'indentation mesurée (ou courbe conventionnelle) correspond généralement à l'évolution de l'effort de pénétration en fonction du déplacement du haut de l'indenteur h' là où se situe la référence du capteur de déplacement. La courbe d'indentation désirée (ou courbe réelle) correspond elle, à l'effort de pénétration en fonction du déplacement de l'extrémité de l'indenteur noté h .

L'écrasement de l'indenteur, $\delta = h' - h$, responsable de la différence entre ces 2 courbes peut être estimé (pour la partie chargement de l'indentation) par la formule proposée par [Johnson \(1985\)](#), pour une pression appliquée sur une région circulaire :

$$\delta(h') = \frac{2(1 - \nu_i^2) \cdot p(h') \cdot a(h')}{E_i} \quad (\text{III.11})$$

Où p est la pression supposée uniformément répartie sur la zone de contact :

$$p(h') = \frac{F(h')}{\pi \cdot a(h')^2} \quad (\text{III.12})$$

Le rayon de contact a peut être estimé, en première approche, en considérant uniquement la forme réelle de l'indenteur. Bien que nous ayons retenu cette solution dans le cadre de cette étude, le rayon de contact est aussi sensible au coefficient de frottement et à l'effet de bourrelet ou d'enfoncement en périphérie de la zone de contact au cours de l'indentation (voir par exemple, [Bartier et al., 2010](#)). D'autres approches peuvent donc être retenues afin d'améliorer l'estimation de a .

La correction de l'écrasement de l'indenteur permet par ailleurs de ne plus avoir à tenir compte des propriétés élastiques de ce dernier et de le considérer rigide. Ainsi, le module réduit sera remplacé dans ce qui suit par :

$$E_m^* = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \quad (\text{III.13})$$

III.4.2 Correction de la géométrie de l'indenteur

Afin de tenir compte du profil réel de l'indenteur, on se propose d'en déterminer un rayon équivalent R_{eq} fonction de la profondeur d'indentation et, dans une certaine mesure, du matériau indenté.

La démarche proposée se base, là encore, sur l'ensemble des 150 indentations numériques précédentes, à partir desquelles nous pouvons estimer les relations $A(\sigma_y, H)$ et $B(\sigma_y, H)$. Ceci est réalisé en suivant le même processus que celui adopté pour l'estimation de $\sigma_y(A, B)$ et $H(A, B)$. Les relations ayant donné le meilleur ajustement pour un nombre de paramètres maximum de 10 correspondent à :

$$A(\sigma_y, H) = \frac{a_3 + b_3 \cdot \frac{\sigma_y}{E_m^*} + c_3 \cdot \frac{H}{E_m^*} + d_3 \cdot \frac{\sigma_y}{E_m^*} \cdot \frac{H}{E_m^*}}{1 + e_3 \cdot \ln\left(\frac{\sigma_y}{E_m^*}\right) + f_3 \cdot \exp\left(\frac{H}{E_m^*}\right) + g_3 \cdot \ln\left(\frac{\sigma_y}{E_m^*}\right) \cdot \exp\left(\frac{H}{E_m^*}\right)} + h_3 \quad (\text{III.14})$$

$$B(\sigma_y, H) = \left(a_4 + b_4 \cdot \frac{\sigma_y}{E_m^*} + c_4 \cdot \frac{H}{E_m^*} + d_4 \cdot \frac{\sigma_y^2}{E_m^{*2}} + e_4 \cdot \frac{H^2}{E_m^{*2}} + f_4 \cdot \frac{\sigma_y^3}{E_m^{*3}} + g_4 \cdot \frac{H^3}{E_m^{*3}} + h_4 \cdot \frac{\sigma_y \cdot H}{E_m^{*2}} + i_4 \cdot \frac{\sigma_y^2 \cdot H}{E_m^{*3}} + j_4 \cdot \frac{\sigma_y \cdot H^2}{E_m^{*3}} \right)^{-1} \quad (\text{III.15})$$

Connaissant σ_y et H nous pouvons donc estimer les paramètres A et B de la courbes d'indentation associée (les coefficients sont donnés annexe C).

Nous effectuons alors une simulation d'indentation en tenant compte de la forme de l'indenteur réel sur un matériau dont les caractéristiques mécaniques, σ_y et H , sont supposées du même ordre que celles du matériau réel. On obtient en sortie une courbe d'indentation numérique $F(h)$ dont on connaît par avance les paramètres A et B (déduts des caractéristiques σ_y et H retenues) à l'aide des relations III.14 et III.15.

En reprenant la relation III.6, on peut enfin déterminer la variation du rayon équivalent en fonction de la profondeur d'indentation :

$$R_{eq}(h) = \left(\frac{E_m^* \cdot h^A}{F(h) \cdot \exp(B)} \right)^{\frac{1}{A-2}} \quad (III.16)$$

III.5 Démarche générale

Après avoir corrigé la courbe d'indentation expérimentale considérée, en tenant compte de l'écrasement de l'indenteur et déterminé son rayon équivalent en fonction de son enfoncement, on évalue les coefficients A et B respectant au mieux la relation :

$$\frac{F(h)}{E_m^* \cdot R_{eq}^2(h)} = \left(\frac{h}{R_{eq}(h)} \right)^A \cdot \exp(-B) \quad (III.17)$$

On estime ensuite σ_y et H à partir des relations III.9 et III.10, en veillant à y remplacer E^* par E_m^* .

On vérifie enfin que les estimations de σ_y et H correspondent à des points d'interpolation et non d'extrapolation par rapport à l'ensemble de nos 150 points de référence, soit :

$$\frac{\sigma_y \text{ min. des 150 simulations}}{E_m^* \text{ des 150 simulations}} = 6,5 \cdot 10^{-4} \leq \frac{\sigma_y \text{ estimé}}{E_m^* \text{ du matériau indenté}} \leq \frac{\sigma_y \text{ max. des 150 simulations}}{E_m^* \text{ des 150 simulations}} = 5,417 \cdot 10^{-3} \quad (III.18)$$

$$\frac{H \text{ min. des 150 simulations}}{E_m^* \text{ des 150 simulations}} = 0 \leq \frac{H \text{ estimé}}{E_m^* \text{ du matériau indenté}} \leq \frac{H \text{ max. des 150 simulations}}{E_m^* \text{ des 150 simulations}} = 2,167 \cdot 10^{-2} \quad (III.19)$$

Pour une meilleure précision, il est aussi préférable que le rapport h_{max}/R soit du même ordre que celui retenu lors de l'analyse numérique, et pour lequel les relations utilisées ont donc été identifiées, soit :

$$\frac{h_{max}}{R} \sim 0,1 \quad (III.20)$$

Sur la base de ce qui précède, la démarche générale du traitement d'une courbe d'indentation en vue de l'estimation des caractéristiques locales du matériau indenté est schématisée sur la figure III.5.

III.6 Validation de la méthode

Afin d'évaluer l'erreur générée aux différentes étapes de la démarche proposée, 3 simulations numériques ont été réalisées avec différents indenteurs sur un même matériau élasto-plastique, à écrouissage cinématique linéaire, de caractéristiques mécaniques :

- $E_m = 210 \text{ GPa}$; $\nu_m = 0,3$;
- $\sigma_y = 450 \text{ MPa}$; $H = 1,5 \text{ GPa}$.

Pour chacun des 3 cas, l'indenteur retenu est du type :

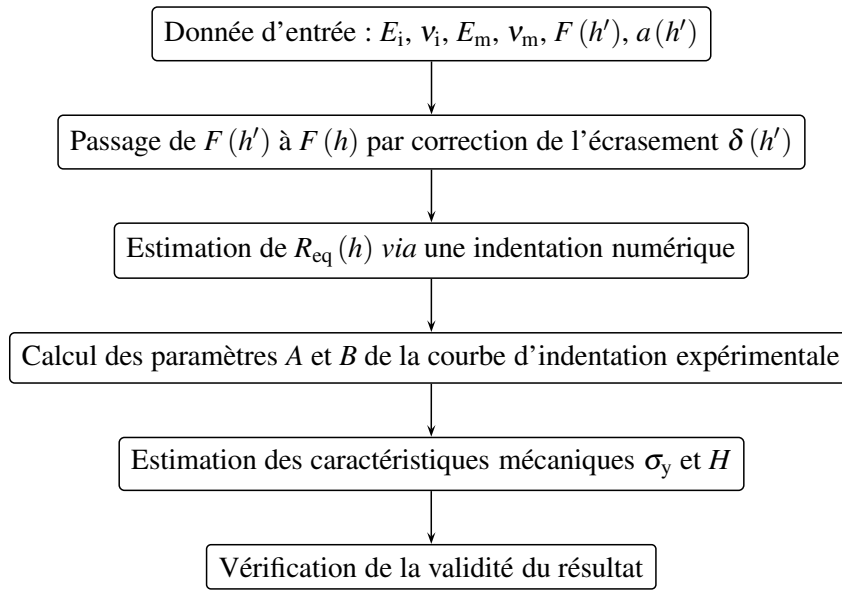


Figure III.5 : Démarche générale proposée pour l'estimation de la courbe locale de traction à partir de la courbe d'indentation instrumentée.

1. Rigide « parfait » ($R = 0,5 \text{ mm}$; $h_{\max} = 50 \text{ }\mu\text{m}$) ;
2. Élastique « parfait » en carbure de tungstène ($E_i = 590 \text{ GPa}$; $\nu_m = 0,22$; $R = 0,5 \text{ mm}$; $h'_{\max} = 50 \text{ }\mu\text{m}$) ;
3. Élastique « réel » ($E_i = 590 \text{ GPa}$; $\nu_m = 0,22$; $h'_{\max} = 50 \text{ }\mu\text{m}$) suivant la géométrie donnée dans Collin *et al.* (2008) .

Le premier indenteur permet d'appliquer la méthode sans avoir à effectuer de corrections de rayon, ni d'écrasement. L'erreur obtenue ne correspond ainsi qu'à celle générée par l'interpolation sur l'ensemble de nos 150 simulations de référence.

L'indenteur élastique « parfait » fait intervenir la correction de l'écrasement, dont l'erreur associée se cumule à l'erreur du premier cas.

Enfin l'indenteur élastique « réel » fait intervenir, en complément, la correction de la forme de l'indenteur. Cette correction se base sur une indentation numérique effectuée sur un matériau supposé équivalent. Dans notre cas, nous considérerons 4 estimations différentes du rayon équivalent $R_{eq}(h)$ de l'indenteur :

1. Correction sur un matériau identique au matériau étudié ($\sigma_y = 450 \text{ MPa}$; $H = 1,5 \text{ GPa}$) ;
2. Correction sur un matériau de plus haute résistance avec $\sigma_y = 700 \text{ MPa}$ et $H = 1,75 \text{ GPa}$;
3. Correction sur un matériau de plus faible résistance avec $\sigma_y = 300 \text{ MPa}$ et $H = 1 \text{ GPa}$.

La première estimation du rayon équivalent permet d'apprécier l'erreur due à la correction de la forme de l'indenteur elle-même, sans être affectée par le choix du matériau équivalent. Les 2 estimations suivantes de $R_{eq}(h)$ permettent d'y adjoindre l'erreur associée au choix du matériau équivalent dans le cas d'une surestimation et d'une sous-estimation de sa résistance.

Les résultats de chacun des cas considérés sont détaillés dans le tableau III.2. Les courbes associées ont été reportées sur la figure III.6. L'exemple traité tend à démontrer un faible écart entre les résultats estimés et la courbe de référence, quand bien même la géométrie de l'indenteur n'est pas parfaitement sphérique.

	σ_y estimé [MPa]	Erreur sur σ_y [%]	H estimé [GPa]	Erreur sur H [%]
Référence	450	-	1,5	-
Cas 1 : Indenteur rigide parfait	449,5	0,11	1,514	0,93
Cas 2 : Indenteur élastique parfait	459,0	2,00	1,473	1,80
Cas 3 : Indenteur réel avec estimation de $R_{eq}(h)$ sur un matériau identique	448,3	0,37	1,589	5,93
Cas 4 : Indenteur réel avec estimation de $R_{eq}(h)$ sur un matériau de plus haute résistance	452,5	0,55	1,593	6,20
Cas 5 : Indenteur réel avec estimation de $R_{eq}(h)$ sur un matériau de plus faible résistance	446,4	0,80	1,516	1,07

Tableau III.2: Ensemble des résultats obtenus pour chacun des 5 cas considérés.

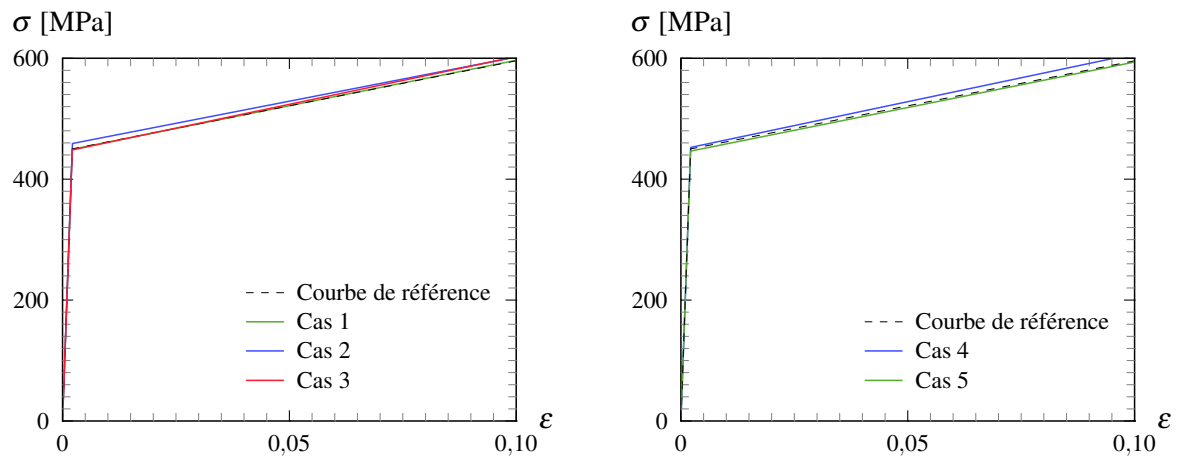


Figure III.6 : Comparaison des courbes de traction obtenues pour chacun des cas considérés avec la courbe initiale.

III.7 Conclusions

L'unicité des relations entre les paramètres d'entrée et de sortie des simulations d'indentation sphérique est respectée pour un écrouissage cinématique linéaire. Il n'en aurait peut-être pas été de même avec un indenteur conique (comme observé pour une loi d'Hollomon par [Cheng et Cheng \(2004\)](#)). Le caractère bi-univoques de ces relations tend cependant à être atténué pour les plus fortes valeurs de la limite d'élasticité ($\sigma_y/E > 1,25/210$).

Les comparaisons, purement numériques, qui ont été effectuées, mettent en évidence une erreur relativement faible engendrée par la précision des simulations et des corrections faites, à la fois de l'écrasement de l'indenteur et de sa forme. Dans la pratique, il faudra ajouter l'erreur de mesure expérimentale à l'erreur numérique. Enfin, les différentes hypothèses faites (notamment sur la loi de comportement ou l'absence de tout frottement) auront aussi une influence plus ou moins prononcée sur la précision du résultat final.

Ces derniers points seront à considérer lors de l'application de la méthode (présentée au chapitre [VI](#)) pour l'estimation des propriétés mécaniques locales de l'assemblage soudé.

IV Proposition d'une méthode directe dédiée aux chargements mobiles

IV.1 Introduction

La modélisation du traitement par martelage d'un assemblage soudé peut être simulée, sans difficultés particulières, par la méthode incrémentale classique dite pas-à-pas présentée dans l'annexe A. Seuls les temps de calculs risquent, *a priori*, d'être importants, compte tenu de la non-linéarité du comportement mécanique du matériau, combinée au caractère tridimensionnel et répétitif du problème, ainsi qu'aux conditions de contact à imposer entre le ou les indenteurs et l'élément impacté. Cependant, le caractère répétitif des impacts dans la direction du traitement autorise l'utilisation de méthodes dites directes pour la modélisation du martelage et, d'une manière plus générale, de chargements mobiles discontinus.

Nous présentons dans ce qui suit, les bases de la méthode proposée. Elle sera appliquée au chapitre VI, lors des simulations du martelage à haute fréquence d'un assemblage soudé.

IV.2 Principales approches existantes dédiées aux chargements mobiles

Dans le domaine des chargements mobiles, on retrouve principalement des travaux s'intéressant au roulement ou glissement, répété ou non, d'un cylindre sur un massif semi-infini de comportement mécanique élasto-plastique, avec ou sans écrouissage. Le problème de contact y est d'ailleurs souvent remplacé par un chargement Hertzien.

Les premières approches visant à résoudre ce type de problème étaient essentiellement semi-analytiques. Elles sont dues à [Johnson et Jefferis \(1963\)](#), et à [Merwin et Johnson \(1963\)](#). Le principe consistait à déterminer le champ de déplacement élastique donné par la théorie de [Hertz \(1881\)](#) et à le considérer équivalent au champ de déformation total imposé au cours d'un cycle de chargement du cylindre sur le solide considéré. De nombreuses autres études ont été réalisées par la suite par Johnson et ses associés dans ce domaine ([Johnson, 1986](#) ; [Hearle et Johnson, 1987](#) ; [Bower et Johnson, 1989](#) ; [Johnson, 1992](#)).

La méthode des Éléments Finis a ensuite été adoptée par [Bhargava *et al.* \(1985a, 1985b, 1988\)](#) suivant le schéma incrémental pas-à-pas traditionnel. Cette approche engendre naturellement des temps de calculs conséquents qui en limitent l'intérêt.

Parmi les premières approches directes basées sur les Éléments Finis, on peut citer les travaux de [Zarka \(1980\)](#), [Inglebert *et al.* \(1985\)](#), [Braham \(1991\)](#) ou encore ceux de [Yu *et al.* \(1993\)](#). Ces méthodes, simplifiées, permettent d'estimer beaucoup plus rapidement l'état stabilisé atteint par le massif.

IV.3 Bases de la méthode stationnaire passe-par-passe

Par la suite, [Dang Van et Maitournam \(1993\)](#) ont proposé un algorithme de résolution directe de l'état stabilisé. Leur méthode repose sur les travaux de [Nguyen et Rahimian \(1981\)](#) et de [Dang Van *et al.* \(1985\)](#). Si les temps de calculs sont sensiblement plus longs que ceux des méthodes simplifiées précédentes, la précision est, en contrepartie, améliorée.

Pour parvenir à estimer l'état stabilisé atteint par une structure sous chargement mobile, deux procédures de calculs ont été proposées :

- La première, appelée méthode stationnaire passe-par-passe (ou PPSM pour *pass-by-pass stationary method*), permet de déterminer directement l'état stabilisé atteint après un cycle de chargement (ou passe). Si l'on désire connaître l'état atteint après un nombre fini de passes, il suffit de répéter cette procédure. On prendra comme état initial pour chacune des passes, l'état final déterminé à l'issue de la passe précédente, dans la zone homogène suivant la direction du chargement.
- La seconde procédure est appelée méthode stationnaire directe (ou DSM pour *direct stationary method*). Contrairement à la première méthode, la DSM ne donne qu'un résultat approché, mais avec un gain de temps supplémentaire si l'on désire connaître le « régime stabilisé ». Ce régime correspond à l'état atteint après un certain nombre de passes et qui est identique à celui obtenu à l'issue de cycles complémentaires éventuels.

L'objectif étant, dans notre cas, de modéliser le martelage à haute fréquence, nous nous orienterons vers une procédure basée sur la méthode stationnaire passe-par-passe. L'idée de base de la PPSM consiste à faire l'hypothèse que l'état stabilisé sera atteint sous le chargement mobile considéré. Le problème est alors modélisé dans un espace mobile, se déplaçant avec le chargement. De ce point de vue, la charge reste fixe, et c'est le massif qui translate dans la direction opposée. Seul un tronçon de ce massif est modélisé. Le maillage associé à ce tronçon doit être tel que les points de Gauss qui le composent soient alignés dans la direction de translation.

La correction locale est réalisée séquentiellement sur chaque « couche » de points de Gauss en partant des points les plus en amont du chargement et en terminant par traiter les points les plus en aval comme illustré sur la figure IV.1. Lors de la correction locale d'un point de Gauss donné, on prendra comme état initial des déformations plastiques et des variables internes, l'état final du point de Gauss de la couche précédente, situé sur le même alignement.

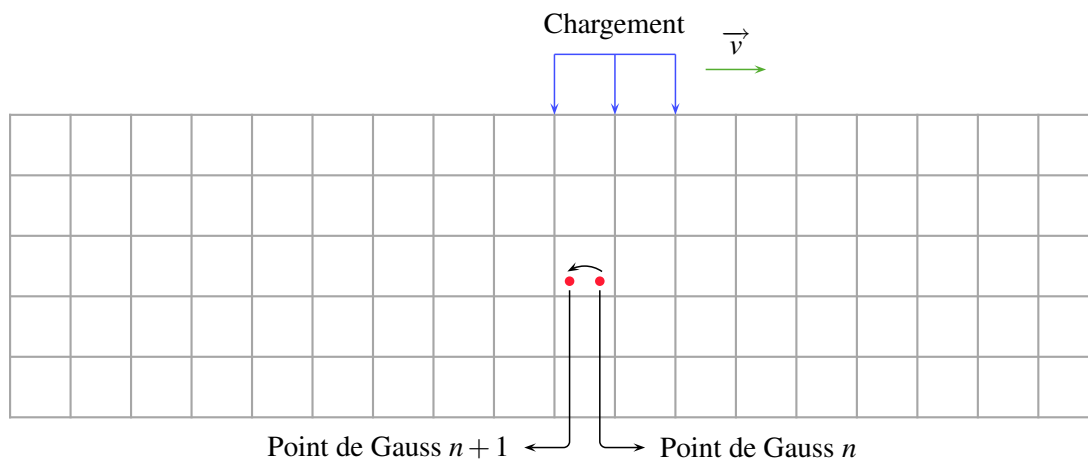


Figure IV.1 : Configuration type du maillage des méthodes stationnaires.

IV.4 Extension de la PPSM aux chargements mobiles discontinus

L'idée principale consiste à modéliser le martelage à haute fréquence et plus largement, tout chargement mobile discontinu, en s'inspirant de la méthode stationnaire passe-par-passe.

IV.4.1 Configuration du maillage

Pour tenir compte de la discontinuité du chargement, nous considérerons non plus des couches de points de Gauss mais des tranches d'éléments. Ces tranches doivent être identiques et leur épaisseur doit correspondre au pas d'incrément du chargement discontinu considéré.

IV.4.2 Algorithme de résolution

La correction locale s'inspire de celle effectuée sur les couches de points de Gauss dans la PPSM. En effet, nous appliquerons les corrections locales successivement sur chacune des tranches d'éléments en partant des tranches les plus en amont du chargement et en terminant par les tranches les plus en aval (Figure IV.2). L'épaisseur de ces tranches doit correspondre au pas d'incrément du chargement mobile. Autrement dit, dans le cas du martelage, l'épaisseur des tranches correspondra à la distance moyenne entre deux impacts consécutifs. L'ensemble des champs caractérisant l'état obtenu à l'issue des corrections locales d'une tranche donnée sera repris comme état initial pour l'étape de correction locale de la tranche suivante.

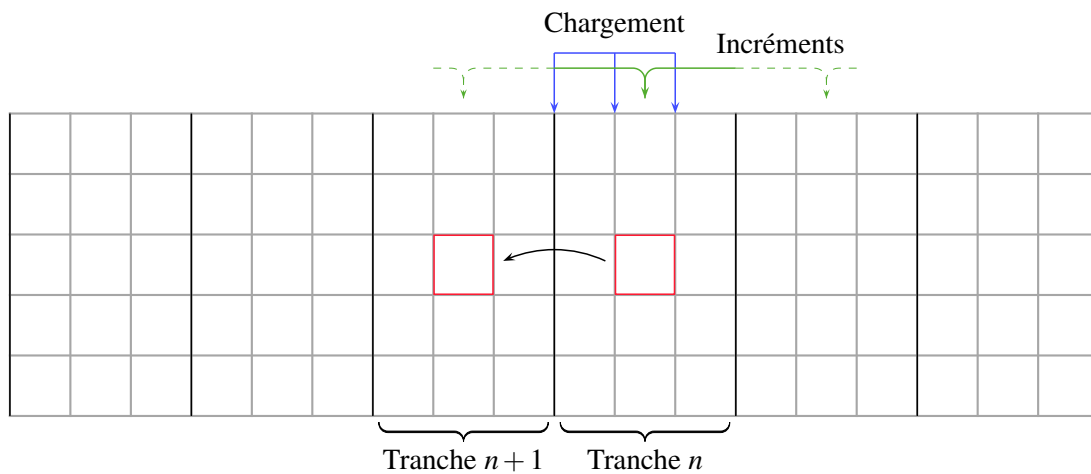


Figure IV.2 : Configuration type du maillage de la méthode directe pour chargement mobile discontinu.

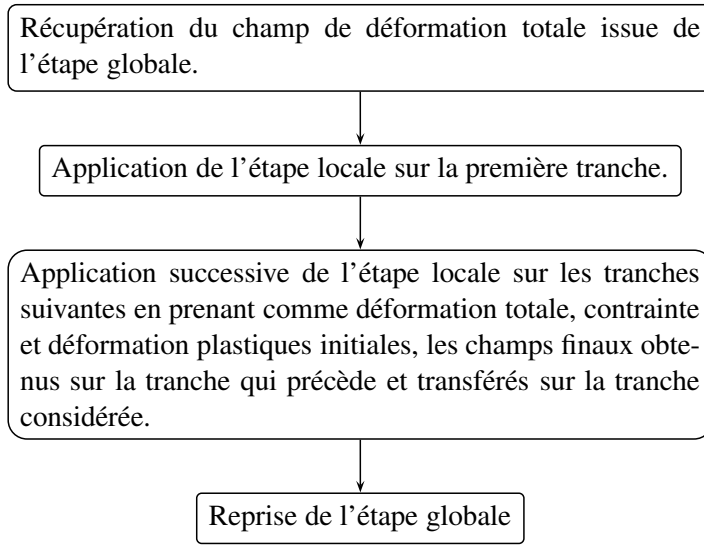
Seule la DSM existe dans le logiciel par éléments finis utilisé (à savoir Cast3M). La PPSM aurait pu être programmée en se basant sur la DSM existante et en y ajoutant l'extension proposée pour les chargements mobiles discontinus. Cependant, la programmation de la PPSM (avec ou sans l'extension proposée pour les chargements mobiles discontinus) peut aussi être basée sur une modification de la procédure de calcul pas-à-pas classique, en ne considérant qu'un pas de chargement par passe. Seul le passage de l'étape globale à l'étape locale sera à modifier (comme illustré dans l'algorithme IV.1) afin de respecter l'ordre des corrections locales et le transfert des champs d'une tranche à l'autre. Cette solution a été retenue car elle est, d'une part, rapide à programmer et, d'autre part, elle permet de profiter directement de certaines possibilités contenues dans la procédure pas-à-pas initiale. C'est le cas de l'algorithme de contact, de l'accélération de convergence ou encore d'une partie des lois de comportement et plus particulièrement les lois de comportement élasto-plastique.

Dans le cas d'un chargement comportant plus d'une passe, l'état final obtenu à l'issue d'une passe (ou pas) sera théoriquement périodique dans la zone située en aval du chargement. On reprendra l'état de l'une des tranches contenue dans cette zone comme état initial de l'ensemble des tranches pour le pas suivant.

IV.4.3 Exemple d'application numérique

Après avoir programmé la PPSM étendue aux chargements mobiles discontinus, nous l'avons appliquée dans le cas d'une plaque soumise, sur chacune de ses 2 faces, à une pression mobile discontinue. De par sa symétrie, la moitié du problème seulement est modélisée (en 2D, déformations planes). Le maillage du tronçon,

Algorithme IV.1 Processus d'appel modifié à l'étape locale.



constitué de 12 tranches de 1,5 mm d'épaisseur, et le chargement appliqué sont détaillés sur la figure IV.3. La plaque est considérée élasto-plastique à écrouissage cinématique avec les propriétés suivantes :

- $E = 210 \text{ GPa}$; $\nu = 0,3 \text{ GPa}$;
- $\sigma_y = 380 \text{ MPa}$; $H = 2,4 \text{ GPa}$.

La pression de 1 GPa est appliquée sur une largeur de 1,8 mm.

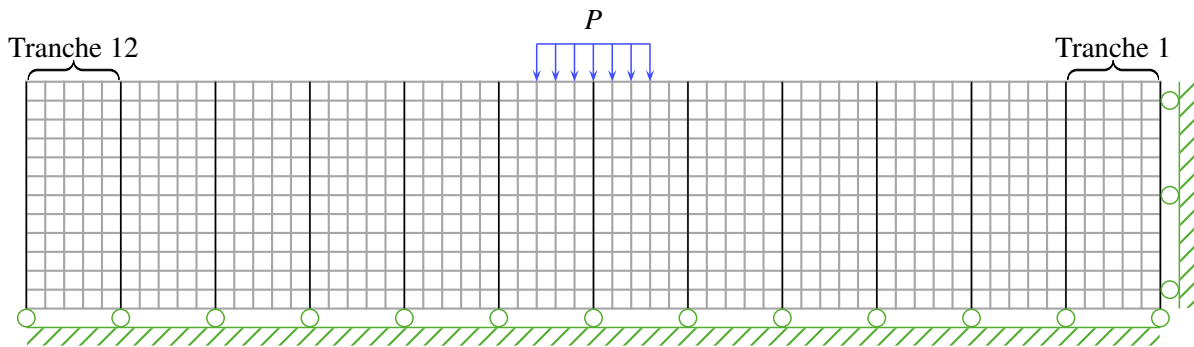


Figure IV.3 : Détail du maillage et du chargement appliqué.

Cette simulation n'a pas vocation à représenter un quelconque problème réel, mais simplement à valider la méthode proposée sur un exemple simple.

La répartition des contraintes obtenues dans la direction du chargement est reportée sur la figure IV.4. La figure IV.5 donne la comparaison des déformations plastiques et des contraintes obtenues d'une part par la méthode directe proposée et par la méthode pas-à-pas classique pour comparaison. Ces évolutions correspondent à celles relevées sur le plan médian, situé sous la pression appliquée, à l'issue d'une seule et unique passe et dans la direction d'avance. On remarque que les résultats sont quasi-identiques entre les deux méthodes.

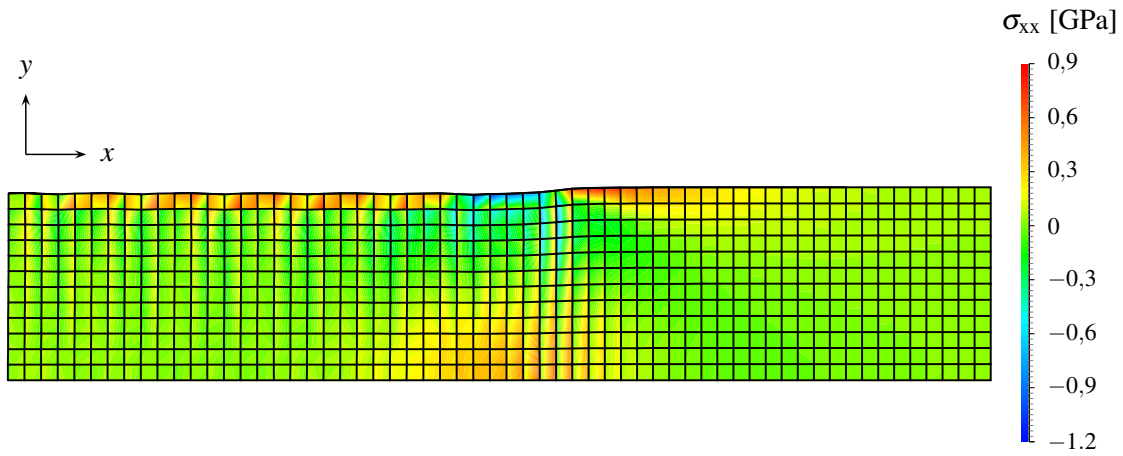


Figure IV.4 : Champ par éléments des contraintes dans la direction du traitement, sur le maillage déformé.

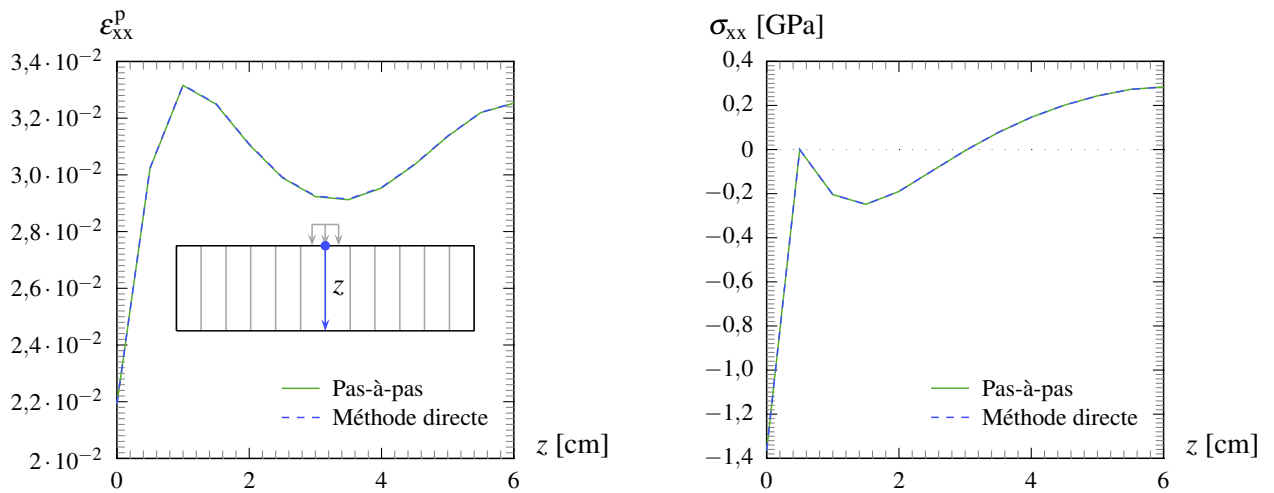


Figure IV.5 : Comparaison des déformations plastiques et des contraintes en fonction de la profondeur z .

IV.5 Conclusions

Une méthode directe dédiée aux chargements mobiles discontinus a été présentée dans ce chapitre. Son implémentation a été réalisée sur la base de la procédure pas-à-pas classique du logiciel utilisé afin de profiter, notamment, de l'algorithme de contact et de l'accélération de convergence. Cette méthode a permis de modéliser un exemple simple de chargement discontinu. Une parfaite concordance des résultats a été observée en comparaison avec la méthode pas-à-pas classique. En contrepartie, les temps de calculs nécessaires à la résolution d'un tel problème s'en trouvent réduits de façon significative.

La méthode pourra être utilisée comme première approche pour la simulation du traitement par martelage à haute fréquence (Chapitre VI). Elle nous permettra, en un temps de calcul raisonnable, d'estimer les effets du traitement pour un jeu de paramètres donnés et d'étudier l'influence de certains d'entre eux.

V Proposition d'une méthode directe dédiée aux chargements cycliques

V.1 Introduction

Dans le but de réduire les temps de calcul qu'implique la modélisation d'une structure soumise à un chargement cyclique par les méthodes numériques classiques, de nombreux travaux ont été ou sont menés dans ce domaine. Certains ont pour objectif de prédire, généralement sous forme de théorèmes, l'existence ou non d'un état asymptotique et éventuellement sa nature ([Melan, 1938](#); [Koiter, 1960](#)). D'autres travaux portent sur la mise au point de différentes approches permettant de déterminer complètement l'état atteint (par exemple [Zarka et al., 1990](#)). Sa nature seule permet d'apprécier le domaine de fatigue dans lequel sera sollicitée la structure (ruine prématurée de la structure, fatigue oligocyclique ou fatigue polycyclique), tandis que sa connaissance complète permet, en complément, d'estimer au mieux la durée de vie en fatigue de la structure.

Après un rappel succinct des différents comportements que peut avoir une structure soumise à un chargement cyclique, les bases de la méthode développée pour estimer cet état, lorsqu'il est stabilisé, seront présentées en 3 phases :

- On reprendra dans un premier temps la méthode de [Akel et Nguyen \(1989\)](#) en adoptant une formulation en déformation (au lieu de la formulation habituelle en contrainte) et on l'optimisant dans le cas des chargements cycliques radiaux (Paragraphe [V.4](#)) ;
- La formulation adoptée nous permettra ensuite d'étendre la méthode initiale aux chargements thermo-mécaniques à caractéristiques fonction de la température (Paragraphe [V.5](#)) ;
- Après quoi, une loi de comportement de type élasto-plastique à écrouissage cinématique multi-linéaire, compatible avec la méthode, sera présentée (Paragraphe [V.6](#)).

Enfin, une procédure d'accélération de convergence sera couplée à la méthode proposée avant de l'appliquée sur 2 exemples de validation. La modélisation, *via* cette méthode, du chargement en fatigue d'un assemblage soudé traité par MHF sera présenté au chapitre [VI](#).

V.2 Évolution d'une structure soumise à un chargement cyclique

Nous conservons dans ce qui suit, le cadre formel présenté dans l'annexe [A](#). La modélisation de comportements mécaniques non linéaires nécessite que l'ensemble du problème soit discrétisé en espace et en temps afin d'établir l'évolution globale de la structure sur l'intervalle d'étude. L'importance des temps de résolution nécessaires, inhérents au calcul pas-à-pas, a motivé depuis plusieurs années la mise au point de méthodes plus rapides basées sur l'existence d'états limites stabilisés. En contrepartie, ces méthodes s'avèrent généralement plus restrictives et/ou moins précises.

V.2.1 États limites possibles

L'expérience montre que la réponse d'une structure soumise à un chargement cyclique périodique pourra, suivant son comportement mécanique et les sollicitations imposées, tendre vers un état stabilisé ou non.

Quatre types d'états limites peuvent être atteints :

- L'état asymptotique dit adapté, si la structure n'a présenté aucun écoulement permanent (état parfaitement élastique) ou n'en présente plus après un certain nombre de cycles ;
- L'état asymptotique accommodé, si la structure présente, au moins localement, un écoulement permanent alterné autour d'une valeur moyenne fixe ;
- L'état non stabilisé, au cours duquel prend place le phénomène dit de rochet, correspondant à l'apparition de déformations permanentes progressives tout au long du chargement ;
- La ruine de la structure, lorsque son équilibre ne peut être satisfait sur l'ensemble du chargement donné.

V.2.2 Théorèmes associés

Différents théorèmes ont été proposés afin de déterminer, pour des classes de comportements mécaniques donnés, les domaines de chargement correspondant aux types d'états limites précédents. Ils s'intéressent plus particulièrement aux conditions de chargement assurant un état adapté (Melan, 1938 ; Koiter, 1960), état pour lequel les effets d'endommagement sont généralement plus restreints.

V.2.3 Principales méthodes « accélérées » existantes

V.2.3.a Accélération de convergence

L'une des méthodes les plus standard, permettant de diminuer les temps de calcul, consiste à corriger les forces nodales que constitue le résidu pour le calcul de l'incrément du champ de déplacement de l'étape globale. Cette solution permet de minimiser le déséquilibre de l'itération suivante par extrapolation des résidus obtenus aux itérations précédentes.

Son application n'est pas systématique de sorte qu'un certain compromis entre vitesse et stabilité du processus soit respecté. En pratique, une accélération de ce type toutes les 2 itérations avec une interpolation sur les 4 précédentes est suffisante.

V.2.3.b Augmentation des pas de temps

Une autre possibilité d'accélération consiste à appliquer la méthode à grand incrément de temps ou *large time increment* (LATIN) développée par Ladevèze (1996).

Le principe consiste à résoudre successivement les équations locales (comportement du matériau) et globales (équilibre de la structure) sur l'ensemble de l'intervalle d'étude. La méthode a aussi été adaptée dans le cas des chargements cycliques périodiques afin de déterminer rapidement la réponse transitoire recherchée.

V.2.3.c Saut de cycles

Une méthode similaire, dédiée aux chargements cycliques périodiques, a été développée par Lesne et Savalle (1989). L'hypothèse de base consiste à supposer une évolution lente de l'état du matériau d'un cycle à l'autre. Seuls quelques cycles (ou groupes de cycles) sont alors calculés. Une extrapolation entre ces derniers permet de déduire l'évolution globale de la structure sur tout le trajet de chargement imposé.

V.2.3.d Approche cyclique directe

D'autres méthodes, dites simplifiées, existent telles que la méthode ZAC (Zarka *et al.*, 1990) qui s'avère être très rapide pour l'estimation de l'état stabilisé recherché. Akel et Nguyen (1989) ont, pour leur part, développé une méthode (présentée ci-après) plus « juste » permettant de déterminer directement la réponse stabilisée du problème considéré.

V.2.4 Présentation générale de la méthode d'Akel et Nguyen

Tout comme la méthode LATIN, la méthode proposée par Akel et Nguyen repose sur une résolution alternée des équations locales et globales. À chaque itération, c'est l'ensemble du trajet discrétisé d'un cycle de chargement qui est calculé en imposant une condition complémentaire de périodicité du résultat à l'étape locale.

V.2.4.a Détail de l'étape globale

L'étape globale correspond à un ensemble de calculs « élastiques » sur chaque pas de chargement (d'indice P) au cours d'un cycle complet, tenant compte des déformations inélastiques initiales $\varepsilon_{ij}^p(M, t_0)$:

$$[K] \cdot \{\delta u\}_P^I = \{\delta F\}_P^I \quad (V.1)$$

Ces résolutions élastiques successives permettent d'obtenir un ensemble de champs de déformation totale $\varepsilon_{ij}|_P^I$ (CA) sur le trajet de chargement.

V.2.4.b Détail de l'étape locale

La loi de comportement doit ensuite être satisfaite en tout point de la structure. Les nouveaux états de contrainte $\sigma_{ij}|_P^I$ et de déformation plastique $\varepsilon_{ij}^p|_P^I$ respectant les équations constitutives sont alors recherchés pour l'ensemble des champs de déformation totale établis à l'étape globale. Ces derniers doivent, en complément, respecter la condition de périodicité qu'implique l'état asymptotique recherché. Un processus itératif local assure cette nouvelle condition.

Suivant le même principe que pour la méthode incrémentale courante, les déséquilibres (ou résidus) engendrés par ces nouveaux états de déformation inélastique sont pris en compte dans les calculs de l'étape locale suivante jusqu'à ce qu'ils s'annulent. L'algorithme V.1 répertorie schématiquement les étapes principales de la méthode précédente.

V.3 Définition des chargements cycliques considérés

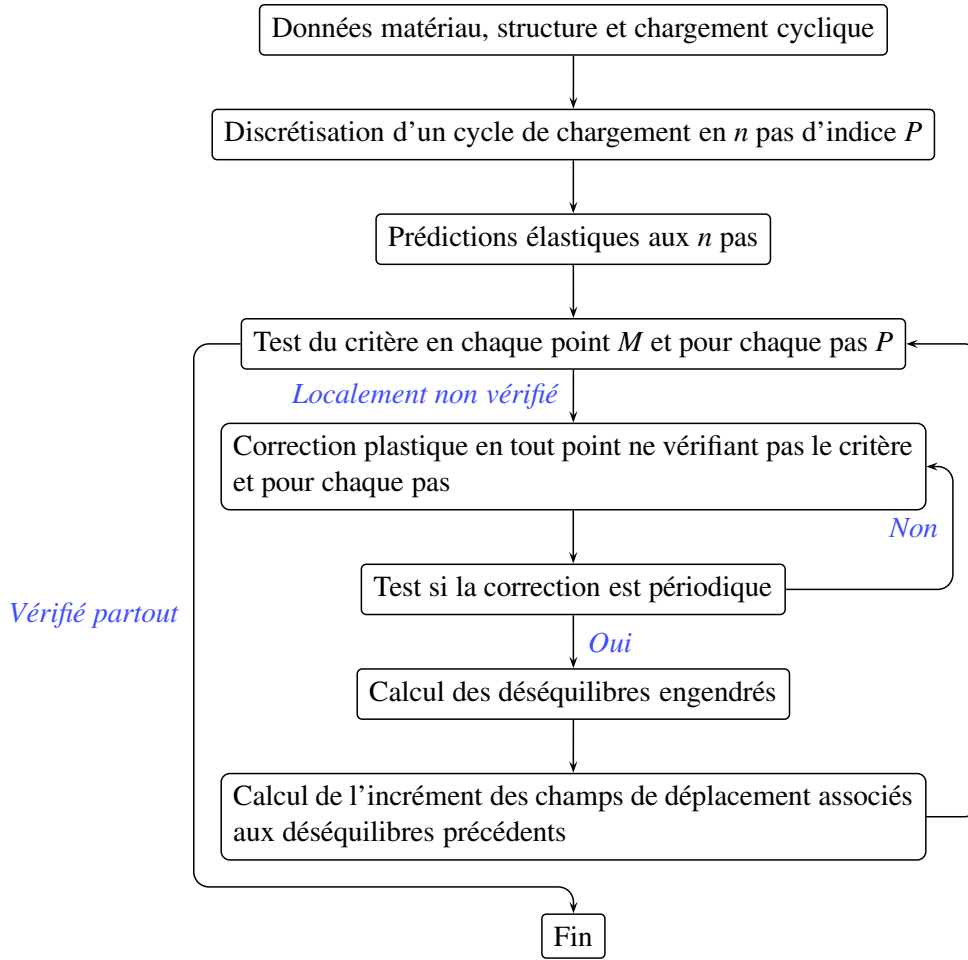
V.3.1 Chargement cyclique périodique

Nous considérerons, dans la suite de l'étude, tout chargement cyclique comme étant également périodique (de période τ). L'ensemble des champs qui le caractérise pourront alors être exprimés sous la forme :

$$\left\{ \begin{array}{c} u_i^d(M_u, t) \\ F_i^d(M_F, t) \\ f_i^d(M, t) \end{array} \right\} = \left\{ \begin{array}{c} u_i^d(M_u, t + \tau) \\ F_i^d(M_F, t + \tau) \\ f_i^d(M, t + \tau) \end{array} \right\} \quad (V.2)$$

Pour ce type de chargement cyclique, le trajet de chargement sera discrétisé sur une période, comprise entre t_a et $t_a + \tau$, en un polygone caractérisé par l'ensemble des sommets choisis :

$$\left\{ \begin{array}{c} u_i^d(M_u, t_n) \\ F_i^d(M_F, t_n) \\ f_i^d(M, t_n) \end{array} \right\} \quad \text{with } t_n \rightarrow [t_a < t_{a+1} < \dots < t_n < \dots < t_{b-1} < t_b] \quad (V.3)$$

Algorithme V.1 Méthode d'Akel et Nguyen (1989).

V.3.2 Chargement cyclique radial

Un chargement cyclique radial peut être défini au travers d'une fonction scalaire et de champs constants de déplacement, de forces surfaciques et de forces volumiques, sous la forme :

$$\begin{Bmatrix} u_i^d(M_u, t) \\ F_i^d(M_F, t) \\ f_i^d(M, t) \end{Bmatrix} = A(t) \cdot \begin{Bmatrix} u_i^d(M_u) \\ F_i^d(M_F) \\ f_i^d(M) \end{Bmatrix} \quad (\text{V.4})$$

Nous considérerons tout chargement cyclique radial comme étant aussi périodique. Par combinaison des équations V.3 et V.4, ce type de chargement pourra alors être défini comme suit :

$$\begin{Bmatrix} u_i^d(M_u, t) \\ F_i^d(M_F, t) \\ f_i^d(M, t) \end{Bmatrix} = (1 - \lambda(t)) \cdot \begin{Bmatrix} u_i^d(M_u, t_a) \\ F_i^d(M_F, t_a) \\ f_i^d(M, t_a) \end{Bmatrix} + \lambda(t) \cdot \begin{Bmatrix} u_i^d(M_u, t_b) \\ F_i^d(M_F, t_b) \\ f_i^d(M, t_b) \end{Bmatrix} \quad (\text{V.5})$$

Où λ est une fonction scalaire du temps (considérée nulle à $t = t_0$), qui varie monotonement de 0 à 1 puis de 1 à 0 au cours de chacun des cycles de période τ .

Ainsi, t_a et t_b deviennent tels que :

$$t_a = t_0 + A \cdot \tau \quad \text{avec } A \text{ entier positif} \\ t_a < t_b < t_a + \tau \quad (\text{V.6})$$

V.4 Nature de l'état limite local et règles de correction dans le cas de l'écroutissement cinématique linéaire

La structure et le chargement cyclique qui lui est appliqué seront dans un premier temps considérés tels qu'un état stabilisé sera atteint.

V.4.1 Nature de l'état limite local

L'algorithme général reste identique à celui de Akel et Nguyen. Seule la formulation, habituellement en contrainte, sera remplacée par une formulation en déformation et n'aura, dans un premier temps, aucune influence.

V.4.1.a Formulation en contrainte :

Pour être viable, le point représentatif du tenseur des contraintes σ_{ij} doit se trouver à tout moment dans le domaine d'élasticité. Pour un écroutissement cinématique linéaire ($H = 0$ dans le cas de la plasticité parfaite) et un critère de plasticité de von Mises¹, la frontière de ce domaine est cylindrique dans l'espace des contraintes principales, centré en $Y_{ij} = H' \cdot \varepsilon_{ij}^p$ et de rayon² k . La caractéristique H' correspond au module d'écroutissement volumique et vaut $2 \cdot H/3$ pour le critère de plasticité retenu.

V.4.1.b Formulation en déformation :

Par analogie, nous pouvons aussi dire que, pour être viable, le point représentatif des déformations plastiques ε_{ij}^p doit se trouver dans une hypersphère notée $\mathcal{C}$, centrée en E_{ij} et de rayon r , tels que :

$$E_{ij} = e_{ij} \cdot \frac{2\mu}{2\mu + H'} \quad \text{et} \quad r = \frac{k}{2\mu + H'} \quad (\text{V.7})$$

Où e_{ij} correspond à la partie déviatorique des déformations totales.

Pour le critère de von Mises, la fonction de charge correspondant à une formulation en déformation sera alors exprimée par :

$$f(\varepsilon_{ij}^p, E_{ij}) = \sqrt{J_2(\varepsilon_{ij}^p - E_{ij})} - r \quad (\text{V.8})$$

Remarque. $J_2(A_{ij})$ correspond au second invariant de la partie déviatorique du tenseur A_{ij} soit $J_2(A_{ij}) = \frac{\text{dev}(A_{ij}) \cdot \text{dev}(A_{ji})}{2}$, ou encore $J_2(A_{ij}) = \frac{A_{ij} \cdot A_{ij}}{2}$ si A_{ij} est symétrique et de trace nulle (déviatorique).

V.4.1.c État localement élastique

Pour que l'état local du matériau demeure purement élastique au cours du chargement cyclique (voir la figure V.1), les déformations plastiques initiales $\varepsilon_{ij}^p(M, t_0)$ doivent être comprises dans le domaine commun à l'ensemble des hypersphères $\mathcal{C}(M, \infty)$ associées à un cycle de chargement lorsque $t \rightarrow \infty$, soit dans le domaine d'intersection noté $\mathcal{I}(M, \infty)$.

¹Le critère de von Mises sera retenu pour définir le domaine d'élasticité du matériau et illustrer la méthode, bien que d'autres critères, tel que le critère de Drucker-Prager, peuvent aussi être utilisés.

²Limite d'élasticité initiale en cisaillement pur.

V.4.1.d État localement adapté

Si le domaine d'intersection $\mathcal{I}(M, \infty)$ constitue un ensemble non vide mais qu'il ne contient pas les déformations plastiques initiales $\varepsilon_{ij}^p(M, t_0)$ alors le matériau s'adaptera localement après un certain nombre de cycles au cours desquels le point représentatif des déformations plastiques tendra à rejoindre le domaine d'intersection.

V.4.1.e État localement accommodé

Enfin, si le domaine d'intersection $\mathcal{I}(M, \infty)$ est vide, le matériau s'accommodera au cours des cycles de chargement. Les déformations plastiques locales ne cesseront alors d'évoluer au cours des cycles de chargements afin de rejoindre alternativement les domaines de validité $\mathcal{C}(M, t_a)$ et $\mathcal{C}(M, t_b)$.

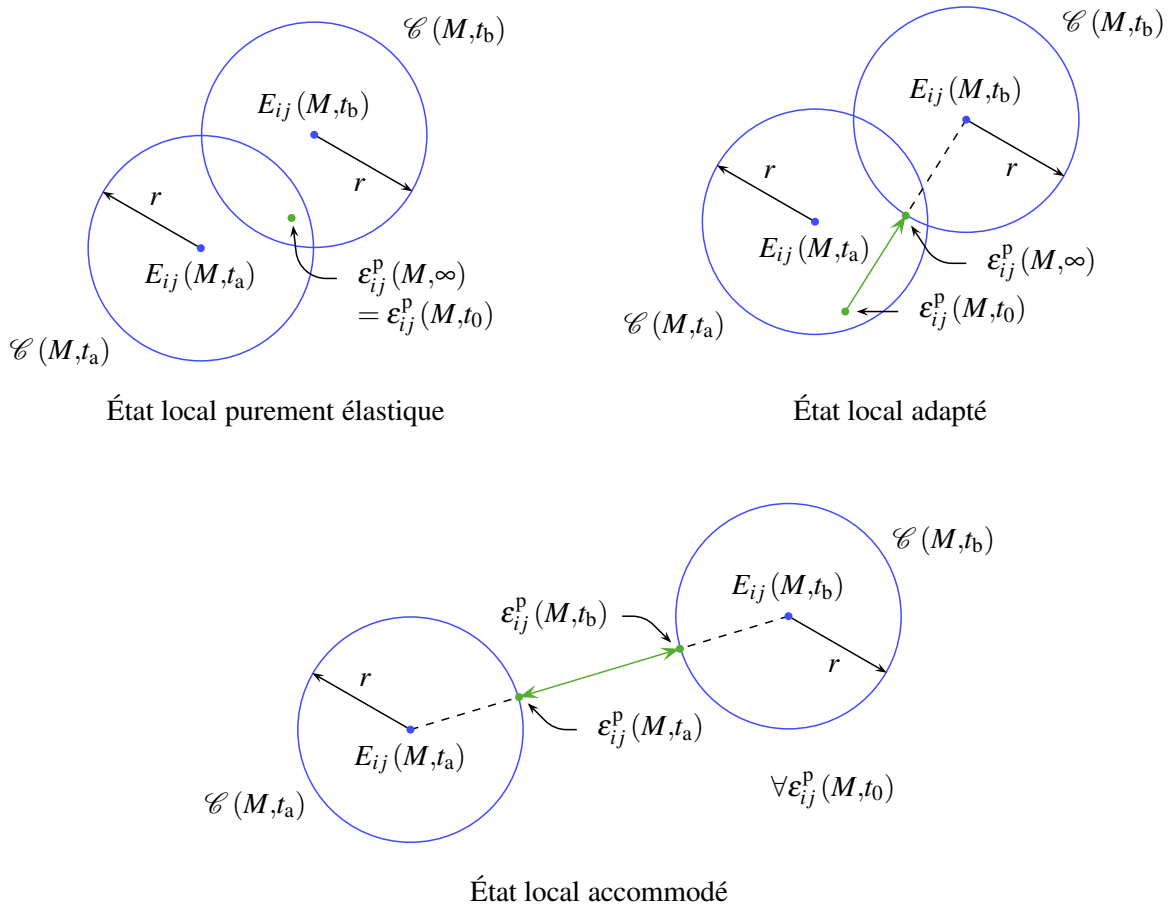


Figure V.1 : Représentation graphique des différents états asymptotiques locaux dans le sous-espace plan contenant $\varepsilon_{ij}^p(M, t_0)$, $E_{ij}(M, t_a)$ et $E_{ij}(M, t_b)$.

V.4.1.f Intérêt d'une formulation en déformation

L'état des déformations plastiques d'un matériau présente l'avantage d'être insensible à la température si ses caractéristiques varient en fonction de la température, contrairement à une formulation classique en contrainte, au travers éventuellement de « variables transformées » comme proposé par Zarka *et al.* (1990).

Ainsi, nous avons retenu une formulation en déformations dans l'expression de la fonction de charge (équation V.8) afin de caractériser, directement et sans difficultés particulières, la nature de l'état local du matériau

via son état de déformation plastique, quand bien même ses caractéristiques sont fonction de la température (Paragraphe V.5). Ce choix simplifie tout autant les règles de corrections locales détaillées ci-après.

V.4.2 Corrections locales pour les chargements cycliques périodiques

Quand le comportement de l'état limite local est prédit comme étant adapté ou accommodé, une correction locale des déformations plastiques s'avère nécessaire. Les règles de corrections proposées par Akel et Nguyen (1989) peuvent être reprises dans le cas de la nouvelle formulation.

Ainsi l'état des déformations plastiques locales à l'instant t_n d'un cycle à l'état stabilisé sera déterminé, lorsqu'il ne respecte pas le critère, par projection sur $\mathcal{C}(M, t_n)$:

$$\left| \varepsilon_{ij}^p(M, t_n) \right|^J = \left| \varepsilon_{ij}^p(M, t_{n-1}) \right|^J + \left(E_{ij}(M, t_n) - \varepsilon_{ij}^p(M, t_{n-1}) \right)^J \cdot \left(1 - \frac{r(M, t_n)}{\sqrt{J_2 \left(E_{ij}(M, t_n) - \varepsilon_{ij}^p(M, t_{n-1}) \right)^J}} \right) \quad (V.9)$$

Où l'indice J correspond au numéro de l'itération du processus de correction local. Ce processus est initialisé en prenant $t_n = t_a$, $t_{n-1} = t_0$ et $J = 0$. Le rayon du domaine $r(M, t_n)$ est différencié de celui des autres points de l'espace-temps considéré. Ceci permettra par la suite de rendre la démarche directement compatible avec le cas des chargements thermo-mécaniques à caractéristiques mécaniques fonction de la température, détaillé par la suite.

Après avoir effectué cette correction successivement sur l'ensemble des instants t_n que comporte une période de chargement, une nouvelle série de corrections est réalisée ($J = J + 1$) en prenant cette fois $t_{n-1} = t_b$ pour $t_n = t_a$. Le processus prend fin lorsque l'évolution des déformations plastiques obtenues sur le cycle de chargement respecte le caractère périodique de l'état stabilisé recherché, soit lorsque les nouvelles déformations plastiques déterminées pour t_a à l'itération J sont identiques à celles obtenues lors de l'itération locale précédente (et donc, *a priori*, pour l'ensemble des instants t_n).

V.4.3 Corrections locales optimisées pour les chargements cycliques radiaux

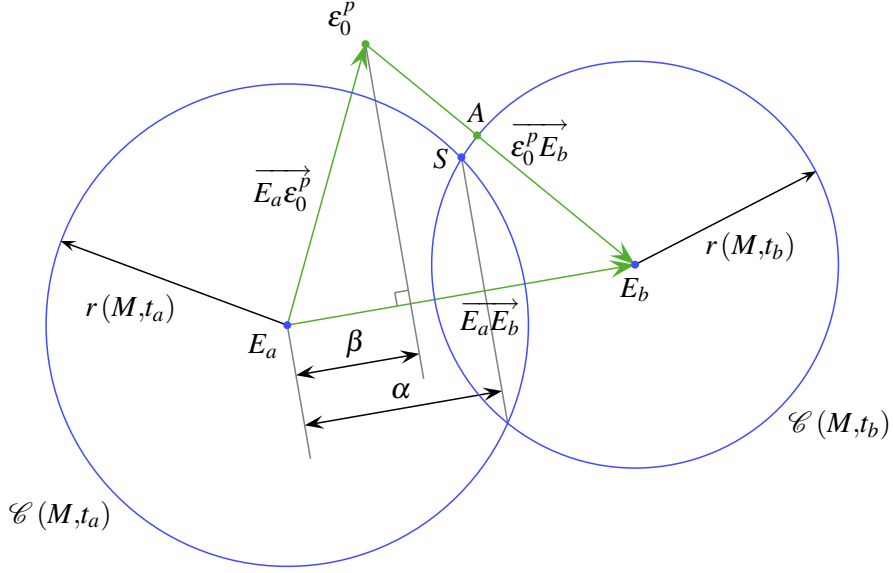
Les étapes locale et globale étaient, jusqu'à présent, identiques à celles proposées par Akel et Nguyen (1989), à la différence de formulation près. Nous proposons, dans ce qui suit, de ne conserver que l'étape globale lorsque le chargement cyclique sera de type radial. L'étape locale sera alors remplacée par celle proposée par Zarka *et al.* (1990), en veillant à respecter la nouvelle formulation en déformation comme présentée ci-après.

V.4.3.a Correction locale directe des zones adaptées

Dans le cas de l'adaptation, le point représentatif des déformations plastiques initiales $\varepsilon_{ij}^p(M, t_0)$ tendra à atteindre la frontière du domaine d'intersection $\mathcal{I}(M, \infty)$. La position recherchée sera, dans notre cas, proche de la projection orthogonale de $\varepsilon_{ij}^p(M, t_0)$ sur le convexe d'intersection.

En se plaçant, dans un premier temps, dans le sous-espace plan $\mathcal{P}$ contenant les points représentatifs de $\varepsilon_{ij}^p(M, t_0)$, $E_{ij}(M, t_a)$ et $E_{ij}(M, t_b)$ (notés respectivement E_a , E_b et ε_0^p), on peut illustrer l'état asymptotique des déformations plastiques locales sous chargement cyclique radial par simple construction géométrique bidimensionnelle détaillée sur la figure V.2.

De même que précédemment, les rayons des domaines d'élasticité sont différenciés spatialement et temporellement afin que la démarche proposée soit directement compatible avec le cas des chargements thermo-mécaniques à caractéristiques mécaniques fonction de la température présenté par la suite.


 Figure V.2 : État de déformation plastique asymptotique par construction géométrique dans le plan $\mathcal{P}$.

Les constantes α et β correspondent à :

$$\alpha = \frac{r(M, t_a)^2 + \|\overrightarrow{E_a E_b}\|^2 - r(M, t_b)^2}{2 \cdot \|\overrightarrow{E_a E_b}\|} \quad (\text{V.10})$$

$$\beta = \frac{\overrightarrow{E_a \epsilon_0^p} \cdot \overrightarrow{E_a E_b}}{\|\overrightarrow{E_a E_b}\|} \quad (\text{V.11})$$

Si la différence $\beta - \alpha$ est positive, alors le point représentatif des déformations plastiques initiales se situe du « côté » de $\mathcal{C}(M, t_a)$ et on le projette alors sur $\mathcal{C}(M, t_b)$ ou inversement soit (pour une projection sur $\mathcal{C}(M, t_b)$) :

$$\overrightarrow{OA} = \overrightarrow{O\epsilon_0^p} + \epsilon_0^p E_b \cdot \left(1 - \frac{r(M, t_b)}{\|\epsilon_0^p E_b\|}\right) \quad (\text{V.12})$$

Le point représentatif de l'état asymptotique des déformations plastiques est confondu avec A si ce dernier est compris dans le domaine d'intersection (et vérifie alors les critères de plasticité aux temps t_a et t_b). Dans le cas contraire, la position des déformations plastiques se situe sur le point singulier noté S du convexe d'intersection le plus proche de ϵ_0^p :

$$\overrightarrow{OS} = \overrightarrow{OE_a} + \alpha \cdot \frac{\overrightarrow{E_a E_b}}{\|\overrightarrow{E_a E_b}\|} + \sqrt{r(M, t_a)^2 - \alpha^2} \cdot \frac{\overrightarrow{OB}}{\|\overrightarrow{OB}\|} \quad (\text{V.13})$$

Avec $\overrightarrow{OB}$ vecteur normal à $\overrightarrow{E_a E_b}$ dans la direction de ϵ_0^p :

$$\overrightarrow{OB} = \overrightarrow{E_a \epsilon_0^p} - \beta \cdot \frac{\overrightarrow{E_a E_b}}{\|\overrightarrow{E_a E_b}\|} \quad (\text{V.14})$$

Dans le cas général, les expressions tensorielles équivalentes sont données par :

$$\alpha = \frac{r(M, t_a)^2 + J_2(E_{ij}(M, t_b) - E_{ij}(M, t_a)) - r(M, t_b)^2}{2 \cdot \sqrt{J_2(E_{ij}(M, t_b) - E_{ij}(M, t_a))}} \quad (V.15)$$

$$\beta = \frac{(\varepsilon_{ij}^p(M, t_0) - E_{ij}(M, t_a)) \cdot (E_{ij}(M, t_b) - E_{ij}(M, t_a))}{2 \cdot \sqrt{J_2(E_{ij}(M, t_b) - E_{ij}(M, t_a))}} \quad (V.16)$$

$$A_{ij} = \varepsilon_{ij}^p(M, t_0) + (E_{ij}(M, t_b) - \varepsilon_{ij}^p(M, t_0)) \cdot \left(1 - \frac{r(M, t_b)}{\sqrt{J_2(E_{ij}(M, t_b) - \varepsilon_{ij}^p(M, t_0))}} \right) \quad (V.17)$$

$$S_{ij} = E_{ij}(M, t_a) + \alpha \cdot \frac{E_{ij}(M, t_b) - E_{ij}(M, t_a)}{\sqrt{J_2(E_{ij}(M, t_b) - E_{ij}(M, t_a))}} + \sqrt{r(M, t_a)^2 - \alpha^2} \cdot \frac{B_{ij}}{\sqrt{J_2(B_{ij})}} \quad (V.18)$$

$$B_{ij} = \varepsilon_{ij}^p(M, t_0) - E_{ij}(M, t_a) - \beta \cdot \frac{E_{ij}(M, t_b) - E_{ij}(M, t_a)}{\sqrt{J_2(E_{ij}(M, t_b) - E_{ij}(M, t_a))}} \quad (V.19)$$

V.4.3.b Correction locale directe des zones accommodées

Dans les zones accommodées, la position du point représentatif des déformations plastiques au cours des cycles de chargement à l'état stabilisé pourront être approchées en considérant le trajet le plus court entre les deux domaines $\mathcal{C}(M, t_a)$ et $\mathcal{C}(M, t_b)$.

Les valeurs $\varepsilon_{ij}^p(M, t_a)$ et $\varepsilon_{ij}^p(M, t_b)$ correspondantes peuvent être déterminées directement par :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{ij}^p(M, t_a) &= E_{ij}(M, t_a) + \frac{r(M, t_a) \cdot (E_{ij}(M, t_b) - E_{ij}(M, t_a))}{\sqrt{J_2(E_{ij}(M, t_b) - E_{ij}(M, t_a))}} \\ \varepsilon_{ij}^p(M, t_b) &= E_{ij}(M, t_b) - \frac{r(M, t_b) \cdot (E_{ij}(M, t_b) - E_{ij}(M, t_a))}{\sqrt{J_2(E_{ij}(M, t_b) - E_{ij}(M, t_a))}} \end{aligned} \quad (V.20)$$

V.4.4 Traitement du phénomène de rochet et ruine de la structure

Lorsque le processus précédent ne parvient pas à converger, il est vraisemblable (dans le cas de la plasticité parfaite, ou bien d'un écrouissage limité) que l'hypothèse de départ ne puisse pas être vérifiée, à savoir qu'un état asymptotique ne peut être atteint pour le chargement considéré.

Un calcul complémentaire par la méthode classique pas-à-pas permettra de confirmer au besoin si le phénomène de rochet ou la ruine de la structure en sont la cause.

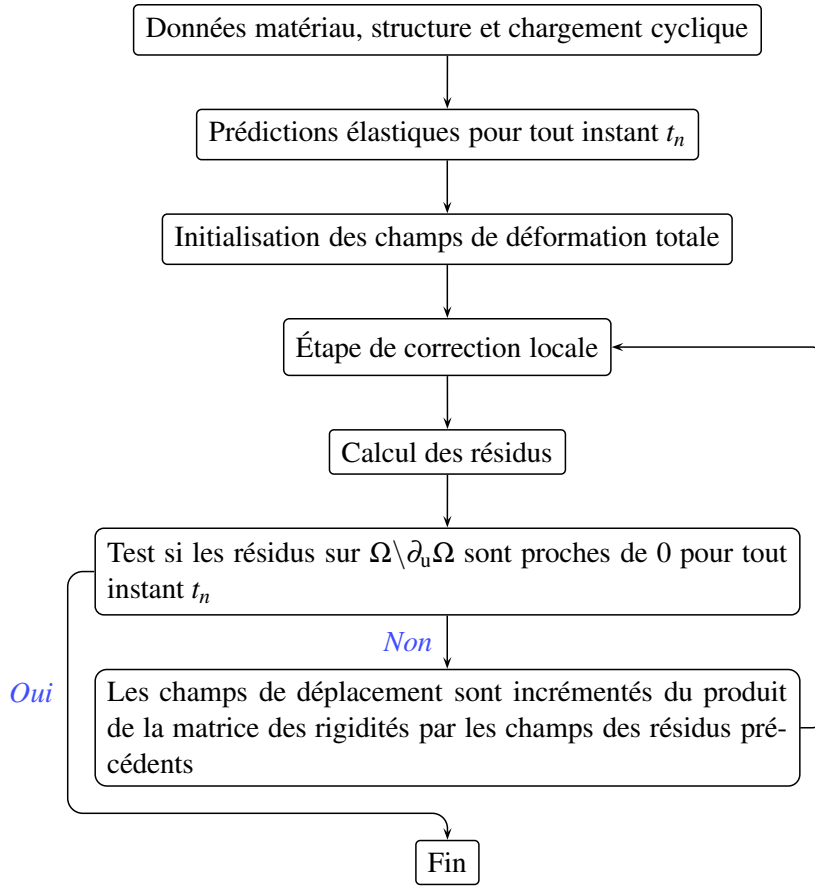
V.4.5 Algorithme général

La démarche générale de la méthode est schématisée dans l'algorithme V.2. Une étape complémentaire est à prévoir afin d'arrêter le calcul si ce dernier ne converge pas.

V.5 Extension aux chargements thermo-mécaniques

Pour diverses applications, il peut être intéressant de tenir compte d'un chargement thermique cyclique en plus du chargement mécanique considéré jusqu'alors. En complément, nous considérerons les caractéristiques

Algorithme V.2 Démarche générale pour l'estimation directe de l'état limite.



mécaniques du matériau comme étant fonction de la température θ soit :

$$\begin{aligned}
 C_{ijkl} &= C_{ijkl}(\theta) \\
 \alpha &= \alpha(\theta) \\
 k &= k(\theta) \\
 H' &= H'(\theta)
 \end{aligned} \tag{V.21}$$

Pour simplifier la procédure, nous ne traitons que le cas où le chargement thermique est supposé découplé du chargement mécanique. La première étape consiste donc à déterminer l'ensemble des champs de température $\theta(M, t_n)$ et les incréments de déformations thermiques associés :

$$\delta \varepsilon_{ij}^{\theta}(M, t_n) = \alpha(\theta(M, t_n)) \cdot (\theta(M, t_n) - \theta_{\alpha \text{ref}}) - \alpha(\theta_{\text{ref}}) \cdot (\theta_{\text{ref}} - \theta_{\alpha \text{ref}}) - \varepsilon_{ij}^{\theta}(M, t_0) \tag{V.22}$$

V.5.1 Introduction des variables modifiées

Les incréments de déformations totales correspondent à la combinaison des incréments de déformations élastiques, plastiques et thermiques :

$$\delta \varepsilon_{ij}(M, t_n) = \delta \varepsilon_{ij}^e(M, t_n) + \delta \varepsilon_{ij}^p(M, t_n) + \delta \varepsilon_{ij}^{\theta}(M, t_n) \tag{V.23}$$

Les incréments de déformations élastiques correspondent par ailleurs à :

$$\delta \varepsilon_{ij}^e(M, t_n) = S_{ijkl}(\theta(M, t_n)) \cdot \sigma_{ij}(M, t_n) - S_{ijkl}(\theta(M, t_0)) \cdot \sigma_{ij}(M, t_0) \tag{V.24}$$

Afin de ne plus faire apparaître les propriétés élastiques initiales dans les expressions des incréments de déformations élastiques, on les remplace par des variables « modifiées » de la forme :

$$\delta \hat{\epsilon}_{ij}^e(M, t_n) = S_{ijkl}(\theta(M, t_n)) \cdot \delta \sigma_{ij}(M, t_n) \quad (\text{V.25})$$

Pour respecter l'équation de départ (V.23), les incréments de déformations thermiques sont, à leur tour, remplacés par des variables modifiées de la forme :

$$\delta \hat{\epsilon}_{ij}^\theta(M, t_n) = \delta \epsilon_{ij}^\theta(M, t_n) + S_{ijkl}(\theta(M, t_n)) \cdot \sigma_{ij}(M, t_0) - S_{ijkl}(\theta(M, t_0)) \cdot \sigma_{ij}(M, t_0) \quad (\text{V.26})$$

Ces modifications nous permettent d'aboutir à une nouvelle expression des incréments des déformations totales parfaitement équivalentes à la première :

$$\delta \epsilon_{ij}(M, t_n) = \delta \hat{\epsilon}_{ij}^e(M, t_n) + \delta \epsilon_{ij}^p(M, t_n) + \delta \hat{\epsilon}_{ij}^\theta(M, t_n) \quad (\text{V.27})$$

On cherchera alors à résoudre le problème posé en considérant les incréments de déformations thermiques modifiés $\delta \hat{\epsilon}_{ij}^\theta(M, t_n)$, figés tout au long du processus, en lieu et place de leurs homologues réels. En pratique, ces modifications permettent de ne plus faire intervenir les propriétés élastiques initiales du matériau dans les relations entre les différents champs de contraintes et de déformations au cours du processus itératif. Les déséquilibres provoqués par les champs thermiques modifiés seront ajoutés (sous la forme de forces nodales complémentaires) au chargement mécanique cyclique.

Enfin, l'incrément des déformations totales sera modifié uniquement au moment de l'étape locale en posant :

$$\delta \hat{\epsilon}_{ij}(M, t_n) = \delta \epsilon_{ij}(M, t_n) - \delta \hat{\epsilon}_{ij}^\theta(M, t_n) \quad (\text{V.28})$$

Le problème local à résoudre redevient purement élasto-plastique :

$$\delta \hat{\epsilon}_{ij}(M, t_n) = \delta \hat{\epsilon}_{ij}^e(M, t_n) + \delta \epsilon_{ij}^p(M, t_n) \quad (\text{V.29})$$

Ainsi, les effets de la température n'interviennent plus qu'indirectement, au travers des variables modifiées et des caractéristiques du matériau associées à chaque instant t_n . Notons que, de part le respect des équations de base, les incréments de déformations plastiques calculés lors de cette étape ne seront en rien altérés par l'ensemble des modifications effectuées.

V.5.2 Nature de l'état limite local et corrections associées

Les mêmes règles que précédemment sont appliquées pour déterminer le type d'état limite local et les corrections associées, à partir des champs de déformations modifiés issus de l'étape globale :

$$\hat{\epsilon}_{ij}(M, t_n) = \epsilon_{ij}(M, t_0) + \delta \hat{\epsilon}_{ij}(M, t_n) \quad (\text{V.30})$$

V.5.3 Détail du processus général

Le processus proposé, basé comme pour la méthode pas-à-pas sur un ensemble de calculs élastiques, peut être implémenté sans difficulté particulière dans un code éléments finis.

L'étape préliminaire consiste à calculer simplement les champs de déformations thermiques et d'en déduire les incréments respectifs $\delta \epsilon_{ij}^\theta(M, t_n)$. Le calcul de leurs homologues modifiés $\delta \hat{\epsilon}_{ij}^\theta(M, t_n)$ permettra d'aboutir aux incréments des champs de forces nodales correctrices à cumuler, tout au long du processus, aux incréments de forces surfaciques du chargement mécanique considéré correspondant à¹ :

$$\delta \hat{F}_i^d(M, t_n) \Big|_0 = \delta F_i^d(M_F, t_n) - \mathbb{B} \cdot \left(C_{ijkl}(\theta(M, t_n)) \cdot \delta \hat{\epsilon}_{ij}^\theta(M, t_n) \right) \quad (\text{V.31})$$

¹ $\mathbb{B}$ correspond à la matrice de passage des contraintes aux forces nodales.

Le processus itératif de l'étape globale prend alors place (d'indice I , avec $I = 0$ au démarrage) afin de déterminer la réponse périodique cinématiquement, statiquement et plastiquement admissible.

La première phase de ce processus (étape globale) consiste à déterminer les incréments des champs de déplacement cinématiquement admissibles en supposant un comportement parfaitement élastique linéaire *via* l'opérateur *ELAS* (présenté dans l'annexe A.3) :

$$\begin{aligned} & ELAS \left(\{\Omega, \partial_u \Omega, \Omega\}, \left\{ \delta u_i^d(M_u, t_n), \delta \widehat{F}_i^d(M, t_n) \right\}_I, \delta f_i^d(M, t_n), \varepsilon_{ij}^p(M, t_0) \right), \{C_{ijkl}(M, t_n)\} \\ & \rightarrow \delta u_i(M, t_n)|_I \end{aligned} \quad (V.32)$$

On en déduit directement les incréments de déformations à partir de $\delta u_i(M, t_n)|_I$, suivis de leur homologues modifiés $\delta \widehat{\varepsilon}_{ij}(M, t_n)|_I$ cumulés aux déformations initiales afin d'obtenir $\widehat{\varepsilon}_{ij}(M, t_n)|_I$. Ces derniers sont transmis à l'étape locale qui permet de déterminer, en plus des déformations plastiques, les champs des contraintes (et de déformations élastiques) modifiés respectant le critère de plasticité. Ces contraintes modifiées ne seront toutefois statiquement admissibles que si les champs des résidus, de symbole R_i (mis à 0 sur $\partial_u \Omega$), sont suffisamment proches de 0 :

$$R_i(M, t_n)|_I = F_i^d(M, t_n) - \mathbb{B} \cdot \widehat{\sigma}_{ij}(M, t_n)|_I \rightarrow 0 \quad (V.33)$$

Si tel est le cas, le processus prend fin. On termine simplement en déduisant des différents champs modifiés leurs homologues réels.

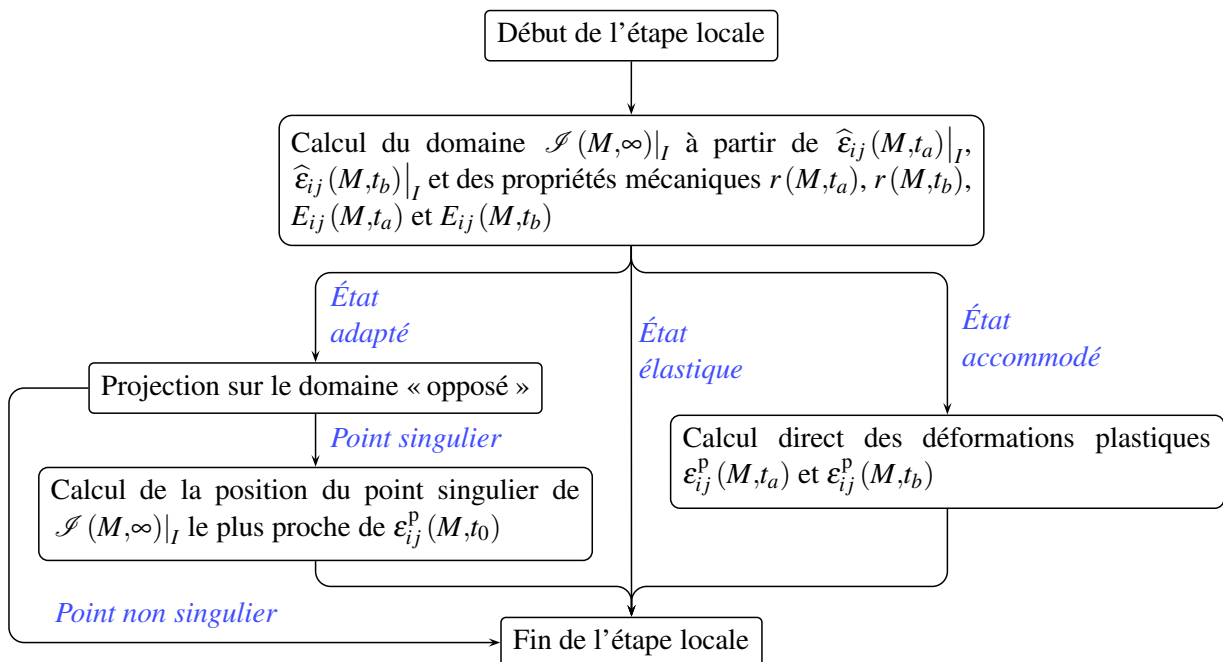
Dans le cas contraire, on ajoute à $\delta \widehat{F}_i^d(M, t_n)$ les résidus précédents afin de tendre, si le processus converge, à les annuler :

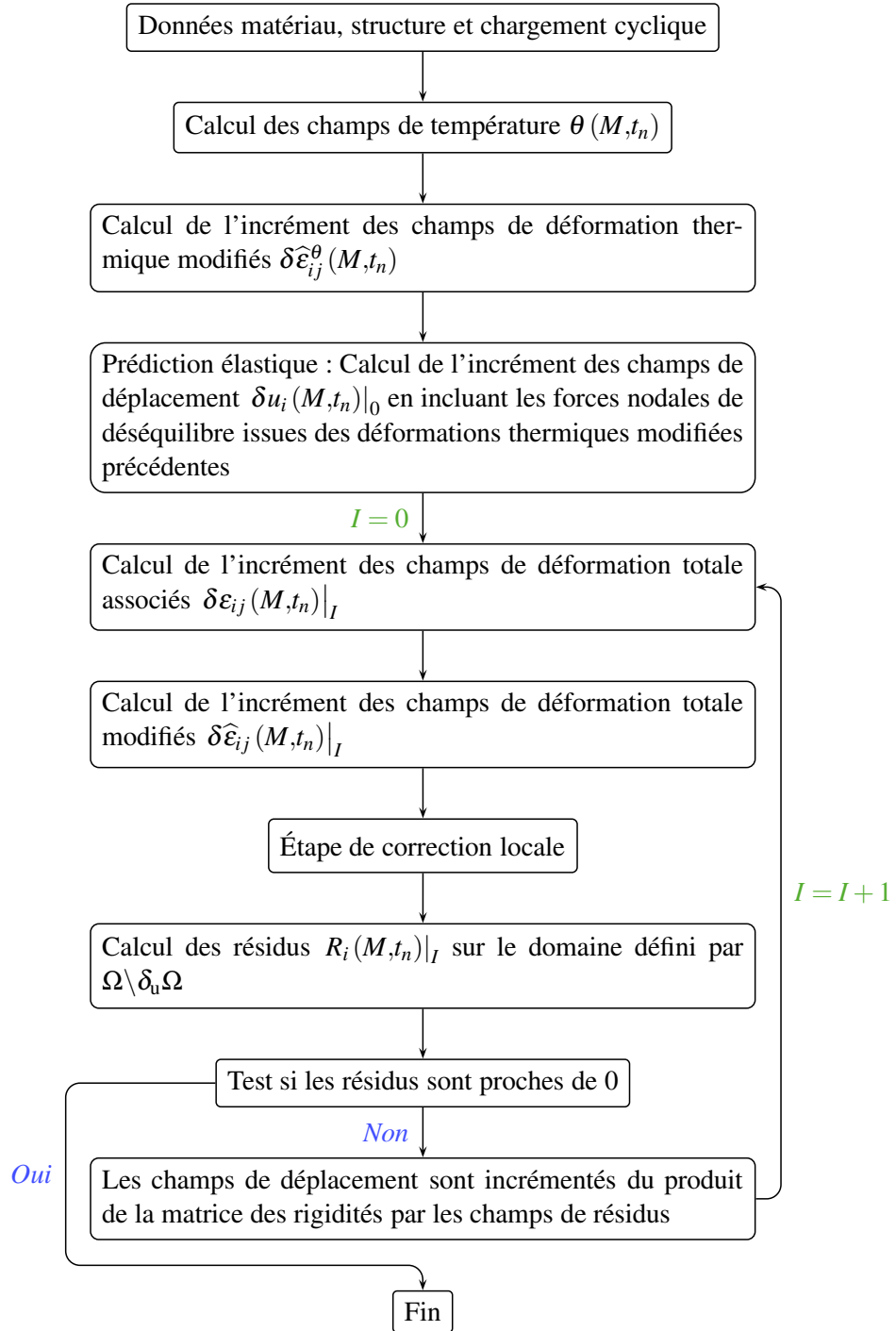
$$\delta \widehat{F}_i^d(M, t_n)|_{I+1} = \delta \widehat{F}_i^d(M, t_n)|_I + R_i(M, t_n)|_I \quad (V.34)$$

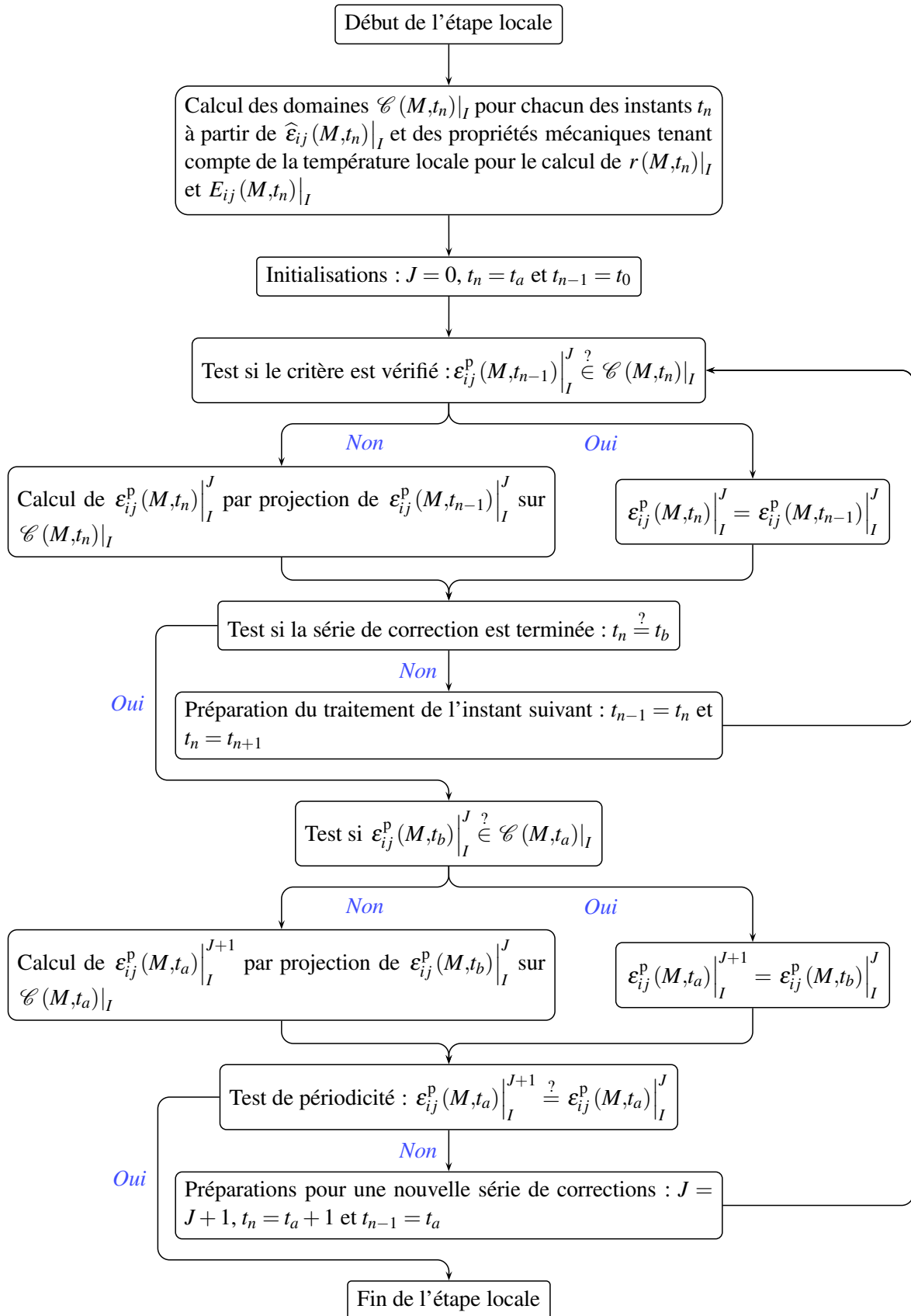
La variable I est enfin incrémentée avant le lancement d'une nouvelle itération : $I = I + 1$.

Le processus général étendu au chargement thermo-mécanique est schématisé dans les algorithmes V.3, V.4 et V.5.

Algorithme V.5 Détail de l'étape locale pour les chargement cycliques radiaux.



Algorithme V.3 Méthode directe étendue aux chargements thermo-mécaniques.

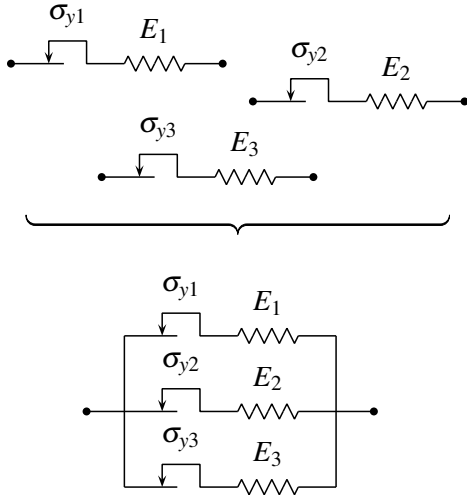
Algorithme V.4 Détail de l'étape locale pour les chargements cycliques périodiques.


V.6 Extension au cas de l'écoulement cinématique multilinéaire

Les modèles rhéologiques de base que constituent le ressort, le patin et l'amortisseur, permettent par simple combinaison, d'étudier et d'illustrer le comportement unidimensionnel parfois complexe de divers matériaux.

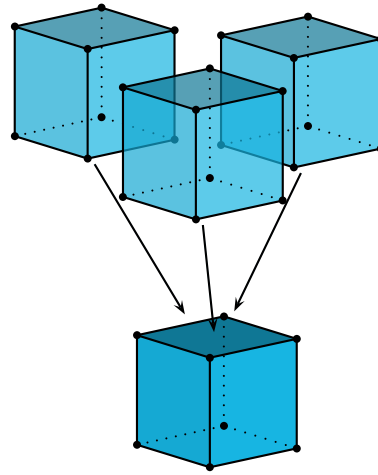
Par analogie, nous proposons de « fusionner » localement plusieurs volumes élémentaires de comportements élasto-plastiques parfaits (illustré sur la figure V.3). Cet assemblage fictif et les caractéristiques mécaniques intrinsèques à chacun des sous-éléments qui le composent, permettent d'aboutir à un comportement mécanique global correspondant à celui d'un matériau élasto-plastique à écoulement cinématique multilinéaire. À noter qu'il ne permet de traiter que le cas de l'écoulement cinématique positif ou nul à taux d'écoulement décroissant ou nul. Nous nous limiterons par ailleurs au cas d'une élasticité isotrope.

Modèles rhéologiques élasto-plastiques parfaits.



Modèle rhéologique élasto-plastique à écoulement cinématique multilinéaire.

Éléments de volume élasto-plastiques parfaits.



Élément de volume élasto-plastique à écoulement cinématique multilinéaire.

Figure V.3 : Analogie entre l'assemblage classique de modèles rhéologiques élasto-plastiques parfaits (à gauche) et la « fusion » de leurs équivalents tridimensionnels (à droite).

V.6.1 Démarche générale

Ce type de combinaison présente l'avantage d'être directement compatible avec la méthode directe proposée, aussi bien qu'avec la méthode classique pas-à-pas. L'étape locale aura simplement à être appliquée sur chaque sous-élément associé à chaque point constituant la structure globale, indépendamment des autres sous-éléments.

V.6.2 Calcul des propriétés locales

On suppose connue la courbe de cisaillement pur du matériau étudié. Le premier segment de la courbe sera associé au domaine d'élasticité au delà duquel le $n^{\text{ième}}$ changement de pente correspond au passage en régime d'écoulement plastique du $n^{\text{ième}}$ sous-élément élasto-plastique parfait.

Notons :

- p_n le $n^{\text{ième}}$ des m points de la courbe de cisaillement pur ;
- $\gamma(p_n)$ l'angle de glissement ;
- $T(p_n)$ la contrainte de cisaillement globale ;

- M le module de cisaillement global ;
- K la contrainte limite en cisaillement pur ;
- $\tau_x(p_n)$ la contrainte de cisaillement du sous-élément x ;
- μ_x le module de cisaillement du sous-élément x ;
- k_x la limite d'élasticité en cisaillement pur du sous-élément x .

Si, à défaut de connaître la courbe de cisaillement pur, nous connaissons celle de traction simple, le passage des contraintes $\sigma(p_n)$ et déformations $\varepsilon(p_n)$ en traction simple à leurs homologues $T(p_n)$ et $\gamma(p_n)$ en cisaillement pur, pour chacun des points p_n de la courbe, est donné par¹ :

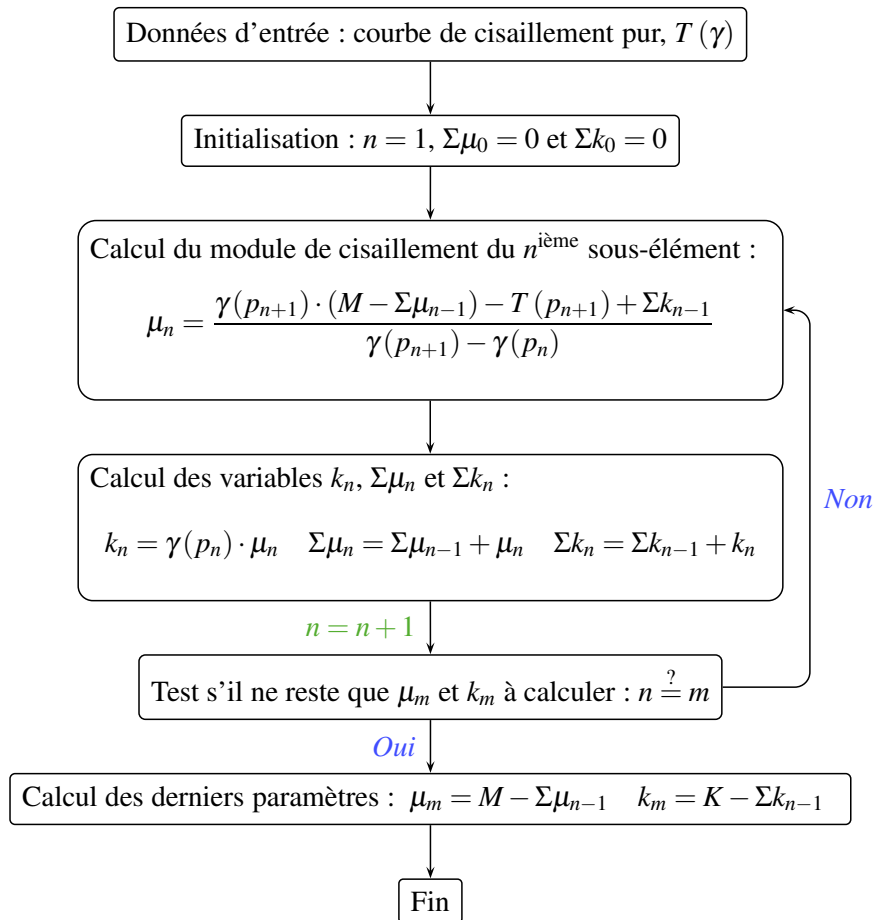
$$T(p_n) = \frac{\sigma(p_n)}{\sqrt{3}} \quad (\text{V.35})$$

$$\gamma(p_n) = \frac{\sigma(p_n)}{\sqrt{3} \cdot \mu} + \sqrt{3} \left(\varepsilon(p_n) - \frac{\sigma(p_n)}{E} \right) \quad (\text{V.36})$$

L'ensemble des équations de comportement et d'équilibre exprimées pour chacun des sous-éléments aboutit à un système dont la résolution (détaillée en annexe E) permet de déterminer les propriétés de chacun des sous-éléments, connaissant, par ailleurs, la courbe de cisaillement globale.

L'algorithme V.6 présente la procédure générale d'identification des caractéristiques locales où $\sum_{x=1}^n \mu_x$ et $\sum_{x=1}^n k_x$ sont remplacés par les variables notées $\Sigma\mu_n$ et Σk_n respectivement.

Algorithme V.6 Procédure de calcul des propriétés locales.



¹La démarche aboutissant à ces deux relations est donnée en annexe D.

V.6.3 Effet de la température sur les caractéristiques locales

La courbe de cisaillement fournie au processus précédent pourra éventuellement être fonction de la température, soit $T(\gamma, \theta)$.

Par ailleurs, la relation entre les déformations plastiques du volume élémentaire ε_{ij}^p et celles des sous-éléments élasto-plastiques parfaits qui le compose $\varepsilon_{ij\ n}^p$ sera donnée par :

$$\varepsilon_{ij}^p = \frac{\sum_{x=1}^m \mu_x(\theta) \cdot \varepsilon_{ij\ x}^p}{M(\theta)} \quad (\text{V.37})$$

Ainsi, si les déformations locales sont directement considérées comme variables internes, la relation V.37 montre que les déformations plastiques globales deviennent fonction de la température.

Pour conserver un état de déformation plastique globale indépendant de la température, il sera préférable de prendre comme variables internes $V_{ij\ n}$ tel que :

$$V_{ij\ n} = \frac{\mu_n(\theta) \cdot \varepsilon_{ij\ n}^p}{M(\theta)} \quad (\text{V.38})$$

Les déformations plastiques globales redeviennent indépendantes de la température et correspondront simplement à :

$$\varepsilon_{ij}^p = \sum_{x=1}^m V_{ij\ x} \quad (\text{V.39})$$

V.7 Accélération de convergence

La méthode précédente a enfin été couplée à une procédure d'accélération de convergence. Pour ce faire, nous avons directement inclus celle proposée dans le logiciel utilisés, à savoir la procédure ACT3 du code éléments-finis Cast3M.

V.8 Exemples d'applications

V.8.1 Le tube de Bree

La méthode a été appliquée à un tube de paroi mince soumis à une pression constante et un gradient thermique linéaire dans l'épaisseur (Bree, 1967). Les propriétés mécaniques sont considérées constantes.

En notant x la position radiale d'un point dans la section droite du tube (d'épaisseur e) par rapport à la ligne moyenne, l'évolution du champ de température imposé sera donné par :

$$\theta(x, t) = \frac{2x}{e} \cdot \Delta\theta \cdot \lambda(t) + \theta_0 \quad (\text{V.40})$$

Où le paramètre scalaire $\lambda(t)$ varie monotonement de 0 à 1 puis de 1 à 0 au cours de chacun des cycles.

En s'appuyant sur le diagramme proposé par Inglebert (1984) pour le cas d'un matériau élasto-plastique à écrouissage cinématique linéaire, nous nous plaçons dans le domaine d'accommodation pour lequel l'état stabilisé est théoriquement atteint au bout d'un nombre infini de cycles mais dont l'écart devient rapidement négligeable. L'évolution de l'allongement transverse est reporté sur la figure V.4 ainsi que l'état stabilisé qui a pu être prédit au bout de quelques itérations par la méthode directe. Notons que le gain en temps de calcul est

relativement proportionnel au nombre de cycles au bout duquel l'état stabilisé est considéré atteint. À partir du diagramme proposé par Bree (1967) pour le cas d'un matériau élasto-plastique à plasticité parfaite, nous nous plaçons enfin dans le domaine de chargement aboutissant au Rochet. Dans ces conditions, la méthode directe n'a naturellement pas pu converger, illustrant ainsi les remarques avancées au paragraphe V.4.4.

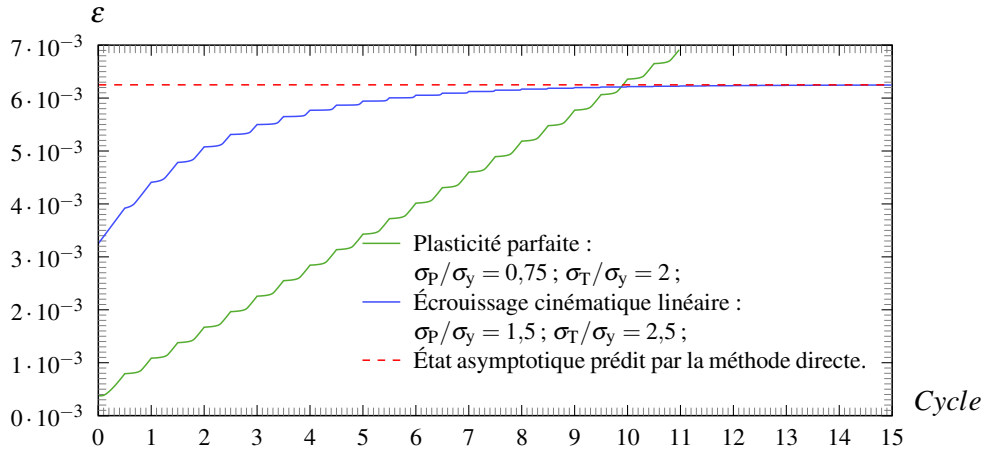


Figure V.4 : Évolution de l'allongement transverse au cours du chargement.

V.8.2 Sollicitation cyclique radiale d'une plaque percée

Nous considérons une plaque percée de comportement élasto-plastique à écrouissage cinématique multilinéaire dont l'ensemble des propriétés, détaillé sur la figure V.6, varie linéairement en fonction de la température¹.

L'un des côtés est soumis à un chargement en traction-compression radial, tandis qu'un champ thermique cyclique, en phase avec le chargement mécanique, est imposé comme indiqué sur la figure V.5.

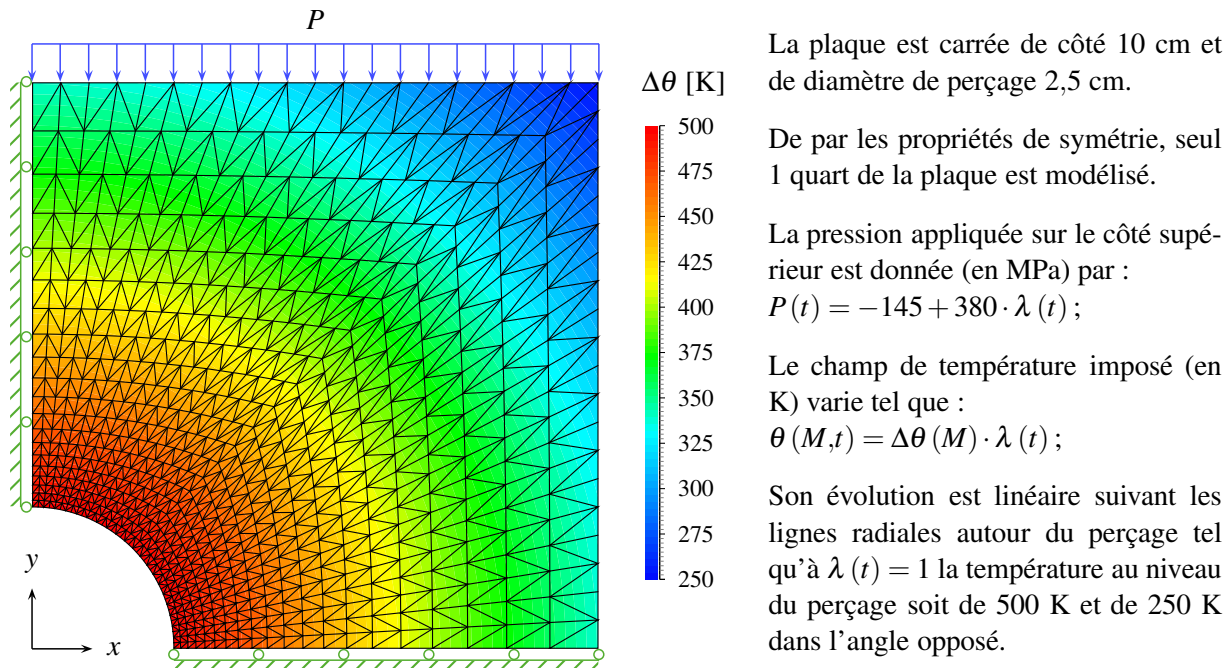


Figure V.5 : Détail du maillage et du chargement appliqué.

¹La variation des propriétés en fonction de la température peut tout aussi bien être non-linéaire.

Module d'Young [GPa] :

$$E(\theta) = 210 - 0,02 \cdot \theta ;$$

Coefficient de Poisson :

$$\nu(\theta) = 0,28 + 5 \cdot 10^{-5} \cdot \theta ;$$

Coefficient de dilatation [K^{-1}] :

$$\alpha(\theta) = 1,2 \cdot 10^{-5} + 3 \cdot 10^{-9} \cdot \theta ;$$

Enfin l'évolution de la courbe d'érouissage en fonction de la température, donnée ci-contre pour 2 valeurs extrêmes, est supposée linéaire.

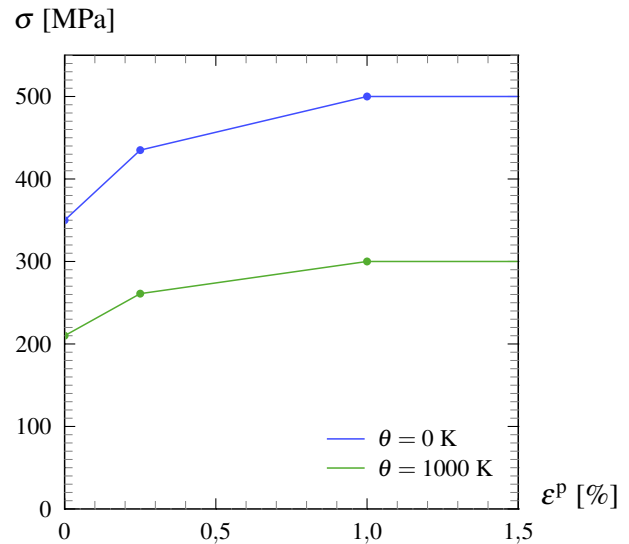


Figure V.6 : Propriétés du matériau.

Cette structure présente l'avantage d'être relativement simple tout en permettant, de par le chargement appliqué et la concentration de contrainte engendrée par le perçage, d'aboutir à un état asymptotique combinant élasticité pure, adaptation et accommodation. L'évolution de la répartition des déformations plastiques au cours des premiers cycles de chargement aux travers de la zone de concentration de contrainte est présentée sur la figure V.8. Ces résultats montrent que l'état stabilisé est atteint relativement rapidement. Seule la zone la plus sollicitée manifeste un état asymptotique prenant place plus progressivement.

La figure V.9 illustre une bonne concordance entre les résultats de la méthode directe et ceux issus du 50^{ème} cycle (considéré parfaitement stabilisé) de la méthode incrémentale pas-à-pas. De même, la répartition des zones purement élastiques, adaptées et accommodées s'en trouve naturellement similaires (Figure V.7).

■ Zones élastiques ; ■ Zones adaptées ; ■ Zones accommodées.

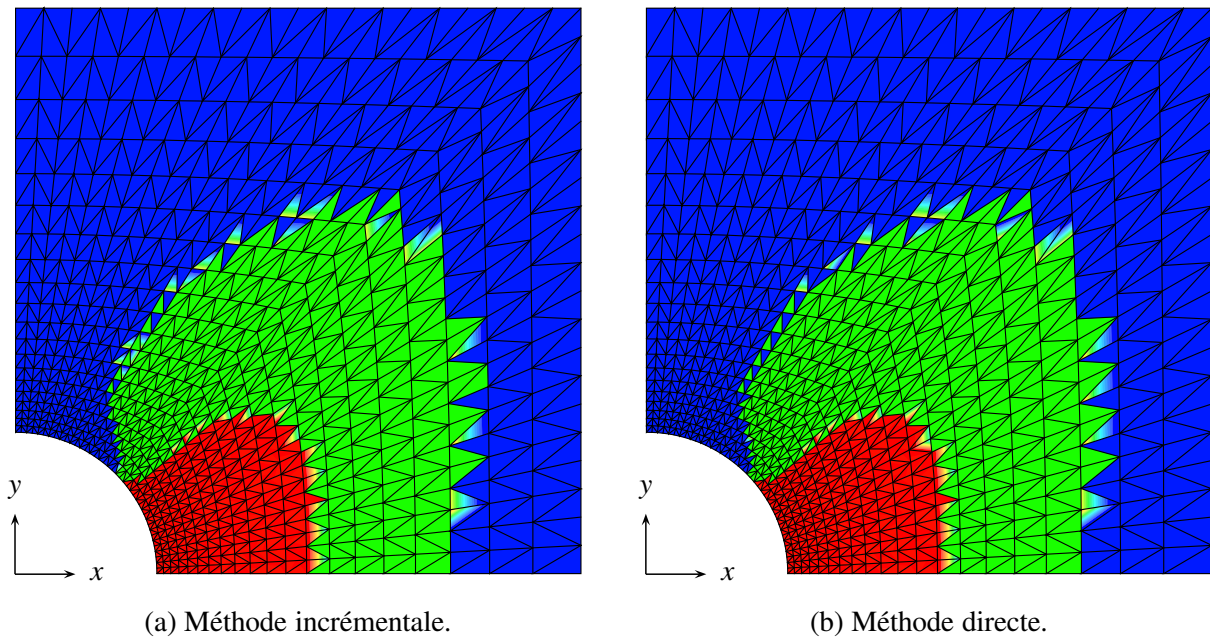


Figure V.7 : Répartition des différentes zones stabilisées.

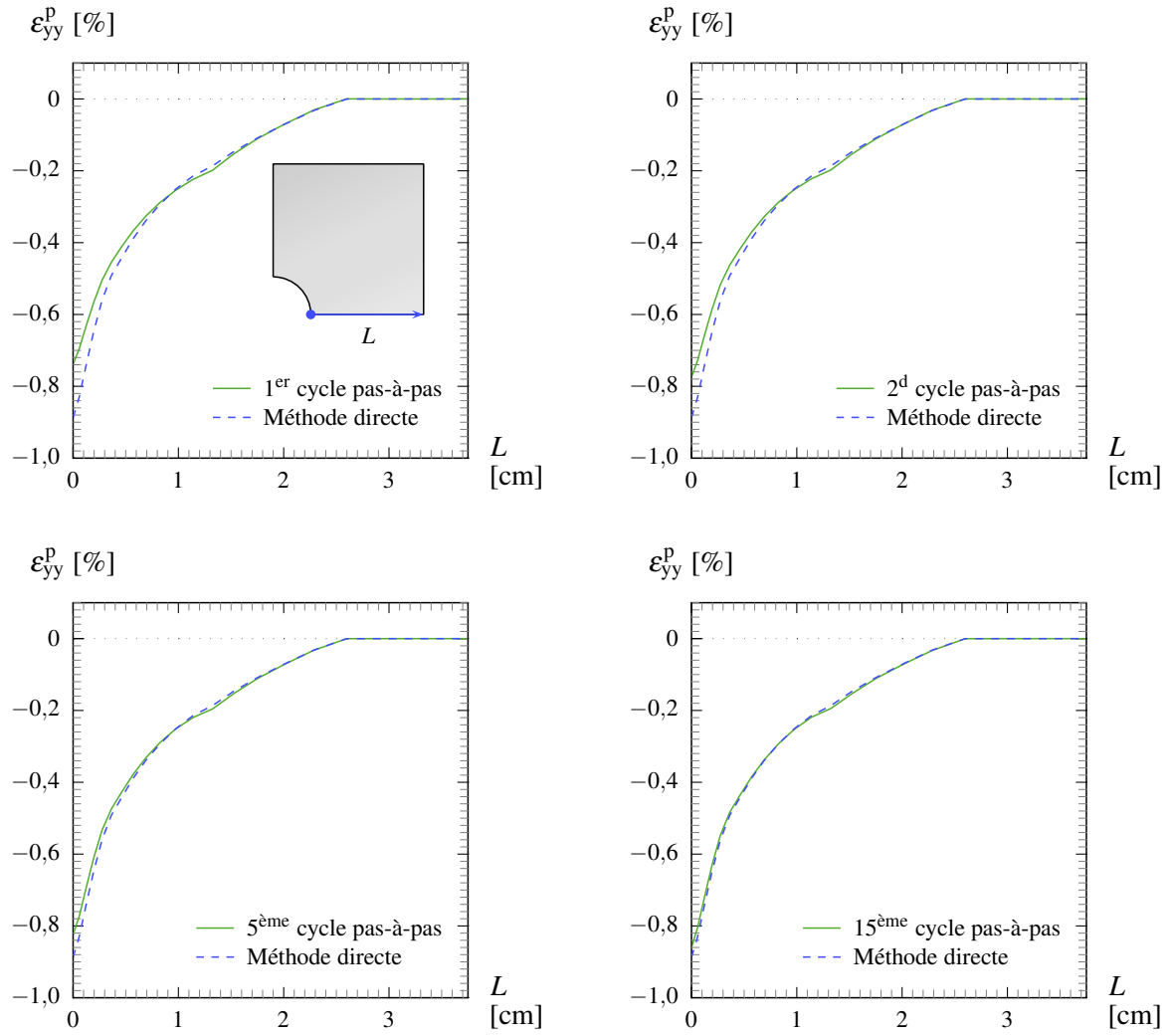


Figure V.8 : Évolution de la répartition des déformations plastiques aux abords du perçage au cours des premiers cycles.

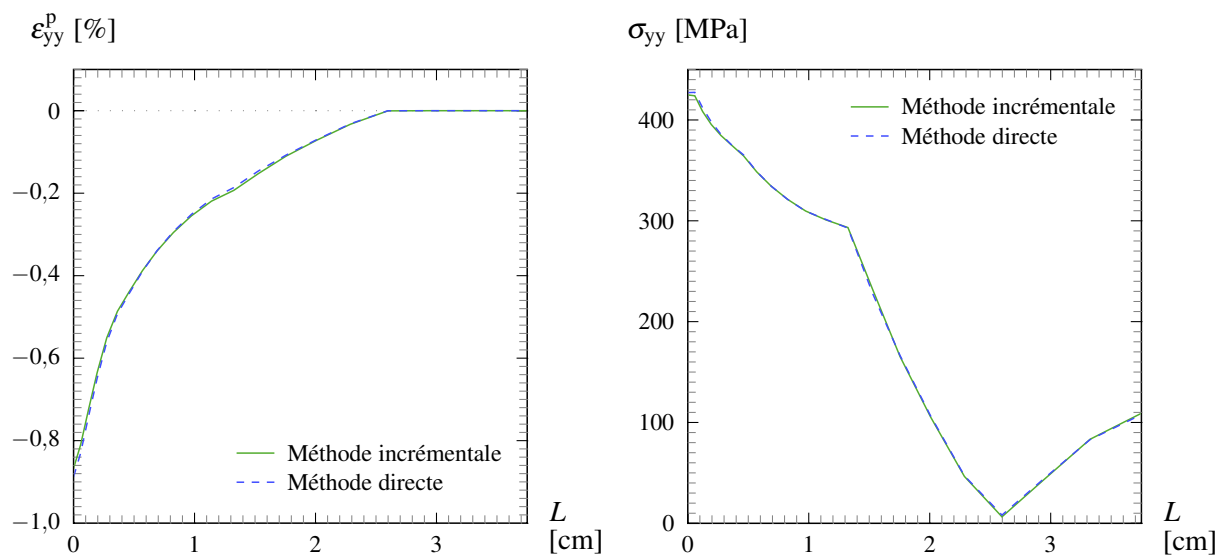


Figure V.9 : Comparaison de la répartition des contraintes et des déformations plastiques dans la section médiane à la fin du 50^{ème} cycle.

V.9 Conclusions

Nous avons présenté dans ce chapitre une méthode directe permettant d'estimer l'évolution des contraintes d'une structure soumise à un chargement cyclique. L'étape de correction locale a été optimisée dans le cas des chargements cycliques radiaux. En complément, deux extensions ont été proposées :

- La première permet de traiter le cas des chargements thermo-mécaniques cycliques avec des propriétés mécaniques dépendantes de la température ;
- La seconde permet de simuler ce type de chargement sur un matériau élasto-plastique à écrouissage cinématique multilinéaire.

Ces deux extensions pourront servir dans des simulations futures, dans le domaine du MHF ou autres.

Cette méthode sera appliquée dans le chapitre suivant pour estimer la relaxation éventuelle, sous chargement en fatigue, des contraintes résiduelles de l'assemblage soudé martelé.

VI Application des méthodes et analyse des résultats

VI.1 Introduction

Nous proposons dans ce dernier chapitre d'appliquer les méthodes présentées précédemment. La première (présentée au chapitre III) sera utilisée pour l'estimation des caractéristiques mécaniques de chacune des zones constituant l'assemblage soudé en croix étudié. Sur la base de ces résultats, l'assemblage soudé pourra être modélisé. La seconde méthode (présentée au chapitre IV) sera alors appliquée afin de simuler l'opération de traitement par martelage à haute fréquence. La troisième et dernière méthode (présentée au chapitre V) servira à estimer la relaxation éventuelle des contraintes résiduelles générées par le traitement.

L'évolution des contraintes obtenues à l'état « stabilisé » permettra d'évaluer la nouvelle durée de vie de l'assemblage soudé pour les conditions de traitement et de chargement en fatigue considérées.

Ces simulations seront enfin répétées afin d'analyser l'influence des paramètres du traitement et d'en déduire un certain nombre de tendances.

VI.2 Estimation des propriétés locales de l'assemblage soudé en croix

VI.2.1 Indentations instrumentées de l'assemblage soudé

Dans un premier temps, 3 séries d'indentations sphériques instrumentées ont été réalisées au travers des 3 zones qui constituent l'assemblage soudé étudié (Figure II.1). L'ensemble des courbes d'indentation, réalisées avec le même indenteur que celui utilisé par Collin *et al.* (2008), est reporté sur la figure VI.1. La position du fût de l'éprouvette de traction prélevée dans le métal de base y est également reportée. La charge maximale appliquée sur l'indenteur a été fixée à 200 N pour le métal de base et la zone fondue. Une charge plus modérée¹, de 100 N, a été appliquée pour la zone affectée thermiquement afin de limiter la taille de la zone indentée par rapport à la largeur, plus restreinte, de la ZAT.

VI.2.2 Estimation des courbes de traction locales

Dans un second temps, nous appliquons la méthode indirecte proposée au chapitre III afin d'évaluer les propriétés locales de notre assemblage soudé à partir des courbes d'indentations obtenues. L'ensemble des propriétés locales estimées² est reporté sur la figure VI.2. Nous pouvons y constater une bonne concordance entre les résultats approchés du métal de base et la courbes de traction de référence associée.

En revanche, un écart important est observé entre la courbe de traction obtenue sur l'éprouvette de métal fondu, issue d'un assemblage bout-à-bout, et les courbes approchées par la méthode indirecte de l'assemblage en croix. Une indentation instrumentée complémentaire a été réalisée au centre de la zone fondue de l'assemblage bout-à-bout. La courbe d'indentation estimée correspondante est reportée en rouge sur la figure VI.2. On retrouve le comportement de cette zone, obtenu *via* l'essai de traction.

¹Une charge trop élevée aboutit à une zone indentée trop grande et donc un résultat moyenné sur cette zone, tandis qu'une charge trop faible s'accompagne d'une diminution de la précision de mesure et de la répétabilité (dépendant notamment de la taille des grains qui peut être relativement importante dans une zone affectée thermiquement).

²Le détail des valeurs estimées est donné en annexe F.

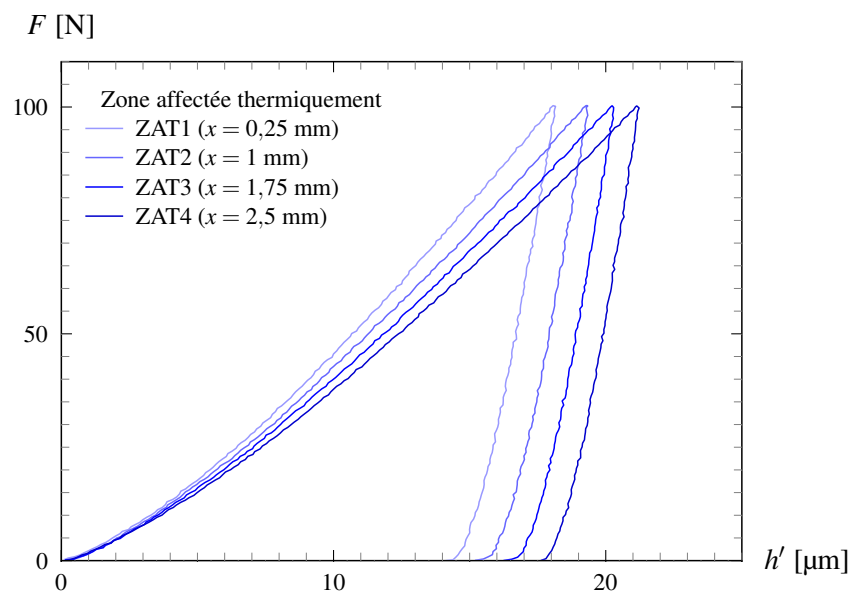
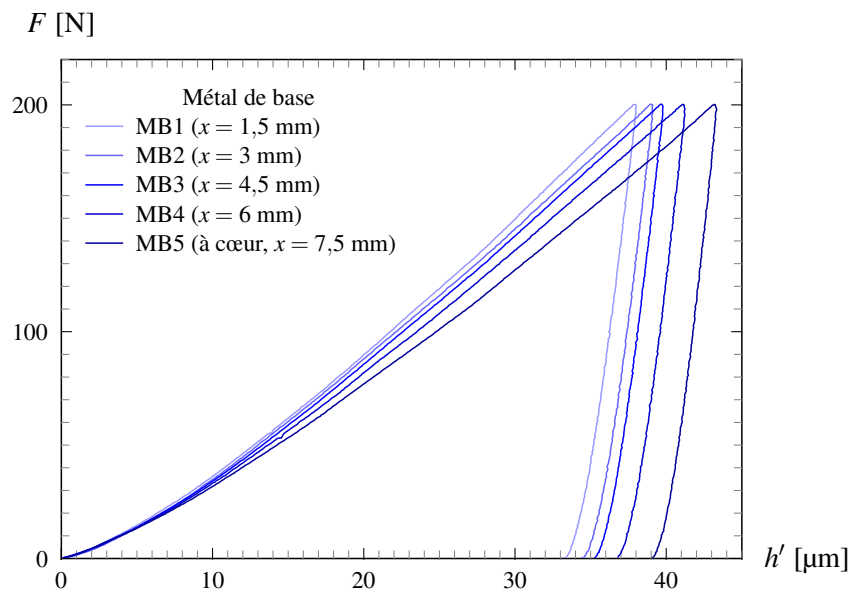
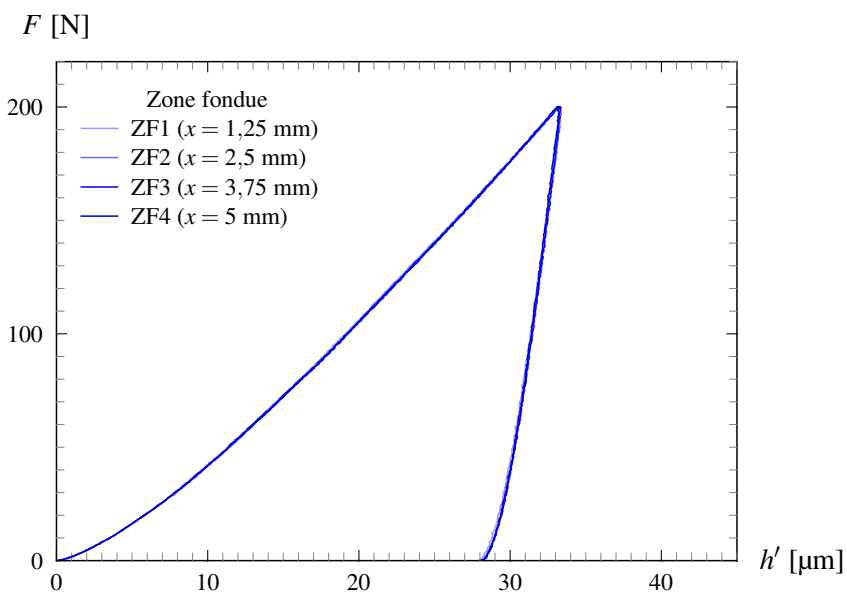
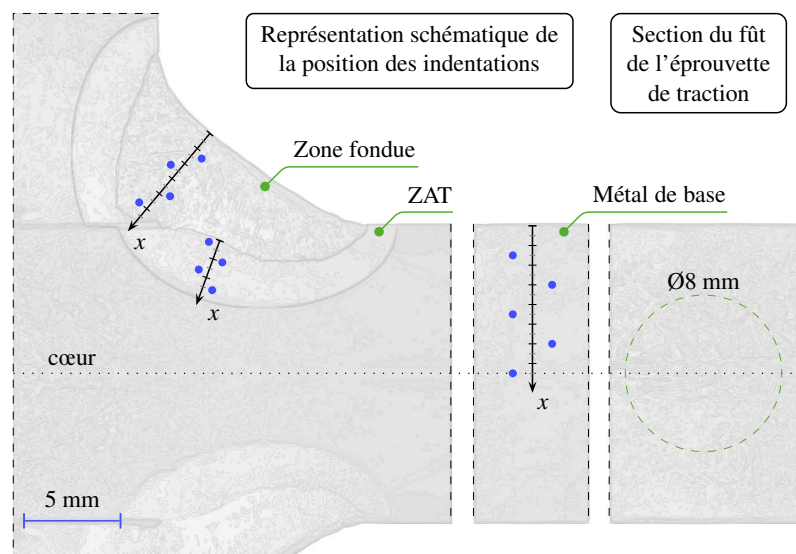


Figure VI.1 : Filiations d'indentations au travers des différentes zones de l'assemblage soudé en croix.

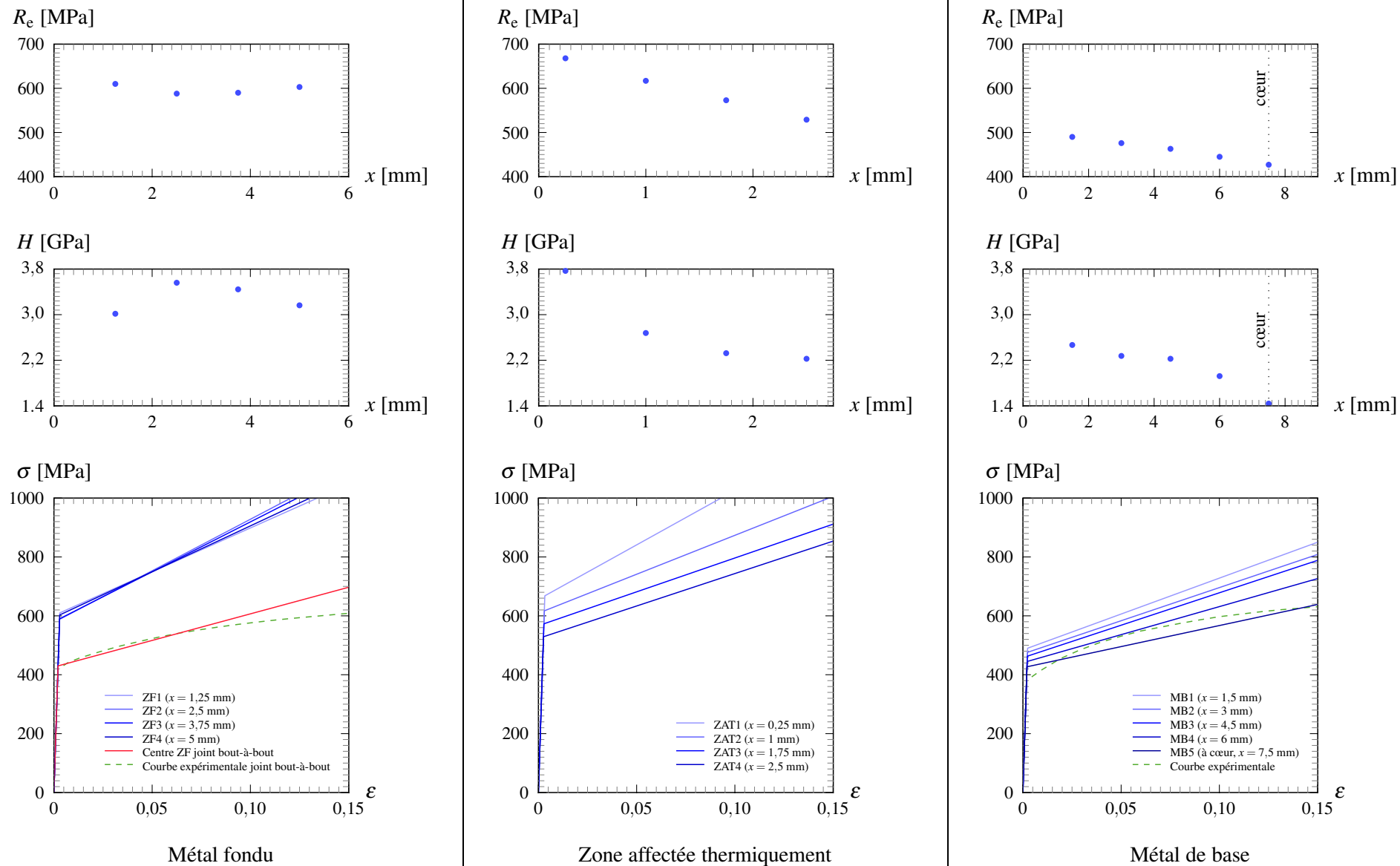


Figure VI.2 : Estimation des caractéristiques mécaniques à partir des courbes d'indentation instrumentée.

VI.3 Modélisation du martelage à haute fréquence de notre assemblage soudé

Nous reprenons la méthode directe dédiée aux chargements mobiles discontinus proposée au chapitre IV pour l'appliquer au cas du martelage à haute fréquence. L'objectif consiste à estimer rapidement l'état des contraintes résiduelles engendrées par le traitement.

VI.3.1 Configuration du pied de cordon et position de l'indenteur

Sur la base de micrographies, une géométrie simplifiée a été retenue pour la modélisation du martelage sur l'une des soudures d'angle de nos assemblages soudés en croix. Le détail des dimensions en pied de cordon est donné sur la figure VI.3. Des frontières circulaires entre la zone fondue, la ZAT et le métal de base ont été définies et serviront pour l'affectation des propriétés mécaniques locales de chacune de ces 3 zones.

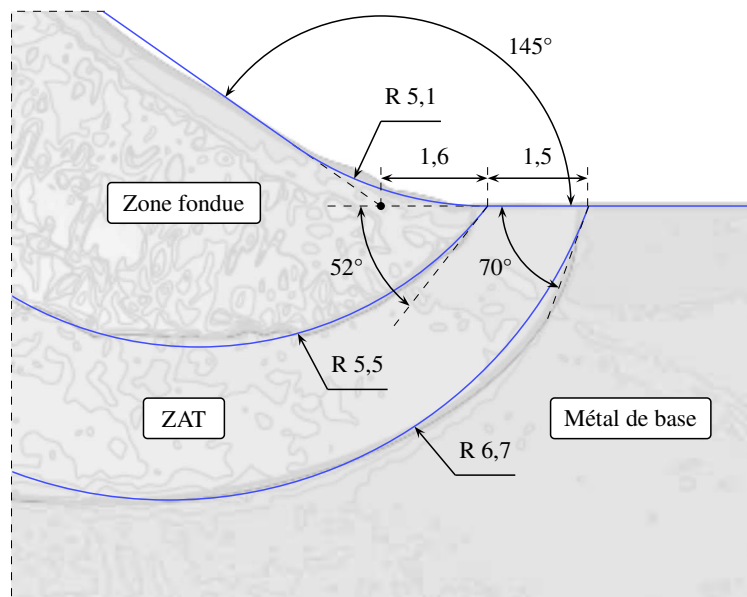


Figure VI.3 : Géométrie et dimensions retenues du pied de cordon modélisé.

Les paramètres caractérisant la position et l'orientation de l'indenteur, par rapport à la géométrie simplifiée du pied de cordon, sont donnés sur la figure VI.4. L'indenteur y est représenté dans sa position d'enfoncement maximum, notée $h_{\max}$. Les paramètres complémentaires, β et l , permettent respectivement d'orienter l'indenteur par rapport à la verticale et de le positionner latéralement par rapport au pied de cordon.

VI.3.2 Présentation du maillage et affectation des propriétés mécaniques

VI.3.2.a Assemblage soudé

Le maillage de l'assemblage soudé est constitué de 2 parties principales. Une partie purement élastique, de couleur bleue sur la figure VI.5, et une partie élasto-plastique, de couleur verte, constituant la zone où l'on considère qu'un écoulement plastique est possible. Cette dernière est scindée en 12 tranches identiques dont l'épaisseur correspond à la distance moyenne entre impacts, relevée sur nos assemblages traités, soit environ 60 μm . La méthode directe dédiée aux chargements mobiles discontinus sera appliquée uniquement sur cette partie du maillage.

Les propriétés élastiques retenues pour l'assemblage soudé sont celles du métal de base, soit :

- $E = 205 \text{ GPa}$ et $\nu = 0,3$.

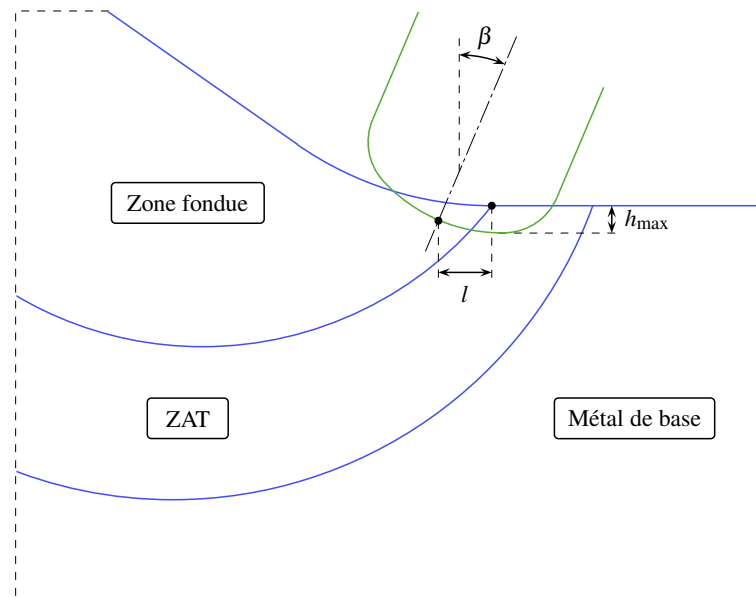


Figure VI.4 : Paramètres de positionnement et d'orientation de l'indenteur par rapport au pied de cordon.

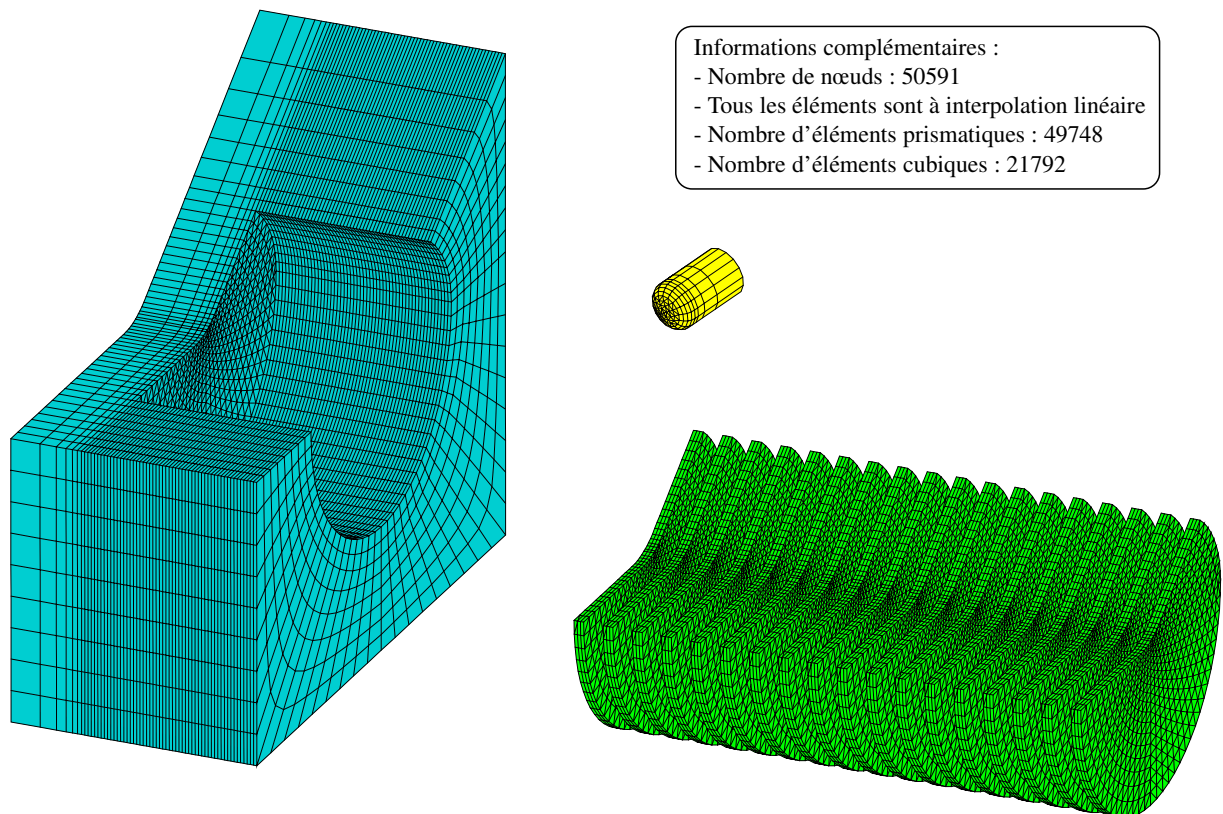


Figure VI.5 : Présentation générale du maillage utilisé pour la simulation du traitement d'une soudure d'angle.

La zone élasto-plastique est supposée à écrouissage cinématique linéaire. Nous proposons de simplifier l'évolution des propriétés estimées par indentation instrumentée afin d'en faciliter l'affectation au maillage de l'assemblage. La zone fondue est considérée homogène, de même que le métal de base, en retenant le comportement estimé aux abords de la surface. La continuité entre ces deux zones sera assurée par une évolution linéaire des propriétés au travers de la ZAT.

La limite d'élasticité de la zone fondue (σ_{yZF}) et son module d'écrouissage en traction simple (H_{ZF}) seront fixés à :

- $\sigma_{yZF} = 620$ MPa et $H_{ZF} = 3$ GPa.

Tandis que ceux du métal de base seront fixées à :

- $\sigma_{yMB} = 490$ MPa et $H_{MB} = 2,4$ GPa.

La figure VI.6 reprend les résultats estimés à partir des indentations instrumentées avec, en compléments, l'évolution retenue pour les simulations du traitement. On constate que la limite d'élasticité au travers de la ZAT est sous-estimée. En contrepartie, le module d'écrouissage est sur-estimé, ce qui a pour effet de limiter la différence sur le comportement global de cette zone.

VI.3.2.b Indenteur

Seule l'extrémité d'un indenteur est modélisée (sur une longueur de 5 mm). Dans l'exemple considéré ci-après, l'indenteur est orienté par rapport au pied de cordon soudé en reprenant l'angle d'incidence utilisé lors du traitement réel, soit $\beta = 23^\circ$ par rapport à la verticale, comme illustré sur la figure VI.7. Les paramètres l et $h_{\max}$ seront respectivement fixés à 1,3 mm et 0,4 mm. Son comportement mécanique est considéré élastique avec un module d'Young de 210 GPa et un coefficient de Poisson de 0,3.

Remarque. Une procédure a été implémentée dans le logiciel utilisé (Cast3M) permettant de remplacer l'indenteur par de simples conditions aux limites sur la surface impactée. Ces dernières simulent la présence d'une sphère parfaitement rigide et de rayon correspondant à celui du bout de l'indenteur. Le fait de ne modéliser que l'assemblage soudé, aboutit à un gain de temps complémentaire lors du calcul. En contrepartie, leurs géométries de même que la profondeur d'indentation obtenue sont légèrement différentes dans les deux cas. L'indenteur étant élastique, celui-ci présente des déformations qui diminuent la profondeur d'indentation comparée à celle de la « pseudo-sphère » rigide. Dans l'ensemble des simulations qui suivent, l'indenteur sera toujours modélisé.

VI.3.3 Simulation du traitement de martelage

VI.3.3.a Hypothèses et conditions de calcul

Lors des simulations du martelage, les frottements sont négligés, tout comme l'échauffement qui peut être provoqué à la fois par la friction entre les surfaces en contact et par les dissipations de chaleur issues de l'écoulement plastique. Les contraintes résiduelles initiales sont aussi supposées nulles bien qu'elles peuvent, en principe, affecter l'état des contraintes obtenues après traitement. Enfin l'évolution de la structure est considérée quasi-statique.

Conditions de chargement de l'indenteur :

- Un déplacement est imposé sur la partie supérieure de l'indenteur dans la direction donnée par son axe de révolution.
- Le paramètre de chargement correspond à la composante verticale du déplacement imposé, soit $h_{\max}$. Sa valeur de 0,4 mm assure une profondeur de sillon après traitement équivalente à celle observée expérimentalement (comprise entre 0,15 et 0,25 mm).

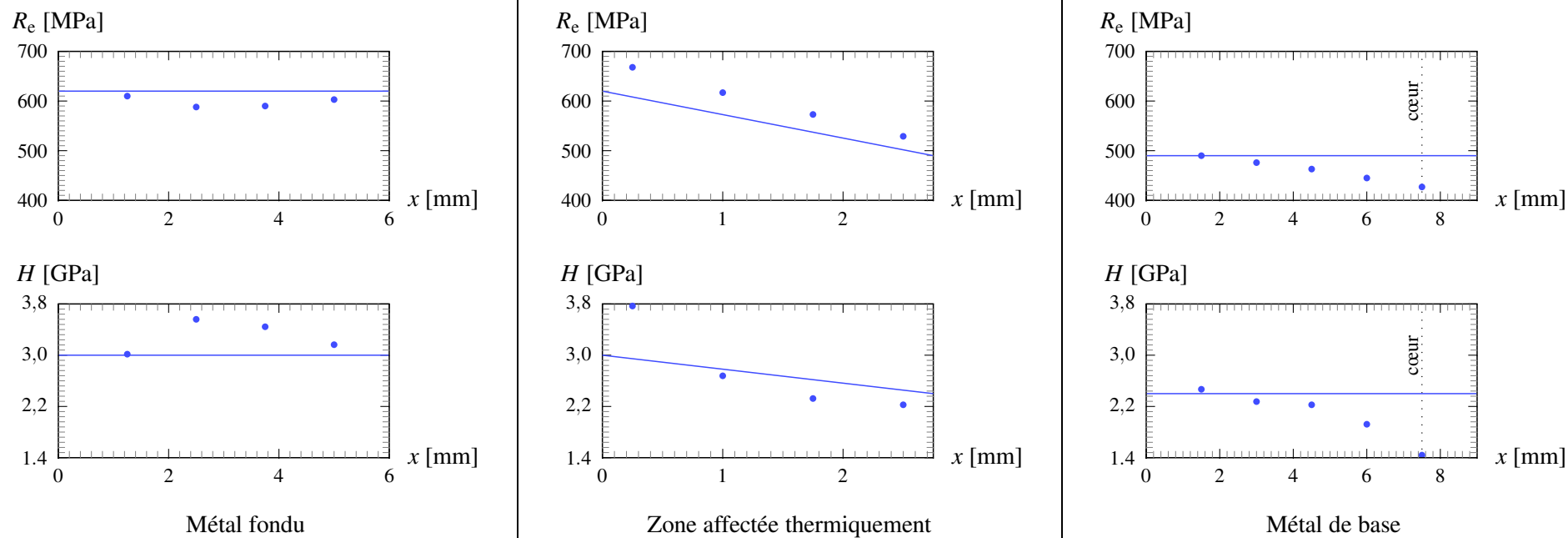


Figure VI.6 : Évolution retenue des caractéristiques mécaniques pour chacune des 3 zones de l'assemblage soudé.

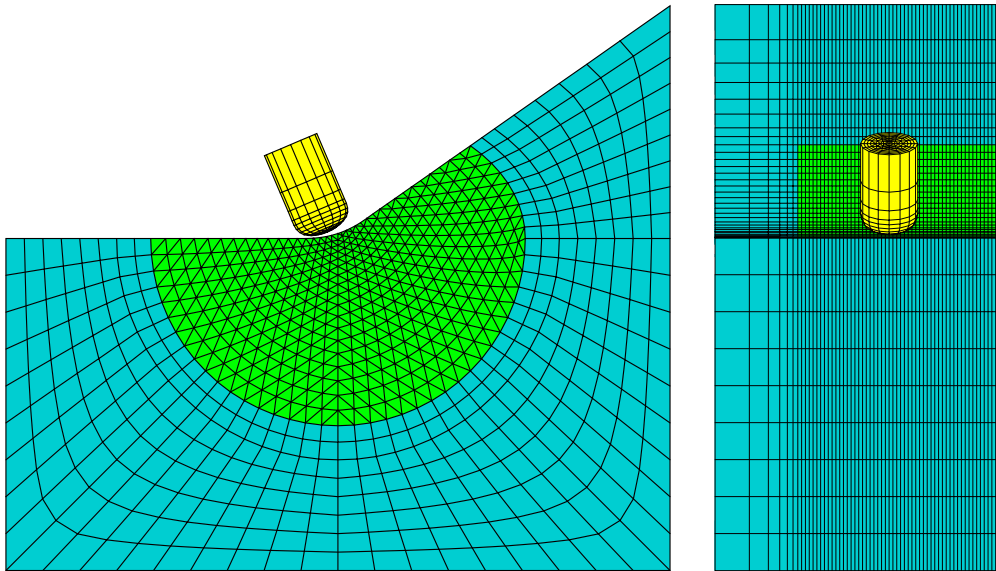


Figure VI.7 : Position et orientation de l'indenteur au niveau du pied de cordon.

- La méthode directe dédiée aux chargements mobiles discontinus est appliquée au cours du chargement sur la partie considérée élasto-plastique.
- Le déchargement de l'indenteur est assuré lors d'un second pas au cours duquel la méthode directe est désactivée.

VI.3.3.b Résultats

La figure VI.8 illustre l'évolution des contraintes résiduelles estimées pour le jeu de paramètres considérés. On remarque que de fortes contraintes résiduelles de compression (de l'ordre de 550 MPa) sont créées et ce, à une profondeur de plusieurs millimètres. Elles sont, en contrepartie, plus modérées aux abords de la surface.

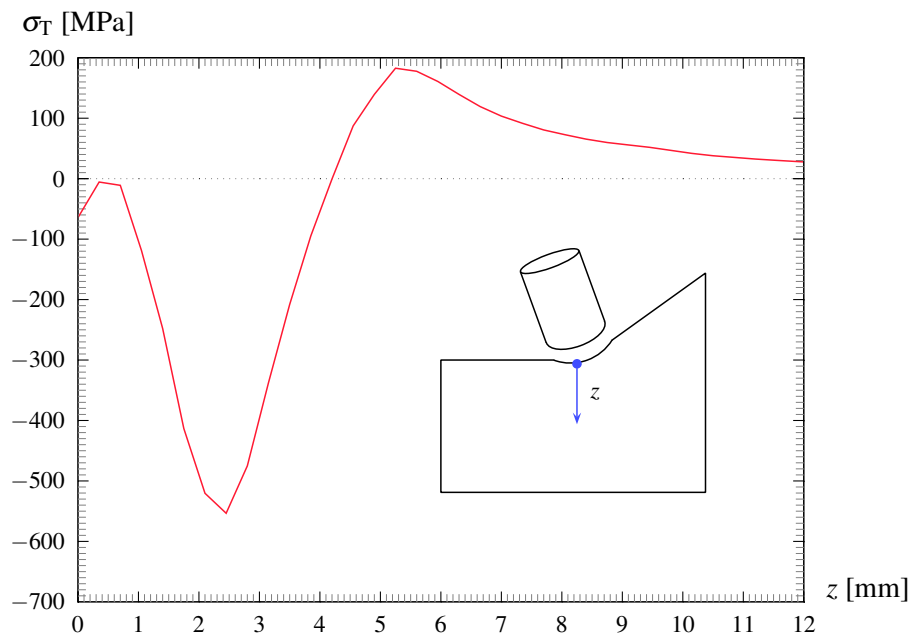


Figure VI.8 : Évolution des contraintes dans la direction perpendiculaire au sillon en fonction de la profondeur z , en partant du creux du sillon.

Le champ de contraintes résiduelles, toujours dans la direction perpendiculaire au sillon, est présentée sur la figure VI.9. Seule une tranche du maillage (issue de la zone considérée homogène en aval de l'indenteur) est représentée.

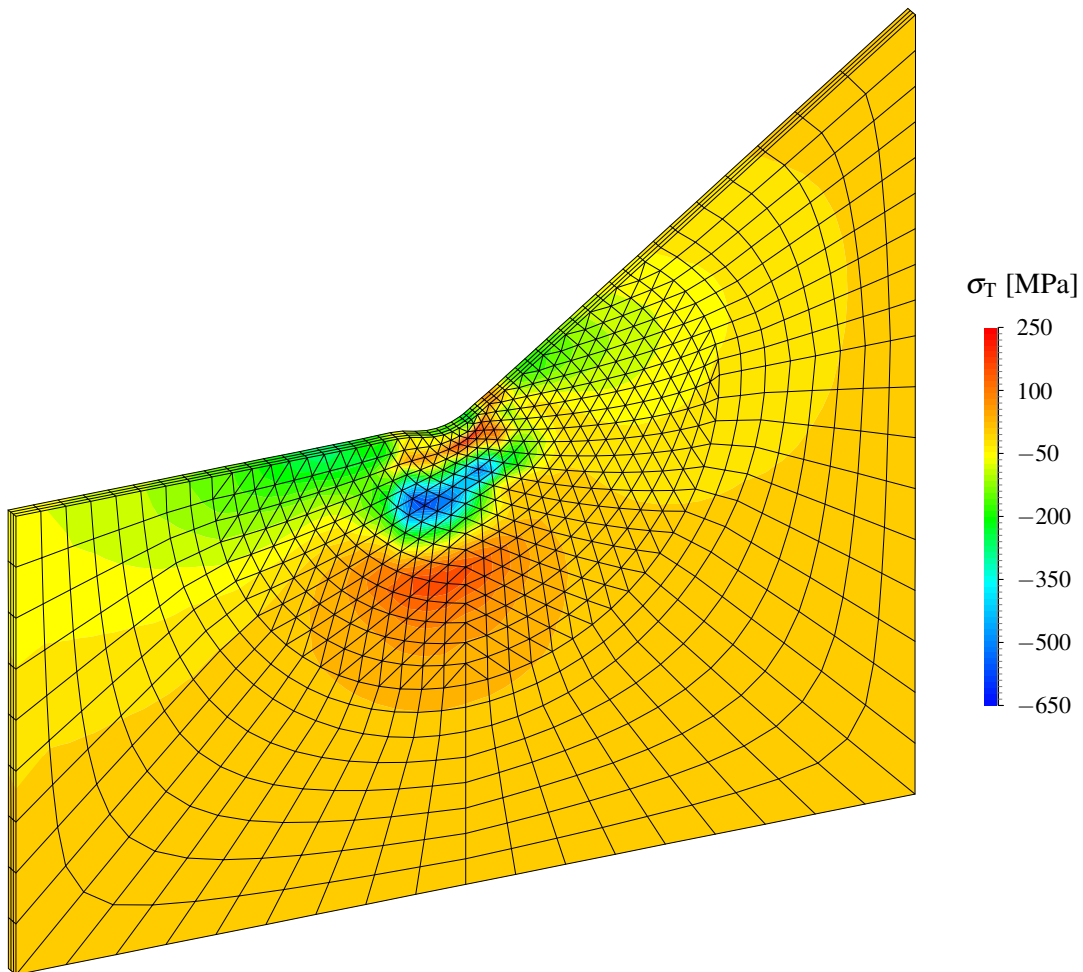


Figure VI.9 : Champ par points des contraintes résiduelles dans la direction perpendiculaire au sillon sur une tranche issue de la zone homogène.

VI.4 Chargement en fatigue de l'assemblage soudé

La simulation du chargement en fatigue sera effectuée à l'aide de la méthode directe dédiée aux chargements cycliques proposée au chapitre V. Cette simulation ne sera appliquée que sur une tranche, prélevée dans la zone homogène du sillon généré par le traitement. L'ensemble des champs caractérisant son état à l'issue de la simulation de martelage est repris comme état initial avant d'appliquer le chargement cyclique.

VI.4.1 Simulation du chargement cyclique

Nous reprenons ici la tranche de la figure VI.9. Celle-ci est soumise à un chargement en fatigue purement alterné et pour une étendue de contrainte fixée à 566 MPa (en terme de contrainte nominale). Ce chargement correspond au niveau le plus haut appliqué expérimentalement lors des essais de fatigue. D'après les résultats de la simulation numérique, aucune accommodation n'est observée. Seule une adaptation a lieu dans la zone avoisinant le sillon comme illustré sur la figure VI.10.

La nouvelle répartition des contraintes en fonction de la profondeur en partant du creux du sillon est donnée

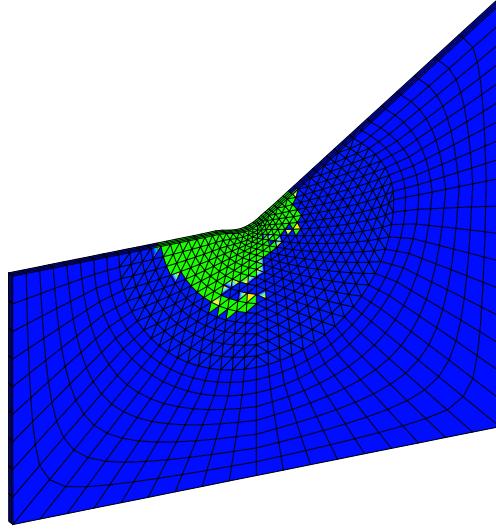


Figure VI.10 : Configuration de la zone adaptée (en vert) obtenue sous le chargement en fatigue considéré.

sur la figure VI.11 (en comparaison avec l'évolution de référence issue de la figure VI.8). On y constate une relaxation importante des contraintes résiduelles dans la zone des plus fortes valeurs. Leur étendue à l'état stabilisé reste potentiellement bénéfique pour une meilleure tenue à la fatigue, cumulée à la géométrie du pied de cordon, qui elle, n'est pas modifiée par le chargement cyclique.

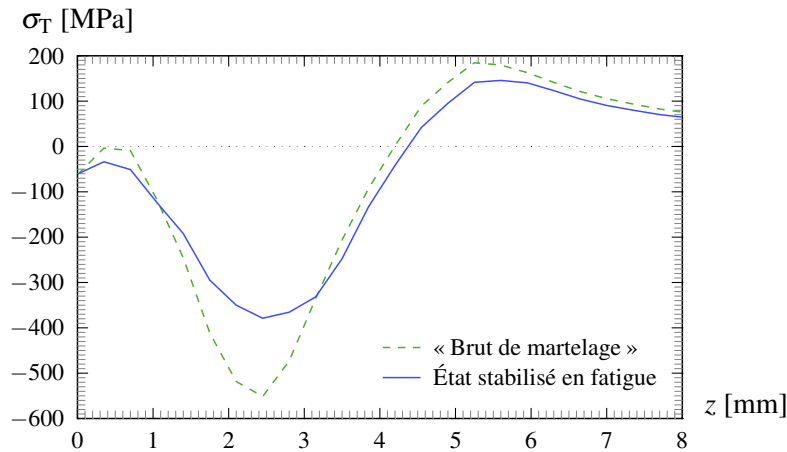


Figure VI.11 : Relaxation des contraintes sous l'effet du chargement en fatigue.

VI.4.2 Analyse de la nouvelle durée de vie

En complément de l'évolution des contraintes présentée sur la figure VI.11, l'étendue des déformations est récupérée, en fonction de la profondeur, sous le sillon traité. Nous considérons par ailleurs la relation de Manson-Coffin-Basquin (Manson, 1952 ; Coffin, 1954 ; Basquin, 1910) modifiée par Morrow (1965), soit :

$$\frac{\Delta \varepsilon^t}{2} = \frac{\sigma'_f - \sigma_{\text{moy}}}{E} (2N)^b + \varepsilon'_f (2N)^c \quad (\text{VI.1})$$

Les contraintes et déformations de cette relation sont exprimées en termes de valeurs locales.

Par dichotomie, nous pouvons alors déduire une pseudo-évolution de la durée de vie en fatigue N de l'assemblage soudé, en fonction de la profondeur, en partant du creux du sillon de martelage. Les propriétés cycliques locales nécessaires sont supposées proches de celles du métal de base, estimées paragraphe II.2.5.

Une procédure a été implémentée dans le logiciel de calcul par éléments finis utilisé afin d'estimer directement l'évolution $N(z)$ à l'issue du calcul de l'état stabilisé. La figure VI.12, illustre l'évolution de N obtenue pour le chargement purement alterné de 566 MPa.

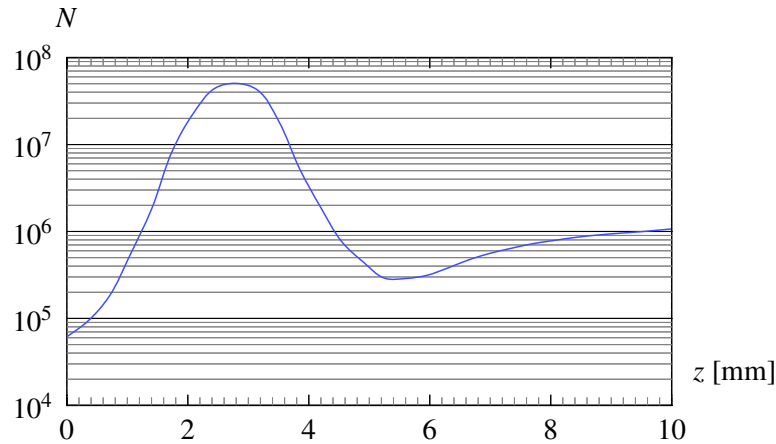


Figure VI.12 : Évolution de la durée de vie estimée *via* la relation de Manson-Coffin-Basquin modifiée par Morrow pour le cas considéré.

On constate que le minimum, de l'ordre de 10^5 cycles, se situe en surface ($z = 0$). Ceci s'explique par les contraintes résiduelles de compression plus modérées aux abords de la surface, combinées à la concentration de contrainte provoquée par le sillon. Comme nous le verrons par la suite, cette durée de vie est relativement proche de celles obtenues expérimentalement pour ce niveau de chargement.

VI.5 Étude de l'influence des paramètres du traitement et de chargement cyclique

La démarche proposée a permis d'aboutir à une première estimation de la durée de vie de l'assemblage considéré pour des conditions de traitement et de chargement en fatigue données. Elle tient compte à la fois de la géométrie locale obtenue après traitement, de l'état de contraintes résiduelles généré et de son évolution éventuelle sous le chargement en fatigue. Nous proposons dans ce qui suit, de répéter les simulations du MHF et du chargement cyclique en faisant varier leurs paramètres respectifs. La comparaison des résultats permettra d'évaluer l'influence de ces paramètres sur le résultat obtenu et plus particulièrement sur l'état des contraintes résiduelles et la durée de vie en fatigue estimée.

VI.5.1 Influence du maillage par comparaison à une indentation ponctuelle

Le maillage élaboré pour les simulations du martelage n'est pas, à proprement parler, un paramètre du traitement mais plutôt un paramètre de simulation.

En principe, plus le maillage sera fin dans les zones à fort gradient des champs de déformation ou de contrainte et plus le résultat obtenu sera proche du résultat théorique. En contrepartie, plus il sera fin et plus les calculs seront longs voire impossibles à résoudre, compte tenu de l'augmentation engendrée de la quantité de mémoire et de la puissance de calcul. Afin d'évaluer l'influence du maillage, nous proposons de comparer l'évolution des contraintes résiduelles issues d'une simulation de martelage sur métal de base avec celles obtenues lors d'une indentation ponctuelle. Cette dernière est d'abord réalisée en 3D sur le même maillage que pour le martelage, puis en 2D axisymétrique, sur un massif beaucoup plus fin.

Dans tous les cas, les propriétés de l'indenteur et du massif indenté restent les mêmes, à savoir :

- Massif élasto-plastique à écrouissage cinématique linéaire : $E_m = 205 \text{ GPa}$; $\nu_m = 0,3$; $\sigma_y = 490 \text{ MPa}$; $H = 2,4 \text{ GPa}$;
- Indenteur élastique : $E_i = 210 \text{ GPa}$; $\nu_i = 0,3$; de diamètre 3 mm (selon la géométrie relevée sur la figure II.11).

Les différentes évolutions obtenues des contraintes résiduelles en fonction de la profondeur sont données sur la figure VI.13 pour une profondeur d'indentation de 0,2 mm. On y remarque que l'utilisation d'un maillage plus grossier pour l'indentation ponctuelle engendre de fortes variations aux abords de la surface. Par ailleurs, la position des contraintes de compression maximales est décalée et tend à se rapprocher de celle obtenue en martelage. Ainsi, la précision du maillage affecte à la fois l'amplitude estimée des contraintes résiduelles mais aussi la position des valeurs maximales et minimales. Enfin, on remarque une certaine concordance entre les résultats de simulation de martelage et d'indentation ponctuelle pour un maillage équivalent.

Ainsi, à défaut de pouvoir augmenter indéfiniment le nombre d'éléments des simulations 3D de martelage, il est important de tenir compte de l'influence que peut avoir le maillage retenu sur le résultat final.

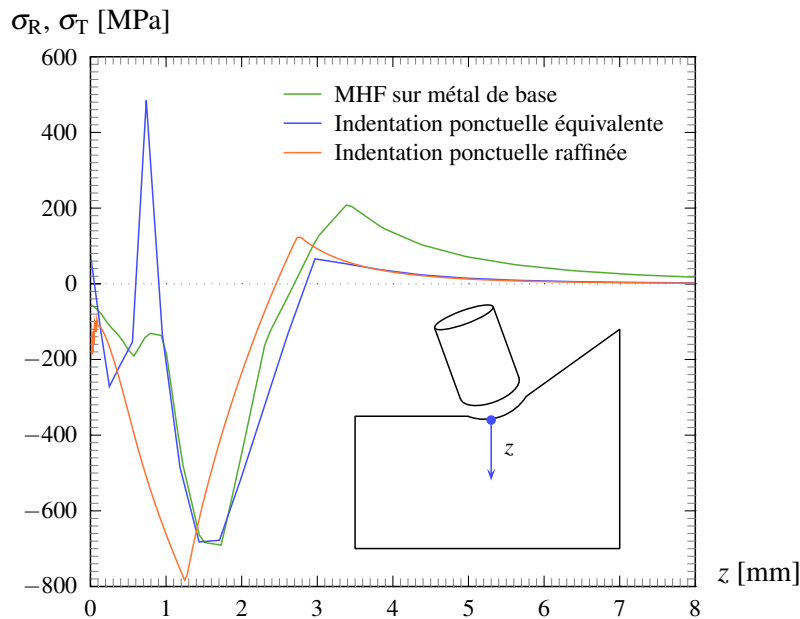


Figure VI.13 : Évolution des contraintes résiduelles (transversales à la direction du sillon pour le martelage et radiales pour les indentations ponctuelles) en fonction de la profondeur, en partant du creux du sillon ou de l'empreinte.

VI.5.2 Influence de la profondeur d'indentation lors du martelage

L'opération de martelage sur métal de base a été simulée pour deux autres profondeurs d'indentation maximales de 0,1 et 0,3 mm. La comparaison des évolutions obtenues est donnée sur la figure VI.14. D'après ces résultats, il semblerait que les contraintes résiduelles transversales aux abords de la surface tendent à s'annuler sur une profondeur qui augmente avec l'intensité du traitement. Les contraintes maximales sont atteintes à de fortes profondeurs, comprises approximativement entre 1 et 2,5 mm. Leurs valeurs sont équivalentes pour les 3 profils estimés. Il semble que seules la position et la largeur du pic des contraintes de compression soient significativement affectées par la profondeur d'indentation.

VI.5.3 Influence de la loi d'écrouissage

La figure VI.15 illustre la différence engendrée par le type d'écrouissage affecté au matériau, tout autre paramètre égal par ailleurs (les propriétés du massif et de l'indenteur sont celles précisées au paragraphe

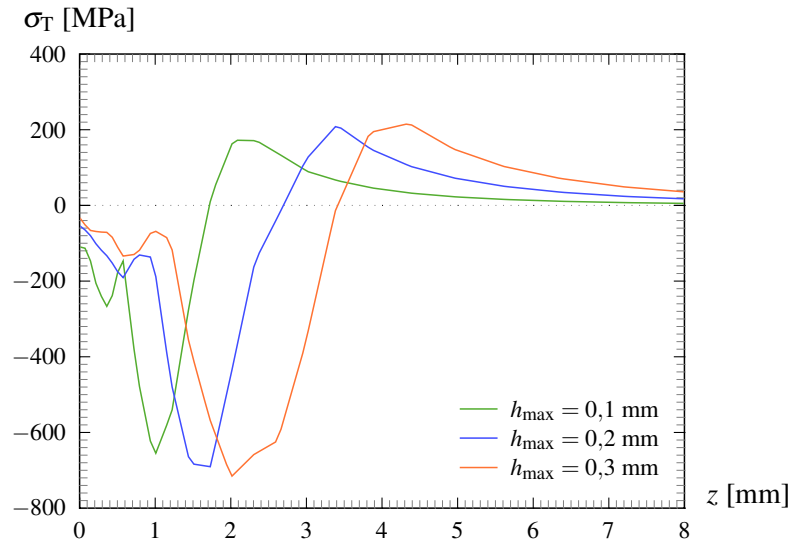


Figure VI.14 : Évolution des contraintes résiduelles (transversales à la direction du sillon) obtenues en martelage pour différentes profondeurs d'indentation.

VI.5.1). On remarque que la loi d'écroutissage, à elle seule, peut avoir une forte influence sur la répartition des contraintes résiduelles issues d'une indentation ponctuelle. Cette influence sera d'autant plus forte que la profondeur d'indentation sera élevée. Notons par exemple, l'étendue des contraintes résiduelles en surface, pour une profondeur d'indentation de 0,4 mm, qui devient positive pour l'écroutissage cinématique alors qu'au contraire, elle atteint la valeur de -550MPa pour l'écroutissage isotrope.

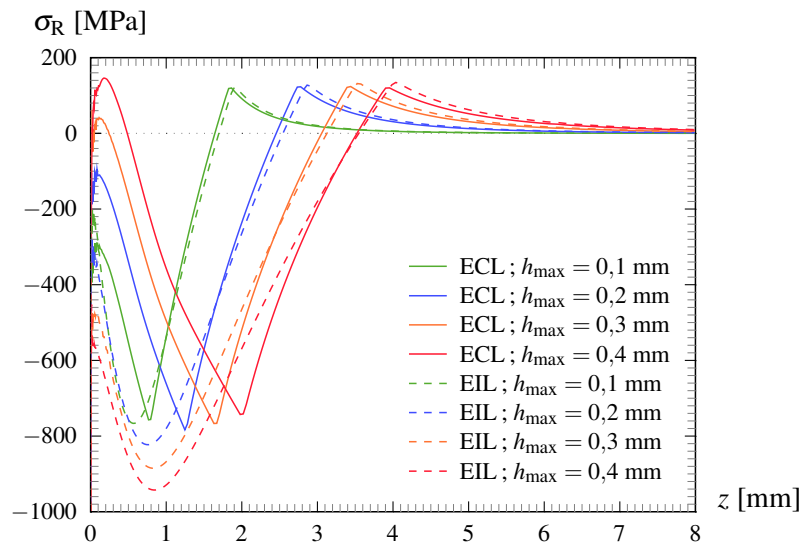


Figure VI.15 : Évolution des contraintes résiduelles radiales en fonction de la profondeur, obtenues en indentation ponctuelle pour différentes profondeurs d'indentation, considérant un écroutissage cinématique linéaire (ECL) ou isotrope linéaire (EIL).

Le même phénomène a été observé lors de la simulation du martelage comme illustré sur la figure VI.16. Ces évolutions sont issues de la simulation du traitement sur un assemblage soudé (sur un maillage «allégé» pour réduire les temps de calcul) dont les propriétés étaient considérées homogènes :

- $E_m = 205$ GPa ; $\nu_m = 0,3$; $\sigma_y = 600$ MPa ; $H = 3$ GPa.

Nous avons, pour notre part, retenue une loi d'écroutissage cinématique pour la simulation du MHF qui correspond au type d'écroutissage de la nuance d'acier S355 (et qui a également pu être vérifié lors des essais

de fatigue oligocycliques).

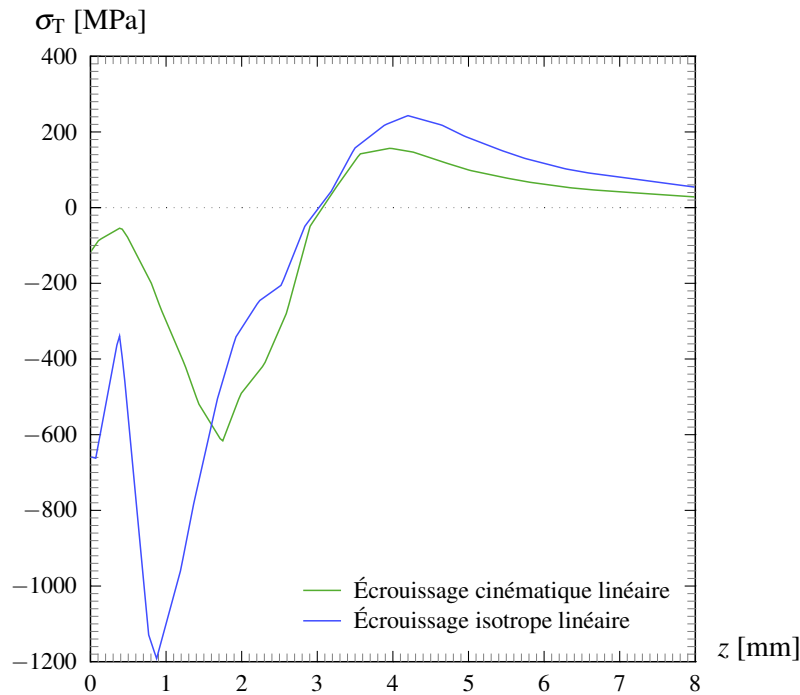


Figure VI.16 : Évolution des contraintes résiduelles transversales en fonction de la profondeur, correspondant au traitement d'un assemblage soudé (dont les propriétés ont été considérées homogènes).

VI.5.4 Influence des propriétés mécaniques

Nous avons repris l'assemblage soudé ayant servi pour la figure VI.16, en conservant les mêmes propriétés mécaniques. Nous y avons simplement fait varier la limite d'élasticité afin d'en évaluer l'influence sur la répartition des contraintes résiduelles. Les résultats obtenus, pour une profondeur d'indentation de 0,2 mm, ont été reportés sur la figure VI.17.

Une forte dépendance à la limite d'élasticité des contraintes de compression maximales y est relevée. Leur position tend à se rapprocher de la surface avec l'augmentation de la limite d'élasticité. Cependant, la contrainte résiduelle reste relativement constante en fonction de σ_y dans les premières couches superficielles de la zone traitée, atteignant environ 100 MPa en compression.

VI.5.5 Influence de l'orientation et du diamètre de l'indenteur

L'orientation de l'indenteur n'a, d'après les résultats de la figure VI.18, que peu d'influence sur la répartition des contraintes résiduelles obtenues à l'issue du traitement. Cependant, l'angle d'incidence de l'indenteur par rapport au pied de cordon garde toute son importance afin de limiter les risques de replis observés expérimentalement.

La figure VI.19 montre que l'utilisation d'un indenteur de diamètre plus important aboutit à une répartition des contraintes équivalente à celle obtenue avec un indenteur de diamètre 3 mm et considérant une profondeur d'indentation identique dans les deux cas (égale à 0,2 mm). Dans la pratique, l'utilisation d'un indenteur de plus gros diamètre aboutira à une profondeur d'indentation plus faible, la surface impactée étant plus grande. Il faudrait alors agir sur la puissance d'alimentation de la sonotrode afin de fournir plus ou moins d'énergie cinétique à l'indenteur jusqu'à obtenir la profondeur d'indentation désirée.

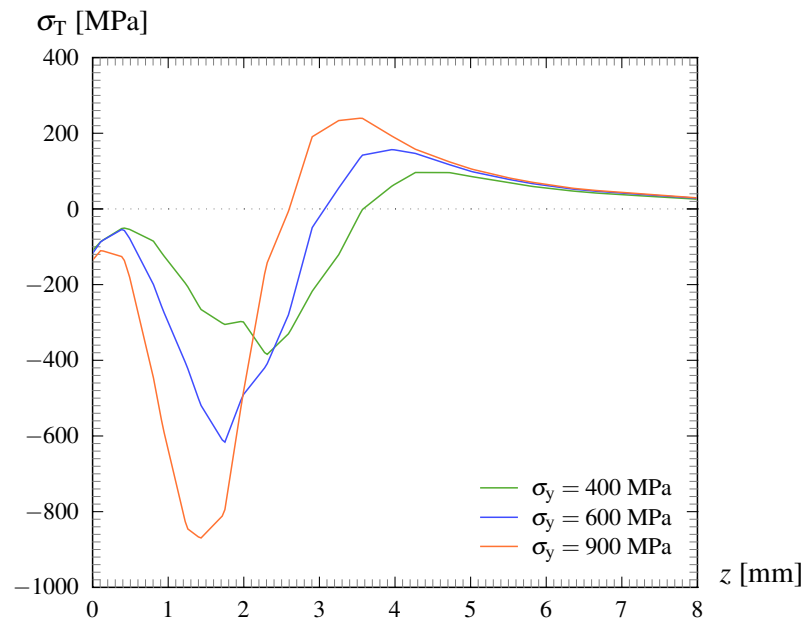


Figure VI.17 : Influence de la limite d'élasticité sur l'évolution des contraintes résiduelles transversales en fonction de la profondeur, lors de la simulation du MHF d'un assemblage soudé.

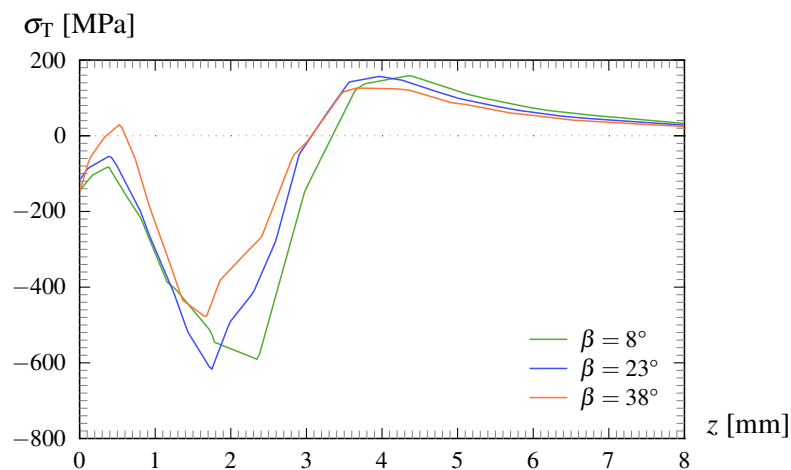


Figure VI.18 : Influence de l'orientation de l'indenteur sur l'évolution des contraintes résiduelles transversales en fonction de la profondeur, lors de la simulation du MHF d'un assemblage soudé.

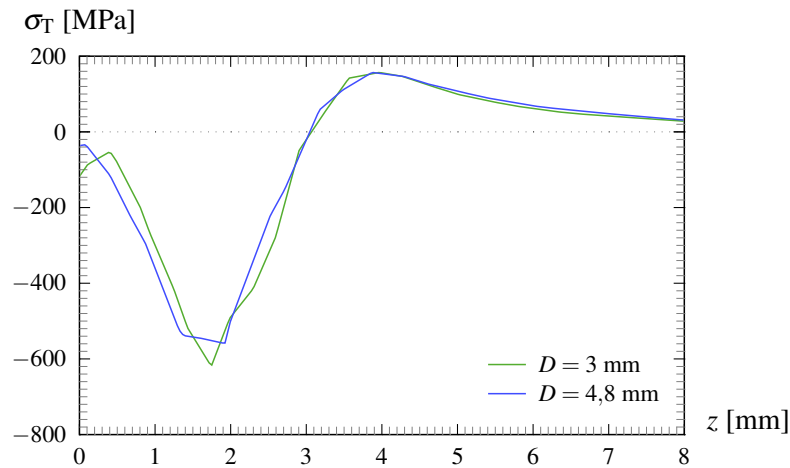


Figure VI.19 : Influence du diamètre de l'indenteur sur l'évolution des contraintes résiduelles transversales en fonction de la profondeur, lors de la simulation du MHF d'un assemblage soudé.

VI.5.6 Influence du chargement cyclique sur l'évolution des contraintes résiduelles

Nous avons déjà pu constater sur la figure VI.11, une relaxation partielle des contraintes résiduelles lors d'un chargement cyclique consécutif au MHF (la profondeur d'indentation maximale était paramétrée à 0,4 mm). Nous avons repris ces résultats sur la figure VI.20 avec, en complément, la relaxation estimée pour des chargements en fatigue de plus faibles amplitudes (égales à celles appliquées lors des essais de fatigue expérimentaux).

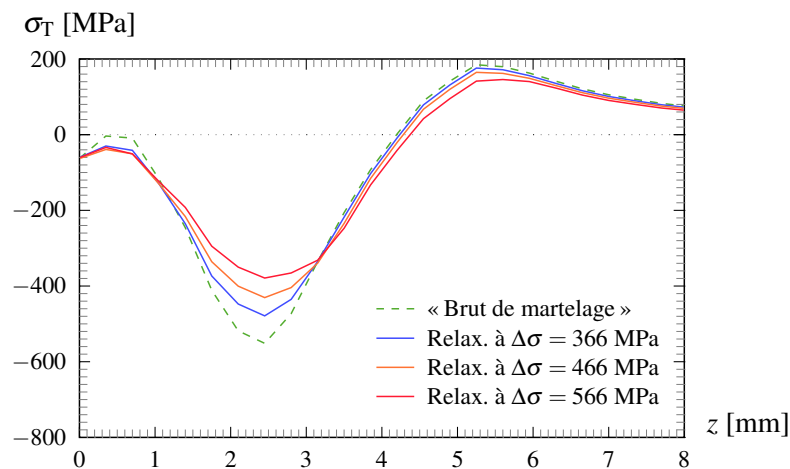


Figure VI.20 : Exemple de relaxation estimée des contraintes résiduelles sur un assemblage soudé (à $R = -1$).

Les contraintes résiduelles ayant le plus d'influence sur l'amélioration potentielle de la tenue en fatigue de l'assemblage sont celles situées aux abords de la surface. Dans cette zone, les contraintes résiduelles initiales étaient relativement faibles (de l'ordre de -60 MPa) et le restent sous chacun des 3 chargements cycliques considérés. En revanche, le pic de contrainte de compression, atteint à environ 2,5 mm de profondeur, perd de son intensité avec l'augmentation de l'étendue de contraintes cycliques appliquées.

Les valeurs des contraintes relevées aux abords de la surface sont en bon accord avec les mesures expérimentales (données au chapitre II.4.4) qui, pour rappel, étaient comprises entre -29 et -154 MPa sur l'assemblage non sollicité en fatigue. De même, peu de relaxation avait été détectée en surface, dans le creux du sillon. Une évolution en fatigue quasi nulle des contraintes résiduelles en surface avait aussi été observée expérimentalement par Weich *et al.* (2007) après traitement par le procédé HiFIT (que ce soit à $R = -1$ ou $R = 0,1$).

D'après l'ensemble de ces résultats, il semblerait que la relaxation des contraintes résiduelles soit modérée voire négligeable, notamment en surface.

VI.5.7 Durées de vies en fatigue estimées en fonction du chargement cyclique appliqué

Les durées de vies relatives aux répartitions de contraintes présentées sur la figure VI.20 ont été estimées pour chacun des chargements cycliques associés. Elles ont été reportées sur la figure VI.21 avec celles déterminées expérimentalement.

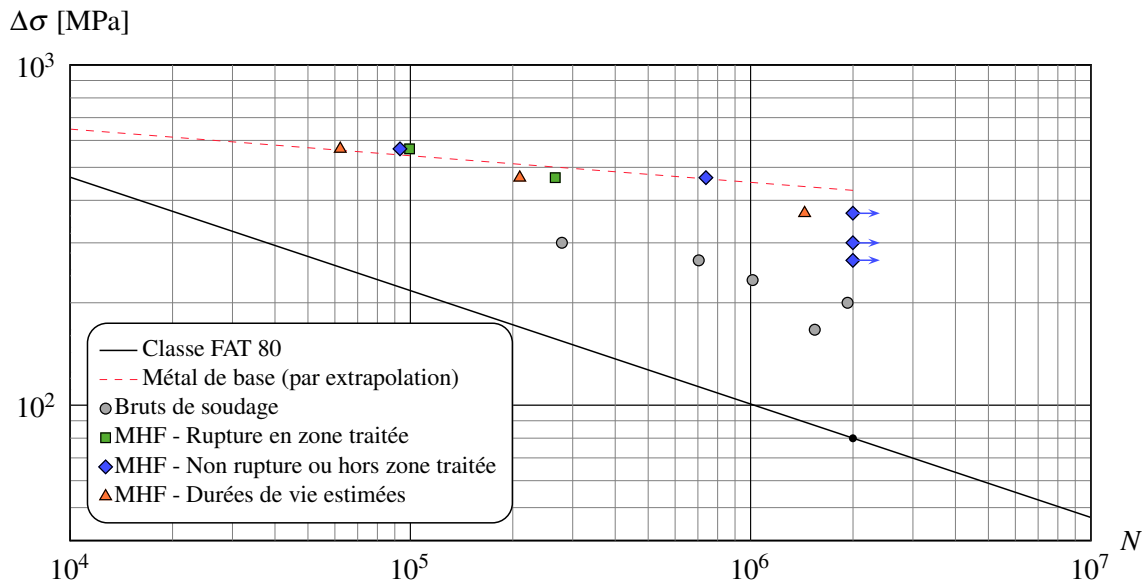


Figure VI.21 : Estimation numérique de la durée de vie en fatigue de l'assemblage soudé en croix comparée aux résultats expérimentaux (à $R = -1$).

Les résultats estimés numériquement semblent être en bonne concordance avec ceux obtenus expérimentalement, bien que la loi de durée de vie retenue soit très simple. Ils sont légèrement conservatifs, ce qui peut en partie s'expliquer par le fait que l'état d'écrouissage local n'est pas pris en compte dans le calcul. Les propriétés cycliques considérées sont uniquement celles du métal de base.

Ces premiers résultats correspondent à un chargement en fatigue purement alterné ($R = -1$). L'évolution des contraintes et la durée de vie de l'assemblage ont été à nouveau estimées avec un rapport de charge correspondant cette fois à $R = 0,1$, pour différents niveaux de chargement. Les résultats obtenus ont été comparés sur la figure VI.22 à la classe FAT proposée par Pedersen *et al.* (2009) pour ces conditions de chargement, sur ce type d'assemblage.

On remarque, là encore, une bonne concordance entre les résultats numériques estimés *via* la démarche proposée et la classe FAT déduite d'une compilation de résultats expérimentaux par Pedersen *et al.* (2009). Notons toutefois qu'une classe FAT correspond à une probabilité de survie de 97,7 % et que les résultats numériques estimés correspondent à une probabilité de survie de 50 %. Ces derniers sont conservatifs. L'état d'écrouissage peut, à nouveau, expliquer en partie ce décalage qui, toutefois, place les durées de vies estimées du « côté » de la sécurité.

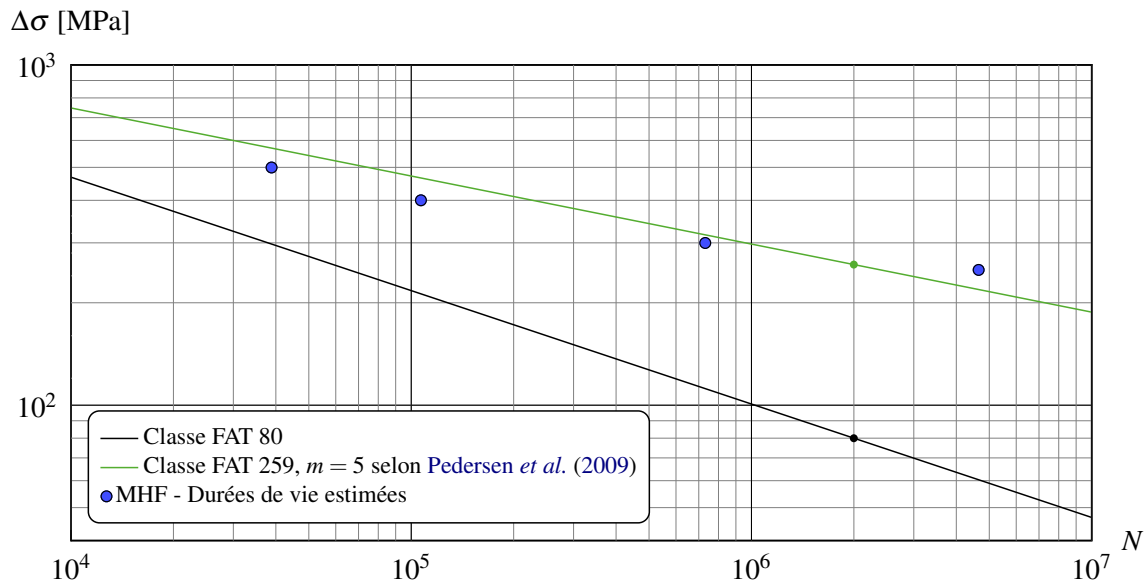


Figure VI.22 : Estimation numérique de la durée de vie en fatigue de l'assemblage soudé en croix pour un rapport de charge correspondant à $R = 0,1$.

VI.6 Synthèse des résultats

L'application de la démarche proposée a abouti à un certain nombre de résultats numériques. La comparaison de ces résultats entre eux nous permet d'en déduire quelques tendances.

On a remarqué, notamment, que les contraintes résiduelles de compression, aux abords de la surface du sillon de martelage, étaient relativement faibles dans la direction transverse à celui-ci. Ces résultats sont en bon accord avec ceux obtenus expérimentalement. Par ailleurs, ces faibles valeurs en surface semblent peu dépendantes de la profondeur d'indentation, de l'orientation de l'indenteur ou encore de son diamètre. Le chargement cyclique, lui-même, affecte peu leur évolution, du moins en surface.

Une augmentation de la limite d'élasticité aboutirait, d'après les résultats numériques obtenus, à un taux toujours aussi modéré des contraintes résiduelles de compression en surface du sillon traité. Ceci est moins vrai plus en profondeur. Dans tous les cas, l'utilisation éventuelle d'aciers à plus haute limite d'élasticité garde, selon la littérature (Castellucci *et al.*, 1991 ; Martinez, 1997 ; Janosch *et al.*, 1995), tout son intérêt au vu de son influence sur l'efficacité du MHF. Ceci peut s'expliquer par le fait que la résistance en fatigue d'un acier est fortement dépendante de sa résistance mécanique, comme le montrent, notamment, les différentes méthodes d'estimation des propriétés cycliques (par exemple Meggiolaro et Castro, 2004).

En revanche, l'évolution des contraintes résiduelles relevées en surface peut être très différente selon que l'on considère une loi d'écrouissage de type cinématique ou isotrope. D'après ces observations, il paraît donc fondamentale de respecter le type d'écrouissage du matériau traité. On peut aussi noter que l'utilisation d'un acier dont l'écrouissage serait à dominante isotrope permettrait, *a priori*, d'obtenir de plus fortes contraintes résiduelles de compression en surface.

Enfin, les durées de vie calculées apparaissent proches de celles issues des essais expérimentaux. Un décalage modéré est observé. Les résultats des durées de vies obtenus sont légèrement sous-estimés. Seules des comparaisons en plus grand nombre permettront cependant de valider la démarche proposée.

Conclusions générales

Pour de nombreuses structures soudées nouvelles, la tendance actuelle vise à augmenter leurs performances mécaniques afin de satisfaire un taux d'exploitation toujours croissant, tout en diminuant leur masse. Les structures anciennes nécessitent, dans un même temps, une maintenance optimisée, non pas seulement corrective mais aussi préventive, afin d'augmenter leur durée de vie initiale. Si cette demande se justifie par des raisons économiques évidentes, elle l'est aussi, de plus en plus, par des raisons environnementales, que ce soit dans les domaines du transport, des ouvrages d'art, de la manutention, *etc.* Le travail présenté ici a été réalisé dans le but de répondre, en partie, à ce besoin.

Un grand nombre de structures soudées sont sollicitées en fatigue et l'étude bibliographique effectuée permet de mieux comprendre ce phénomène. Nous avons vu que la durée de vie initiale de ce type d'assemblage à l'état brut est relativement limitée. Dans la majorité des cas, seul un post-traitement permet de rehausser significativement leur tenue en fatigue et ainsi profiter au mieux des caractéristiques des matériaux de base et d'apport utilisés. Le martelage à haute fréquence fait partie des solutions existantes. Cette technique permet une amélioration combinée de l'état de surface, de la géométrie locale, des contraintes résiduelles et de l'état d'écrouissage, le tout conférant à l'assemblage traité par MHF, une résistance en fatigue optimale comparée aux autres techniques de parachèvement. Cette amélioration semble d'autant plus forte que la résistance mécanique de l'assemblage soudé est élevée. En contrepartie, les résultats issus de la bibliographie ne permettent pas de connaître les paramètres optimaux d'application du traitement et rapportent parfois la présence de micro-fissures, responsables de ruptures prématurées, dont l'origine n'est pas clairement identifiée.

Les résultats obtenus lors de l'étude expérimentale montrent une bonne concordance avec ceux de la bibliographie. Le montage semi-automatique réalisé a permis une meilleure maîtrise des paramètres de traitement. L'assemblage soudé retenu pour l'étude était de qualité supérieure et les résultats de fatigue sur les éprouvettes à l'état brut de soudage l'ont confirmé. Après MHF, une amélioration importante a été observée. Cependant, les résultats complémentaires réalisés par la DCNS (BU Propulsion d'Indret) accusent une faible amélioration pour un traitement réalisé avec le même dispositif. Nous avons vu qu'une orientation de l'outil telle que la zone fondue est impactée en premier favorise vraisemblablement la formation de replis de martelage et donc l'amorçage de fissures, entraînant la rupture prématurée de l'assemblage.

Si les résultats de l'étude expérimentale peuvent aider pour une meilleure application du MHF et limiter le risque de rupture prématurée, ils ne permettent pas de prédire la durée de vie obtenue après traitement. Ils ne permettent pas non plus, à eux seuls, de simuler l'opération de martelage en vue d'estimer cette durée de vie. Afin de déterminer les caractéristiques locales nécessaires à la modélisation, nous avons proposé une méthode indirecte par indentation instrumentée. Comparée à l'élaboration d'éprouvettes possédant une microstructure de soudage simulée, ou à l'élaboration de micro-éprouvettes issues de l'assemblage considéré, l'indentation instrumentée nous a permis d'estimer rapidement et simplement la limite d'élasticité et le module d'écrouissage local des différentes zones de l'assemblage soudé étudié.

En complément, deux méthodes directes ont été proposées afin de simuler respectivement l'opération de martelage à haute fréquence et le chargement cyclique, le tout en un temps de calcul réduit.

La première est une extension pour les chargements discontinus de la méthode stationnaire passe-par-passe proposée par [Dang Van et Maitournam \(1993\)](#). En implémentant la méthode proposée à partir de la procédure de calcul classique pas-à-pas, nous avons pu profiter de certaines possibilités de cette dernière (tel que le mode contact ou l'accélération de convergence), tout en limitant les difficultés liées à la programmation.

La seconde méthode, dédiée aux chargements cycliques, est basée sur celle d'[Akel et Nguyen \(1989\)](#). L'étape dite locale a été optimisée pour les chargements radiaux en reprenant les règles de corrections proposées par [Zarka *et al.* \(1990\)](#). Pour des applications futures (dans le cadre du MHF des assemblages soudés ou autres),

nous avons aussi adopté une formulation en déformation plutôt qu'une formulation classique en contrainte. Ce choix permet d'affecter au matériau des variables dépendantes de la température au cours du chargement thermo-mécanique appliqué. En complément, une loi de comportement de type élasto-plastique à écrouissage cinématique multi-linéaire, compatible avec cette méthode, a été implémentée.

L'application des deux méthodes directes proposées nous a permis de modéliser rapidement l'opération de martelage suivie du chargement en fatigue. À partir de l'état des contraintes issues de ces simulations et de la nouvelle géométrie locale, la tenue en fatigue de l'assemblage peut être évaluée, pour des conditions de traitement et de chargement cyclique données. Les résultats obtenus sont relativement proches de ceux issus de l'étude expérimentale ou de la bibliographie, que ce soit pour l'état des contraintes ou pour la tenue à la fatigue évaluée.

Nous avons par ailleurs procédé à des comparaisons des résultats numériques, pour différents paramètres de traitement. Au vu de ces comparaisons, il semblerait que les contraintes résiduelles modérées en surface soient peu affectées à la fois par les caractéristiques mécaniques de l'assemblage soudé, de même que par les conditions de traitement, ou encore par le chargement en fatigue consécutif. Une attention toute particulière devra en revanche être portée au type d'écrouissage du matériau impacté. Les résultats numériques obtenus ont montré en effet une différence importante entre un écrouissage cinématique et un écrouissage isotrope.

L'ensemble de la démarche adoptée constitue une solution performante pour la simulation du martelage à haute fréquence et permet de disposer d'un outil de pré-dimensionnement. Les résultats obtenus devront être vérifiés et optimisés à l'aide d'essais expérimentaux réalisés en plus grand nombre.

Perspectives

La démarche développée pour le dimensionnement en fatigue des assemblages soudés traités par MHF permet d'avoir une première idée de l'influence des principaux paramètres du traitement et conduit, dans le même temps, à de nouvelles perspectives, améliorations et optimisations.

Notons, par exemple, que les modélisations du MHF effectuées ne tenaient pas compte des contraintes résiduelles initiales de l'assemblage soudé. Ces contraintes résiduelles sont difficiles à mesurer expérimentalement. Une solution viable consisterait à ajouter une étape simulant l'opération de soudage elle-même (à l'aide éventuellement de la méthode directe dédiée aux chargements mobiles), avant celle de martelage, afin de tenir compte de l'état de contraintes résiduelles de l'assemblage à l'état brut de soudage. De même, les effets du frottement, de la vitesse de sollicitation ou d'échauffement local pourront être étudiés par la suite pour en déduire le degré d'importance dans le résultat final. Différentes formes de l'indenteur, et plus particulièrement l'indenteur à double rayon, pourront aussi être modélisées et la répartition des contraintes obtenues, pourra être comparée à celle des indenteurs à simple rayon.

Il serait également intéressant d'estimer la tenue en fatigue d'assemblages soudés en acier à haute limite d'élasticité (HLE). Des essais expérimentaux sur ce type de nuance permettront d'évaluer la précision du résultat prédit numériquement, à partir de la démarche proposée. Rappelons que, d'après la bibliographie (par exemple [Martinez, 1997](#)), plus la résistance mécanique est élevée et plus le traitement par MHF s'avère efficace.

Nous avons également vu que le type d'écrouissage a une importance majeure sur la répartition des contraintes résiduelles générées par le traitement. En plus d'estimer localement la limite d'élasticité et le module d'écrouissage par indentation instrumentée, il serait intéressant de pouvoir identifier le type d'écrouissage de l'assemblage à traiter. L'exploitation de la courbe d'indentation et plus particulièrement de la partie déchargement devrait, en théorie, le permettre.

Le travail réalisé ici concerne le traitement d'assemblage n'ayant pas subi de chargement cyclique avant l'application du MHF. Nous avons vu dans la bibliographie qu'un traitement par martelage à haute fréquence des structures anciennes pouvait potentiellement aboutir à des résultats meilleurs encore que si le traitement est effectué avant la mise en service. Cependant, l'application du MHF sur des structures en service ne sera envisageable qu'après avoir étudié l'influence de ce traitement en présence de micro-fissures et en fonction de la taille de celles-ci.

Nous avons aussi pu observer que l'effort moyen de contact des indenteurs variait suivant l'orientation de l'outil par rapport à la vertical. Les traitements de cette étude ont été réalisés avec l'outil en position verticale, les indenteurs orientés vers le bas. Des essais complémentaires, pour des orientations différentes et plus particulièrement pour des traitements « en plafond », permettraient de mettre en évidence la possible influence de ce paramètre sur l'amélioration en fatigue obtenue.

Outre la prédiction des effets du MHF pour des conditions opératoires données, le contrôle de la qualité du traitement est une étape importante afin de détecter la présence éventuelle de replis de martelage. En première approche, l'orientation de l'indenteur pourra être déduite de la forme résiduelle du sillon.

Enfin, cette étude, combinée aux perspectives proposées, devrait permettre de déduire un ensemble de recommandations pour l'application du MHF. Les règles établies seront éventuellement intégrées ensuite dans les normes et codes de calcul pour le dimensionnement en fatigue des assemblages soudés.

Annexes

A Bases de la simulation par éléments finis en élasto-plasticité

Les simulations présentées dans ce mémoire se placent dans le formalisme classique des *milieux continus*¹ tridimensionnels. Elles se limitent à l'étude des solides de comportement élasto-plastique et d'évolution quasi-statique. Suivant l'intensité du chargement appliqué, l'hypothèse des petites perturbations (HPP) est éventuellement appliquée.

A.1 Hypothèses de base

A.1.a Hypothèse des petites perturbations

L'hypothèse des petites perturbations correspond à la combinaison des hypothèses des petits déplacements et des transformations infinitésimales.

L'hypothèse des petits déplacements (notés u_i) implique du point de vue de la position du problème, que la géométrie actuelle peut être confondue avec la géométrie initiale du solide. Autrement dit, la position d'un point M du solide sera donnée à tout moment par rapport à sa configuration de départ.

L'hypothèse des transformations infinitésimales suppose que $|u_{i,j}| \ll 1$. Elle vérifie à la fois les hypothèses des petites rotations ($|\omega_{i,j}| \ll 1$) et celle des petites déformations ($|\varepsilon_{ij}| \ll 1$) qui permettent leur linéarisation vis-à-vis du champ de déplacement, soit pour les déformations :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \frac{1}{2} \left[\underline{\underline{\text{grad}}} \vec{u} + \underline{\underline{\text{grad}}}^T \vec{u} \right] \quad \text{ou} \quad \varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} (u_{i,j} + u_{j,i}) \quad (\text{VII.2})$$

Enfin, l'hypothèse des petites perturbations présuppose généralement que les variations en températures soient limitées afin de simplifier davantage certaines relations.

A.1.b Évolution quasi-statique

Un solide en équilibre se doit de satisfaire l'équation locale de la dynamique :

$$\text{div} \underline{\underline{\sigma}} + \vec{f} = \rho \vec{\gamma} \quad \text{ou} \quad \sigma_{ij,j} + f_i = \rho \gamma_i \quad (\text{VII.3})$$

Lorsque les sollicitations données sont suffisamment lentes et que la somme des efforts qui s'exercent sur le solide est nulle, l'évolution de la structure pourra être considérée quasi-statique et l'équation d'équilibre locale à respecter devient :

$$\text{div} \underline{\underline{\sigma}} + \vec{f} = \vec{0} \quad \text{ou} \quad \sigma_{ij,j} + f_i = 0 \quad (\text{VII.4})$$

A.1.c Comportement élasto-plastique

La déformation qui se manifeste sous une sollicitation en contrainte est dite élastique lorsqu'elle s'avère être parfaitement réversible. À l'inverse, la déformation plastique correspond à une déformation (instantanée) irréversible.

¹Milieux considérés continus, homogènes et représentatifs du comportement mécanique macroscopique de matériaux réels, hétérogènes et discontinus par nature.

Comme c'est souvent le cas (et plus particulièrement pour les matériaux cristallins), l'élasticité sera considérée linéaire. La loi correspondante est la loi de Hooke, reliant le tenseur des contraintes de Cauchy σ_{ij} à la déformation élastique ε_{ij}^e via le tenseur des rigidités C_{ijkl} par :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl}^e \quad (\text{VII.5})$$

La déformation plastique apparaît lorsque le matériau est sollicité au-delà de sa limite d'élasticité (R_e en traction simple) et s'ajoute à la déformation élastique dans le calcul de la déformation totale :

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p \quad (\text{VII.6})$$

Les principales limitations attachées au comportement élasto-plastique concernent la viscosité et l'endommagement qui seront négligés. L'utilisation éventuelle de la variable temps t dans les équations n'aura pas forcément de sens physique mais permettra simplement de repérer l'ensemble des événements indépendamment de la vitesse à laquelle ils se déroulent.

A.2 Équations constitutives

A.2.a Domaine d'élasticité

Le domaine d'élasticité actuel d'un élément de matière donné constitue l'ensemble des trajets de chargement appliqués à celui-ci au cours desquels aucune déformation plastique complémentaire n'apparaît.

Dans le cas particulier de la traction simple, le domaine d'élasticité initial correspond aux limites d'élasticité en traction et compression du matériau, seuils à partir desquels les déformations ne sont plus parfaitement réversibles.

Dans le cas général, le domaine d'élasticité $\mathcal{C}$ sera défini dans l'espace $\mathbb{R}^9$ de σ_{ij} , ou $\mathbb{R}^6$ de par ses propriétés de symétries ($\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$). L'expérience montre que $\mathcal{C}$ est convexe pour la majorité des matériaux.

A.2.b Fonction de charge et critère de plasticité

D'un point de vue mathématique, le domaine d'élasticité sera défini par une fonction scalaire f appelée fonction de charge telle que :

$$\begin{cases} f(\sigma_{ij}) < 0 \text{ à l'intérieur du domaine d'élasticité } \mathcal{C}; \\ f(\sigma_{ij}) = 0 \text{ à sa frontière}; \\ f(\sigma_{ij}) > 0 \text{ en dehors du domaine.} \end{cases} \quad (\text{VII.7})$$

La frontière du domaine d'élasticité porte aussi le nom de surface de charge ou critère de plasticité.

Lorsque l'écoulement est de type isotrope, la fonction de charge ne dépendra plus que des trois invariants de σ_{ij} . Si, comme c'est souvent observé pour les métaux, le matériau s'avère de plus insensible à la contrainte hydrostatique (premier invariant), les second et troisième invariants du tenseur déviateur $s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \cdot \sigma_{kk} \cdot \delta_{ij}$ seront suffisants, ou éventuellement leurs invariants homogènes associés $J_2(\sigma_{ij})$ et $J_3(\sigma_{ij})$.

Les principaux critères de plasticité sont présentés figure VII.23.

A.2.c Évolution de la surface de charge : écoulement

Au cours de l'écoulement plastique, la surface de charge peut être amenée à évoluer pour les matériaux dits écrouissables. À l'inverse, on appelle matériaux à plasticité parfaite, ceux pour lesquels la surface de charge reste fixe tout au long de l'écoulement plastique.

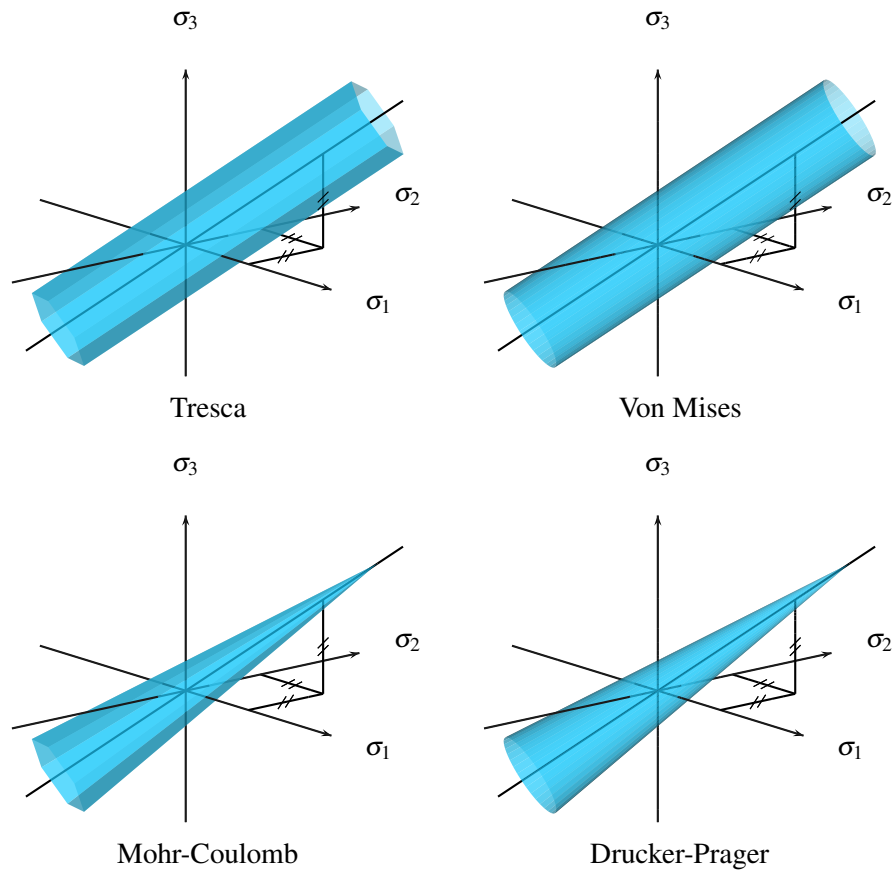


Figure VII.23 : Principaux critères de plasticité dans l'espace des contraintes principales.

Dans le premier cas, l'état d'écrouissage sera représenté par $\mathbb{Y}$, et sera introduit dans l'expression de la fonction de charge afin de tenir compte de l'évolution du domaine d'élasticité $\mathcal{C}(\mathbb{Y})$, tel que :

$$\begin{cases} f(\sigma_{ij}, \mathbb{Y}) < 0 \text{ à l'intérieur du domaine d'élasticité } \mathcal{C}(\mathbb{Y}) ; \\ f(\sigma_{ij}, \mathbb{Y}) = 0 \text{ à sa frontière ;} \\ f(\sigma_{ij}, \mathbb{Y}) > 0 \text{ en dehors du domaine.} \end{cases} \quad (\text{VII.8})$$

Parmi les différents types d'écrouissage observés expérimentalement, deux modèles principaux (souvent combinés) se distinguent à savoir les écrouissages isotropes et cinématiques.

- L'écrouissage isotrope correspond à une homothétie centrale de la surface de charge. Dans ce modèle, un simple paramètre scalaire, caractérisant la taille du domaine d'élasticité, permet de définir complètement l'état d'écrouissage.
- Dans le cas d'une translation de la surface de charge, l'écrouissage sera dit cinématique. Ce modèle est généralement décrit par un tenseur d'ordre 2 Y_{ij} , donnant la position du centre du domaine élastique $\mathcal{C}(Y_{ij})$ dans $\mathbb{R}^6$.

A.2.d Conditions d'écoulement

Le phénomène de plasticité prend place lorsque le point de charge représentatif de l'état des contraintes σ_{ij} se situe sur la frontière du domaine d'élasticité actuel et tend à vouloir en sortir (condition de charge), soit lorsque :

$$f(\sigma_{ij}, \mathbb{Y}) = 0 \quad \text{et} \quad \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \cdot d\sigma_{ij} > 0 \quad (\text{VII.9})$$

Bien que très courantes, les conditions précédentes ne sont valables que pour les matériaux à écrouissage

positif, mais il peut être intéressant d'adopter dans certains cas (et plus particulièrement pour les matériaux à écrouissage quelconque) une formulation en déformation :

$$f(\epsilon_{ij}, \mathbb{Y}) = 0 \quad \text{et} \quad \frac{\partial f}{\partial \epsilon_{ij}} \cdot d\epsilon_{ij} > 0 \quad (\text{VII.10})$$

A.2.e Lois d'évolution de l'écrouissage et de l'écoulement plastique

Pour déterminer les règles d'écrouissage et d'écoulement plastique, on postule l'existence d'un pseudo-potentiel de dissipation défini par une fonction scalaire (généralement convexe) des variables flux ϵ_{ij}^p et $\mathbb{Y}$, duales respectives de σ_{ij} et $\mathbb{Y}$, telle que :

$$d\epsilon_{ij}^p = d\lambda \cdot \frac{\partial g}{\partial \sigma_{ij}} \quad \text{et} \quad -d\mathbb{Y} = d\lambda \cdot \frac{\partial g}{\partial \mathbb{Y}} \quad \text{avec} \quad g = g(\sigma, \mathbb{Y}) \quad (\text{VII.11})$$

De par la propriété de normalité généralisée, le pseudo-potentiel g permet de définir la direction des variations des déformations plastiques ϵ_{ij}^p et la variable d'écrouissage $\mathbb{Y}$ tandis que le multiplicateur plastique $d\lambda$ en donne les intensités. Si g est singulier en σ_{ij} alors les équations précédentes sont à remplacer par :

$$d\epsilon_{ij}^p \in \partial_{\sigma_{ij}} g(\sigma_{ij}, \mathbb{Y}) \quad \text{et} \quad -d\mathbb{Y} \in \partial_{\mathbb{Y}} g(\sigma_{ij}, \mathbb{Y}) \quad (\text{VII.12})$$

En plasticité dite associée, le pseudo-potentiel d'écoulement est confondu avec la fonction de charge f dans le calcul du taux de déformation plastique qui est alors dirigé suivant la normale du domaine d'élasticité au point de charge σ_{ij} :

$$d\epsilon_{ij}^p = d\lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \quad (\text{VII.13})$$

Si de plus, f est une fonction de charge convexe, le matériau correspondant respectera le principe du travail plastique maximal (principe de Hill et Mandel) et sera dit standard.

Enfin, lorsque la loi de normalité par rapport à f est étendue à l'ensemble des variables flux, le matériau sera dit standard généralisé, ainsi :

$$d\epsilon_{ij}^p = d\lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \quad \text{et} \quad -d\mathbb{Y} = d\lambda \cdot \frac{\partial f}{\partial \mathbb{Y}} \quad (\text{VII.14})$$

Reste à connaître la relation liant la variable d'écrouissage $\mathbb{Y}$ à la force thermodynamique $\mathbb{Y}$ associée.

A.2.f Calcul du multiplicateur plastique

Le multiplicateur plastique ne peut être que positif, ou nul lorsqu'il n'y a pas d'écoulement. Nous obtenons ainsi l'ensemble des conditions de Kuhn-Tucker qui doivent être vérifiées à tout moment :

$$f(\sigma_{ij}, \mathbb{Y}) \leq 0 \quad ; \quad d\lambda \geq 0 \quad ; \quad d\lambda \cdot f(\sigma_{ij}, \mathbb{Y}) = 0 \quad (\text{VII.15})$$

Notons que, puisque la fonction de charge reste nulle au moment de l'écoulement plastique, sa différentielle totale l'est aussi (condition de cohérence) :

$$df(\sigma_{ij}, \mathbb{Y}) = \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \cdot d\sigma_{ij} + \frac{\partial f}{\partial \mathbb{Y}} \cdot d\mathbb{Y} = 0 \quad \text{si} \quad f(\sigma_{ij}, \mathbb{Y}) = 0 \quad \text{et} \quad \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \cdot d\sigma_{ij} > 0 \quad (\text{VII.16})$$

Cette dernière relation permet de déduire l'expression du multiplicateur plastique, au cours de l'écoulement plastique, en considérant la loi d'écrouissage connue.

A.3 Évolution globale de la structure

A.3.a Position du problème

Le solide considéré occupe à l'instant initial $t = t_0$ le domaine noté Ω de frontière $\partial\Omega$ dans l'espace euclidien tridimensionnel usuel. Le chargement qui lui est appliqué sera défini par :

- Un champ de déplacement $u_i^d(M_u, t)$ imposé sur une partie de $\partial\Omega$ notée $\partial_u\Omega$ avec $M_u \in \partial_u\Omega$;
- Des forces surfaciques $F_i^d(M_F, t)$ imposées sur une autre partie de $\partial\Omega$ notée $\partial_F\Omega$;
- Des forces volumiques $f_i^d(M, t)$ agissant sur le domaine Ω .

À l'état actuel du solide pourront être associés :

- Un champ de déplacement $u_i(M, t)$ qui, pour être viable, se doit d'être cinématiquement admissible (CA), soit vérifier les conditions aux limites $u_i^d(M_u, t)$ imposées sur $\partial_u\Omega$;
- Un champ de déformation totale $\varepsilon_{ij}(M, t)$ lié à $u_i(M, t)$;
- Un champ de déformation plastique $\varepsilon_{ij}^p(M, t)$ duquel il peut être déduit le champ de déformation élastique $\varepsilon_{ij}^e(M, t)$ *via* les déformations totales ;
- Un champ de contrainte $\sigma_{ij}(M, t)$, associé aux déformations élastiques $\varepsilon_{ij}^e(M, t)$ *via* le tenseur des rigidités, qui est statiquement admissible (SA), soit qui vérifie les conditions aux limites $F_i^d(M_F, t)$ imposées sur $\partial_F\Omega$ et les équations d'équilibre dans Ω avec les forces volumiques $f_i^d(M, t)$ agissant sur le solide.

Le champ de contrainte doit, par ailleurs, être plastiquement admissible (PA), soit être compris dans le domaine d'élasticité actuel $\mathcal{C}(\mathbb{Y}(M, t))$.

A.3.b Principe de la méthode des Éléments Finis

Les Éléments Finis constituent aujourd'hui une méthode de résolution numérique standard dans le domaine de la physique et notamment pour la simulation du comportement mécanique des structures sous un chargement donné. Elle consiste globalement à traiter le problème général comme un ensemble de problèmes élémentaires.

La structure, de forme plus ou moins complexe, sera ainsi représentée par un domaine discrétisé en un nombre fini d'éléments simples. Le problème initial, défini sur un milieu continu, est remplacé par un problème discret.

Le maillage constitue l'ensemble des éléments du domaine représentatif de la structure. Ces éléments peuvent être unidimensionnels, bidimensionnels ou tridimensionnels et de différentes formes. Chacun possède un certain nombre de nœuds dont les déplacements constituent les inconnues à déterminer. Ces nœuds seront communs entre éléments voisins (points d'articulation) afin d'assurer la continuité de la matière.

Lorsque le problème est purement linéaire (élasticité), la méthode des éléments finis aboutit à la résolution d'un système d'équations linéaires qui peut être exprimé sous forme matricielle :

$$[K] \cdot \{u\} = \{F\} \quad (\text{VII.17})$$

Le premier terme $[K]$ représente la matrice globale des rigidités (assemblage des matrices des rigidités $[K_e]$ des éléments du maillage) où chaque terme K_{ij} correspond, pour une direction donnée, à l'effort de réaction d'un nœud en réponse à un déplacement unitaire imposé sur un second nœud, tout autre nœud fixé par ailleurs. Les efforts nodaux (chargement) sont contenus dans $\{F\}$ tandis que le vecteur $\{u\}$ représente l'ensemble des

degrés de liberté qui restent à déterminer, ici les déplacements, dont certains sont éventuellement éliminés (blocages ou déplacements imposés). Pour ce faire, il faut alors résoudre :

$$\{u\} = [K]^{-1} \cdot \{F\} \quad (\text{VII.18})$$

La rapidité de la résolution dépend, en majeure partie, de la méthode retenue pour inverser la matrice de raideur $[K]$.

À noter que les contraintes et déformations sont exprimées aux points de Gauss (points d'intégration), compris dans les éléments et dont la position permet une précision optimale sur les champs correspondants. Des matrices de passage permettent de les déterminer à partir des efforts et déplacements aux nœuds et inversement. On notera $[B]$, celle permettant de connaître le champ de forces nodales associé à un champ de contrainte soit :

$$\{F\} = [B] \cdot \{\sigma\} \quad (\text{VII.19})$$

A.3.c Opérateur ELAS

La résolution d'un problème mécanique en élasticité linéaire par Éléments Finis (ou par toute autre méthode), tenant compte de la présence éventuelle de déformations plastiques initiales $\varepsilon_{ij}^p(M, t_0)$, peut être symboliquement représentée par un opérateur *ELAS* (Zarka *et al.*, 1990) auquel sera associé en argument l'ensemble des données nécessaires (à savoir les caractéristiques géométriques de la structure, le chargement imposé et ses propriétés élastiques) tel que :

$$\begin{aligned} & ELAS \left(\{ \Omega, \partial_u \Omega, \partial_F \Omega \}, \{ u_i^d(M_u, t), F_i^d(M_F, t), f_i^d(M, t), \varepsilon_{ij}^p(M, t_0) \}, \{ C_{ijkl}(M, t) \} \right) \\ & \rightarrow u_i^{\text{el}}(M, t) \rightarrow \varepsilon_{ij}^{\text{el}}(M, t) \rightarrow \sigma_{ij}^{\text{el}}(M, t) \end{aligned} \quad (\text{VII.20})$$

A.4 Méthode incrémentale

Lorsque le comportement du matériau est non-linéaire, la résolution se fait habituellement par une discrétisation en temps du problème sur son intervalle d'étude ($t \rightarrow [t_0 < t_1 < t_2 < \dots < t_N]$), combinée à un processus itératif qui assure à chaque incrément le couplage entre le comportement du matériau et l'équilibre de la structure.

Nous présentons dans ce qui suit une démarche générale basée sur la méthode de Newton modifiée (à matrice constante, élastique).

Les variables fonction du temps $V(t)$, étant naturellement amenées à évoluer au cours du processus, seront notées par la suite $V|_P^I$ où P représente l'indice du pas actif (correspondant au moment particulier t_P) et I celui de l'itération.

A.4.a Phase de prédiction

La première étape de chaque nouveau pas consiste généralement à effectuer une prédiction élastique. Autrement dit, le comportement du matériau au cours de l'incrément de chargement du pas courant sera supposé parfaitement élastique.

Dans le cadre d'une résolution par la méthode des éléments finis, cette hypothèse aboutit à la résolution de l'équation :

$$[K] \cdot \{\delta u\}_P^1 = \{\delta F\}_P^1 \quad (\text{VII.21})$$

Une fois l'incrément initial du champ de déplacement $\delta u_i(M)|_P^1$ obtenu, le champ de contrainte associé peut être calculé :

$$\sigma_{ij}(M)|_P^1 = \sigma_{ij}(M)|_{P-1} + C_{ijkl} \cdot \delta \varepsilon_{kl}(M)|_P^1 = \sigma_{ij}(M)|_{P-1} + C_{ijkl} \cdot \frac{1}{2} \left(\delta u_{k,l}(M)|_P^1 + \delta u_{l,k}(M)|_P^1 \right) \quad (\text{VII.22})$$

Connaissant $\sigma_{ij}(M)|_P^1$, un test est réalisé afin de déterminer si le point de charge associé est compris dans le domaine d'élasticité actuel, soit, si on respecte l'inéquation :

$$f \left(\sigma_{ij}(M)|_P^1 \right) \leq 0 \quad (\text{VII.23})$$

Si l'inéquation précédente est vérifiée en tout point M de la structure et indépendamment des autres points, alors l'hypothèse initiale l'est aussi. Dans le cas contraire, une correction est nécessaire.

A.4.b Phase de correction

Le champ de déformation actuel $u_i(M)|_P^I$ ($I = 1$ au début de la phase de correction) est considéré figé et les nouveaux états de contrainte PA et de déformations inélastiques correspondant sont déterminés là où le critère n'est pas respecté (étape dite locale).

Les corrections plastiques locales engendrent, *a priori*, un déséquilibre entre volumes élémentaires voisins ou, du point de vue des éléments finis, entre éléments voisins. La différence entre les efforts imposés $\{F\}^{\text{Imp}}$ et les forces nodales obtenues $\{F\}^{\text{Int}}$, théoriquement nulle de par le caractère quasi-statique du problème, sera notée :

$$\{R\}|_P^I = \{F\}^{\text{Imp}}|_P^I - \{F\}^{\text{Int}}|_P^I \quad (\text{VII.24})$$

Si le vecteur $\{R\}|_P^I$ est suffisamment proche de $\{0\}$, l'état de contrainte $\sigma_{ij}(M)|_P^I$ sera considéré SA et le processus de correction prend fin.

Dans le cas contraire, une itération complémentaire est nécessaire. L'indice I est incrémenté ($I = I + 1$) avant de déterminer le nouveau champ de déplacement (étape globale) :

$$\{u(M)\}|_P^I = \{u(M)\}|_P^{I-1} + [K]^{-1} \cdot \{R\}|_P^{I-1} \quad (\text{VII.25})$$

Le complément apporté à $\{u(M)\}|_P^{I-1}$ revient à imposer le déséquilibre précédent $\{R\}|_P^{I-1}$ afin qu'il tende à s'annuler de lui-même lors de la nouvelle itération.

B Coefficients des équations III.9 et III.10

$a_1 = -3,1788451079641584\text{E} + 0$	$b_1 = +1,3682198769452523\text{E} + 0$
$c_1 = -9,5470453624957248\text{E} + 0$	$d_1 = +7,2391829034251636\text{E} + 0$
$e_1 = +5,8125441990628929\text{E} + 2$	$f_1 = -2,1934462456830101\text{E} - 1$
$g_1 = +6,6563865066056795\text{E} - 3$	$h_1 = -4,5974379300913124\text{E} - 2$
$a_2 = -5,4634214826845025\text{E} + 0$	$b_2 = +5,1567944156490437\text{E} + 0$
$c_2 = -1,8036710517497379\text{E} + 0$	$d_2 = +2,6818411319965685\text{E} - 1$
$e_2 = -1,3595747788910373\text{E} - 2$	$f_2 = +4,3327528265236248\text{E} + 0$
$g_2 = -3,8776352792270901\text{E} + 0$	$h_2 = +1,2594257833414946\text{E} + 0$
$i_2 = -1,6512076893993211\text{E} - 1$	$j_2 = +6,2779875895024873\text{E} - 3$

C Coefficients des équations III.14 et III.15

$$\begin{aligned}
 a_3 &= -3,7011488366112136E - 2 & b_3 &= +1,5592065423153139E + 2 \\
 c_3 &= +6,8662894247519588E + 1 & d_3 &= -4,7962017201794852E + 3 \\
 e_3 &= +2,2711458455860804E + 1 & f_3 &= +1,1426992581215718E + 1 \\
 g_3 &= -2,1171651698006226E + 1 & h_3 &= +9,1588235658174566E - 1 \\
 \\
 a_4 &= +1,9583184131833148E - 1 & b_4 &= +6,5023998391006643E + 1 \\
 c_4 &= +1,0070142837395668E + 1 & d_4 &= -2,4761183027066945E + 3 \\
 e_4 &= -3,4299922185521939E + 2 & f_4 &= +3,1388601810602871E + 4 \\
 g_4 &= +7,0233872673385904E + 3 & h_4 &= -1,1836929145331546E + 3 \\
 i_4 &= +8,3802721348148858E + 4 & j_4 &= +1,6946641162847540E + 4
 \end{aligned}$$

D Passage de la courbe de traction pure à la courbe de cisaillement pur

Nous considérons le cas d'un matériau élasto-plastique standard généralisé à élasticité isotrope, et respectant le critère de plasticité de von Mises à écrouissage non-linéaire cinématique et/ou isotrope.

Tout chargement en traction pure ou cisaillement pur appliqué à un tel matériau au delà de sa limite d'élasticité entrainera un incrément de déformation plastique ε_{ij}^p proportionnel à l'incrément du déviateur des contraintes appliquées (d'un facteur non constant du fait de la non linéarité de l'écrouissage). Ces deux types de chargements étant de plus monotones, nous pouvons donc exprimer les déformations plastiques en tout point p_n de chacune des courbes associées sous la forme :

$$\varepsilon_{ij}^p(p_n) = \alpha(p_n) \cdot s_{ij}(p_n) \quad (\text{VII.26})$$

Ou encore :

$$\sqrt{J_2(\varepsilon_{ij}^p(p_n))} = \alpha(p_n) \cdot \sqrt{J_2(s_{ij}(p_n))} \quad (\text{VII.27})$$

En traction pure :

$$\begin{aligned}
 &= \sqrt{\frac{1}{2} \left(\varepsilon^p(p_n)^2 + 2 \left(-\frac{1}{2} \varepsilon^p(p_n) \right)^2 \right)} = \alpha(p_n) \cdot \sqrt{\frac{1}{2} \left(\left(\frac{2}{3} \sigma(p_n) \right)^2 + 2 \left(-\frac{1}{3} \sigma(p_n) \right)^2 \right)} \\
 &= \frac{\sqrt{3}}{2} \varepsilon^p(p_n) = \alpha(p_n) \cdot \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma(p_n)
 \end{aligned} \quad (\text{VII.28})$$

En cisaillement pur :

$$\begin{aligned}
 &= \sqrt{\frac{1}{2} \left(\frac{1}{2} \cdot \gamma^p(p_n)^2 \right)} = \alpha(p_n) \cdot \sqrt{\frac{1}{2} \left(2 \cdot \tau(p_n)^2 \right)} \\
 &= \frac{1}{2} \gamma^p(p_n) = \alpha(p_n) \cdot \tau(p_n)
 \end{aligned} \quad (\text{VII.29})$$

Ainsi la contrainte τ du $n^{\text{ième}}$ point de la courbe de cisaillement pur équivaut à la contrainte axiale σ du $n^{\text{ième}}$ point de la courbe de traction pure minorée d'un facteur $\frac{1}{\sqrt{3}}$ soit :

$$\tau(p_n) = \frac{\sigma(p_n)}{\sqrt{3}} \quad (\text{VII.30})$$

L'angle de glissement permanent $\gamma^p(p_n)$ correspond lui au produit de la déformation permanente axiale $\varepsilon^p(p_n)$ par $\sqrt{3}$. Notons par ailleurs que $\varepsilon^p = \varepsilon - \varepsilon^e = \varepsilon - \frac{\sigma}{E}$ d'où $\gamma^p(p_n) = \sqrt{3} \left(\varepsilon(p_n) - \frac{\sigma(p_n)}{E} \right)$. De même

$\gamma = \gamma^e + \gamma^p = \frac{\tau}{\mu} + \gamma^p$ ce qui nous permet d'en déduire l'expression du glissement total du $n^{\text{ième}}$ point de la courbe de cisaillement pur à partir du couple (σ, ε) de la courbe de traction pure :

$$\gamma(p_n) = \frac{\sigma(p_n)}{\sqrt{3} \cdot \mu} + \sqrt{3} \left(\varepsilon(p_n) - \frac{\sigma(p_n)}{E} \right) \quad (\text{VII.31})$$

E Identification des caractéristiques locales pour un matériau élasto-plastique à écrouissage multilinéaire

E.1 Équations de base

Le premier point de la courbe correspond à la fin du régime élastique pour lequel nous pouvons écrire :

$$T(p_1) = \gamma(p_1) \cdot M \quad (\text{VII.32})$$

De même, les contraintes locales de chacun des sous-éléments en régime élastique sont reliées à l'angle de glissement par :

$$\tau_x(p_n) = \gamma(p_n) \cdot \mu_x \quad \text{si } x \geq n \quad (\text{VII.33})$$

Par ailleurs, la contrainte globale correspond à la somme de l'ensemble des contraintes locales soit :

$$T(p_n) = \sum_{x=1}^m \tau_x(p_n) \quad \forall n \quad (\text{VII.34})$$

E.2 Première relation

Lorsque le 1^{er} sous-élément est en phase d'entrer en régime plastique (point p_1), l'équation 2 s'applique à tous les sous-éléments :

$$\tau_x(p_1) = \gamma(p_1) \cdot \mu_x \quad (\text{VII.35})$$

On somme les m relations précédentes :

$$\sum_{x=1}^m \tau_x(p_1) = \gamma(p_1) \cdot \sum_{x=1}^m \mu_x \quad (\text{VII.36})$$

Par ailleurs, la combinaison des équations VII.32 et VII.34 donne :

$$\sum_{x=1}^m \tau_x(p_1) = \gamma(p_1) \cdot M \quad (\text{VII.37})$$

Ces deux dernières équations permettent d'aboutir à la relation générale suivante :

$$M = \sum_{x=1}^m \mu_x \quad (\text{VII.38})$$

E.3 Deuxième relation

Lorsque le $n^{\text{ième}}$ sous-élément est en phase d'entrer en régime plastique (point p_n), sa contrainte de cisaillement, donnée par l'équation VII.33, a atteint sa limite d'élasticité d'où l'on peut déduire la relation générale :

$$k_n = \gamma(p_n) \cdot \mu_n \quad (\text{VII.39})$$

E.4 Troisième relation

Lorsque le $(n+1)^{\text{ième}}$ sous-élément est en phase d'entrer en régime plastique (point p_{n+1}), l'équation VII.33 donne :

$$\mu_x = \frac{\tau_x(p_{n+1})}{\gamma(p_{n+1})} \quad \text{pour } n+1 \leq x \leq m \quad (\text{VII.40})$$

On somme les relations précédentes :

$$\sum_{x=n+1}^m \mu_x = \frac{\sum_{x=n+1}^m \tau_x(p_{n+1})}{\gamma(p_{n+1})} \quad (\text{VII.41})$$

On combine cette dernière aux équations VII.38 et VII.34 :

$$M - \sum_{x=1}^n \mu_x = \frac{T(p_{n+1}) - \sum_{x=1}^n \tau_x(p_{n+1})}{\gamma(p_{n+1})} \quad (\text{VII.42})$$

En tenant compte du fait que la limite d'élasticité est atteinte pour les n premiers sous-éléments :

$$M - \sum_{x=1}^n \mu_x = \frac{T(p_{n+1}) - \sum_{x=1}^n k_x}{\gamma(p_{n+1})} \quad (\text{VII.43})$$

On y fait ensuite apparaître μ_n et k_n :

$$M - \mu_n - \sum_{x=1}^{n-1} \mu_x = \frac{T(p_{n+1}) - k_n - \sum_{x=1}^{n-1} k_x}{\gamma(p_{n+1})} \quad (\text{VII.44})$$

On remplace alors k_n via la seconde relation générale VII.39 :

$$M - \mu_n - \sum_{x=1}^{n-1} \mu_x = \frac{T(p_{n+1}) - \gamma(p_n) \cdot \mu_n - \sum_{x=1}^{n-1} k_x}{\gamma(p_{n+1})} \quad (\text{VII.45})$$

On termine par isoler μ_n :

$$\mu_n = \frac{\gamma(p_{n+1}) \cdot \left(M - \sum_{x=1}^{n-1} \mu_x \right) - T(p_{n+1}) + \sum_{x=1}^{n-1} k_x}{\gamma(p_{n+1}) - \gamma(p_n)} \quad (\text{VII.46})$$

E.5 Quatrième et dernière relation

Lorsque le dernier des sous-éléments est en phase d'entrer en régime plastique (point p_m), l'ensemble des contraintes locales a atteint leurs limites respectives :

$$\tau_x(p_m) = k_x \quad (\text{VII.47})$$

On somme les m relations précédentes :

$$\sum_{x=1}^m \tau_x(p_m) = \sum_{x=1}^m k_x \quad (\text{VII.48})$$

Tenant compte du fait que l'ensemble de ces contraintes locales correspond à la contrainte globale qui n'est alors autre que K , on en déduit que :

$$K = \sum_{x=1}^m k_x \quad (\text{VII.49})$$

F Tableaux de résultats

Référence	$\Delta\epsilon^l$ [%]	N_R	$\Delta\sigma$ [MPa] à $N_R/2$	$\Delta\epsilon^e$ [%] à $N_R/2$	$\Delta\epsilon^p$ [%] à $N_R/2$
1	0,302	178353	527	0,257	0,0453
2	0,605	8709	629	0,307	0,298
3	1,209	903	802	0,391	0,818

Tableau VII.1: Résultats des essais oligocycliques sur métal de base de la figure II.8.

Série	Position [mm]	σ_T [MPa]	σ_L [MPa]	LMH^*
1	-2,5	-436	-308	1,75
1	0	-225	-351	2,56
1	2,5	-414	-289	1,76
2	-2,5	-431	-261	1,5
2	0	-177	-410	2,76
2	2,5	-414	-139	1,43
3	-2,5	-433	-257	1,54
3	0	-192	-500	2,07
3	2,5	-423	-222	1,56

* Largeur à mi-hauteur du pic de diffraction

Tableau VII.2: Résultats des mesures de contraintes résiduelles sur métal de base martelé de la figure II.21.

Série	Position [mm]	σ_T [MPa]	σ_L [MPa]	LMH
4	-40 (MB)	-113	-169	1,35
4	-2,5	-521	-320	1,91
4	0	-128	-464	2,94
4	2,5	-524	-459	1,74
5	-40 (MB)	-214	-129	1,40
5	-2,5	-518	-346	1,96
5	0	-154	-618	3,28
5	2,5	-494	-429	1,72
6	-40 (MB)	-175	-190	1,42
6	-2,5	-436	-235	1,93
6	0	-29	-382	2,38
6	2,5	-469	-441	1,78

Tableau VII.3: Résultats des mesures de contraintes résiduelles sur assemblage soudé martelé de la figure II.22.

Série	Position [mm]	σ_T [MPa]	σ_L [MPa]	LMH
7	-40 (MB)	-156	-100	1,39
7	-2,5	-428	-286	2,13
7	0	-159	-458	2,96
7	2,5	-390	-400	1,86
8	-40 (MB)	-87	-82	1,34
8	-2,5	-243	-264	1,96
8	0	-110	-462	3,47
8	2,5	-361	-465	1,89
9	-40 (MB)	-80	-86	1,35
9	-2,5	-80	-173	1,85
9	0	-102	-287	3,02
9	2,5	-280	-369	1,78

Tableau VII.4: Résultats des mesures de contraintes résiduelles sur assemblage soudé martelé et sollicité en fatigue de la figure II.23.

Référence	État	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_R	Zone de rupture
2.1	Brut	166	1 543 997	Pied de cordon
2.2	Brut	200	1 926 089	Pied de cordon
2.3	Brut	233	1 014 328	Pied de cordon
2.4	Brut	266	704 212	Pied de cordon
2.5	Brut	300	279 081	Pied de cordon
4.2	MHF	266	N.R. à $2 \cdot 10^6$ cycles	-
4.3	MHF	300	N.R. à $2 \cdot 10^6$ cycles	-
4.4	MHF	366	N.R. à $2 \cdot 10^6$ cycles	-
8.3	MHF	566	95 186	Métal de base
8.4	MHF	566	97 518	Sillon de martelage
8.5	MHF	466	266 554	Sillon de martelage
8.6	MHF	466	738 747	Métal de base

Tableau VII.5: Résultats des essais de fatigue à $R = -1$ de la figure II.26.

Référence	Position [mm]	σ_y [MPa]	H [GPa]
1	1,25	610	3,02
2	2,5	588	3,56
3	3,75	590	3,44
4	5	603	3,16

Tableau VII.6: Caractéristiques mécaniques estimées au travers de la zone fondue de la figure VI.2.

Référence	Position [mm]	σ_y [MPa]	H [GPa]
1	0,25	668	3,77
2	1	617	2,68
3	1,75	573	2,32
4	2,5	530	2,23

Tableau VII.7: Caractéristiques mécaniques estimées au travers de la ZAT de la figure VI.2.

Référence	Position [mm]	σ_y [MPa]	H [GPa]
1	1,5	490	2,47
2	3	476	2,28
3	4,5	463	2,22
4	6	445	1,92
5	7,5	427	1,44

Tableau VII.8: Caractéristiques mécaniques estimées au travers du métal de base de la figure VI.2.

R	$\Delta\sigma$ [MPa]	N_R
-1	566	62 260
-1	466	209 800
-1	366	1 442 000
0,1	500	38 830
0,1	400	106 700
0,1	300	730 800
0,1	250	4 654 000

Tableau VII.9: Estimation des durées de vie en fatigue *via* la démarche proposée des figures VI.21 et VI.22.

Liste des figures

I.1	Réalisation d'une soudure en semi-automatique.	5
I.2	Schéma de principe du soudage MIG-MAG.	6
I.3	Micrographie type d'un assemblage soudé réalisé en mono-passe avec métal d'apport (soudure d'angle).	8
I.4	Principaux types d'assemblages soudés.	8
I.5	Différents défauts de forme de l'assemblage.	9
I.6	Différents défauts de forme du cordon.	9
I.7	Exemples de défauts de compacité (CETIM, 1989).	9
I.8	Faciès de rupture en fatigue d'un assemblage soudé sollicité en flexion plane (Huther <i>et al.</i> , 2006).	11
I.9	Courbe de Wöhler caractéristique dans le cas des assemblages soudés.	11
I.10	Courbes de fatigue en fonction de la classe FAT du détail constructif pour les assemblages sous chargement à amplitude constante en traction (Hobbacher, 2007).	12
I.11	Courbes de fatigue en fonction de la classe FAT pour l'utilisation de la règle de Palmgren-Miner (Hobbacher, 2007).	13
I.12	Définition des concentrations de contraintes en pied de cordon.	13
I.13	Influence du rayon de raccordement sur la limite d'endurance (Huther <i>et al.</i> , 2006).	14
I.14	Répartition typique des contraintes résiduelles dans un joint soudé bout à bout.	14
I.15	Influence du rapport de charge R (équivalent à la contrainte moyenne) sur la tenue en fatigue d'une soudure d'angle longitudinale (CETIM, 1989).	15
I.16	Influence de la limite d'élasticité du matériau sur la contrainte moyenne maximale admissible.	15
I.17	Influence de la limite d'élasticité du métal de base sur la limite de fatigue (CETIM, 1989).	16
I.18	Classification des méthodes de parachèvement.	19
I.19	Exemple d'un pied de cordon traité par martelage conventionnel (Haagensen et Maddox, 2007).	20
I.20	Défaut de type repli observé après martelage conventionnel (Haagensen et Maddox, 2007).	20
I.21	Exemple de transducteurs magnétostrictif (a) et piézoélectrique (b).	21
I.22	Structure d'un système ultrasonique.	22
I.23	Système de martelage conventionnel à indenteurs « libres » (Gray et Denison, 1942).	22
I.24	Outil ultrasonique à bille intermédiaire (Krylov et Polishchu, 1970).	22
I.25	Graphique illustrant la différence entre la fréquence d'excitation du transducteur (en haut) et la fréquence d'impact de l'indenteur (en bas) (McMaster <i>et al.</i> , 1973).	23
I.26	Illustrations du Stressonic Needle Peening (a) développé par la Sonats, de l'UIT Esonix (b) de la compagnie Applied Ultrasonics et de l'UltraPeen (c) proposé par Integrity Testing Laboratory.	23
I.27	Structure de l'UIT Esonix (Statnikov <i>et al.</i> , 2007).	24
I.28	Présentation d'un support amovible d'indenteurs pour UltraPeen (Prokopenko <i>et al.</i> , 2002).	24
I.29	Exemple d'indenteurs interchangeables proposés pour l'UltraPeen (Kudryavtsev <i>et al.</i> , 2008).	24
I.30	Signal du transducteur (haut) et de l'impact (bas) dans le cas d'un indenteur allongé (gauche) comparé au cas d'une bille (droite) (Statnikov <i>et al.</i> , 2003).	25
I.31	Indenteur unique de diamètre 6,35 mm à double rayon (Statnikov <i>et al.</i> , 2006b).	25
I.32	Profil des sillons après traitement par indenteur à simple rayon (a) et double rayon (b) (Statnikov <i>et al.</i> , 2006b).	25
I.33	Formation du sillon en pied de cordon pour un indenteur standard comparé au cas d'un indenteur à double rayon (Statnikov <i>et al.</i> , 2006b).	26
I.34	Illustration du signal du transducteur (en vert) pour une excitation continue (gauche) et intermittente (droite) et du signal de l'indenteur (en bleu) (Statnikov, 2004).	27

I.35	Marteaux de différentes fréquences de transducteur (Statnikov <i>et al.</i> , 2004).	27
I.36	Système de martelage à haute fréquence monté sur robot (à gauche) et mécanisé (à droite) (www.appliedultrasonics.nl , 2008).	27
I.37	Marteau pneumatique à haute fréquence (www.refresh-steel.de , 2008).	28
I.38	Exemple d'un pied de cordon traité par HiFIT (à droite) et par UIT Esonix (à gauche) (Nitschke-Pagel <i>et al.</i> , 2007).	29
I.39	Illustration de la répartition des contraintes résiduelles obtenue après traitement par HiFIT et UIT Esonix mesurée par DRX sur des assemblages soudés bout-à-bout en acier S690Q (Nitschke-Pagel <i>et al.</i> , 2007).	29
I.40	Comparaison de la tenue à la fatigue de joints soudés en croix traités par UIT Esonix et par HiFIT (Weich <i>et al.</i> , 2007).	29
I.41	Géométrie d'un pied de cordon traité par martelage à haute fréquence (Kudryavtsev <i>et al.</i> , 2004).	30
I.42	Comparaison d'un joint soudé brut de soudage (à gauche) et après traitement par martelage à haute fréquence (à droite) (Kudryavtsev <i>et al.</i> , 2006).	30
I.43	Exemple de déformations relevées sur le flanc de l'âme d'un joint soudé en T avant et après traitement par MHF (Statnikov <i>et al.</i> , 2006a).	31
I.44	Zones d'action physique du martelage à haute fréquence sur un joint soudé (Statnikov, 1997).	31
I.45	Exemple de répartition des contraintes résiduelles transversales après traitement par MHF à différentes fréquences sur des échantillons en aciers AISI 4150 (Statnikov <i>et al.</i> , 2004).	31
I.46	Type de microstructure obtenue après MHF (Statnikov <i>et al.</i> , 2006b).	32
I.47	Proportion de déformation plastique au cours d'un impact corrélée à la profondeur d'indentation et aux vibrations ultrasoniques transmises (Statnikov <i>et al.</i> , 2005).	32
I.48	Exemple de défaut de chevauchement observé en bord de zone traitée (Nitschke-Pagel <i>et al.</i> , 2007).	33
I.49	Exemple de repli de martelage observé à l'interface entre le métal de base et la zone fondue (Maddox <i>et al.</i> , 2007).	33
I.50	Comparaison de résultats d'essais de fatigue sur joints en T en acier de différentes nuances (Pedersen <i>et al.</i> , 2009).	34
I.51	Courbes de fatigue de joints soudés en T brut de soudage et après différents parachèvements sur éprouvettes en acier WELDOX 420, à $R = 0,1$ (Statnikov <i>et al.</i> , 2000).	35
I.52	Évolution après martelage à haute fréquence de la limite de fatigue d'un assemblage soudé en fonction de sa résistance mécanique (Martinez, 1997).	35
I.53	Courbe de fatigue à $R = 0$ d'échantillons soudés en croix : 1 - Brut de soudage ; 2 - Après martelage haute fréquence ; 3 - Martelage haute fréquence appliqué après 50 % de la durée de vie initiale (Kudryavtsev <i>et al.</i> , 2005).	36
I.54	Comparaison de l'efficacité de différentes techniques d'arrêt et de réparation de fissures de fatigue (Kudryavtsev <i>et al.</i> , 2005).	36
II.1	Configuration du joint en croix retenue.	40
II.2	Analyse dimensionnelle par triangulation laser (procédé WISC).	40
II.3	Définitions des différents paramètres caractérisant la géométrie du cordon de soudure.	41
II.4	Microstructure d'un quart de l'assemblage soudé en croix.	42
II.5	Courbes de traction conventionnelles du métal de base et du métal fondu.	43
II.6	Courbes de traction réelles du métal de base et du métal fondu.	43
II.7	Courbe de traction cyclique du métal de base (5 cycles à $\Delta\epsilon^t = 1,209\%$).	44
II.8	Courbes de Manson-Conffin expérimentales et estimées.	44
II.9	Outil de martelage à haute fréquence utilisé.	45
II.10	Détail du support des indenteurs.	45
II.11	Géométrie relevée des indenteurs de diamètre 3 mm.	46
II.12	Dispositif de traitement semi-automatique.	47
II.13	Faciès de rupture d'un indenteur de diamètre 3 mm.	48
II.14	Évolution du sillon martelé sur métal de base pour différents paramètres de traitement.	49

II.15 Évolution du sillon martelé sur assemblage soudé pour différents paramètres de traitement. . .	50
II.16 Profils relevés dans la direction transverse à celle du sillon sur un assemblage soudé.	51
II.17 Profils relevés dans le sens du sillon.	51
II.18 Surface 3D et niveau de profondeur (suivant z), exprimé en fausses couleurs, de la partie centrale d'un sillon de métal de base après martelage.	52
II.19 Défaut de type repli sur l'échantillon de métal de base traité avec les paramètres standards. . .	53
II.20 Microstructure générale du cordon traité avec les paramètres standards et grossissement aux abords de la surface impactée, côté métal de base.	54
II.21 Contraintes résiduelles transversales (à gauche) et longitudinales (à droite), par rapport au sillon, mesurées sur un échantillon de métal de base martelé avec les paramètres de base. . .	56
II.22 Contraintes résiduelles transversales (à gauche) et longitudinales (à droite), par rapport au sillon, mesurées sur un joint soudé en croix martelé avec les paramètres de base.	56
II.23 Contraintes résiduelles transversales (à gauche) et longitudinales (à droite), par rapport au sillon, mesurées sur un joint soudé en croix, martelé avec les paramètres de base et sollicité en fatigue (95 000 cycles à $R = -1$ et $\Delta\sigma = 566$ MPa).	57
II.24 Largeurs à mi-hauteur moyennes du pic de diffraction des trois éprouvettes considérées. . . .	57
II.25 Dimensions des éprouvettes de fatigue (en mm).	57
II.26 Résultats de fatigue du joints soudé à $R = -1$ et estimations associées.	58
II.27 Faciès de rupture d'un assemblage soudé traité par MHF et rompu dans la zone martelée. . .	59
II.28 Faciès de rupture d'un assemblage soudé traité par MHF et rompu hors de la zone martelée. .	59
II.29 Résultats de fatigue à $R = 0, 1$ sur joints en croix en acier DH36 pour un traitement sur centre d'usinage, en haut, et manuel, en bas (Bousseau, 2010b).	60
II.30 Résultats de fatigue à $R = 0, 1$ sur joints bout-à-bout en acier S690QL pour un traitement sur centre d'usinage (Bousseau, 2010a).	61
II.31 Faciès de rupture d'un assemblage bout-à-bout en acier S690QL.	61
II.32 Microstructure de l'assemblage bout-à-bout en acier S690QL traité par MHF et détail de la zone d'amorçage d'une fissure en fond de sillon.	62
III.1 Représentation schématique d'une indentation sphérique avec bourrelet (partie gauche) ou enfoncement (partie droite).	64
III.2 Forme générale d'une courbe d'indentation instrumentée conventionnelle.	64
III.3 Détails du maillage utilisé pour les simulations d'indentation.	66
III.4 Évolution de σ_y/E^* , à gauche, et H/E^* , à droite, en fonction de A et B	67
III.5 Démarche générale proposée pour l'estimation de la courbe locale de traction à partir de la courbe d'indentation instrumentée.	70
III.6 Comparaison des courbes de traction obtenues pour chacun des cas considérés avec la courbe initiale.	71
IV.1 Configuration type du maillage des méthodes stationnaires.	74
IV.2 Configuration type du maillage de la méthode directe pour chargement mobile discontinu. . .	75
IV.3 Détail du maillage et du chargement appliqué.	76
IV.4 Champ par éléments des contraintes dans la direction du traitement, sur le maillage déformé. .	77
IV.5 Comparaison des déformations plastiques et des contraintes en fonction de la profondeur z . .	77
V.1 Représentation graphique des différents états asymptotiques locaux dans le sous-espace plan contenant $\varepsilon_{ij}^p(M, t_0)$, $E_{ij}(M, t_a)$ et $E_{ij}(M, t_b)$	84
V.2 État de déformation plastique asymptotique par construction géométrique dans le plan $\mathcal{P}$. . .	86
V.3 Analogie entre l'assemblage classique de modèles rhéologiques élasto-plastiques parfaits (à gauche) et la « fusion » de leurs équivalents tridimensionnels (à droite).	93
V.4 Évolution de l'allongement transverse au cours du chargement.	96
V.5 Détail du maillage et du chargement appliqué.	96
V.6 Propriétés du matériau.	97
V.7 Répartition des différentes zones stabilisées.	97

V.8	Évolution de la répartition des déformations plastiques aux abords du perçage au cours des premiers cycles.	98
V.9	Comparaison de la répartition des contraintes et des déformations plastiques dans la section médiane à la fin du 50 ^{ème} cycle.	98
VI.1	Filiations d'indentations au travers des différentes zones de l'assemblage soudé en croix. . .	102
VI.2	Estimation des caractéristiques mécaniques à partir des courbes d'indentation instrumentée. .	103
VI.3	Géométrie et dimensions retenues du pied de cordon modélisé.	104
VI.4	Paramètres de positionnement et d'orientation de l'indenteur par rapport au pied de cordon. .	105
VI.5	Présentation générale du maillage utilisé pour la simulation du traitement d'une soudure d'angle.	105
VI.6	Évolution retenue des caractéristiques mécaniques pour chacune des 3 zones de l'assemblage soudé.	107
VI.7	Position et orientation de l'indenteur au niveau du pied de cordon.	108
VI.8	Évolution des contraintes dans la direction perpendiculaire au sillon en fonction de la profondeur z , en partant du creux du sillon.	108
VI.9	Champ par points des contraintes résiduelles dans la direction perpendiculaire au sillon sur une tranche issue de la zone homogène.	109
VI.10	Configuration de la zone adaptée (en vert) obtenue sous le chargement en fatigue considéré. .	110
VI.11	Relaxation des contraintes sous l'effet du chargement en fatigue.	110
VI.12	Évolution de la durée de vie estimée <i>via</i> la relation de Manson-Coffin-Basquin modifiée par Morrow pour le cas considéré.	111
VI.13	Évolution des contraintes résiduelles (transversales à la direction du sillon pour le martelage et radiales pour les indentations ponctuelles) en fonction de la profondeur, en partant du creux du sillon ou de l'empreinte.	112
VI.14	Évolution des contraintes résiduelles (transversales à la direction du sillon) obtenues en martelage pour différentes profondeurs d'indentation.	113
VI.15	Évolution des contraintes résiduelles radiales en fonction de la profondeur, obtenues en indentation ponctuelle pour différentes profondeurs d'indentation, considérant un écrouissage cinématique linéaire (ECL) ou isotrope linéaire (EIL).	113
VI.16	Évolution des contraintes résiduelles transversales en fonction de la profondeur, correspondant au traitement d'un assemblage soudé (dont les propriétés ont été considérées homogènes).	114
VI.17	Influence de la limite d'élasticité sur l'évolution des contraintes résiduelles transversales en fonction de la profondeur, lors de la simulation du MHF d'un assemblage soudé.	115
VI.18	Influence de l'orientation de l'indenteur sur l'évolution des contraintes résiduelles transversales en fonction de la profondeur, lors de la simulation du MHF d'un assemblage soudé. . .	115
VI.19	Influence du diamètre de l'indenteur sur l'évolution des contraintes résiduelles transversales en fonction de la profondeur, lors de la simulation du MHF d'un assemblage soudé.	116
VI.20	Exemple de relaxation estimée des contraintes résiduelles sur un assemblage soudé (à $R = -1$).	116
VI.21	Estimation numérique de la durée de vie en fatigue de l'assemblage soudé en croix comparée aux résultats expérimentaux (à $R = -1$).	117
VI.22	Estimation numérique de la durée de vie en fatigue de l'assemblage soudé en croix pour un rapport de charge correspondant à $R = 0,1$	118
VII.2	Principaux critères de plasticité dans l'espace des contraintes principales.	125

Liste des tableaux

I.1	Classification des procédés de soudage (CETIM, 1989).	7
I.2	Exemple de contraintes admissibles en fatigue à $2 \cdot 10^6$ cycles sur un acier E36 à $R = 0,1$. (Huther <i>et al.</i> , 2006).	10
I.3	Extrait du tableau des classes FAT de l'IIW (Hobbacher, 2007).	12
I.4	Effet de la fréquence sur les paramètres du transducteur (Shoh, 1975).	21
I.5	Différences générales entre l'UltraPeen et l'UIT Esonix.	26
II.1	Composition chimique du métal de base utilisé d'après le certificat matière.	39
II.2	Résultats de l'analyse géométrique par procédé WISC sur les joints brut de soudage (mesures CESMAN, DCNS Indret).	41
II.3	Propriétés du métal de base et du métal fondu déduite des essais de traction.	43
II.4	Propriétés cycliques estimées du métal de base.	44
II.5	Rugosités transversales (1 à 4) et colinéaires au sillon (5 à 7) d'un pied de cordon martelé avec les paramètres de base.	52
II.6	Rugosités transversales (1 à 3) et colinéaires (4 et 5) au sillon d'un échantillon de métal de base martelé avec les paramètres de base.	53
III.1	Listes des limites d'élasticité et des modules d'écrouissage retenus.	65
III.2	Ensemble des résultats obtenus pour chacun des 5 cas considérés.	71
VII.1	Résultats des essais oligocycliques sur métal de base de la figure II.8.	133
VII.2	Résultats des mesures de contraintes résiduelles sur métal de base martelé de la figure II.21.	133
VII.3	Résultats des mesures de contraintes résiduelles sur assemblage soudé martelé de la figure II.22.	133
VII.4	Résultats des mesures de contraintes résiduelles sur assemblage soudé martelé et sollicité en fatigue de la figure II.23.	134
VII.5	Résultats des essais de fatigue à $R = -1$ de la figure II.26.	134
VII.6	Caractéristiques mécaniques estimées au travers de la zone fondue de la figure VI.2.	134
VII.7	Caractéristiques mécaniques estimées au travers de la ZAT de la figure VI.2.	135
VII.8	Caractéristiques mécaniques estimées au travers du métal de base de la figure VI.2.	135
VII.9	Estimation des durées de vie en fatigue <i>via</i> la démarche proposée des figures VI.21 et VI.22.	135

Liste des algorithmes

IV.1	Processus d'appel modifié à l'étape locale.	76
V.1	Méthode d' Akel et Nguyen (1989)	82
V.2	Démarche générale pour l'estimation directe de l'état limite.	88
V.5	Détail de l'étape locale pour les chargement cycliques radiaux.	90
V.3	Méthode directe étendue aux chargements thermo-mécaniques.	91
V.4	Détail de l'étape locale pour les chargements cycliques périodiques.	92
V.6	Procédure de calcul des propriétés locales.	94

Bibliographie

- S. AKEL et Q. S. NGUYEN : Determination of the limit response in cyclic plasticity. *Computational Plasticity - Barcelona*, 1989. [4](#), [79](#), [80](#), [82](#), [83](#), [85](#), [119](#), [143](#)
- J. R. AUGUSTIJN : Applicability of UIT for lengthening fatigue-life of orthotropic bridge decks. *Iv-Infra b.v., project number INPA060779*, 0:0, 2007. [28](#)
- O. BARTIER, X. HERNOT et G. MAUVOISIN : Theoretical and experimental analysis of contact radius for spherical indentation. *Mechanics of Materials, Elsevier*, 42:640–656, 2010. [68](#)
- O. H. BASQUIN : The exponential law of endurance tests. *Proceedings of the ASTM 10*, pages 625–630, 1910. [110](#)
- V. BHARGAVA, G. T. HAHN et C. RUBIN : An elastic-plastic finite element model of rolling contact. Part 1 : analysis of single contacts. *ASME Journal of Applied Mechanics*, 52:67–74, 1985a. [73](#)
- V. BHARGAVA, G. T. HAHN et C. RUBIN : An elastic-plastic finite element model of rolling contact. Part 2 : analysis of repeated contacts. *ASME Journal of Applied Mechanics*, 52:75–82, 1985b. [73](#)
- V. BHARGAVA, G. T. HAHN et C. RUBIN : Analysis of rolling contact with kinematic hardening for rail steel properties. *Wear*, 122:267–283, 1988. [73](#)
- G. BOLZON, G. MAIER et M. PANICO : Material model calibration by indentation, imprint mapping and inverse analysis. *International Journal of Solids and Structures*, 41:2957–2975, 2004. [65](#)
- M. BOUSSEAU : Parachèvement par le procédé UIT de joints soudés bout à bout en acier S690QL. Rapport technique C-09232 Ind. A, DCNS (CESMAN), 2010a. [61](#), [139](#)
- M. BOUSSEAU : Parachèvement par le procédé UIT d'un joint soudé en croix en acier DH36. Rapport technique C-09196 Ind. A, DCNS (CESMAN), 2010b. [60](#), [139](#)
- A. F. BOWER et K. L. JOHNSON : The influence of strain hardening on cumulative plastic deformation in rolling and sliding line contact. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 37:471–493, 1989. [73](#)
- S. BRAHAM : *Modélisation du galetage des vilebrequins. Évolution des contraintes résiduelles sous charge-ment de service*. Thèse de doctorat, École Polytechnique, 1991. [73](#)
- J. BREE : Elastic-plastic behavior of thin tubes subjected to internal pressure and intermittent high-heat fluxes with application to fast-nuclear-reactor fuel elements. *Journal of Strain Analysis*, 2:226, 1967. [95](#), [96](#)
- S. I. BULYCHEV, V. P. ALEKHIN, M. Kh. SHORSHOROV, A. P. TERNOVSKII et G. D. SHNYREV : Determining Young's modulus from the indenter penetration diagram. *Zavodskaya Laboratoriya*, 39:1137–1142, 1973. [64](#)
- A. J. BÄUMEL et T. SEEGER : *Materials Data for Cyclic Loading - Supplement I*. Elsevier Science, 1990. [44](#)
- Y. P. CAO et J. LU : A new method to extract the plastic properties of metal materials from an instrumented spherical indentation loading curve. *Acta Materialia*, 52:4023–4032, 2004. [65](#)
- P. CASTELLUCCI, V. I. TROUFIAKOV, P. P. MIKHEEV et E. S. STATNIKOV : Le martelage par ultra-sons des soudures en aciers HLE. *Soudage et Techniques Connexes*, (Mai/Juin), 1991. [30](#), [34](#), [118](#)
- CETIM : *Mécanosoudage - Conception*. Centre Technique des Industries Mécaniques (CETIM), 1989. [7](#), [9](#), [15](#), [16](#), [18](#), [137](#), [141](#)
- Y. T. CHENG et C. M. CHENG : Scaling, dimensional analysis, and indentation measurements. *Materials Science and Engineering R*, 44:91–149, 2004. [65](#), [72](#)

-
- K.-H. CHUNG, W. LEE, J. H. KIM, C. KIM, S. H. PARK, D. KWON et K. CHUNG : Characterization of mechanical properties by indentation tests and fe analysis – Validation by application to a weld zone of DP590 steel. *International Journal of Solids and Structures*, 46:344–363, 2009. [63](#)
- D. R. CLARKE et R. TANDON : Factors affecting the fracture-resistance of silicon-nitride ceramics. *Materials Science and Engineering A*, 195(1):207–214, 1995. [63](#)
- L. F. COFFIN : A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transactions of ASME* 76, pages 931–950, 1954. [110](#)
- J.-M. COLLIN, G. MAUVOISIN, O. BARTIER, R. EL ABDI et P. PILVIN : Experimental evaluation of the stress–strain curve by continuous indentation using different indenter shapes. *Materials Science and Engineering A*, 501:140–145, 2009. [65](#)
- J.-M. COLLIN, G. MAUVOISIN et P. PILVIN : Materials characterization by instrumented indentation using two different approaches. *Materials & Design*, 31(1):636–640, 2010. [65](#)
- J.-M. COLLIN, G. MAUVOISIN, P. PILVIN et R. EL ABDI : Use of spherical indentation data changes to materials characterization based on a new multiple cyclic loading protocol. *Materials Science and Engineering A*, 488:608–622, 2008. [63](#), [70](#), [101](#)
- K. DANG VAN, G. INGLEBERT et J. M. PROIX : Sur un nouvel algorithme de calcul de structure élastoplastique en régime stationnaire. *3ème Colloque "Tendances actuelles en calcul de structures" (ed. Pluralis)*, pages 387–400, 1985. [73](#)
- K. DANG VAN et M. H. MAITOURNAM : Steady-state flow in classical elastoplasticity : Application to repeated rolling and sliding contact. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41:1691–1710, 1993. [4](#), [73](#), [119](#)
- M. DAO, N. CHOLLACOP, K. J. VAN VLIET, T. A. VENKATSEH et S. SURESH : Computational modelling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation. *Acta Materialia*, 49:3899–3918, 2001. [65](#)
- R. D. GRAY et J. R. DENISON : Scaling tool. U.S. Patent 2,356,314, 1942. [22](#), [137](#)
- H. P. GÜNTHER, U. KUHLMANN et A. DÜRR : Rehabilitation of welded joints by ultrasonic impact treatment (UIT). *IABSE Symposium, Lisbon*, 2005. [36](#)
- P. J. HAAGENSEN et S. J. MADDOX : IIW recommendations on post weld improvement of steel and aluminium structures. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2200-07), 2007. [20](#), [33](#), [137](#)
- J. C. HAY, A. BOLSHAKOV et G. M. PHARR : A critical examination of the fundamental relations used in the analysis of nanoindentation data. *Journal of Materials Research*, 14:2296–2309, 1999. [64](#)
- J. C. HAY et P. J. WOLFF : Small correction required when applying the Hertzian contact model to instrumented indentation data. *Journal of Materials Research*, 16:1280–1286, 2001. [64](#)
- A. D. HEARLE et K. L. JOHNSON : Cumulative plastic flow in rolling and sliding line contact. *ASME Journal of Applied Mechanics*, 54:1–5, 1987. [73](#)
- H. HERTZ : Über die berührung fester elastischer körper. *Journal für die reine und angewandte Mathematik*, 92:156–171, 1881. [63](#), [73](#)
- A. HOBACHER : Recommendations for fatigue design of welded joints and components. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2151r1-07), 2007. [12](#), [13](#), [58](#), [137](#), [141](#)
- N. HUBER, W. D. NIX et H. GAO : Identification of elastic-plastic material parameters from pyramidal indentation of thin films. *Proceedings - Royal Society. Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 458(2023):1593–1620, 2002. [63](#)
- N. HUBER et Ch. TSAKMAKIS : Determination of constitutive properties from spherical indentation data using neural networks. Part I : The case of pure kinematic hardening in plasticity laws. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 47:1569–1588, 1999a. [65](#)
- N. HUBER et Ch. TSAKMAKIS : Determination of constitutive properties from spherical indentation data using neural networks. Part II : Plasticity with nonlinear isotropic and kinematic hardening. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 47:1589–1607, 1999b. [65](#)
-

- I HUTHER, J.-F. FLAVENOT, R. GESLOT, L. JUBIN, H.-P. LIEURADE, A. NAIDON et Y. ROYER : *Comment Améliorer la Tenue en Fatigue des Assemblages Soudés*. Centre Technique des Industries Mécaniques (CETIM), 2006. 10, 11, 14, 137, 141
- G. INGLEBERT : *Analyse Simplifiée des Structures Elasto-Visco-Plastiques sous Chargements Cycliques*. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie, 1984. 95
- G. INGLEBERT, J. FRELAT et J. M. PROIX : Structures under cyclic loading. *Arch. Mech.*, 37:365–382, 1985. 73
- J. J. JANOSCH, H. KONECZNY et S. DEBIEZ : Improvement of fatigue strength in welded joint (in HSS and in aluminium alloy) by ultrasonic hammer peening. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-1594-95), 1995. 34, 118
- K. L. JOHNSON : *Contact Mechanics*. Cambridge University Press, 1985. 68
- K. L. JOHNSON : Plastic flow, residual stress and shakedown in rolling contact. *Proceedings of the 2nd International Symposium on Contact Mechanics and Wear of Rail/Wheel Systems - University of Waterloo Press, Canada*, pages 83–97, 1986. 73
- K. L. JOHNSON : The application of shakedown principles in rolling and sliding contact. *European Journal of Mechanics - A/Solids (Special Issue)*, 11:155–172, 1992. 73
- K. L. JOHNSON et J. A. JEFFERIS : Plastic flow and residual stresses in rolling and sliding contact. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Symposium on Rolling Contact Fatigue*, pages 50–61, 1963. 73
- W. T. KOITER : General theorems for elastic-plastic solids. *Progress in Solid Mechanics*, 1:165–221, 1960. 79, 80
- N. A. KRYLOV et k A. M. POLISHCHU : The use of ultrasonic equipment for metal structure stabilization. *Physical Background of Industrial Using of Ultrasound, Part 1, LDNTP*, pages 70–79, 1970. 22, 137
- Y. F. KUDRYAVTSEV et J. KLEIMAN : Application of ultrasonic peening for fatigue life improvement of automotive welded wheels. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2075-05), 2005. 28
- Y. F. KUDRYAVTSEV, J. KLEIMAN et V. KNYSH : Fatigue strength of structural elements with cracks repaired by welding. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2236-08), 2008. 24, 137
- Y. F. KUDRYAVTSEV, J. KLEIMAN, L. LOBANOV, V. KNYSH et G. PROKOPENKO : Fatigue life improvement of welded elements by ultrasonic peening. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2010-04), 2004. 30, 138
- Y. F. KUDRYAVTSEV, J. KLEIMAN, A. LUGOVSKOY, L. LOBANOV, V. KNYSH, O. VOITENKO et G. PROKOPENKO : Rehabilitation and repair of welded elements and structures by ultrasonic peening. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2076-05), 2005. 28, 36, 138
- Y. F. KUDRYAVTSEV, J. KLEIMAN, A. LUGOVSKOY et G. PROKOPENKO : Fatigue life improvement of tubular weld joints by ultrasonic peening. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2117-06), 2006. 30, 138
- P. LADEVÈZE : *Mécanique non Linéaire des Structures : Nouvelle Approche et Méthodes de Calcul non Incrémentales*. Hermès - Paris, 1996. 80
- H. LEE, J. H. LEE et M. PHARR : A numerical approach to spherical indentation techniques for material property evaluation. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 53(9):2037–2069, 2005. 65
- P. M. LESNE et S. SAVALLE : An efficient cycle jump technique for viscoplastic structure calculations involving large number of cycles. *Second International Conference on Computational Plasticity - Barcelona*, pages 591–602, 1989. 80
- H.-P. LIEURADE : La résistance à la fatigue des assemblages soudés. *Journée « Métallurgie du Soudage » (Société Française Métallurgie)*, 1973. 15
- J. L. LOUBET, J. M. GEORGES et G. MEILLE : Vickers indentation curves of elastoplastic materials. *Microindentation Techniques in Materials Science and Engineering, American Society for Testing and Materials, Special Technical Publication - 889*, pages 72–96, 1986. 64

-
- S. J. MADDOX, G. R. HOPKIN, A. HOLY, C. A. MOURA BRANCO, V. INFANTE, R. BAPTISTA, S. SCHUBERTH, C. M. SONSINO, M. KÜPPERS, G. MARQUIS, V.-M. LIHAVAINEN, A. GALES, A. J. den HERDER et M. A. LONT : Improving the fatigue performance of welded stainless steels. *European Commission*, 2007. 33, 138
- S. S. MANSON : Behavior of materials under conditions of thermal stress. *Heat Transfer Symposium, University Michigan Press*, 1952. 110
- L. L. MARTINEZ : *Welded High-Strength Steel Structures*. A. F. Blem, 1997. 34, 35, 118, 121, 138
- R. C. MCMASTER, C. C. LIBBY, H. M. MINCHENKO et F. A. DESAW : Metal working apparatus and process. U.S. Patent no. 3,747,382, 1973. 22, 23, 137
- M. A. MEGGIOLARO et J. T. P. CASTRO : Statistical evaluation of strain-life fatigue crack initiation predictions. *International Journal of Fatigue*, 26:463–476, 2004. 44, 118
- E. MELAN : Zur plastizität des räumlichen kontinuums. *Ingenieur-Archiv*, 9:116–126, 1938. 79, 80
- J. E. MERWIN et K. L. JOHNSON : Plastic flow and residual stresses in rolling and sliding contact. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, 177:676–685, 1963. Première méthode analytique pour résoudre un problème de roulement sur massif. 73
- MIC : *Shot Peening Applications - Eighth Edition*. Metal Improvement Company (MIC), 2001. 18, 20
- A. V. MORDVINTSEVA : Ultrasonic treatment of welded joints - Ultrasound application in welding. *CLTI NII of Electrical Industry*, pages 32–43, 1959. 22
- J. MORROW : Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. *Internal Friction, Damping and. Cyclic Plasticity, ASTM STP 378*, pages 45–87, 1965. 110
- NF EN 10025-2 : Produits laminés à chaud en aciers de construction, 03 2005. 39, 42
- Q. S. NGUYEN et M. RAHIMIAN : Mouvement permanent d’une fissure en milieu élastoplastique. *Journal de Mécanique Appliquée*, 5:95–120, 1981. 73
- T. NITSCHKE-PAGEL, K. DILGER, H. ESLAMI, I. WEICH et T. UMMENHOFER : Residual stresses and near surface material condition of welded high strength steels after high frequency mechanical post-weld treatments. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2153-07), 2007. 28, 29, 33, 138
- W. C. OLIVER et G. M. PHARR : An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*, 7:1564–1583, 1992. 64
- M. L. OYEN et R. F. COOK : Load-displacement behavior during sharp indentation of viscous-elastic-plastic materials. *Journal of Materials Research*, 18(1):139–150, 2003. 63
- A. H. PALMATIER et K. H. FRANK : Application of ultrasonic impact treatment to in-service signal mast arms. *National Technical Information Service*, 2005. 28
- M. M. PEDERSEN, O. MOURITSEN, M. R. HANSEN, J. G. ANDERSEN et J. WENDERBY : Comparison of post weld treatment of high strength steel welded joints in medium cycle fatigue. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2272-09), 2009. 34, 117, 118, 138
- J. R. PHILLIPS : Python equations. <<http://code.google.com/p/pythonequations/downloads/list>>, 09 2010. 67
- A. POKORNY et J. POKORNY : Fractographie - Morphologie des cassures. *Les Techniques de l’Ingénieur*, (M 4121), 2002. 1
- G. I. PROKOPENKO, O. I. KOZLOV, J. I. KLEIMAN, P. P. MICHEEV, V. V. KNYSH et Y. F. KUDRYAVTSEV : Device for ultrasonic peening of metals. U.S. Patent no. 6,467,321, 2002. 24, 137
- W. H. ROBINSON et S. D. TRUM : Stress-strain curve for aluminium from a continuous indentation test. *Journal of Materials Science*, 12:1961–1965, 1977. 65
- S. ROY et J. W. FISHER : Enhancing fatigue strength by ultrasonic impact treatment. 2005. 33
-

- P. SCHAUMANN et C. KEINDORF : Enhancing fatigue strength by ultrasonic impact treatment for welded joints of offshore structures. *Third International Conference on Steel and Composite Structures (ICSCS07)*, 2007. 28
- A. SHOH : Industrial applications of ultrasound - A review I. High-power ultrasound. *IEEE Transactions on Sonics and Ultrasonics*, 22(2):60–71, 1975. 21, 141
- M. Kh. SHORSHOROV, S. I. BULYCHEV et ALEKHIN : Work of plastic deformation during indenter indentation. *Soviet Physika Doklady*, 26:769–771, 1982. 64
- E. S. STATNIKOV : Application of operational ultrasonic impact treatment (UIT) technologies in production of welded joints. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-1667-97), 1997. 30, 31, 138
- E. S. STATNIKOV : Ultrasonic impact methods for treatment of welded structures. U.S. Patent no. 6,338,765, 2002. 26
- E. S. STATNIKOV : Physics and mechanism of ultrasonic impact treatment. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2004-04), 2004. 24, 26, 27, 137
- E. S. STATNIKOV : Method for modifying or producing materials and joints with specific properties by generating and applying adaptive impulses a normalizing energy thereof pauses therebetween. U.S. Patent no. 7,301,123, 2007. 26
- E. S. STATNIKOV, O. V. KOROLKOV, V. O. MUKTEPAVEL et V. Y. KOROSTEL : Oscillating system and tool for ultrasonic impact treatment. U.S. Patent no. 7,276,824, 2007. 24, 137
- E. S. STATNIKOV, V. Y. KOROSTEL et W. FRICKE : UIT application for angular distortion compensation in welded T-joints. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2107-06), 2006a. 31, 138
- E. S. STATNIKOV, V. Y. KOROSTEL, N. VEKSHIN et G. MARQUIS : Developement of Esonix impact treatment techniques. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2098-06), 2006b. 25, 26, 27, 32, 33, 137, 138
- E. S. STATNIKOV, V. O. MUKTEPAVEL, V. I. TRUFYAKOV, P. P. MIKHEEV, A. Z. KUZMENKO et A. BLOM-QVIST : Efficiency evaluation of ultrasonic impact treatment (UIT) of welded joints in Weldox 420 steel in accordance with the IIW program. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-1817-00), 2000. 34, 35, 138
- E. S. STATNIKOV, V. VITYAZEV et O. KOROLKOV : Comparison of the efficiency of 27, 36 and 44 kHz UIT tools. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2005-04), 2004. 23, 27, 31, 53, 138
- E. S. STATNIKOV, V. N. VITYAZEV et O. V. KOROLKOV : Ultrasonic Impact Treatment Esonix versus Ultrasonic Peening. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2050-05), 2005. 32, 138
- E. S. STATNIKOV, V.N. VITYAZEV et O.V. KOROLKOV : Study of comparative characteristics of ultrasonic impact and optimization of deformation treatment processes. *5th World Congress on Ultrasonics, Paris, France*, 2003. 24, 25, 137
- K. K. THO, S. SWADDIWUDHIPONG, Z. S. LIU et K. ZENG : Simulation of instrumented indentation and material characterization. *Materials Science and Engineering A*, 390:202–209, 2005. 65
- T. TOMINAGA, K. MATSUOKA, Y. SATO et T. SUZUKI : Fatigue improvement of weld repaired crane runway girder by ultrasonic impact treatment. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2170-07), 2007. 28
- V. I. TRUFIAKOV, P. P. MIKHEEV, Y. F. KUDRYAVTSEV et D. N. REZNIK : Ultrasonic impact treatment of welds and its effects on fatigue resistance in air and seawater. *Offshore Technology Conference, paper OTC 7280*, 1993. 2, 34
- Ir. J. van der TEMPEL, Ir. W. de VRIES et Ir. D. CERDA SALZMANN : Improving fatigue resistance for monopiles using ultrasonic impact treatment (UIT). 2007. 28
- I. WEICH, T. UMMENHOFER, T. NITSCHKE-PAGER, K. DILGER et H. ESLAMI : Fatigue behaviour of welded high strength steels after high frequency mechanical postweld treatments. *International Institute of Welding (IIW)*, (XIII-2154-07), 2007. 28, 29, 116, 138

-
- WWW.APPLIEDULTRASONICS.NL : <<http://www.appliedultrasonics.nl/content.asp?id=8&md=3&sd=31>>, 25/06 2008. 27, 138
- WWW.REFRESH-STEEL.DE : <<http://outpost.stahl.bau.tu-bs.de/refresh/index.php?id=180&L=1>>, 04/07 2008. 28, 138
- M. YU, B. MORAN et L. M. KEER : A direct analysis of two-dimensional elastic-plastic rolling contact. *Journal of Tribology*, 115:227–236, 1993. 73
- J. ZARKA : Direct analysis of elastic plastic structures with overlay materials during cyclic loading. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 15:225–235, 1980. 73
- J. ZARKA, J. FRELAT, G. INGLEBERT et P. KASMAI-NAVIDI : *A New Approach in Inelastic Analysis of Structures*. LMS, École Polytechnique CADLM, 1990. 4, 79, 80, 84, 85, 119, 128

Application du martelage à haute fréquence à l'optimisation de la maintenance des ouvrages et des structures soudées

Résumé :

L'objectif de cette thèse est, à la fois, d'identifier les conditions optimales d'application du martelage à haute fréquence et de pouvoir en prédire les effets sur le comportement en fatigue des assemblages soudés traités. Ce travail s'inscrit dans un projet qui vise, à terme, à proposer une démarche applicable industriellement pour augmenter les durées de vie garanties des structures soudées nouvelles et pour prolonger celles des structures existantes.

La première partie de cette thèse présente les différents effets du martelage *via* des résultats issus de la bibliographie. En compléments, des essais expérimentaux sont effectués, desquels un certain nombre de recommandations ont été déduites. Une méthode dite indirecte est ensuite présentée en vue d'estimer, à l'aide de l'indentation instrumentée sphérique, les propriétés locales d'un assemblage soudé nécessaires à la modélisation du traitement. Deux méthodes numériques directes ont également été proposées. La première permet de simuler rapidement le traitement de martelage à haute fréquence, tandis que la seconde permet d'estimer la relaxation éventuelle des contraintes résiduelles générées par le traitement, sous un chargement en fatigue consécutif.

La démarche proposée a été appliquée pour différentes conditions de traitement. La comparaison des résultats numériques entre eux permet d'évaluer l'importance des principaux paramètres et d'identifier certaines tendances. Enfin, les comparaisons complémentaires réalisées avec les résultats expérimentaux montrent une bonne concordance en vue de la validation de la démarche.

Mots-clés : martelage à haute fréquence, fatigue, assemblages soudés, modélisation numérique, méthode directe, méthode indirecte, indentation instrumentée, éléments finis.

Application of high frequency hammering to the optimization of the maintenance of metallic welded structures

Abstract:

The aim of this thesis is both, to identify the optimal conditions for the application of high frequency hammering and to predict the effects on the fatigue behaviour of treated welded joints. This work is part of a project that aims at proposing an approach, applicable industrially, to enhance the fatigue life of new welded structures. Such a method should also extend the fatigue life of existing structures.

The first part of this thesis presents the various effects of hammering based on the results of the literature. In additions, experimental tests are performed, from which a number of recommendations have been implemented. An indirect method is then presented to estimate, using instrumented spherical indentation, the local properties of a weld assembly to model treatment. Two direct numerical methods have also been proposed. The first one enable us to simulate quickly the treatment of high frequency hammering, while the second is used to estimate the possible relaxation of residual stresses generated by the treatment, following fatigue loading.

The proposed approach is then applied to various treatment conditions. The comparison between numerical results obtained allows for the evaluation for the main parameters and to identify future tendencies. Finally, further comparisons made with experimental results show a good agreement for the validation of the approach.

Keywords: high frequency hammering, fatigue, welded assemblies, numerical modelling, direct method, reverse method, instrumented indentation, finite elements.