Simulation numérique du choc laser pour la mise en compression en présence de l'état initial dû au soudage

Emricka Julan

▶ **To cite this version:**

Emricka Julan. Simulation numérique du choc laser pour la mise en compression en présence de l'état initial dû au soudage. Mécanique des structures [physics.class-ph]. Ecole Polytechnique Paris, 2014. Français. ⟨NNT : ⟩. ⟨tel-01111205⟩

HAL Id: tel-01111205

https://pastel.hal.science/tel-01111205v1

Submitted on 29 Jan 2015

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.

HAL Authorization

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Polytechnique

Spécialité : MÉCANIQUE

❧

présentée et soutenue publiquement par

Emricka JULAN

le 31 Octobre 2014

SIMULATION NUMÉRIQUE DU CHOC LASER POUR LA MISE EN COMPRESSION EN PRÉSENCE DE L'ÉTAT INITIAL DÛ AU SOUDAGE

Directeur de thèse : **Saïd TAHERI**, Ingénieur Sénior, EDF R&D, Clamart

Co-directeur de thèse : **Claude STOLZ**, DR CNRS, LaMSID, Clamart

MEMBRES DU JURY :

Geneviève INGLEBERT, Professeur émérite, SUPMECA, Paris	Présidente du jury
Emmanuelle ROUHAUD, HDR, UTT, Troyes	Rapporteur
Thibaut DE RESSEGUIER, DR CNRS, PPRIME, Poitiers	Rapporteur
Philippe GILLES, Expert international, AREVA, La Défense	Examinateur
Habibou MAINTOURNAM, Directeur UME, ENSTA, Paris	Examinateur
Patrice PEYRE, DR CNRS, PIMM, Paris	Examinateur
Saïd TAHERI, Ingénieur Sénior, EDF R&D, Clamart	Examinateur
Claude STOLZ, DR CNRS, LaMSID, Clamart	Examinateur

LaMSID - UMR EDF/CNRS/CEA 8193

1 Avenue du Général de Gaulle, 92141 Clamart

A mon grand-père.

TABLE DES MATIÈRES

Table des figures **23**

Liste des tableaux **25**

Introduction générale **27**

I Etude bibliographique **33**

1 Problématique industrielle : fatigue thermique et Corrosion Sous Contrainte **37**

1.1 Fatigue thermique à grand nombre de cycles 37

1.2 Corrosion Sous Contrainte (CSC) 38

1.3 Réparation par le soudage 40

1.4 Génération de contraintes résiduelles de soudage 40

2 Solution : les procédés de mise en compression **41**

2.1 Génération de contraintes résiduelles par impact 42

2.2 Grenaillage de pré-contrainte ou billage ultrasonore 43

2.3 Water Jet Peening (WJP) : jet d'eau à haute pression 44

2.4 Choc laser pour la mise en compression ou Laser Shock Peening (LSP) 44

2.5 Comparaison des procédés de mise en compression 47

2.5.1 Contraintes résiduelles 47

2.5.2 Écrouissage 49

2.5.3 État de surface 50

2.5.4 Relaxation de la contrainte moyenne 51

2.5.4.1 Relaxation sous une température élevée de fonctionnement 51

2.5.4.2 Relaxation de la contrainte de compression sous un chargement cyclique . . 51

2.5.5 Mise en œuvre et simulation . . . 53

3 Modèles analytiques et numériques du choc laser 55

3.1 Modèle analytique pour un impact rapide . . . 55

3.1.1 Domaines d'application . . . 55

3.1.1.1 Analyse en élasticité . . . 56

3.1.1.2 Analyse en élasto-plasticité . . . 57

3.1.1.3 Prise en compte de la viscosité . . . 58

3.1.1.4 Validité de l'uniaxialité . . . 58

3.1.1.5 Limite de l'hypothèse des petites perturbations . . . 58

3.1.1.6 Prise en compte de l'écrouissage cinématique . . . 59

3.1.2 Calcul des déformations plastiques . . . 59

3.1.3 Calcul des contraintes résiduelles . . . 59

3.2 Travaux existants sur la modélisation numérique . . . 60

3.2.1 Modèles 2D . . . 60

3.2.2 Modèles 3D . . . 62

3.3 Effet des paramètres du choc laser . . . 64

3.3.1 Influence du revêtement thermo-protecteur . . . 64

3.3.2 Taille du spot . . . 66

3.3.3 Forme du spot . . . 67

3.3.4 Influence de la pression d'impact . . . 67

3.3.5 Taux de recouvrement et nombre d'impacts . . . 69

3.3.5.1 Répétition d'impacts superposés . . . 69

3.3.5.2 Étude du recouvrement entre impacts . . . 70

3.3.6 Autres paramètres influents . . . 71

3.4 Étude de la fatigue et de la CSC . . . 72

4 Conclusion de l'étude bibliographique 75

II Lois de comportement à petite et grande vitesse **77**

1 Comportements à grande vitesse de déformation sous un chargement monotone **81**

1.1 Les dispositifs pour déterminer le comportement à grande vitesse 81

1.1.1 Barres de Hopkinson 82

1.1.2 Cylindre de Taylor 85

1.1.3 Impact de plaques (choc) 86

1.1.4 Choc laser et essais VISAR [Peyre 98] 86

1.2 Lois de comportement à grande vitesse 87

1.2.1 Modèles purement phénoménologiques 88

1.2.1.1 Loi de Johnson-Cook 88

1.2.1.2 Différentes modifications de la loi de Johnson-Cook 89

Modèle avec un seul paramètre 89

Modèle avec deux paramètres 90

1.2.2 Modèles fondés sur le comportement de la micro-structure 90

1.2.2.1 Modèle de Zerilli-Armstrong basé sur la microstructure des dislocations . . 90

1.2.2.2 Modèle de Preston-Tonks-Wallace 91

1.2.3 Validité des lois de comportement 91

2 Comportement à petite vitesse de déformation sous un chargement cyclique **95**

2.1 Description théorique du modèle de Chaboche 95

2.2 Prise en compte de l'effet de mémoire 97

2.3 Quelques illustrations 98

3 Conclusion **99**

III Approches expérimentales **101**

1 Dispositif et conditions expérimentales **105**

1.1 Dispositifs expérimentaux 105

1.1.1 Traitement par choc laser . . . 105
1.1.2 Analyse des déformations . . . 106
1.1.3 Les essais de vélocimétrie VISAR . . . 106
1.1.4 Les mesures par diffractométrie X . . . 107
1.2 Détermination de la pression du choc laser . . . 108

2 Caractérisation des contraintes résiduelles par diffractométrie X 111

2.1 Différents ordres de contraintes résiduelles . . . 111
2.1.1 Les contraintes résiduelles du 1^{er} ordre . . . 111
2.1.2 Les contraintes résiduelles du $2^{ème}$ ordre . . . 111
2.1.3 Les contraintes résiduelles du $3^{ème}$ ordre . . . 111
2.2 Loi de Bragg . . . 112
2.3 La technique de diffraction des rayons X . . . 113
2.3.1 Système de coordonnées pour l'analyse des contraintes résiduelles par DRX . . . 113
2.3.2 Calcul des contraintes résiduelles par DRX . . . 114
2.4 Méthode des $\sin^2\Psi$ . . . 115

3 Caractérisation de l'Inconel600 117

3.1 Propriétés matériau . . . 117
3.2 Courbe de traction de l'Inconel 600 à faible vitesse . . . 117
3.3 Caractérisation de l'Inconel 600 à grande vitesse . . . 119
3.3.1 Détermination de C . . . 119
3.3.2 Détermination de l'écrouissage . . . 120

4 Analyse des résultats expérimentaux 123

4.1 Enfoncement de la surface . . . 123
4.1.1 Influence de l'intensité du choc sur l'enfoncement . . . 123
4.1.2 Évolution de l'enfoncement avec le nombre d'impacts . . . 124
4.2 Étude des contraintes résiduelles sur plaque vierge . . . 124
4.2.1 Effet de la pression d'impact . . . 125

4.2.2 Influence du taux de recouvrement . . . 126
4.2.3 Influence de la stratégie de traitement . . . 127
4.2.4 Anisotropie du procédé classique . . . 127
4.3 Influence de la pression et du recouvrement sur le durcissement induit par le choc laser . . . 128
4.4 Influence des contraintes résiduelles de soudage sur l'état résiduel après choc . . . 129
4.4.1 Contraintes résiduelles de soudage . . . 130
4.4.2 Contraintes résiduelles après choc laser pour des impacts réalisés parallèlement à la soudure (D1) . . . 132
4.4.3 Contraintes résiduelles après choc laser pour des impacts réalisés perpendiculairement à la soudure (D2) . . . 133

5 Conclusion 135

IV Simulation numérique 137

1 Introduction 141
1.1 Code_Aster . . . 141
1.2 Europlexus . . . 141
1.3 Abaqus . . . 142
1.4 Couplage des codes Europlexus et Code_Aster . . . 142
1.5 Difficultés rencontrées . . . 144

2 Simulation numérique du choc laser mono et multi-impacts sans état initial de contraintes 145
2.1 Calcul des contraintes résiduelles . . . 145
2.2 Comparaison des modèles numérique et analytique en axisymétrique . . . 146
2.3 Étude numérique axisymétrique avec la loi de Johnson-Cook . . . 148
2.3.1 Modèle éléments finis axisymétrique . . . 148
2.3.2 Influence du revêtement sur les contraintes résiduelles . . . 149
2.3.3 Évolution des contraintes dans la profondeur . . . 150
2.3.4 Calcul de la vitesse . . . 151
2.3.5 Calcul des contraintes . . . 152

2.3.6 Etude de l'enfoncement de la surface pour des impacts superposés 152
2.3.7 Convergence du maillage 153
2.4 Étude numérique 3D 154
2.4.1 Modèle éléments finis 3D 155
2.4.2 Validation du modèle numérique 3D 155
2.4.2.1 Comparaison des modèles axisymétriques et 3D 156
2.4.2.2 Problème de calcul des contraintes à la surface 156
2.4.2.3 Convergence du pas de temps 159
2.4.2.4 Effet d'une erreur de 25 % sur C sur les contraintes résiduelles 160
2.4.3 Étude de l'enfoncement de la surface suite à un traitement choc laser de 25 impacts . . 161
2.4.4 Influence du taux de recouvrement 162
2.4.5 Influence de la stratégie de traitement 164

3 Simulation numérique du choc laser multi-impacts en présence d'un état initial de contraintes 167
3.1 Étude de l'influence d'un état initial créé par un chargement thermique 167
3.1.1 Modèle éléments finis 167
3.1.2 Création de l'état initial 168
3.1.3 Analyse des contraintes résiduelles avec et sans état initial 169
3.1.3.1 Influence d'un impact de 4 mm 169
3.1.3.2 Influence de 4 impacts de 4 mm 169
3.1.3.3 Influence de 25 impacts de 2 mm 170
3.2 Influence d'un état initial de contraintes dû au soudage 171
3.2.1 La simulation numérique du soudage 171
3.2.1.1 Comportement thermique 171
3.2.1.2 Comportement mécanique 172
3.2.1.3 Résultats numériques 173
Maillage et conditions limites 173
Contraintes résiduelles de soudage 173
3.2.2 Effet de l'état initial dû au soudage sur les contraintes résiduelles après impacts 175

3.2.2.1 Modèle éléments finis 175
3.2.2.2 Projection des contraintes de soudage et équilibre 176
3.2.2.3 Analyse des contraintes avec et sans état initial 177

4 Influence de l'écrouissage et de la loi de comportement à grande vitesse sur l'état résiduel après choc 181

4.1 Influence de l'écrouissage 181
4.2 Modification de la loi de Johnson-Cook : sensibilité à la vitesse de déformation 183

5 Effet du comportement cyclique après un traitement de mise en compression 187

5.1 Introduction 187
5.2 Résultats numériques 190
5.2.1 Modèles numériques 190
5.2.2 Comparaison des cycles stabilisés avant et après impacts 191

6 Conclusion 193

V Conclusion générale et perspectives 195

Bibliographie 201

A Généralités sur les ondes de choc 209

B Étude de la propagation d'un choc en élastoplasticité 211

B.1 Analyse du problème 211
B.2 Phase élastique 212
B.3 Phase de charge plastique 214
Remarque : 214
B.4 Lors de la décharge 216
B.5 Étude autour du point $(0, t_d)$, courbe de décharge 216

C Profil de vitesse matérielle sur la face arrière libre de cibles en Inconel 600 221

D Etude de l'influence de l'intensité laser sur l'enfoncement de la surface obtenu expérimentalement 223

E Propagation de l'onde dans la profondeur 225

F Courbes de traction de l'Inconel 600 à différentes vitesses de déformation 227

TABLE DES FIGURES

1 Centrale nucléaire de 900 MW avec aérofrigérant (2nd type) . . . 27

2 Centrale nucléaire de 1300 MW sans aérofrigérant . . . 27

I.1.1 Amorçage de fissures dans un circuit de RRA de la centrale de Civaux au maximum de la contrainte résiduelle de soudage [Taheri, 2007] . . . 38

I.1.2 Té de mélange du circuit . . . 38

I.1.3 Représentation du circuit RRA avant et après remplacement du té de mélange . . . 38

I.1.4 Facteurs de la corrosion sous contrainte . . . 38

I.1.5 Représentation d'une pénétration de fond de cuve (PFC) . . . 39

I.1.6 Représentation d'un générateur de vapeur (GV). . . . 39

I.1.7 Procédé de réparation d'une pièce . . . 40

I.1.8 Génération de contraintes résiduelles de soudage après refroidissement . . . 40

I.2.1 Création des contraintes résiduelles [Ballard, 1991] . . . 42

I.2.2 Machines de grenaillage [Li, 2011]. . . . 43

I.2.3 Machines de billage ultrasonore [Chaieb, 2004]. . . . 44

I.2.4 Fonctionnement du water jet peening [Li, 2011] . . . 44

I.2.5 Principe du choc laser en mode de plasma confiné . . . 45

I.2.6 Superposition des profils temporels de densité de puissance laser et des pressions correspondantes au centre de l'impact avec et sans confinement du choc [Chaieb, 2004] . . . 46

I.2.7 Pressions de choc générées sur la gamme 1-20 GW/cm^2 à 0,53 μm avec des impulsions de 10 ns [Peyre et al., 2006] . . . 46

I.2.8 Contraintes résiduelles pour de l'acier 304 après les traitements de surface de grenaillage (SP), choc laser (LSP) et WJP déterminées par diffraction des neutrons [Tursky et al., 2010] . . . 48

I.2.9 Contraintes résiduelles en surface pour l'Inconel 718 induites par choc laser et grenaillage [Montross et al., 2002] . . . 48

I.2.10 Comparaison du profil de contraintes résiduelles pour l'Inconel 718 pour le grenaillage et le choc laser [Hammersley et al., 2000] . . . 48

I.2.11 Analyse de l'écrouissage induit par choc laser et grenaillage : (a) Mesure de la dureté Vickers, (b) Valeur de la largeur intégral (Acier 316L) [Peyre et al., 2000] . . . 49

I.2.12 Nombre de cycles de fatigue avec et sans écrouissage pour l'acier 304 (écrouissage créé avec 10 cycles à +/- 10 %) : CC Contrainte Contrôlée, DC Déformation Contrôlée [Taheri et al., 2011] . . . 50

I.2.13 Courbes de fatigue avec et sans écrouissage . . . 50

I.2.14 Absence d'effet de maintien en température sur la CSC d'un Inconel 600 comprimé [Toshiba, 2009]. . . . 51

I.2.15 Relaxation totale ou partielle de la contrainte moyenne pour un acier 304 [Doquet et al., 2000] . . . 52

I.2.16 Absence de relaxation sous chargement cyclique après impact choc laser pour un acier 304 [Toshiba, 2009]. . . . 52

I.2.17 Relaxation partielle de la contrainte moyenne pour un acier 304 après choc laser [communication privée] . . . 52

I.3.1 Modèle 2D d'impact rapide soumis à une pression P(t) [Ballard, 1991] . . . 56

I.3.2 Représentation de la propagation de l'onde élasto-plastique dans la profondeur [Ballard, 1991] . . . 57

I.3.3 Domaine d'application des différentes théories (valeurs numériques pour l'acier 304). . . . 58

I.3.4 Représentation de la déformation plastique en fonction de la pression d'impact. . . . 59

I.3.5 Procédure de simulation du choc laser avec Abaqus explicite et Abaqus standard [Braisted et al., 1999]. . . . 61

I.3.6 Modèle 2D axisymétrique [Braisted et al., 1999] . . . 61

I.3.7 Limite d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation pour Ti-6Al-4V [Braisted et al., 1999] 61

I.3.8 Validation expérimentale du modèle 3D avec deux plans de symétrie (Acier 35CD4 50HRC) [Hu et al., 2006]. . . . 62

I.3.9 Modèle 3D et influence du recouvrement entre impacts (Acier AISI 1045) [Hu et al., 2008]. . . . 63

I.3.10 Modèle 3D et résultats des contraintes résiduelles (Acier SAE1070) [Han et al., 2013] . . . 63

I.3.11 Modèle numérique axisymétrique avec et sans revêtement protecteur (Acier 12 Cr, revêtement Al (70 μm)) [Peyre et al., 2007] . . . 64

I.3.12 Polaire de choc[annexe A] de l'aluminium, l'acier 316L et l'air [Peyre et al., 1998] . . . 65

I.3.13 Influence du revêtement protecteur sur les contraintes résiduelles obtenues numériquement (Acier C75, revêtement Al (100 μm)) : courbe continue sans protection, courbe pointillée avec protection [Chaieb, 2004] . . . 65

I.3.14 Intérêt du revêtement absorbant pour la mise sous contrainte de compression [Fournier, 1989] . . 65

I.3.15 Modèle numérique thermo-mécanique de choc laser sans revêtement protecteur (Acier 12 Cr) [Peyre et al., 2007] . . . 66

I.3.16 Influence du diamètre d'impact sur les contraintes résiduelles obtenues numériquement. 67

I.3.17 Influence de la forme du spot sur les contraintes résiduelles expérimentales (Alliage d'Aluminium 7075-T7351) [Peyre, 1993] . . . 68

I.3.18 Influence de la pression d'impact sur les contraintes résiduelles obtenues numériquement dans la profondeur . . . 68

I.3.19 Influence de la pression d'impact sur les contraintes résiduelles dans la profondeur obtenues expérimentalement et numériquement (Ti-6Al-4V) [Amarchinta, 2010] . . . 69

I.3.20 Influence du nombre d'impacts superposés sur les contraintes résiduelles obtenues numériquement . . . 69

I.3.21 Effet du nombre de tirs à 10 GW/cm^2 en 25 ns [Fournier, 1989] . . . 69

I.3.22 Contraintes résiduelles à la surface et dans la profondeur sans recouvrement et avec un recouvrement de 50% entre les impacts (Acier C75) [Chaieb, 2004] . . . 70

I.3.23 Contraintes résiduelles à la surface et dans la profondeur pour différents recouvrements (AA2050-T8) [Song, 2010] . . . 71

I.3.24 Évolution des contraintes résiduelles en fonction de la courbure (Ti-6Al-4V) . . . 71

I.3.25 Enfoncement de la surface pour différents profils surfaciques de pression (courbes 1 à 4)-Courbe 5 obtenue par profilométrie (AA2050-T8) [Song, 2010] . . . 72

I.3.26 Influence de la stratégie d'impactage sur les contraintes résiduelles (AA2050-T8) [Song, 2010] . . 72

I.3.27 Analyse de la microstructure d'une pièce après son immersion dans un environnement corrosif avec et sans choc laser (Acier 304) [Obata et al., 1999] . . . 72

I.3.28 Amélioration de la durée de vie en fatigue d'une éprouvette (a) saine et pré-fissurée, (b) soudée avec le choc laser [Clauer, 1991] . . . 73

I.3.29 Comparaison de l'effet du grenaillage et du choc laser sur la durée de vie en fatigue d'une éprouvette (Aluminium 7075-T7351) [Peyre et al., 1996] . . . 73

II.1.1 Diagramme des différents régimes de vitesse de déformation [Field et al., 2004] . . . 82

II.1.2 Dispositif SHCB : barre d'Hopkinson en compression [Zhao et al., 1997] . . . 82

II.1.3 Signal relevé par un oscilloscope pour un échantillon testé à $1,3.10^3 s^{-1}$ avec un SHBC [Lee et al., 2001]. . . . 84

II.1.4 Courbes de contrainte/déformation pour différentes vitesses de déformation pour un acier 304L à température ambiante [Lee et al., 2001]. . . . 84

II.1.5 Courbes de contrainte/déformation pour différentes vitesses de déformation pour un Inconel 690 à température ambiante [Lee et al., 2004]. . . . 84

II.1.6 Contraintes en fonction de la vitesse de déformation pour trois niveaux de déformation différents pour l'Inconel 600 [Rajenderan, 1991] . . . 85

II.1.7 Contraintes en fonction de la vitesse de déformation pour trois niveaux de déformation différents pour l'Inconel 718 [Rajenderan, 1991] . . . 85

II.1.8 Représentation du mécanisme de la barre de Taylor et de la structure déformée [Nistor et al., 2006]. . . . 85

II.1.9 Dispositif expérimental pour l'impact de disque sur un massif rigide [ref] . . . 86

II.1.10 Représentation de la contrainte en fonction du logarithme de la vitesse de déformation pour un acier En3B (acier doux CC) : 3 zones de linéarité [Hasenpouth, 2010] . . . 87

II.1.11 Représentation de la contrainte en fonction du logarithme de la vitesse de déformation pour un acier A36 (CC) : 3 zones de linéarité pour les résultats expérimentaux [LS, 2007] . . . 87

II.1.12 Représentation de la contrainte en fonction du logarithme de la vitesse de déformation pour un cuivre pure : 2 zones de linéarité [Field et al., 2004]. . . . 88

II.1.13 Représentation de la contrainte en fonction du logarithme de la vitesse de déformation pour un Inconel 690 : 2 zones de linéarité [Lee et al., 2004] . . . 88

II.1.14 Représentation de la contrainte en fonction du logarithme de la vitesse de déformation :bilinéarité pour un acier martensitique revenu, linéarité pour le matériau WSA [Rohr et al., 2008] . . . 88

II.1.15 Application de la loi de Johnson-Cook pour l'acier martensitique revenu 4340 (CC) [Hasenpouth, 2010]. . . . 92

II.1.16 Application de la loi de Johnson-Cook pour l'alliage d'aluminium Al-5083 (CFC) [Hasenpouth, 2010]. . . . 92

II.1.17 Application de la loi de Zerilli-Armstrong pour l'acier martensitique revenu 4340 (CC) [Hasenpouth, 2010] . . . 93

II.1.18 Application de la loi de Johnson-Cook pour de faibles vitesses pour l'alliage de titan Ti-6Al-4V (HCP) [Amarchinta, 2010]. . . . 93

II.1.19 Oscillation à faible déformation des résultats expérimentaux pour un acier inoxydable [Frechard et al., 2003]. . . . 93

II.1.20 Oscillation à faible déformation des résultats numériques [Kobayashi et al., 2008] . . . 93

II.1.21 Comparaison de différentes lois de comportement avec l'expérimental pour la représentation de la limite d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation pour un cuivre pur (CFC) : (a) JC, (b) ZA CC, (c) ZA CFC, (d) PTW, (e) JC modifié, (f) KH modifié [Ahn et al., 2012] 94

II.2.1 Illustration de la loi de Chaboche sans mémoire d'écrouissage [Goutierre, 2009] 98

II.2.2 Illustration de la loi de Chaboche avec mémoire d'écrouissage [Goutierre, 2009] 98

III.1.1 Laser Thalès Gaïa HP Nd :YAG et distribution spatiale de l'intensité laser 105

III.1.2 Schématisation du calcul de la longueur d'onde avec le VISAR [Barker et al., 1972] 106

III.1.3 Vitesse en face arrière libre obtenu sur cible de 660μm d'Inconel 600 (I0= 6.4 GW/cm², d=1.3 mm) 106

III.1.4 Photo du vélocimètre VISAR en fonctionnement 107

III.1.5 Polaire de choc et de détente [Peyre, 2014] 107

III.1.6 Evolution de la pression normalisée P=f(t) 108

III.1.7 Courbe de la pression en fonction du flux pour l'aluminium obtenu avec le laser Thalès Gaïa HP Nd Ya [Courapied, 2013] 109

III.2.1 Variation des distances inter-réticulaires sous l'application d'une contrainte de compression [Lu et al., 1996] 112

III.2.2 Orientation du repère de diffraction L par rapport au repère S de l'échantillon. La transformation des coordonnées de l'un à l'autre peut être faite par les matrices de rotation décrite par la référence [Hauk, 1997] 113

III.2.3 Interprétation graphique de la courbe $\sin^2\Psi$ dans le cas triaxial [Huang, 2007] 115

III.3.1 Courbe de traction de l'Inconel 600 à 20°C à $10^{-2}s^{-1}$. 118

III.3.2 Représentation de la courbe de Johnson-Cook à $10^{-2}s^{-1}$ avec la courbe de traction expérimentale. 119

III.3.3 Profil de vitesse de la surface libre obtenu par vélocimétrie Doppler VISAR à l'arrière d'une cible de 1,05 mm d'épaisseur en Inconel 600 119

III.3.4 Courbes de traction de l'Inconel 600 obtenues avec la loi de Johnson-Cook à différentes vitesses de déformation 120

III.3.5 Courbe de traction/compression de l'Inconel 600 à $10^{-2}s^{-1}$: écrouissage mixte (cinématique/isotrope) non linéaire [Li, 2011]. 121

III.3.6 Schématisation de l'écrouissage suivi du choc et de la détermination de la limite d'élasticité avec la méthode VISAR 121

III.3.7 Profil de vitesse sur plaque vierge et écrouie jusqu'à 5% sur des plaques d'Inconel 600 de 1,23 mm d'épaisseur pour un rayon d'impact de 4,5 mm et une puissance de 10,2 J (6,2 GW/cm²) . . . 121

III.3.8 Obtention de la courbe de traction compression de l'Inconel 600 à grande vitesse. 122

III.4.1 Influence de l'intensité du choc sur l'enfoncement de la surface 123

III.4.2 Influence du nombre d'impacts superposés sur la déformation de la surface pour une intensité de 4,5 GW/cm^2 124

III.4.3 Profils 3D d'impacts laser pour une intensité de 2,5 GW/cm^2 (Continuum Powerlite Plus Nd YAG du PIMM). 124

III.4.4 Zone de mesure des contraintes résiduelles avec 2 mm d'écart entre les points de mesure : (a) Mono-impact, (b) Multi-impacts : 25 impacts à 50% de recouvrement 125

III.4.5 Influence de la pression sur les contraintes résiduelles σ_{XX} en surface pour un choc laser mono-impact (d=6 mm) 125

III.4.6 Échantillon d'Inconel 600 impacté dans 2 zones de 25 chocs avec des impacts de 3 mm et de 6 mm : trace laissée par les impacts sur le scotch de protection en aluminium 126

III.4.7 Stratégies de traitement pour le multi-impacts sur plaque vierge 126

III.4.8 Influence du recouvrement des impacts sur les contraintes résiduelles en surface : comparaison des procédés classiques avec un recouvrement différent 126

III.4.9 Contraintes résiduelles en surface pour deux stratégies de traitement différentes avec le même taux de recouvrement (50% entre deux impacts, valeur moyenne indiquée pour les contraintes au centre de la zone impactée) 127

III.4.10 Analyse de l'anisotropie du procédé classique (T1) suivant les deux directions du plan d'impactage (Direction X $\Rightarrow$ Y=0, Direction Y $\Rightarrow$ X=0) 128

III.4.11 Analyse du durcissement induit par le choc laser : influence de la pression et du recouvrement . . 128

III.4.12 Caractérisation par micro-dureté Vickers de la surface traitée par 25 impacts (dureté initiale : 311 +/- 10 $HV_{0,1}$, dureté dans la zone traitée = 345 +/- 15 $HV_{0,1}$). 129

III.4.13 Plaque soudée utilisée pour le choc laser 129

III.4.14 Dimension de la plaque soudée 130

III.4.15 Zones de mesure des contraintes résiduelles de soudage et zones d'impactage 130

III.4.16 Sens d'impactage de la maquette soudée pour les zones Z1 et Z3 130

III.4.17 Points de mesure des contraintes résiduelles 131

III.4.18 Contraintes résiduelles de soudage dans les zones Z1, Z2 et Z3 131

III.4.19 Maquette initiale soudée avant découpe pour analyse choc laser . . . 131

III.4.20 Contraintes résiduelles de soudage sur la maquette avant la découpe : courbe bleue sur trajet B2, courbe rose sur trajet B16 . . . 132

III.4.21 Influence de la contrainte résiduelle de soudage sur le choc laser pour un impactage parallèle à la soudure (Z1) . . . 132

III.4.22 Influence de la contrainte résiduelle de soudage sur le choc laser pour un impactage perpendiculaire à la soudure (Z2) . . . 133

IV.1.1 Chainage Code_Aster/Europlexus . . . 143

IV.1.2 Calcul des contraintes résiduelles . . . 143

IV.2.1 Historique des énergies au cours d'un choc laser (4,5 GPa, τ^2= 23 ns) [Song, 2010] . . . 146

IV.2.2 Schématisation du processus de calcul implicite/explicite des contraintes résiduelles . . . 146

IV.2.3 Représentation de la déformation plastique dans la profondeur pour le chargement en pression de 5 GPa du laser Continuum Powerlite Plus Nd YAG . . . 147

IV.2.4 Maillage axisymétrique, conditions limites et chargement pour la comparaison avec les résultats analytiques . . . 147

IV.2.5 Représentation de la contrainte longitudinale dans la profondeur à différents instants . . . 148

IV.2.6 Schématisation des structures étudiées et des conditions limites en axisymétrique . . . 149

IV.2.7 Influence du revêtement sur la pression subie par la cible (Laser Thalès) . . . 150

IV.2.8 Influence du revêtement sur les contraintes résiduelles et la déformation plastique pour un impact de 6 mm . . . 150

IV.2.9 Évolution de l'onde de choc dans la profondeur et représentation de la déformation plastique dans la profondeur (Laser Thalès : P = 5 GPa, d = 6 mm) . . . 150

IV.2.10 Évolution de la vitesse au cours du temps : comparaison des résultats numériques et expérimentaux (Laser Continuum) . . . 151

IV.2.11 Contraintes longitudinale (σ_{YY}) dans la profondeur : comparaison de Code_Aster, Europlexus et Abaqus . . . 152

IV.2.12 Influence du nombre d'impacts superposés sur la déformation de la surface (d = 1,6 mm et P = 3,7 GPa) . . . 153

IV.2.13 Évolution de l'enfoncement de la surface avec le nombre d'impacts (d = 1,6 mm et P = 3,7 GPa) . 153

IV.2.14 Etude de l'influence de la taille des éléments en surface et dans la profondeur sur les contraintes résiduelles σ_{XX} . . . 154

IV.2.15 Représentation du maillage 3D. 155

IV.2.16 Maillages 3D : stratégies de traitement 156

IV.2.17 Comparaison des modèles 3D et axisymétrique 156

IV.2.18 Influence de l'élément utilisé sur les contraintes (Europlexus) et les contraintes résiduelles (Code_Aster) à la surface 157

IV.2.19 Comparaison des déformations totale et plastique à la surface 158

IV.2.20 Comparaison des contraintes résiduelles de cisaillement pour les éléments linéaire et quadratique dans Code_Aster à la surface 158

IV.2.21 Comparaison de la contrainte résiduelle σ_{XX} pour les éléments linéaire et quadratique sous-intégrés à la surface 159

IV.2.22 Comparaison des contraintes résiduelles pour les éléments linéaire et quadratique sous-intégrés dans la profondeur 159

IV.2.23 Convergence du pas de temps sur les contraintes résiduelles à la surface et dans la profondeur : $\Delta t_{auto} = 1,2ns, \Delta t = 1ns, \Delta t = 0,5ns, \Delta t = 0,1ns$. 160

IV.2.24 Influence d'une erreur de +/-25% du paramètre C sur les contraintes résiduelles 160

IV.2.25 Isovaleurs de l'enfoncement de la surface pour une stratégie de traitement classique (d = 3 mm, P = 5 GPa) 161

IV.2.26 Enfoncement de la surface suite à 25 impacts pour une stratégie de traitement classique (d = 3 mm, P = 5 GPa) 161

IV.2.27 Représentation des recouvrements utilisés : (a) 25 impacts, (b) 41 impacts 162

IV.2.28 Influence du taux de recouvrement sur les contraintes résiduelles (d = 3 mm, P = 5 GPa) : 25 impacts (4 impacts localement) et 41 impacts (8 impacts localement) - Résultats expérimentaux représentés en pointillés sur les figures (a) et (c) (5 points de mesure) 162

IV.2.29 Enfoncement de la surface pour 25 et 41 impacts 163

IV.2.30 Isovaleurs des contraintes à la surface et pour une profondeur de 100 μm pour 25 et 41 impacts . . 163

IV.2.31 Influence de la stratégie de traitement sur les contraintes résiduelles (25 impacts, d = 3 mm, P = 5 GPa) - Résultats expérimentaux représentés en pointillés sur les figures (a) et (c) (5 points de mesure). 164

IV.2.32 Isovaleurs des contraintes à la surface et pour une profondeur de 100 μm pour les deux stratégies de traitement 165

IV.2.33 Enfoncement de la surface 165

IV.3.1 Maillage 3D utilisé pour l'étude de l'influence d'un état initial sur les contraintes résiduelles . . . 167

IV.3.2 Représentation du champ de température 168

IV.3.3 Résultats numériques des contraintes de traction obtenues après un choc thermique (a) et (c) et après un soudage (c) et (d) - Représentation de la soudure (sens longitudinal : x, sens transversal : y) 168

IV.3.4 Représentation des contraintes résiduelles à la surface avec et sans état initial suite à 1 impact (d = 4 mm, P = 5 GPa) 169

IV.3.5 Positionnement et sens d'application des 4 impacts 170

IV.3.6 Représentation des contraintes résiduelles à la surface avec et sans état initial après 4 impacts (d = 4 mm, P = 5 GPa) 170

IV.3.7 Positionnement et sens d'application des 25 impacts 170

IV.3.8 Représentation des contraintes résiduelles à la surface avec et sans état initial après 25 impacts (d = 2 mm, P = 5 GPa) 171

IV.3.9 Phénomènes impliqués dans la simulation du soudage. 172

IV.3.10 Maillage pour la partie thermique [Balmont, 2013] 173

IV.3.11 Maillage pour la partie mécanique [Balmont, 2013] 173

IV.3.12 Plans définissant la pièce à souder [Balmont, 2013] 174

IV.3.13 Isovaleurs des contraintes résiduelles dans le plan D [Balmont, 2013] 174

IV.3.14 Isovaleurs des contraintes résiduelles dans le plan B [Balmont, 2013] 174

IV.3.15 Isovaleurs des contraintes résiduelles sur la face supérieure [Balmont, 2013] 175

IV.3.16 Isovaleurs des contraintes résiduelles sur la face inférieure [Balmont, 2013] 175

IV.3.17 Représentation des maillages utilisés pour le choc multi-impacts avec les contraintes résiduelles de soudage et du maillage utilisé pour le soudage 176

IV.3.18 Contraintes résiduelles à la surface avant et après équilibre après projection sur le maillage utilisé pour le choc laser - Comparaison avec l'expérimental 176

IV.3.19 Contraintes résiduelles dans la profondeur (au centre de la zone impactée) avant et après équilibre après projection sur le maillage utilisé pour le choc laser 177

IV.3.20 Influence des contraintes résiduelles de soudage sur les contraintes résiduelles après 25 impacts dans la profondeur : comparaison des résultats avec et sans contraintes initiales 178

IV.3.21 Influence des contraintes résiduelles de soudage sur les contraintes résiduelles après 25 impacts à la surface : comparaison des résultats avec et sans contraintes initiales 178

IV.4.1 Détermination de la pente d'écrouissage pour la loi de Von Misès à écrouissage isotrope linéaire et cinématique linéaire à $10^6 s^{-1}$ . . . 182

IV.4.2 Influence de la loi de comportement sur les contraintes résiduelles σ_{XX} dans la profondeur sous le centre de l'impact (d = 6 mm et P = 5 GPa) . . . 182

IV.4.3 Variation de la limite d'élasticité avec le logarithme de la vitesse de déformation plastique . . . 183

IV.4.4 Variation de C avec la vitesse de déformation plastique . . . 183

IV.4.5 Courbe de traction de l'Inconel 600 à différentes vitesses de déformation : comparaison des résultats expérimentaux (traits continus) avec la loi de Johnson-Cook (traits discontinus) pour un C constant (a) et un C variable (b) . . . 184

IV.4.6 Evolution de la contrainte résiduelle dans la profondeur : influence de la variabilité du paramètre C de la loi de Johnson-Cook . . . 184

IV.4.7 Evolution de la contrainte résiduelle à la surface : influence de la variabilité du paramètre C de la loi de Johnson-Cook . . . 185

IV.4.8 Evolution de la déformation plastique dans la profondeur : influence de la variabilité du paramètre C de la loi de Johnson-Cook . . . 185

IV.5.1 Amélioration de la durée de vie en fatigue par choc laser pour un acier 316 [Toshiba, 2009]. . . . 188

IV.5.2 Comparaison de l'effet du choc laser avec et sans revêtement sur la durée de vie en fatigue pour un alliage de titane [Altenberger et al., 2012] . . . 188

IV.5.3 Essais cycliques par paliers montant et descendant de l'Inconel 600 (essai 'pushpull') [Li, 2011] . 188

IV.5.4 Courbe d'écrouissage cyclique avec et sans pré-écrouissage pour un acier 304 [Taheri et al., 2011] 188

IV.5.5 Influence d'un pré-écrouissage en contrainte contrôlée (a) et en déformation contrôlée (b) pour une même amplitude de contrainte . . . 189

IV.5.6 Maillage 2D pour l'étude du grenaillage . . . 191

IV.5.7 Maillage 2D pour l'étude du choc laser. . . . 191

IV.5.8 Résultats en déformation contrôlée : cycles stabilisés pour une amplitude de déformation de 0,1%. 192

V.0.1 Contraintes résiduelles dans la profondeur obtenues après un traitement de 3600 impacts de choc laser sans revêtement protecteur [Communication privée] . . . 199

V.A.1 Propagation d'un choc dans un solide [Arrigoni, 2004] . . . 209

V.A.2 Polaire de choc [Arrigoni, 2004] . . . 210

V.B.1 Représentation de la pression en fonction du temps . . . 211

V.C.1 Différents essais VISAR réalisés sur plaques minces d'Inconel 600 (durée d'impulsion laser considérée constante, et égale à 10,5 ns) 221

V.C.2 Profil de vitesse matérielle sur la face arrière libre de cibles en Inconel 600 de différentes épaisseurs (I_0 = 6,4 GW/cm^2, diamètre d'impact = 1,3 mm) 222

V.D.1 Enfoncement de la surface pour différentes intensités laser 224

V.E.1 Propagation de l'onde dans la profondeur. 225

V.F.1 Courbes de traction de l'Inconel 600 obtenues avec barres de Hopkinson (LMS) : vitesse de déformation allant de 250 s^{-1} à 10^4 s^{-1} 227

V.F.2 Comparaison des courbes expérimentales avec la loi de Johnson-Cook pour un C constant 228

V.F.3 Comparaison des courbes expérimentales avec la loi de Johnson-Cook pour un C variable 228

LISTE DES TABLEAUX

I.2.1 Paramètres influents du grenaillage ou billage ultra-sonore 43

I.2.2 Paramètres influents du choc laser 46

I.2.3 Comparaison des procédés de traitement de surface 47

II.1.1 Exemple de vitesses de déformation pour différents procédés et applications [Rohr et al., 2008] . . 81

III.1.1 Condition de diffraction et d'acquisition 107

III.2.1 Définition des différentes échelles d'analyse des contraintes internes. 112

III.3.1 Composition chimique de l'Inconel 600 117

III.3.2 Propriétés matériaux de l'Inconel 600 117

III.3.3 Paramètres de la courbe de Johnson-Cook pour la partie indépendante de la vitesse 118

IV.2.1 Paramètres du maillage et pas de temps 147

IV.2.2 Paramètres du maillage axisymétrique 148

IV.2.3 Paramètres du maillage 3D 155

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Problématique industrielle

En termes de durée de vie, certains composants de centrales nucléaires font principalement face à deux phénomènes importants :

- la Corrosion Sous Contrainte des composants en Inconel 600,
- la fatigue thermique à grand nombre de cycles des composants en aciers inoxydables 304 ou 316.

FIGURE 1 – Centrale nucléaire de 900 MW avec aérofrigérant (2nd type)

FIGURE 2 – Centrale nucléaire de 1300 MW sans aérofrigérant

Ces deux phénomènes peuvent être dans certaines conditions responsables de l'amorçage et de la propagation de fissures.

La corrosion sous contrainte est un phénomène qui résulte de l'action conjuguée d'un milieu agressif et d'un matériau sensible soumis à un état de traction mécanique (résiduelle ou appliquée). Ce phénomène désigne en pratique l'apparition de micro-fissures suivie d'une faible propagation.

L'Inconel est un superalliage de structure cristalline CFC avec environ 70% de nickel utilisé pour sa résistance à la corrosion.

Dans l'industrie nucléaire française, les premiers cas de fissuration sont apparus en 1970 sur des tubes de générateurs de vapeur (GV) en Inconel 600. Par la suite, la corrosion sous contrainte est également apparue sur des adaptateurs de couvercles de cuve (tous remplacés en France avec un nouveau matériau, Inconel 690).

Un problème plus récent, apparu au Japon et aux Etats-Unis, est la corrosion sous contrainte des pénétrations de fond de cuve (PFC). Les PFC sont des tubes soudés sur le fond de la cuve afin d'y introduire des instruments de mesures. Le retour d'expérience (REX) international sur les zones en Inconel sur la période de 2000 à 2008 ([Catant et al., 2008], [IAEA, 2011]) a montré un nombre important de cas de fissuration par corrosion sous contrainte en milieu primaire : 12 cas par an. Ceci témoigne de l'ampleur de ce phénomène pour les Réacteurs à Eau Pressurisée (REP) à l'étranger.

La fatigue est un problème très bien connu, néanmoins la prédiction de la fatigue à grand nombre de cycles reste difficile compte tenu des marges d'erreur. Une fuite dans le circuit de Refroidissement du Réacteur à l'Arrêt (RRA) en acier 304 du réacteur de Civaux, liée à la présence d'une fissure débouchante au pied d'une soudure a été détectée en 1998 (c'est le seul cas de fissure débouchante). Des investigations ultérieures ont montré l'existence de réseaux de fissures peu profondes et uni ou multidirectionnels (faïençage thermique) dans différentes zones du circuit. L'expertise de l'ensemble du parc nucléaire a montré un phénomène générique, l'ensemble des RRA a été changé. Par la suite, l'endommagement créé a été attribué aux fluctuations de température dans les zones de mélange.

Les deux phénomènes de corrosion sous contrainte et de fatigue thermique à grand nombre de cycles sont sensibles à l'importance de la contrainte de traction maximale pour le premier et à la contrainte de traction moyenne pour le second. Ces contraintes de traction peuvent être dues au chargement mais aussi aux contraintes résiduelles. La présence de contraintes résiduelles est due au fait que les structures industrielles subissent au cours de leur existence des histoires de chargements complexes depuis leur élaboration, et leur mise en place (dudgeonnage, extrusion, soudage,..) jusqu'aux conditions de service.

Le retour d'expérience sur la corrosion sous contrainte des zones en Inconel montre que ces dégradations se produisent souvent au voisinage des zones soudées et que donc un lien direct avec la présence de contraintes résiduelles de traction dues au soudage est admis.

Il existe aussi d'autres sources de contraintes résiduelles comme celles venant du dudgeonnage des tubes de GV. En ce qui concerne la fatigue thermique des RRA l'importance de l'effet aggravant de la contrainte de traction de soudage est démontrée [Taheri, 2007].

Par ailleurs, pour certaines réparations suite à des dommages (en particulier pour les PFC), des procédés d'enlèvement de matière puis de remplissage avec apport de matière par soudage sont souvent envisagés.

Cependant, dans les zones traitées, ces procédés contribuent à la mise en place de contraintes de traction.

Afin de réduire les effets des contraintes de traction, des procédés de mise en compression sont donc parfois utilisés. Ils permettent de réduire cette traction ou de créer de la compression sur une épaisseur proche de la surface d'une structure afin d'augmenter sa résistance à l'amorçage, et sous la surface pour améliorer sa résistance à la propagation.

Dans les travaux d'EDF et ceux internationaux, de nombreux procédés de mise en compression ont été répertoriés [Douchet, 2010]. Trois d'entre eux sont les plus utilisés :

- l'impact par grenaillage ou billage ultrasonore
- l'impact par jet d'eau (Water Jet Peening (WJP))
- l'impact par choc laser (Laser Shock Peening (LSP))

Les contraintes résiduelles de compression résultent de la création d'une déformation plastique lors du chargement.

Cette plasticité est créée par l'énergie cinétique de la bille pour le grenaillage, et par une onde de choc lors des impacts par jet d'eau haute pression ou laser.

Ces traitements de surface modifient non seulement l'état de surface du matériau, mais aussi dans certains cas l'état microstructural par changements de phases métallurgiques ou par écrouissage.

Ces procédés ont chacun leurs avantages et leurs inconvénients en fonction du niveau de contraintes résiduelles, de l'état de surface (rugosité) suite au traitement, du niveau d'écrouissage induit, de la profondeur affectée plastiquement laquelle conditionne la profondeur de la zone de compression ainsi que des changements de phases et de microstructure.

Les procédés de traitement de surface sont donc des enjeux industriels importants pour EDF et dans l'industrie nucléaire en général. En ce qui concerne la corrosion sous contrainte des centrales nucléaires REP, les choix sont internationaux, puisque sont concernés quasiment les mêmes REP construits sous licence Westinghouse et utilisés quasiment dans les mêmes conditions de fonctionnement.

Le grenaillage a été utilisé il y a une vingtaine d'années pour la mise en compression des tubes de GV dans les zones où des contraintes de traction ont été créées par le dudgeonnage. En ce qui concerne les PFC, les impacts rapides (procédés WJP et choc laser) ont été appliqués sous licence de Mitsubichi et Toshiba ; ces deux traitements pouvant être appliqués sans vider le composant. Une vingtaine de PFC a été traitée au Japon par le WJP et deux par le choc laser. Le traitement d'une quarantaine de PFC est prévu également aux États-Unis par ces procédés. EDF se prépare pour une éventuelle utilisation du traitement de surface par le choc laser ou par le procédé de WJP ; mais il n'y a pas de choix définitif entre les deux procédés de chocs rapides.

Au travers de la problématique industrielle, il est important de maîtriser la simulation de la mise en compression par choc laser afin d'envisager son éventuelle utilisation sur le parc nucléaire français. Les décisions d'appliquer des traitements comme le choc laser et le WJP (qui est proche du choc laser en terme de simulation) sont prises en se basant sur des résultats de tests obtenus sur des maquettes ; par conséquent les simulations ne jouent qu'un rôle qualitatif.

Néanmoins, trois problèmes peuvent persister en ce qui concerne la détermination des contraintes résiduelles sur maquettes : les géométries des maquettes ne peuvent correspondre à tous les cas possibles, les chargements ne peuvent être exactement ceux que subissent les composants, les mesures des contraintes résiduelles sont parfois difficiles à réaliser sur certains composants à cause de leurs géométries complexes.

Ainsi, une fois la simulation optimisée, il sera possible d'utiliser le modèle développé au cours de la thèse pour estimer l'état mécanique obtenu après un traitement de surface par choc sans avoir à réaliser une caractérisation expérimentale trop coûteuse.

En ce qui concerne la fatigue thermique des RRA, la problématique est beaucoup plus récente. Un des objectifs du département Analyses Mécaniques et Acoustiques (AMA) au travers du lancement de cette thèse avait été la préparation d'une étude sur la simulation numérique du choc laser dans les zones soudées d'un RRA et sa conséquence sur la fatigue thermique du composant. En effet, l'utilisation du grenaillage dans les zones soudées des RRA avait été suggérée, mais les travaux sur l'effet néfaste d'un écrouissage important en fatigue thermique à grand nombre de cycles [Taheri et al., 2011] a remis en cause cette utilisation.

Objectifs

L'objectif premier de la thèse a donc été de mettre en œuvre des **méthodes et simulations numériques du choc laser multi-impacts** avec les codes de calcul Code_Aster et Europlexus en présence de contraintes ini-

tiales dues au soudage afin d'obtenir l'état résiduel après impact. Bien que de nombreux résultats de simulation de choc laser sont présentés dans la littérature, il est important pour EDF de maîtriser la simulation au travers des codes de calculs qu'elle développe et pour les matériaux utilisés sur le parc nucléaire comme l'Inconel 600 et les aciers inoxydables. En effet, ces matériaux ont des comportements très différents en terme de mémoire (effet d'écrouissage) de ceux des alliages d'aluminium ou titane utilisés dans l'aéronautique où le traitement par le choc laser est plus ancien que dans l'industrie nucléaire. La diversité des résultats parfois contradictoires obtenus dans la littérature a justifié amplement cet objectif.

La loi de comportement utilisée pour la simulation numérique est l'un des éléments les plus importants. L'un des objectifs de la thèse était donc d'étudier pour les matériaux EDF concernés la validité de la loi isotrope de Johnson-Cook qui est la plus présente dans la littérature. En particulier, nous avons souhaité étudier la validité de son caractère isotrope à grand vitesse et déterminer ses paramètres pour les matériaux concernés à une vitesse de déformation de $10^6 s^{-1}$, qui est l'ordre de grandeur de la vitesse de déformation créée par le choc laser. Nous avons également étudié la sensibilité à la vitesse de déformation dans la loi de Johnson-Cook. Pour cela des essais sur des barres de Hopkinson ont été réalisés au Laboratoire de Mécanique des Solides (LMS) de l'Ecole Polytechnique.

Par ailleurs, **les contraintes résiduelles obtenues par la simulation du choc laser seront comparées à celles obtenues expérimentalement** au laboratoire PIMM de l'ENSAM-ParisTech sur des échantillons d'Inconel 600 et en partenariat avec AREVA. Ces validations seront étendues au cas des plaques avec soudure dans le cadre d'une collaboration avec le département Mesures des Risques Industriels (MRI) d'EDF.

Enfin, une **étude qualitative de comportement cyclique après impact** est réalisée en vue d'une étude de fatigue. Ainsi nous pourrons déterminer, au moins de façon qualitative, l'effet du choc laser sur la durée de vie en fatigue thermique à grand nombre de cycles des matériaux EDF afin de réaliser une comparaison avec les résultats obtenus par grenaillage. Des essais de fatigue sur des éprouvettes impactées sont coûteux, il n'a donc pas été possible de les réaliser dans le cadre de cette thèse. Il n'y aura donc pas de comparaison avec l'expérimental pour cette étude.

Structure du mémoire

Ce mémoire se compose de cinq parties.

La première partie rappelle la problématique industrielle de corrosion sous contrainte et de fatigue thermique. Ensuite, une présentation détaillée des procédés de mise en compression les plus couramment utilisés y est réalisée. Pour finir, un rappel des différents modèles analytiques et numériques qui existent dans la littérature pour le choc laser est présenté.

Dans **la deuxième partie**, nous abordons les lois de comportement à grande vitesse et à faible vitesse. De nombreuses lois existent dans la littérature, il était donc important de mettre en avant la différence entre ces différentes lois mais également de proposer des modifications qui nous semblent pertinentes. Une présentation de la loi de comportement de Chaboche identifiée à faible vitesse, utilisée pour l'étude de fatigue, est également réalisée.

La troisième partie est consacrée aux conditions et résultats des essais expérimentaux de choc laser et de détermination des contraintes résiduelles. Ainsi, nous présentons la détermination du chargement, des para-

mètres de la loi de comportement et de l'état résiduel après choc laser avec et sans contraintes de soudage.

Dans **la quatrième partie**, nous présentons les différents résultats numériques obtenus et les comparaisons avec l'expérimental. Tout d'abord, nous validons notre modèle numérique avec la solution analytique. Dans un second temps, nous présentons les résultats obtenus avec le modèle axisymétrique, puis ceux obtenus avec le modèle 3D. Une étude paramétrique sur différents paramètres du choc laser est faite ainsi qu'une étude de l'effet de l'état initial dû au soudage sur les contraintes résiduelles. Nous analysons également l'influence de l'écrouissage (isotrope ou cinématique) et de la loi de comportement sur l'état résiduel après impact. Enfin les résultats d'une étude qualitative de fatigue sont présentés.

Pour finir, **la dernière partie** est une conclusion générale du travail de thèse et une présentation des différentes perspectives qui peuvent être envisagées.

PREMIÈRE PARTIE

Etude bibliographique

CETTE *partie introductive est consacrée à la mise en place du contexte industriel afin de justifier l'utilisation du choc laser en milieu industriel. Puis, l'impact de ce procédé ainsi que d'autres traitements sur les phénomènes de fatigue thermique et de corrosion sous contrainte est présenté. Par la suite, les procédés de mise en compression les plus couramment utilisés dans l'industrie sont détaillés. Enfin nous terminons par la présentation des différents modèles analytiques et numériques utilisés pour le choc laser dans la littérature. Nous analysons également, au travers de la bibliographie, l'effet des différents paramètres du choc laser sur l'état résiduel créé dans le matériau.*

Table des matières

1 Problématique industrielle : fatigue thermique et Corrosion Sous Contrainte 37

1.1 Fatigue thermique à grand nombre de cycles . . . 37
1.2 Corrosion Sous Contrainte (CSC) . . . 38
1.3 Réparation par le soudage . . . 40
1.4 Génération de contraintes résiduelles de soudage . . . 40

2 Solution : les procédés de mise en compression 41

2.1 Génération de contraintes résiduelles par impact . . . 42
2.2 Grenaillage de pré-contrainte ou billage ultrasonore . . . 43
2.3 Water Jet Peening (WJP) : jet d'eau à haute pression . . . 44
2.4 Choc laser pour la mise en compression ou Laser Shock Peening (LSP) . . . 44
2.5 Comparaison des procédés de mise en compression . . . 47
2.5.1 Contraintes résiduelles . . . 47
2.5.2 Écrouissage . . . 49
2.5.3 État de surface . . . 50
2.5.4 Relaxation de la contrainte moyenne . . . 51
2.5.5 Mise en œuvre et simulation . . . 53

3 Modèles analytiques et numériques du choc laser 55

3.1 Modèle analytique pour un impact rapide . . . 55
3.1.1 Domaines d'application . . . 55
3.1.2 Calcul des déformations plastiques . . . 59
3.1.3 Calcul des contraintes résiduelles . . . 59
3.2 Travaux existants sur la modélisation numérique . . . 60
3.2.1 Modèles 2D . . . 60
3.2.2 Modèles 3D . . . 62

3.3 Effet des paramètres du choc laser 64
3.3.1 Influence du revêtement thermo-protecteur 64
3.3.2 Taille du spot 66
3.3.3 Forme du spot 67
3.3.4 Influence de la pression d'impact 67
3.3.5 Taux de recouvrement et nombre d'impacts 69
3.3.6 Autres paramètres influents 71
3.4 Étude de la fatigue et de la CSC 72

4 Conclusion de l'étude bibliographique 75

CHAPITRE 1

PROBLÉMATIQUE INDUSTRIELLE : FATIGUE THERMIQUE ET CORROSION SOUS CONTRAINTE

Lors de l'élaboration ou de la réparation des structures industrielles, le soudage est souvent utilisé. Ce procédé crée des contraintes de traction dans la structure. Or, il est admis que ces contraintes sont néfastes pour la durée de vie des pièces en fatigue ou en corrosion sous contrainte (CSC). C'est pourquoi, il est important de prendre en compte ces contraintes dans les études numériques.

1.1 Fatigue thermique à grand nombre de cycles

Une fuite dans le circuit de RRA en Acier 304 du réacteur de Civaux, liée à la présence d'une fissure débouchante au pied d'une soudure a été détectée en 1998. Par ailleurs, un phénomène générique de réseaux de fissures peu profondes a été détecté sur l'ensemble du parc nucléaire.

C'était la première fois qu'une conjonction de trois paramètres créait la fatigue thermique à grand nombre de cycles :

1. l'utilisation d'un acier inoxydable austénitique,

2. un chargement à grand nombre de cycles,

3. et la déformation imposée (fluctuation thermique de faible amplitude).

La figure I.1.1 montre un réseau de fissures au maximum des contraintes résiduelles de soudage, mais il en existe aussi dans les zones sans contraintes résiduelles de soudage.

Suite à cette incident, tous les circuits de RRA ont été changés et des modifications ont été effectuées sur les nouveaux circuits :
- les coudes ont été éliminés,
- les soudures ont été arasées,
- les surfaces internes ont été polies pour réduire les concentrations de contraintes.

Néanmoins, la problématique n'est pas totalement résolue.

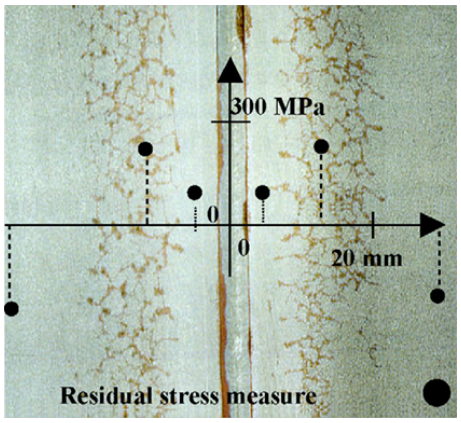


FIGURE I.1.1 – Amorçage de fissures dans un circuit de RRA de la centrale de Civaux au maximum de la contrainte résiduelle de soudage [Taheri, 2007]

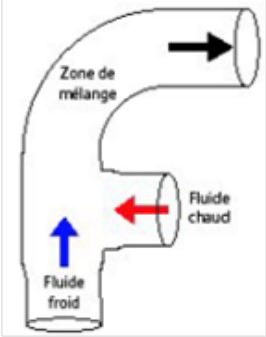


FIGURE I.1.2 – Té de mélange du circuit

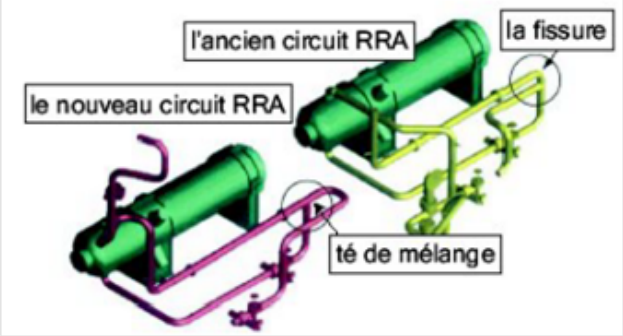


FIGURE I.1.3 – Représentation du circuit RRA avant et après remplacement du té de mélange

1.2 Corrosion Sous Contrainte (CSC)

La CSC est un phénomène qui résulte de l'action conjuguée d'un matériau sensible soumis à un état de traction mécanique (contrainte résiduelle ou appliquée) dans un environnement agressif (Fig.I.1.4).

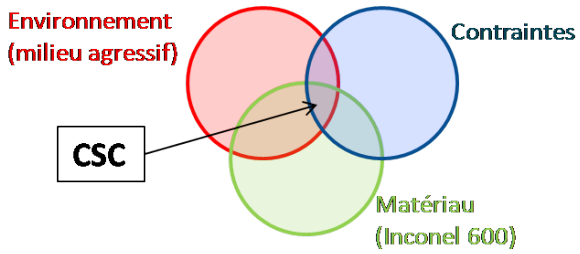


FIGURE I.1.4 – Facteurs de la corrosion sous contrainte

La conjugaison des trois paramètres est nécessaire pour produire cette dégradation. Ce phénomène se caractérise par l'apparition de micro-fissures ainsi qu'une faible propagation. Si l'on prend l'un de ces trois éléments séparément, il n'est pas susceptible d'endommager le matériau. Il semble donc normal d'éliminer au moins un des trois facteurs afin de réduire la possibilité de fissuration par CSC. Le facteur le plus simple sur lequel il est possible d'agir est la contrainte de traction.

La prédiction de CSC est très empirique : pour un Inconel 600 les formules ci-dessous donnent la dépen-

dance en contrainte pour le cas d'amorçage de fissures. Dans [Couvant, 2012] les valeurs des paramètres pour un circuit primaire de REP sont données. Ces formules montrent une dépendance à la contrainte avec une puissance 4, ce qui montre son importance dans le processus de CSC.

$$T_f = \frac{10000}{i_m.i_\theta.i_\sigma} \tag{I.1.1}$$

Avec θ la température en Kelvin, i_m l'indice matériau représentatif de la sensibilité intrinsèque du matériau à la CSC et T_f le temps nécessaire pour atteindre la CSC.

i_θ l'indice de température et i_σ l'indice de contrainte sont définis de la façon suivante :

$$i_\theta = c.exp\left(\frac{-b}{\theta}\right) \tag{I.1.2}$$

et

$$i_\sigma = a.\sigma^4 \tag{I.1.3}$$

Où σ est la contrainte macroscopique appliquée à la température θ.

Dans l'industrie nucléaire française, ce phénomène a existé sur des tubes de générateurs de vapeur (GV) en Inconel 600 qui sont en Inconel 690 dans les nouveaux tubes de GV beaucoup plus résistants à la CSC, mais également au niveau international, sur des PFC.

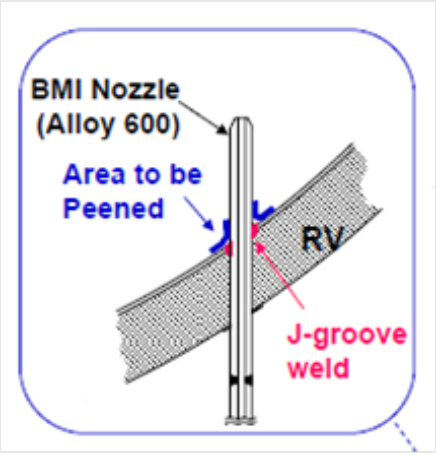


FIGURE I.1.5 – Représentation d'une pénétration de fond de cuve (PFC)

FIGURE I.1.6 – Représentation d'un générateur de vapeur (GV)

Ce phénomène existe également pour d'autres matériaux dans l'industrie nucléaire tel que l'acier 316 ([Catant et al., 2008], [Vaillant et al., 2013]), mais il peut exister dans tout appareil de pression dans d'autres industries. Il existe aussi sur d'autres alliages, comme les alliages d'aluminium et de titane utilisés dans les moteurs d'avion.

1.3 Réparation par le soudage

La réparation par soudage est essentiellement appliquée aux composants des centrales nucléaires qu'on ne peut remplacer. Ceci a été, en particulier, le cas pour les PFC. La procédure de réparation est faite de la façon suivante (Fig.I.1.7) :

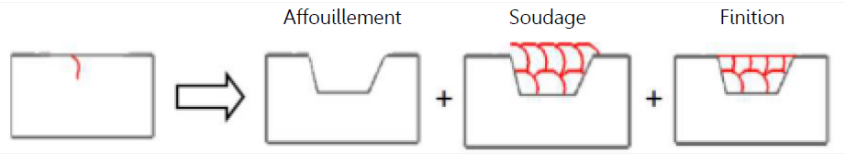


FIGURE I.1.7 – Procédé de réparation d'une pièce

- Affouillement : il s'agit tout d'abord d'extraire la zone de matière contenant le défaut. Cet affouillement est réalisé en tenant compte de l'accessibilité de la torche de soudage. On doit tenir compte pour réaliser cette opération de l'influence des concentrations de contraintes.
- Soudage : afin de combler la fouille, plusieurs cordons de soudure, par soudage multi-passes, sont déposés. L'ordre des passes de soudage du dépôt tient compte de l'accessibilité de la torche de soudage et de la chaleur apportée aux cordons déjà en place.
- Finition : en dernier lieu, un traitement de surface est utilisé pour mettre en conformité la pièce avec sa géométrie initiale.

1.4 Génération de contraintes résiduelles de soudage

Les contraintes résiduelles sont créées par l'incompatibilité des déformations. La figure I.1.8 montre de façon simplifiée la création des contraintes résiduelles de soudage. La valeur de ces contraintes dépend de la structure et du comportement des matériaux participant au soudage.

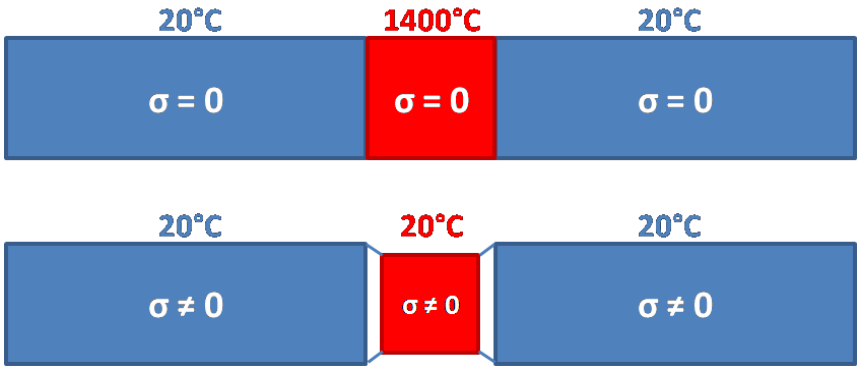


FIGURE I.1.8 – Génération de contraintes résiduelles de soudage après refroidissement

CHAPITRE 2

SOLUTION : LES PROCÉDÉS DE MISE EN COMPRESSION

Les procédés de fabrication ou de réparation d'une pièce mécanique engendrent des contraintes résiduelles qui influencent la résistance de celle-ci à la fatigue ou à la corrosion. Les traitements de surface pour la mise en compression, permettent principalement d'introduire des contraintes résiduelles de compression ou de réduire les contraintes de traction et ainsi permettent d'améliorer la durée de vie des composants. Cette opération a un effet bénéfique sur l'amorçage de fissures voire même en propagation. Nous rappelons en particulier que la CSC est définie par l'amorçage et une faible propagation de fissures. En fatigue thermique à grand nombre de cycles, la profondeur de la contrainte de compression ne sera pas bénéfique uniquement pour le ralentissement ou l'arrêt de la propagation, mais pourra l'être également pour l'amorçage. En effet, le gradient de contrainte entre la surface et la profondeur permet de diminuer l'amorçage des fissures [Palin-Luc et al., 2007].

Il faut noter qu'avec les moyens de détection de fissures de plus en plus sophistiqués, la notion d'amorçage a évolué. La définition d'amorçage macroscopique d'une fissure concerne l'existence d'une fissure de la taille de 2 à 3 grains (100 μm). Actuellement, il est possible de détecter des "fissures" de taille 10 μm et la durée de vie en fatigue dans certains articles [Kamaya et al., 2012] est définie par la propagation de telles fissures. La notion d'amorçage contient donc en partie la propagation des fissures physiquement courtes.

En conclusion, comme nous le verrons plus loin, même dans le cas où la problématique semble être l'amorçage, la validation de la simulation numérique est souvent fondée sur une bonne représentation du maximum de contrainte de compression dans la profondeur.

Les procédés de mise en compression sont essentiellement des procédés mécaniques qui ont pour objectif d'introduire des contraintes de compression au voisinage de la surface des pièces (jusqu'à 2 mm maximum sous la surface).

De nombreux procédés de mise en compression existent [Douchet, 2010].

Dans ce chapitre nous présentons uniquement les plus importants pour EDF :
- le grenaillage ou billage ultrasonore
- le jet d'eau haute pression ou water jet peening (WJP)
- le choc laser pour la mise en compression ou laser shock peening (LSP).

Ces traitements modifient l'état de surface du matériau (rugosité), le niveau de contraintes résiduelles, l'écrouissage et dans certains cas l'état microstructural du matériau dû à des changements de phases métal-

lurgiques ou à des évolutions de la taille de grain (SMAT Surface Mechanical Attrition Treatment). Dans ce chapitre, nous comparons les différents procédés selon leurs avantages et inconvénients pour différents critères en lien avec les éléments cités ci-dessus.

2.1 Génération de contraintes résiduelles par impact

Les contraintes résiduelles de compression résultent de la création de déformations plastiques lors d'un chargement charge-décharge. Cette plasticité est créée par l'énergie cinétique de la bille pour le grenaillage, et par une onde de choc dans le cas des procédés d'impact par laser ou jet d'eau (Annexes A et B). Les contraintes résiduelles créées par l'incompatibilité des déformations dans la matière dépendent de la géométrie de la structure et des caractéristiques des matériaux.

Pour illustrer la création des contraintes résiduelles, nous pouvons nous fonder sur une illustration de P. Ballard [Ballard, 1991].

1. On commence par découper un cylindre dans un massif.
2. Ensuite on découpe la partie supérieure de ce cylindre de façon à avoir un volume d'épaisseur identique à celui qui reçoit la déformation plastique dans le cas d'un impact.
3. On induit de la déformation plastique en écrasant ce volume (on peut noter qu'à cet instant le volume est vierge de toutes contraintes).
4. Le volume déformé est ensuite recollé au cylindre.
5. L'ensemble est ensuite replacé dans le massif.
6. Le replacement est fait en force puisque le volume a reçu une déformation latérale, cela induit donc des contraintes de compression dans le volume déformé.

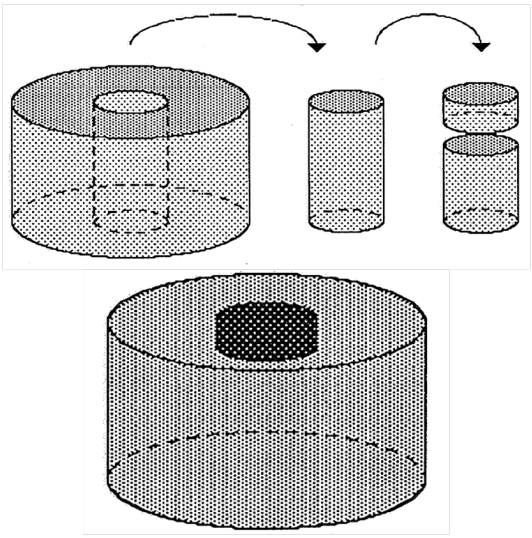


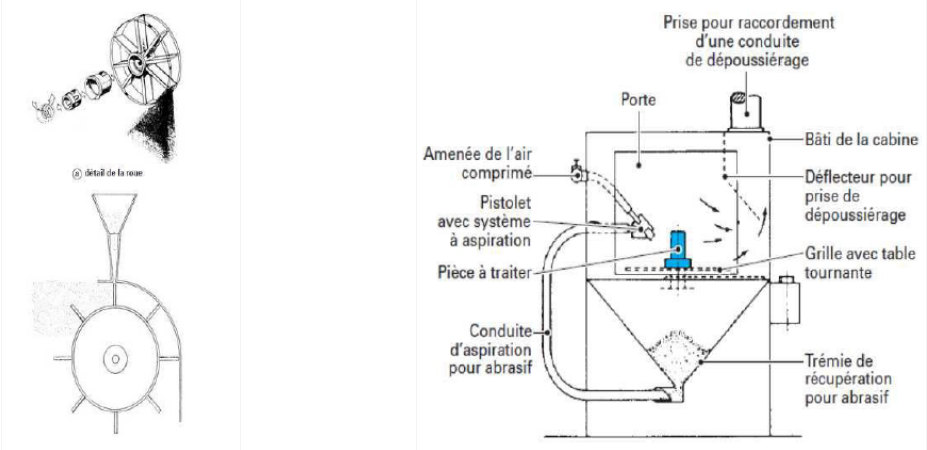
FIGURE I.2.1 – Création des contraintes résiduelles [Ballard, 1991]

Les contraintes résiduelles ont donc deux origines : l'incompatibilité de la déformation plastique sur les bords de la zone impactée, mais aussi l'incompatibilité de la déformation plastique dans la profondeur. Il est également noté que la géométrie du massif a une influence sur le champ de contraintes résiduelles.

2.2 Grenaillage de pré-contrainte ou billage ultrasonore

Les traitements de grenaillage et de billage ultrasonore font partie des traitements de mise en compression les plus utilisés dans le monde industriel (aéronautique, automobile, nucléaire). Ils consistent en un bombardement massif d'une pièce à l'aide de petites billes d'une dureté souvent élevée. La différence entre le grenaillage de précontrainte et le billage ultrasonore est la structure utilisée pour réaliser le bombardement ainsi que la taille des billes utilisées.

Pour le grenaillage classique, la mise en mouvement des billes (grenailles) inférieures à un millimètre est réalisée à partir d'une force centrifuge ou d'un flux gazeux. Pour cela, on peut utiliser une machine à turbine tournant à grande vitesse (1000 à 3000 tr/min) ou une machine à air comprimé. Si l'on souhaite grenailler avec précision la pièce, il est préférable d'utiliser la machine à air comprimé qui permet de diriger avec précision les billes. Les machines les plus récentes sont les machines à ultrason qui permettent de faire du billage ultra-



(a) Machine à turbine (b) Machine à air comprimé

FIGURE I.2.2 – Machines de grenaillage [Li, 2011]

sonore. Le billage ultrasonore procède à l'aide d'un ensemble acoustique, appelé sonotrode qui correspond à un ensemble piézo-électrique à hautes fréquences (entre 20kHz et 70kHz). Les billes d'une taille supérieure à celle du grenaillage (de l'ordre de quelques millimètres) sont contenues dans une enceinte étanche dans laquelle elles ne sont pas renouvelées au cours du traitement, ce qui peut représenter un avantage quant à la quantité à utiliser. C'est un traitement qui permet d'obtenir des contraintes résiduelles en général plus importantes que le grenaillage, pour un état de surface moins rugueux [Retraint et al., 2005].

Les résultats du grenaillage et du billage ultrasonore dépendent de plusieurs paramètres décrits dans le tableau I.2.1.

Paramètres influents	Taille, forme, comportement mécanique des billes	Vitesse, angle d'incidence des billes	Temps de traitement, taux de recouvrement	Température de la pièce pendant le traitement

TABLE I.2.1 – Paramètres influents du grenaillage ou billage ultra-sonore

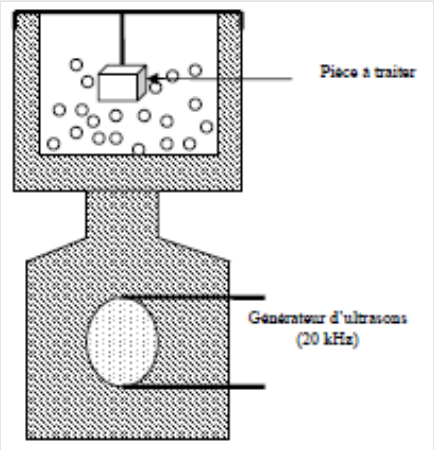


FIGURE I.2.3 – Machines de billage ultrasonore [Chaieb, 2004]

2.3 Water Jet Peening (WJP) : jet d'eau à haute pression

Le WJP est un procédé plus récent de jet d'eau très haute pression (vitesse de l'ordre de 250 m/s). Le jet d'eau crée un tourbillon engendrant des bulles de cavitation dont l'implosion au contact de la surface métallique va créer une onde de pression de l'ordre de 1 GPa dans la pièce. Cette onde va engendrer des contraintes de compression sur une profondeur de l'ordre du millimètre et sur une surface de l'ordre de 6 à 8 cm^2. Le jet s'applique en continu sur la surface à traiter. L'avantage de ce traitement est qu'il est applicable à toute forme de surface ainsi qu'à des zones difficiles d'accès car quelque soit l'angle d'attaque du jet, la mise en compression est réalisée. Les principaux paramètres qui influent sur l'état résiduel obtenu sont le diamètre de la buse, la

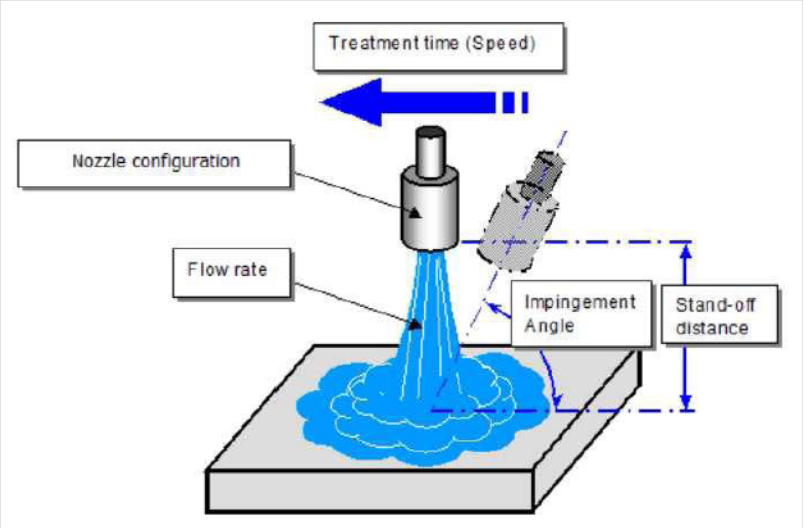


FIGURE I.2.4 – Fonctionnement du water jet peening [Li, 2011]

pression du jet d'eau, l'angle d'incidence et le temps de traitement.

2.4 Choc laser pour la mise en compression ou Laser Shock Peening (LSP)

Le choc laser est utilisé principalement pour trois types d'application :

- la mise en compression,
- l'étude du comportement dynamique des matériaux à très haute pression [Rességuier et al., 2011],
- l'étude du comportement des interfaces (adhérence par choc laser) [Gay, 2011].

Dans cette thèse, nous nous intéressons uniquement au choc laser pour la mise en compression. Par la suite, lorsque nous parlons de choc laser, il s'agit donc de mise en compression. Les paramètres énoncés ne sont donc valables que dans ce cadre.

Le choc laser est l'un des traitements de surface dont les applications industrielles sont les plus récentes. Toutefois l'origine du choc laser remonte à la fin des années 60 où des chercheurs américains White [White, 1963] et Anderlhom [Anderholm, 1970] ont montré qu'il était possible de créer des ondes de choc en créant un plasma par irradiation d'une cible avec un laser impulsionnel.

En effet, lorsque l'on applique le rayon laser directement sur la pièce, une ablation de matière est réalisée pour créer un plasma, qui entre dans une phase d'expansion libre. Dans ce cas, les pressions appliquées étaient alors faibles (<1 GPa, donc pas de plastification) et le temps d'impact relativement court ; ce qui avait provoqué le ralentissement du développement du nouveau procédé.

Par la suite, de nombreux travaux ([Fox, 1974], [Yang, 1974]) ont permis d'améliorer le procédé : le choc laser en mode confiné. Dans ce cas, une fine couche d'eau est utilisée afin de confiner le plasma et ainsi d'obtenir des pressions suffisamment fortes (>1 GPa) pour que les pièces soient déformées plastiquement et obtenir des contraintes résiduelles de compression importantes.

Pour cela, lors de la focalisation du faisceau laser sur une surface métallique, l'énergie incidente engendre une élévation de la température (>10^4 K) dans une fine couche superficielle de la pièce (quelques μm). La température élevée va provoquer la sublimation et l'ionisation de la couche superficielle ce qui va participer à la création du plasma. Ce plasma crée une onde de pression qui se propage dans la cible et déforme plastiquement la surface traitée. Ensuite, l'eau qui est un diélectrique transparent à la lumière laser confine le plasma et permet la création d'une pression importante pendant un temps d'impact d'une durée plus longue. Au-delà du maintien

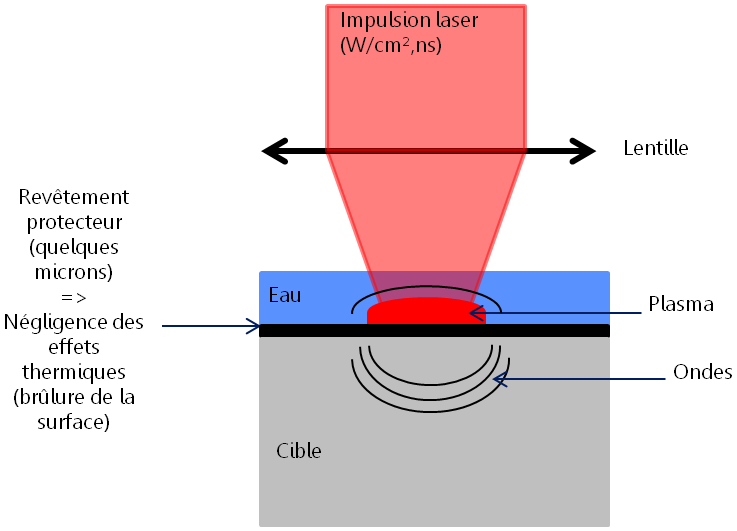


FIGURE I.2.5 – Principe du choc laser en mode de plasma confiné

et de l'augmentation de la pression, un autre élément est important lors d'un choc laser : l'utilisation ou non d'un revêtement thermo-protecteur. En appliquant le choc directement sur la surface de la cible, l'élévation de la température agit directement sur la pièce et ainsi provoque une brûlure en surface (quelques μm) et donc un état de traction mécanique superficiel, ce qui est contraire à l'effet recherché. Afin d'éviter ce problème, un revêtement thermo-protecteur peut-être utilisé. De la peinture ou un adhésif métallique peut être appliqué sur

la pièce avec une épaisseur optimale de 100 μm [Dubouchet, 1993].

En considérant le plasma comme un gaz parfait et en supposant que l'intensité laser est constante durant la durée de l'impulsion I(t)=I_0, on aboutit à la formule reliant la pression maximale au flux laser incident [Fabbro et al., 1990] :

$$P(GPa) = 0,01.\sqrt{\frac{\alpha}{2\alpha+3}}.\sqrt{Z(g.cm^{-2}.s^{-1})}.\sqrt{A_P.I_0(GW.cm^{-2})} \quad \text{(I.2.1)}$$

avec Z impédance [1] réduite=$\frac{2.Z_1.Z_2}{Z_1+Z_2}$ (Z_1 impédance de l'eau et Z_2 impédance du revêtement), A l'absortivité ($\approx$ 70-80%), α le rendement d'interaction ($\approx$ 0,3-0,4) et I_0 l'intensité laser.

Le régime confiné permet alors d'augmenter la pression d'impact d'un facteur 5 à 10 par rapport au régime d'ablation directe [Fabbro et al., 1990] (Fig.I.2.6).

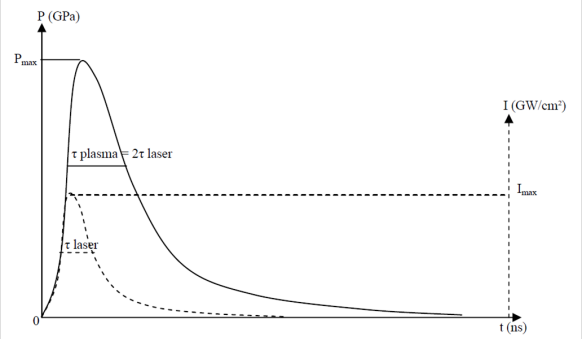


FIGURE I.2.6 – Superposition des profils temporels de densité de puissance laser et des pressions correspondantes au centre de l'impact avec et sans confinement du choc [Chaieb, 2004]

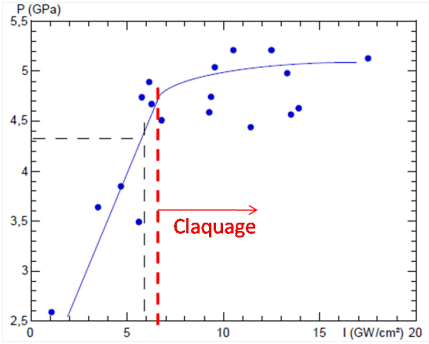


FIGURE I.2.7 – Pressions de choc générées sur la gamme 1-20 GW/cm^2 à 0,53 μm avec des impulsions de 10 ns [Peyre et al., 2006]

Il est toutefois important de rester en-dessous d'une certaine pression afin d'éviter d'atteindre le seuil de claquage au-delà duquel l'eau s'ionise et n'est plus transparente au rayonnement laser ([Peyre et al., 2002], [Fabbro et al., 1990], [Berthe et al., 1997]). Dans le cas contraire, on obtient une saturation de la pression comme on peut le voir sur la figure I.2.7.

Les résultats du choc laser pour la mise en compression dépendent des paramètres cités dans le tableau I.2.2.

Paramètres influents	Pression : 1 à 10 GPa	Durée d'impulsion de pression : 10 à 100 ns	Forme des spots : carré ou rond	Diamètre des impacts : 0,5 à 10 mm	Recouvrement : dépend des études

TABLE I.2.2 – Paramètres influents du choc laser

1. $Z = \rho.c$ avec ρ la masse volumique et c la vitesse du son

2.5 Comparaison des procédés de mise en compression

Ces différents procédés ont tous leurs avantages et leurs inconvénients en fonction de la situation à traiter. Le tableau I.2.3 les résume en fonction de différents critères : l'amplitude des contraintes résiduelles, la profondeur affectée, l'écrouissage, la rugosité de la surface, la complexité et le coût de mise en œuvre ainsi que la modélisation numérique. Dans tous les cas, le matériau traité influence les résultats de comparaison.

	Grenaillage ou billage ultra-sonore	Water jet peening	Laser peening
Profondeur affectée	< à 1 mm	de 0,5 à 2 mm	$\approx$ 2 mm
Ecrouissage	+++	+	+
Rugosité de la surface	+++	+	+
Coût et complexité de mise en oeuvre	+	++	+++
Modélisation numérique	Temps CPU trop long	Chargement mal maîtrisé	Chargement maîtrisé

TABLE I.2.3 – Comparaison des procédés de traitement de surface

Les résultats donnés dans le tableau I.2.3 sont très globaux. Ces résultats dépendent des paramètres utilisés pour les procédés : diamètre, vitesse, comportement de la bille et angle d'incidence pour le grenaillage ; diamètre d'impact, intensité et durée du choc pour le choc laser ; vitesse de l'écoulement, angle du jet par rapport à la surface cible et temps de maintien pour le procédé de WJP.

Un autre paramètre important pour l'ensemble de ces procédés est le taux de recouvrement défini comme étant le rapport de la surface des empreintes laissées sur la pièce impactée sur la surface totale. En général, le recouvrement recherché dans les applications industrielles est supérieur à 100 %.

Dans les sous-sections suivantes, une analyse plus complète des différents éléments de comparaison est réalisée.

2.5.1 Contraintes résiduelles

Les différents procédés de mise en compression ne génèrent pas le même niveau de contraintes résiduelles et n'affectent pas la même profondeur.

Dans le cas du grenaillage, les contraintes résiduelles sont créées par l'énergie cinétique de la bille qui est transmise à la structure impactée. Dans ce cas, les contraintes résiduelles générées sont très superficielles mais peuvent atteindre un niveau assez important qui dépend de la vitesse de la bille et du taux de recouvrement.

Dans le cas du procédé de WJP et du choc laser, c'est l'onde due à la discontinuité de pression qui génère les contraintes résiduelles. Elle ne se crée que dans le cas de l'application d'une pression très courte dans le temps.

Du fait de phénomènes dissipatifs, l'onde s'amortit lors de sa propagation dans un milieu dense. Elle se décompose en une partie partie élastique et une partie plastique de célérités différentes (voir chapitre 3). Les profondeurs affectées par la plasticité dépendent donc du temps de propagation de l'onde plastique qui est caractérisé par le chargement (amplitude, temps d'application, forme).

Dans ce cas, les profondeurs affectées sont beaucoup plus importantes que pour le grenaillage.

De nombreuses comparaisons sur l'amplitude des contraintes résiduelles et sur la profondeur affectée sont présentées dans la littérature ([Peyre et al., 2000], [Demma et al., 2006], [Montross et al., 2002], [Tursky et al., 2010], [Hammersley et al., 2000]).

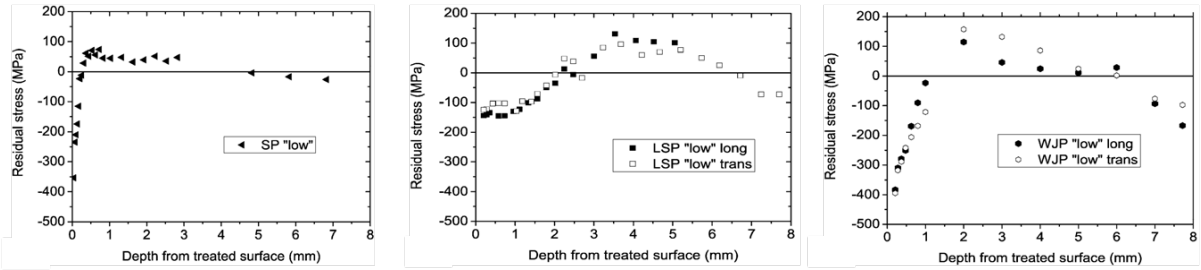


FIGURE I.2.8 – Contraintes résiduelles pour de l'acier 304 après les traitements de surface de grenaillage (SP), choc laser (LSP) et WJP déterminées par diffraction des neutrons [Tursky et al., 2010]

Dans le cas de la figure I.2.8, le grenaillage est effectué avec un taux de recouvrement de 200%, le choc laser avec des impacts qui recouvrent à 50% l'impact précédent et le procédé de WJP est effectué avec un temps de maintien de 2 min. Tous ces éléments sont difficilement comparables. En effet, dans le cas du grenaillage un taux de recouvrement de 200% représente un nombre d'impacts très important par rapport aux autres traitements de surface. Cela peut expliquer que l'amplitude de la contrainte de compression maximum soit plus importante. Il faut noter que la difficulté majeure pour une comparaison est liée à ce paramètre. On considère que dans le cas du grenaillage, qui est évidemment appliqué de façon aléatoire, pour couvrir 100% d'une surface, chaque point doit être touché environ 17 fois, ce qui n'est pas le cas pour un choc laser où 4 impacts à chaque point suffisent pour une couverture à 100%.

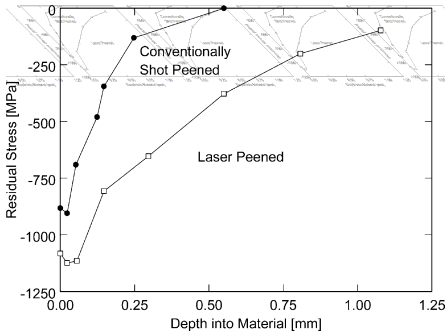


FIGURE I.2.9 – Contraintes résiduelles en surface pour l'Inconel 718 induites par choc laser et grenaillage [Montross et al., 2002]

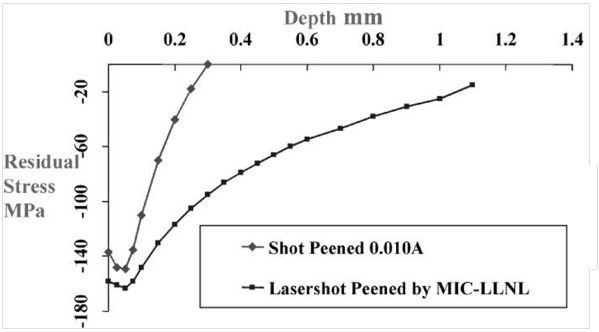


FIGURE I.2.10 – Comparaison du profil de contraintes résiduelles pour l'Inconel 718 pour le grenaillage et le choc laser [Hammersley et al., 2000]

Sur la figure I.2.9, il existe une contradiction avec les résultats précédents (Fig.I.2.8), car dans ce cas, le choc laser présente une contrainte de compression plus importante que celle due au grenaillage. Les conditions de recouvrement pour les deux traitements ne sont pas décrits dans ce cas. Il est donc difficile de conclure. Un autre exemple pour l'Inconel 718 (Fig.I.2.10) présente des résultats similaires bien que le niveau de contraintes résiduelles ne soient pas du tout le même.

Nous pouvons donc conclure, que la profondeur affectée est beaucoup plus importante pour le choc laser et le procédé de WJP peu importe le matériau impacté. Néanmoins, il n'est pas possible de conclure sur l'amplitude des contraintes de compression pour les différents traitements de surface, au vu des contradictions qui

existent dans la littérature. De plus, le type de matériau impacté intervient, mais également le taux de recouvrement ou nombre d'impacts pour le grenaillage et le choc laser et le temps de traitement pour le procédé de WJP.

2.5.2 Écrouissage

L'ensemble des procédés de mise en compression crée de l'écrouissage dans la zone impactée. Le niveau d'écrouissage dépend du matériau, du procédé et de ses paramètres.

Dans le cas du grenaillage, l'écrouissage [2] est beaucoup plus important que pour le choc laser ou le procédé de WJP ([Peyre et al., 2000], [Montross et al., 2002], [Tursky et al., 2010]). La figure I.2.11 montre le niveau de dureté de Vickers du matériau en fonction du nombre d'impacts laser superposés en comparaison avec un grenaillage de 300% de taux de recouvrement.

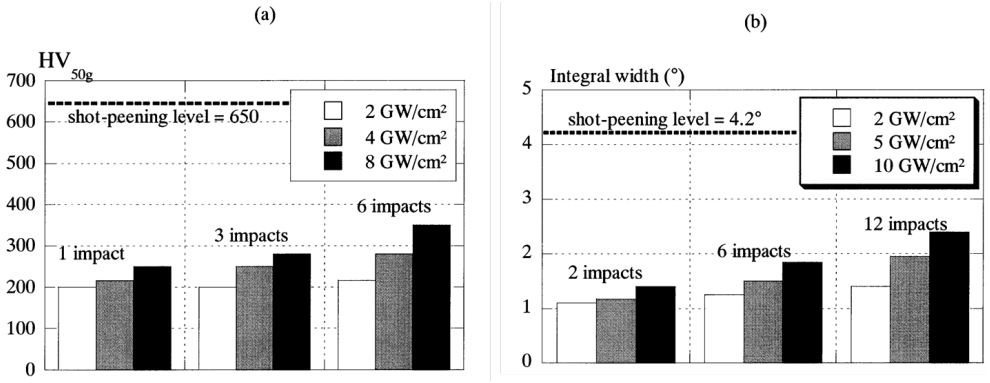


FIGURE I.2.11 – Analyse de l'écrouissage induit par choc laser et grenaillage : (a) Mesure de la dureté Vickers, (b) Valeur de la largeur intégral (Acier 316L) [Peyre et al., 2000]

Cette différence peut s'expliquer par le fait que la durée du chargement est plus courte lors des procédés d'impact rapide par ondes de choc que lors d'un contact bille-substrat. Notons que le caractère plus uniaxial de la déformation pour les impacts rapides n'activerait pas tous les systèmes de glissement du matériau et donc générerait moins de dislocations croisées [Cellard, 2010].

Une autre explication plus macroscopique viendrait des effets de vitesse : la vitesse de déformation étant plus grande pour le choc laser, la courbe de traction à vitesse élevée est très au-dessus de la courbe à vitesse modérée ; donc si on suppose que l'on est en contrainte imposée (pression dynamique), l'écrouissage est plus important pour la courbe de traction la plus basse (celle du grenaillage).

Le billage des zones fissurées pour les nouveaux circuits de RRA a été évoqué en 2005. Toutefois les travaux réalisés au département AMA depuis une dizaine d'années en collaboration avec les milieux académiques français et internationaux ont montré [Taheri et al., 2011] que l'écrouissage peut être néfaste pour les aciers inoxydables en déformation cyclique contrôlée (fatigue thermique à grand nombre de cycles) et bénéfique en contrainte contrôlée. Les figures I.2.12 et I.2.13 illustre ce phénomène dans le cas d'un acier inoxydable avec un pré-écrouissage cyclique (10 cycles à +/- 2%). On montre que le même effet existe pour un pré-écrouissage monotone de 14%. Un grenaillage pouvant être considéré comme un chargement cyclique avec une large amplitude de chargement (au dessus de 10%), il peut être néfaste sur la durée de vie en fatigue thermique à grand nombre de cycles des circuits de RRA.

2. déformation plastique dans le cas d'un impact

Les essais réalisés au département Matériaux et Mécanique des Composants (MMC) ont confirmé qu'il existe un risque à utiliser le billage vis-à-vis de la tenue en fatigue à grand nombre de cycles (sous déformation contrôlée) [Taheri et al., 2013].

En effet, des essais sur un acier 304 ont montré que le grenaillage n'a aucun effet positif en déformation contrôlée sur la durée de vie en fatigue en présence d'une contrainte moyenne de 60 MPa [Taheri et al., 2013],tandis que les essais en contrainte contrôlée sur le même matériau montrent une très large amélioration suite au grenaillage. Sachant que le choc laser présente un écrouissage bien moins important, il peut être intéressant d'envisager ce procédé dans les zones soudées des structures soumises à de la fatigue thermique (circuits de RRA).

Néanmoins, la figure I.2.12 montre que même avec 10 cycles à +/-1%, les effets précédents persistent. Pour le choc laser, comme nous le verrons plus loin la déformation plastique peut atteindre 2%. Ainsi un choc laser multi-impacts pourra éventuellement créer un effet d'écrouissage non négligeable mais sûrement beaucoup moins important que le grenaillage.

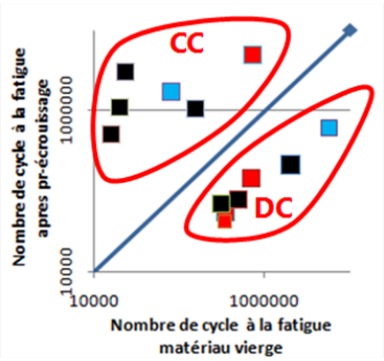


FIGURE I.2.12 – Nombre de cycles de fatigue avec et sans écrouissage pour l'acier 304 (écrouissage créé avec 10 cycles à +/- 10 %) : CC Contrainte Contrôlée, DC Déformation Contrôlée [Taheri et al., 2011]

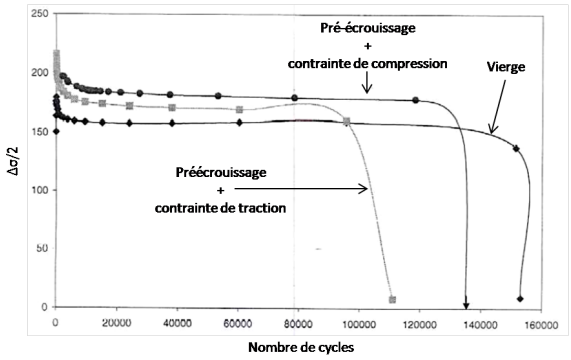


FIGURE I.2.13 – Courbes de fatigue avec et sans écrouissage

2.5.3 État de surface

L'état de surface du matériau joue un rôle important vis-à-vis de l'initiation de défauts et de l'amorçage de fissures ; une surface très rugueuse crée des concentrations de contraintes sources, généralement, d'initiation de défauts.

Dans le cas du grenaillage, l'impact des billes crée une forte rugosité de surface. Toutefois, cet état de surface dépend de nombreux paramètres comme le rapport des duretés de la cible et de la bille, la dimension de la grenaille, le taux de recouvrement et la vitesse de projection.

Certains auteurs [SAE, 1967] affirment que pour un rapport de dureté donné, il est possible de trouver une taille optimale de bille qui permette d'avoir un meilleur état de surface. D'autres propositions comme celle qui consiste à utiliser de grosses billes lors d'un premier grenaillage suivi d'impacts de petites billes, améliore l'état de surface ([Singh et al., 2010], [Park et al., 2002]).

Néanmoins, cette rugosité est faible voir quasi nulle dans le cas du choc laser [Fabbro et al., 1998] excepté si le nombre d'impacts est extrêmement important (plus de 15 impacts locaux). Le procédé de WJP présente éga-

lement une faible rugosité. De plus le choc laser étant un traitement pour lequel on maîtrise le positionnement des impacts, il semble plus simple d'optimiser l'état de surface [Fabbro et al., 2000].

Par conséquent, les techniques d'impacts rapides (choc laser, WJP) présentent un meilleur état de surface que le grenaillage.

2.5.4 Relaxation de la contrainte moyenne

Les procédés de mise en compression sont utilisés pour créer des contraintes résiduelles de compression. Cependant, ces contraintes peuvent se relaxer totalement ou partiellement sous certains chargements et ainsi perdre ou réduire leur efficacité.

Il est possible de séparer les contraintes en deux catégories : les contraintes résiduelles et les contraintes internes (écrouissage). La première est liée aux incompatibilités de déformations macroscopiques dans une structure, la deuxième à l'échelle plus locale est liée au matériau. En effet, après un essai de traction sur une éprouvette homogène, lors de la décharge totale, la contrainte macroscopique (contrainte résiduelle) est nulle mais des contraintes ont été créées au niveau microscopique (écrouissage local des grains ou de la microstructure).

2.5.4.1 Relaxation sous une température élevée de fonctionnement

Il faut tout d'abord noter que souvent un maintien en température est utilisé pour relaxer les contraintes résiduelles de soudage. Pour le cas de la CSC une des questions est de connaître l'importance de la relaxation des contraintes obtenues par la mise en compression sous la température maximale de fonctionnement des REP qui est de 350°C. Les résultats de la figure I.2.14 [Toshiba, 2009] montrent qu'après un traitement de l'Inconel 600 avec le choc laser, la relaxation de la contrainte interne de compression sous 350°C après 1646 heures de fonctionnement est négligeable.

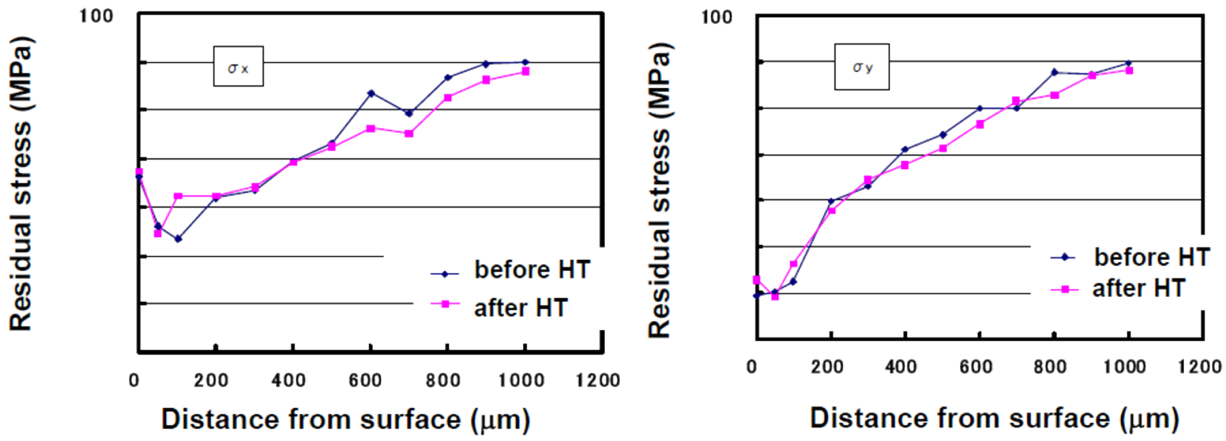


FIGURE I.2.14 – Absence d'effet de maintien en température sur la CSC d'un Inconel 600 comprimé [Toshiba, 2009]

2.5.4.2 Relaxation de la contrainte de compression sous un chargement cyclique

Ce phénomène concerne la problématique de fatigue à grand nombre de cycles. En effet, le chargement cyclique peut provoquer une relaxation des contraintes résiduelles induites par le procédé de traitement de surface s'il est suffisamment grand.

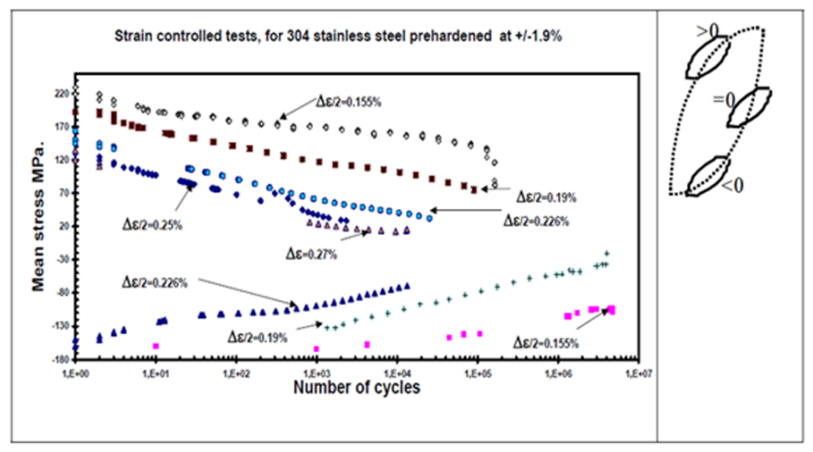


FIGURE I.2.15 – Relaxation totale ou partielle de la contrainte moyenne pour un acier 304 [Doquet et al., 2000]

La figure I.2.15 montre une relaxation de la contrainte moyenne de traction obtenue après un pré-écrouissage de 10 cycles à +/-2% : la relaxation est totale, pour des amplitudes de déformations cycliques supérieures à +/-0,3% et partielle pour une amplitude de déformation de +/-0,19%. Ainsi pour les faibles chargements (ce qui est le cas des chargements thermiques sur les circuits de RRA) la relaxation est moins importante. On peut aussi en déduire que si le pré-écrouissage est plus important la relaxation sera plus difficile. On peut penser que pour le cas du grenaillage qui crée un écrouissage très important la relaxation doit être plus difficile que pour le choc laser. Néanmoins, il faut noter que l'on ne peut généraliser de façon quantitative ce résultat aux contraintes résiduelles, à cause de l'effet de la structure, qui est différente dans les deux cas.

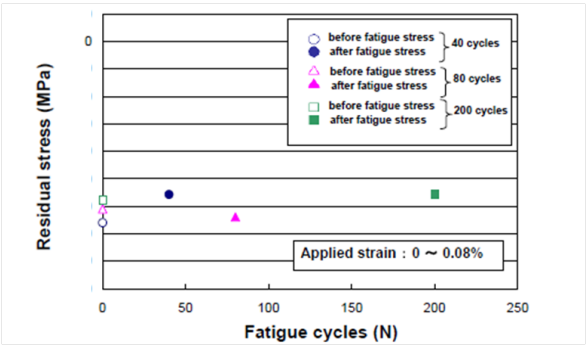


FIGURE I.2.16 – Absence de relaxation sous chargement cyclique après impact choc laser pour un acier 304 [Toshiba, 2009]

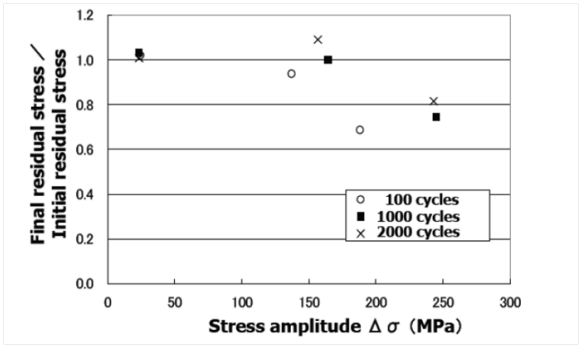


FIGURE I.2.17 – Relaxation partielle de la contrainte moyenne pour un acier 304 après choc laser [communication privée]

Les résultats de la figure I.2.16 [Toshiba, 2009] confirment l'absence de relaxation dans un essai de fatigue sur une structure impactée de façon dense par le choc laser pour un chargement très faible et peu de cycles. D'autres résultats sur la figure I.2.17 [communication privée] montrent une relaxation mais avec un chargement plus important.

Par ailleurs, comme on le verra plus tard, le choc laser peut créer des déformations plastiques susceptibles d'atteindre 2%. Dans le cas d'un impactage relativement dense, nous pouvons nous trouver dans le cas précédent. C'est-à-dire que l'écrouissage créé empêchera la relaxation de la contrainte.

La figure I.2.15 montre que pour les mêmes amplitudes de chargement cyclique, une contrainte de compression se relaxe beaucoup moins vite qu'une contrainte de traction. La figure I.1.1 montre que sur le circuit

de RRA Civaux-1, le réseau de fissures se trouve sur le maximum de contraintes résiduelles de soudage, ce qui prouve que sous le chargement de fonctionnement, la contrainte de soudage ne s'est pas totalement relaxée. Il se peut donc que l'on puisse en déduire que les contraintes de compression ne doivent pas se relaxer significativement sous le chargement thermique des circuits de RRA.

2.5.5 Mise en œuvre et simulation

Le grenaillage reste le procédé de mise en compression le plus simple à mettre en œuvre et le moins coûteux. De nombreux développements sur la simulation numérique du grenaillage existent ([Johnson, 1985], [Zarka et al., 1990], [Khabou et al., 1990], [Kermouche et al., 2007], [Rouhaud, 2008], [Li, 2011], [Chaise et al., 2012]), toutefois, les temps de calcul peuvent être longs si l'on tient compte du contact bille-sustrat et du fait que pour réaliser 100% de recouvrement, l'impactage doit être important.

Le procédé de WJP est un procédé qui nécessite un outillage important mais il présente l'avantage de pouvoir être utilisé en présence d'eau, dans des zones complexes et ce quelque soit l'angle du jet. Toutefois, de possibles vibrations induites par le procédé peuvent poser problème vis à vis de la structure [communication privée], ceci restant néanmoins à vérifier. La modélisation numérique du procédé de WJP est assez complexe compte tenu du fait que le chargement est mal maîtrisé.

Le choc laser est un procédé assez coûteux qui nécessite que l'on utilise un revêtement thermo-protecteur si l'on souhaite éviter la brûlure de la surface. Cela n'est pas toujours possible et donc il serait nécessaire d'étudier l'effet de cette brûlure en extrême surface sur la fatigue et la CSC ou d'utiliser un autre procédé afin d'éliminer la couche superficielle qui présente de la traction. Le procédé est également utilisé en présence d'eau, ce qui présente un avantage dans un composant contenant de l'eau. Mais dans ce cas, si on utilise un revêtement, le produit issu du revêtement après impact mélangé à l'eau peut détériorer les conditions d'utilisation. La simulation numérique du choc est maîtrisée puisque le chargement appliqué peut être déterminé. Le temps de calcul présente l'avantage d'être plus court que pour le grenaillage compte tenu de la durée de l'impact et de l'absence de contact.

En conclusion, chaque procédé présente ses avantages et ses inconvénients qui dépendent du type d'études que l'on souhaite réaliser et du type de pièces que l'on souhaite impacter.

CHAPITRE 3

MODÈLES ANALYTIQUES ET NUMÉRIQUES DU CHOC LASER

Le choc laser est un procédé de mise en compression relativement récent. Dès 1991, un modèle analytique a été proposé pour les impacts rapides du même type que le choc laser [Ballard, 1991]. Par la suite, pour des comportements plus généraux, de nombreuses simulations numériques, 2D et 3D, ont été développées.

Ce chapitre est donc consacré à la présentation du modèle analytique, au recensement des différents modèles numériques puis à l'étude de l'influence des différents paramètres du choc laser sur l'état résiduel obtenu et sur la fatigue et la CSC.

3.1 Modèle analytique pour un impact rapide

On considère le modèle analytique du choc laser établi en 1991 par P. Ballard pour les impacts rapides. Un impact rapide est un impact qui respecte la condition d'uniaxialité des déformations. Pour cela, il faut que la durée de l'impact (pour un impact rond de rayon r_0) sur un cylindre semi-infini soit inférieure à :

$$r_0 . \sqrt{\frac{\rho(\lambda+2\mu)}{4\mu(\lambda+\mu)}} \tag{I.3.1}$$

avec λ [1] et μ [2] les constantes de Lamé et ρ la densité.

Les hypothèses retenues pour le calcul analytique sont les suivantes :
- on se place en hypothèse des petites perturbations (HPP),
- le matériau est élasto-parfaitement plastique, ou à écrouissage cinématique,
- les effets thermiques sont négligés,
- la déformation est supposée uniaxiale.

3.1.1 Domaines d'application

D'après l'étude menée par P. Ballard, différents domaines dépendant de la pression appliquée et du temps d'application de l'impact existent.

Ces différents domaines sont l'élasticité, l'élasto-plasticité, la prise en compte de la viscosité, le domaine

1. $\lambda = \dfrac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}$
2. $\mu = \dfrac{E}{2(1+\nu)}$

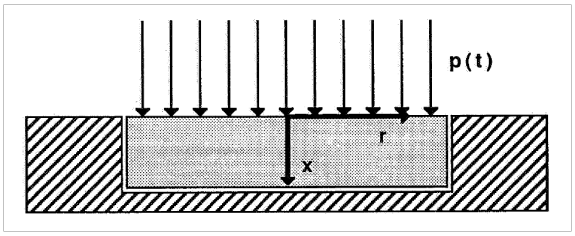


FIGURE I.3.1 – Modèle 2D d'impact rapide soumis à une pression P(t) [Ballard, 1991]

hydrodynamique ainsi que la limite de l'hypothèse de l'uniaxialité des déformations (Fig.I.3.3).

3.1.1.1 Analyse en élasticité

Dans le cas élastique, l'uniaxialité des déformations impose des contraintes tridimensionnelles non nulles. Dans le cas axisymétrique, en considérant $\overrightarrow{x}$ comme étant perpendiculaire à la surface impactée nous avons :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_x = \varepsilon \end{pmatrix} \tag{I.3.2}$$

La loi de Hooke nous donne :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_r & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_\theta = \sigma_r & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_x \end{pmatrix} \tag{I.3.3}$$

Avec :

$$\sigma_r = \lambda \varepsilon \tag{I.3.4}$$

et

$$\sigma_x = (\lambda + 2\mu)\varepsilon \tag{I.3.5}$$

Le principe fondamental de la dynamique

$$div(\underline{\underline{\sigma}}) = \rho \overrightarrow{ii} \tag{I.3.6}$$

conduit à l'équation des ondes :

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} - \frac{\lambda + 2.\mu}{\rho} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = 0 \tag{I.3.7}$$

Ainsi, on obtient la célérité des ondes élastiques :

$$c_{el} = \sqrt{\frac{\lambda + 2\mu}{\rho}} \tag{I.3.8}$$

En résolvant un système d'équations différentielles et en tenant compte du critère de Von Misès, on trouve

la condition de non plastification pour une pression égale à :

$$P = HEL = \left(1 + \frac{\lambda}{2\mu}\right)\sigma_Y = \left(\frac{1-\nu}{1-2\nu}\right)\sigma_Y \tag{I.3.9}$$

P est la pression, HEL la limite d'élasticité d'Hugoniot et σ_Y la limite d'élasticité du matériau dans le cas de traction uniaxiale.

3.1.1.2 Analyse en élasto-plasticité

En considérant un chargement supérieur à la limite d'élasticité d'Hugoniot, on se retrouve dans le domaine élasto-plastique. Dans ce cas, on a :

$$\sigma = \lambda.Tr(\underline{\underline{\varepsilon}}) + 2\mu(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon_P}}) \tag{I.3.10}$$

avec :

$$\underline{\underline{\varepsilon_P}} = \begin{pmatrix} -\frac{\varepsilon_P}{2} & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\varepsilon_P}{2} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_P \end{pmatrix} \tag{I.3.11}$$

En tenant compte du critère de Von Misès, de la règle d'écoulement et des équations précédentes, on obtient un système différentiel avec deux directions caractéristiques :

$$\begin{cases} \dfrac{dx}{dt} = \pm\sqrt{\dfrac{\lambda + 2\mu}{\rho}} = \pm c_{el} \\ \dfrac{dx}{dt} = \pm\sqrt{\dfrac{\lambda + \frac{2\mu}{3}}{\rho}} = \pm c_{pl} \end{cases} \tag{I.3.12}$$

La célérité des ondes plastiques étant plus faible que celle des ondes élastiques, une propagation plus rapide des ondes élastiques provoque le détachement des ondes élastiques et plastiques pour un seuil de contrainte égal à la limite d'élasticité d'Hugoniot. En aval de ce détachement, on obtient le précurseur élastique.

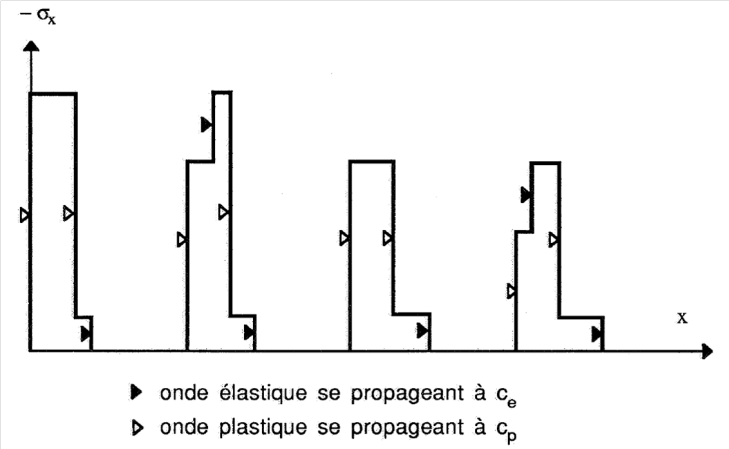


FIGURE I.3.2 – Représentation de la propagation de l'onde élasto-plastique dans la profondeur [Ballard, 1991]

3.1.1.3 Prise en compte de la viscosité

Au-dessus de la limite d'élasticité d'Hugoniot, pour un temps d'impact inférieur à une certaine limite, la viscosité du matériau doit être prise en compte. Cette limite est définie ci-dessous :

$$\Delta t_{limite}^{viscosité} = \frac{\eta\left(1+\frac{\lambda}{2\mu}\right)}{\lambda+\frac{2\mu}{3}} \tag{I.3.13}$$

où η est le coefficient de viscosité du matériau considéré.

3.1.1.4 Validité de l'uniaxialité

De même, il existe une durée d'impact limite au-dessus de laquelle l'hypothèse d'uniaxialité des déformations n'est plus valable. Dans ce cas, on ne parle plus d'impact rapide.

$$\Delta t_{limite}^{uniaxialité} = r_0 \cdot \sqrt{\frac{\rho(\lambda+2\mu)}{4\mu(\lambda+\mu)}} \tag{I.3.14}$$

où r_0 est le rayon de l'impact.

3.1.1.5 Limite de l'hypothèse des petites perturbations

Tous ces domaines sont déterminés dans le cadre de la mécanique des solides, en considérant que nous respectons l'hypothèse des petites déformations. Toutefois, il existe une pression limite au-dessus de laquelle le matériau se comporte comme un fluide, dans ce cas on se retrouve dans le domaine hydrodynamique et les hypothèses faites précédemment ne sont plus valables.

$$P_{limite}^{HPP} = 0,1\left(\lambda+\frac{2\mu}{3}\right) \tag{I.3.15}$$

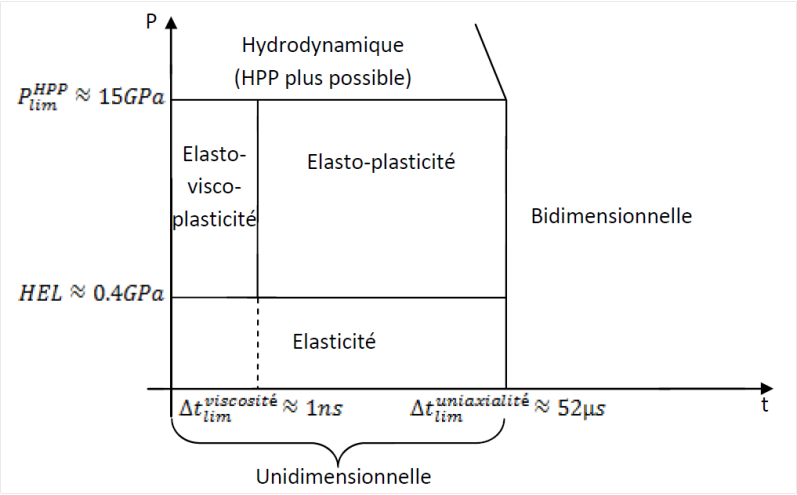


FIGURE I.3.3 – Domaine d'application des différentes théories (valeurs numériques pour l'acier 304)

3.1.1.6 Prise en compte de l'écrouissage cinématique

Dans le cas d'un écrouissage cinématique, le critère de plasticité n'est plus le même que précédemment. En résolvant le système différentiel, on obtient la célérité de l'onde plastique :

$$c_{pl} = \sqrt{\frac{\lambda + \frac{2\mu}{3} \cdot \frac{1+\frac{3C}{2\mu}}{1+\frac{C}{2\mu}}}{\rho}} \tag{I.3.16}$$

avec C le module d'écrouissage du matériau.

En conclusion l'influence de l'écrouissage cinématique est négligeable si :

$$C \ll \mu \tag{I.3.17}$$

3.1.2 Calcul des déformations plastiques

Le modèle analytique donne également une représentation de la déformation plastique en fonction de la valeur maximale de la pression d'impact en surface.

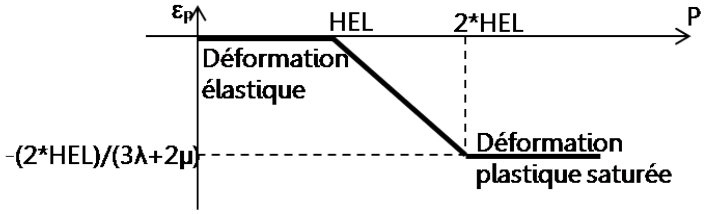


FIGURE I.3.4 – Représentation de la déformation plastique en fonction de la pression d'impact

Cette représentation met en évidence trois domaines de pression :

- le domaine élastique (pression variant de 0 à HEL) : la déformation plastique est nulle jusqu'à ce que la pression soit égale au HEL,
- le domaine plastique (pression variant de HEL à 2.HEL) : la déformation plastique croît en fonction de la pression jusqu'à une certaine valeur limite

$$\varepsilon_P(P) = -\frac{2.HEL}{3\lambda + 2\mu}\left(\frac{P}{HEL} - 1\right) \tag{I.3.18}$$

- le domaine de la saturation plastique (pression supérieure à 2.HEL) : la déformation plastique n'évolue plus.

3.1.3 Calcul des contraintes résiduelles

Un certain temps après l'impact, les ondes deviennent élastiques et il n'y a donc plus de plastification : ainsi on obtient un état équilibré avec une certaine déformation plastique induite par le choc. C'est cet état de déformation plastique qui nous donne les contraintes résiduelles.

En considérant un impact de rayon r_0 dont la pression est la même sur toute la surface impactée, nous

obtenons à la surface, la contrainte suivante :

$$\sigma_z^{surf} = \mu \varepsilon_P \left(\frac{1+\nu}{1-\nu} \right) \left[1 - \frac{4\sqrt{2}}{\pi} (1+\nu) \frac{L_{plast}}{r_0 \sqrt{2}} \right] \tag{I.3.19}$$

où L_{plast} est la profondeur de la zone affecté plastiquement.

Nous pouvons ainsi remarquer que la contrainte résiduelle en surface augmente avec la déformation plastique mais également qu'à déformation plastique constante, la contrainte résiduelle surfacique diminue lorsque la profondeur plastifiée augmente.

3.2 Travaux existants sur la modélisation numérique

Le modèle analytique n'est valable que pour une loi élasto-parfaitement plastique ou à écrouissage cinématique. Toutefois, le comportement du matériau peut être différent et dans ce cas l'étude analytique n'est pas suffisante : des simulations numériques sont donc utilisées.

La physique de la création du plasma n'est généralement pas prise en compte lors des simulations. Une pression, très bien déterminée expérimentalement, est utilisée pour simuler le chargement associé au procédé. En général, les effets thermiques sont également négligés en considérant que la pièce est protégée par un revêtement et que par conséquent l'étude peut-être uniquement mécanique. De plus, comme nous avons pu le voir précédemment, la gamme de pression utilisée pour la mise en compression étant largement inférieure à 15 GPa, nous nous trouvons dans un domaine purement mécanique.

La majorité des simulations numériques par la méthode des éléments finis présentés dans la littérature utilisent des algorithmes explicites pour le calcul de choc puis un algorithme implicite quasi-statique pour la relaxation des ondes et l'obtention des contraintes résiduelles.

3.2.1 Modèles 2D

En 1999, W. Braisted [Braisted et al., 1999] a proposé un modèle numérique axisymétrique avec le code de calcul Abaqus. L'impact étant circulaire l'axisymétrie du modèle se justifie. Il a également présenté la méthode de calcul qu'il utilise (Fig.I.3.5) : tout d'abord, il réalise un calcul dynamique en explicite avec Abaqus pour la propagation des ondes ; puis l'état final de ce calcul est utilisé comme donnée d'entrée d'un second calcul d'équilibre qu'il réalise toujours avec Abaqus mais en implicite. Ce dernier calcul lui permet d'obtenir l'état résiduel dû à l'impact.

Cette méthode de calcul est utilisée par de nombreux auteurs ([Ding et al., 2006], [Vasu et al., 2013]...). Dans ce cas, le maillage utilisé combine des éléments finis et infinis. Les éléments finis sont utilisés pour simuler le comportement du matériau sous l'effet de la pression et les éléments infinis pour éviter la réflexion d'ondes sur les surfaces libres.

D'autres simulations sont réalisées sans éléments infinis [Chaieb, 2004]. Dans ce cas, différentes zones sont créées dans le maillage et des tailles de mailles plus grossières sont utilisées dans les zones qui ne seront pas plastifiées.

D'autres auteurs [Wu et al., 2011] ont également proposé des simulations axisymétriques avec d'autres codes de calcul (LS-DYNA associé à ANSYS) tout en utilisant la même procédure explicite-implicite avec des

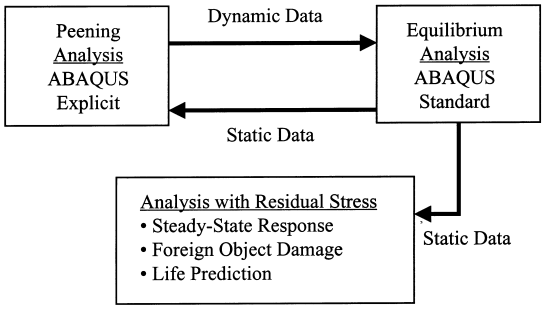


FIGURE I.3.5 – Procédure de simulation du choc laser avec Abaqus explicite et Abaqus standard [Braisted et al., 1999]

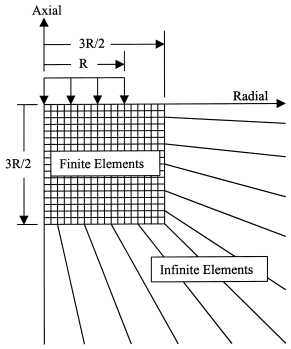


FIGURE I.3.6 – Modèle 2D axisymétrique [Braisted et al., 1999]

conditions de non réflexion sur les surfaces libres.

Il est également possible de ne réaliser qu'un calcul explicite [Peyre et al., 2007]. Dans ce cas, le temps de calcul est beaucoup plus long. En effet, un premier calcul de l'ordre de 1000 ns est réalisé ; à la fin de ce calcul, l'onde devient purement élastique. Par la suite, il est nécessaire de réaliser un second calcul d'une durée de 50 μs afin d'obtenir l'état résiduel. Cette durée de calcul correspond au temps qu'il faut pour que l'énergie cinétique du massif devienne nulle et que l'énergie interne soit constante, ce qui correspond à la stabilisation des contraintes dynamiques et donc à l'état résiduel [Ding et al., 2006]. Dans certains cas, un faible coefficient d'amortissement est utilisé pour contrôler les oscillations [Peyre et al., 2007].

Au-delà du maillage et de la procédure de calcul, il y a également un troisième paramètre très important : le comportement du matériau qui est déterminé par la loi de comportement utilisée. De nombreux auteurs ([Ding et al., 2006], [Braisted et al., 1999]) se sont fondés sur le modèle analytique [Ballard, 1991] et ont utilisé une loi élasto-parfaitement plastique. Pour cela, ils ont déterminé, la limite d'élasticité à $10^6 s^{-1}$ en faisant une extrapolation des valeurs obtenues à faible vitesse (Fig.I.3.7). Toutefois, cette extrapolation ne semble pas être totalement correcte au vu des résultats obtenus autour de $10^3 s^{-1}$ comme on peut le voir sur la figure I.3.7.

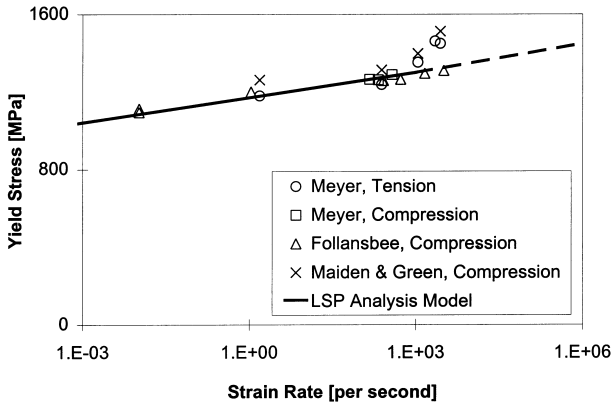


FIGURE I.3.7 – Limite d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation pour Ti-6Al-4V [Braisted et al., 1999]

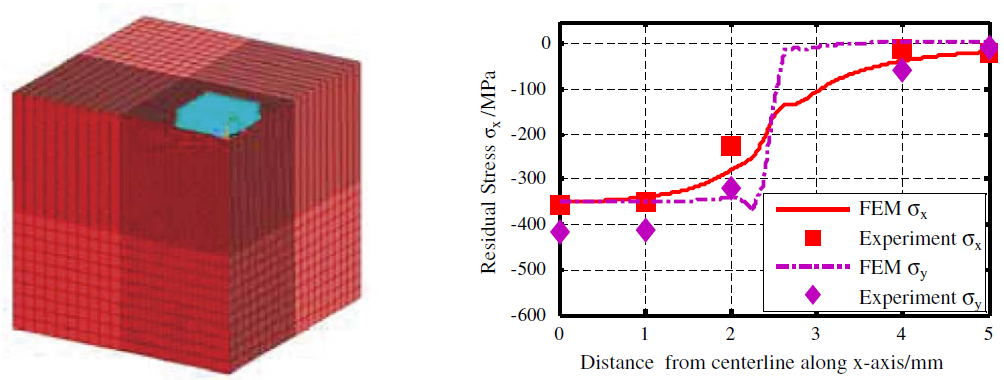
Afin de prendre en compte la vitesse de déformation, la loi de Johnson-Cook est également très utilisée pour la simulation numérique du choc laser ([Peyre et al., 2007], [Vasu et al., 2013], [Wu et al., 2011]). D'autres lois

spécifiques au matériau étudié ont également été utilisées ([Chaieb, 2004], [Song, 2010]). Le choix de la loi de comportement est donc totalement dépendant du matériau étudié et des résultats expérimentaux dont on dispose pour déterminer leurs paramètres.

Bien que le calcul soit plus rapide avec un modèle axisymétrique, il ne peut être utilisé que pour des calculs mono-impact ou multi-impacts avec des chocs superposés. Il est donc important de pouvoir faire des modèles 3D pour le multi-impacts.

3.2.2 Modèles 3D

De nombreux modèles 3D ([Brockman et al., 2012], [Guo, 2011], [Warren et al., 2008], [Han et al., 2013], [Im et al., 2012], [Yang et al., 2008], [Vasu et al., 2013], [Kim et al., 2013], [Hu et al., 2008], [Song, 2010], [Chaieb, 2004], [Hu et al., 2006]) existent dans la littérature. Les méthodes de calcul utilisées sont les mêmes que celles citées précédemment pour le calcul axisymétrique.



(a) Maillage 3D et conditions limites

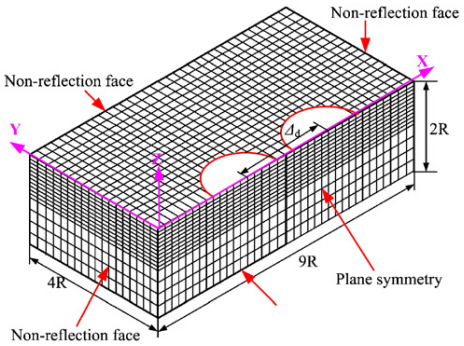
(b) Contraintes σ_{XX} et σ_{YY} résiduelles à la surface : comparaison numérique/expérimental

FIGURE I.3.8 – Validation expérimentale du modèle 3D avec deux plans de symétrie (Acier 35CD4 50HRC) [Hu et al., 2006]

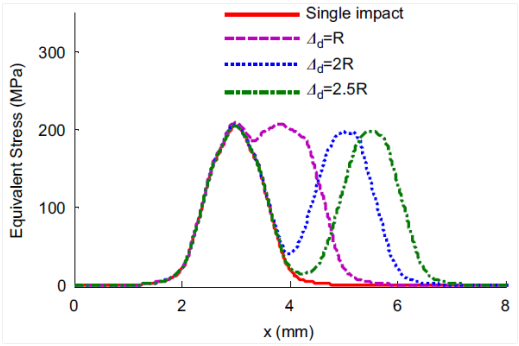
Dans [Hu et al., 2006], l'impact étant carré, il propose deux plans de symétrie afin de réduire le temps de calcul, ainsi que des surfaces non réfléchissantes sur les bords libres. Dans ce cas, il utilise les codes de calcul LS-DYNA et ANSYS. Il utilise une loi parfaitement plastique et étudie l'effet du nombre d'impacts sur la solution. Avec ce modèle mono-impact, il obtient des résultats assez proches de l'expérimental comme on peut le voir sur la figure I.3.8. D'autres études paramétriques (taille d'impacts, amplitude de la pression, durée de l'étude) ont été réalisées avec ce modèle [Kim et al., 2013].

En 2008, afin de voir l'effet du recouvrement entre deux impacts, Y. Hu [Hu et al., 2008] a proposé un modèle avec un seul plan de symétrie pour des impacts ronds. Dans ce cas, il a utilisé la loi de Johnson-Cook. Il a pu démontrer qu'il faut un recouvrement assez important entre les impacts pour qu'il y ait un effet sur les contraintes résiduelles induites par les premiers impacts. A.W. Warren [Warren et al., 2008] a proposé un modèle équivalent avec Abaqus pour lequel il a également réalisé une étude sur le recouvrement entre deux impacts, la taille des impacts et la pression appliquée.

B. Han [Han et al., 2013] a étudié un quart de cylindre, sur lequel on applique un impact circulaire. Il a comparé les contraintes résiduelles pour différentes pressions avec les résultats expérimentaux pour une loi parfaitement plastique.

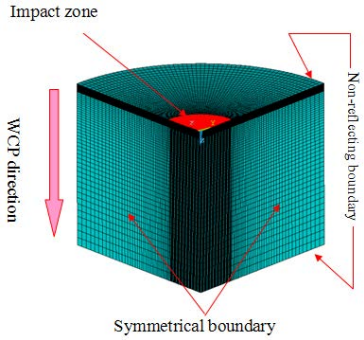


(a) Maillage 3D avec une symétrie

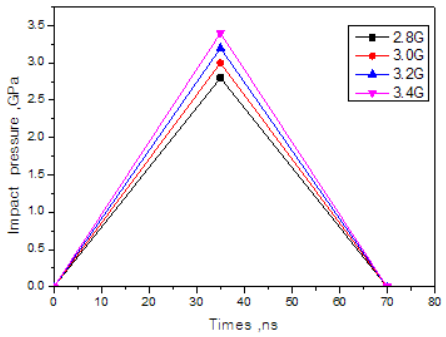


(b) Effet de la distance entre les impacts sur la contrainte équivalente

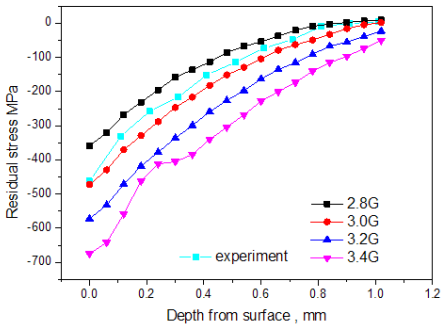
FIGURE I.3.9 – Modèle 3D et influence du recouvrement entre impacts (Acier AISI 1045) [Hu et al., 2008]



(a) Maillage 3D et conditions limites



(b) Représentation de la pression en fonction du temps



(c) Comparaison des contraintes résiduelles simulées avec l'expérimental

FIGURE I.3.10 – Modèle 3D et résultats des contraintes résiduelles (Acier SAE1070) [Han et al., 2013]

[Yang et al., 2008], [Im et al., 2012], [Vasu et al., 2013] ont eux proposé des simulations sur des surfaces courbées.

Des modèles sur des structures 3D complètes (sans plan de symétrie) existent également dans la littérature [Song, 2010]. Dans ce cas, au-delà de la taille de l'impact, de la pression appliquée, il est également possible d'étudier la stratégie de traitement.

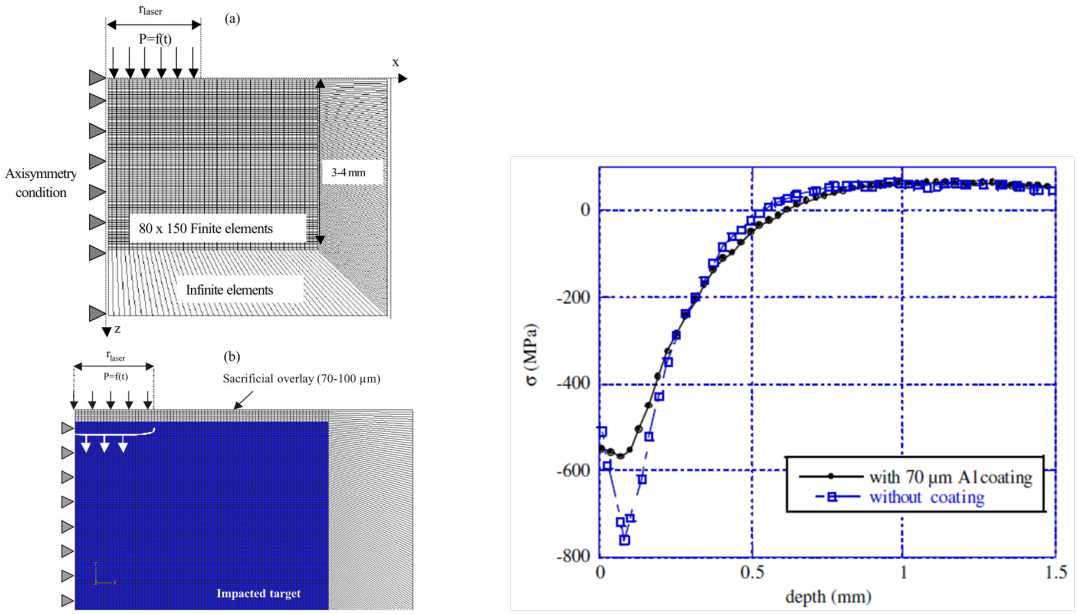
3.3 Effet des paramètres du choc laser

Il existe de nombreux paramètres qui influent sur l'état résiduel après choc. Dans la littérature, beaucoup d'études ont porté sur ce sujet.

3.3.1 Influence du revêtement thermo-protecteur

Le revêtement thermo-protecteur permet d'éviter la brûlure surfacique de la pièce traitée par choc laser. Toutefois, dans certains cas, il n'est pas possible d'en utiliser un. Il est donc intéressant d'analyser son effet sur l'état résiduel obtenu après impact.

P. Peyre [Peyre et al., 2007] a réalisé une simulation numérique avec et sans revêtement et a ainsi pu montrer qu'il y avait une différence significative sur les contraintes résiduelles.



(a) Maillage axisymétrique avec et sans revêtement protecteur

(b) Influence du revêtement sur les contraintes résiduelles

FIGURE I.3.11 – Modèle numérique axisymétrique avec et sans revêtement protecteur (Acier 12 Cr, revêtement Al (70 μm)) [Peyre et al., 2007]

Dans son cas, la présence du revêtement diminue les contraintes résiduelles. Or, I. Chaieb [Chaieb, 2004] qui a étudié l'influence du revêtement sur l'état résiduel a montré l'inverse.

Plusieurs paramètres rentrent en compte dans l'obtention des contraintes résiduelles avec ou sans revêtement. En effet, selon le couple de matériau revêtement/cible, au passage de l'onde à l'interface, la différence d'impédance [3] entre les deux matériaux peut augmenter ou diminuer la pression.

Si l'impédance du revêtement est plus faible que celle de la cible, la pente de la polaire de choc sera plus faible et dans ce cas, pour une vitesse donnée, la pression sera plus importante comme on peut le voir sur la figure I.3.12. Néanmoins, le couple de matériaux n'est pas le seul élément déterminant, l'épaisseur du revêtement, la durée de l'impulsion et la taille de l'impact ont également une influence. L'onde de choc s'atténue en profondeur, donc pour un revêtement épais il se peut que l'onde se soit énormément atténuée et que la différence

3. $Z = \rho.c$ avec ρ la masse volumique et c la vitesse du son

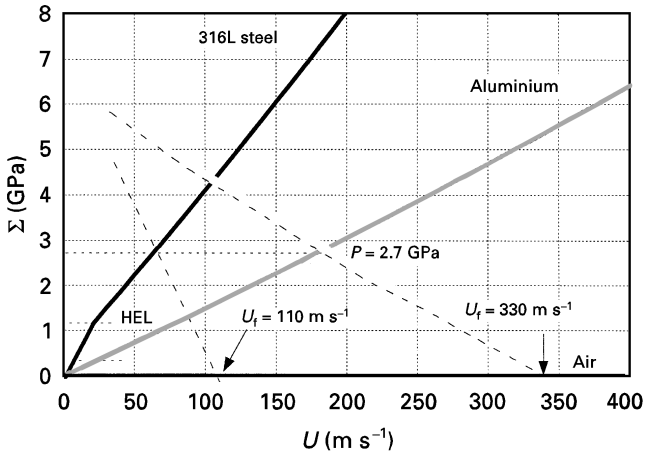


FIGURE I.3.12 – Polaire de choc[annexe A] de l'aluminium, l'acier 316L et l'air [Peyre et al., 1998]

d'impédance ne suffise pas à amplifier la pression au passage de l'interface. De même, une durée d'impulsion plus courte ou un impact plus petit provoque une atténuation plus rapide de l'onde dans le revêtement.

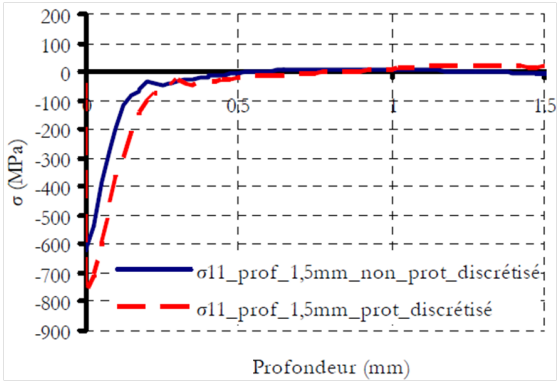


FIGURE I.3.13 – Influence du revêtement protecteur sur les contraintes résiduelles obtenues numériquement (Acier C75, revêtement Al (100 μm)) : courbe continue sans protection, courbe pointillée avec protection [Chaieb, 2004]

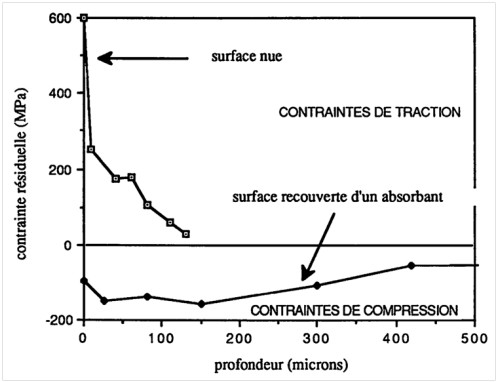


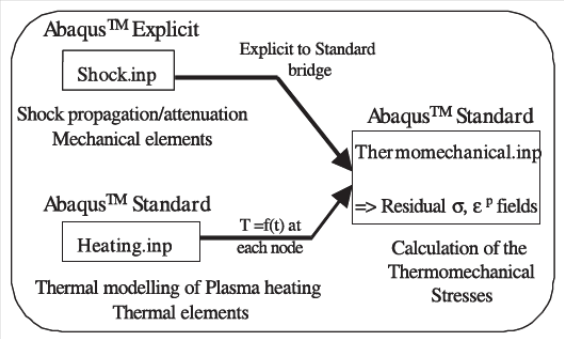
FIGURE I.3.14 – Intérêt du revêtement absorbant pour la mise sous contrainte de compression [Fournier, 1989]

Il est donc difficile de comparer les résultats obtenus par [Peyre et al., 2007] ou [Chaieb, 2004] bien que les couples de matériaux soient les mêmes (aluminium/acier).

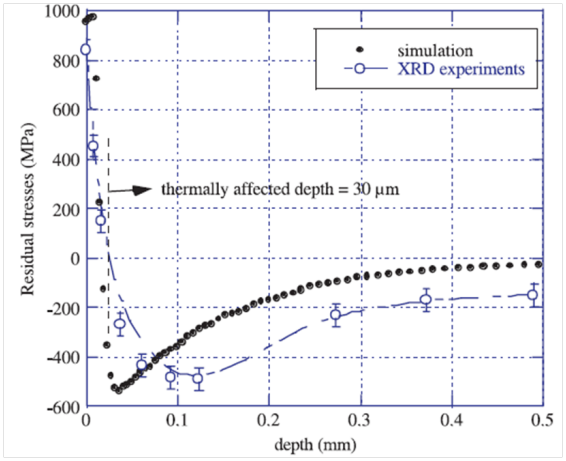
Toutefois, dans les deux cas, la thermique n'est pas prise en compte. Lors de l'impact, il existe une élévation de la température à la surface du matériau en l'absence de revêtement. P. Peyre [Peyre et al., 2007] présente une étude thermo-mécanique. Le processus de calcul est présenté sur la figure I.3.15.

Dans ce cas, nous pouvons observer la présence de traction à la surface due aux hautes températures créées lors de la création du plasma. Une bonne concordance avec les résultats expérimentaux est présentée sur la figure I.3.15 pour la contrainte surfacique. Cependant, une différence apparaît dans la profondeur.

La figure I.3.14 présente des résultats expérimentaux de contraintes résiduelles obtenues avec et sans revêtement. Dans ce cas, il est possible d'observer des contraintes de traction sur une profondeur de 150 μm, alors que l'utilisation d'un revêtement permet d'obtenir de la compression à la surface et dans la profondeur. Dans



(a) Processus de calcul de la simulation thermo-mécanique avec Abaqus



(b) Résultats des contraintes résiduelles simulées et expérimentales dans la profondeur

FIGURE I.3.15 – Modèle numérique thermo-mécanique de choc laser sans revêtement protecteur (Acier 12 Cr) [Peyre et al., 2007]

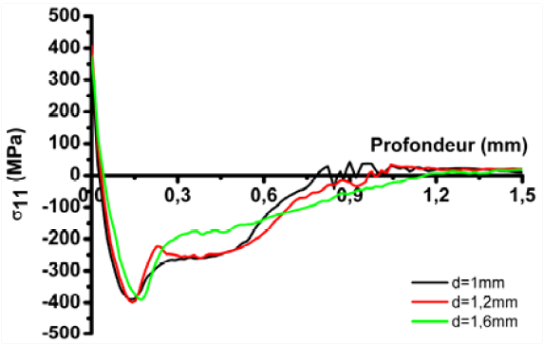
sa thèse [Fournier, 1989] explique que lors de l'impact, en l'absence de revêtement, le laser dépose son énergie directement sur la surface nue qui va se dilater dans la zone traitée et repousser la zone non traitée périphérique. Par réaction, la zone traitée se comprime suffisamment pour plastifier la surface en compression et donc crée une déformation négative permanente. Quand l'émission laser est coupée, la zone traitée se refroidit ; mais la plastification en compression n'est pas réversible contrairement à une dilatation thermique : la déformation négative permanente subsiste et la zone traitée tend, à température ordinaire, à occuper une surface plus petite qu'initialement. La zone non traitée qui l'entoure équilibre cette variation en déformant élastiquement la zone traitée pour lui faire retrouver ses côtes d'origine : celle-ci est donc contrainte en traction.

3.3.2 Taille du spot

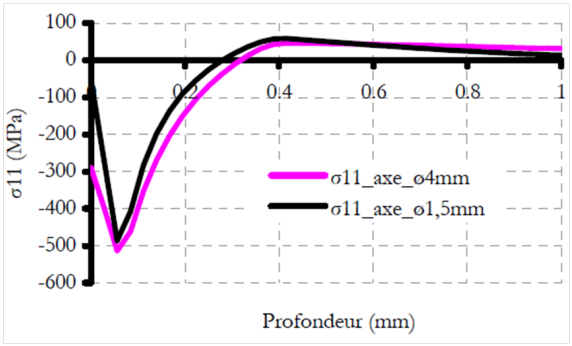
Pour une faible variation (0,2 mm) du diamètre de l'impact, [Song, 2010] montre numériquement que le maximum des contraintes ne change pas, bien que la profondeur plastifiée augmente avec la taille (Fig.I.3.16(a)). Il explique cela par le fait que la diminution du diamètre d'impact a pour effet d'augmenter l'atténuation des ondes de choc en profondeur et donc de diminuer la profondeur affectée. [Chaieb, 2004] montre que la contrainte surfacique est plus importante bien que la contrainte maximale soit la même dans la profondeur (Fig.I.3.16(b)). Cela s'explique par le fait que plus l'impact est grand, plus la distance à parcourir par les ondes latérales est faible. Par conséquent la replastification au centre de l'impact s'atténue avec la taille de l'impact.

Dans [Kim et al., 2013], nous pouvons remarquer que pour une variation de 1 mm de la taille de l'impact, la contrainte résiduelle est plus importante en surface et en profondeur alors que la profondeur plastifiée est la même (Fig.I.3.16(c)). Cependant, à partir d'une certaine taille, il n'y a pas de différence dans la profondeur. Cette contradiction est également mise en évidence dans [Cellard, 2010]. Pour [Ding et al., 2006], la profondeur et l'amplitude des contraintes résiduelles augmentent avec la taille.

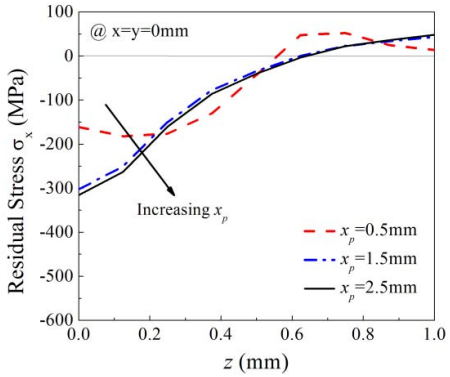
Il est donc difficile de conclure concernant l'influence de la taille d'impact. Toutefois, il semble normal que le creux au centre de l'impact s'atténue lorsque la taille du spot diminue. Concernant la contrainte surfacique, le résultat analytique (Eq.I.3.19) montre que pour une déformation plastique donnée, si le rayon diminue, l'amplitude des contraintes diminue pour une profondeur plastifiée donnée ; alors que si la profondeur plastifiée



(a) [Song, 2010] (AA2050-T8)



(b) [Chaieb, 2004] (Acier C75)



(c) [Kim et al., 2013] (Acier 35CD4 50HRC)

FIGURE I.3.16 – Influence du diamètre d'impact sur les contraintes résiduelles obtenues numériquement

diminue pour un rayon donné, elle augmente. Lors de la diminution du rayon et de la profondeur plastifiée, il y a une opposition entre les deux et il est donc difficile de conclure concernant l'amplitude des contraintes résiduelles à la surface.

3.3.3 Forme du spot

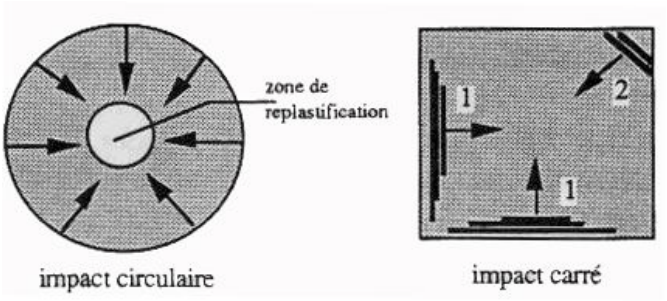
Deux types de spots existent : les spots circulaires ou carrés.

Lors de l'utilisation de spots circulaires, la contrainte résiduelle présente un creux au centre de la zone impactée. Ce phénomène a été expliqué par [Ballard, 1991] par le retour des ondes latérales qui replastifient le centre de l'impact. Ce phénomène n'existe pas pour les spots carrés. En effet, pour les spots carrés, les ondes latérales n'arrivent pas au même moment au centre de l'impact, par conséquent la replastification est beaucoup moins importante. Ce creux peut être plus ou moins important en fonction de la pression appliquée et de la taille d'impact.

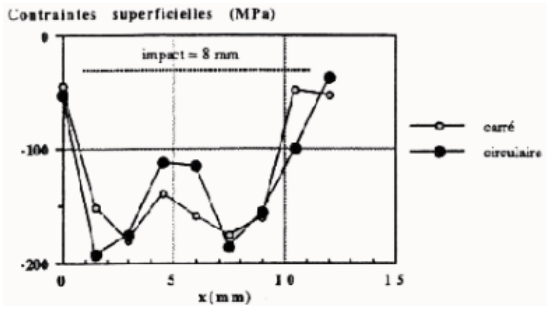
3.3.4 Influence de la pression d'impact

Les contraintes résiduelles augmentent avec la pression ([Song, 2010], [Kim et al., 2013], [Chaieb, 2004]) jusqu'à une certaine valeur seuil qui est égale à 2.HEL déterminée analytiquement par [Ballard, 1991]. Les figures I.3.18(a) et I.3.18(b) montrent que la profondeur plastifiée augmente avec la pression d'impact.

Pour un impact circulaire, la singularité de contraintes au centre de l'impact augmente ([Song, 2010], [Chaieb, 2004]) (Fig.I.3.18(a)), ce qui n'est pas toujours le cas pour un impact carré [Kim et al., 2013] (Fig.I.3.18(b)). Pour [Peyre et al., 2007], la contrainte résiduelle maximale est la même pour les trois pressions testées mais la

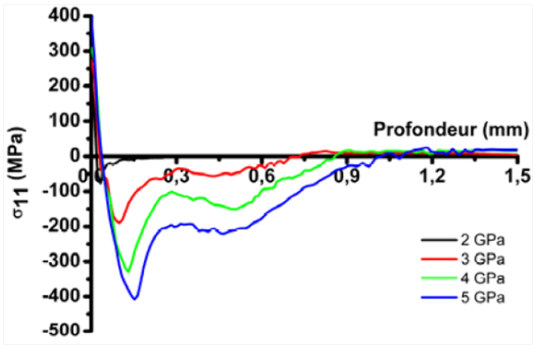


(a) Effets des géométries d'impact sur les recouvrements d'ondes latérales

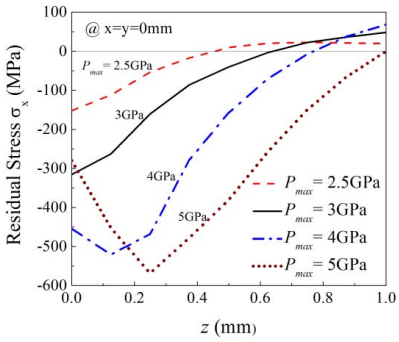


(b) Effets des géométries d'impact sur les contraintes résiduelles

FIGURE I.3.17 – Influence de la forme du spot sur les contraintes résiduelles expérimentales (Alliage d'Aluminium 7075-T7351) [Peyre, 1993]



(a) [Song, 2010] (AA2050-T8)



(b) [Kim et al., 2013] (Acier 35CD4 50HRC)

FIGURE I.3.18 – Influence de la pression d'impact sur les contraintes résiduelles obtenues numériquement dans la profondeur

profondeur plastifiée augmente avec la pression appliquée.

Les résultats expérimentaux de la figure I.3.19 montrent que les contraintes résiduelles surfaciques et en profondeur augmentent avec la pression. On peut également observer une profondeur plastifiée plus importante.

En conclusion, les contraintes résiduelles, jusqu'à un certain niveau de saturation augmentent avec la pression ainsi que la profondeur affectée plastiquement.

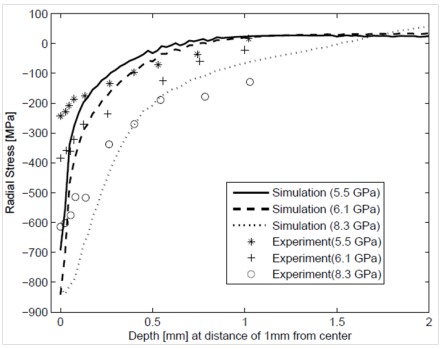
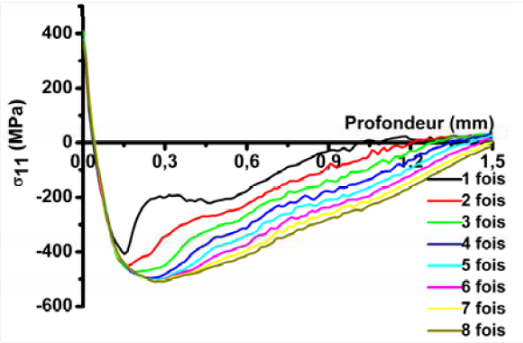


FIGURE I.3.19 – Influence de la pression d'impact sur les contraintes résiduelles dans la profondeur obtenues expérimentalement et numériquement (Ti-6Al-4V) [Amarchinta, 2010]

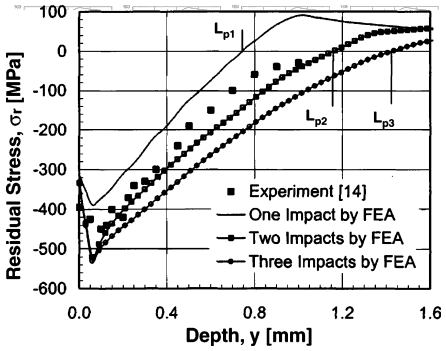
3.3.5 Taux de recouvrement et nombre d'impacts

3.3.5.1 Répétition d'impacts superposés

De nombreux auteurs ([Song, 2010], [Chaieb, 2004], [Ding et al., 2006], [Hu et al., 2006], [Kim et al., 2013], [Peyre et al., 2007]) ont montré numériquement que le niveau de déformation plastique et la profondeur plastifiée augmentent puis saturent progressivement avec le nombre d'impacts.



(a) [Song, 2010] (AA2050-T8)



(b) [Ding et al., 2006] (Acier 35CD4 30HRC)

FIGURE I.3.20 – Influence du nombre d'impacts superposés sur les contraintes résiduelles obtenues numériquement

Ces résultats sont en accord avec le modèle analytique qui montre qu'il y a une saturation de la déformation à partir d'une certaine valeur de pression. Or, nous écrouissons le matériau lors des impacts, donc la limite d'élasticité augmente et la pression limite de saturation se rapproche de celle appliquée. Toutefois, nous pouvons continuer à constater une légère variation des contraintes dans la profondeur.

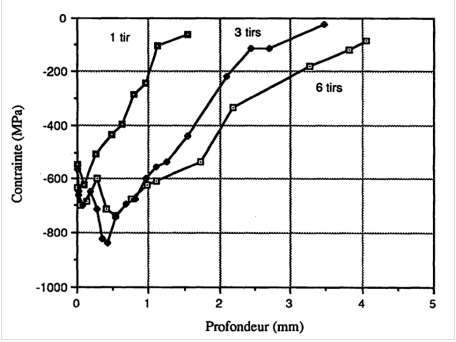
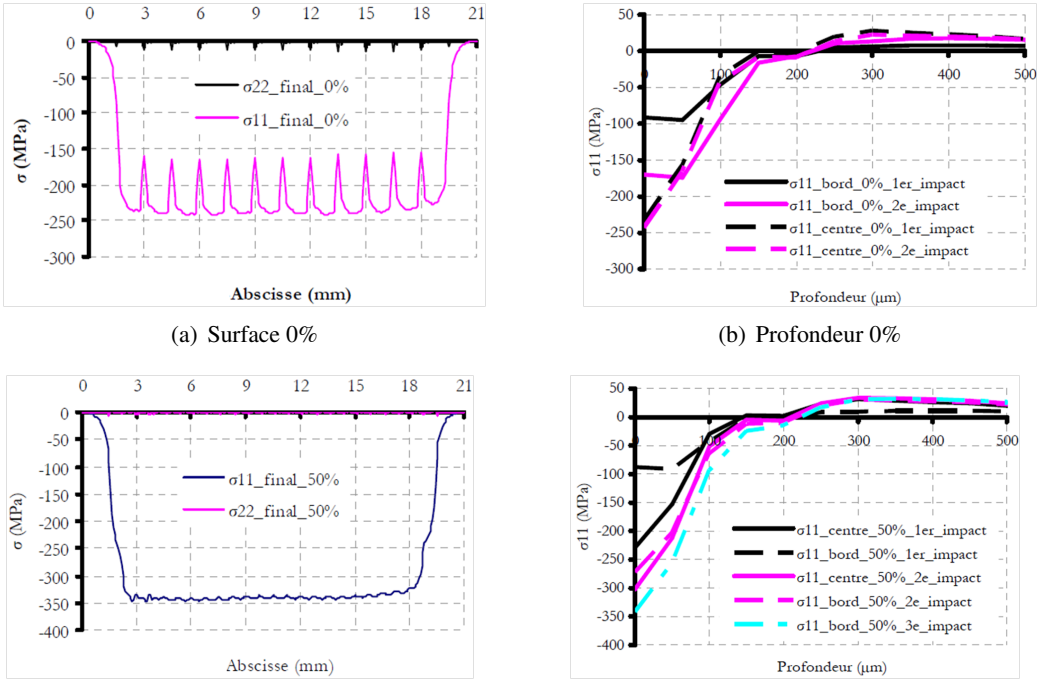


FIGURE I.3.21 – Effet du nombre de tirs à 10 GW/cm^2 en 25 ns [Fournier, 1989]

Les résultats expérimentaux de la figure I.3.21 fournis par [Fournier, 1989] dans sa thèse sont en accord avec ces conclusions.

3.3.5.2 Étude du recouvrement entre impacts

Au-delà de la répétition d'impacts superposés, il est également intéressant de regarder l'effet que peut avoir le recouvrement entre impacts (distance entre les centres des impacts successifs) sur l'état résiduel surfacique et en profondeur.



(a) Surface 0%

(b) Profondeur 0%

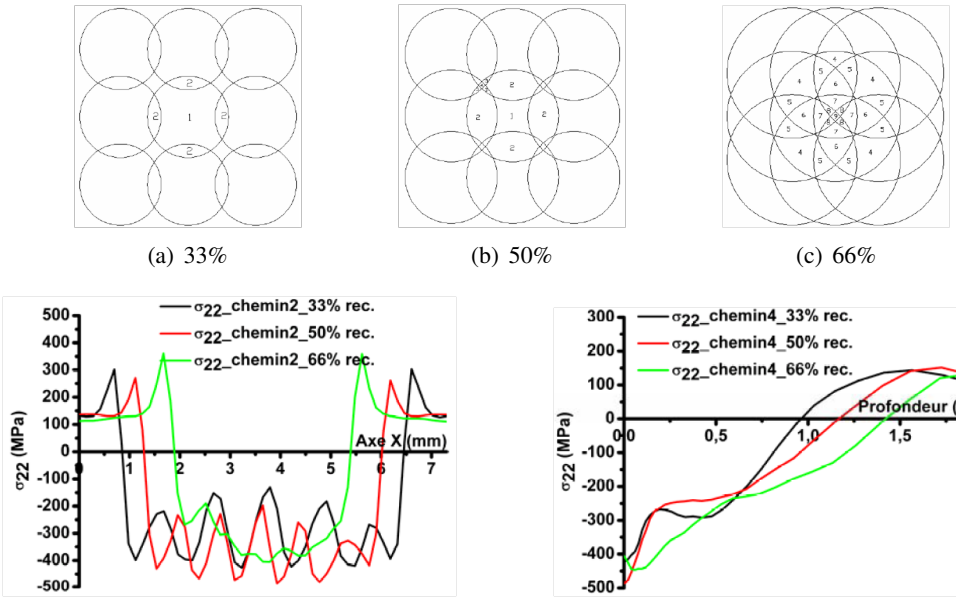
(c) Surface 50%

(d) Profondeur 50%

FIGURE I.3.22 – Contraintes résiduelles à la surface et dans la profondeur sans recouvrement et avec un recouvrement de 50% entre les impacts (Acier C75) [Chaieb, 2004]

I. Chaieb [Chaieb, 2004] dans sa thèse présente des résultats sans recouvrement entre impacts (distance entre les centres des impacts successifs égale au diamètre) et 50% de recouvrement (distance entre les centres des impacts successifs égale au rayon). Pour cette étude, il utilise un modèle en déformation plane. Pour des impacts sans recouvrement, il obtient un état de contrainte homogène en ce qui concerne la valeur maximale à la surface, mais de nombreux pics au niveau des bords d'impacts sont présents sur la figure I.3.22(a). En comparant les résultats avec un recouvrement de 50% entre impacts, nous pouvons voir que les pics au niveau des bords d'impacts sont beaucoup moins importants. Les contraintes sont plus importantes à la surface et dans la profondeur pour le recouvrement de 50% mais il n'y a pas de différence sur la profondeur affectée. Toutefois, ces résultats sont à nuancer. En effet, dans le cadre de cette thèse, nous avons montré que les contraintes à la surface étaient plus lisses en déformation plane qu'en 3D [Julan et al., 2013b].

H. Song [Song, 2010] a réalisé une étude en 3D pour analyser l'influence du recouvrement sur les contraintes résiduelles. Les différentes configurations sont présentées sur la figure I.3.23(a) avec un taux de recouvrement défini de la façon suivante : $\%rec. = \frac{\Delta x}{D}$, avec D le diamètre d'impact et Δx le déplacement entre deux impacts.



(a) 33% (b) 50% (c) 66%

(d) Surface (e) Profondeur

FIGURE I.3.23 – Contraintes résiduelles à la surface et dans la profondeur pour différents recouvrements (AA2050-T8) [Song, 2010]

La figure I.3.23(b) montre que le recouvrement des impacts augmente l'homogénéité des contraintes résiduelles à la surface. L'amplitude des contraintes varie très peu, alors que la profondeur plastifiée augmente avec le recouvrement.

3.3.6 Autres paramètres influents

L'ensemble des résultats présentés précédemment ont été réalisés sur des structures planes. Or, parmi les applications industrielles qui pourraient intéresser EDF, il y a les tubes de GV ou encore les circuits de RRA. Il est donc important de pouvoir analyser également les contraintes résiduelles obtenues par choc laser sur une surface courbée.

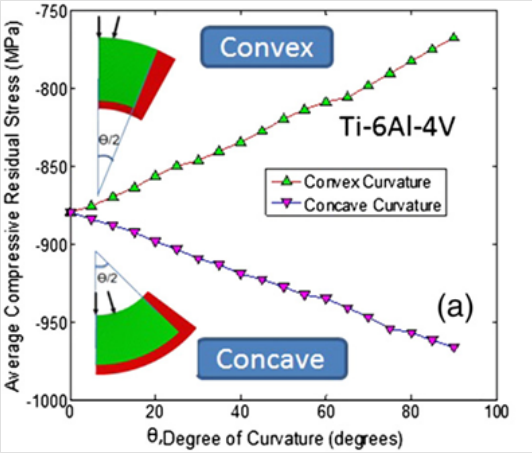


FIGURE I.3.24 – Évolution des contraintes résiduelles en fonction de la courbure (Ti-6Al-4V)

Des calculs sur des structures concaves et convexes [Vasu et al., 2013] ont montré que les contraintes résiduelles de compression diminuent avec la convexité et augmente avec la concavité (Fig.I.3.24). Si la courbure

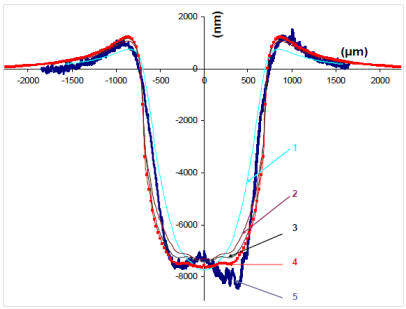


FIGURE I.3.25 – Enfoncement de la surface pour différents profils surfaciques de pression (courbes 1 à 4)-Courbe 5 obtenue par profilométrie (AA2050-T8) [Song, 2010]

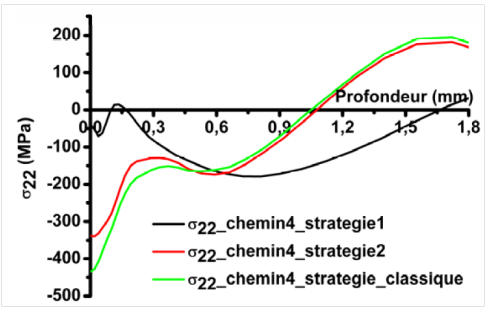


FIGURE I.3.26 – Influence de la stratégie d'impactage sur les contraintes résiduelles (AA2050-T8) [Song, 2010]

est faible la différence de contraintes n'est pas très importante. On est donc conservatif en utilisant une surface plane si l'on étudie une surface concave (intérieur d'un tube) alors que ce n'est pas le cas pour les surfaces convexes (extérieur d'un tube).

D'autre paramètres tels que la répartition spatiale de la pression ou encore la stratégie d'impactage ont été étudiés dans la littérature [Song, 2010]. Quelques résultats sont présentés sur la figure I.3.25.

3.4 Étude de la fatigue et de la CSC

Le choc laser est un procédé de prévention contre la fatigue et la CSC. Dans la littérature, de nombreux auteurs ont montré que les structures impactées par choc laser ont une durée de vie plus importante que ce soit du point de vue de la fatigue ou de la CSC.

Des tests de CSC ont été réalisés avec et sans choc laser dans la littérature ([Peyre et al., 2000], [Obata et al., 1999], [Yoda et al., 2008]). Ces tests montrent que les pièces traitées par choc laser ne fissurent pas malgré leur immersion dans des environnements très corrosifs (Fig.I.3.27).

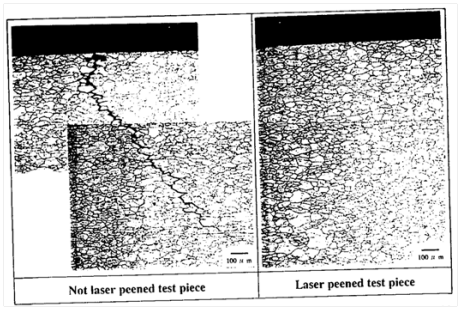
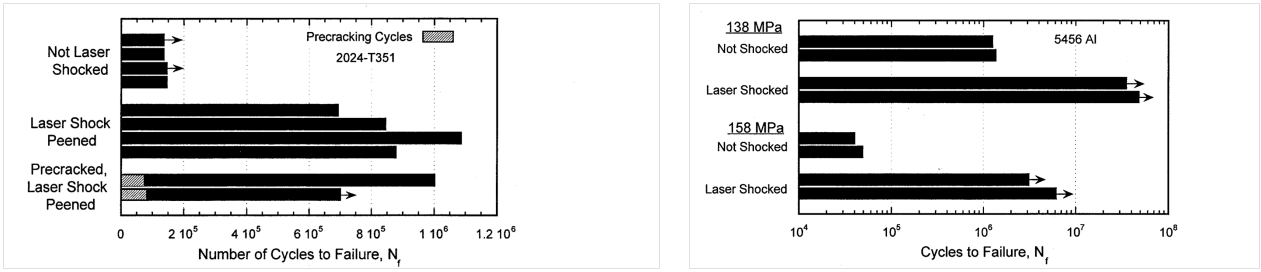


FIGURE I.3.27 – Analyse de la microstructure d'une pièce après son immersion dans un environnement corrosif avec et sans choc laser (Acier 304) [Obata et al., 1999]

Concernant le bénéfice du choc laser sur la fatigue, de nombreux résultats existent sur les alliages d'aluminium ([Peyre et al., 1996], [Clauer, 1991]), de titane ou des aciers inoxydables [Sano et al., 2006] dans la littérature.

A.H. Clauer [Clauer, 1991] a montré qu'en contrainte contrôlée le choc laser améliorait significativement



(a) Éprouvette saine et pré-fissurée (Aluminium 2024-T351)

(b) Éprouvette soudée (Aluminium 5456)

FIGURE I.3.28 – Amélioration de la durée de vie en fatigue d'une éprouvette (a) saine et pré-fissurée, (b) soudée avec le choc laser [Clauer, 1991]

la durée de vie d'éprouvettes saines, mais également d'éprouvettes pré-fissurées (Fig.I.3.28(a)). Il a également démontré que le choc laser était plus bénéfique que le grenaillage pour la durée de vie en fatigue.

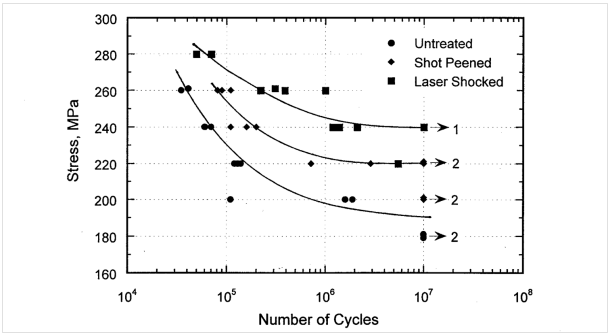


FIGURE I.3.29 – Comparaison de l'effet du grenaillage et du choc laser sur la durée de vie en fatigue d'une éprouvette (Aluminium 7075-T7351) [Peyre et al., 1996]

Toutefois, l'ensemble des résultats obtenus pour la fatigue l'est en contrainte contrôlée. Sachant les différences sur l'effet d'écrouissage en contrainte ou en déformation contrôlée, on peut raisonnablement se demander ce qu'il en est pour le traitement par choc laser.

CHAPITRE 4

CONCLUSION DE L'ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

Au travers de la problématique industrielle, nous pouvons nous rendre compte de l'importance de la maîtrise des procédés de mise en compression. En effet, au travers de la simulation de ces procédés, il est possible de réaliser de nombreuses études paramétriques et ainsi d'éviter des essais expérimentaux qui peuvent être coûteux et longs, voire impossible pour certaines structures industrielles. Or, parallèlement à la mise en place d'un procédé sur le parc nucléaire, EDF souhaite accompagner son utilisation et s'assurer de sa conformité, parce que les structures sur lesquelles la mise en compression est réalisée ne sont pas exactement celles des maquettes.

Les problèmes de fatigue et de CSC étant des problèmes rencontrés sur le parc nucléaire, la possibilité d'utiliser un nouveau procédé de mise en compression tel que le choc laser est très importante. C'est dans ce cadre que la thèse s'inscrit. Le choc laser n'ayant jamais été modélisé numériquement à EDF, il est nécessaire de développer des modélisations pour les matériaux qui intéressent EDF. Des comparaisons avec le grenaillage, qui a été utilisé sur le parc sont également importantes car cela permettra de mieux connaître l'effet des procédés sur la fatigue thermique à grand nombre de cycles (circuits de RRA) et la CSC (PFC, tubes de GV).

Dans cette partie, nous avons présenté de nombreux modèles numériques et analytiques pour le choc laser ainsi que de nombreux résultats expérimentaux. Ces résultats ont permis de faire les conclusions ci-dessous.

- Le choc laser est un procédé bien maîtrisé et mâture industriellement.
- Les différents paramètres qui influent sur l'état résiduel sont nombreux, il est donc important de comprendre leurs impacts sur l'état final afin d'optimiser au mieux le traitement.
- La durée de vie en fatigue est améliorée avec le choc laser.
- Après le choc laser les pièces ne subissent plus la CSC.

Certaines études paramétriques n'ont pas été traitées dans le cadre de cette thèse car les résultats présentés dans la littérature sont nombreux. Nous étudierons particulièrement l'influence de la loi de comportement utilisée et d'un état initial de soudage sur les contraintes résiduelles après traitement. Par la suite, nous étudierons les conséquences de ce traitement sur la tenue à la fatigue de façon qualitative, mais nous n'aborderons pas la CSC.

DEUXIÈME PARTIE

Lois de comportement à petite et grande vitesse

POUR *simuler l'impact laser à une vitesse de déformation de l'ordre de 10^6 s^{-1}, il est nécessaire d'avoir une loi de comportement à grande vitesse. Si on considère une décharge élastique après l'impact, la connaissance de cette loi sous chargement monotone est suffisante. Néanmoins dans le cas de plusieurs impacts, il est nécessaire de connaître son comportement sous un chargement de quelques cycles et dans ce cas, une loi monotone n'est plus suffisante. Toutefois, il n'existe pas de loi cyclique à grande vitesse de déformation, nous avons donc utilisé une loi monotone. Le premier chapitre est consacré à un état de l'art des lois de comportement à grandes vitesses et des dispositifs permettant d'identifier leurs paramètres.*

SUITE *au calcul d'impact, on obtient un état résiduel pour lequel nous avons réalisé une étude de fatigue. Cette étude nécessite l'utilisation d'une loi cyclique permettant de prendre en compte la mémoire de la charge maximale. Pour cela, nous présentons le modèle de Chaboche avec mémoire de charge maximale ainsi que quelques illustrations.*

Table des matières

1 Comportements à grande vitesse de déformation sous un chargement monotone **81**

1.1 Les dispositifs pour déterminer le comportement à grande vitesse 81

1.1.1 Barres de Hopkinson 82

1.1.2 Cylindre de Taylor 85

1.1.3 Impact de plaques (choc) 86

1.1.4 Choc laser et essais VISAR [Peyre 98] 86

1.2 Lois de comportement à grande vitesse 87

1.2.1 Modèles purement phénoménologiques 88

1.2.2 Modèles fondés sur le comportement de la micro-structure 90

1.2.3 Validité des lois de comportement 91

2 Comportement à petite vitesse de déformation sous un chargement cyclique **95**

2.1 Description théorique du modèle de Chaboche 95

2.2 Prise en compte de l'effet de mémoire 97

2.3 Quelques illustrations 98

3 Conclusion **99**

CHAPITRE 1

COMPORTEMENTS À GRANDE VITESSE DE DÉFORMATION SOUS UN CHARGEMENT MONOTONE

Dans ce chapitre sur les lois à grande vitesse de déformation, une bibliographie est faite seulement sur les cas de charge monotone puisque le cas cyclique n'est quasiment pas répertorié. Les lois de comportement ayant un écrouissage isotrope, nous pouvons considérer, que, bien qu'elles soient monotones, elles peuvent aussi être appliquées en cyclique à faible nombre de cycles.

Le tableau II.1.1 [Rohr et al., 2008] donne des exemples de vitesse de déformation en fonction du processus industriel. Dans ce tableau, nous avons ajouté les caractéristiques moyennes concernant le grenaillage, le choc laser, ainsi que le procédé de WJP.

Process / Application	Vitesse matérielle[1] (m/s)	Vitesse de déformation (s^{-1})
Quasi-statique Formage à faible vitesse (laminage, extrusion profonde)	$< 0,1.10^{-3}$ Variable	$< 10^{-4}$ 10^{-3}-10^{2} à 10^{3}
Train/Car crash Formage rapide (high speed cutting, explosive welding)	1-70 Variable	1-10^{2} 10^{3}-10^{6}
Projection balistique Impact de micro-météorites sur des satellites	300-8000 100000	10^{3}-10^{7} 10^{4}-10^{8}
Grenaillage	10-100	10^{3}-5.10^{5}
Choc laser	< 500 m/s	$> 10^{6}$
Procédé de WJP	240	$> 10^{6}$

TABLE II.1.1 – Exemple de vitesses de déformation pour différents procédés et applications [Rohr et al., 2008]

1.1 Les dispositifs pour déterminer le comportement à grande vitesse

Une variété de techniques a été utilisée pour obtenir les propriétés des matériaux à des vitesses de déformations supérieures à 100 m/s, où le problème devient dynamique. Il s'agit des barres d'Hopkinson, du cylindre de Taylor et de l'impact avec choc par projection d'un disque plan sur un plan. La figure II.1.1 montre un diagramme où les dispositifs précédents sont classés en fonction des vitesses de déformation qu'ils peuvent créer

1. Vitesse maximale de la surface impactée

[Field et al., 2004].

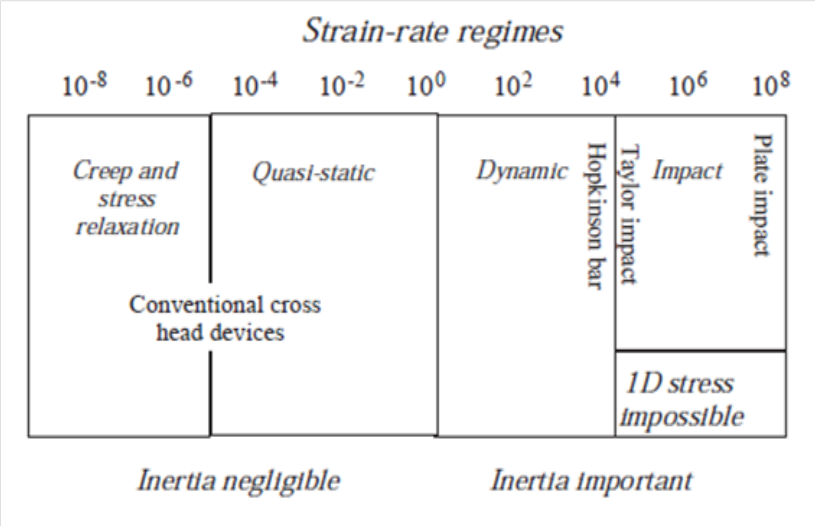


FIGURE II.1.1 – Diagramme des différents régimes de vitesse de déformation [Field et al., 2004]

Il est important de préciser qu'il existe une zone de transition autour de $10^4 s^{-1}$ pour laquelle l'état de contrainte unidimensionnelle n'est plus valable. Au-delà de cette zone, on passe à une déformation uniaxiale qui est due au confinement inertiel : la vitesse de déplacement dans le sens de l'impact étant très grande, l'inertie ne permet pas un déplacement significatif dans le sens perpendiculaire, ce qui implique que la déformation dans le sens perpendiculaire à l'impact reste négligeable. Cette zone de transition dépend de la densité et de la taille de l'échantillon [Field et al., 2004], ce qui conditionne la taille du dispositif à utiliser.

1.1.1 Barres de Hopkinson

La barre de Hopkinson est le dispositif le plus utilisé et le plus précis qui puisse donner une courbe de compression à une vitesse donnée. Elle est utilisée pour des vitesses de déformation allant de 10^2 à $10^4 s^{-1}$. Il en existe de différents types : la barre d'Hopkinson en compression qui est la plus utilisée (Split Compression Hopkinson bar SCHB [Zhao et al., 1997]), la barre d'Hopkinson en traction (Split Tension Hopkinson bar STHB [Nicholas, 1981]) et puis la barre d'Hopkinson en torsion pour étudier les impacts en cisaillement [Kobayashi et al., 2008].

La figure II.1.2 montre le schéma d'un dispositif SHCB. Ce dispositif est un mécanisme d'essai proposé par Hopkinson, puis amélioré par Kolski [Kolsky, 1949] qui a ajouté une deuxième barre et qui a donné les équations qui génèrent la propagation des ondes dans les barres.

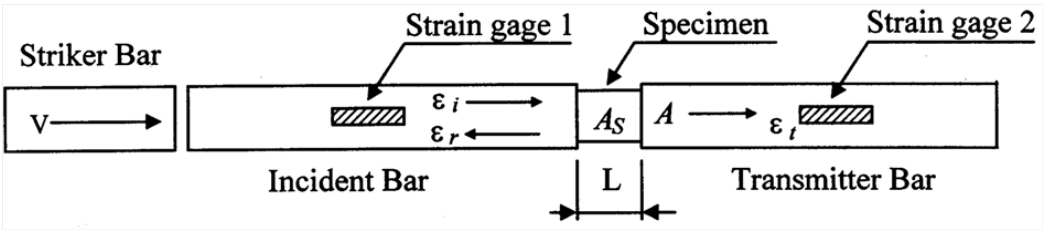


FIGURE II.1.2 – Dispositif SHCB : barre d'Hopkinson en compression [Zhao et al., 1997]

Une explosion (pression due à un fluide) projette une barre de petite longueur (striker bar) sur une barre de plus grande longueur (incident bar). L'impact des deux barres génère une onde de compression dans la barre

incidente ou entrante (incident bar) qui se propage jusqu'à l'échantillon. Quand l'onde arrive sur l'échantillon, une partie est réfléchie et une autre est transmise à la barre sortante ou transmetteur (transmitter bar). L'onde réfléchie est une onde de traction, tandis que l'onde transmise est de compression. Les deux barres ayant une limite d'élasticité élevée par rapport à l'échantillon, elles restent dans le domaine élastique.

Les mesures effectuées sont les profils en temps des ondes incidentes et réfléchies dans la barre entrante et de l'onde transmise dans la barre sortante. Ces profils et la théorie des ondes permettent de déterminer l'histoire des vitesses et des efforts appliqués sur les deux faces de l'échantillon.

Dans ce type d'essais, les champs de contraintes et de déformations sont considérés comme homogènes à l'intérieur de l'échantillon. Pour avoir cette homogénéité, on considère qu'il faut un millier de grains (10 par direction) dans l'échantillon. Ainsi si les grains sont gros, il est nécessaire d'avoir des dispositifs plus grands. Dans le cas des essais sur le béton, les dispositifs sont donc largement plus grands que pour les métaux. Inversement, quand les grains sont fins, il est possible d'atteindre des vitesses bien plus importantes (jusqu'à $2.10^5 s^{-1}$) avec des barres miniatures d'épaisseur 3 mm.

Les déformations sont enregistrées dans les deux barres avec des dispositifs électriques et permettent de calculer les contraintes et les déformations dans l'échantillon, à partir des formules suivantes [Zhao et al., 1997] :

$$\varepsilon_S(t) = -\frac{2.C_0}{L}.\int_0^t \varepsilon_R(t)dt \tag{II.1.1}$$

avec ε_S la déformation moyenne dans l'échantillon, ε_R la déformation réfléchie, L la longueur de l'échantillon.

C_0 est défini de la façon suivante :

$$C_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \tag{II.1.2}$$

On obtient donc la vitesse de déformation moyenne fonction de la déformation réfléchie :

$$\frac{d\varepsilon_S(t)}{dt} = -\frac{2.C_0}{L}.\varepsilon_R(t) \tag{II.1.3}$$

et la contrainte moyenne :

$$\sigma_S(t) = E.\frac{A_0}{A}\varepsilon_T(t) \tag{II.1.4}$$

où ε_T est la déformation transmise.

Notons que la mesure des histoires des efforts sur les deux faces de l'échantillon permet de s'assurer de l'homogénéité des déformations et que les effets de structures ou d'inertie sont absents dans l'échantillon.

La figure II.1.3 montre un signal obtenu avec la barre d'Hopkinson qui permet le calcul de la déformation et de la contrainte dans l'échantillon.

Un essai fournit une courbe contrainte-déformation pour une vitesse donnée. Ainsi, pour des tests réalisés à différentes vitesses, il est possible d'obtenir les courbes contrainte-déformation en fonction de la vitesse de déformation. La figure II.1.4 [Lee et al., 2001] montre les courbes contrainte-déformation à différentes vitesses de déformation obtenues par un SHCB sur un acier 304L.

On peut noter que la déformation va au-delà des 30%. Cet ordre de grandeur de déformation est plus im-

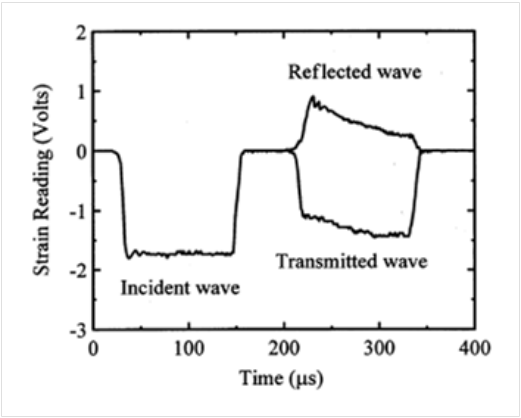


FIGURE II.1.3 – Signal relevé par un oscilloscope pour un échantillon testé à $1,3.10^3 s^{-1}$ avec un SHBC [Lee et al., 2001]

portant que pour le choc laser (de l'ordre de 2%), mais plus proche des déformations obtenues numériquement pour un grenaillage (de l'ordre de 10% [Li, 2011]). On peut noter sur la figure II.1.4, des oscillations pour les faibles niveaux de déformation plastique, en dessous de 2%. Or, c'est ce domaine qui nous intéresse pour le choc laser, il peut donc être intéressant de savoir si cela est lié au comportement ou à l'essai.

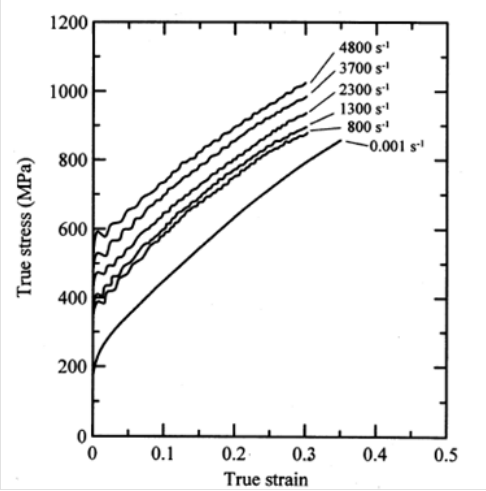


FIGURE II.1.4 – Courbes de contrainte/déformation pour différentes vitesses de déformation pour un acier 304L à température ambiante [Lee et al., 2001]

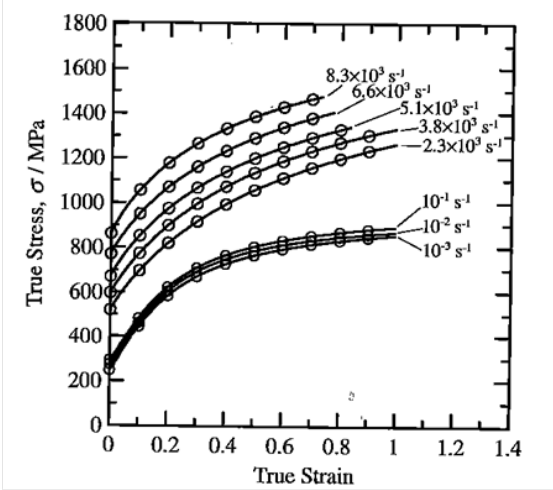


FIGURE II.1.5 – Courbes de contrainte/déformation pour différentes vitesses de déformation pour un Inconel 690 à température ambiante [Lee et al., 2004]

La figure II.1.5 montre les mêmes types de courbes obtenues pour un Inconel 690 mais allant jusqu'à 80% de déformation [Lee et al., 2004].

Contrairement à la figure II.1.5, la figure II.1.6 montre une différence nettement moins importante des contraintes pour différents niveaux de déformation d'un Inconel 600 entre $10^{-3}s^{-1}$ et $10^3 s^{-1}$ [Rajenderan, 1991]. Cette différence est encore moins marquée pour l'Inconel 718 comme on peut le voir sur la figure II.1.7 [Rajenderan, 1991]. Le même résultat est obtenu pour du Nickel pur, alors que pour un alliage d'aluminium 2024-T6 les limites d'élasticité à $10^{-3}s^{-1}$ et $10^3 s^{-1}$ sont très différentes. Il est donc nécessaire de faire attention à la généralisation des résultats.

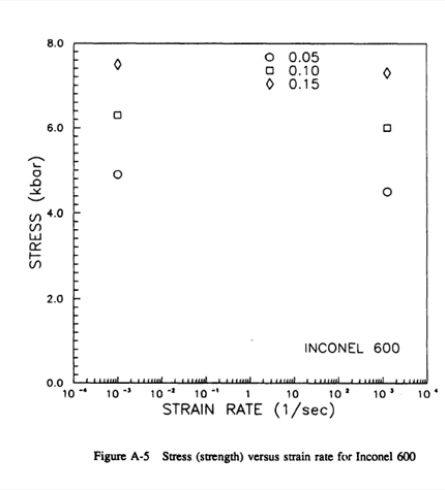


FIGURE II.1.6 – Contraintes en fonction de la vitesse de déformation pour trois niveaux de déformation différents pour l'Inconel 600 [Rajenderan, 1991]

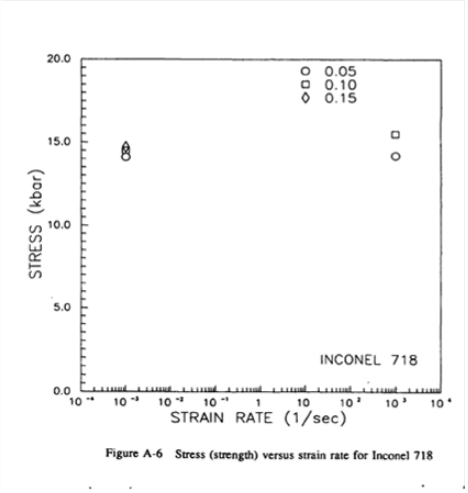
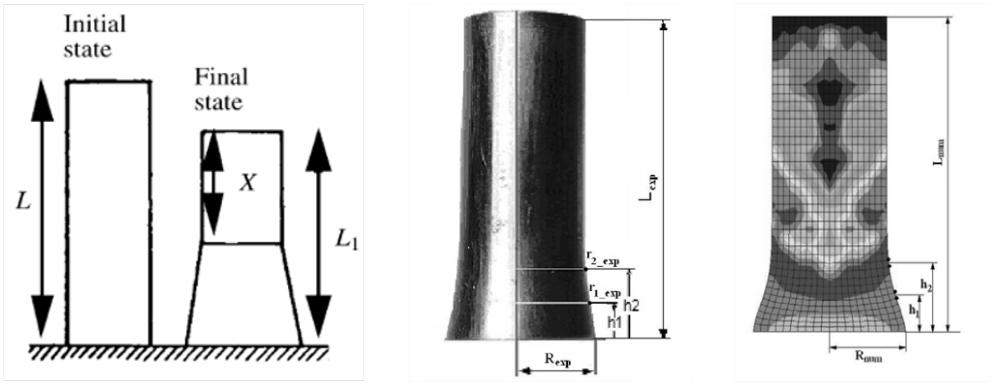


FIGURE II.1.7 – Contraintes en fonction de la vitesse de déformation pour trois niveaux de déformation différents pour l'Inconel 718 [Rajenderan, 1991]

1.1.2 Cylindre de Taylor

En général, pour des matériaux ductiles, on utilise le cylindre de Taylor pour des vitesses entre $10^4 s^{-1}$ et $10^6 s^{-1}$ [Taylor, 1948]. Ce mécanisme consiste à impacter un massif rigide par un cylindre plein avec une vitesse variant de 50 à 500 m/s. Le cylindre se déforme donc de façon élasto-plastique près du massif, ce qui implique que les champs de contraintes et de déformations ne sont pas homogènes. Néanmoins, après l'impact, l'axisymétrie des cylindres n'étaient pas respectée, les résultats n'étaient donc pas fiables [Field et al., 2004] ; ainsi le dispositif a été modifié [Erlich, 1985]. Par la suite, les mesures sont obtenues par la méthode VISAR (Velocimetry Interferometer System for Any Reflector) [Barker et al., 1972].



(a) Schéma avant et après impact (b) Géométrie déformée (c) Champ de déformation

FIGURE II.1.8 – Représentation du mécanisme de la barre de Taylor et de la structure déformée [Nistor et al., 2006]

Les figures II.1.8(a), II.1.8(b) et II.1.8(c) [Nistor et al., 2006], montrent respectivement un schéma du cylindre avant et après impact, la géométrie déformée et le champ de déformation obtenu après impact.

La contrainte dans chaque section est donnée par la relation suivante :

$$\sigma = \left(\frac{\rho_C . v_C^2}{2}\right) . \frac{L-X}{L-L_1} . ln\left(\frac{L}{X}\right) \tag{II.1.5}$$

avec v_C la vitesse d'impact et ρ la densité.

La déformation peut être obtenue en étudiant la géométrie déformée par un calcul éléments finis. Pour cela, il est possible de se donner une loi de comportement dont on détermine les paramètres à partir de la déformation de la barre en combinant une méthode inverse et le calcul éléments finis [Slais et al., 2012]. Contrairement au cas de la barre d'Hopkinson où pour chaque vitesse de déformation il faut un seul essai, cette technique permet avec un seul essai de couvrir un domaine important de vitesses de déformation entre $10^4 s^{-1}$ et $10^6 s^{-1}$; ceci étant obtenu souvent au détriment d'une bonne précision.

La gamme de vitesses de déformation qu'il est possible d'atteindre est plus étendue que celle des barres d'Hopkinson, car dans le cas des essais Hopkinson, la vitesse est limitée pour que les deux barres restent élastiques.

1.1.3 Impact de plaques (choc)

Pour des vitesses entre $10^6 s^{-1}$ et $10^8 s^{-1}$, l'impact de plaques (Fig.II.1.9) est utilisé. Ce mécanisme permet d'obtenir les plus grandes vitesses de déformation possible en laboratoire [Zhao et al., 1997]. Avec une explosion intense, un disque plan est lancé contre un massif rigide pour créer une onde plane de choc comme dans le cas d'impact laser. La vitesse matérielle peut ainsi atteindre 1000 m/s pour les métaux avec une durée d'impact dépendant en partie de l'épaisseur des plaques projetées.

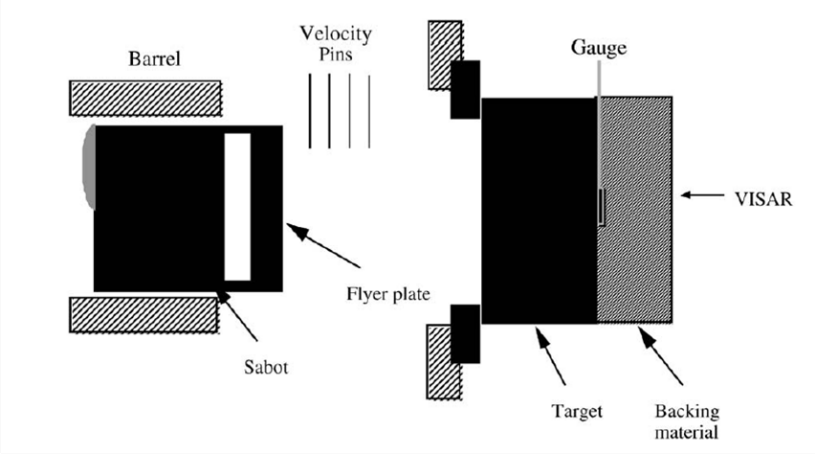


FIGURE II.1.9 – Dispositif expérimental pour l'impact de disque sur un massif rigide [ref]

Dans ce test, le chargement peut être considéré comme unidimensionel en déformation. Les essais réalisés dans [Swegle et al., 1985] ont permis la détermination de la viscosité de l'acier pour l'étude du choc laser dans [Ballard, 1991] à une vitesse de déformation de $10^6 s^{-1}$. Une autre application de ces tests est l'obtention de courbe d'Hugoniot, ainsi que des résultats de pressions très importantes. Les mesures de vitesse sont faites avec Interferometer Doppler Laser (IDL), ou la méthode VISAR.

1.1.4 Choc laser et essais VISAR [Peyre 98]

Le choc laser met en œuvre des vitesses de déformation élevées ($10^6 s^{-1}$) et des temps de déformation très courts. Dans ces conditions, il n'est pas possible d'obtenir la courbe contrainte-déformation mais les techniques vélocimétriques (mesures de vitesses), de type VISAR, permettent d'obtenir les limites d'élasticité sous choc à travers la mesure des précurseurs élastiques. Ce procédé est présenté dans le chapitre 1 de la partie III [Barker et al., 1972].

1.2 Lois de comportement à grande vitesse

La sensibilité à la vitesse de déformation est étudiée pour beaucoup de matériaux différents : céramique, polymère, béton et les métaux. Pour l'ensemble de ces matériaux, une dépendance à la température existe. Pour les métaux, la plasticité étant contrôlée par la création et le mouvement des dislocations ainsi que leurs interactions avec des obstacles [Suresh, 1991], il existe également une dépendance en écrouissage [1]. Dans le cas uniaxial, la contrainte peut donc s'écrire sous la forme suivante :

$$\sigma = f(\dot{\varepsilon_P}, \varepsilon_P, T) \tag{II.1.6}$$

En ce qui concerne la dépendance en vitesse de déformation plastique, la majorité des métaux a montré une dépendance linéaire de la contrainte au logarithme de la vitesse de déformation au moins pour un domaine donné de vitesse de déformation [Hasenpouth, 2010]. Sur ce point des résultats différents sont présentés dans la littérature. En effet, sur la figure II.1.10, on distingue trois zones avec une évolution linéaire de la contrainte (limite d'élasticité) en fonction du logarithme de la vitesse de déformation plastique dans chacune d'elles [Hasenpouth, 2010]. Il est possible d'observer que le dernier changement de pente se situe pour une vitesse comprise entre 10^3 et $10^4 s^{-1}$. Ce changement est également confirmé par les résultats expérimentaux sur la figure II.1.11 [LS, 2007].

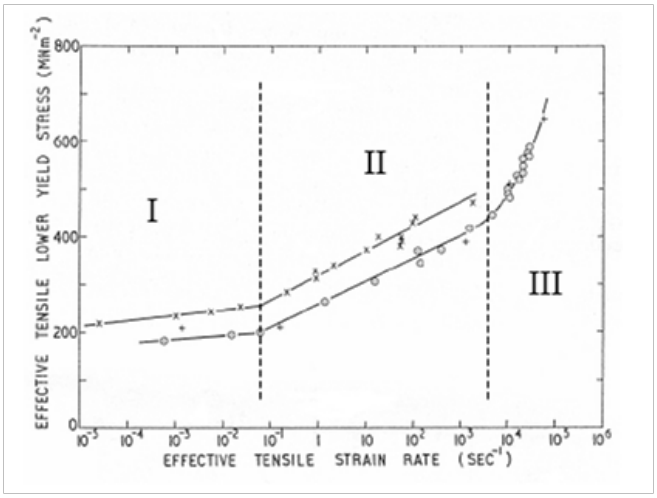


FIGURE II.1.10 – Représentation de la contrainte en fonction du logarithme de la vitesse de déformation pour un acier En3B (acier doux CC) : 3 zones de linéarité [Hasenpouth, 2010]

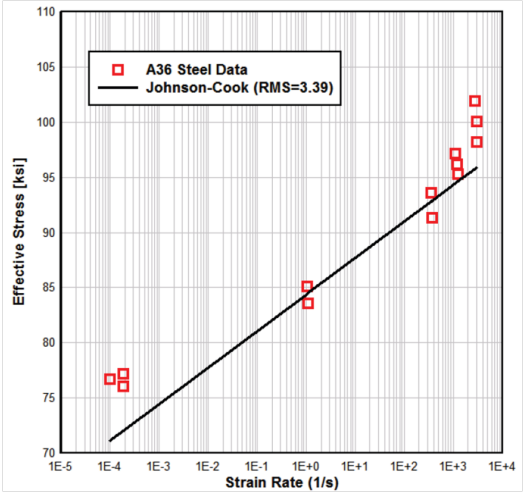


FIGURE II.1.11 – Représentation de la contrainte en fonction du logarithme de la vitesse de déformation pour un acier A36 (CC) : 3 zones de linéarité pour les résultats expérimentaux [LS, 2007]

La figure II.1.12 [Field et al., 2004] contrairement aux cas précédents montre un régime bilinéaire pour un cuivre pur (CFC). La cassure de la pente se produit vers $10^4 s^{-1}$. Selon [Field et al., 2004], ce changement est lié au passage de la contrainte uniaxiale à la déformation uniaxiale. Néanmoins, ce changement de pente se produit pour l'Inconel 690 (CFC) [Lee et al., 2004] plutôt vers $10^3 s^{-1}$ (Fig.II.1.13), ce qui pourrait mettre en évidence un autre phénomène que le confinement inertiel provoquant le passage à une déformation uniaxiale.

La figure II.1.14 [Rohr et al., 2008] montre pour un acier martensitique revenu, un régime bilinéaire tandis que pour l'alliage WSA, on obtient un régime linéaire. Dans ce cas, les auteurs relient cette bilinéarité à la

1. Il s'agit de la déformation plastique en chargement monotone

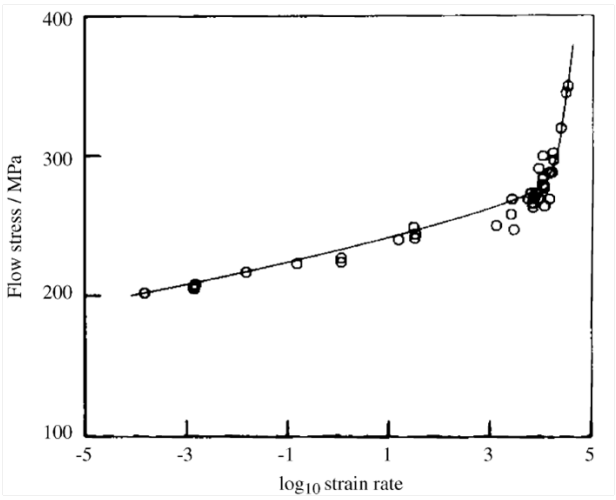


FIGURE II.1.12 – Représentation de la contrainte en fonction du logarithme de la vitesse de déformation pour un cuivre pure : 2 zones de linéarité [Field et al., 2004]

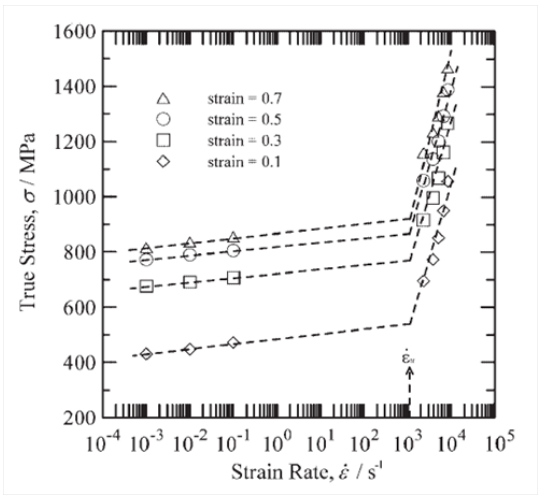


FIGURE II.1.13 – Représentation de la contrainte en fonction du logarithme de la vitesse de déformation pour un Inconel 690 : 2 zones de linéarité [Lee et al., 2004]

striction pour l'acier 4340, et la linéarité à l'absence de striction pour le matériau WSA.

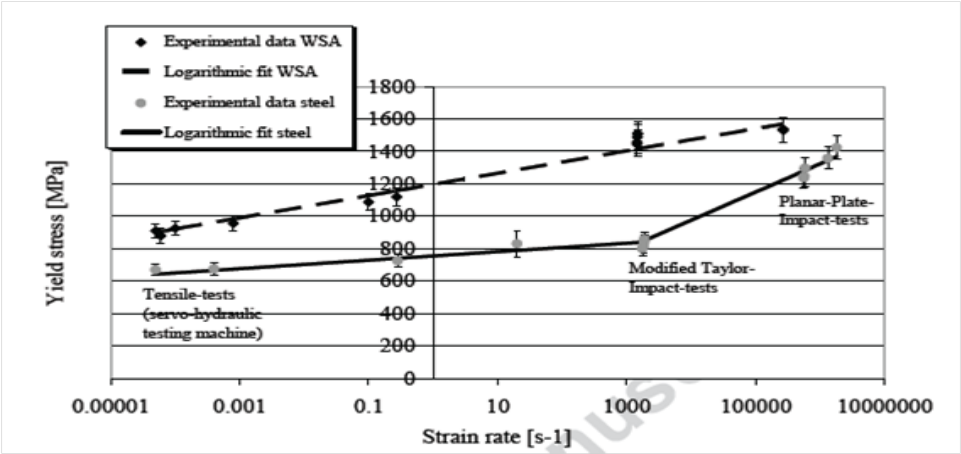


FIGURE II.1.14 – Représentation de la contrainte en fonction du logarithme de la vitesse de déformation :bilinéarité pour un acier martensitique revenu, linéarité pour le matériau WSA [Rohr et al., 2008]

Ces différences sur les résultats montrent que la dépendance de la limite d'élasticité à la vitesse de déformation dépend du matériau étudié et qu'il est donc important de pouvoir en tenir compte dans la loi de comportement.

Dans cette section, nous décrivons plusieurs lois de comportement dont celle de Johnson-Cook (JC) qui est la plus utilisée du fait de sa simplicité ; celle de Zerilli-Armstrong (ZA) qui est aussi très connue du fait qu'elle se fonde sur la théorie des dislocations et ainsi modélise le comportement des métaux selon leurs réseaux cristallins.

1.2.1 Modèles purement phénoménologiques

1.2.1.1 Loi de Johnson-Cook

En 1983, Johnson et Cook [Johnson et al., 1983] ont proposé une loi de comportement pour les métaux permettant de tenir compte des grandes vitesses de déformation et de la température. Cette loi a été à l'origine

proposée pour simuler de façon acceptable le test d'impact avec le cylindre de Taylor pour l'acier martensitique 4340, ainsi que le cuivre OFHC [2]. C'est un modèle avec un écrouissage isotrope pour lequel la dépendance à la vitesse de déformation et à la température se fait de façon multiplicative. La courbe de traction est donnée par :

$$\sigma = [A + B\varepsilon_P^n].\left[1 + C.ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_{P0}}\right)\right].\left[1 - \left(\frac{T - T_{ambiante}}{T_{fusion} - T_{ambiante}}\right)^m\right] \quad \text{(II.1.7)}$$

où σ représente la contrainte équivalente de Von Misès, ε_P la déformation plastique équivalente, $\dot{\varepsilon}_P$ la vitesse de déformation plastique équivalente, $\dot{\varepsilon}_{P0}$ la vitesse de déformation plastique de référence, $T_{ambiante}$ la température ambiante et T_{fusion} la température de fusion du matériau. A, B et n sont des constantes qui décrivent l'écrouissage, C est le paramètre qui donne la sensibilité par rapport à la vitesse de déformation et m représente l'adoucissement thermique. La dépendance à la température (3ème partie de l'équation) apporte une partie adoucissante à la courbe de traction.

Remarque : *Nous pouvons remarquer que la loi de Johnson-Cook est définie par rapport à la déformation plastique. Pourtant dans la littérature, il est difficile de savoir si l'on travaille avec la déformation plastique ou la déformation totale. L'utilisation de la déformation plastique pourrait se justifier par le fait que le niveau de déformation plastique est beaucoup plus important que celui de la déformation élastique qui est négligeable. Ceci est moins vrai pour le choc laser où la déformation plastique ne dépasse pas 2% et où la déformation élastique peut atteindre 0,25%.*

La loi de Johnson-Cook est la loi la plus utilisée pour les grandes vitesses de déformation et donc existe dans la majorité des codes éléments finis, en particulier, Code_Aster, Abaqus, Europlexus, LS-Dyna, etc... Par ailleurs, sous forme multiplicative, l'identification de la loi est simple.

Le choix du paramètre $\dot{\varepsilon}_{P0}$ dans la loi de Johnson-Cook est relativement arbitraire : on le prend égal à 1 s^{-1} dans [Liang et al., 1999]. Dans [LS, 2007], une analyse poussée est faite sur ce paramètre et son influence sur les résultats. En l'occurrence, on suggère que ce paramètre soit 'naturellement' compatible avec les paramètres A et B. En particulier, il doit être pris égal à la valeur de la vitesse à laquelle les paramètres A et B ont été déterminés.

1.2.1.2 Différentes modifications de la loi de Johnson-Cook

Sous un impact, différentes zones de la surface impactée subissent des vitesses de déformation plastique différentes. Dans ce cas, la modélisation doit être valide sur un domaine étendu de vitesse.

Les premiers modèles très simples ont eu comme premier objectif de bien représenter les différents domaines en liaison avec la vitesse de déformation (Fig.II.1.10, II.1.11, II.1.12, II.1.13, II.1.14). Ainsi, seulement le terme dépendant de $\dot{\varepsilon}_P$ dans la loi de Johnson-Cook a été modifié.

Modèle avec un seul paramètre Rule et Johnes [Rule et al., 1998] ont proposé une loi avec une représentation en puissance pour la partie concernant la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_P$. Ce modèle garde donc un seul paramètre pour l'identification de la partie vitesse.

$$\sigma = [A + B\varepsilon_P^n].\left[\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_{P0}}\right]^{\alpha}.\left[1 - \left(\frac{T - T_{ambiante}}{T_{fusion} - T_{ambiante}}\right)^m\right] \quad \text{(II.1.8)}$$

2. Une dénomination pour le cuivre quasi pure

Modèle avec deux paramètres D'autres modèles ont été proposés avec deux paramètres à identifier.

H. Huh [Huh et al., 2002] ont proposé une représentation parabolique sous la forme :

$$\sigma = [A + B\varepsilon_P^n].\left[1 + C_1.ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_{P0}}\right) + C_2.\left(ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_{P0}}\right)\right)^2\right].\left[1 - \left(\frac{T - T_{ambiante}}{T_{fusion} - T_{ambiante}}\right)^m\right] \quad \text{(II.1.9)}$$

Coper et Symone [LS, 2007] ont modifié la partie en vitesse avec une représentation en puissance :

$$\sigma = [A + B\varepsilon_P^n].\left[1 + C\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_{P0}}\right)^\alpha\right].\left[1 - \left(\frac{T - T_{ambiante}}{T_{fusion} - T_{ambiante}}\right)^m\right] \quad \text{(II.1.10)}$$

Ou encore, il y a eu une représentation puissance du logarithme donné dans [Khang et al., 1999] :

$$\sigma = [A + B\varepsilon_P^n].\left[1 + C.\left(ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_{P0}}\right)\right)^p\right].\left[1 - \left(\frac{T - T_{ambiante}}{T_{fusion} - T_{ambiante}}\right)^m\right] \quad \text{(II.1.11)}$$

avec $\dot{\varepsilon}_{P0} = 10^{-3}$.

Dans les modèles précédents, la forme d'indépendance des variables reste multiplicative pour probablement simplifier l'identification des paramètres de la loi. Dans les modèles suivants, il n'y a plus une telle indépendance : la partie écrouissage est combinée avec la vitesse de déformation. Deux exemples sont donnés ci-dessous :

La loi Khan-Khuang [Khan et al., 1992] donnée par :

$$\sigma = \left[A + B\left(1 + \frac{ln(\dot{\varepsilon}_P)}{ln(D_{P0})}\right)^{n_1}\varepsilon_P^{n_0}\right].e^{C.ln(\dot{\varepsilon}_P)}.\left[1 - \left(\frac{T - T_{ambiante}}{T_{fusion} - T_{ambiante}}\right)^m\right] \quad \text{(II.1.12)}$$

Où $D_{P0} = 10^6 s^{-1}$.

Il est difficile de saisir la signification de D_{P0} pour l'identification, mais ces constantes servent à voir le terme en vitesse disparaître quand la vitesse de déformation devient égale à $10^6 s^{-1}$.

La loi de Khan-Huang modifiée [Lee et al., 2006] est donnée par :

$$\sigma = \left[A + B\left(1 + \frac{ln(\dot{\varepsilon}_P)}{ln(D_{P0})}\right)^{n_1}\varepsilon_P^{n_0}\right].\left[1 + C\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_{P0}}\right)^\alpha\right].\left[1 - \left(\frac{T - T_{ambiante}}{T_{fusion} - T_{ambiante}}\right)^m\right] \quad \text{(II.1.13)}$$

Où $D_{P0} = 10^9 s^{-1}$.

1.2.2 Modèles fondés sur le comportement de la micro-structure

Nous ne présentons que deux types de modèles : le modèle de Zerilli-Armstrong et celui de Preston-Tonks-Wallace.

1.2.2.1 Modèle de Zerilli-Armstrong basé sur la microstructure des dislocations

En 1986, Zerilli et Armstrong [Zerilli et al., 1987] ont proposé une loi fondée sur la dynamique des dislocations pour améliorer la représentation du comportement à grandes vitesses des alliages. En effet, c'est la création du mouvement des dislocations et l'interaction des dislocations avec les barrières qui contrôle la plas-

tification et l'écrouissage. Ceci dépend en particulier du réseau cristallin vu que les systèmes de glissement des dislocations sont très différents.

Les principaux réseaux sont :
- le réseau cubique centré (CC) : acier 4340 et tous les aciers à bas carbone,
- le réseau cubique à face centrée (CFC) : les alliages d'aluminium utilisés souvent dans l'aéronautique, les aciers inoxydables 304 et 316, l'Inconel (600, 690, etc..) utilisés dans l'industrie nucléaire, l'Inconel 718 utilisé dans le nucléaire et l'aéronautique pour les moteurs et le cuivre pur utilisé souvent pour les premières recherches,
- le réseau HCP Hexagonal Compact : certains alliages de Titan dans l'aéronautique.

Ils ont conclu que pour les métaux avec un réseau CC, la sensibilité du comportement à la vitesse de déformation est liée à la sensibilité de la limite d'élasticité à la vitesse de déformation. Plus clairement, la vitesse de déformation apparaît directement dans la limite d'élasticité sous forme multiplicative. Tandis que pour les métaux avec un réseau CFC la sensibilité est liée à l'écrouissage (mouvement et interaction avec les barrières de dislocation et autres), ainsi la vitesse de déformation doit apparaître dans le terme d'écrouissage. Une autre conséquence importante est que l'écrouissage (la déformation plastique) auquel se produit la charge limite est décalé vers de plus petites déformations plastiques pour le CC alors que cet écrouissage augmente avec la vitesse de déformation pour la symétrie CFC.

Ainsi, ils ont proposé deux modèles différents pour les systèmes CC et les systèmes CFC. Ces formules contiennent aussi la taille de grain puisque le joint de grain est une barrière au mouvement des dislocations. Mais comme pour un matériau donné cette taille est fixe, la contribution de la taille de grain est incluse dans la constante C_0.

$$CFC(C_1 = C_5 = 0) : \sigma = C_0 + C_2.\sqrt{\varepsilon}.exp(-C_3.T + C_4.T.ln(\dot{\varepsilon})) \tag{II.1.14}$$

$$CC(C_2 = 0) : \sigma = C_0 + C_1.exp(-C_3.T + C_4.T.ln(\dot{\varepsilon})) + C_5.\varepsilon^n \tag{II.1.15}$$

Ainsi, selon cette théorie, la loi de Johnson-Cook dans laquelle apparaît l'écrouissage et la vitesse de déformation de façon multiplicative, serait plus adaptée au matériau CFC (inconel, acier inoxydable).

1.2.2.2 Modèle de Preston-Tonks-Wallace

Ce modèle est assez complexe, il est décrit dans [Ahn et al., 2012]. Il se fonde également sur la théorie des dislocations. Il discute de deux régimes : un régime d'activation thermique pour un domaine de vitesse inférieur à $10^5 s^{-1}$ et un régime de choc entre $10^9 s^{-1}$ et $10^{12} s^{-1}$. Entre les deux, la situation n'est pas expliquée. Si nous parlons de ce modèle, c'est que, comme nous l'avons montré, à partir d'une certaine vitesse de déformation, la pente de la courbe contrainte/vitesse de déformation change ; ce qui pourrait avoir un lien avec la question d'activation thermique.

1.2.3 Validité des lois de comportement

Dans cette partie, nous ne discutons pas de la validité de tous les modèles présentés ci-dessus. Une analyse globale est présentée. La validité d'un modèle dépend du matériau, du niveau de déformation et de la vitesse. Il est donc difficile de valider tous les modèles.

Les premières études concernant une loi de comportement à grande vitesse ont été liées aux problèmes de balistique ou de l'explosion. Ainsi, les déformations étaient très grandes, arrivant jusqu'à 100% dans certains cas. Pour le grenaillage, on est environ à 10-15% et pour le choc laser on ne dépasse pas 2%. Il faut donc bien noter dans quel domaine la validation est effectuée.

Le passage au cas multi-axial (structure) s'effectue sous une hypothèse d'isotropie par l'intermédiaire d'une loi à écrouissage isotrope. Si dans la situation réelle, nous sommes dans un cas uniaxial, cette identification est assez prédictive. Mais, si la situation devient multiaxiale, ça ne sera plus le cas puisque, comme il est analysé dans [Liang et al., 1999], il faut prendre en compte l'aspect tridimensionnel (pour des vitesses intermédiaires) et la pertinence de la modélisation n'est plus garantie.

Une bonne représentation de la loi demanderait une bonne représentation pour différents niveaux d'écrouissage, différentes températures et différentes vitesses de déformation. On note sur la figure II.1.15 que pour un acier martensitique revenu [Hasenpouth, 2010] entre 2% et 10%, la loi de Johnson-Cook représente correctement l'expérience, pour différentes températures. Les essais ont été réalisés pour des vitesses de déformation entre 1500 et 2000 s^{-1}. La figure II.1.16 montre une moins bonne représentation du comportement d'un alliage d'aluminium Al-5083 par la loi de Johnson-Cook.

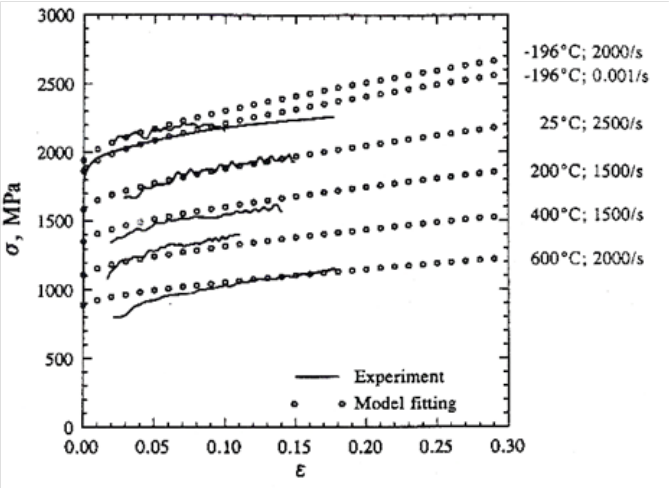


FIGURE II.1.15 – Application de la loi de Johnson-Cook pour l'acier martensitique revenu 4340 (CC) [Hasenpouth, 2010]

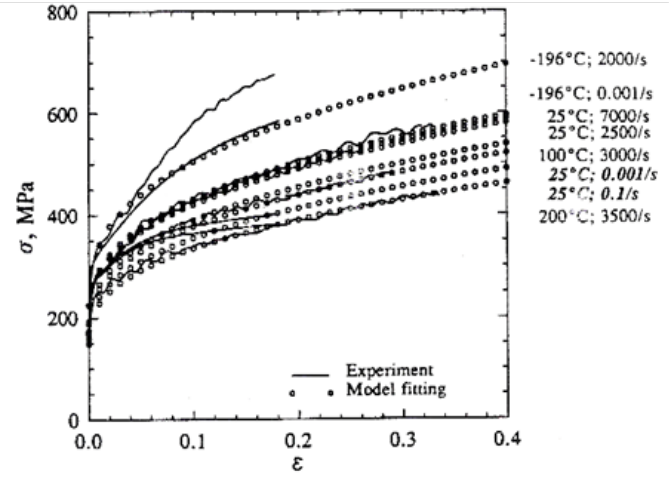


FIGURE II.1.16 – Application de la loi de Johnson-Cook pour l'alliage d'aluminium Al-5083 (CFC) [Hasenpouth, 2010]

La figure II.1.17 montre une meilleure approximation par le modèle Zerilli-Armstrong pour Al-5083 (CFC) à grande et à faible déformation [Hasenpouth, 2010]. La figure II.1.18 montre une bonne identification de la loi de Johnson-Cook mais la vitesse de déformation ne va que jusqu'à 20 s^{-1} [Amarchinta, 2010].

Une comparaison des modèles de Zerilli-Armstrong et de Johnson-Cook pour un acier inoxydable pour différentes températures est présentée sur la figure II.1.19. Le modèle de Zerilli-Armstrong donne de meilleurs résultats pour les faibles déformations et une vitesse de l'ordre de $2,5.10^3 s^{-1}$. Toutefois, il est important de remarquer que pour des faibles déformations (autour de 2%), les résultats expérimentaux présentent une forte oscillation. Ces mêmes oscillations se retrouvent sur la figure II.1.20 [Kobayashi et al., 2008].

Dans [Ahn et al., 2012] on compare plusieurs modèles sur trois types d'alliages : l'acier 4340 (CC), cuivre pur (CFC), et un alliage de Titane Ti-6Al-4V (HCP). Les modèles sont Johnson-Cook, Zerilli-Armstrong pour

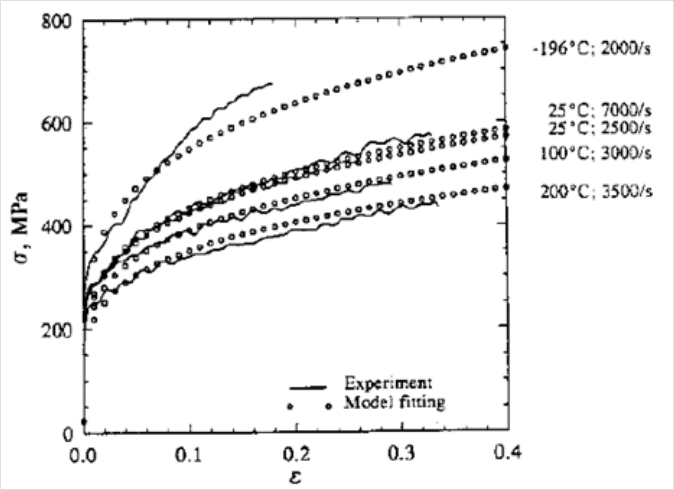


FIGURE II.1.17 – Application de la loi de Zerilli-Armstrong pour l'acier martensitique revenu 4340 (CC) [Hasenpouth, 2010]

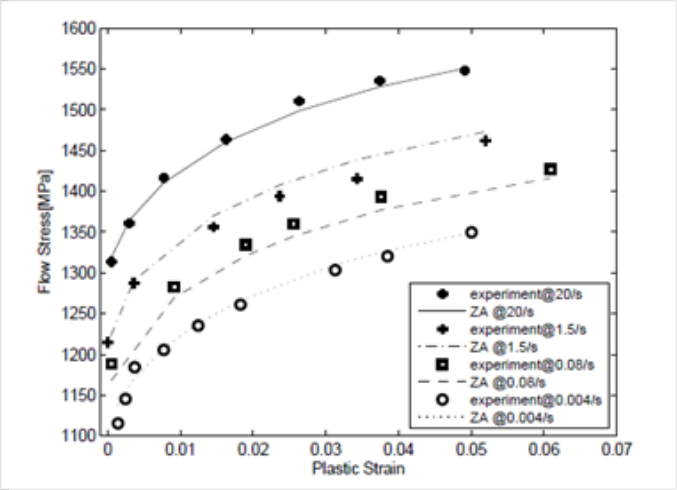


FIGURE II.1.18 – Application de la loi de Johnson-Cook pour de faibles vitesses pour l'alliage de titan Ti-6Al-4V (HCP) [Amarchinta, 2010]

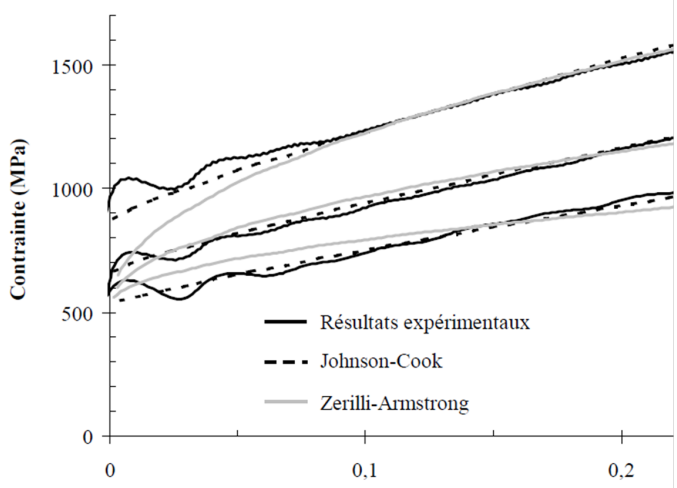


FIGURE II.1.19 – Oscillation à faible déformation des résultats expérimentaux pour un acier inoxydable [Frechard et al., 2003]

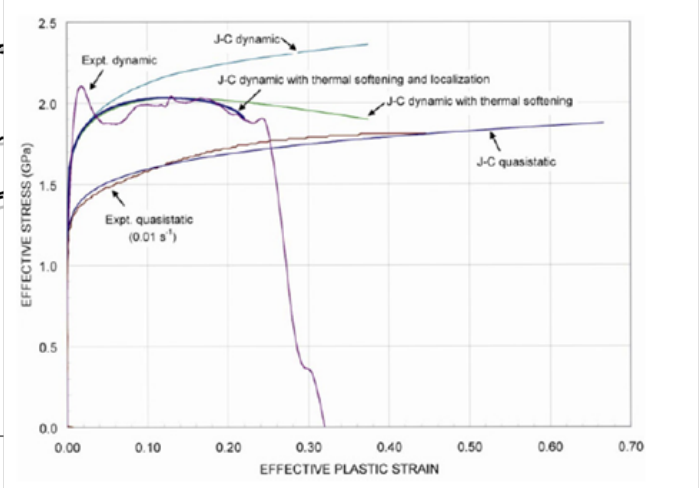


FIGURE II.1.20 – Oscillation à faible déformation des résultats numériques [Kobayashi et al., 2008]

les CC et CFC, Johnson-Cook modifié, Khan-Huang modifié et le modèle Preston-Tonks-Wallace décrits plus haut. Sur la figure II.1.21, la comparaison est faite sur la limite d'élasticité, c'est-à-dire en mettant $\varepsilon_P = 0$ et à température ambiante.

Les essais sont réalisés avec SHCB pour des vitesses allant jusqu'à 4000 s^{-1}. Pour le cuivre pur (CFC), les résultats de la figure II.1.21 mettent en évidence plusieurs points :

- les modèles de Johnson-Cook ou de Zerilli-Armstrong pour les CFC représentent beaucoup moins bien les résultats que les autres modèles,
- curieusement le modèle de Zerilli-Armstrong pour les CC représente mieux la situation qu'un CFC,
- tout modèle compris, le modèle Zerilli-Armstrong pour le CFC est le plus mauvais.

D'autres conclusions peuvent être faites. En effet, au niveau de 2% de déformation, il n'y a pas d'oscillations comme dans le cas de figure précédent (II.1.19 et II.1.20).

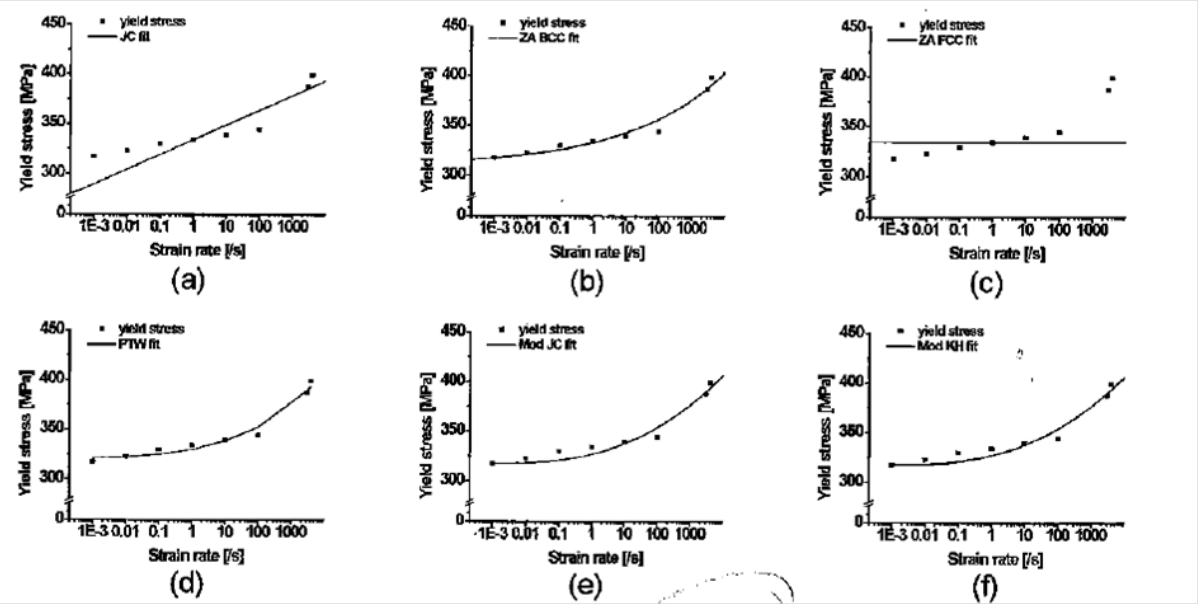


FIGURE II.1.21 – Comparaison de différentes lois de comportement avec l'expérimental pour la représentation de la limite d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation pour un cuivre pur (CFC) : (a) JC, (b) ZA CC, (c) ZA CFC, (d) PTW, (e) JC modifié, (f) KH modifié [Ahn et al., 2012]

D'autres résultats du même type sur l'acier et l'alliage de l'aluminium sont donnés dans [Ahn et al., 2012].

Dans [Lee et al., 2006], une comparaison des différentes lois a été faite. La conclusion des auteurs est que les modèles Khang-Huang modifié et Preston-Tonks-Wallace sont les plus adaptés, mais également les plus complexes. Il faut noter que ce sont des modèles validés par des identifications (fitting). Ainsi, un modèle avec plus de paramètres a plus de chance de bien représenter les résultats.

En conclusion, il n'existe pas dans la littérature des résultats montrant la validité de la loi Johnson-Cook pour des écrouissages de l'ordre de 2% et des vitesses de déformation de $10^6 s^{-1}$ pour les matériaux concernant cette thèse (Inconel 600 et acier inoxydable 304). Cependant, cette loi à grande vitesse est la seule qui soit présente à la fois dans les codes Europlexus et Code_Aster et qui soit simple à identifier.

CHAPITRE 2

COMPORTEMENT À PETITE VITESSE DE DÉFORMATION SOUS UN CHARGEMENT CYCLIQUE

Ce chapitre a pour objectif de présenter une loi de comportement cyclique adaptée aux matériaux tels que l'acier 304 ou encore l'Inconel 600. En effet, les aciers austénitiques et l'Inconel 600 possèdent la caractéristique de garder en mémoire la trace de l'écrouissage passé (charge maximale). Pour cela, nous avons fait le choix d'utiliser la loi de Chaboche avec effet de mémoire pour notre étude.

Cette loi de comportement ne peut être utilisée à grande vitesse. Étant assez complexe et possédant un grand nombre de paramètres à déterminer, il n'est pas possible d'identifier cette loi à grande vitesse puisque les moyens d'essais ne permettent pas de réaliser des essais cycliques à grande vitesse. Elle sera donc utilisée pour l'étude de fatigue qui interviendra suite au traitement par choc laser.

2.1 Description théorique du modèle de Chaboche

La prise en compte de l'effet de mémoire de l'écrouissage passé nécessite l'introduction d'une variable d'état supplémentaire gardant en mémoire de manière permanente les déformations plastiques maximales. Une loi permettant de décrire cela a été introduite par J.L. Chaboche [Lemaître et al., 1996].

La loi de Chaboche en l'absence d'effet de mémoire et dans le cas isotherme permet de décrire l'état du matériau par la déformation $\underline{\underline{\varepsilon}}$, la déformation plastique $\underline{\underline{\varepsilon_P}}$, la déformation plastique cumulée p et le tenseur de rappel $\underline{\underline{X}}$. Les équations d'état définissent en fonction de ces variables d'état, la contrainte $\underline{\underline{\sigma}}$ décomposée en une partie hydrostatique et une partie déviatorique, la part de l'écrouissage isotrope R et celle de l'écrouissage cinématique $\underline{\underline{X}}$.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \sigma^H \underline{\underline{Id}} + \underline{\underline{\tilde{\sigma}}} \tag{II.2.1}$$

avec

$$\sigma^H = \frac{1}{3}.Tr(\underline{\underline{\sigma}}) = \lambda.Tr(\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon^{th}}}) \; et \; \underline{\underline{\varepsilon^{th}}} = \alpha.(T - T^{ref}).\underline{\underline{Id}} \tag{II.2.2}$$

et

$$\underline{\underline{\tilde{\sigma}}} = 2\mu.(\underline{\underline{\tilde{\varepsilon}}} - \underline{\underline{\varepsilon_P}}) \tag{II.2.3}$$

λ, μ et α sont respectivement les modules de compressibilité, de cisaillement et le coefficient de dilatation

thermique. Ces coefficients sont des caractéristiques matériaux qui peuvent dépendre de la température. T_{ref} est la température de référence pour laquelle la déformation thermique est nulle.

Les fonctions d'écrouissage isotrope et cinématique sont définies comme suit :

$$R = R(p) \tag{II.2.4}$$

et

$$\underline{\underline{X}} = \underline{\underline{X}}(p, \underline{\underline{\varepsilon_P}}) = \underline{\underline{X_1}}(p, \underline{\underline{\varepsilon_P}}) + \underline{\underline{X_2}}(p, \underline{\underline{\varepsilon_P}}) \tag{II.2.5}$$

Les coefficients de ces fonctions sont des caractéristiques matériaux qui peuvent dépendre de la température.

L'évolution de la déformation plastique est caractérisée par une loi d'écoulement normale à un critère de plasticité de Von-Misès.

$$F(\underline{\underline{\sigma}}, R, \underline{\underline{X}}) = (\underline{\underline{\tilde{\sigma}}} - \underline{\underline{X_1}} - \underline{\underline{X_2}})_{eq} - R(p) \tag{II.2.6}$$

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}_P}} = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{\tilde{\sigma}}} - \underline{\underline{X_1}} - \underline{\underline{X_2}}}{(\underline{\underline{\tilde{\sigma}}} - \underline{\underline{X_1}} - \underline{\underline{X_2}})_{eq}} \tag{II.2.7}$$

$$\dot{p} = \dot{\lambda} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}_P}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}_P}}} \tag{II.2.8}$$

l'indice eq indiquant la norme équivalente de Von-Misès.

Le multiplicateur plastique est obtenu par la condition de cohérence :

$$\dot{\lambda} \geq 0, \quad F \leq 0, \quad \dot{\lambda} F = 0. \tag{II.2.9}$$

ce qui signifie

$$\begin{cases} \text{si } F < 0 \quad \dot{\lambda} = 0 \\ \text{si } F = 0 \quad \text{et} \quad \dot{F} = 0, \quad \dot{\lambda} \geqslant 0 \\ \text{si } F = 0 \quad \text{et} \quad \dot{F} < 0, \quad \dot{\lambda} = 0. \end{cases} \tag{II.2.10}$$

Les variables d'écrouissage cinématiques $\underline{\underline{X_1}}$ et $\underline{\underline{X_2}}$ sont définies par :

$$\underline{\underline{X_{1,2}}} = \frac{2}{3} . C_{1,2} . \underline{\underline{\alpha_{1,2}}} \tag{II.2.11}$$

et

$$\underline{\underline{\dot{\alpha}_{1,2}}} = \underline{\underline{\dot{\varepsilon}_P}} - \gamma_{1,2} . \underline{\underline{\alpha_{1,2}}} . \dot{p} \tag{II.2.12}$$

avec

$$\gamma_{1,2}(p) = \gamma^0_{1,2} . (a_\infty + (1 - a_\infty) e^{-bp}) \tag{II.2.13}$$

Dans le modèle original, $C_{1,2}$ dépendent de la déformation plastique cumulée p, mais cela est souvent négligé.

La variable d'écrouissage isotrope est décrite comme suit :

$$R(p) = R_\infty + (R_0 - R_\infty)e^{-bp} \tag{II.2.14}$$

2.2 Prise en compte de l'effet de mémoire

Dans le modèle précédent, l'effet de mémoire n'est pas pris en compte. L'effet de mémoire consiste à remplacer l'évolution de l'écrouissage isotrope par :

$$F(\underline{\underline{\sigma}}, R, \underline{\underline{X}}) = (\underline{\underline{\tilde{\sigma}}} - \underline{\underline{X_1}} - \underline{\underline{X_2}})_{eq} - R_0 - R(p) \tag{II.2.15}$$

avec

$$R_0 = R(0) \tag{II.2.16}$$

$$\dot{R} = b.(Q - R).\dot{p} \tag{II.2.17}$$

$$Q = Q_0 + (Q_m - Q_0).(1 - e^{-2\mu q}) \tag{II.2.18}$$

On constate l'apparition de la variable interne q qui définit le rayon de la surface mémoire, associée à la variable interne ξ qui définit son centre par la fonction de charge f qui caractérise les déformations plastiques maximales :

$$f(\underline{\underline{\varepsilon_P}}, q, \underline{\underline{\xi}}) = \frac{2}{3}(\underline{\underline{\varepsilon_P}} - \underline{\underline{\xi}})_{eq} - q \tag{II.2.19}$$

La variable de mémoire ξ est calculée suivant une loi de normalité avec la loi d'évolution :

$$\underline{\underline{\dot{\xi}}} = \frac{1-\eta}{\eta}\dot{q}.\underline{\underline{n}}^* \tag{II.2.20}$$

avec la condition de cohérence sur $\dot{q}$:

$$\begin{cases} \text{si } f < 0, \dot{q} = 0 \\ \text{si } f = 0, \text{ et } \dot{f} = 0, \dot{q} \geqslant 0 \\ \text{si } f = 0, \text{ et } \dot{f} < 0, \dot{q} = 0 \end{cases} \tag{II.2.21}$$

De la même manière que $\underline{\underline{X}}$ et R définissent le domaine d'élasticité, le matériau est donc maintenant défini par une deuxième surface f et les variables $\underline{\underline{\xi}}$ et q qui modélisent un effet de mémoire.

Sans effet de mémoire, l'écrouissage isotrope atteignait sa valeur maximale R_∞, alors qu'avec la prise en compte de l'effet de mémoire la valeur maximale de l'écrouissage isotrope dépend du trajet de chargement et notamment de la charge maximale subie : Q_0 si les chargements ont été très faibles et Q_m si les chargements ont été très importants.

Le modèle à mémoire comporte 13 coefficients, dont le coefficient η qui est laissé par défaut égal à 0.5.

2.3 Quelques illustrations

Lors de stages précédents réalisés à EDF sur le grenaillage ([Gravier, 2008], [Goutierre, 2009]), différents tests ont été réalisés avec cette loi de comportement.

Des calculs avec des cycles stabilisés à $\pm 0,5\%$ sur un matériau non pré-écroui puis sur un matériau ayant subi un chargement de traction de 10% ont été réalisés pour un matériau sans mémoire d'écrouissage et dans le cas d'un matériau avec mémoire d'écrouissage. Dans cette étude, le paramètre b a été pris très grand de façon à avoir rapidement les cycles stabilisés. Les paramètres ont été identifiés pour un acier 304 dans le cadre de la thèse de A. Le Pécheur [Le Pécheur, 2008].

Les figures II.2.1 et II.2.2 illustrent les cycles stabilisés après cyclage pour une loi de Chaboche sans et avec mémoire de charge.

Sur la figure II.2.1, pour une loi de Chaboche sans effet de mémoire, on peut observer que les matériaux vierge et écroui présentent les mêmes cycles stabilisés : cela signifie qu'il n'y a pas d'effet du pré-écrouissage sur le domaine d'élasticité final.

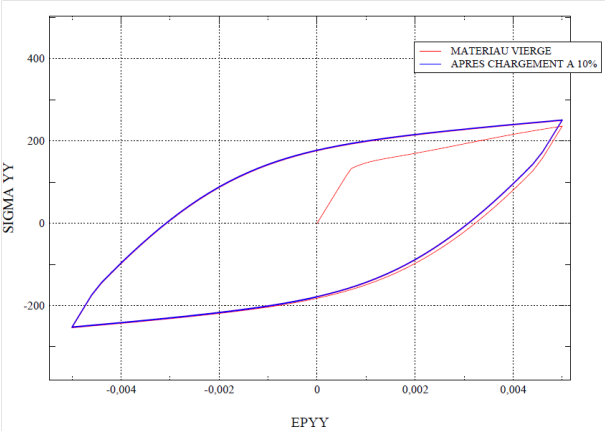


FIGURE II.2.1 – Illustration de la loi de Chaboche sans mémoire d'écrouissage [Goutierre, 2009]

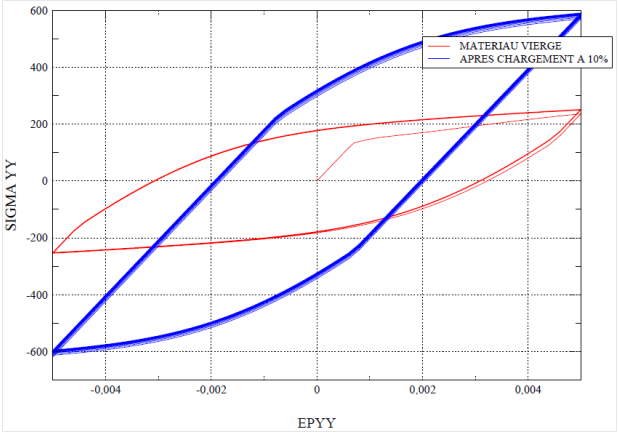


FIGURE II.2.2 – Illustration de la loi de Chaboche avec mémoire d'écrouissage [Goutierre, 2009]

Sur la figure II.2.2, qui prend en compte la mémoire de charge maximale, la différence est importante. On constate que pour le matériau sans écrouissage préalable, le cycle stabilisé est très proche de celui obtenu sans mémoire, alors que l'amplitude en contrainte du cycle stabilisé a triplé pour le matériau pré-écroui.

Cette étude permet de montrer l'effet négatif sur la durée de vie en fatigue d'un pré-écrouissage pour un matériau à effet de mémoire. Sous un chargement en déformation imposée, lorsque l'amplitude en contrainte du cycle stabilisé augmente, cela a un effet négatif sur la tenue en fatigue si le critère de fatigue est de la forme $f(\Delta\sigma, \Delta\varepsilon)$. Si le critère de fatigue est de la forme $f(\Delta\sigma, \Delta\varepsilon_P)$, on ne peut conclure de manière théorique puisque $\Delta\varepsilon_P$ diminue avec l'écrouissage [Taheri et al., 2011]. Seul l'expérimental permet d'affirmer que la durée de vie en déformation contrôlée a diminué (Fig.I.2.12).

L'effet de mémoire de charge maximale induit donc un éventuel effet négatif sur la durée de vie en fatigue qui entre en compétition avec l'effet positif de la contrainte résiduelle de compression générée par les procédés de mise en compression.

CHAPITRE 3

CONCLUSION

Dans cette partie, nous avons réalisé un état de l'art des lois de comportement à grande vitesse pour la modélisation des impacts rapides et présenté une loi de comportement cyclique adaptée aux aciers inoxydables et à l'Inconel 600, qui nous servira dans le cadre de notre étude de fatigue.

La bibliographie montre qu'il n'existe pas de lois qui soient adaptées à tous les matériaux métalliques à grande vitesse de déformation. Globalement, il est possible de classer les lois en fonction de la structure cristalline cubique centrée (acier à limite d'élasticité élevée), cubique face centrée (aciers inoxydables, différentes nuances d'Inconel) ou Hexagonal compact (alliages de Titane ou Aluminium). Mais même cette classification se heurte à des contradictions. Il est donc primordial de pouvoir corréler les résultats avec l'expérimental afin d'adapter au mieux une loi de comportement.

Concernant l'Inconel 600, il n'a pas été possible de trouver des résultats expérimentaux dans la gamme de vitesse ($10^6 s^{-1}$) et de déformation induite par un choc laser (<2%). Nous avons donc fait le choix comme beaucoup d'autres auteurs avant nous, de travailler avec la loi de Johnson-Cook pour laquelle il est simple d'identifier les paramètres.

Lors du choc laser, la répétition des impacts peut être considérée comme un chargement cyclique. Néanmoins, il n'existe pas de lois de comportement cyclique à grandes vitesses de déformation ; les dispositifs permettant de valider ce type de lois n'existant que pour le cas monotone. Ainsi, l'évolution de l'écrouissage dû à la répétition des impacts n'est pas prise en compte dans les travaux de la littérature.

En ce qui concerne les lois à faible vitesse, l'objectif étant la prise en compte de l'effet d'écrouissage sous un chargement cyclique, nous nous sommes naturellement tournés vers la loi dite de Chaboche avec effet de mémoire d'écrouissage ou charge maximale. Or, des études précédentes ont pu montrer que l'effet d'un pré-écrouissage peut être néfaste pour les aciers inoxydables en déformation contrôlée. Nous en tiendrons donc compte dans notre étude de fatigue.

TROISIÈME PARTIE

Approches expérimentales

CETTE *partie regroupe l'ensemble des essais expérimentaux réalisé dans le cadre de la thèse au sein du laboratoire PIMM et de l'Equipe Diffraction des Rayons X de l'ENSAM Paris. Le premier chapitre est consacré au dispositif expérimental de choc laser. Un deuxième chapitre est consacré à la présentation de la méthode de diffraction des rayons X. Puis le matériau utilisé est présenté au travers de ses propriétés chimiques et de sa caractérisation à petite et à grande vitesses de déformation, avant de conclure avec l'analyse des résultats expérimentaux obtenus avant et après choc.*

Table des matières

1 Dispositif et conditions expérimentales **105**

1.1 Dispositifs expérimentaux . . . 105

1.1.1 Traitement par choc laser . . . 105

1.1.2 Analyse des déformations . . . 106

1.1.3 Les essais de vélocimétrie VISAR . . . 106

1.1.4 Les mesures par diffractométrie X . . . 107

1.2 Détermination de la pression du choc laser . . . 108

2 Caractérisation des contraintes résiduelles par diffractométrie X **111**

2.1 Différents ordres de contraintes résiduelles . . . 111

2.1.1 Les contraintes résiduelles du 1^{er} ordre . . . 111

2.1.2 Les contraintes résiduelles du $2^{ème}$ ordre . . . 111

2.1.3 Les contraintes résiduelles du $3^{ème}$ ordre . . . 111

2.2 Loi de Bragg . . . 112

2.3 La technique de diffraction des rayons X . . . 113

2.3.1 Système de coordonnées pour l'analyse des contraintes résiduelles par DRX . . . 113

2.3.2 Calcul des contraintes résiduelles par DRX . . . 114

2.4 Méthode des $\sin^2\Psi$ . . . 115

3 Caractérisation de l'Inconel600 **117**

3.1 Propriétés matériau . . . 117

3.2 Courbe de traction de l'Inconel 600 à faible vitesse . . . 117

3.3 Caractérisation de l'Inconel 600 à grande vitesse . . . 119

3.3.1 Détermination de C . . . 119

3.3.2 Détermination de l'écrouissage . . . 120

4 Analyse des résultats expérimentaux **123**

4.1 Enfoncement de la surface 123

4.1.1 Influence de l'intensité du choc sur l'enfoncement 123

4.1.2 Évolution de l'enfoncement avec le nombre d'impacts 124

4.2 Étude des contraintes résiduelles sur plaque vierge 124

4.2.1 Effet de la pression d'impact 125

4.2.2 Influence du taux de recouvrement 126

4.2.3 Influence de la stratégie de traitement 127

4.2.4 Anisotropie du procédé classique 127

4.3 Influence de la pression et du recouvrement sur le durcissement induit par le choc laser 128

4.4 Influence des contraintes résiduelles de soudage sur l'état résiduel après choc 129

4.4.1 Contraintes résiduelles de soudage 130

4.4.2 Contraintes résiduelles après choc laser pour des impacts réalisés parallèlement à la soudure (D1) 132

4.4.3 Contraintes résiduelles après choc laser pour des impacts réalisés perpendiculairement à la soudure (D2) 133

5 Conclusion **135**

CHAPITRE 1

DISPOSITIF ET CONDITIONS EXPÉRIMENTALES

1.1 Dispositifs expérimentaux

Le but de l'étude expérimentale est de caractériser le comportement du matériau, de déterminer les paramètres de la loi de comportement et de fournir une base de données expérimentales permettant ensuite de valider les simulations numériques du choc laser pour le matériau Inconel 600. Pour cela de nombreux dispositifs expérimentaux sont utilisés.

1.1.1 Traitement par choc laser

Les premiers essais de choc laser ont été réalisés à l'aide du laser Continuum Powerlite Plus Nd YAG du PIMM. La longueur d'onde qu'il génère est de 0,53 μm, les impulsions ont une énergie dans la gamme 0,1-1,24 J pour des durées de 10,5 ns et des diamètres d'impact de l'ordre de 1,5 mm. Ce laser a été utilisé pour la caractérisation du matériau ainsi que les premières mesures de déformation de la surface qui ont permis de valider les simulations numériques. Les essais mono-impact ont été réalisés en régime de plasma confiné, avec immersion complète dans l'eau sur des pièces massives en Inconel 600 (dimension 50 mm x 40 mm x 25 mm). Un scotch en aluminium de 60 μm d'épaisseur et une couche de peinture aluminium de 5 μm ont été utilisés pour protéger les pièces des effets thermiques.

Un second laser plus puissant a été mis en place au PIMM (Fig.III.1.1). Ce laser Thalès Gaïa HP Nd YAD génère une longueur d'onde de 0,532 μm (vert) avec deux voies (A et B) dont chacune possède une énergie de 7 J (soit 14 J en tout). La durée d'impulsion est de 10,5 ns et les diamètres d'impacts peuvent atteindre 6 mm à pression maximale.

(a) (b)

FIGURE III.1.1 – Laser Thalès Gaïa HP Nd :YAG et distribution spatiale de l'intensité laser

1.1.2 Analyse des déformations

Sur chaque impact laser effectué sur des plaques épaisses, des mesures de déformation résiduelle ont été réalisées avec un profilomètre Veeco Dektak 150 à stylet, dont le rayon de courbure est de 12 μm.

Ces mesures permettent d'obtenir :

– l'évolution des enfoncements de matière en fonction de l'intensité laser , donc de la pression d'impact,

– l'évolution des enfoncements en fonction du nombre d'impacts répétés à pression constante.

1.1.3 Les essais de vélocimétrie VISAR

Lors d'un essai choc laser, la seule information observable directement est la vitesse de la surface arrière libre impactée. L'interféromètre VISAR (Velocimetry Interferometer System for Any Reflector) permet de l'obtenir.

Le VISAR a été développé au début des années 1970 par Barker et Hollenbach [Barker et al., 1972]. Il est constitué d'un laser VERDI monomode continu, émettant jusqu'à 5 W à une longueur d'onde de 0,53 μm et d'un interféromètre de type Michelson permettant de créer des franges d'interférence à partir de la lumière laser réfléchie par la face arrière d'une cible mince mise en vitesse par le choc laser sur la face avant.

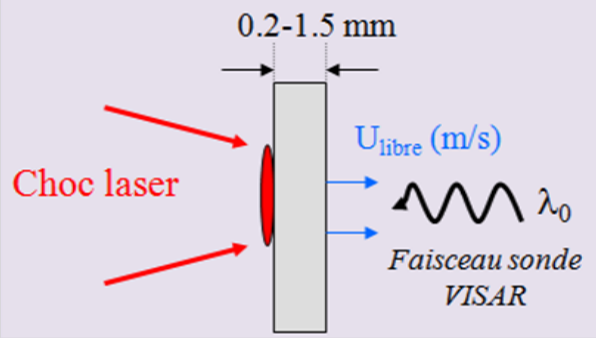


FIGURE III.1.2 – Schématisation du calcul de la longueur d'onde avec le VISAR [Barker et al., 1972]

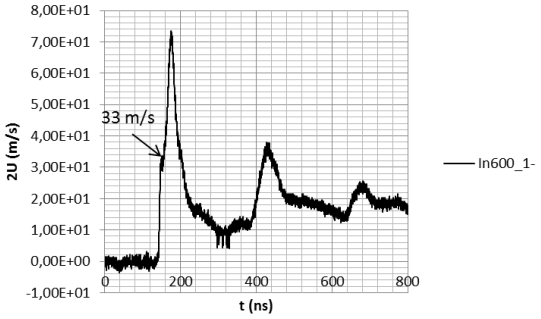


FIGURE III.1.3 – Vitesse en face arrière libre obtenu sur cible de 660μm d'Inconel 600 (I0= 6.4 GW/cm², d=1.3 mm)

Du fait de l'effet Doppler, la longueur d'onde de la lumière réfléchie par la cible est définie de la façon suivante [Barker et al., 1972] :

$$\lambda(t) = \lambda_0 . \left[1 - \frac{2.U_F(t)}{c}\right] \qquad \text{(III.1.1)}$$

où λ_0 est la longueur d'onde du faisceau sonde (0.53 μm), $U_F(t)$ la vitesse de la face arrière libre (surface de mesure) et c la vitesse de la lumière.

Le traitement des franges d'interférence issues des deux bras de l'interféromètre (Fig.III.1.4) est effectué automatiquement grâce à une routine Labview, ce qui permet d'accéder directement aux profils de vitesse de la surface libre $U_F = f(t)$.

Ce profil de vitesse, nous permet par la suite de calculer la pression maximale pour une profondeur donnée (épaisseur de la cible) et l'amplitude du précurseur élastique HEL, grâce au détachement des ondes plastique et élastique.

La vitesse de la surface libre U_F correspond à la détente du choc dans l'air depuis le point (P_0,U_0) sous choc du matériau métallique comme on peut le voir sur la figure III.1.5. La vitesse matérielle U_0 sous choc

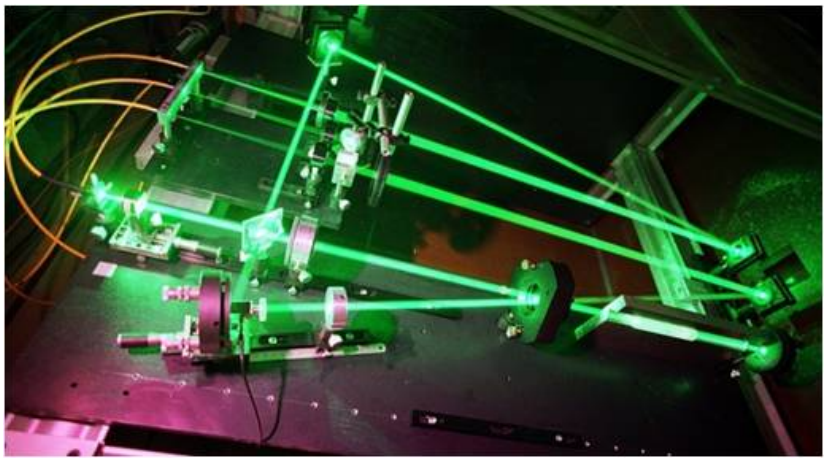


FIGURE III.1.4 – Photo du vélocimètre VISAR en fonctionnement

correspond donc à la moitié de la vitesse de la surface libre U_F (U_F=2.U_0) [Meirovitch, 1967].

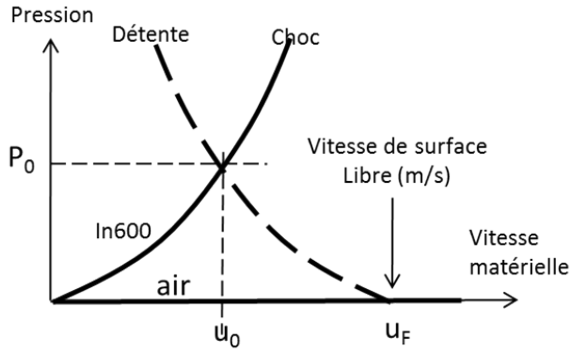


FIGURE III.1.5 – Polaire de choc et de détente [Peyre, 2014]

1.1.4 Les mesures par diffractométrie X

La mesure des contraintes résiduelles s'effectue par diffractométrie X avec un appareillage de type PROTO. Les caractéristiques de l'appareil sont les suivantes :

- un générateur à rayon X d'environ 100 W,
- un micro-ordinateur qui pilote le goniomètre et traite les données,
- une tête goniométrique équipée de deux détecteurs linéaires à fibre optique,
- un logiciel d'analyse des contraintes "XRD win" de PROTO.

Rayonnement K_α du Mn	Famille de plans hkl	Angle de diffraction	Montage d'acquisition	Nombre d'angles Ψ	Temps d'acquisition	Oscillation en Ψ
λ_{Mn}=0,210 nm	311	2θ=152,5°	Oméga	18 (de -37° à +37°)	70 s	± 5°

TABLE III.1.1 – Condition de diffraction et d'acquisition

Un traitement elliptique est utilisé pour évaluer les contraintes et l'élimination des points aberrants se fait par test de Student. Les constantes d'élasticité radiocristallographiques utilisées sont $\frac{1}{2}S_{2\{311\}} = 5,66.10^{-6}MPa^{-1}$ et $S_{1\{311\}} = -1,27.10^{-6}MPa^{-1}$.

1.2 Détermination de la pression du choc laser

Le profil de pression en temps du choc laser est déterminé à partir des essais VISAR. Ainsi, des essais choc laser ont été réalisés sur des plaques très minces (100 μm). A l'aide du vélocimètre VISAR, la vitesse $U_F(t)$ en face arrière libre de la plaque est obtenue. Connaissant les équations reliant la contrainte longitudinale σ_X à la vitesse matérielle U_F, il est possible de déduire le profil de pression en fonction du temps.

La relation liant la contrainte longitudinale à la vitesse est la suivante ([Tollier et al., 1998], [Boustie et al., 1996], [Peyre et al., 1995]) :

$$\sigma_X = \frac{1}{2}.\rho.D.U_F + \frac{2}{3}.\sigma_Y \tag{III.1.2}$$

où D est la célérité du son.

Si l'on considère que dans le cas d'une plaque d'épaisseur 100 μm, il n'y a pas d'atténuation des ondes dans la profondeur, nous obtenons :

$$P(t) = \sigma_X(t) \tag{III.1.3}$$

Ainsi, à partir d'un essai de choc laser sur plaque mince, le profil en temps de la pression est déterminé.

Les profils de pression que nous avons obtenu pour les deux lasers sont présentés sur la figure III.1.6.

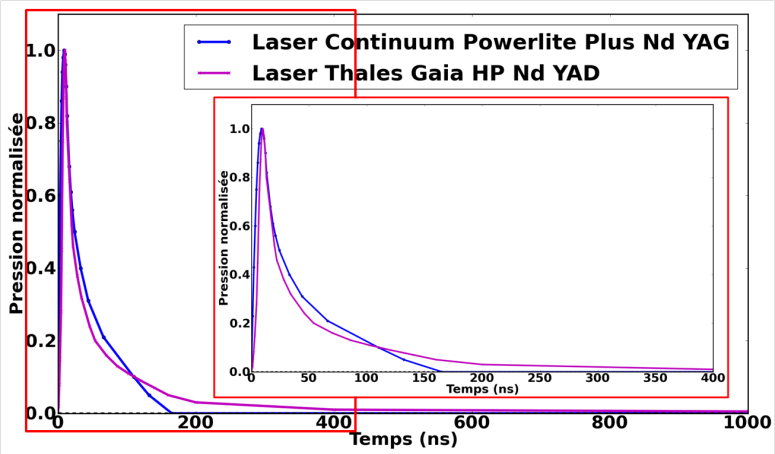


FIGURE III.1.6 – Evolution de la pression normalisée P=f(t)

L'évolution de la pression en fonction du flux d'intensité du laser Thalès Gaïa HP Nd YAD a également été déterminée sur des éprouvettes en aluminium comme nous pouvons le voir sur la figure III.1.7.

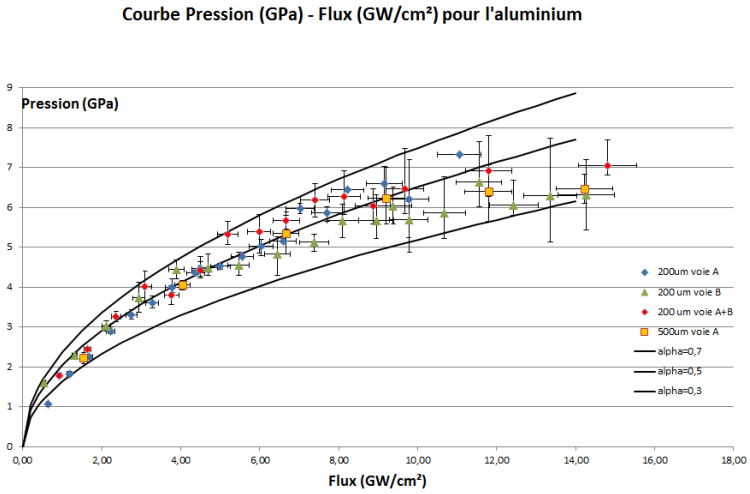


FIGURE III.1.7 – Courbe de la pression en fonction du flux pour l'aluminium obtenu avec le laser Thalès Gaïa HP Nd Ya [Courapied, 2013]

CHAPITRE 2

CARACTÉRISATION DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES PAR DIFFRACTOMÉTRIE X

La méthode de diffractométrie X (DRX) sert à analyser les déformations élastiques du réseau cristallin d'une pièce. Dans ce chapitre nous présentons les différents ordres de contraintes internes, la loi de Bragg, la technique de diffraction des rayons X et la méthode de $\sin^2\Psi$.

2.1 Différents ordres de contraintes résiduelles

Selon les conditions expérimentales ainsi que la microstructure du matériau, la déformation peut être locale au sein d'un réseau cristallin ou plus globale sur l'ensemble des réseaux cristallins. Il existe donc différentes échelles (macroscopique, mésoscopique ou microscopique) [Macherauch et al., 1973] pour lesquelles différents ordres de contraintes internes sont définis. En effet, un matériau cristallin est constitué de phases, qui sont elles-mêmes faites de grains qui peuvent eux-mêmes se séparer en sous joint de grain ou cellules de dislocations si un chargement extérieur suffisamment important plastifie le matériau.

2.1.1 Les contraintes résiduelles du 1^{er} ordre

Les contraintes d'ordre I sont les contraintes macroscopiques. Elles sont homogènes pour une surface contenant un très grand nombre de grains dans le matériau, à une échelle de quelques centaines de microns à quelques millimètres. Les forces internes liées à ces contraintes sont en équilibre dans chaque section et les moments liés à ses forces sont nuls. Des variations dimensionnelles macroscopiques résultent toujours d'une modification de l'équilibre des forces et moments liés à ces contraintes. Elles sont mesurables avec différentes techniques telles que les jauges de déformation, la diffraction neutronique ou encore la diffraction des rayons X.

2.1.2 Les contraintes résiduelles du $2^{ème}$ ordre

Les contraintes d'ordre II sont les contraintes mésoscopiques. Elles sont homogènes sur de petits domaines du matériau, à l'échelle du grain (quelques dizaines de microns). Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans un assez grand nombre de grains. Elles sont dues à l'hétérogénéité et à l'anisotropie de chaque grain dans un matériau polycristallin. Des variations dimensionnelles macroscopiques peuvent être dues à la modification de leur équilibre. Il a été montré qu'elles pourraient être calculées par diffraction des rayons X [Huang, 2007].

2.1.3 Les contraintes résiduelles du $3^{ème}$ ordre

Les contraintes d'ordre III sont elles homogènes à l'échelle microscopique sur les plus petits domaines du matériau (quelques dizaines de nanomètres). Elles sont dues aux discontinuités à l'intérieur des grains telles

que des dislocations, des lacunes ... Les forces internes et les moments liés à ces contraintes sont en équilibre dans de très petits domaines. Une modification de leur équilibre ne peut pas être à l'origine d'une variation dimensionnelle macroscopique. Elles ne peuvent pas être calculées.

Pour un matériau métallique, c'est la somme de ces contraintes qui représente la contrainte résiduelle [Noyan et al., 1995]. Les contraintes d'ordre I sont les plus simples à mesurer, cependant les contraintes d'ordre II restent importantes car elles permettent de connaître l'état d'écrouissage du matériau ainsi que son endommagement.

Le tableau III.2.1 définit les différentes échelles d'analyse des contraintes internes [Ji, 1989].

Type d'analyse	Volume	Discontinuités
Macroscopique : Ordre I	Quelques mm^3	Surface, fissures, cavités
Mésoscopique : Ordre II	Un grain ou des sous-grains	Joints de grains
Microscopique : Ordre III	Échelle atomique	Sous joints, dislocations, interstitiels, atomes en substitution, lacunes, précipités

TABLE III.2.1 – Définition des différentes échelles d'analyse des contraintes internes

2.2 Loi de Bragg

La caractérisation des contraintes résiduelles macroscopiques dépend de la mesure des déformations élastiques du réseau cristallin à partir des déplacements des pics de diffraction θ par rapport à ceux du matériau non contraint θ_0 (Fig.III.2.1).

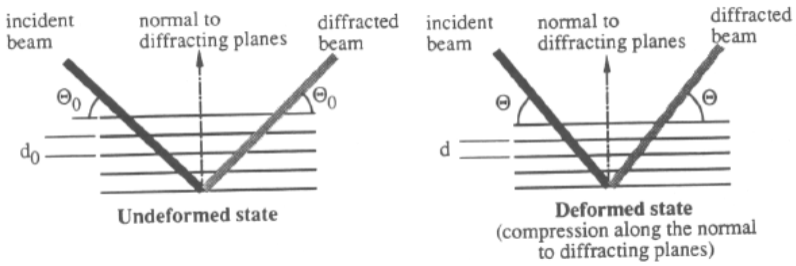


FIGURE III.2.1 – Variation des distances inter-réticulaires sous l'application d'une contrainte de compression [Lu et al., 1996]

Les déformations du réseau cristallin sont liées aux angles de diffraction par la loi de Bragg [Bragg, 1912] :

$$n.\lambda = 2.d_0.sin(\theta_0) \tag{III.2.1}$$

Avec n un nombre entier, λ la longueur d'onde du rayon X, d la distance entre les plans atomiques et θ l'angle d'incidence.

Si une contrainte de compression est appliquée, l'espace inter-réticulaire est exprimé de la façon suivante :

$$d = d_0 + \Delta d \tag{III.2.2}$$

La déformation conventionnelle ε est donnée par :

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} \tag{III.2.3}$$

Et en appliquant la loi de Bragg, nous obtenons :

$$\varepsilon = \frac{sin(\theta_0)}{sin(\theta)} - 1 \tag{III.2.4}$$

Dans le cas de la déformation linéarisée en 2θ, en différentiant la loi de Bragg on obtient :

$$\partial\lambda = 2.(\partial d.sin(\theta) + d.cos(\theta).\partial\theta) \tag{III.2.5}$$

$$\partial\lambda = 0 \Rightarrow d.sin(\theta) = -d.cos(\theta).\partial\theta \tag{III.2.6}$$

et donc :

$$\varepsilon = \frac{\partial d}{d} = -cotg(\theta).\partial\theta \tag{III.2.7}$$

2.3 La technique de diffraction des rayons X

La méthode de DRX est la technique la plus répandue pour la mesure des contraintes résiduelles. Elle est fondée sur la loi de Bragg et la mesure des variations des distances inter-réticulaires de 2θ pour différentes directions du vecteur de diffraction [Noyan et al., 1987].

2.3.1 Système de coordonnées pour l'analyse des contraintes résiduelles par DRX

L'échantillon est défini par les axes S1, S2 et S3. Dans ce repère, les contraintes $\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$ sont parallèles aux axes S1, S2 et S3.

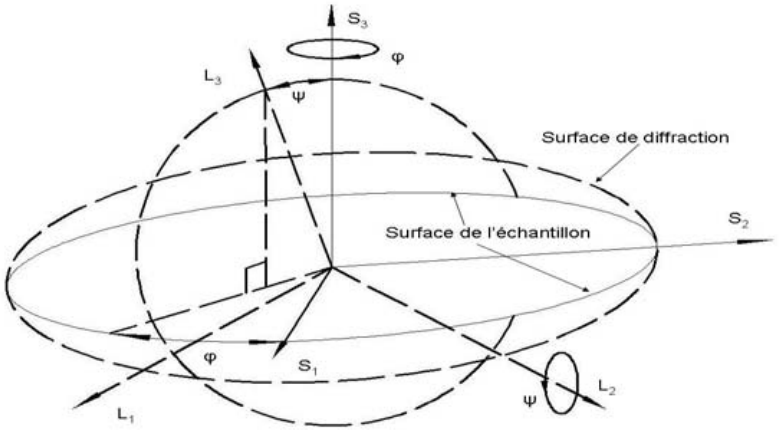


FIGURE III.2.2 – Orientation du repère de diffraction L par rapport au repère S de l'échantillon. La transformation des coordonnées de l'un à l'autre peut être faite par les matrices de rotation décrite par la référence [Hauk, 1997]

Les directions des vecteurs de diffraction sont définies par les angles φ et Ψ dans le système de coordonnées cartésiennes (Fig.III.2.2).

Les coordonnées du plan de diffraction sont représentés suivant les axes L1, L2 et L3 avec l'axe L3 perpendiculaire au plan de diffraction hkl et donc les axes L1 et L2 sont dans le plan de diffraction.

L'angle Ψ est l'angle entre L3 et S3, c'est-à-dire l'angle d'inclinaison du vecteur de diffraction par rapport à la normale de la surface.

L'angle φ est l'angle de rotation autour de la normale de l'échantillon S3.

Pour φ=Ψ=0, les coordonnées de l'échantillon sont les mêmes que celles du plan de diffraction.

2.3.2 Calcul des contraintes résiduelles par DRX

Considérons un échantillon composé de cristaux ayant un comportement élastique linéaire isotrope. Dans ce cas, la loi de Hooke nous donne [Meyers et al., 1984] :

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl}.\sigma_{kl} = S_1.\sigma_{kk} + \frac{1}{2}.S_2.\sigma_{ij} \tag{III.2.8}$$

Avec S_{ijkl} représentant les coefficients d'élasticité.

Dans le cas d'une analyse unidirectionnelle, les constants élastiques S_1 et $\frac{1}{2}.S_2$ sont définies comme suit :

$$S_1 = -\frac{\nu}{E},\ \frac{1}{2}.S_2 = \frac{1+\nu}{E} \tag{III.2.9}$$

La direction de déformation mesurée $\varepsilon_{\varphi\Psi}$ est dans la direction L3 du plan de diffaction. Il est possible de l'exprimer dans les coordonnées de l'échantillon (S) de la façon suivante :

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\varphi\Psi}^{hkl} = \langle\varepsilon_{33}^{L}\rangle = \langle\varepsilon_{11}^{S}\rangle.cos^2(\varphi).sin^2(\Psi) + \langle\varepsilon_{22}^{S}\rangle.sin^2(\varphi).sin^2(\Psi) + \langle\varepsilon_{33}^{S}\rangle.cos^2(\Psi) + \\ \langle\varepsilon_{12}^{S}\rangle.sin(2.\varphi).sin^2(\Psi) + \langle\varepsilon_{13}^{S}\rangle.cos(\varphi).sin(2.\Psi) + \langle\varepsilon_{23}^{S}\rangle.sin(\varphi).sin(2.\Psi)\end{aligned} \tag{III.2.10}$$

En utilisant les équations III.2.8 et III.2.10, on obtient :

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\varphi\Psi}^{hkl} = \frac{1}{2}.S_2.sin^2(\Psi).[\langle\sigma_{11}^{S}\rangle.cos^2(\varphi) + \langle\sigma_{12}^{S}\rangle.sin(2.\varphi) + \langle\sigma_{22}^{S}\rangle.sin^2(\varphi)] + \\ \frac{1}{2}.S_2.[\langle\sigma_{13}^{S}\rangle.cos(\varphi).sin(2.\Psi) + \langle\sigma_{23}^{S}\rangle.sin(\varphi).sin(2.\Psi) + \langle\sigma_{33}^{S}\rangle.cos^2(\Psi)] + \\ S_1[\langle\sigma_{11}^{S}\rangle + \langle\sigma_{22}^{S}\rangle + \langle\sigma_{33}^{S}\rangle]\end{aligned} \tag{III.2.11}$$

La méthode de $\sin^2\Psi$ a été introduite en 1961 [Macherauch. et al., 1961] avec cette équation. Le principe de la détermination d'une contrainte dans une direction φ est défini comme suit : on trace la déformation mesurée $\varepsilon_{\varphi\Psi}$ en fonction de $\sin^2\Psi$, puis on obtient la pente qui est alors proportionnelle à σ_φ et l'ordonnée à l'origine qui est proportionnelle à la trace du tenseur des contraintes.

2.4 Méthode des $\sin^2\Psi$

Cette méthode dite "Méthode des $\sin^2\Psi$" est devenue standard dans l'analyse des contraintes par DRX. Elle relie la déformation mesurée suivant une direction $\varphi\Psi$ à la variable $\sin^2\Psi$.

Dans le cas d'un état uniaxal de contrainte, l'équation III.2.11 devient :

$$\varepsilon_{\varphi\Psi}^{hkl} = \frac{1}{2}.S_2^{hkl}.sin^2(\Psi).[\langle\sigma_{11}^S\rangle.cos^2(\varphi)] + S_1^{hkl}\langle\sigma_{11}^S\rangle \tag{III.2.12}$$

La déformation cristallographique peut alors être mesurée à l'aide de $\varphi = 0$ pour plusieurs rotations d'angle Ψ. La pente de la droite $\varepsilon_{\varphi\Psi}^{hkl} = f(\sin^2\Psi)$ donne accès à la contrainte principale $\langle\sigma_{11}^S\rangle$ (Fig.III.2.11).

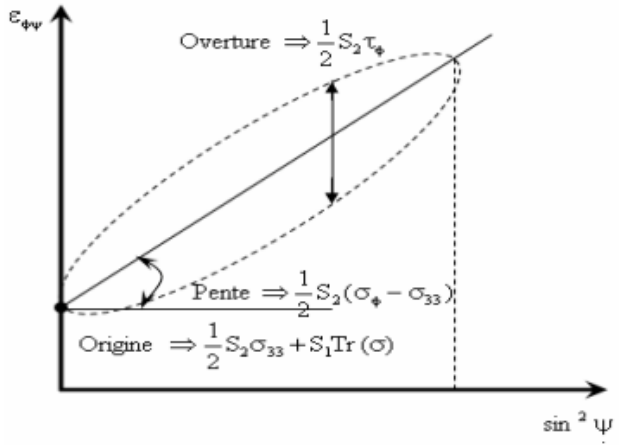


FIGURE III.2.3 – Interprétation graphique de la courbe $\sin^2\Psi$ dans le cas triaxial [Huang, 2007]

CHAPITRE 3

CARACTÉRISATION DE L'INCONEL600

Certaines structures du parc des centrales nucléaires (adaptateurs de couvercles de cuve, pénétrations de fonds de cuve, tubes de GV) sont en Inconel 600. Il est donc important de pouvoir caractériser ce matériau à grande vitesse de déformation en vue d'un traitement éventuel par choc laser. Cette caractérisation peut également servir pour des études de grenaillage sachant que dans ce cas la vitesse de déformation est de l'ordre de 10^3 à $10^5 s^{-1}$ selon la vitesse d'impact des billes.

Dans ce chapitre nous présentons les propriétés de l'Inconel 600, puis nous donnons ses caractéristiques mécaniques à faible et à grande vitesse.

3.1 Propriétés matériau

L'Inconel 600 est un alliage à base de Nickel ayant une bonne résistance à la corrosion à haute température, ainsi qu'une bonne tenue mécanique. L'ajout de chrome lui offre une meilleure résistance à l'usure et à la corrosion. De plus sa teneur en silicium permet une augmentation de sa limite d'élasticité.

Cet alliage possède des propriétés thermomécaniques proches de celles des aciers inoxydables. D'autre part, du point de vue métallurgique, il ne subit pas de transformation de phases à haute température.

La composition chimique en pourcentage de masse de l'Inconel 600 est la suivante :

Inconel 600	Ni	Cr	Fe	Mn	C	S	Si	Cu
Min (% masse)	72	14	6	-	-	-	-	-
Max (% masse)	-	17	10	1	0,15	0,015	0,5	0,5

TABLE III.3.1 – Composition chimique de l'Inconel 600

3.2 Courbe de traction de l'Inconel 600 à faible vitesse

Les propriétés mécaniques (à 20°C) sont définies ci-dessous :

$E(Pa)$	$\sigma_Y(Pa)$	$\rho(kg/m^3)$	ν
206.10^9	350.10^6	8250	0,3

TABLE III.3.2 – Propriétés matériaux de l'Inconel 600

La courbe de traction du matériau à 20°C et pour une vitesse de déformation de $10^{-2} s^{-1}$ est présentée sur la figure III.3.1.

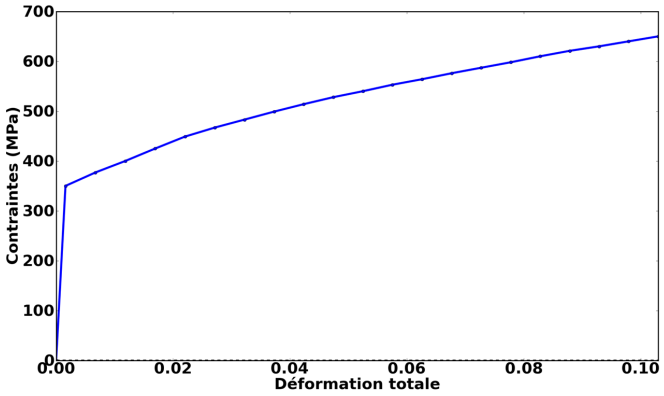


FIGURE III.3.1 – Courbe de traction de l'Inconel 600 à 20°C à $10^{-2}s^{-1}$

La loi de comportement utilisée pour le choc laser est la loi de Johnson-Cook. Il a donc été nécessaire de déterminer les paramètres de cette loi pour l'Inconel 600. A faible vitesse, le matériau présente un comportement élasto-plastique avec un écrouissage quasi-linéaire.

La courbe d'écrouissage de Johnson-Cook s'écrit de la façon suivante :

$$\sigma_Y = (A + B\varepsilon_P^n).\left[1 + C.ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_{P0}}\right)\right].\left[1 - \left(\frac{T - T_{ambiante}}{T_{fusion} - T_{ambiante}}\right)^m\right] \quad \text{(III.3.1)}$$

Dans le cadre de notre étude, l'effet de la température a été négligée. La loi s'écrit donc :

$$\sigma_Y = (A + B\varepsilon_P^n).\left[1 + C.ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_{P0}}\right)\right] \quad \text{(III.3.2)}$$

La première partie représente l'élasto-plasticité du matériau avec un écrouissage isotrope. Les paramètres A, B et n peuvent donc être déduit de la courbe de traction de l'Inconel 600 à faible vitesse.

$A(Pa)$	$B(Pa)$	n
350.10^6	$2,09.10^{11}$	$0,8$

TABLE III.3.3 – Paramètres de la courbe de Johnson-Cook pour la partie indépendante de la vitesse

En choisissant les paramètres précédents nous obtenons une bonne représentation de la courbe de traction comme on peut le voir sur la figure III.3.2, surtout que le taux de déformation plastique induit par le choc laser ne dépasse pas 2%.

La deuxième partie de la loi de Johnson-Cook donne la dépendance de la limite d'élasticité à la vitesse de déformation plastique. Le paramètre $\dot{\varepsilon}_{P0}$ est la vitesse à laquelle l'on détermine les paramètres A, B et n ; par conséquent, il est égal à $10^{-2}s^{-1}$. Le paramètre C qui marque la sensibilité à la vitesse de déformation a été déterminé dans notre cas à $10^6 s^{-1}$. Sa détermination est présentée dans la section suivante.

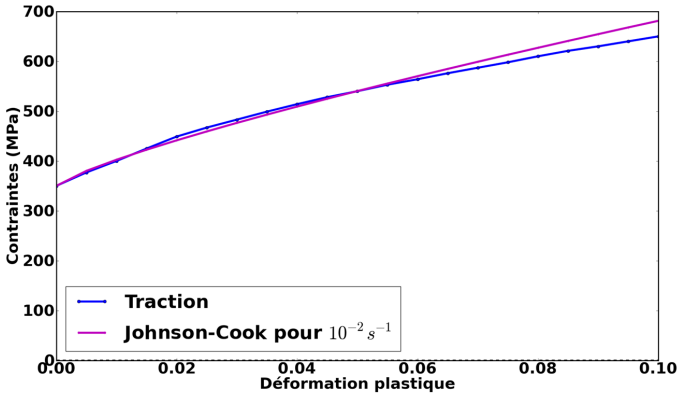


FIGURE III.3.2 – Représentation de la courbe de Johnson-Cook à $10^{-2}s^{-1}$ avec la courbe de traction expérimentale

3.3 Caractérisation de l'Inconel 600 à grande vitesse

3.3.1 Détermination de C

Afin de déterminer le paramètre C de la loi de Johnson-Cook à grande vitesse, des essais de choc laser ont été réalisés sur des plaques minces. Au cours de ces essais, la vitesse de la surface libre U_{libre} a été relevée avec le VISAR (section 1.1.1.3) et le détachement de l'onde élastique et de l'onde plastique a permis d'avoir la vitesse du précurseur élastique $U_{libre}(HEL) = 2.U_{HEL}$ (Fig.III.3.3).

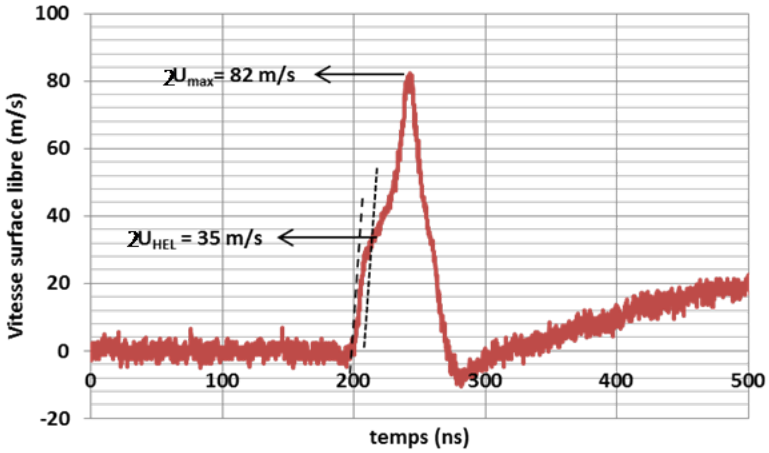


FIGURE III.3.3 – Profil de vitesse de la surface libre obtenu par vélocimétrie Doppler VISAR à l'arrière d'une cible de 1,05 mm d'épaisseur en Inconel 600

Les différentes cibles traitées étaient d'une épaisseur variant de 0,3 mm à 1,05 mm. L'ensemble des résultats de vitesse obtenus (Annexe C) a permis de déterminer une valeur moyenne pour la vitesse du précurseur élastique.

La démarche de calcul du paramètre C est la suivante :

1. On obtient la vitesse $U_{libre}(HEL) = 2.U_{HEL}$ avec le vélocimètre.

2. On calcule la limite d'élasticité sous choc :

$$HEL = \frac{1}{2}.\rho.C_{el}.U_{libre}(HEL) = \rho.C_{el}.U_{HEL} \tag{III.3.3}$$

3. A partir de la formule I.3.9, on obtient la limite d'élasticité du matériau à $10^6 s^{-1}$:

$$\sigma_Y = \left(\frac{1-2.\nu}{1-\nu}\right).HEL \tag{III.3.4}$$

4. Ainsi, à partir de l'équation III.3.2, on obtient le paramètre C :

$$C = \frac{\left(\frac{\sigma_Y}{A} - 1\right)}{ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_{P0}}\right)} \tag{III.3.5}$$

Les résultats expérimentaux nous donnent donc, pour une valeur de vitesse de précurseur estimée à 33 m/s, une limite d'élasticité d'Hugoniot (HEL) égale à 0,82 GPa, soit un paramètre C de l'ordre de 0,02.

Avec ces paramètres, nous obtenons les courbes de traction suivantes à différentes vitesses de déformation :

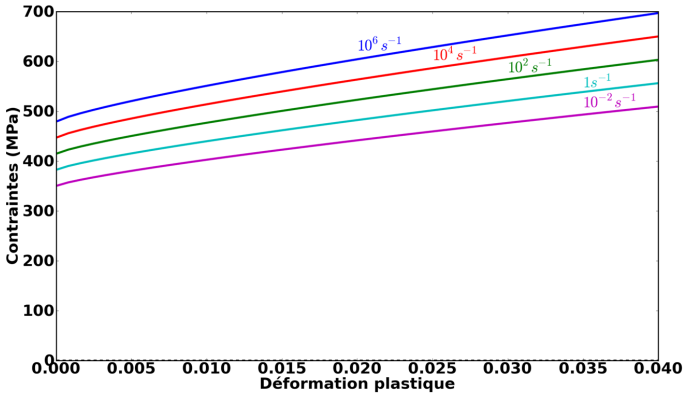


FIGURE III.3.4 – Courbes de traction de l'Inconel 600 obtenues avec la loi de Johnson-Cook à différentes vitesses de déformation

3.3.2 Détermination de l'écrouissage

La loi de Johnson-Cook est une loi isotrope. Or, l'Inconel 600 a un écrouissage mixte (cinématique/isotrope) non linéaire à basse vitesse (Fig.III.3.5). Il est important de vérifier quel type d'écrouissage existe à grande vitesse pour l'Inconel 600, surtout que P. Ballard [Ballard, 1991] a montré que les matériaux se comportent en première approximation de façon parfaitement plastique sous impact rapide.

Pour cela, nous avons proposé un plan d'expérimentation afin de voir le comportement de l'Inconel 600 à $10^6 s^{-1}$ (Fig.III.3.8).

On écrouit une plaque mince jusqu'à un certain niveau de déformation puis on détermine sa limite d'élasticité en réalisant un choc laser et en utilisant la méthode VISAR (Fig.III.3.6).

La figure III.3.7(a) montre le profil de vitesse sans écrouissage. La limite d'élasticité d'Hugoniot (HEL)

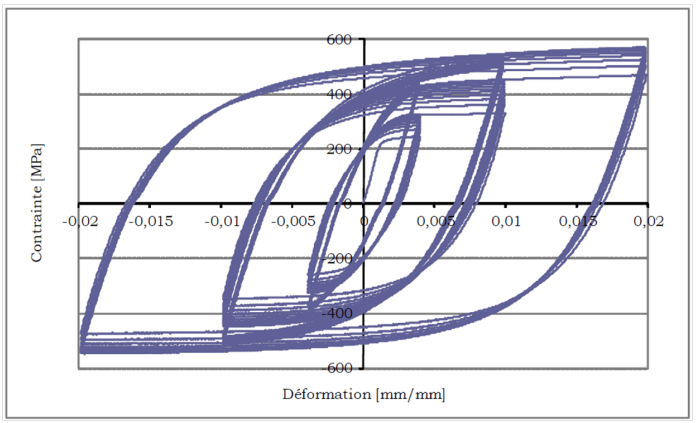


FIGURE III.3.5 – Courbe de traction/compression de l'Inconel 600 à $10^{-2}s^{-1}$: écrouissage mixte (cinématique/isotrope) non linéaire [Li, 2011]

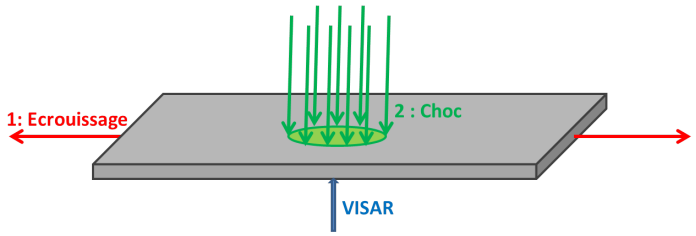
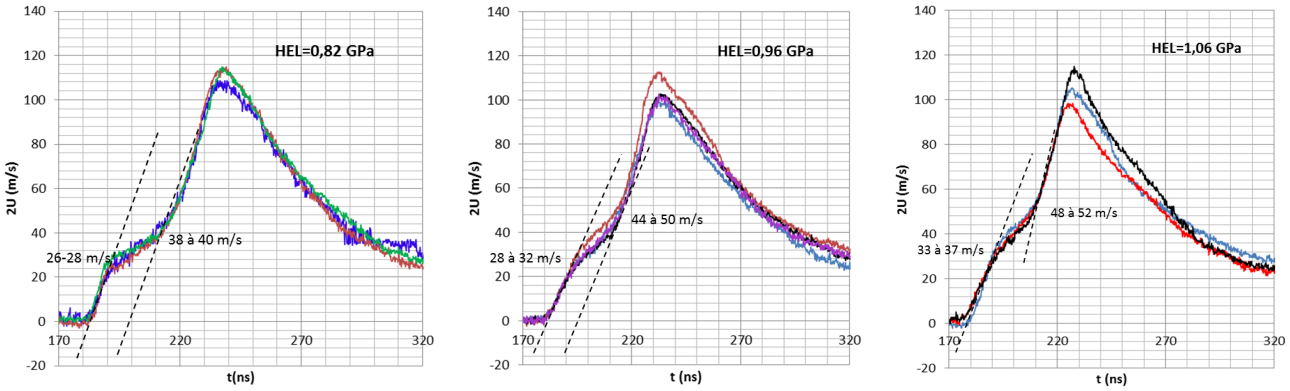


FIGURE III.3.6 – Schématisation de l'écrouissage suivi du choc et de la détermination de la limite d'élasticité avec la méthode VISAR



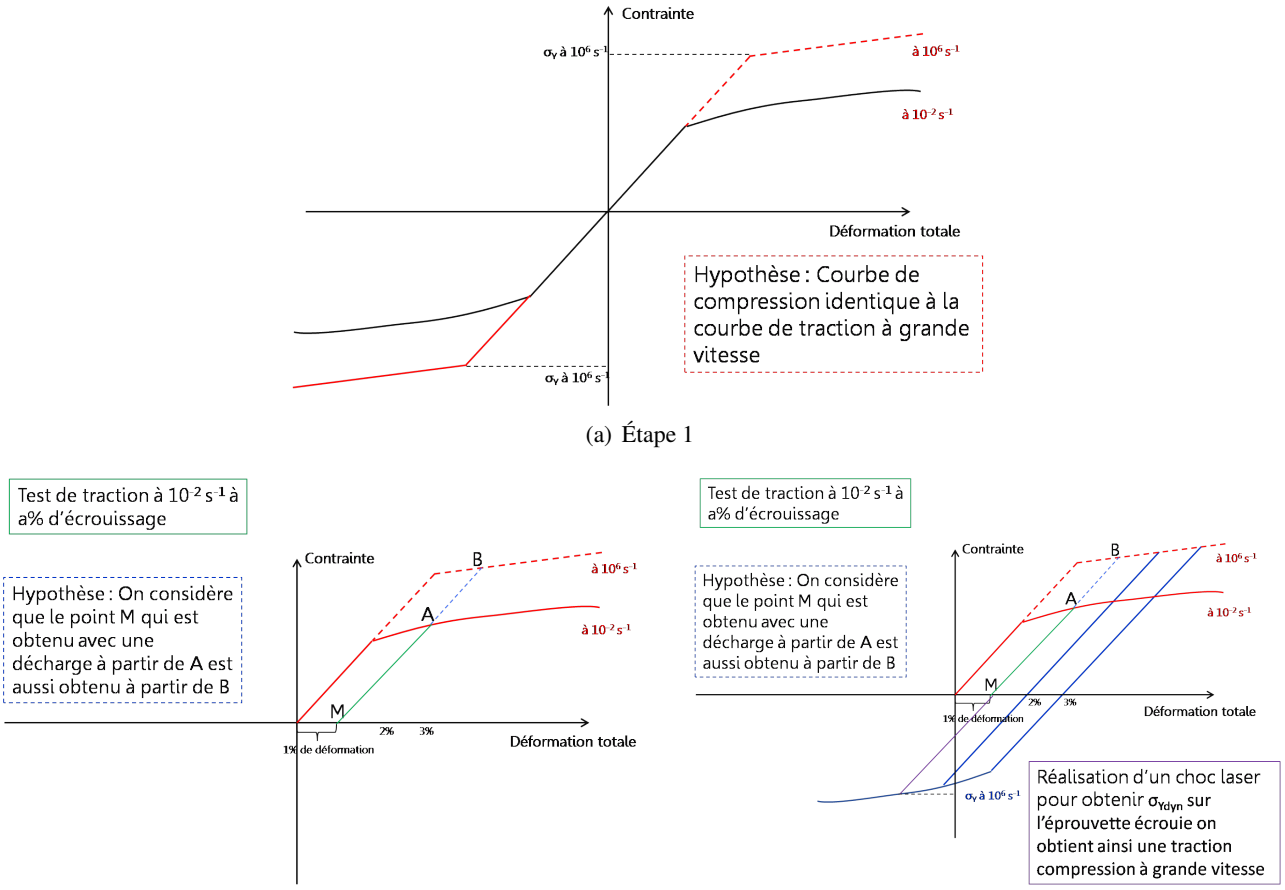
(a) Pas de déformation plastique (b) 2,5% de déformation plastique (c) 5% de déformation plastique

FIGURE III.3.7 – Profil de vitesse sur plaque vierge et écrouie jusqu'à 5% sur des plaques d'Inconel 600 de 1,23 mm d'épaisseur pour un rayon d'impact de 4,5 mm et une puissance de 10,2 J (6,2 GW/cm²)

trouvée correspond à celle déterminée précédemment pour obtenir le paramètre C. Sur la figure III.3.7(b), la plaque a été écrouie à 2,5%. Nous pouvons remarquer que dans ce cas, l'inflexion est raidie par la déformation plastique. La limite d'élasticité est augmentée par la déformation plastique, ce qui induit une limite d'élasticité d'Hugoniot (HEL) plus élevée. Enfin, sur la figure III.3.7(c), nous pouvons voir le profil de vitesse sur une plaque écrouie à 5%. Les résultats de HEL, nous ont permis de déterminer la limite d'élasticité pour différents niveaux d'écrouissage.

Les différentes étapes et hypothèses de la méthode sont les suivantes :

1. Tout d'abord, nous avons fait l'hypothèse que la courbe de compression et la courbe de traction sont



(a) Étape 1

(b) Étape 2

(c) Étape 3

FIGURE III.3.8 – Obtention de la courbe de traction compression de l'Inconel 600 à grande vitesse

identiques à $10^6 s^{-1}$, comme c'est le cas pour les métaux à faible vitesse. Ainsi, les identifications en compression que l'on fait à grande vitesse avec le choc laser sont valables en traction.

2. Ensuite, des plaques à faible vitesse sont écrouies. Nous pouvons remarquer que le point M qui est obtenu avec une décharge à partir de la courbe à $10^{-2} s^{-1}$ est le même que celui obtenu à $10^6 s^{-1}$: ceci veut dire que l'on considère que 2% d'écrouissage obtenu à faible vitesse modifie la microstructure de la même façon qu'à grande vitesse.
3. Par la suite, un choc laser est appliquée sur la plaque écrouie pour obtenir la limite d'élasticité à grande vitesse. Ainsi on obtient un ensemble de limites d'élasticité en compression pour différentes déformations plastiques.

En considérant que la courbe de Johnson-Cook est la courbe de traction de notre matériau, nous avons tracé la limite d'élasticité en compression du matériau à $10^6 s^{-1}$ pour différents niveaux d'écrouissage (le choc laser comprime la pièce). La figure **??**, nous montre que la valeur absolue des contraintes obtenues expérimentalement est la même que celle obtenue avec la courbe de traction de notre matériau.

En conclusion, l'Inconel 600 n'est pas parfaitement plastique comme le modèle analytique l'avait supposé mais possède un écrouissage isotrope à grande vitesse de déformation.

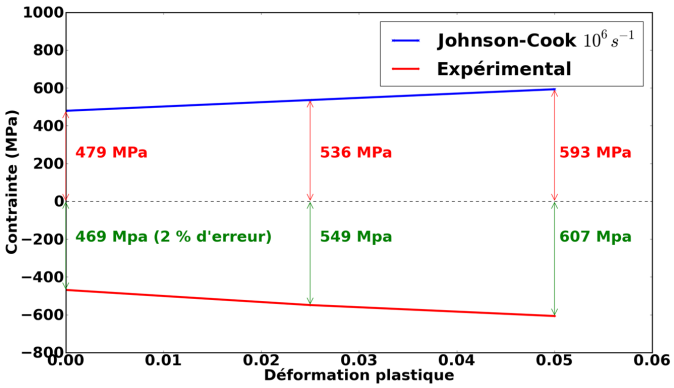


FIGURE III.3.9 – Courbe de traction en fonction de la déformation plastique pour la loi de Johnson-Cook à $10^6 s^{-1}$ et de la limite d'élasticité sous choc obtenue expérimentalement

ANALYSE DES RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

Le choc laser induit une déformation de la surface, un écrouissage ainsi que des contraintes résiduelles dans le volume. Dans ce chapitre, nous nous intéressons à la déformation et aux contraintes résiduelles mesurées par diffraction X et analysées par la méthode $sin^2\Psi$.

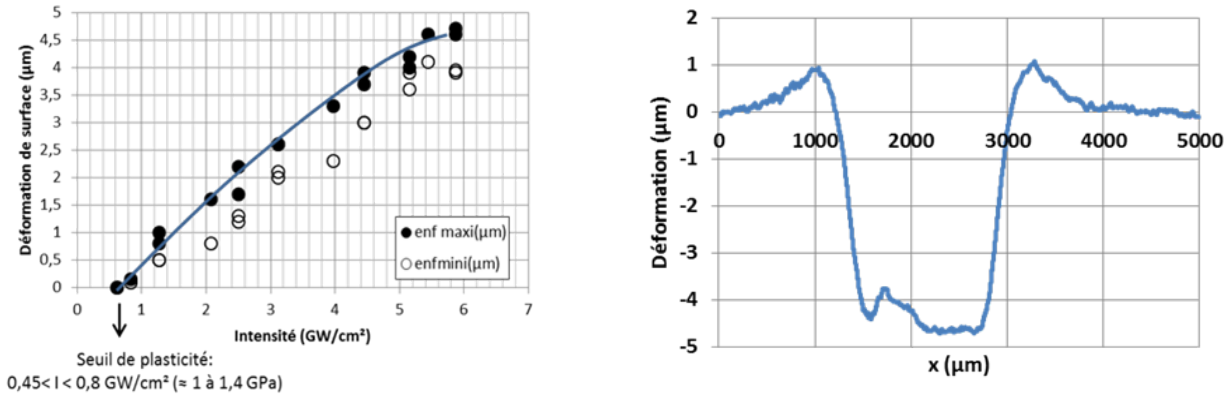
Nous analysons l'influence du nombre d'impacts superposés sur la déformation de la surface, l'effet de la pression appliquée, l'influence du recouvrement entre les impacts et l'influence de la stratégie de traitement sur les contraintes résiduelles.

L'objectif de la thèse était également d'analyser l'effet d'un état initial de soudage sur les contraintes résiduelles après choc laser. C'est dans cet optique que dans la dernière partie de ce chapitre, nous regardons les contraintes résiduelles obtenues après un traitement de choc laser multi-impacts effectué dans deux directions différentes sur une plaque soudée.

4.1 Enfoncement de la surface

4.1.1 Influence de l'intensité du choc sur l'enfoncement

Les premiers essais expérimentaux réalisés avec le laser Continuum Powerlite Plus, pour des impacts de 1,5 mm de diamètre, ont permis de déterminer l'évolution de la déformation de la surface (enfoncement) en fonction de l'intensité laser I_0. Le choc étant dissymétrique les valeurs maximales et minimales ont été considérées dans l'étude.



(a) Évolution de la déformation avec l'intensité laser (b) Exemple de profil de déformation pour I=5,9 GW/cm^2

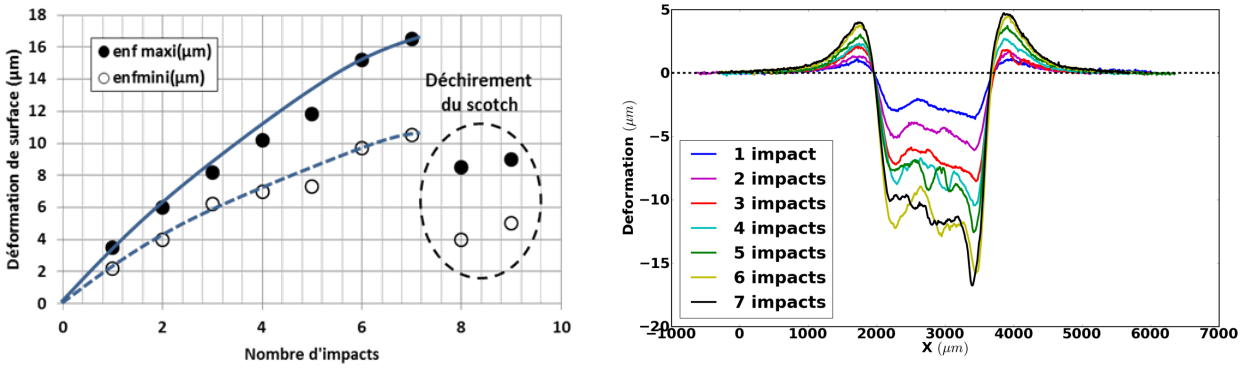
FIGURE III.4.1 – Influence de l'intensité du choc sur l'enfoncement de la surface

La figure III.4.1(a) montre une évolution quasi-linéaire de l'enfoncement avec l'intensité. Il est également

possible de voir que le seuil de plasticité se situe entre 0,45 et 0,8 GW/cm^2 soit un HEL de l'ordre de 1 à 1,4 GPa. Ces valeurs sont assez proches du résultat déterminé avec le vélocimètre VISAR (0,82 GPa) (Section 3.3.1). Le niveau de déformation maximal obtenu avec un impact est de 4,5 μm pour une intensité laser proche de 6 GW/cm^2.

4.1.2 Évolution de l'enfoncement avec le nombre d'impacts

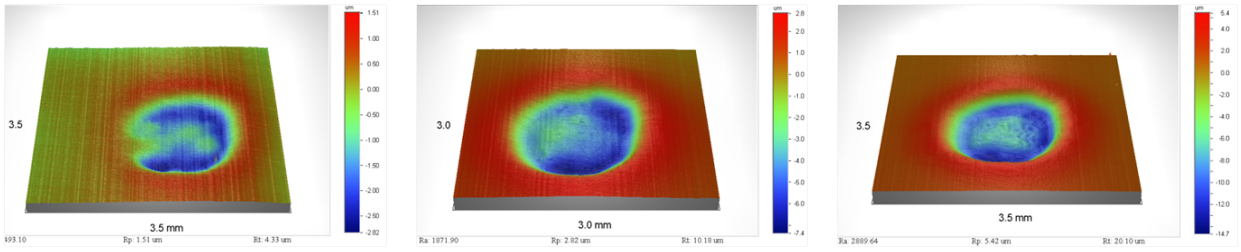
Par la suite, a été étudié l'influence du nombre d'impacts sur l'enfoncement de la surface pour une intensité laser constante. Les essais ont été réalisés sans changement du scotch de protection. Par conséquent, à partir du $8^{ème}$ impact, les déformations n'évoluent plus de la même façon (Fig.III.4.2(a)). En effet, on observe un déchirement du scotch à partir d'un grand nombre d'impacts superposés.



(a) Evolution de la déformation avec le nombre d'impacts (b) Influence du nombre d'impacts sur la déformation de la surface

FIGURE III.4.2 – Influence du nombre d'impacts superposés sur la déformation de la surface pour une intensité de 4,5 GW/cm^2

La figure III.4.2 montre que l'enfoncement de la surface n'évolue pas de façon linéaire avec le nombre d'impacts mais que l'enfoncement par impact diminue légèrement avec le nombre de déformations cycliques, tout en restant hétérogène (centre moins déformé) (Fig.III.4.3).



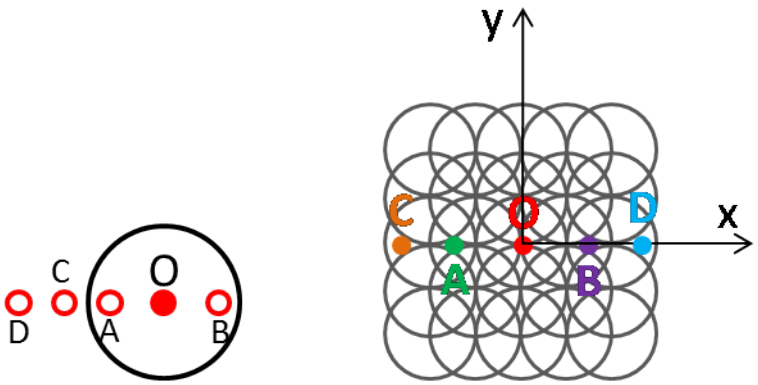
(a) 1 impact (b) 3 impacts (c) 6 impacts

FIGURE III.4.3 – Profils 3D d'impacts laser pour une intensité de 2,5 GW/cm^2 (Continuum Powerlite Plus Nd YAG du PIMM)

4.2 Étude des contraintes résiduelles sur plaque vierge

Dans cette partie, l'effet de la pression, du recouvrement et du trajet d'impactage sur les contraintes résiduelles et l'écrouissage est étudié. Tous les impacts ont été réalisés avec le laser GAIA HP Thales permettant d'obtenir une plus large gamme de diamètres d'impact (jusqu'à 6 mm en pression maximale appliquée).

Les éprouvettes initiales en Inconel 600 ont subi un traitement thermique de détensionnement, et présentent donc un état initial de contrainte proche de 0 MPa.



(a) Cas mono-impact (b) Cas multi-impacts

FIGURE III.4.4 – Zone de mesure des contraintes résiduelles avec 2 mm d'écart entre les points de mesure : (a) Mono-impact, (b) Multi-impacts : 25 impacts à 50% de recouvrement

La détermination des contraintes résiduelles par DRX a été réalisée dans les conditions présentées dans la partie 1.1.1.4.

4.2.1 Effet de la pression d'impact

Afin d'analyser l'effet de la pression sur les contraintes résiduelles, deux impacts pour des pressions de 3 et 5 GPa ont été réalisés pour un diamètre constant de 6 mm.

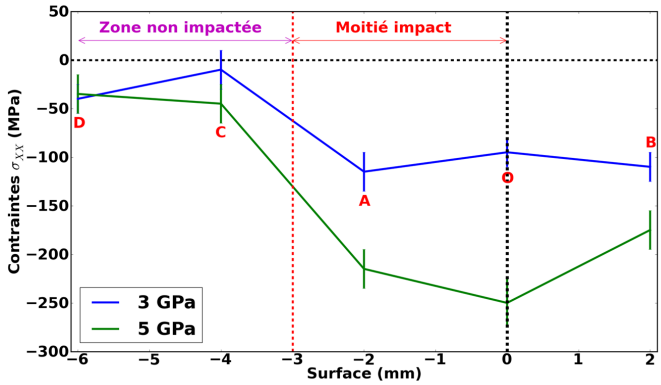


FIGURE III.4.5 – Influence de la pression sur les contraintes résiduelles σ_{XX} en surface pour un choc laser mono-impact (d=6 mm)

La figure III.4.5 présente la contrainte résiduelle σ_{XX} à la surface pour ces deux pressions. La différence d'amplitude des contraintes résiduelles maximales est de 60% alors que celle des pressions est de 40%. Les contraintes résiduelles n'augmentent donc pas linéairement par rapport à la pression. Dans la zone impactée, les contraintes varient de -120 MPa à -240 MPa pour 5 GPa et de -50 MPa à -105 MPa pour 3 GPa. Les contraintes résiduelles sont assez homogènes au centre de l'impact puis s'annulent progressivement dans la zone non impactée.

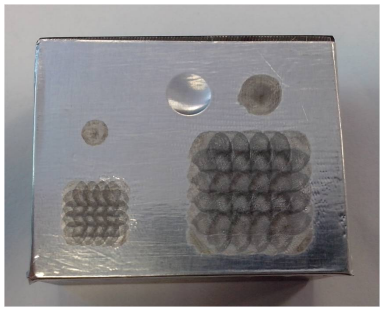
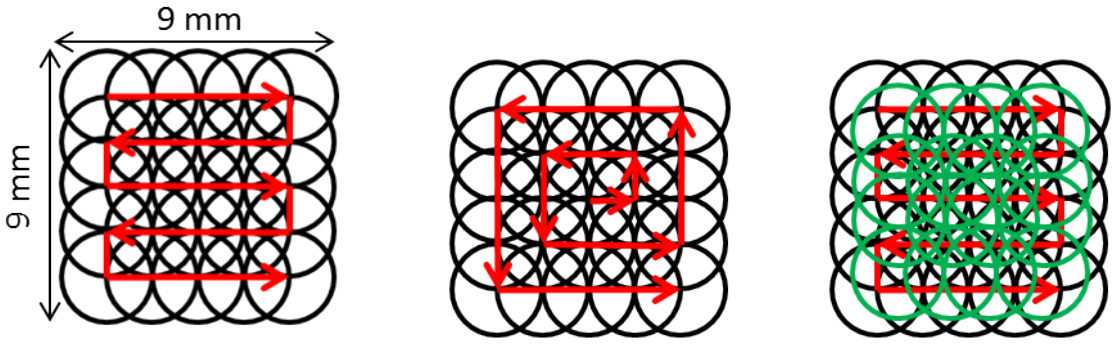


FIGURE III.4.6 – Échantillon d'Inconel 600 impacté dans 2 zones de 25 chocs avec des impacts de 3 mm et de 6 mm : trace laissée par les impacts sur le scotch de protection en aluminium

4.2.2 Influence du taux de recouvrement

Dans cette partie, l'effet du recouvrement entre les impacts est étudié. Le premier traitement consiste en 25 impacts avec un taux de recouvrement (T1) de 50% entre les impacts, ce qui correspond à 4 impacts locaux en moyenne (Fig.III.4.7(a)). Pour le deuxième traitement une deuxième série de 16 impacts a été réalisée avec un décalage de 25% par rapport aux premiers impacts (T2), dans ce cas, une moyenne de 8 impacts en chaque point de la surface centrale est dénombrée. Dans ce cas, il y a donc 41 impacts (Fig.III.4.7(c)).



(a) Procédé classique T1 (b) Procédé atypique T1 (c) Procédé classique T2

FIGURE III.4.7 – Stratégies de traitement pour le multi-impacts sur plaque vierge

Les impacts ont un diamètre de 3 mm ce qui fait une zone impactée de taille 9 x 9 mm.

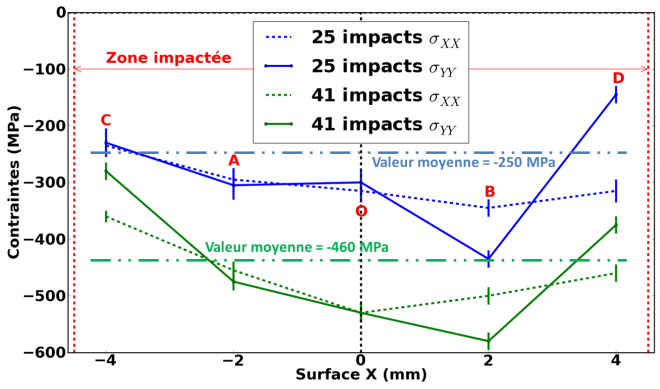


FIGURE III.4.8 – Influence du recouvrement des impacts sur les contraintes résiduelles en surface : comparaison des procédés classiques avec un recouvrement différent

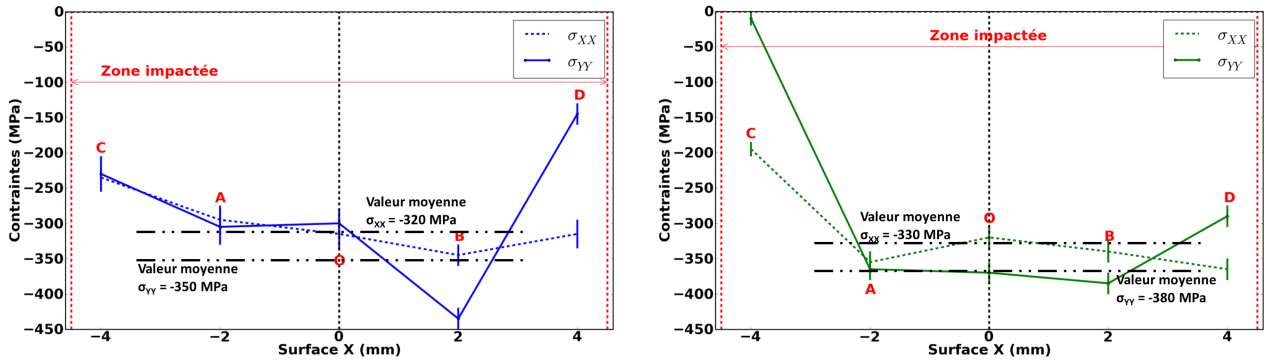
Sur la figure III.4.8, nous pouvons voir que les contraintes résiduelles moyennes sont de -250 MPa pour 25

impacts et -460 MPa pour 41 impacts. Il existe une différence moyenne de 45% sur les contraintes résiduelles entre les deux recouvrements.

Nous pouvons remarquer que sur les bords de la zone impactée, principalement du coté où le dernier impact a été réalisé, il existe une différence importante entre les contraintes σ_{XX} et σ_{YY}. Cela montre que le procédé est anisotrope sur les bords de la zone impactée. Ainsi, si l'on souhaite obtenir des contraintes homogènes dans les deux directions sur une zone précise, il est nécessaire de réaliser une quantité importante d'impacts afin que les bords de la zone impactée soient loin de la zone homogène.

4.2.3 Influence de la stratégie de traitement

Après avoir étudié l'effet du recouvrement, nous avons également étudié l'influence de la stratégie de traitement sur les contraintes résiduelles. Dans les deux cas, 25 impacts ont été réalisés (Fig.III.4.7(a) et III.4.7(b)). La deuxième stratégie proposée (T1 atypique) est une configuration dite "en escargot".



(a) Procédé classique T1

(b) Procédé atypique T1

FIGURE III.4.9 – Contraintes résiduelles en surface pour deux stratégies de traitement différentes avec le même taux de recouvrement (50% entre deux impacts, valeur moyenne indiquée pour les contraintes au centre de la zone impactée)

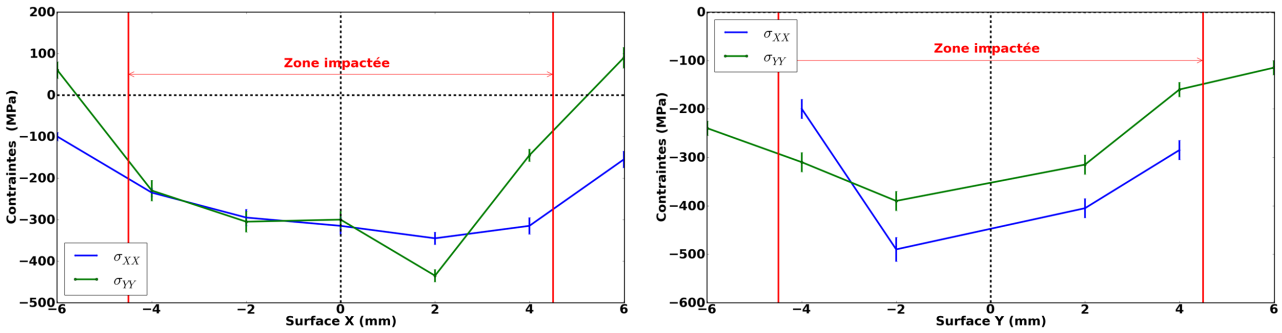
La figure III.4.9(b) présente les contraintes résiduelles pour le procédé atypique. Dans ce cas, elles sont plus homogènes au centre de la zone impactée que pour le procédé classique (Fig.III.4.7(a)). Le procédé est également plus symétrique.

Le niveau moyen des contraintes résiduelles au centre de la zone impactée (sans les contraintes sur les bords) est quasiment le même pour les deux traitements : σ_{XX} est de l'ordre de -340 MPa pour le procédé atypique et de -320 MPa pour le procédé classique et σ_{YY} est de l'ordre de -380 MPa pour le procédé atypique et de -350 MPa pour le procédé classique. La différence entre les deux contraintes n'est pas très élevée pour les deux procédés, cela montre une certaine isotropie des contraintes au centre de la zone impactée. Cependant, cela n'est pas valable sur les bords de la zone traitée.

Nous pouvons conclure que pour obtenir des contraintes homogènes dans la zone que l'on souhaite traiter, la stratégie "en escargot" est plus adaptée.

4.2.4 Anisotropie du procédé classique

Une analyse des contraintes σ_{XX} et σ_{YY} dans la direction du traitement (X) et celle perpendiculaire (Y) a mis en évidence une anisotropie des contraintes plus importante dans la direction Y. En effet, une différence moyenne de 100 MPa est observée dans cette direction entre les contraintes σ_{XX} et σ_{YY}.



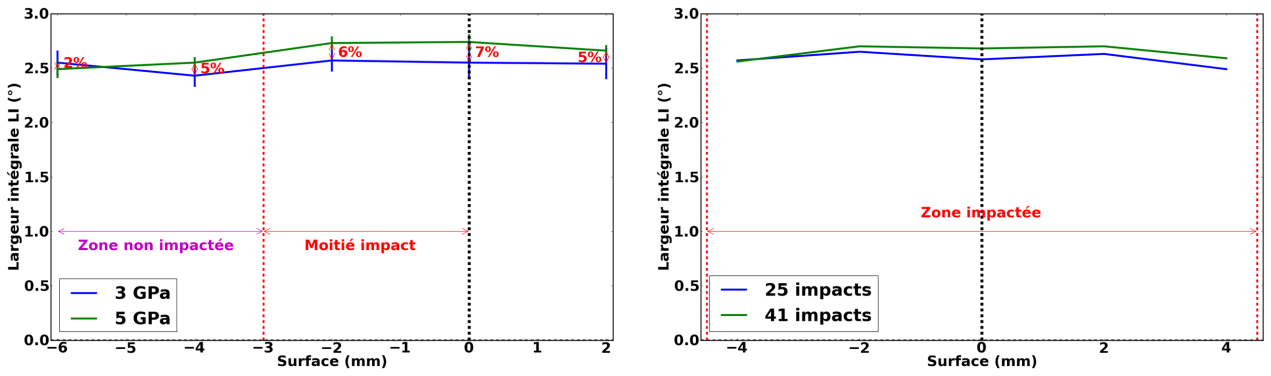
(a) Direction X : parallèle au sens de traitement (b) Direction Y : perpendiculaire au sens de traitement

FIGURE III.4.10 – Analyse de l'anisotropie du procédé classique (T1) suivant les deux directions du plan d'impactage (Direction X ⇒ Y=0, Direction Y ⇒ X=0)

En conclusion, l'état résiduel obtenu après choc dépend fortement de la direction du traitement. Il est donc important d'en tenir compte afin d'optimiser le procédé. Cela est d'autant plus important pour une pièce pré-contrainte par le soudage, par exemple.

4.3 Influence de la pression et du recouvrement sur le durcissement induit par le choc laser

Outre la génération de contraintes résiduelles, le choc laser crée un écrouissage de la surface traitée. Toutefois, l'écrouissage créé est assez faible compte tenu de la durée des impulsions qui est très courte. Pour évaluer cet écrouissage, des mesures de largeurs intégrales [1] ainsi que des mesures de microdureté (dureté Vickers), en relation avec la quantité de défauts cristallins [Ji, 1989] ont été réalisées.



(a) Influence de la pression (b) Influence du recouvrement

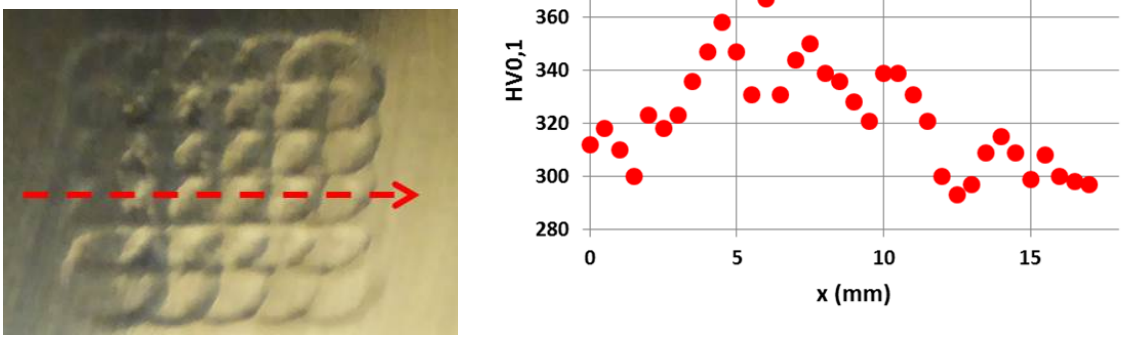
FIGURE III.4.11 – Analyse du durcissement induit par le choc laser : influence de la pression et du recouvrement

La figure III.4.11(a) présente les résultats de largeurs intégrales pour deux pressions d'impact différentes (40% d'écart entre les deux). Ces courbes mettent en évidence une augmentation très faible de l'écrouissage avec la pression (7% maximum). Nous pouvons donc conclure que la pression n'a pas une forte influence sur l'écrouissage pour des pressions entre 3 et 5 GPa dans le cas du choc laser.

1. élargissement des pics de diffraction X

La figure III.4.11(b) montre qu'il n'y a quasiment pas d'influence du taux de recouvrement (4% maximum) sur les largeurs intégrales donc sur l'écrouissage.

Une valeur de référence de 2,26° a été relevée loin de la zone traitée. Cette valeur nous permet de conclure que la différence entre les largeurs intégrales avec et sans choc laser est de 14% maximum au niveau du centre de la zone impactée après 25 impacts (soit environ 4 impacts sur le point le plus écrouie). Cette différence nous permet de conclure que l'écrouissage du matériau doit être faible vu que la valeur de référence est censée correspondre à un écrouissage quasi nul (< 1%).



(a) (b)

FIGURE III.4.12 – Caractérisation par micro-dureté Vickers de la surface traitée par 25 impacts (dureté initiale : 311 +/- 10 $HV_{0,1}$, dureté dans la zone traitée = 345 +/- 15 $HV_{0,1}$)

Des mesures de microdureté ont également été réalisées suite au traitement de 25 impacts. Dans ce cas, il a été mis en évidence une augmentation de 10 à 15% maximum de l'écrouissage. Ces résultats sont en accord avec les mesures de largeurs intégrales.

4.4 Influence des contraintes résiduelles de soudage sur l'état résiduel après choc

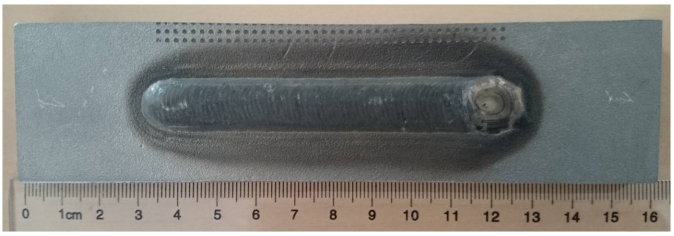


FIGURE III.4.13 – Plaque soudée utilisée pour le choc laser

L'objectif de la thèse étant l'influence du soudage sur les contraintes résiduelles après choc laser, des essais ont également été réalisés sur plaque soudée en partenariat avec le département MRI. Le soudage a été réalisé au moyen du procédé TIG (Tungsten Inert Gas) et en trois passes de soudure superposées. Cette plaque a été fournie par le département MRI d'EDF R&D.

Tout d'abord, un relevé de contraintes résiduelles de soudage a été réalisé, puis 25 impacts ont été réalisés dans deux zones différentes considérées comme identiques en terme de contraintes résiduelles de soudage

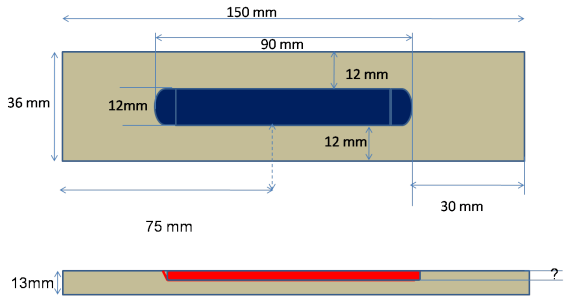


FIGURE III.4.14 – Dimension de la plaque soudée

(Fig.III.4.15) dans deux directions différentes par rapport à la soudure (Fig.III.4.16).

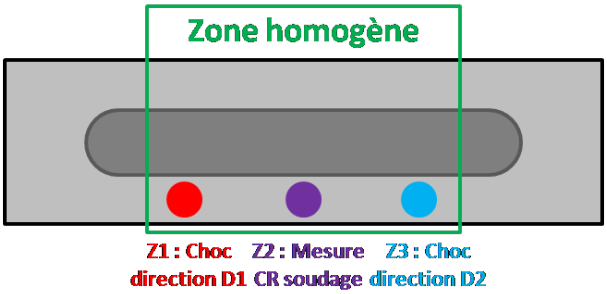
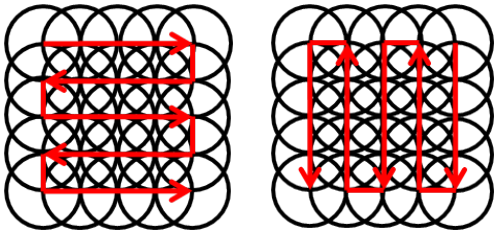


FIGURE III.4.15 – Zones de mesure des contraintes résiduelles de soudage et zones d'impactage

Le procédé classique avec 25 impacts a été choisi pour le traitement de la plaque soudée. Ainsi des comparaisons des contraintes résiduelles après choc avec et sans contraintes de soudage sont faites.



(a) Choc direction D1 (b) Choc direction D2

FIGURE III.4.16 – Sens d'impactage de la maquette soudée pour les zones Z1 et Z3

4.4.1 Contraintes résiduelles de soudage

La figure III.4.18 montre les contraintes résiduelles à la surface dans les 3 zones de mesures Z1 (X=-20), Z2 (X=0) et Z3 (X=20) pour une abscisse allant de 4 à 10 mm [2]. Dans ces 3 zones, nous pouvons observer que les contraintes résiduelles ne sont pas identiques contrairement à ce que l'on a considéré en première approximation.

En effet, une différence maximale de l'ordre de 200 MPa existe entre la zone Z1 et la Z3 au niveau de la contrainte résiduelle longitudinale. Cette différence est moins importante au niveau de la soudure et augmente plus on s'éloigne. Toutefois, l'allure des contraintes à la surface est la même dans les 3 zones.

Les valeurs mesurées pour la contrainte transversale sont proches de 0 MPa sans explication évidente.

2. Les coordonnées des points de mesure sont données par la figure III.4.17

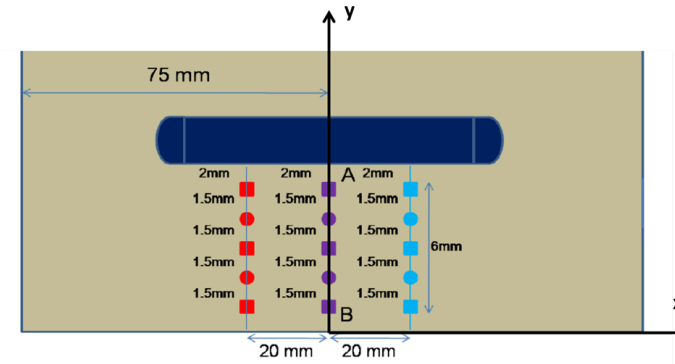
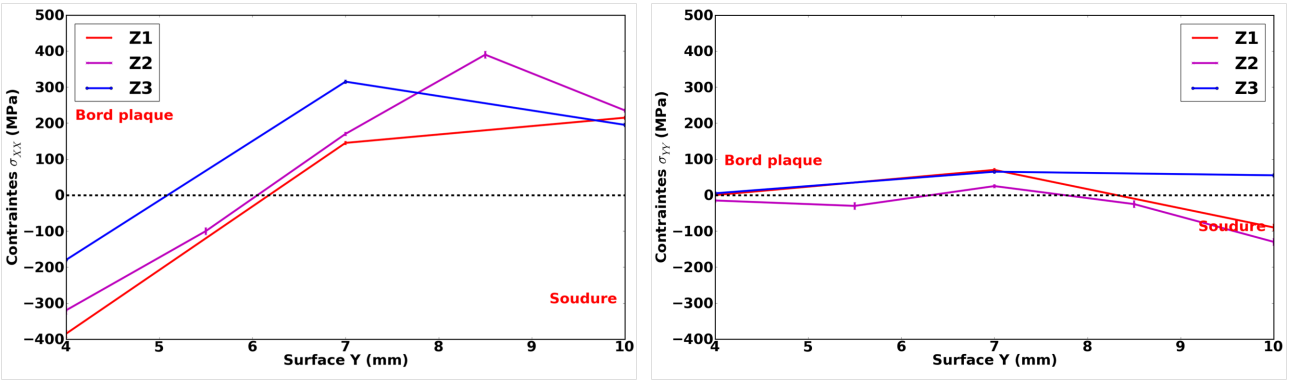


FIGURE III.4.17 – Points de mesure des contraintes résiduelles



(a) Contrainte longitudinale σ_{XX}

(b) Contrainte transversale σ_{YY}

FIGURE III.4.18 – Contraintes résiduelles de soudage dans les zones Z1, Z2 et Z3

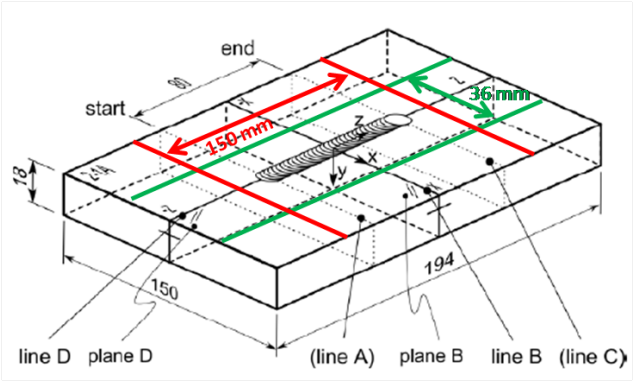
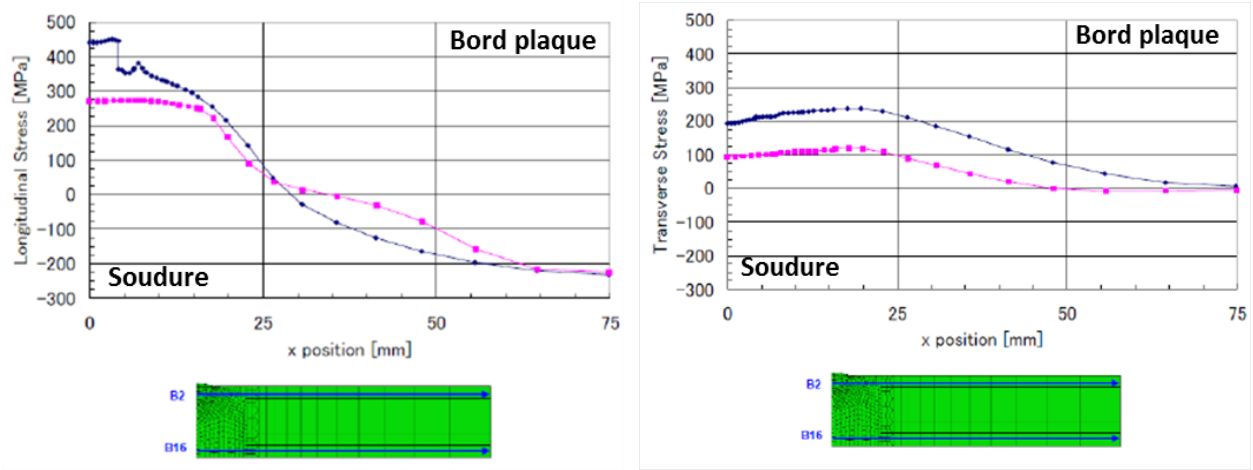


FIGURE III.4.19 – Maquette initiale soudée avant découpe pour analyse choc laser

Un relevé de contraintes résiduelles a été fait au département MRI par diffraction des neutrons sur la même plaque avant qu'elle ne soit coupée. Les dimensions initiales de la plaque soudée sont présentées sur la figure III.4.19.

La figure III.4.20 montre les contraintes à la surface dans une zone proche du centre de la plaque (Y=0). Les deux techniques étant différentes, il peut y avoir des différences sur les résultats. Il est donc difficile de conclure concernant les différences observées principalement sur la contrainte transversale.

Toutefois, l'allure des contraintes est la même pour les deux méthodes.



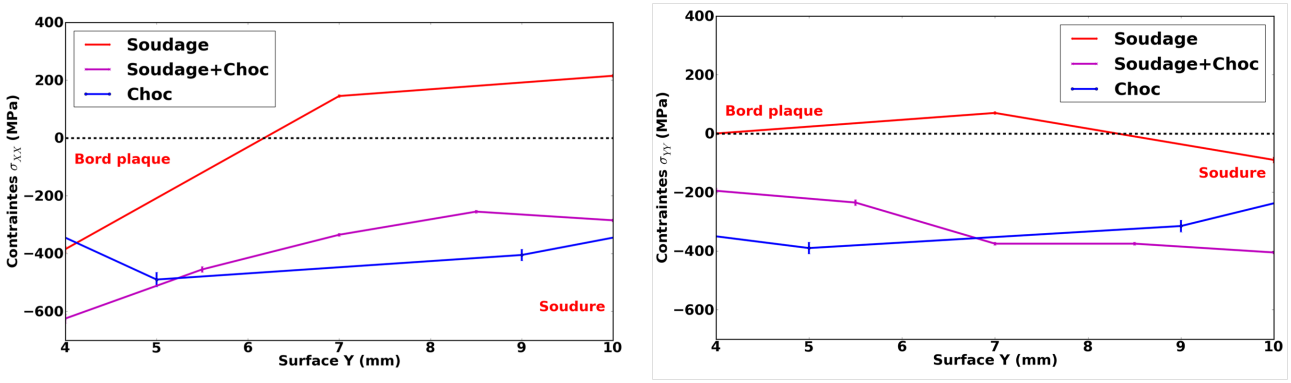
(a) Contrainte longitudinale (b) Contrainte transversale

FIGURE III.4.20 – Contraintes résiduelles de soudage sur la maquette avant la découpe : courbe bleue sur trajet B2, courbe rose sur trajet B16

Au vu des relevés de contraintes résiduelles dans la plaque, il sera important de tenir compte du manque d'homogénéité lors des comparaisons après choc laser dans les deux directions de traitement.

4.4.2 Contraintes résiduelles après choc laser pour des impacts réalisés parallèlement à la soudure (D1)

Au niveau de la soudure, la différence des contraintes résiduelles longitudinales induites par le choc laser avec et sans contraintes de soudage initiales est négligeable (50 MPa). Les contraintes de soudage dans cette zone sont des contraintes de traction de l'ordre de 200 MPa. Nous pouvons conclure que dans cette zone, les contraintes de traction sont totalement effacées par le choc laser. En s'éloignant de la soudure, les contraintes de soudage passent en compression, dans ce cas, la différence entre les contraintes avec et sans état initial est plus marquée : il y a une différence de plus de 200 MPa sur une zone où la contrainte de soudage est de l'ordre de -400 MPa. Cette différence est bénéfique puisque les contraintes de compression s'ajoutent dans cette zone.



(a) Contrainte longitudinale σ_{XX} (b) Contrainte transversale σ_{YY}

FIGURE III.4.21 – Influence de la contrainte résiduelle de soudage sur le choc laser pour un impactage parallèle à la soudure (Z1)

Contrairement aux contraintes longitudinales, les contraintes transversales de soudage ont un effet plus important sur les contraintes résiduelles après impacts. En effet, la contrainte transversale de soudage varie de

-100 à 100 MPa, pourtant, la différence avec et sans soudage pour le choc laser est de l'ordre 150 MPa.

Au niveau de la soudure, nous pouvons remarquer que les contraintes de compression se combinent et l'on obtient donc une contrainte de compression plus importante en présence du soudage. Près du bord, la contrainte initiale est nulle, mais il existe 150 MPa de différence avec et sans état initial. Il est difficile de conclure sur ce point, car il est possible qu'il y ait un effet de la contrainte dans la profondeur. Cependant, n'ayant pas les résultats dans la profondeur nous ne pouvons pas analyser leur effet.

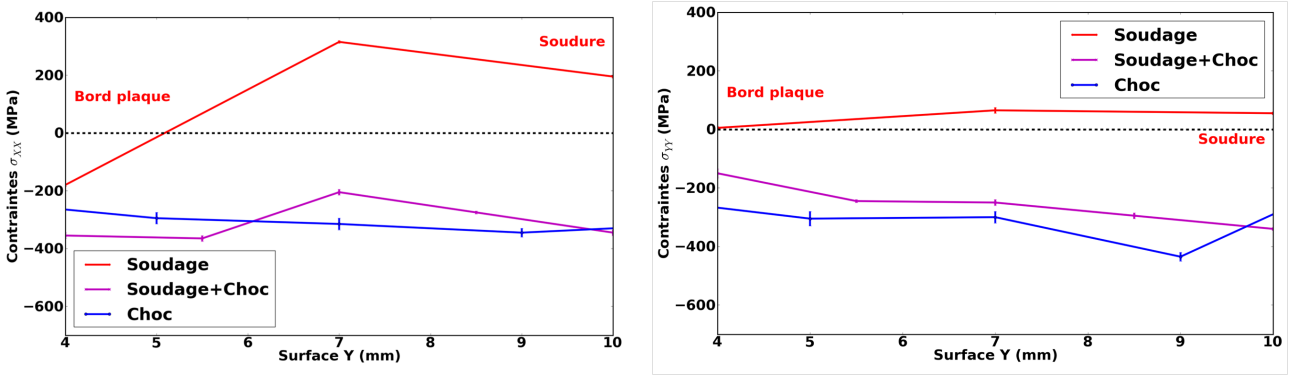
En analysant la contrainte longitudinale à la surface, nous pouvons conclure qu'une contrainte de traction, même importante ($\approx$ 200 MPa) est effacée par le choc laser et qu'une contrainte de compression s'ajoute à celle créée par le choc laser. Par conséquent, un état initial dû au soudage est négligeable suite à l'application d'impacts laser, en ce qui concerne la contrainte longitudinale.

Une conclusion aussi claire serait difficile à faire concernant la contrainte transversale ; toutefois, la compression apportée par le choc laser, nous permet de conclure qu'un état initial de soudage est effacé par le choc laser car dans tous les cas, nous pouvons observer des contraintes de compression à la surface.

4.4.3 Contraintes résiduelles après choc laser pour des impacts réalisés perpendiculairement à la soudure (D2)

Afin d'analyser l'influence du sens d'application des impacts sur les contraintes résiduelles, des impacts ayant pour direction principale l'axe $\overrightarrow{y}$, ont été réalisés dans la zone D2.

La figure III.4.22 montre que dans ce cas, la différence sur les contraintes résiduelles dues au choc avec et sans contraintes de soudage est moins importante (100 MPa maximum). Cependant, il ne faut pas oublier que les contraintes initiales ne sont pas les mêmes dans les deux zones impactées.



(a) Contrainte longitudinale σ_{XX}

(b) Contrainte transversale σ_{YY}

FIGURE III.4.22 – Influence de la contrainte résiduelle de soudage sur le choc laser pour un impactage perpendiculaire à la soudure (Z2)

Cette analyse est d'autant plus importante que dans cette zone, la contrainte initiale de soudage est plus importante que celle que l'on a dans la zone 1 impactée parallèlement à la soudure. En effet, la contrainte de traction maximale est de 300 MPa, pourtant, la différence sur les contraintes est seulement de 100 MPa. De plus, les contraintes de traction sont sur une zone plus importante et la différence est moins marquée. Cela montre qu'un état initial de traction a une influence moins importante sur les contraintes résiduelles longitudinales dues au choc laser qu'un état initial de compression.

L'analyse n'est pas la même sur les contraintes transversales. En effet, la contrainte transversale est quasi négligeable (de 0 à 50 MPa) et de traction, pourtant la différence sur les contraintes résiduelles après choc est de 100 MPa en moyenne. La différence est donc du même ordre que pour les contraintes longitudinales alors que l'état initial est bien moins important. Dans ce cas, le choc laser n'efface pas les contraintes de traction.

En conclusion, nous pouvons supposer que les contraintes transversales en surface ont une influence plus importante que les contraintes longitudinales. Afin de mieux comprendre ce qui crée cette différence, il serait intéressant de pouvoir faire également une analyse en profondeur.

Concernant, la direction d'impactage, il est tout de même difficile de conclure sachant que les contraintes initiales dans les deux directions ne sont pas les mêmes.

Toutefois, comme nous l'avons remarqué précédemment, le choc laser, peu importe le sens d'application des impacts, permet d'obtenir un état de compression à la surface, peu importe l'état initial de traction existant. De plus, les mesures ont été réalisées pour 25 impacts (4 impacts en moyenne pour un point). Or, nous pouvons supposer que lors d'applications industrielles du choc laser, un nombre plus important d'impacts sera réalisé, ce qui signifie qu'un état initial de soudage sera d'autant plus négligeable.

CHAPITRE 5

CONCLUSION

Cette partie nous a permis de déterminer l'influence de différents paramètres sur les contraintes résiduelles induites par le choc laser.

Nous avons noté que l'enfoncement :
- augmente de façon quasi-linéaire avec l'intensité du choc puis se stabilise au-delà d'une certaine valeur,
- augmente également de façon non linéaire avec le nombre d'impacts puisque qu'à partir d'un certains nombre d'impacts (3 impacts) la différence d'enfoncement est moins importante.

Nous avons également constaté que le niveau de contrainte induit augmentait fortement avec la pression d'impact ainsi qu'avec le taux de recouvrement (augmentation du nombre d'impacts localement). Nous avons mis en évidence une anisotropie du procédé principalement sur les bords du domaine traité quelque soit le recouvrement. Une stratégie de traitement classique ne permet pas d'avoir une stabilité au centre de l'impact alors que le trajet atypique proposé permet de retrouver cette stabilité. Nous pouvons donc conclure qu'un traitement partant du centre de la zone que l'on souhaite traiter est plus favorable que le traitement classique utilisé en choc laser. Toutefois, la stratégie de traitement à utiliser dépend de la pièce que l'on souhaite traiter.

La pression et le taux de recouvrement ont une influence négligeable sur l'écrouissage après choc. En effet, nous avons observé de faibles différences sur les largeurs d'intégrales en fonction de la pression et du taux de recouvrement qui nous permettent de conclure que le choc laser écrouit très peu le matériau.

Des mesures de contraintes résiduelles ont également été réalisées sur une plaque soudée. Nous avons pu conclure qu'il n'y avait pas d'homogénéité des contraintes dans la direction longitudinale (parallèle à la soudure). Les contraintes résiduelles transversales ont une influence plus importante que les contraintes longitudinales sur l'état résiduel après choc bien qu'elles ne soient pas très élevées. Dans le cas des contraintes longitudinales, nous avons remarqué que l'influence de la traction créée par le soudage était quasi négligeable sur les contraintes résiduelles dues au choc voire inexistante si elle est inférieure à 200 MPa.

Il a été difficile de conclure concernant l'effet du traitement, vu que les contraintes initiales n'étaient pas les mêmes dans les deux zones considérées. Toutefois, nous pouvons conclure, qu'un état initial de traction est globalement effacé par le choc laser, peu importe le sens d'application des impacts.

En conclusion, ces résultats montrent une forte dépendance de l'état résiduel aux paramètres du procédé de choc laser : stratégie de traitement, sens d'application des impacts, recouvrement, pression. Pour obtenir un état homogène au centre de la zone traitée, il est nécessaire d'éloigner le plus possible les bords de la zone impactée.

Ces résultats nous fournissent donc une base de données intéressante et nécessaire pour la validation des modèles numériques.

QUATRIÈME PARTIE

Simulation numérique

L'OBJECTIF *de cette partie est de présenter l'ensemble des résultats numériques obtenus au cours de la thèse pour la modélisation du choc laser, puis de les comparer aux résultats expérimentaux de déformation de la surface et de contraintes résiduelles. Des modèles axisymétriques et 3D ont été utilisés pour ce travail. Nous avons également étudié l'influence d'un état initial de contraintes sur l'état résiduel après choc. Une étude sur l'influence de la loi de comportement et de l'écrouissage a également été réalisée. Enfin, nous avons réalisé une étude qualitative de fatigue après choc laser ainsi qu'une comparaison avec le grenaillage. L'ensemble des calculs est réalisé avec le code Europlexus pour le calcul dynamique et Code_Aster pour la relaxation des contraintes résiduelles, le calcul de soudage et le calcul de fatigue.*

Table des matières

1 Introduction **141**

1.1 Code_Aster . . . 141
1.2 Europlexus . . . 141
1.3 Abaqus . . . 142
1.4 Couplage des codes Europlexus et Code_Aster . . . 142
1.5 Difficultés rencontrées . . . 144

2 Simulation numérique du choc laser mono et multi-impacts sans état initial de contraintes **145**

2.1 Calcul des contraintes résiduelles . . . 145
2.2 Comparaison des modèles numérique et analytique en axisymétrique . . . 146
2.3 Étude numérique axisymétrique avec la loi de Johnson-Cook . . . 148
2.3.1 Modèle éléments finis axisymétrique . . . 148
2.3.2 Influence du revêtement sur les contraintes résiduelles . . . 149
2.3.3 Évolution des contraintes dans la profondeur . . . 150
2.3.4 Calcul de la vitesse . . . 151
2.3.5 Calcul des contraintes . . . 152
2.3.6 Etude de l'enfoncement de la surface pour des impacts superposés . . . 152
2.3.7 Convergence du maillage . . . 153
2.4 Étude numérique 3D . . . 154
2.4.1 Modèle éléments finis 3D . . . 155
2.4.2 Validation du modèle numérique 3D . . . 155
2.4.3 Étude de l'enfoncement de la surface suite à un traitement choc laser de 25 impacts . . . 161
2.4.4 Influence du taux de recouvrement . . . 162
2.4.5 Influence de la stratégie de traitement . . . 164

3 Simulation numérique du choc laser multi-impacts en présence d'un état initial de contraintes 167
3.1 Étude de l'influence d'un état initial créé par un chargement thermique 167
3.1.1 Modèle éléments finis 167
3.1.2 Création de l'état initial 168
3.1.3 Analyse des contraintes résiduelles avec et sans état initial 169
3.2 Influence d'un état initial de contraintes dû au soudage 171
3.2.1 La simulation numérique du soudage 171
3.2.2 Effet de l'état initial dû au soudage sur les contraintes résiduelles après impacts 175

4 Influence de l'écrouissage et de la loi de comportement à grande vitesse sur l'état résiduel après choc 181
4.1 Influence de l'écrouissage 181
4.2 Modification de la loi de Johnson-Cook : sensibilité à la vitesse de déformation 183

5 Effet du comportement cyclique après un traitement de mise en compression 187
5.1 Introduction 187
5.2 Résultats numériques 190
5.2.1 Modèles numériques 190
5.2.2 Comparaison des cycles stabilisés avant et après impacts 191

6 Conclusion 193

CHAPITRE 1

INTRODUCTION

La problématique industrielle de cette thèse était de pouvoir proposer un modèle numérique pour le choc laser à l'aide des codes de calculs développés par EDF afin qu'il puisse être par la suite applicable aux structures du parc nucléaire. C'est dans ce cadre que les codes Europlexus et Code_Aster ont été utilisés. Dans le cadre d'un benchmark, le code Abaqus a également été utilisé au laboratoire PIMM.

Dans ce chapitre, nous présentons l'ensemble de ces trois codes.

1.1 Code_Aster

Code_Aster est un logiciel libre de simulation en mécanique des structures développé par le département AMA d'EDF R&D. ASTER signifie "Analyses des Structures et Thermomécanique pour des Études et des Recherches". Son développement a débuté en 1989 pour répondre à des besoins internes d'EDF. Il a été placé sous licence GNU GPL en octobre 2001. Le langage de programmation du code est le Fortran 90 et de nombreux modules complémentaires sont développés en PYTHON. Le code source comporte plus d'un million de lignes qui sont principalement gérées au sein de la R&D par une équipe d'ingénieurs chercheurs qui contrôlent et valident les versions d'exploitation et de développement afin de garantir un outil fiable répondant aux critères d'assurance qualité.

Il s'agit principalement d'un solveur fondé sur la théorie de la mécanique des milieux continus, qui utilise la méthode des éléments finis pour résoudre différents types de problèmes mécaniques, thermiques, acoustiques, sismiques, etc. De nombreuses études en élasticité, élasto-plasticité ou encore élasto-visco-plasticité, en dynamique ou en statique sont réalisables.

La modélisation du choc laser nécessite un calcul dynamique. Dans ce code, il est possible d'utiliser de nombreux schémas en temps implicites (Newmark, Hilbert Hugues et Taylor (HHT), θ-schéma, Krenk) et explicites (différences centrées, Tchamwa-Wielgos). Toutefois, étant basé sur un algorithme implicite en temps, le calcul dynamique avec Code_Aster même en explicite peut s'avérer très long du fait de la taille de maillages (plus d'un million d'éléments) et du nombre de pas de temps (près de 1000) que l'on utilise. C'est pour cela que l'on utilise le code Europlexus pour le calcul dynamique et Code_Aster pour les calculs statiques.

1.2 Europlexus

Europlexus est un logiciel de simulation dédié aux phénomènes de dynamique rapide pour les structures et les fluides ainsi que l'interaction fluide-structure.

Ce logiciel est co-développé par le CEA et le centre de recherche de la commission européenne d'Ispra

depuis 1999. Son développement est maintenant partagé avec EDF et l'ONERA.

Le programme de calcul utilise un algorithme explicite (différences centrées) pour sa discrétisation en temps et est donc adapté aux phénomènes de dynamique rapide comme les explosions, les impacts ou encore les crashs, ... La discrétisation spatiale est principalement fondée sur la méthode des éléments finis et des volumes finis. D'autres formulations (SPH (Smoothed Particle Hydrodynamics), les éléments discrets ...) sont également disponibles.

L'algorithme de résolution est complètement non linéaire, que ce soit géométriquement (grands déplacements, grandes rotations, grandes déformations) ou des non linéarités du matériau (lois de comportement avec plasticité, endommagement ...).

L'avantage de ce code est également l'intégration de nombreuses lois de comportement à grande vitesse (Johnson-Cook, Zerilli-Armstrong, Ludwig-Prandtl ..).

1.3 Abaqus

ABAQUS est un code de calcul par la méthode des éléments finis créé en 1978. Il est actuellement développé par Dassault Systems. Il se compose de trois produits :

- ABAQUS/Standard : résolution par un algorithme statique implicite
- ABAQUS/Explicit : résolution par un algorithme dynamique explicite
- ABAQUS/CAE : interface intégrée de visualisation et de modélisation pour les solveurs standard et explicite

L'ensemble des codes est écrit intégralement avec les langages C++, Fortran pour les parties calcul et Python pour les scripts et les paramétrisations.

ABAQUS est un logiciel très largement utilisé dans les industries automobiles et aéronautiques. En raison du large spectre de ses capacités d'analyses et de sa bonne ergonomie, il est également très populaire dans les milieux universitaires, pour la recherche et l'éducation. Il fut tout d'abord conçu pour analyser les comportements non-linéaires (matériaux, géométrique, contact). Il possède en conséquence une vaste gamme de modèles de matériau, mais également une large gamme d'éléments finis.

La plupart des modèles utilisés pour simuler le choc laser est fondée sur ce code. Nous l'avons donc utilisé pour réaliser un benchmark.

1.4 Couplage des codes Europlexus et Code_Aster

Afin de réaliser des calculs multi-impacts de choc laser, il a été nécessaire de réaliser un couplage entre les codes Europlexus et Code_Aster. Le calcul dynamique d'impact est réalisé dans Europlexus tandis que le calcul statique des contraintes résiduelles est réalisés dans Code_Aster. Pour effectuer ce chaînage plusieurs développements ont été nécessaires.

La syntaxe des champs résultats est différente entre les deux logiciels. Il est donc important de pouvoir faire des modifications des fichiers résultats induits par un calcul dans un code pour qu'ils soient lisibles par l'autre code. De plus, les variables internes pour une même loi de comportement sont également différentes entre les deux codes. Il est donc nécessaire de faire les modifications adéquates lors du passage d'un logiciel à l'autre.

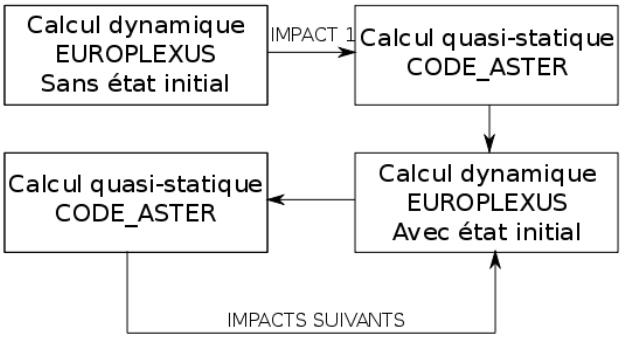


FIGURE IV.1.1 – Chainage Code_Aster/Europlexus

Pour cela, une macro-commande (commande regroupant l'exécution de plusieurs sous-commandes) permettant de prendre en compte l'état de contraintes, de déplacements et de variables internes créé par Europlexus et calculant la déformation plastique induite par le choc ainsi que les contraintes correspondant à cette déformation a été développée (Fig.IV.1.2).

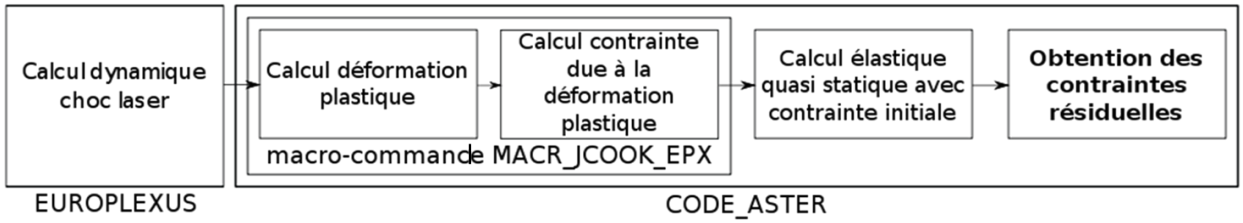


FIGURE IV.1.2 – Calcul des contraintes résiduelles

Cette modification nous permet par la suite de réaliser un calcul quasi-statique en élasticité avec un état initial pour obtenir l'état résiduel dû au choc.

A l'issue de ce calcul, l'état résiduel est utilisé comme état initial d'un autre calcul d'impact dans Europlexus (Fig. IV.1.1). Toutefois, la possibilité de prendre en compte un état initial de contraintes et de déplacements issu d'un fichier résultats créé par Code_Aster n'était disponible que pour les éléments coques et poutres. Il a donc été nécessaire de développer (prestation externe supervisée dans le cadre de la thèse) cette possibilité pour les éléments volumiques ainsi que la prise en compte de variables internes.

Afin de simplifier l'utilisation de ces chaînages et de permettre la réalisation de nombreux impacts de façon automatique, une macro-commande permettant de modifier un fichier de commande Europlexus et de l'exécuter à partir de Code_Aster a été réalisée. Nous avons également développé des macros permettant de post-traiter un calcul Europlexus à partir de Code_Aster.

En conclusion, les développements réalisés permettent de réaliser une étude multi-impacts de choc laser à partir de Code_Aster en faisant appel à Europlexus pour le calcul dynamique uniquement. Cela permet une plus grande flexibilité pour la détermination de la surface d'impact mais également pour le post-traitement.

1.5 Difficultés rencontrées

Toutefois, certaines restrictions sont apparues pour la modélisation du choc. En effet, bien que Code_Aster permette la prise en compte d'une variation en espace d'un chargement appliqué sur une surface, il n'est pas possible de le faire avec Europlexus. Cela implique que la modélisation de la pression n'est pas totalement représentative de la réalité. Pour pouvoir réaliser une variation surfacique, il aurait été nécessaire d'appliquer la pression élément par élément. Cette méthode est difficilement envisageable dans le cas multi-impacts. C'est pour cela, que dans l'ensemble de notre étude numérique, nous avons pris un chargement constant en espace. Cela crée donc une plus forte discontinuité sur les bords d'impacts.

En deuxième lieu, nous avons pu réaliser que les éléments linéaires sous-intégrés de Code_Aster ne permettaient pas de représenter correctement cette forte discontinuité sur les bords d'impacts à la surface, bien que les éléments quadratiques sous-intégrés ne présentaient pas de difficultés.

Ces difficultés permettent de mettre en évidence des axes d'amélioration pour les codes utilisés.

CHAPITRE 2

SIMULATION NUMÉRIQUE DU CHOC LASER MONO ET MULTI-IMPACTS SANS ÉTAT INITIAL DE CONTRAINTES

Un impact laser étant généralement circulaire, dans un premier temps, pour des raisons de temps de calcul, un modèle axisymétrique a été utilisé pour les calculs mono-impact mais également pour les calculs multi-impacts avec des impacts superposés. Tout d'abord, nous avons utilisé ce modèle pour réaliser une comparaison avec le calcul analytique. Puis nous avons réalisé une comparaison de la vitesse obtenue numériquement avec les résultats expérimentaux, ainsi qu'un benchmark avec les codes Code_Aster, Europlexus et Abaqus pour différents schémas en temps. Enfin, nous avons étudié l'influence du nombre d'impacts sur l'enfoncement de la surface afin de comparer les résultats avec les essais expérimentaux.

Dans un second temps, nous avons utilisé un modèle 3D. Afin de choisir un maillage réaliste en terme de nombre d'éléments, nous avons réalisé une étude de convergence du maillage. En analysant les contraintes résiduelles, nous avons pu également mettre en évidence un problème de calcul des contraintes à la surface. Enfin, une étude de l'influence du taux de recouvrement et de la stratégie de traitement a été effectuée.

2.1 Calcul des contraintes résiduelles

Le calcul des contraintes résiduelles peut être effectué de deux façons : en explicite ou en implicite.

Le calcul en explicite consiste à optimiser la durée pour laquelle la solution élasto-plastique est stable. Pour un impact d'une durée de l'ordre de 200 ns, il faut envisager une durée de 10 μs pour obtenir une énergie cinétique du massif nulle et une énergie interne constante [Ding et al., 2006]. Dans ce cas, un faible amortissement peut être utilisé afin d'accélérer la stabilisation de la solution. Cette méthode de calcul peut engendrer des temps de simulation assez longs.

La deuxième méthode utilisée pour obtenir les contraintes résiduelles consiste à réaliser un calcul implicite quasi-statique pour obtenir la solution stabilisée. Pour cela, à la fin du calcul dynamique en explicite, la plasticité est récupérée pour calculer la contrainte initiale qui sera utilisée pour le calcul quasi-statique avec :

$$\sigma_{plastique} = -2.\mu.\varepsilon_P \tag{IV.2.1}$$

1. Durée d'impulsion à mi-hauteur

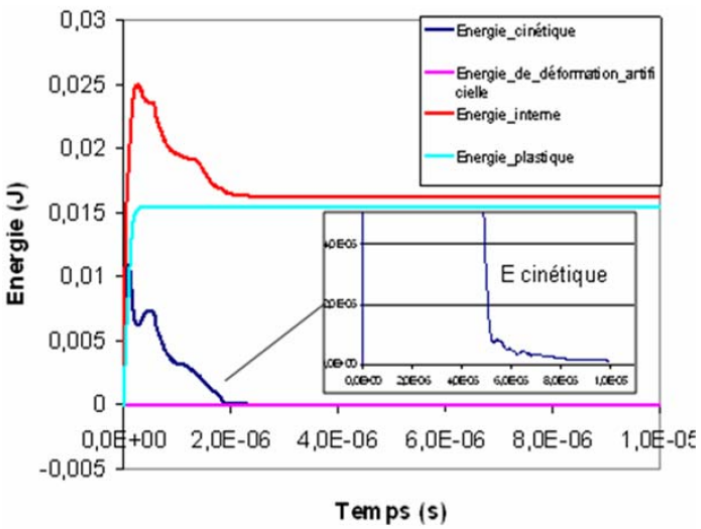


FIGURE IV.2.1 – Historique des énergies au cours d'un choc laser (4,5 GPa, τ [1]= 23 ns) [Song, 2010]

Dans ce cas, le calcul dynamique ne dure que le temps de la plasticité, soit environ 1000 ns, pour une durée d'impact (charge-décharge) de l'ordre de 200 ns. Puis un calcul implicite quasi-statique avec une loi élastique est réalisé pour obtenir l'équilibre de la structure et donc les contraintes résiduelles.

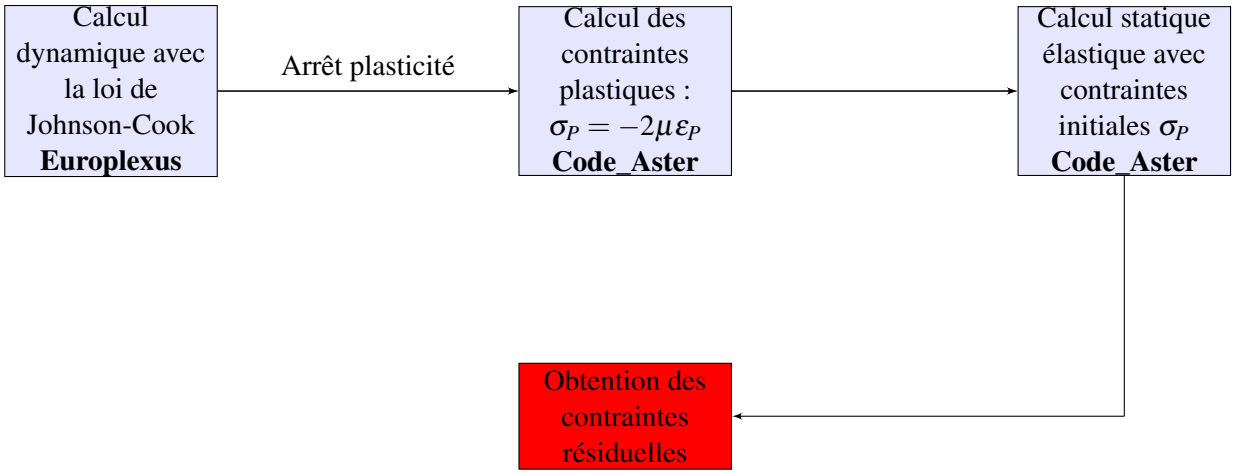


FIGURE IV.2.2 – Schématisation du processus de calcul implicite/explicite des contraintes résiduelles

Nous avons fait le choix d'utiliser la méthode explicite/implicite pour notre calcul. Pour cela, nous réalisons un calcul de 800 ns pour les simulations réalisées avec le chargement en pression du laser Continuum Powerlite Plus Nd YAG et un calcul de 1000 ns pour le chargement en pression du laser Thalès Gaïa HP Nd YAD.

La figure IV.2.3 permet de voir que pour le chargement en pression du laser Continuum Powerlite Plus Nd YAG, il n'y a plus d'évolution de la plasticité après 800 ns. La même étude a été réalisée pour le second laser et il a été mis en évidence qu'un calcul de 1000 ns suffisait pour obtenir une réponse purement élastique.

2.2 Comparaison des modèles numérique et analytique en axisymétrique

Le modèle analytique énoncé dans le chapitre 3.3.1 considère un cylindre semi-infini et une loi parfaitement plastique.

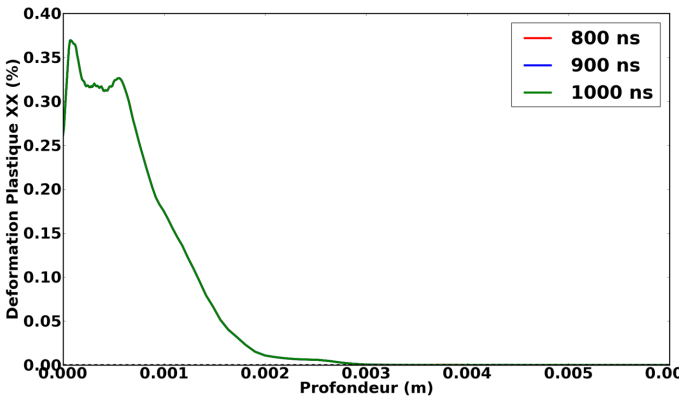
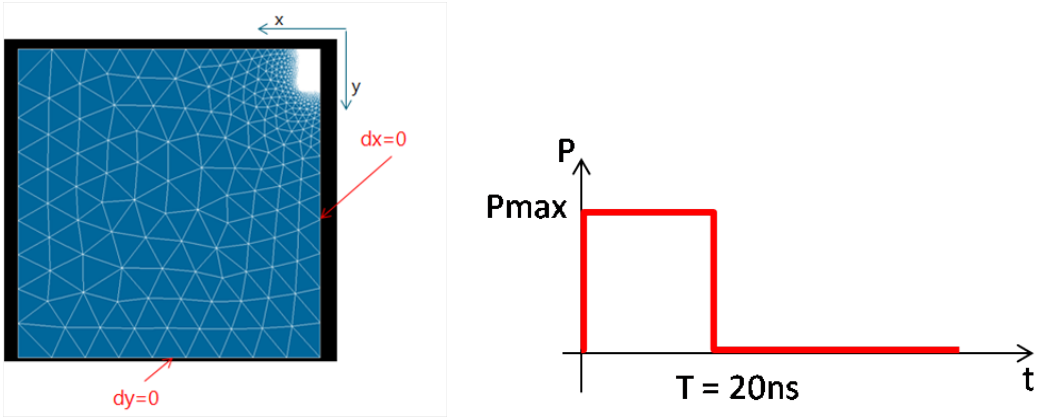


FIGURE IV.2.3 – Représentation de la déformation plastique dans la profondeur pour le chargement en pression de 5 GPa du laser Continuum Powerlite Plus Nd YAG



(a) Maillage axisymétrique (b) Chargement

FIGURE IV.2.4 – Maillage axisymétrique, conditions limites et chargement pour la comparaison avec les résultats analytiques

Le calcul a été réalisé, dans ce cas avec le code de calcul Code_Aster. Afin de comparer notre modèle numérique à la solution analytique, nous avons utilisé un maillage axisymétrique (Fig.IV.2.4(a)) suffisamment large par rapport à la taille de l'impact pour supprimer les effets de bord. Un chargement créneau en temps (Fig.IV.2.4(b)) et constant en espace a été utilisé.

Type d'éléments	Taille des éléments raffinés	Nombre d'éléments	Pas de temps
TRIA3	3 μm	151625	2.10^{-10}

TABLE IV.2.1 – Paramètres du maillage et pas de temps

Le matériau étudié est un acier martensitique avec un module d'Young de 210 GPa et une limite d'élasticité de 870 MPa.

La figure IV.2.5 montre l'évolution de la contrainte longitudinale en valeur absolue dans la profondeur pour différents instants. En comparant les résultats analytiques et numériques, nous pouvons observer une superposition des contraintes. Cette comparaison nous permet de valider notre modèle numérique pour une loi parfaitement plastique.

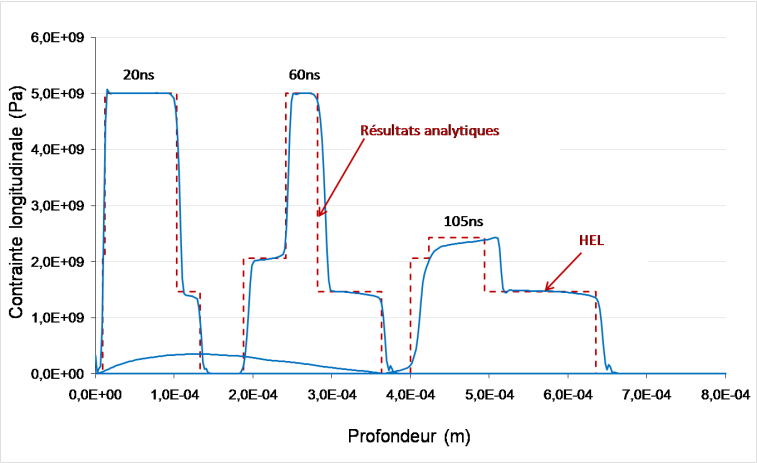


FIGURE IV.2.5 – Représentation de la contrainte longitudinale dans la profondeur à différents instants

2.3 Étude numérique axisymétrique avec la loi de Johnson-Cook

Bien que le modèle axisymétrique précédent représente correctement la solution analytique, une loi parfaitement plastique n'est pas adaptée à notre étude comme nous avons pu le voir au chapitre 3. En effet, à grande vitesse, notre matériau présente un écrouissage isotrope non nul.

Nous avons donc fait le choix d'utiliser la loi de comportement de Johnson-Cook avec les paramètres définis dans le chapitre 3.

L'ensemble des résultats expérimentaux présentés dans cette section a été obtenu au laboratoire PIMM de l'ENSAM Paris. Le laser Continuum Powerlite Plus Nd YAG sera par la suite nommé Continuum et le laser Thalès Gaïa HP Nd YAD sera nommé Thalès.

2.3.1 Modèle éléments finis axisymétrique

Dans cette partie, plusieurs études ont été réalisées. Tout d'abord, afin de déterminer le paramètre C de la loi de comportement de Johnson-Cook, un calcul de vitesse a été effectué sur des plaques minces (Chap.3.3.3.1). Les calculs de contraintes ont eux été réalisés sur des plaques plus épaisses.

Les paramètres des maillages utilisés sont détaillés dans le tableau IV.2.2.

Taille du maillage	Type d'éléments	Taille des éléments	Nombre d'éléments
6 mm x 1,05 mm	QUAD4	33 μm x 7,5 μm	25 840
6 mm x 10 mm	QUAD4	33 μm x 7,5 μm	243 148

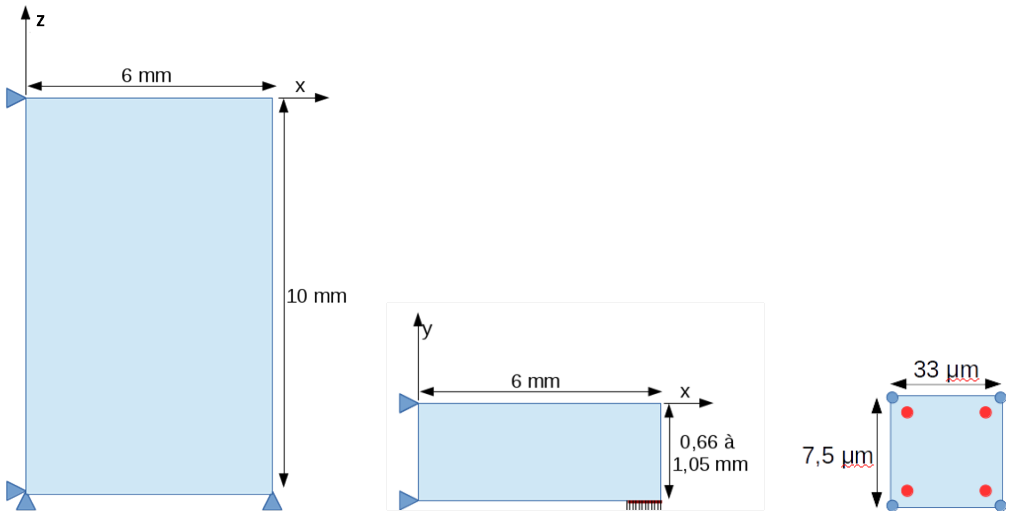
TABLE IV.2.2 – Paramètres du maillage axisymétrique

Afin de valider notre modèle axisymétrique, nous avons comparé plusieurs codes de calcul ainsi que des intégrations en temps et des éléments différents :

- Code_Aster : calcul implicite avec des éléments quadratiques à 4 points de Gauss
- Code_Aster : calcul explicite avec des éléments linéaires à 4 points de Gauss
- Europlexus : calcul explicite avec des éléments linéaires à 4 points de Gauss
- Abaqus : calcul explicite avec des éléments linéaires à 1 point de Gauss

La structure ayant été bridée durant les essais, une condition de déplacement nul suivant $\overrightarrow{y}$ sur le bord

inférieur opposé au centre de l'impact (bord inférieur extérieur de l'éprouvette) a été appliquée. Une condition de symétrie imposée par l'axisymétrie impose un déplacement nul de l'axe suivant $\vec{x}$ (Fig.IV.2.6).



(a) Plaque épaisse (b) Plaque mince (c) Taille des éléments QUAD4

FIGURE IV.2.6 – Schématisation des structures étudiées et des conditions limites en axisymétrique

Pour l'ensemble des simulations, le chargement du choc laser est représenté par une pression. La détermination de cette pression a été présentée dans le chapitre 1.2 de la partie 1. La figure III.1.6 montre la pression normalisée pour les deux lasers.

Pour le laser Continuum, la pression maximum en surface est de 3,7 GPa et l'impact a un diamètre de 1,6 mm. Pour le laser Thalès, la pression est de 5 GPa et le diamètre d'impact de 6 mm.

Le code de calcul Europlexus ne nous permettant pas d'utiliser une pression variant en fonction de l'espace, nous avons utilisé une pression constante sur la surface impactée bien que ce ne soit pas représentatif de la réalité. Toutefois, la figure III.1.1(b) met en évidence que pour le laser Thalès, la répartition spatiale est presque uniforme.

2.3.2 Influence du revêtement sur les contraintes résiduelles

Les pressions déterminées expérimentalement, ont été obtenues sur des pièces protégées par un revêtement en aluminium. Ainsi, les pressions présentées dans la partie 1.1.2 correspondent à celles appliquées sur le revêtement en aluminium et non celles vu par la cible. En effet, lors du passage à l'interface aluminium/acier, la pression est amplifiée. Une simulation sur Abaqus (Fig.IV.2.7) avec la présence d'un revêtement a permis de montrer que la pression maximale vue par la cible est de l'ordre de 4 GPa pour une pression maximale de 3 GPa appliquée sur le revêtement. Lors de cette étude, la colle présente sur le revêtement n'a pas été modélisée ; par conséquent, la pression vue par la cible est comprise entre 3 et 4 GPa.

Afin de voir l'influence de ce revêtement sur les contraintes résiduelles, une étude avec ces deux pressions a été réalisée. Les figures IV.2.8(a) et (b) montrent respectivement les contraintes résiduelles et la déformation plastique dans la profondeur pour les deux pressions considérées sur la figure IV.2.7.

La différence sur les contraintes résiduelles est inférieure à 50 MPa et celle sur la déformation plastique à

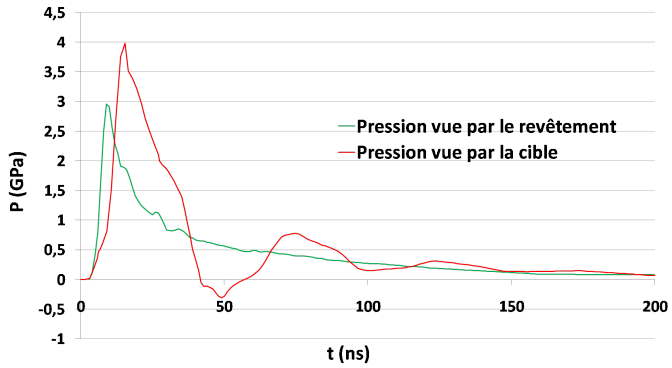
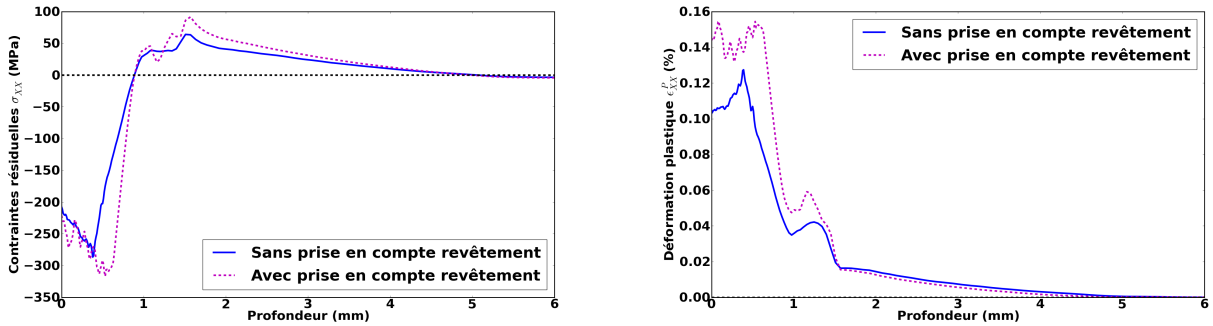


FIGURE IV.2.7 – Influence du revêtement sur la pression subie par la cible (Laser Thalès)



(a) Contrainte résiduelle σ_{XX}

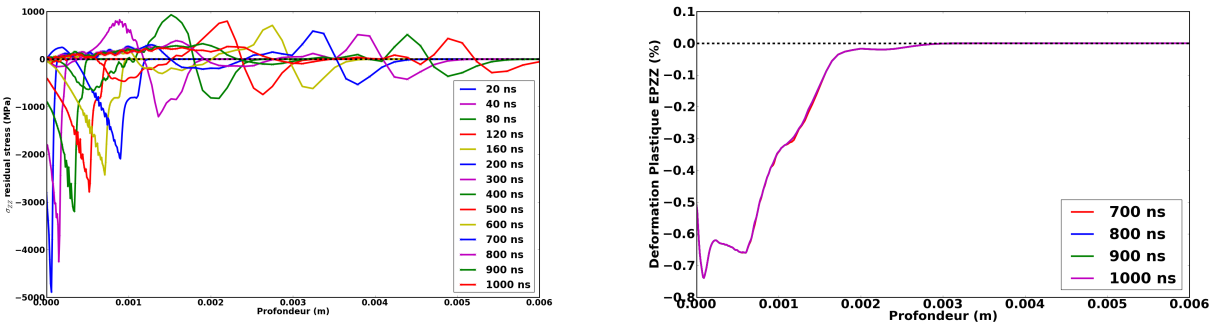
(b) Déformation plastique ϵ_{XX}

FIGURE IV.2.8 – Influence du revêtement sur les contraintes résiduelles et la déformation plastique pour un impact de 6 mm

0,04%. Cette différence étant négligeable et les calculs étant conservatifs, nous avons fait le choix d'utiliser la pression déterminée expérimentalement et vue par le revêtement, bien que le revêtement ne soit pas modélisé dans notre étude.

2.3.3 Évolution des contraintes dans la profondeur

La propagation des ondes de choc dans la cible en Inconel 600 est présentée sur la figure IV.2.9(a).



(a) Contrainte longitudinale σ_{ZZ}

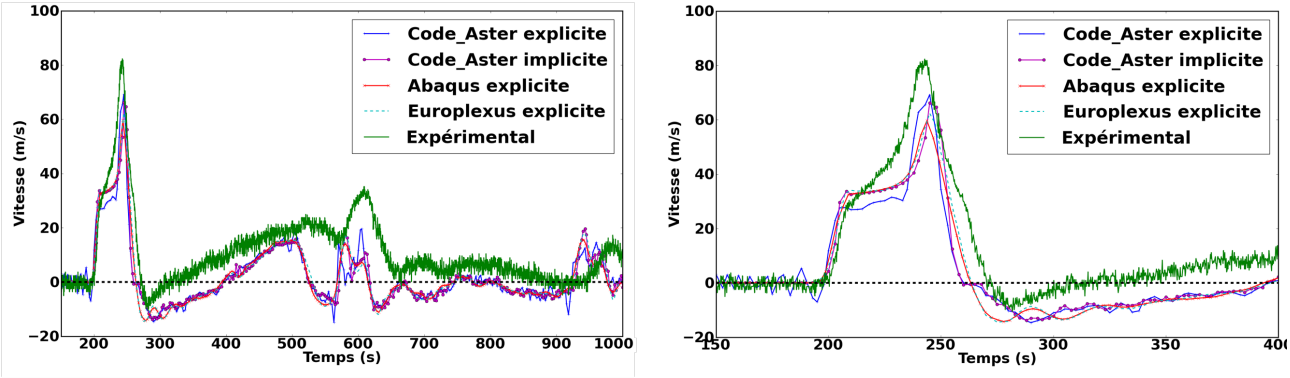
(b) Déformation plastique ϵ_{XX}

FIGURE IV.2.9 – Évolution de l'onde de choc dans la profondeur et représentation de la déformation plastique dans la profondeur (Laser Thalès : P = 5 GPa, d = 6 mm)

Nous observons l'atténuation de l'onde dans la profondeur, mais également le détachement de l'onde élastique pour une contrainte de 0,8 GPa. Cette contrainte est très proche du HEL obtenu expérimentalement (0,82 GPa). Si le maillage avait été le même dans toute la structure, lorsque l'onde est purement élastique, la contrainte aurait été égale au HEL, puisqu'il n'y a pas d'amortissement dans le modèle. Dans notre cas, sur la figure IV.2.9 nous observons une légère diminution de son amplitude due au déraffinement du maillage dans la profondeur bien que notre onde soit purement élastique, comme on peut le voir sur la figure IV.2.9(b).

2.3.4 Calcul de la vitesse

Afin de déterminer la pression, des calculs de vitesse en face arrière libre d'une plaque mince ont été réalisés. Nous avons donc simulé numériquement un choc sur une plaque mince de 1,05 mm afin de voir si le modèle numérique représentait correctement la vitesse calculée par le vélocimètre VISAR.



(a) (b)

FIGURE IV.2.10 – Évolution de la vitesse au cours du temps : comparaison des résultats numériques et expérimentaux (Laser Continuum)

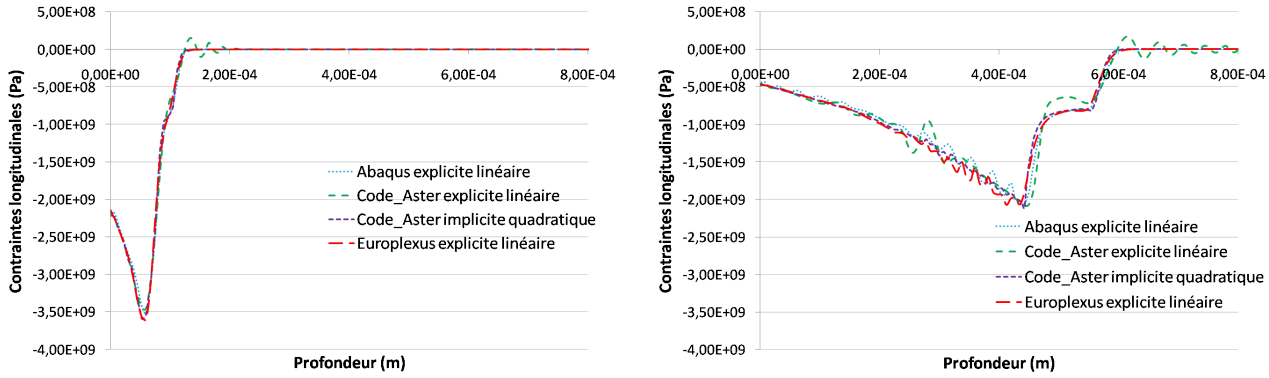
La figure IV.2.10(a) montre le profil complet de vitesse en fonction du temps au centre de l'impact sur la face arrière libre. Nous pouvons remarquer que le profil général est assez bien représenté par le modèle numérique, bien que les retours d'ondes soient légèrement sous-estimés numériquement.

En effectuant un zoom sur le début du profil de vitesse (Fig.IV.2.10(b)), nous pouvons observer que les résultats sont assez concordants, bien que certaines différences subsistent principalement au niveau de la vitesse maximale. Cette différence peut s'expliquer par le fait que la contrainte vue par la cible est plus importante que celle appliquée au revêtement comme cela a pu être expliqué précédemment. La valeur obtenue pour la vitesse du précurseur élastique est plus précise numériquement que pour les résultats expérimentaux. Elle est de l'ordre de 30 m/s ce qui est validée par les essais (33 m/s en moyenne).

Concernant les modèles utilisés nous pouvons observer une superposition de la vitesse du précurseur élastique issus des codes explicites Abaqus et Europlexus pour un élément linéaire avec ceux obtenus pour un élément quadratique en implicite pour le Code_Aster. Une légère différence existe avec le calcul explicite pour un élément linéaire avec Code_Aster. Les résultats de vitesse permettent donc de valider, en première approximation, le modèle numérique.

2.3.5 Calcul des contraintes

N'ayant pas eu de résultats de contraintes résiduelles pour le laser Continuum, nous avons comparé les contraintes dans la profondeur pour les différents codes de calcul afin de valider le calcul des contraintes pour notre modèle.



(a) 20 ns

(b) 100 ns

FIGURE IV.2.11 – Contraintes longitudinale (σ_{YY}) dans la profondeur : comparaison de Code_Aster, Europlexus et Abaqus

Sur les figures IV.2.11(a) et (b), nous pouvons observer à deux instants donnés la contrainte longitudinale dans la profondeur sous le centre de l'impact. Avant l'apparition du précurseur élastique, il y a une superposition des trois courbes. Après le détachement de l'onde élastique, une différence apparaît sur la valeur du HEL pour le modèle explicite linéaire avec Code_Aster, comme cela a pu être observé pour la vitesse précédemment. Toutefois, le benchmark réalisé pour ces différents codes permet de valider le calcul des contraintes numériquement.

Par la suite, l'ensemble des résultats présentés a été obtenu pour des calculs dynamiques effectués avec Europlexus et des calculs de contraintes résiduelles réalisés avec Code_Aster.

2.3.6 Etude de l'enfoncement de la surface pour des impacts superposés

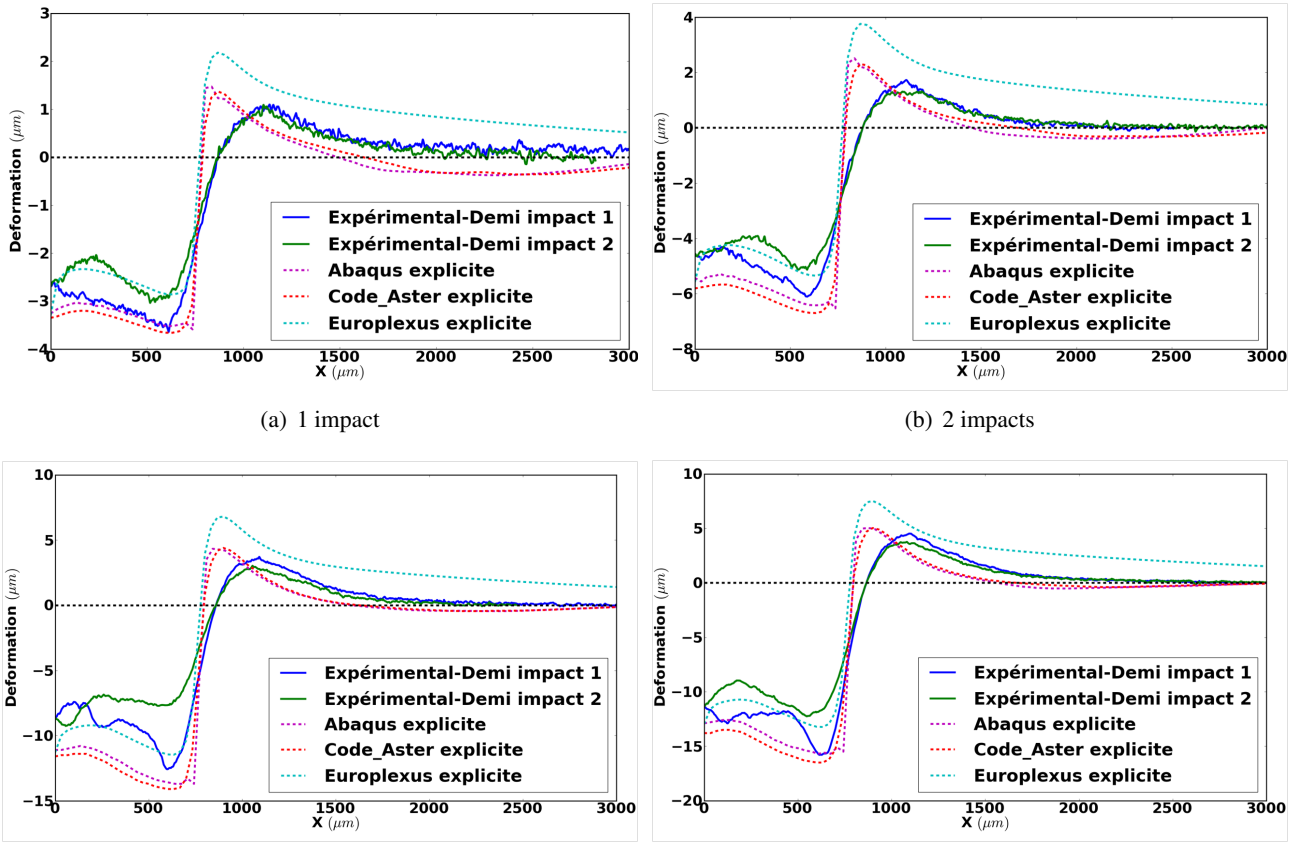
Pour le cas multi-impacts, un maillage plus profond a été utilisé pour le calcul numérique, en concordance avec la plaque épaisse utilisée pour les essais expérimentaux.

Les impacts de choc laser présentant une dissymétrie, nous avons représenté les résultats expérimentaux pour les deux moitiés de l'impact afin de les comparer aux résultats numériques.

L'enfoncement de la surface au centre de l'impact est correctement représentée par les solutions numériques (Fig.IV.2.12). Toutefois, l'enfoncement obtenu avec Europlexus est moins important que celui obtenu avec les autres codes et plus proche du résultat expérimental.

Contrairement aux résultats expérimentaux, la discontinuité sur les bords de l'impact pour les résultats numériques est plus raide que pour l'expérimental. Cela se justifie très clairement par le fait que nous utilisons un chargement uniforme en espace, ce qui n'est pas représentatif de la réalité.

La figure IV.2.13 montre une évolution quasi linéaire de l'enfoncement avec le nombre d'impacts superposés. Une différence entre les résultats numériques et expérimentaux apparaît au bout du 7ème impact, ce qui



(a) 1 impact

(b) 2 impacts

(c) 5 impacts

(d) 6 impacts

FIGURE IV.2.12 – Influence du nombre d'impacts superposés sur la déformation de la surface (d = 1,6 mm et P = 3,7 GPa)

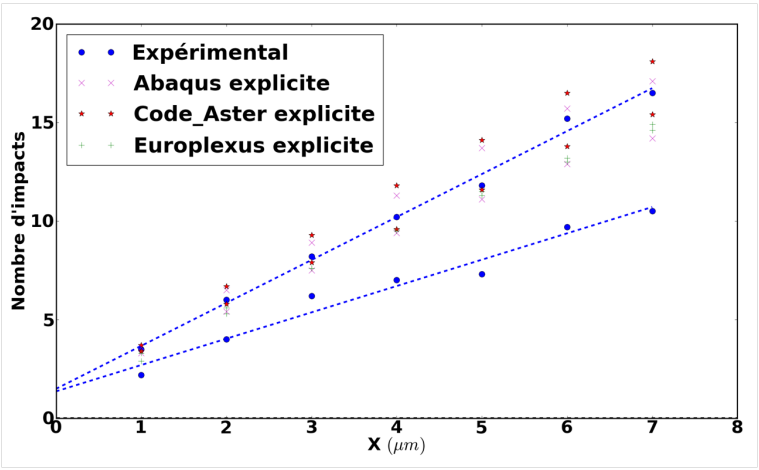


FIGURE IV.2.13 – Évolution de l'enfoncement de la surface avec le nombre d'impacts (d = 1,6 mm et P = 3,7 GPa)

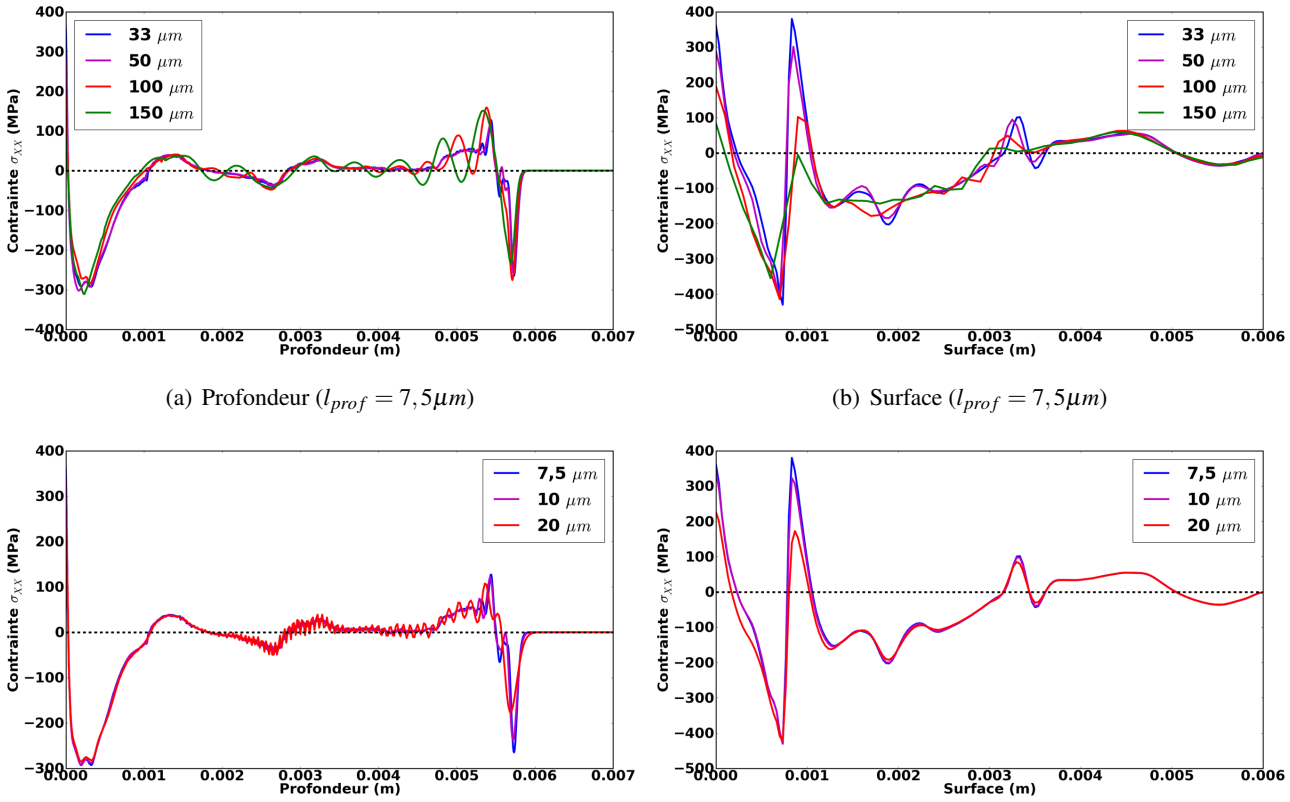
peut s'expliquer par le fait que le scotch utilisé pour les essais commence à se déchirer avec les chocs et que par conséquent, les résultats expérimentaux sont moins précis (Fig.III.4.2(a)).

2.3.7 Convergence du maillage

La taille d'éléments utilisée pour les comparaisons du modèle axisymétrique avec l'expérimentale étant très petite, il a été nécessaire de l'augmenter pour pouvoir par la suite utiliser un modèle 3D.

Nous avons donc réalisé une étude sur la convergence du maillage. La figure IV.2.14 (a) montre que la taille de l'élément en surface n'influe pas énormément sur la contrainte dans la profondeur. La différence est très importante en surface comme on peut le voir sur la figure IV.2.14(b). Toutefois, nous avons fait le choix d'utiliser une taille de maille 100 μm en surface bien que les résultats présentent une différence de 200 MPa sur les bords de l'impact par rapport à une taille de 33 μm en surface.

Nous avons fait ce choix, car le chargement constant en surface crée une discontinuité plus importante, donc on peut considérer que la diminution de la contrainte due au déraffinement nous permet de nous rapprocher de la solution expérimentale.



(a) Profondeur ($l_{prof} = 7,5\mu m$)

(b) Surface ($l_{prof} = 7,5\mu m$)

(c) Profondeur ($l_{surf} = 33\mu m$)

(d) Surface ($l_{surf} = 33\mu m$)

FIGURE IV.2.14 – Etude de l'influence de la taille des éléments en surface et dans la profondeur sur les contraintes résiduelles σ_{XX}

Nous avons également étudié la taille de l'impact dans la profondeur. Les figures IV.2.14(c) et (d) mettent en évidence qu'une taille d'élément de 10 μm en profondeur permet d'obtenir des résultats corrects à la surface et dans la profondeur.

Ainsi, pour le modèle 3D des éléments de 100 μm en surface et 10 μm en profondeur seront utilisés dans la zone impactée.

2.4 Étude numérique 3D

Le modèle axisymétrique utilisé précédemment n'est plus adapté pour les études multi-impacts si les impacts ne sont pas superposés. Nous avons donc réalisé un modèle 3D qui a été optimisé au niveau de la taille de

la structure pour qu'il n'y ait pas de retour d'ondes sur les surfaces libres.

2.4.1 Modèle éléments finis 3D

Le maillage est constitué de plusieurs zones détaillées dans le tableau IV.2.3.

	Profondeur	Largeur	Taille des éléments en surface	Taille des éléments en profondeur
Zone 1	0,5 mm	6 mm	100 μm	10 μm
Zone 2	1,5 mm	6 mm	100 μm	10 à 100 μm
Zone 3	4 mm	6 mm	100 μm	100 à 200 μm
Zone 4	6 mm	2 mm	100 à 600 μm	Même profondeur que les zones 1, 2 et 3

TABLE IV.2.3 – Paramètres du maillage 3D

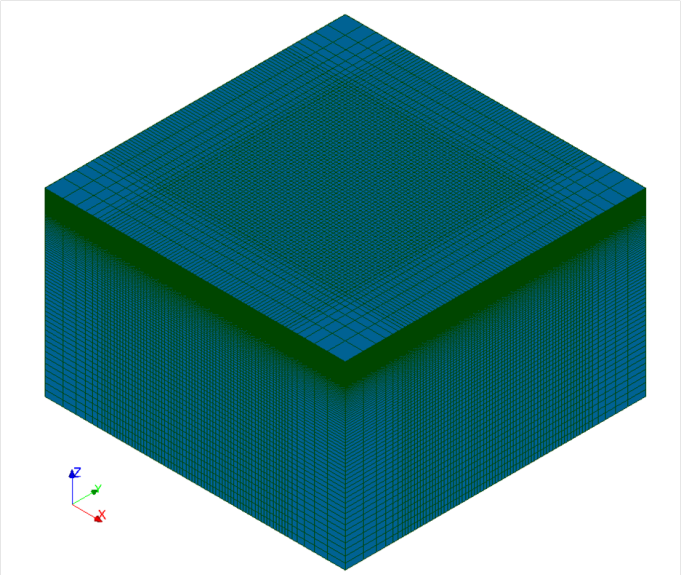


FIGURE IV.2.15 – Représentation du maillage 3D

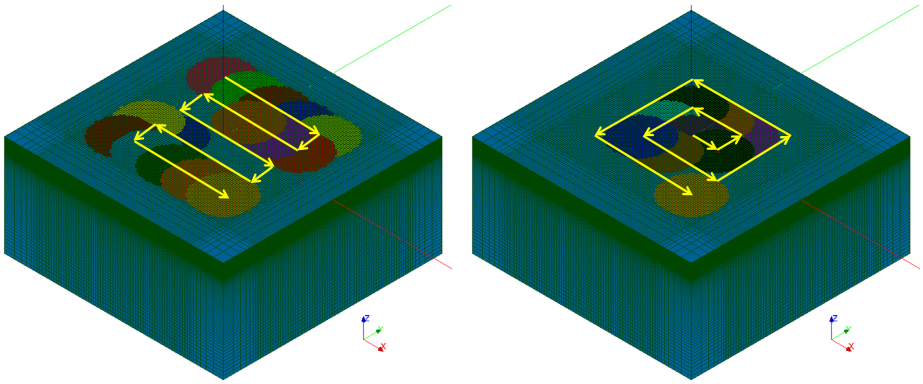
Pour un impact de 6 mm, le maillage 3D possède 778 688 éléments.

Pour notre étude multi-impacts sans superposition des chocs, nous avons impacté une zone de 9 mm x 9 mm avec des impacts de 3 mm de diamètre et d'une pression maximale de 5 GPa. Nous avons donc utilisé un maillage 3D de profondeur 6 mm et de largeur 13 mm. Le nombre d'éléments du maillage est de 1 399 616.

La plaque est en appui simple sur la surface du bas. L'ensemble des calculs 3D présenté ci-dessous a été réalisé avec le chargement du laser Thalès présenté sur la figure III.1.6.

2.4.2 Validation du modèle numérique 3D

Avant la réalisation, des calculs multi-impacts, une validation des différents paramètres du modèle 3D a été réalisée. Précédemment, nous avons réalisé une étude sur la convergence du maillage, afin de valider la taille de maille qui a été utilisée pour le modèle 3D. Toutefois, il n'a pas été démontré que le modèle axisymétrique et le modèle 3D donnaient les mêmes résultats. Dans un premier temps, nous avons donc réalisé une comparaison de ces modèles afin de démontrer la validité de nos calculs. Une étude sur la validité des contraintes à la surface



(a) Traitement classique (b) Traitement atypique

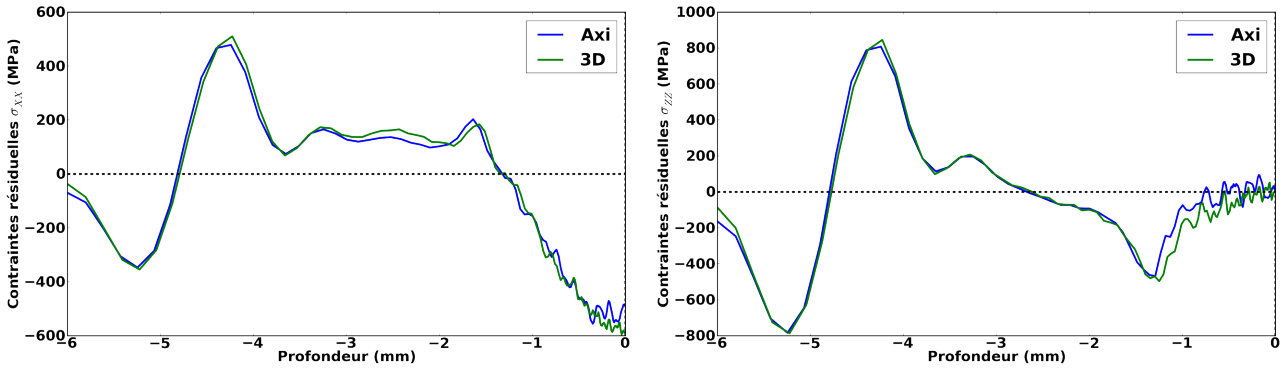
FIGURE IV.2.16 – Maillages 3D : stratégies de traitement

a également été effectuée. Par la suite, nous avons étudié la convergence du pas de temps et enfin nous avons réalisé une étude de sensibilité au paramètre C de la loi de comportement déterminé expérimentalement.

2.4.2.1 Comparaison des modèles axisymétriques et 3D

Dans un premier temps, nous avons réalisé une comparaison des modèles axisymétrique et 3D afin de démontrer la validité de nos calculs axisymétriques.

La figure IV.2.17 montre une équivalence des modèles ; l'ensemble des validations réalisées en axisymétrique sont donc valables en 3D.



(a) Profondeur (b) Surface

FIGURE IV.2.17 – Comparaison des modèles 3D et axisymétrique

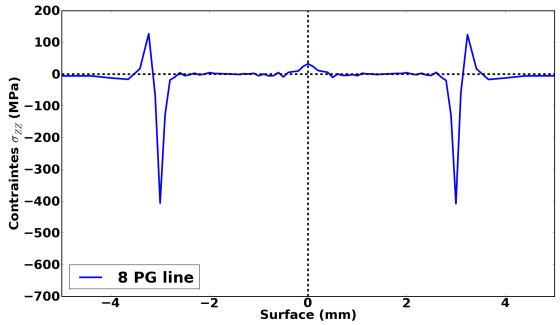
2.4.2.2 Problème de calcul des contraintes à la surface

En analysant les contraintes à la surface à la fin du calcul dynamique mais également les contraintes résiduelles à la fin du calcul quasi-statique, nous avons pu mettre en évidence une difficulté de calcul des contraintes sur le bord des impacts.

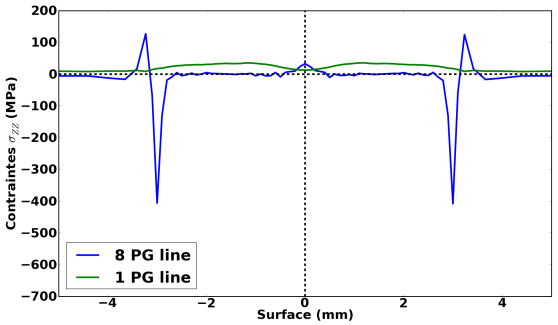
En effet, à la fin du calcul dynamique, la pression étant nulle à la surface, les conditions limites imposent que la contrainte perpendiculaire à la surface soit nulle à la surface :

$$Condition\ limite\ à\ la\ surface\ :\ \underline{\sigma}.\overrightarrow{n} = \sigma_{ZZ} = 0 \qquad \text{(IV.2.2)}$$

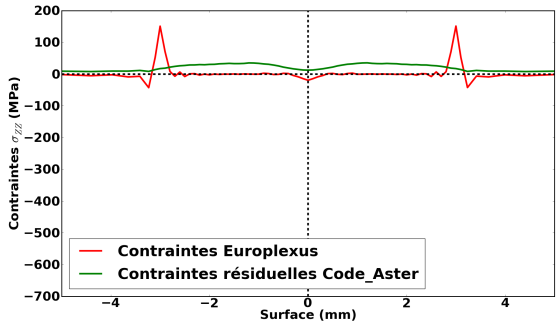
Or, dans notre cas, une discontinuité de l'ordre de 400 MPa apparaît sur les bords d'impact (Fig.IV.2.18(a)) pour les éléments linéaires à 8 points de Gauss à la fin du calcul dynamique dans Europlexus.



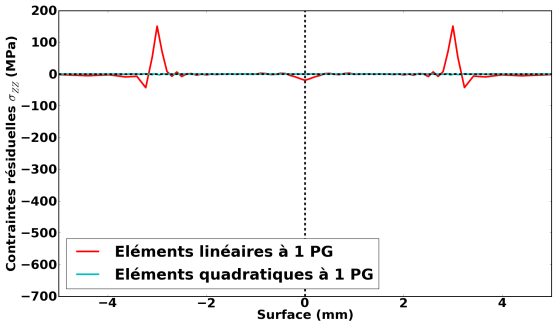
(a) σ_{ZZ} - élément linéaire 8 points de Gauss dans Europlexus



(b) σ_{ZZ} - comparaison des éléments linéaires 1 et 8 points de Gauss dans Europlexus



(c) σ_{ZZ} - comparaison de la contrainte calculée par Europlexus et de la contrainte résiduelle obtenue avec Code_Aster pour l'élément sous-intégré



(d) σ_{ZZ} résiduelle - comparaison des éléments linéaires et quadratiques sous-intégrés dans Code_Aster

FIGURE IV.2.18 – Influence de l'élément utilisé sur les contraintes (Europlexus) et les contraintes résiduelles (Code_Aster) à la surface

Dans un premier temps, un raffinement du maillage à la surface a été réalisé. Ce raffinement tendait à faire augmenter cette discontinuité plutôt que de l'éliminer.

Nous avons donc conclu que les bords d'impact qui présentent un forte discontinuité de chargement pouvait faire apparaître de l'incompressibilité dans cette zone, bien que la déformation plastique soit faible (inférieure 1%). En observant la déformation plastique ainsi que la déformation totale à la surface, nous avons pu mettre en évidence ce problème, puisque dans la zone présentant la discontinuité, la déformation plastique et la déformation totale sont quasiment les mêmes (Fig.IV.2.19). Cela montre bien que la déformation plastique est grande devant la déformation élastique.

Nous avons donc utilisé des éléments sous-intégrés (1 point de Gauss) linéaires pour le calcul dynamique dans Europlexus et le calcul statique dans Code_Aster. Dans ce cas, comme nous pouvons le voir sur la figure IV.2.18(b), la discontinuité a été effacée et la contrainte est quasi nulle à la surface. L'utilisation de l'élément linéaire nous a donc permis de résoudre le problème pour le calcul dynamique.

Toutefois, lors du calcul des contraintes résiduelles dans Code_Aster avec l'élément linéaire sous-intégré, nous avons pu remarquer que cette discontinuité était encore présente (Fig.IV.2.18(c)). Nous avons donc utilisé

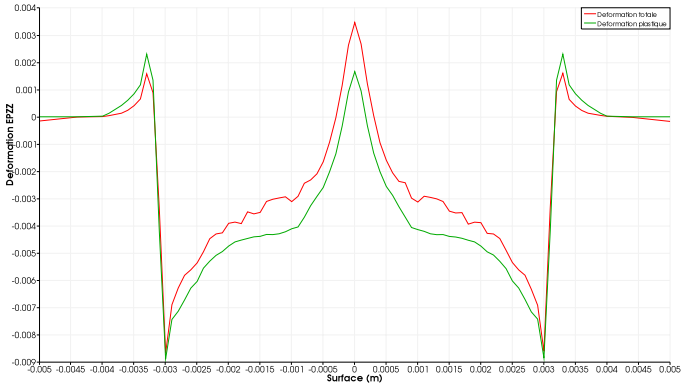


FIGURE IV.2.19 – Comparaison des déformations totale et plastique à la surface

des éléments quadratiques sous-intégrés pour le calcul des contraintes résiduelles. Dans ce cas, comme nous pouvons le voir sur la figure IV.2.18(d) la condition limite est parfaitement respectée ; la contrainte σ_{ZZ} à la surface est nulle. En observant les contraintes de cisaillement à la surface, nous avons remarqué,qu'il existait un fort cisaillement sur le bord de l'impact (Fig.IV.2.20) pour l'élément linéaire sous-intégré. Cet élément étant sûrement trop rigide, il ne permettait pas d'obtenir une contrainte correcte sur le bord de l'impact contrairement à l'élément quadratique.

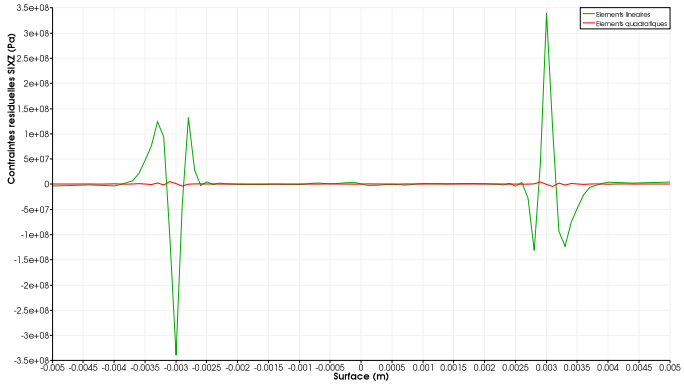


FIGURE IV.2.20 – Comparaison des contraintes résiduelles de cisaillement pour les éléments linéaire et quadratique dans Code_Aster à la surface

Bien que les éléments quadratiques sous-intégrés sont plus performants pour le calcul des contraintes résiduelles, nous avons fait le choix de garder l'élément linéaire sous-intégré pour le calcul des contraintes résiduelles. En effet, le maillage étant déjà assez gros en terme de nombre de nœuds, utiliser un maillage quadratique, augmentait fortement le nombre de nœuds et ainsi, principalement pour le calcul multi-impacts, les limites du solveur utilisé (MUMPS) étaient atteintes (plus de 15 millions de ddl pour le calcul quasi-statique).

Ce choix a été validé par le fait, que la contrainte σ_{XX} à la surface est quasiment identique avec les éléments linéaires ou quadratiques, excepté pour une zone de largeur très faible, comme on peut le voir sur la figure IV.2.21.

En observant les contraintes dans la profondeur sur les figures IV.2.22(a) et (b), nous pouvons également conclure, qu'il n'y a pas de différence pour les deux éléments.

En conclusion, dans la suite du mémoire, des éléments linéaires sous-intégrés ont été utilisé pour le

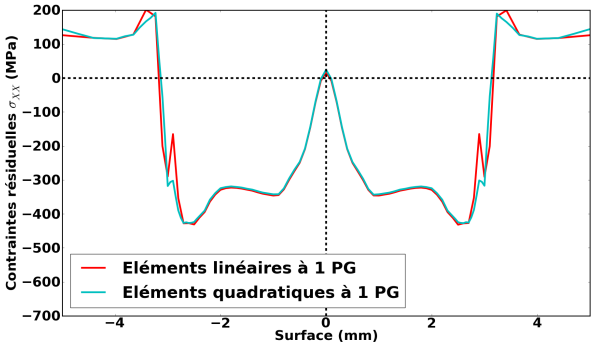
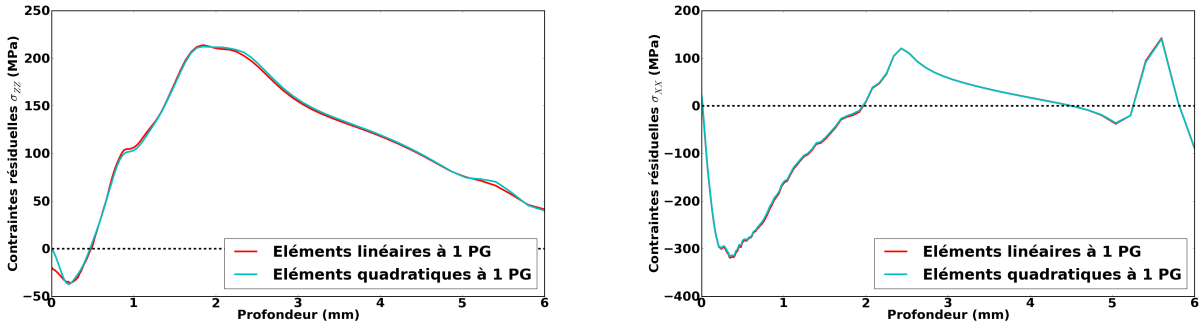


FIGURE IV.2.21 – Comparaison de la contrainte résiduelle σ_{XX} pour les éléments linéaire et quadratique sous-intégrés à la surface



(a) σ_{XX} (b) σ_{ZZ}

FIGURE IV.2.22 – Comparaison des contraintes résiduelles pour les éléments linéaire et quadratique sous-intégrés dans la profondeur

calcul dynamique dans Europlexus ainsi que pour le calcul statique dans Code_Aster.

Remarque : *Un solveur itératif permettant de résoudre des problèmes de cette taille étant en cours de restitution à EDF [Code_Aster, 2013], il pourra être envisagé d'utiliser des éléments quadratiques par la suite.*

2.4.2.3 Convergence du pas de temps

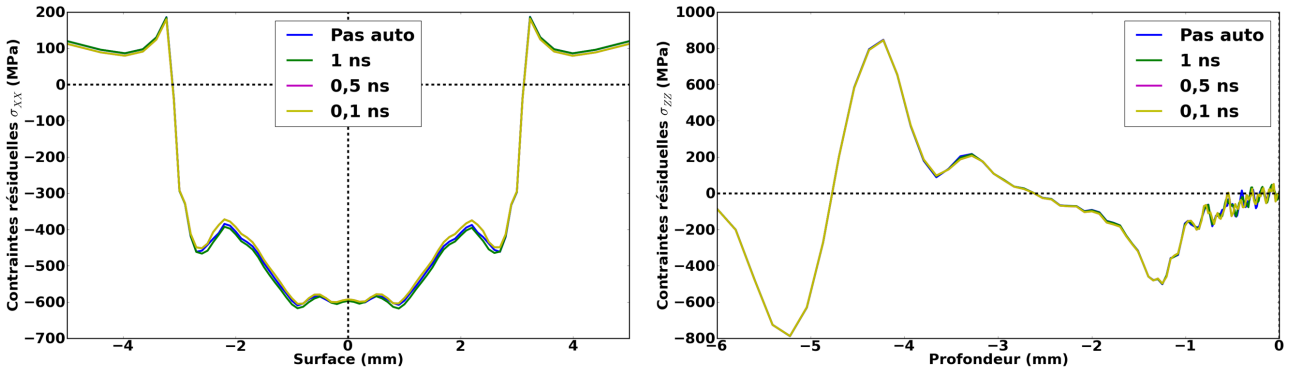
Par défaut, Europlexus calcule un pas de temps au-delà duquel la solution n'est pas stable. Le pas de temps de stabilité (condition CFL : Courant Friedrichs et Levy [Greffet, 2004]) est équivalent au temps minimal que met une onde pour traverser le plus petit élément fini du maillage. Il est calculé de la façon suivante :

$$\Delta t = \frac{l_e}{c} \tag{IV.2.3}$$

où l_e est la taille du plus petit élément du maillage et c la célérité des ondes élastiques.

Ce pas de temps est approximativement de 1,2 ns pour notre maillage. Toutefois, il peut être nécessaire de diminuer ce pas de temps pour obtenir une convergence correcte du calcul. Nous avons donc étudié l'influence du pas de temps sur les contraintes résiduelles dans la profondeur et à la surface. Les résultats sont présentés sur les figures IV.2.23(a) et (b).

Les résultats montrent une convergence du calcul indépendante du pas de temps choisi. Nous avons tout de



(a) Profondeur : σ_{XX} (b) Surface : σ_{XX}

FIGURE IV.2.23 – Convergence du pas de temps sur les contraintes résiduelles à la surface et dans la profondeur : $\Delta t_{auto} = 1,2ns, \Delta t = 1ns, \Delta t = 0,5ns, \Delta t = 0,1ns$

même fait le choix d'utiliser un pas de temps fixe de 1 ns pour l'ensemble des calculs suivants.

2.4.2.4 Effet d'une erreur de 25 % sur C sur les contraintes résiduelles

Le paramètre C de la loi de Johnson-Cook a été calculé à partir de profils de vitesse en face arrière libre d'une cible mince en utilisant la vitesse pour laquelle l'on observe le détachement de l'onde élastique. Cependant, nous avons pu remarquer que la valeur de cette vitesse était approximative, et donc qu'il était nécessaire de réaliser différents essais pour obtenir une valeur moyenne.

En considérant, une marge d'erreur de 9% sur la détermination de cette vitesse, nous pouvons considérer que le paramètre C a été déterminé avec une imprécision d'environ +/-25%.

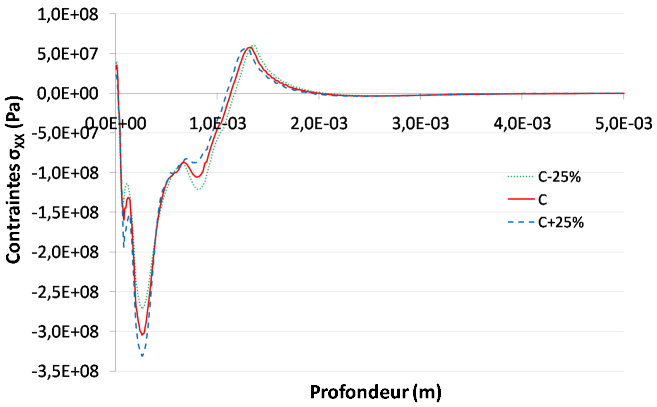


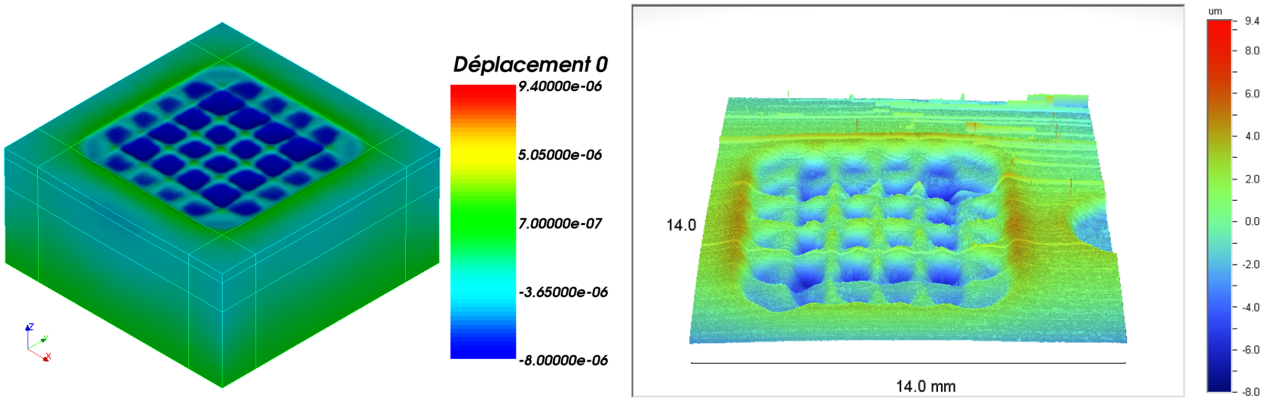
FIGURE IV.2.24 – Influence d'une erreur de +/-25% du paramètre C sur les contraintes résiduelles

Nous avons donc réalisé une étude paramétrique sur le paramètre C. Les résultats de la figure IV.2.24 montrent qu'une erreur de +/-25% crée une différence approximative de 25 MPa sur les contraintes résiduelles, ce qui est très faible et représentatif de l'ordre de grandeur de l'erreur que l'on peut avoir sur les mesures des contraintes résiduelles expérimentalement.

Nous pouvons conclure que la marge d'erreur sur la détermination du paramètre C est négligeable.

2.4.3 Étude de l'enfoncement de la surface suite à un traitement choc laser de 25 impacts

Les figures IV.2.25(a) et (b) présentent les isovaleurs de l'enfoncement de la surface suite à un traitement classique de 25 impacts avec un recouvrement de 50% entre les impacts obtenu numériquement et expérimentalement.



(a) Numérique (b) Expérimental

FIGURE IV.2.25 – Isovaleurs de l'enfoncement de la surface pour une stratégie de traitement classique (d = 3 mm, P = 5 GPa)

La figure IV.2.26 montre l'enfoncement de la surface suivant l'axe $\overrightarrow{X}$ pour Y = 0. Nus pouvons observer que les pics sur les bords d'impacts ne sont pas situés au mêmes endroits et que l'enfoncement obtenu numériquement est plus important que celui obtenu expérimentalement. Ces différences peuvent être dues à la non-symétrie des impacts laser lors des essais expérimentaux, mais également à la différence de répartition spatiale entre le chargement numérique (chargement constant) et le chargement expérimental (chargement variable).

La valeur moyenne obtenue numériquement est de -2,42 μm et expérimentalement de -1,44 μm. La différence entre les deux résultats reste faible compte tenu des différences existant entre le calcul et les essais. Les résultats numériques nous semblent donc corrects pour une première étude qui pourra être améliorée du point de vue du chargement par la suite.

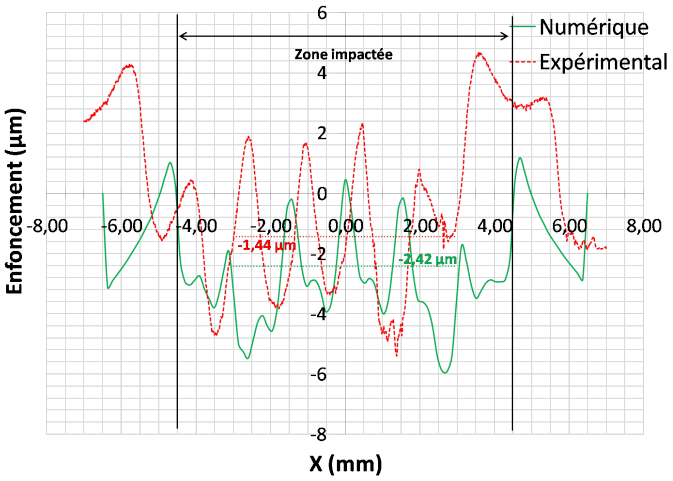
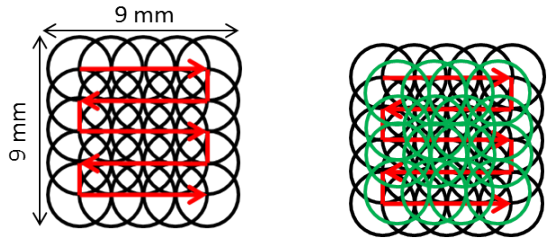


FIGURE IV.2.26 – Enfoncement de la surface suite à 25 impacts pour une stratégie de traitement classique (d = 3 mm, P = 5 GPa)

2.4.4 Influence du taux de recouvrement

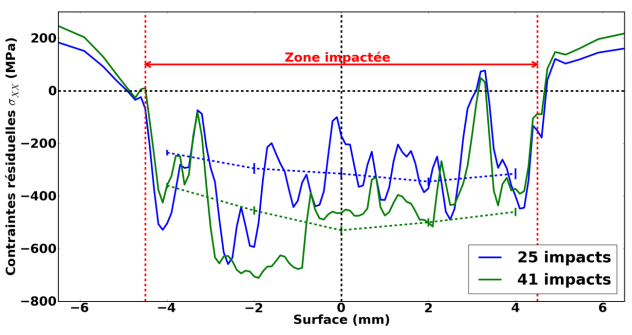
Afin d'étudier l'effet du recouvrement, après avoir impacté 25 fois la surface, nous avons réalisé une deuxième série de 16 impacts décalés de 25% par rapport au premier traitement.



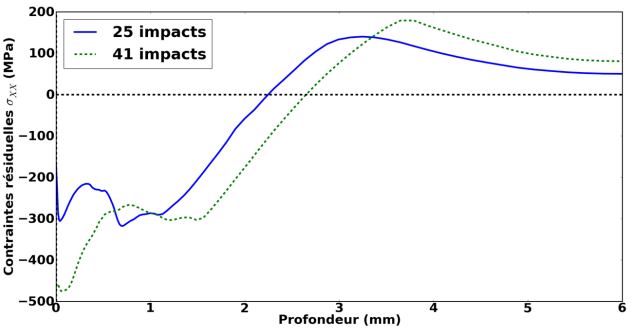
(a) Procédé classique T1

(b) Procédé classique T2

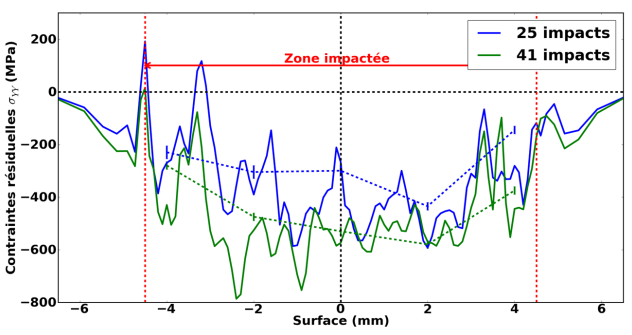
FIGURE IV.2.27 – Représentation des recouvrements utilisés : (a) 25 impacts, (b) 41 impacts



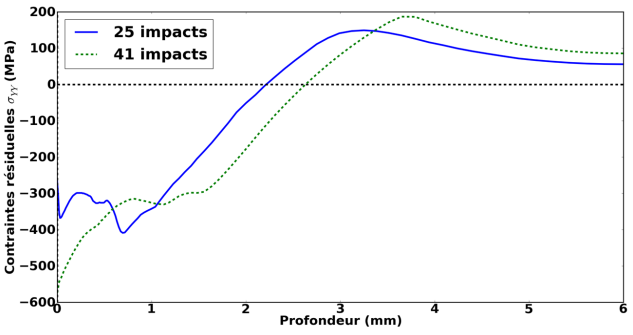
(a) Surface : σ_{XX}



(b) Profondeur : σ_{XX}



(c) Surface : σ_{YY}

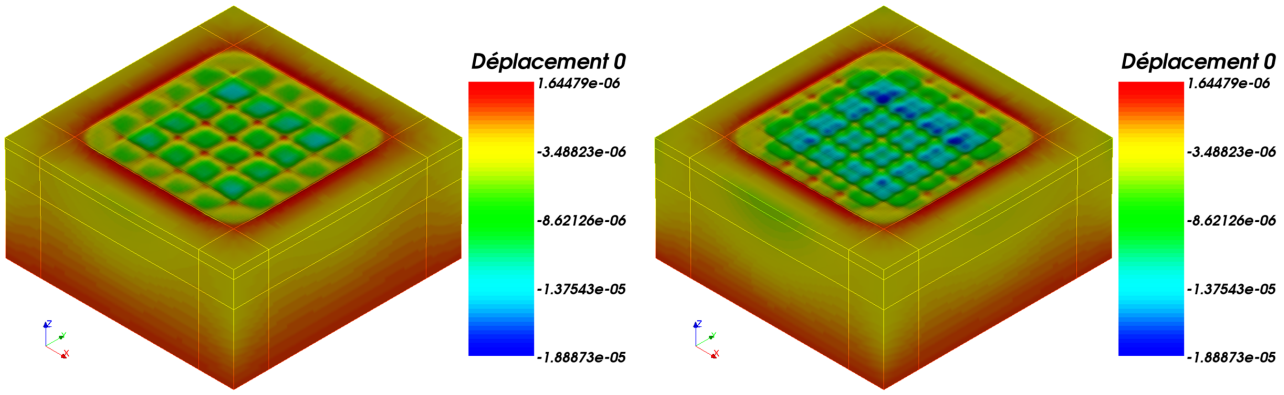


(d) Profondeur : σ_{YY}

FIGURE IV.2.28 – Influence du taux de recouvrement sur les contraintes résiduelles (d = 3 mm, P = 5 GPa) : 25 impacts (4 impacts localement) et 41 impacts (8 impacts localement) - Résultats expérimentaux représentés en pointillés sur les figures (a) et (c) (5 points de mesure)

Dans ce cas, les résultats des figures IV.2.28(a) et (c) montrent que les contraintes surfaciques sont plus importantes. Un taux de recouvrement plus important augmente la profondeur plastifiée ainsi que la contrainte maximale en profondeur comme il est possible de le voir sur les figures IV.2.28(b) et (d). L'homogénéité des contraintes à la surface augmente avec le taux de recouvrement.

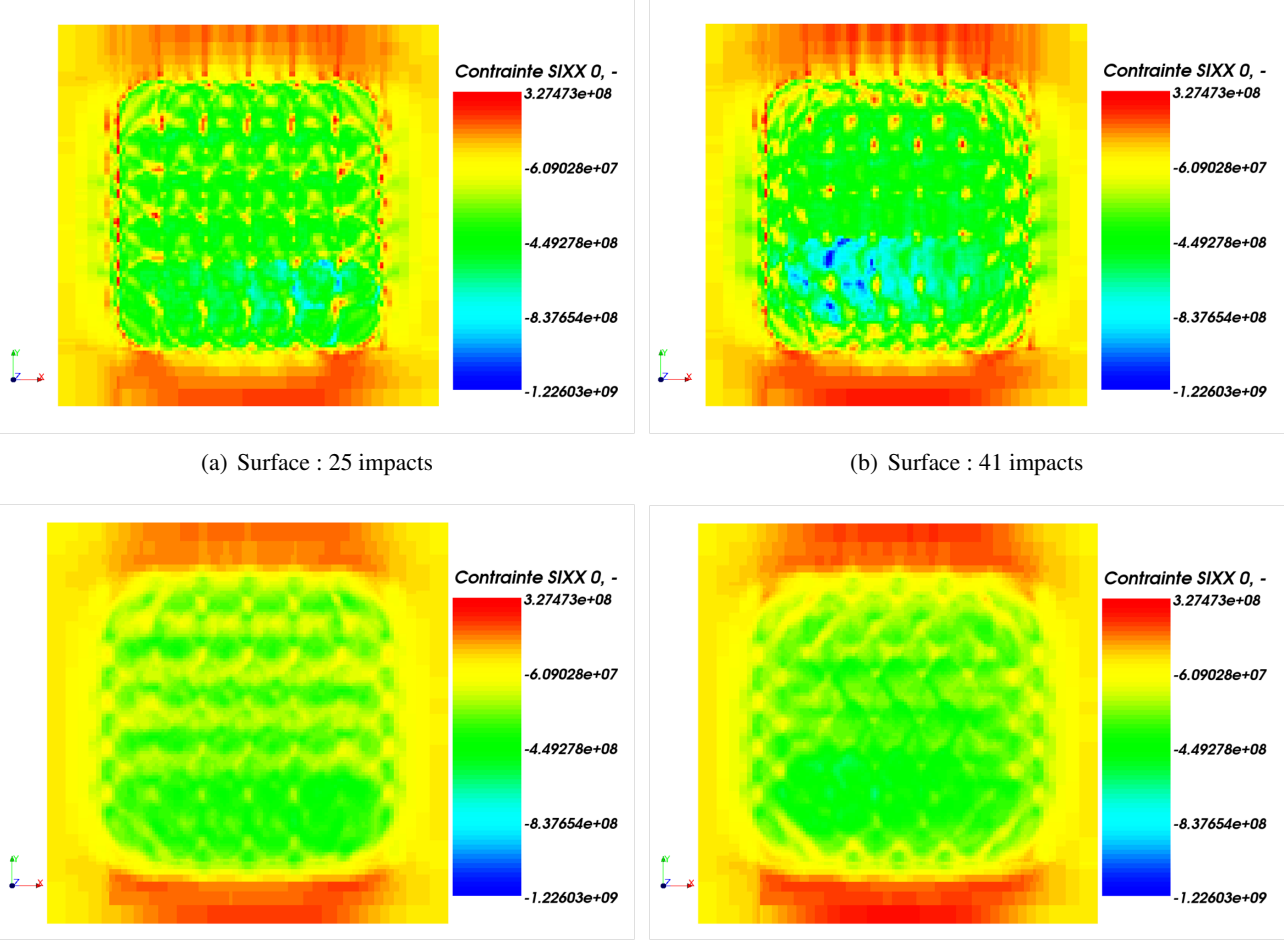
Nous avons également pu observer que les résultats expérimentaux (5 points de mesure reliés par des traits en pointillés sur les figures IV.2.28(a) et (c)) sont proches de la moyenne des contraintes résiduelles obtenues



(a) 25 impacts (b) 41 impacts

FIGURE IV.2.29 – Enfoncement de la surface pour 25 et 41 impacts

numériquement à la surface.



(a) Surface : 25 impacts (b) Surface : 41 impacts

(c) Profondeur de 100 μm : 25 impacts (d) Profondeur de 100 μm : 41 impacts

FIGURE IV.2.30 – Isovaleurs des contraintes à la surface et pour une profondeur de 100 μm pour 25 et 41 impacts

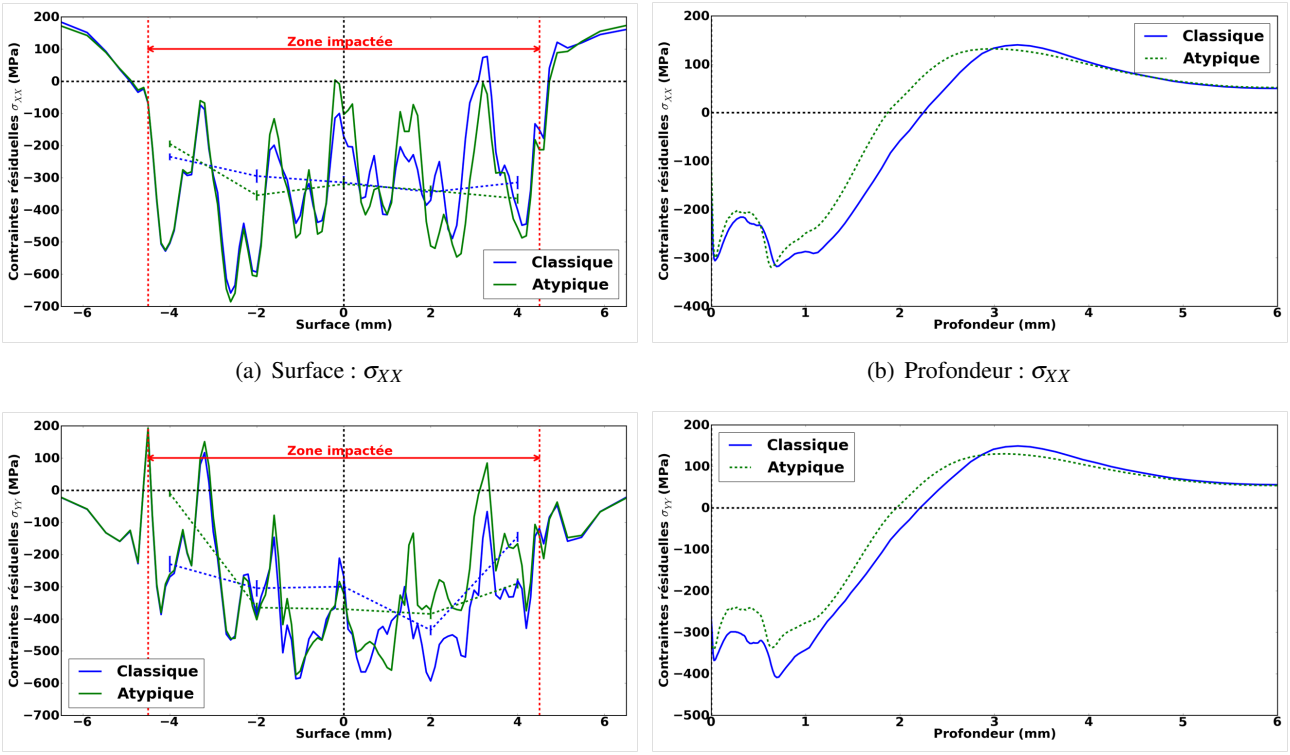
A une profondeur de 100 μm, les contraintes résiduelles sont plus homogènes qu'à la surface comme on peut le voir sur les figures IV.2.30 (c) et (d). En effet, les discontinuités marquées par les bords d'impacts sont

moins importantes dans la profondeur ; la solution est donc plus homogène.

En conclusion, l'étude de l'influence du taux de recouvrement nous montre que les profondeurs affectées plastiquement et les contraintes maximales de compression augmentent avec le taux de recouvrement. Les contraintes sont également plus homogènes à la surface et dans la profondeur pour un taux de recouvrement plus important.

2.4.5 Influence de la stratégie de traitement

Le choc laser est un procédé dont il est possible de maîtriser parfaitement la trajectoire. Il est donc intéressant d'optimiser la stratégie de traitement en fonction du résultat que l'on souhaite obtenir.



(a) Surface : σ_{XX}

(b) Profondeur : σ_{XX}

(c) Surface : σ_{YY}

(d) Profondeur : σ_{YY}

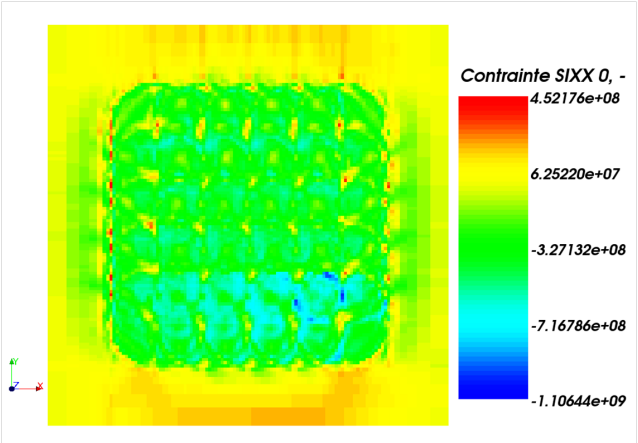
FIGURE IV.2.31 – Influence de la stratégie de traitement sur les contraintes résiduelles (25 impacts, d = 3 mm, P = 5 GPa) - Résultats expérimentaux représentés en pointillés sur les figures (a) et (c) (5 points de mesure)

Les figures IV.2.31(a) et (c) ne montrent pas de grosses différence entre les procédés classique et atypique. En effet, quelques différences sont observées au niveau des pics créés par les bords d'impacts, mais elles sont négligeables.

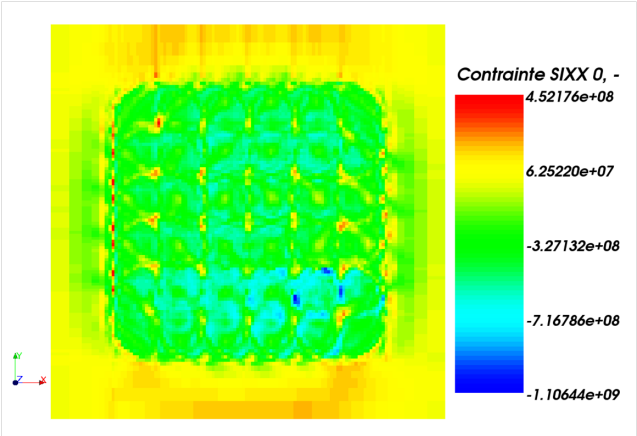
Les figures IV.2.31(b) et (d) mettent en évidence une profondeur plastifiée légèrement plus importante (0,4 mm de différence) pour le procédé classique ; ainsi qu'une contrainte maximale σ_{YY} légèrement plus élevée (différence inférieure à 100 MPa).

En observant l'amplitude des contraintes σ_{XX} et σ_{YY}, nous pouvons remarquer que la différence n'est pas très importante au centre de la zone impactée (-400 MPa en moyenne). Cela met en évidence une faible anisotropie des deux stratégies de traitement à la surface.

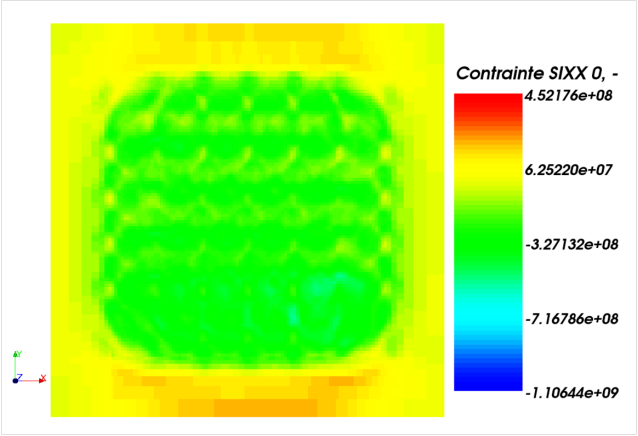
En observant les isovaleurs des contraintes dans la profondeur, nous pouvons remarquer un résultat plus ho-



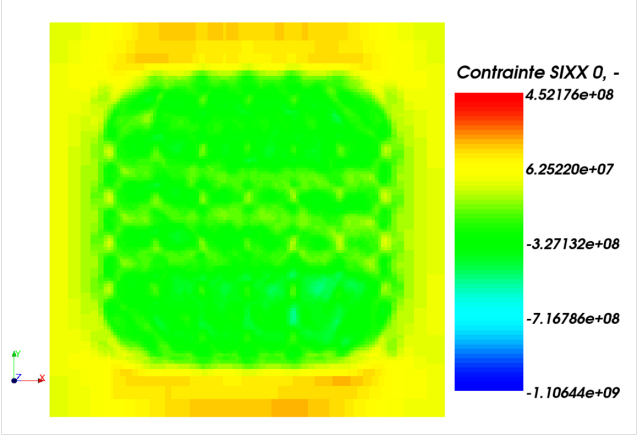
(a) Surface : classique



(b) Surface : atypique



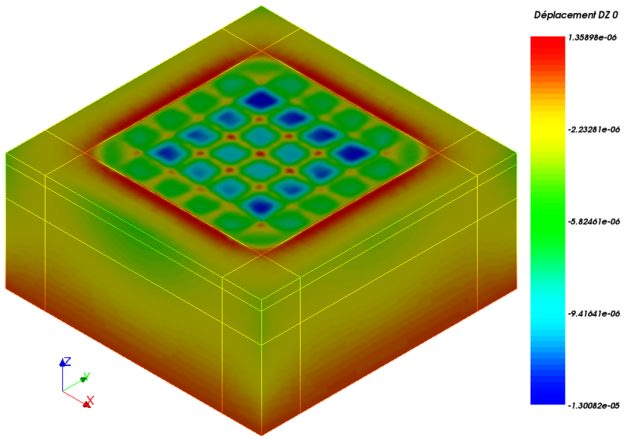
(c) Profondeur de 100 μm : classique



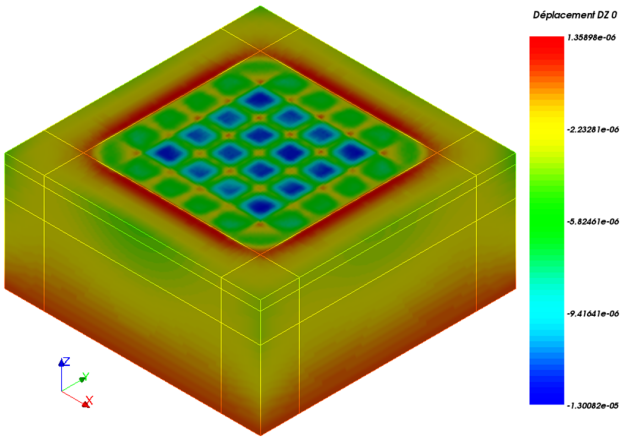
(d) Profondeur de 100 μm : atypique

FIGURE IV.2.32 – Isovaleurs des contraintes à la surface et pour une profondeur de 100 μm pour les deux stratégies de traitement

mogène pour le procédé atypique. Toutefois, à la surface, la différence reste plus difficile à observer (Fig.IV.2.32).



(a) Traitement classique



(b) Traitement atypique

FIGURE IV.2.33 – Enfoncement de la surface

En observant les isovaleurs des figures IV.2.33(a) et (b), nous pouvons observer que l'enfoncement de la surface est moins important pour le procédé classique au centre de la zone traitée.

En conclusion, les deux stratégies de traitement étudiées ne présentent pas de différences significatives sur le champ de contraintes résiduelles. Il peut être intéressant d'étudier d'autres stratégies afin d'optimiser au maximum le champ de contraintes résiduelles et d'obtenir des contraintes homogènes à la surface et en profondeur.

CHAPITRE 3

SIMULATION NUMÉRIQUE DU CHOC LASER MULTI-IMPACTS EN PRÉSENCE D'UN ÉTAT INITIAL DE CONTRAINTES

Dans le chapitre précédent, différentes études ont été réalisées sans prise en compte d'un état initial de contraintes. Dans cette partie, nous étudions l'influence d'un état initial de contraintes sur l'état résiduel induit par le choc laser multi-impacts.

Dans un premier temps, l'analyse a été réalisée avec un état initial produit par un champ thermique, puis nous avons étudié l'influence de contraintes résiduelles dues au soudage.

3.1 Étude de l'influence d'un état initial créé par un chargement thermique

Afin d'analyser l'influence d'un état initial sur les contraintes résiduelles, nous avons tout d'abord réalisé un calcul thermique permettant d'obtenir des contraintes de traction approximant des contraintes de soudage obtenues par J. Li [Li, 2011]. Puis, nous avons effectué des calculs de choc laser mono et multi-impacts.

3.1.1 Modèle éléments finis

Le maillage utilisé est un parallélépipède en appui simple sur la surface du bas.

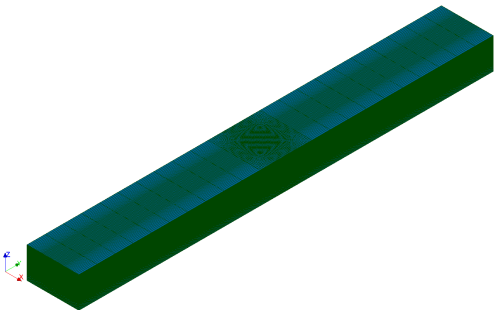


FIGURE IV.3.1 – Maillage 3D utilisé pour l'étude de l'influence d'un état initial sur les contraintes résiduelles

Deux étapes ont été nécessaires :

1. Création de l'état initial : calcul thermique suivi d'un calcul mécanique en élasticité pour l'obtention des contraintes. résiduelles
2. Calculs de choc laser avec une pression (laser Continuum) de valeur maximale 5 GPa : réalisation d'un impact de 4 mm, puis de 4 impacts de 4 mm et enfin de 25 impacts de 2 mm de diamètre.

3.1.2 Création de l'état initial

Pour obtenir des contraintes de traction, nous avons appliqué une température de type Gaussienne sur une bande de largeur 2 mm (Fig.IV.3.2).

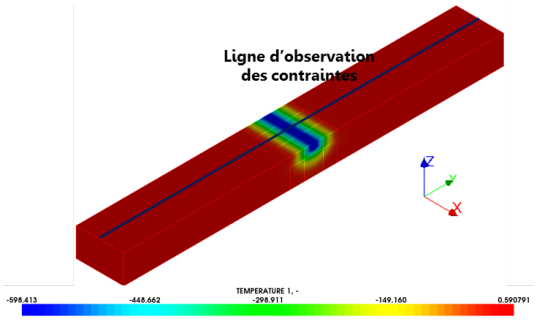
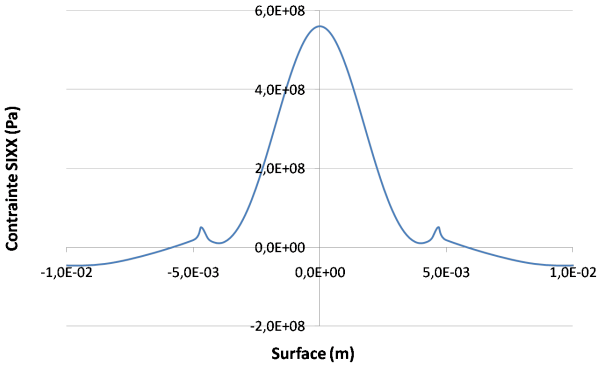
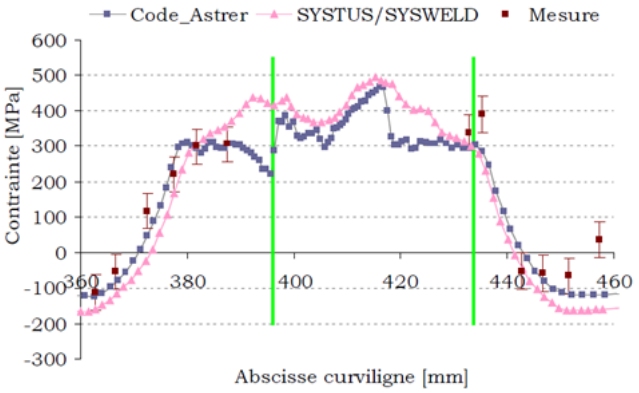


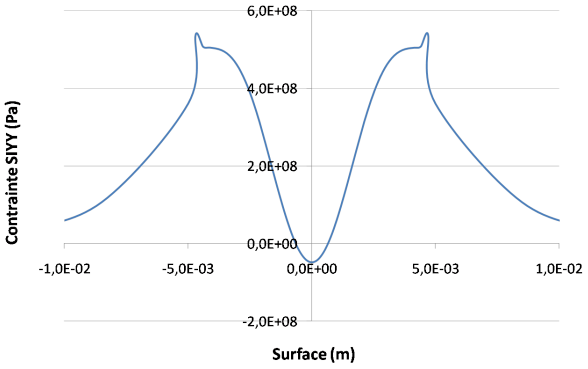
FIGURE IV.3.2 – Représentation du champ de température



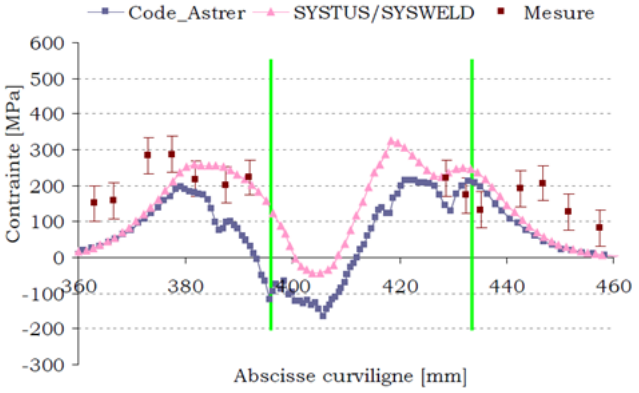
(a) Contrainte thermique dans le sens longitudinal



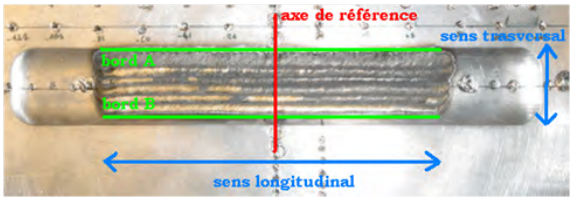
(b) Contrainte de soudage dans le sens longitudinal [Li, 2011]



(c) Contrainte thermique dans le sens transversal



(d) Contrainte de soudage le sens transversal [Li, 2011]



(e) Représentation de la soudure [Li, 2011]

FIGURE IV.3.3 – Résultats numériques des contraintes de traction obtenues après un choc thermique (a) et (c) et après un soudage (c) et (d) - Représentation de la soudure (sens longitudinal : x, sens transversal : y)

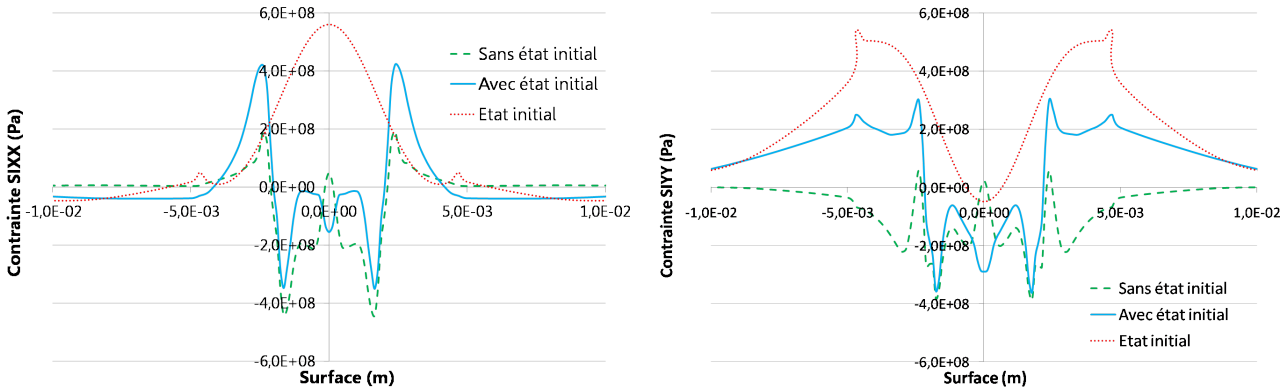
Par la suite, un calcul quasi-statique en élasticité a été réalisé afin d'obtenir les contraintes induites par un tel champ de température. Les contraintes obtenues sont représentées sur la figure IV.3.3.

Ces contraintes sont une première approximation des contraintes de soudage obtenues à la surface par J. Li [Li, 2011] dans le cadre de sa thèse. Le maximum des contraintes est correctement représenté ainsi que le profil global, comme nous pouvons le voir sur les figures IV.3.3(a) à (d).

3.1.3 Analyse des contraintes résiduelles avec et sans état initial

3.1.3.1 Influence d'un impact de 4 mm

Suite à la création des contraintes initiales, nous avons dans un premier temps réalisé une étude mono-impact avec et sans contraintes initiales.



(a) Contrainte dans le sens longitudinal

(b) Contrainte dans le sens transversal

FIGURE IV.3.4 – Représentation des contraintes résiduelles à la surface avec et sans état initial suite à 1 impact (d = 4 mm, P = 5 GPa)

En observant les figures IV.3.4(a) et (b), nous pouvons conclure que les contraintes initiales ne sont pas négligeables. En particulier, sur les bords d'impact (400 MPa de différence pour σ_{XX}) mais également au centre de l'impact (différence de 300 MPa pour σ_{YY}), la différence est très marquée.

Nous pouvons conclure qu'un impact ne permet pas d'effacer la contrainte initiale. Toutefois, une pièce traitée par choc laser ne subit pas un impact mais une multitude d'impacts.

3.1.3.2 Influence de 4 impacts de 4 mm

Après avoir réalisé un impact de 4 mm, nous avons effectué 4 impacts de 4 mm avec 50% de recouvrement entre les impacts (Fig.IV.3.5).

Dans ce cas, l'influence de l'état initial est réduit par l'augmentation du nombre d'impacts. En effet, la différence de contraintes est importante uniquement hors de la zone impactée. Nous pouvons conclure que la surface impactée est trop petite pour effacer totalement les contraintes initiales.

L'augmentation du nombre d'impacts permet donc de diminuer l'influence de l'état initial de contraintes de traction sur les contraintes résiduelles après choc.

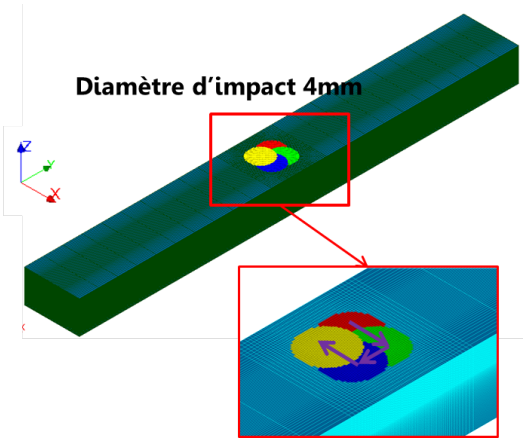
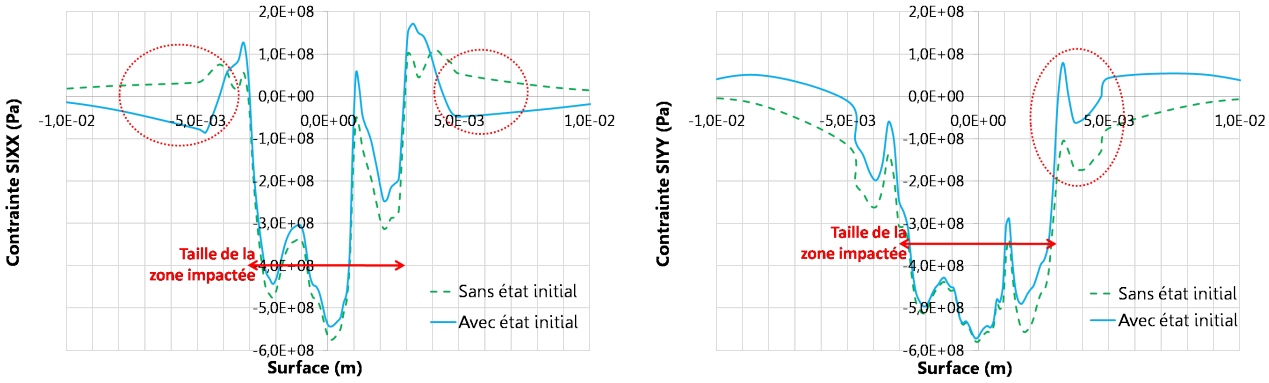


FIGURE IV.3.5 – Positionnement et sens d'application des 4 impacts



(a) Contrainte dans le sens longitudinal

(b) Contrainte dans le sens transversal

FIGURE IV.3.6 – Représentation des contraintes résiduelles à la surface avec et sans état initial après 4 impacts (d = 4 mm, P = 5 GPa)

3.1.3.3 Influence de 25 impacts de 2 mm

Afin de confirmer les conclusions faites pour 4 impacts, 25 impacts de 2 mm ont été réalisées sur la structure. Un procédé classique a été utilisé comme il est possible de le voir sur la figure IV.3.7.

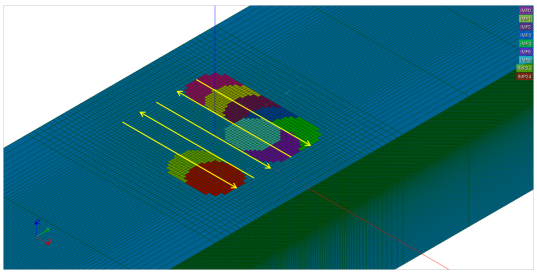
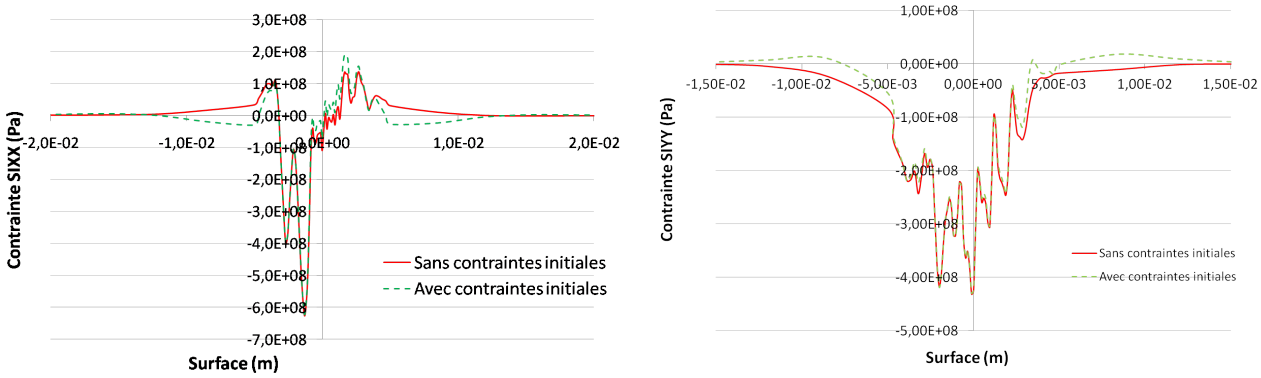


FIGURE IV.3.7 – Positionnement et sens d'application des 25 impacts

Dans ce cas, la figure IV.3.8 montre que l'état initial n'a pas d'effet sur les contraintes résiduelles induites par le choc laser. En effet, les différences observées sur les bords de la zone impactée sont négligeables (inférieure à 50 MPa).

En conclusion, la présence de contraintes de traction surfacique, même élevées (500 MPa) n'a pas d'influence sur l'état résiduel induit par un traitement multi-impacts de choc laser. Cette conclusion est d'autant



(a) Contrainte dans le sens longitudinal

(b) Contrainte dans le sens transversal

FIGURE IV.3.8 – Représentation des contraintes résiduelles à la surface avec et sans état initial après 25 impacts (d = 2 mm, P = 5 GPa)

plus importante, que lors d'un traitement industriel d'une pièce par choc laser, le nombre d'impacts réalisés est supérieur à ce que nous avons pu étudier dans le cadre de cette thèse. La surface que nous avons impactée ne couvre pas intégralement la zone de traction, nous pouvons donc ajouter que dans le cas d'un recouvrement complet de la surface en traction, le choc laser effacera complètement les contraintes initiales.

3.2 Influence d'un état initial de contraintes dû au soudage

Précédemment, nous avons montré que le choc laser efface complètement les contraintes initiales surfaciques produites par un choc thermique. Suite à cette étude, bien que les contraintes obtenues thermiquement sont assez proches des contraintes créées pas le soudage, nous avons réalisé un calcul de soudage suivi d'un calcul de choc multi-impacts.

Dans un premier temps, nous présentons le modèle numérique utilisé pour réaliser le soudage, puis celui qui a été utilisé pour la modélisation du choc laser multi-impacts. Enfin, nous analysons l'influence des contraintes résiduelles de soudage sur l'état résiduel induit par le choc laser.

3.2.1 La simulation numérique du soudage

Lors d'une simulation numérique de soudage, il est important de prendre en compte les phénomènes physiques liés à celui-ci, c'est-à-dire : les comportements thermique, mécanique et métallurgique du matériau. Ces trois comportements interagissent entre eux de la façon suivante :

Dans le cas de l'Inconel 600, il n'y a pas de changement de phases métallurgiques à haute température, le comportement du matériau est donc thermo-mécanique. Ainsi, nous nous intéresserons plus particulièrement aux deux premiers phénomènes.

3.2.1.1 Comportement thermique

L'évolution thermique du solide est régie par l'équation lagrangienne de la chaleur, qui s'écrit :

$$\rho C_P \frac{\partial T}{\partial t} - div(\boldsymbol{\lambda} \overrightarrow{grad}(T)) - Q = 0 \qquad \text{(IV.3.1)}$$

Avec :

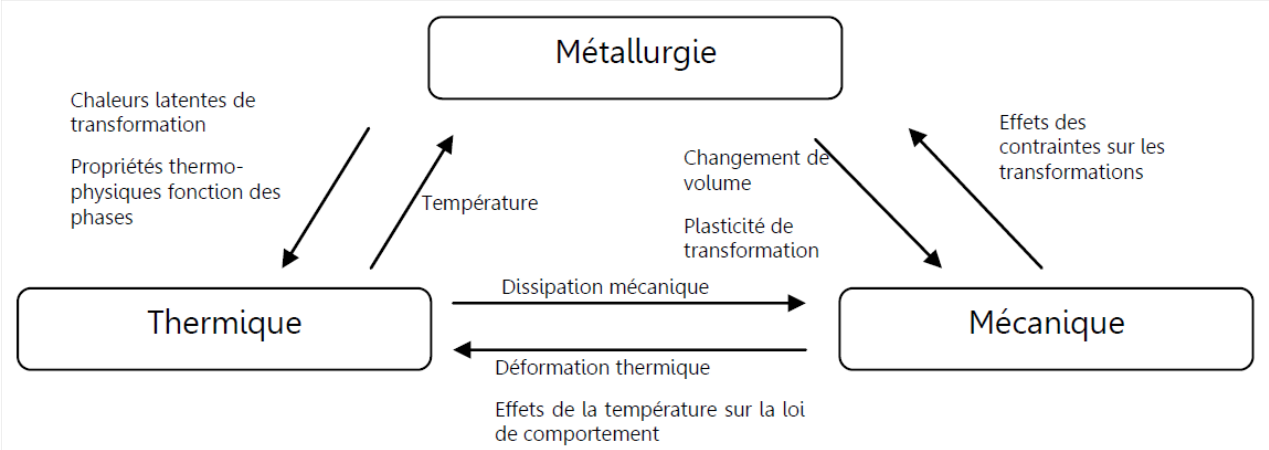


FIGURE IV.3.9 – Phénomènes impliqués dans la simulation du soudage

- ρ la masse volumique,
- C_P la chaleur spécifique définie par $C_P = \dfrac{dH}{dT}$,
- T la température,
- λ le tenseur symétrique des conductivités thermiques,
- Q la source de chaleur volumique.

Les conditions limites thermiques sont caractérisées par des échanges convectifs entre la pièce soudée et le rayonnement avec l'environnement :

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial \boldsymbol{n}} = h(T - T_{air}) + \varepsilon\sigma(T^4 - T_{air}^4) \tag{IV.3.2}$$

Avec :

- λ la conductivité thermique,
- **n** la normale extérieure sortante,
- h le coefficient d'échange convectif,
- σ la constante de Stefan-Boltzman,
- E l'émissivité du matériau et
- T_{air} la température du milieu ambiant.

3.2.1.2 Comportement mécanique

Le comportement mécanique est régi par les équations d'équilibre statique :

$$\overrightarrow{div}(\boldsymbol{\sigma}) + \overrightarrow{f} = \overrightarrow{0} \tag{IV.3.3}$$

avec les forces d'inertie $\overrightarrow{f}$ souvent négligées.

Compte tenu des conditions limites de type rayonnement et de l'évolution des caractéristiques matériaux qui dépendent de la température, le problème mécanique intervenant dans la simulation numérique du soudage est non-linéaire.

Le problème tenant compte des comportements thermique et métallurgique, la déformation totale se dé-

compose de la façon suivante :

$$\overline{\overline{\varepsilon^{tot}}} = \overline{\overline{\varepsilon^{e}}} + \overline{\overline{\varepsilon^{th}}} + \overline{\overline{\varepsilon^{p}}} + \overline{\overline{\varepsilon^{vp}}} \tag{IV.3.4}$$

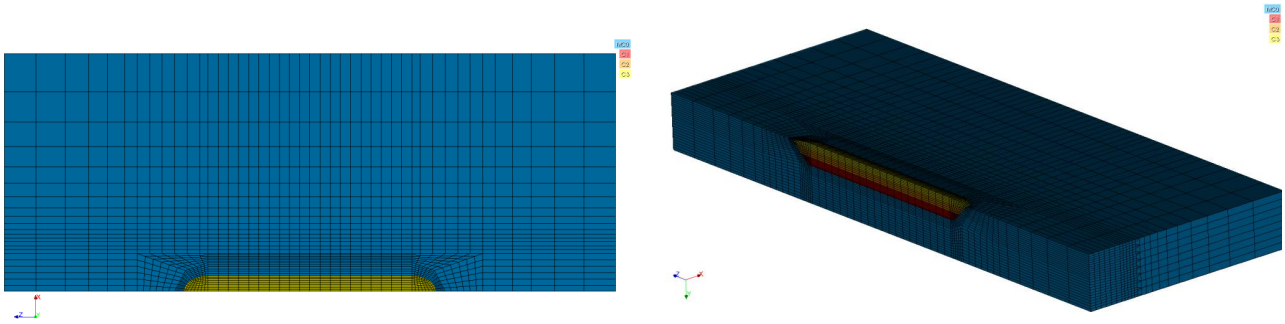
Avec :

- $\overline{\overline{\varepsilon^{e}}}$ la déformation élastique qui est liée aux contraintes par la loi de Hooke,
- $\overline{\overline{\varepsilon^{th}}}$ la déformation thermique qui inclut la dilatation thermique,
- $\overline{\overline{\varepsilon^{p}}}$ la déformation plastique et
- $\overline{\overline{\varepsilon^{vp}}}$ la déformation visco-plastique.

3.2.1.3 Résultats numériques

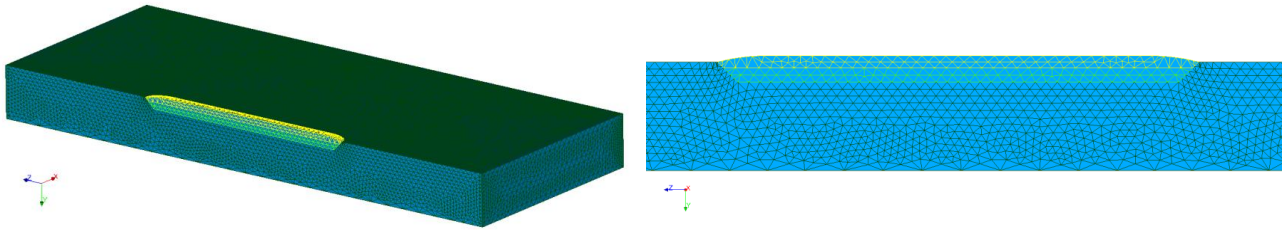
La simulation numérique du soudage ayant été réalisée au département MRI d'EDF R&D, l'ensemble des résultats est détaillé dans le rapport de stage [Balmont, 2013]. Cette partie résume les résultats numériques obtenus pour une plaque remplie avec 3 passes de soudage et qui ont été utilisés par la suite pour le calcul d'impact en présence de contraintes résiduelles de soudage.

Maillage et conditions limites Deux maillages ont été utilisés : un maillage avec des éléments hexaédriques (Fig.IV.3.10) pour le calcul thermique puis un maillage avec des éléments tétraédriques (Fig.IV.3.11) pour la partie mécanique. La taille du maillage est la même que celle de la maquette (Fig.III.4.19).



(a) (b)

FIGURE IV.3.10 – Maillage pour la partie thermique [Balmont, 2013]



(a) (b)

FIGURE IV.3.11 – Maillage pour la partie mécanique [Balmont, 2013]

Étant donné la symétrie du problème, seule la moitié de la maquette a été maillée.

Contraintes résiduelles de soudage La simulation du soudage a été réalisée en deux temps : le calcul thermique puis le calcul mécanique.

La simulation thermique, qui consiste à résoudre numériquement l'équation de la chaleur, permet d'obtenir les distributions de température au cours du temps. Le calcul mécanique, en utilisant ces distributions donne les champs de contraintes et de déformations induits par le soudage (comportement thermique).

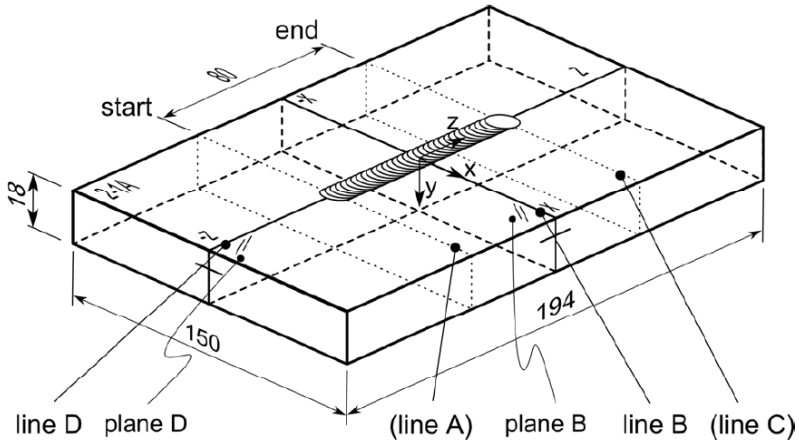
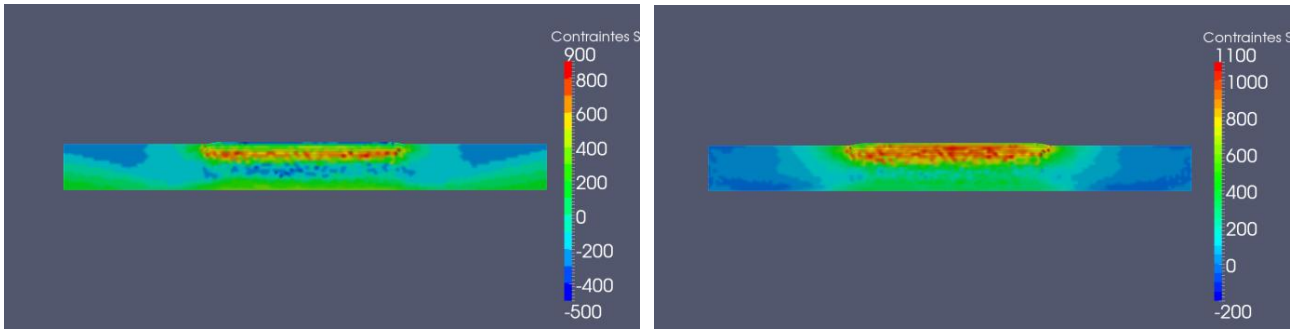


FIGURE IV.3.12 – Plans définissant la pièce à souder [Balmont, 2013]

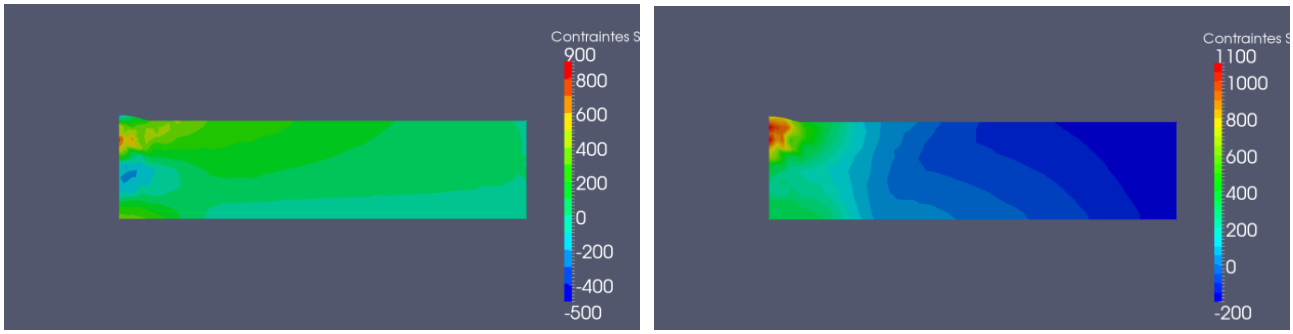
Sur les figures IV.3.13(a) et (b), nous pouvons voir les contraintes résiduelles dans le plan D représenté sur la figure IV.3.12.



(a) σ_{XX} (b) σ_{ZZ}

FIGURE IV.3.13 – Isovaleurs des contraintes résiduelles dans le plan D [Balmont, 2013]

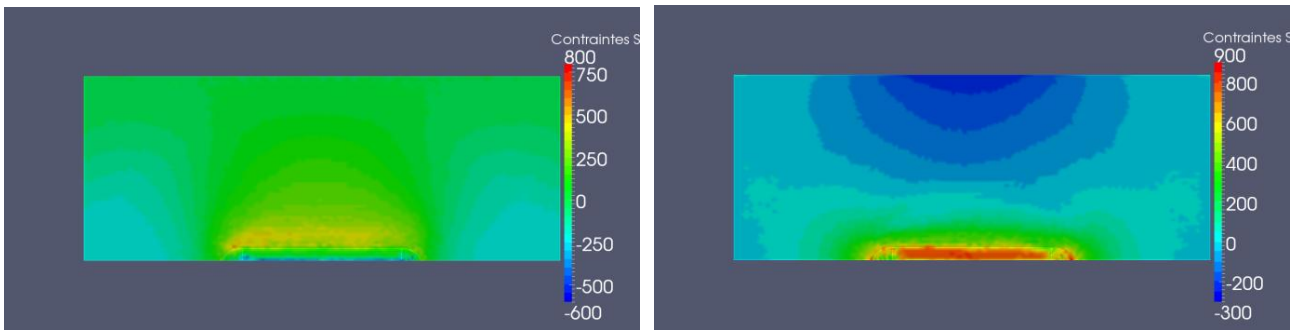
Les figures IV.3.14(a) et (b) mettent en évidence les isovaleurs des contraintes résiduelles dans le plan B.



(a) σ_{XX} (b) σ_{ZZ}

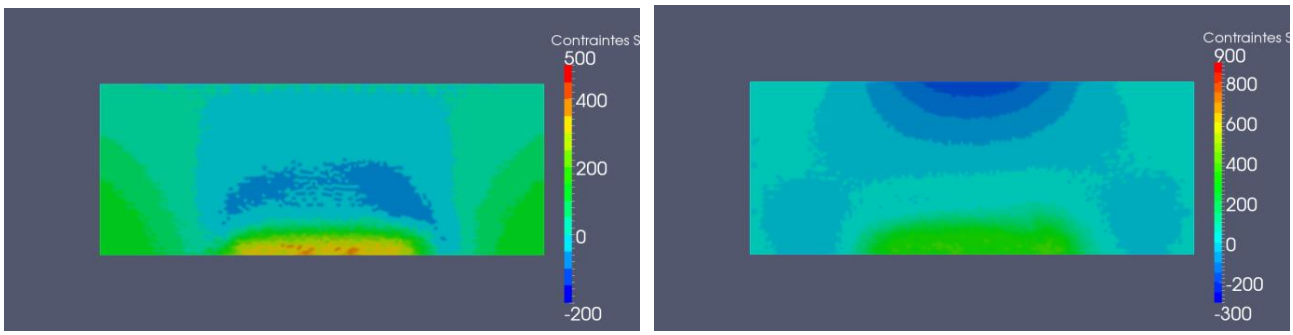
FIGURE IV.3.14 – Isovaleurs des contraintes résiduelles dans le plan B [Balmont, 2013]

Enfin, sur les figures IV.3.15 et IV.3.16, les isovaleurs respectivement sur les faces supérieures et inférieures de la maquette sont présentées.



(a) σ_{XX} (b) σ_{ZZ}

FIGURE IV.3.15 – Isovaleurs des contraintes résiduelles sur la face supérieure [Balmont, 2013]



(a) σ_{XX} (b) σ_{ZZ}

FIGURE IV.3.16 – Isovaleurs des contraintes résiduelles sur la face inférieure [Balmont, 2013]

3.2.2 Effet de l'état initial dû au soudage sur les contraintes résiduelles après impacts

Le calcul de soudage a été réalisé avec un maillage d'une taille assez importante pour des éléments grossiers. Ce maillage n'a pu être utilisé pour modéliser le choc laser. En effet, la taille des éléments étant très petite (10 μm en profondeur et 100 μm en surface) pour l'étude de choc, il n'a pas été possible d'utiliser un maillage d'une telle taille (75 mm x 194 mm x 18 mm).

Nous avons donc considérablement réduit la taille du maillage (18 mm x 60 mm x 18 mm).

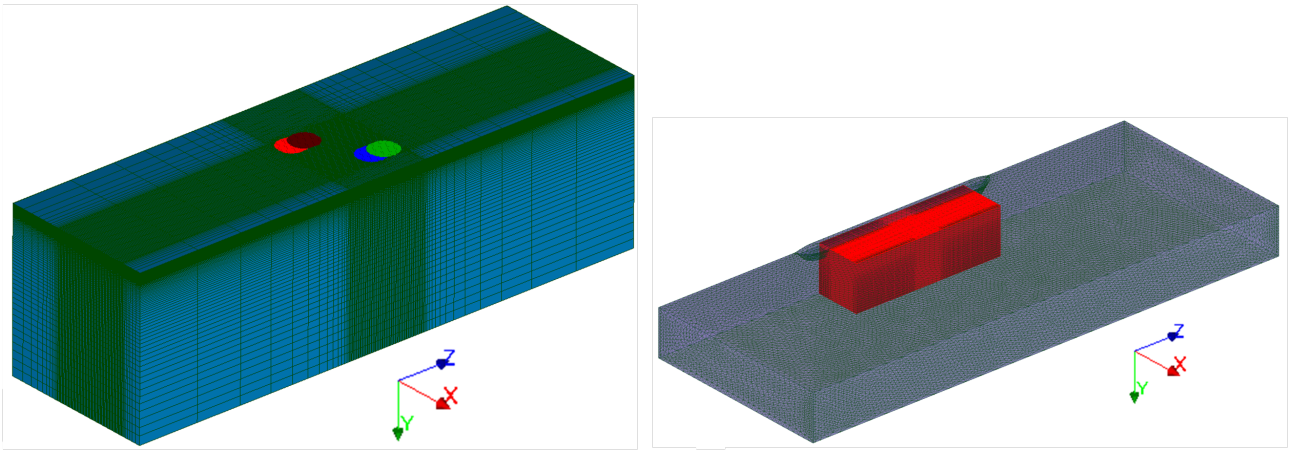
Étant conscient que la taille du maillage choisi est très inférieure à celle de la maquette, l'étude de soudage reste qualitative.

3.2.2.1 Modèle éléments finis

Le maillage utilisé pour le calcul de choc est présenté sur la figure IV.3.17(a).

Les caractéristiques du maillage (type d'éléments, taille des éléments) sont les mêmes que pour l'étude multi-impacts. Le chargement utilisé est également le même.

Concernant les conditions limites, la plaque est en appui simple sur le bas et une condition de déplacement nul suivant $\overrightarrow{x}$ a été mise pour respecter la condition de symétrie imposée par le calcul de soudage.



(a) Maillage pour choc laser multi-impacts (b) Comparaison des maillages de choc laser et de soudage

FIGURE IV.3.17 – Représentation des maillages utilisés pour le choc multi-impacts avec les contraintes résiduelles de soudage et du maillage utilisé pour le soudage

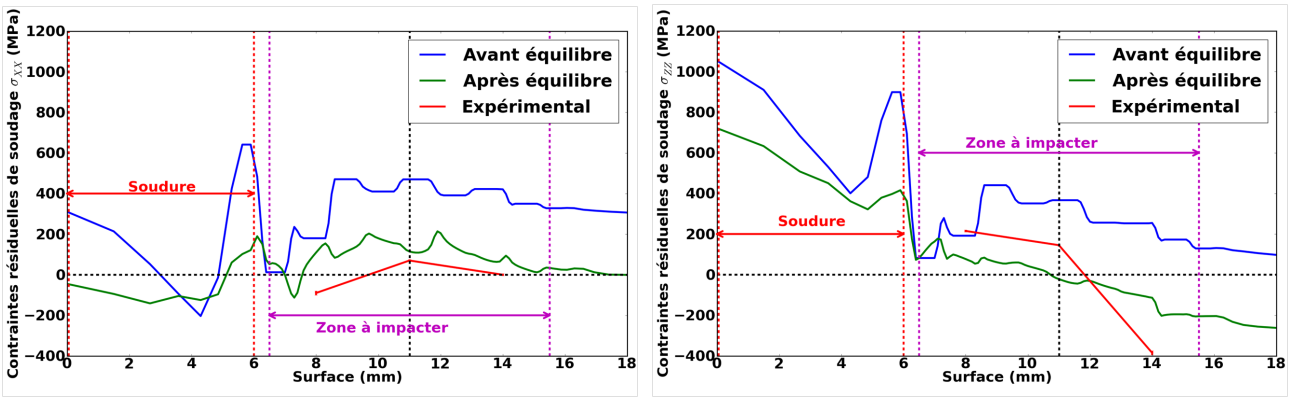
La distance entre la zone impactée et le bord sur lequel on applique la condition de symétrie étant de 6,5 mm, nous pouvons considérer que cette symétrie n'influera pas les résultats des contraintes résiduelles induites par le choc laser.

Un procédé classique a été appliqué à la structure avec pour direction principale le sens de la soudure (suivant $\overrightarrow{z}$, premier impact en rouge sur la figure IV.3.17(a)).

3.2.2.2 Projection des contraintes de soudage et équilibre

Les maillages utilisés étant totalement différents, une projection suivie d'un auto-équilibrage des contraintes a été réalisé.

La figure IV.3.18 présente les contraintes à la surface sur la ligne B (Fig.IV.3.12) après projection sur le maillage qui sera utilisé pour le choc laser, avant et après équilibre (les contraintes résiduelles sont auto-équilibrées), mais également les valeurs mesurées expérimentalement.



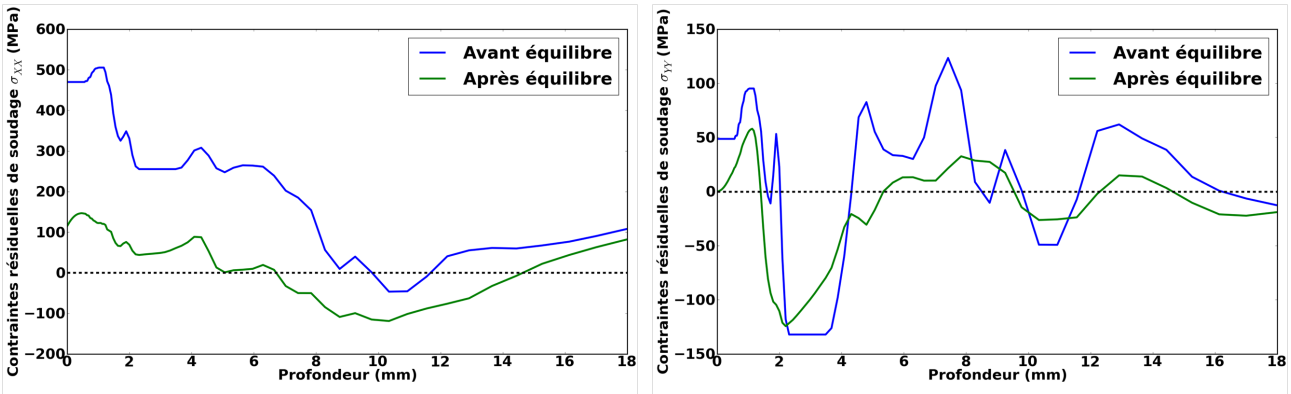
(a) σ_{XX} (b) σ_{ZZ}

FIGURE IV.3.18 – Contraintes résiduelles à la surface avant et après équilibre après projection sur le maillage utilisé pour le choc laser - Comparaison avec l'expérimental

Nous pouvons observer que dans la zone qui sera impactée, excepté proche de la soudure, l'allure des

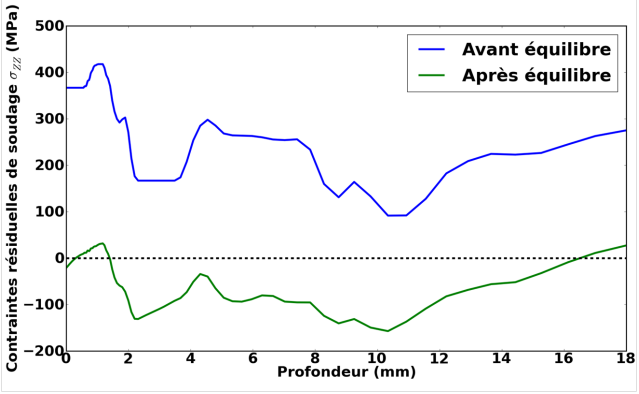
contraintes est conservée bien que les valeurs ne soient pas les mêmes (différence entre 200 et 400 MPa). Toutefois, nous pouvons remarquer que la différence entre les contraintes mesurées et les contraintes équilibrées est plus faible (entre 100 et 200 MPa). Nous pouvons donc considérer que les contraintes initiales du calcul de choc sont acceptables compte tenu de l'aspect qualitatif du calcul et vis-à-vis des contraintes résiduelles de soudage mesurées à la surface.

Les figures IV.3.19(a) à (c) montrent les contraintes dans la profondeur au centre de la zone qui sera impactée. Dans ce cas, l'allure des contraintes est également respectée bien que les valeurs soient plus faibles. N'ayant pas de résultats dans la profondeur, il n'est pas possible de réaliser des comparaisons avec l'expérimental.



(a) σ_{XX}

(b) σ_{YY}



(c) σ_{ZZ}

FIGURE IV.3.19 – Contraintes résiduelles dans la profondeur (au centre de la zone impactée) avant et après équilibre après projection sur le maillage utilisé pour le choc laser

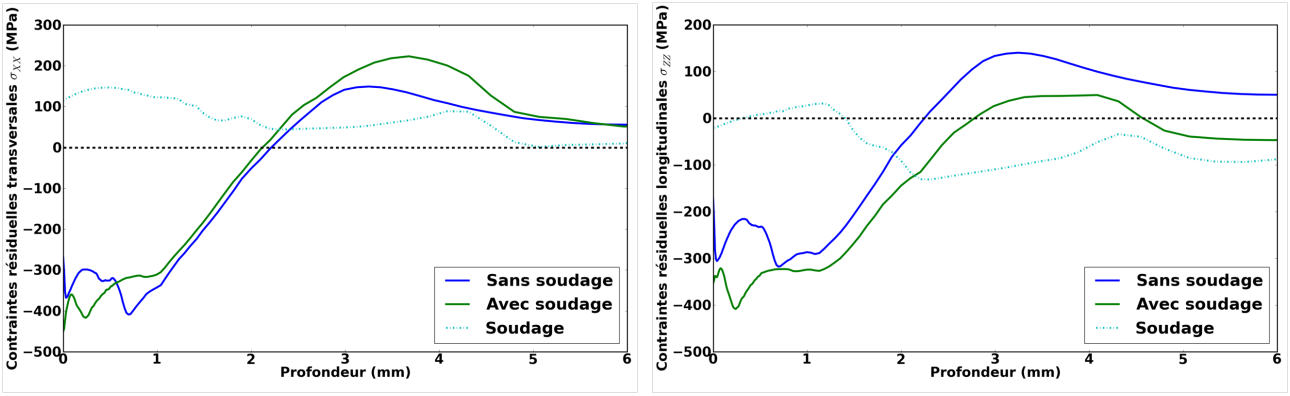
L'équilibre des contraintes, sur un maillage de taille moins importante, induit donc des contraintes résiduelles moins importantes. Toutefois, les résultats après équilibre ne sont pas très éloignés des résultats expérimentaux à la surface ; nous pourrons donc considérer que l'amplitude de nos contraintes de soudage reste réaliste pour la surface. Dans la profondeur, il sera tout de même important de tenir compte de la différence entre les contraintes avant et après projection, puisque dans ce cas, nous n'avons pas de comparaison avec l'expérimental.

3.2.2.3 Analyse des contraintes avec et sans état initial

Suite au calcul de soudage, 25 impacts ont été réalisés avec une stratégie de traitement classique.

Les maillages utilisés pour le calcul avec soudage et le calcul sans soudage (maillage sans la soudure) étant différents, l'analyse se fait principalement dans la zone éloignée de la soudure. En effet, afin de réduire les temps de calcul, la partie représentant la soudure n'a pas été prise en compte pour le calcul sans contraintes initiales de soudage.

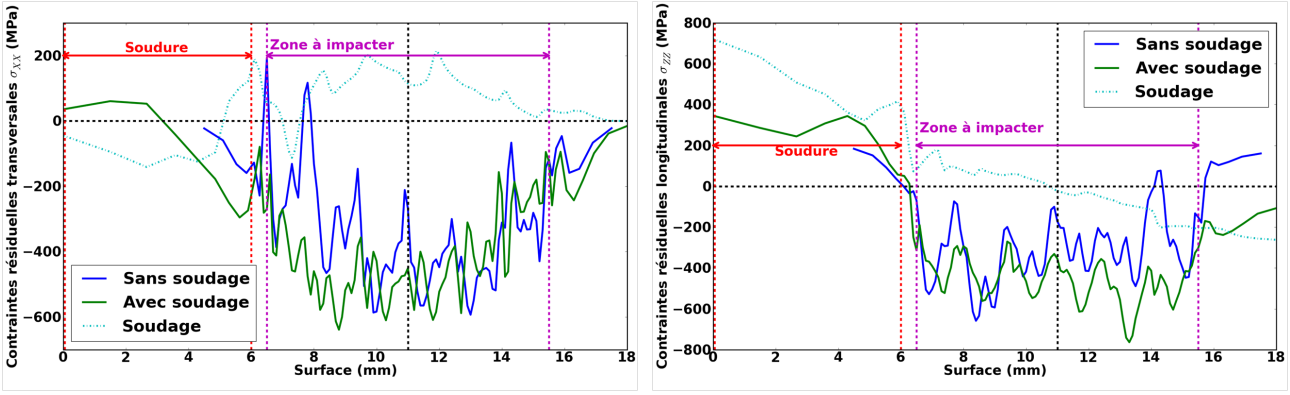
Les figures IV.3.20(a) et (b) présentent les contraintes résiduelles longitudinales (parallèles à la soudure) et transversales (perpendiculaires à la soudure) dans la profondeur. Nous pouvons observer, que les contraintes initiales en traction sont effacées, pour les contraintes proches de la surface (<2 mm), par le choc laser alors que les contraintes de compression permettent d'obtenir des contraintes résiduelles de compression plus importantes.



(a) σ_{XX} (b) σ_{ZZ}

FIGURE IV.3.20 – Influence des contraintes résiduelles de soudage sur les contraintes résiduelles après 25 impacts dans la profondeur : comparaison des résultats avec et sans contraintes initiales

Les figures IV.3.21(a) et (b) présentent les contraintes résiduelles longitudinales et transversales à la surface. Dans cas, nous pouvons faire les mêmes conclusions que dans la profondeur. Les contraintes résiduelles de soudage de traction ont un effet négligeable suite au calcul de choc laser multi-impacts.



(a) σ_{XX} (b) σ_{ZZ}

FIGURE IV.3.21 – Influence des contraintes résiduelles de soudage sur les contraintes résiduelles après 25 impacts à la surface : comparaison des résultats avec et sans contraintes initiales

Ces premiers calculs permettent de conclure qu'il sera probablement possible de s'affranchir de la modélisation du soudage dans le cas d'études de choc laser multi-impacts sur des structures soudées.

Toutefois, notre étude ne tenant pas compte de l'écrouissage créé par le soudage, il est important de préciser qu'il s'agit d'une première approximation sur l'influence d'un état initial dû au soudage sur les contraintes résiduelles après choc. Une étude plus complète, prenant en compte l'écrouissage pourra être envisagée en perspective.

CHAPITRE 4

INFLUENCE DE L'ÉCROUISSAGE ET DE LA LOI DE COMPORTEMENT À GRANDE VITESSE SUR L'ÉTAT RÉSIDUEL APRÈS CHOC

Dans la partie II, un état de l'art des lois de comportement à grande vitesse les plus utilisées a été établi. Au travers, de cette étude, nous avons pu mettre en évidence qu'une loi de comportement ne peut pas être adaptée à tous les matériaux métalliques. Il a également été montré, qu'à grande vitesse de déformation, les deux paramètres dont dépendent le comportement du matériau sont l'écrouissage et la vitesse de déformation.

Dans ce chapitre, nous avons étudié l'influence de l'écrouissage sur les contraintes résiduelles, mais également la sensibilité à la vitesse de déformation de la loi de comportement de Johnson-Cook. Dans un premier temps, nous avons comparé les contraintes résiduelles induites par le choc laser mono et multi-impacts pour différents types d'écrouissage (isotrope linéaire, cinématique linéaire, pas d'écrouissage) ; puis, une modification de la sensibilité à la vitesse de déformation dans la loi de Johnson-Cook a été proposée.

4.1 Influence de l'écrouissage

Pour cette étude, nous avons comparé la loi de comportement de Johnson-Cook avec la loi de Von Misès avec un écrouissage isotrope linéaire, cinématique linéaire et une loi parfaitement plastique.

En effet, [Ballard, 1991] explique dans sa thèse qu'il n'y a pas d'influence de l'écrouissage cinématique (dans le cas où le coefficient d'écrouissage est faible) sur les contraintes résiduelles dans le cas d'un impact rapide et que par conséquent, une loi parfaitement plastique est suffisante pour modéliser le matériau.

Afin de comparer, les différentes lois, la pente d'écrouissage a été identifiée sur la courbe de traction du matériau à $10^6 s^{-1}$ (Fig.IV.4.1).

Les résultats de la figure IV.4.2(a) montrent une influence légère de la loi de comportement sur les contraintes résiduelles pour 1 impact.

La figure IV.4.2(b) montre que la différence sur les contraintes résiduelles est moins importante entre la loi de Johnson-Cook et la loi isotrope linéaire que celle obtenue avec la loi parfaitement plastique et celle à écrouissage cinématique linéaire pour 7 impacts.

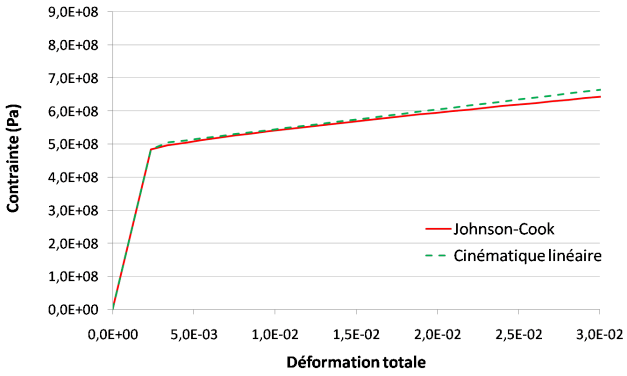
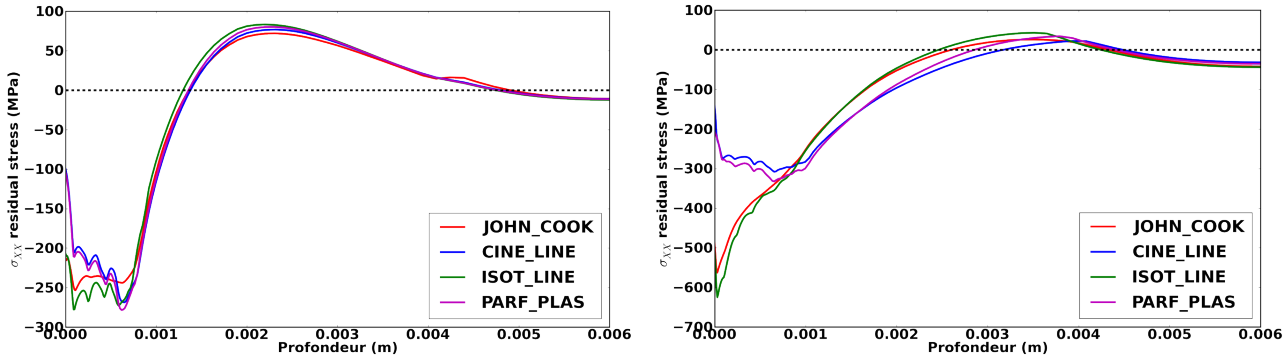


FIGURE IV.4.1 – Détermination de la pente d'écrouissage pour la loi de Von Misès à écrouissage isotrope linéaire et cinématique linéaire à $10^6 s^{-1}$



(a) 1 impact

(b) 7 impacts

FIGURE IV.4.2 – Influence de la loi de comportement sur les contraintes résiduelles σ_{XX} dans la profondeur sous le centre de l'impact (d = 6 mm et P = 5 GPa)

Toutefois, ces résultats valident l'hypothèse de [Ballard, 1991] en ce qui concerne l'influence de l'écrouissage cinématique sur les contraintes résiduelles. En effet, nous pouvons remarquer que les contraintes résiduelles sont quasiment les mêmes que celles obtenues avec la loi parfaitement plastique.

Néanmoins, il est difficile d'expliquer ces résultats. En effet, les pentes de l'écrouissage cinématique linéaire et isotrope linéaire sont identiques en charge. La différence des contraintes résiduelles viendrait donc de la décharge qui serait élasto-plastique pour l'écrouissage cinématique [Julan et al., 2013b]. Néanmoins, il est difficile de comprendre pourquoi la loi à écrouissage cinématique et la loi parfaitement plastique donnent le même résultat alors que la loi isotrope donne des résultats totalement différents.

Ces résultats montrent que pour un matériau ayant un caractère isotrope à grande vitesse, une loi de comportement parfaitement plastique n'est pas adaptée dans le cas multi-impacts. Or, nous avons pu déterminer expérimentalement que l'Inconel 600 possédait un écrouissage isotrope à grande vitesse (Chap.III.3).

La différence entre la loi de Johnson-Cook qui dépend de la vitesse de déformation et la loi isotrope qui ne présente pas de dépendance à la vitesse de déformation est de l'ordre de 50 MPa sous le centre de l'impact. En analysant, l'évolution de la vitesse de déformation plastique au cours du temps, nous avons pu mettre en évidence, que lorsque l'onde est plastique, la vitesse de déformation varie entre $10^4 s^{-1}$ et $10^6 s^{-1}$. Cette différence explique la faible différence sur les contraintes résiduelles entre la loi de Johnson-Cook et la loi de

Von Misès à écrouissage isotrope linéaire pour laquelle la pente d'écrouissage a été identifiée à $10^6 s^{-1}$.

4.2 Modification de la loi de Johnson-Cook : sensibilité à la vitesse de déformation

Précédemment, le caractère isotrope de la loi de Johnson-Cook a été validé expérimentalement. Cette validation est d'autant plus importante que dans la section précédente, nous avons montré que le type d'écrouissage a une influence très importante sur les contraintes résiduelles. Toutefois, le type d'écrouissage n'est pas le seul paramètre pouvant influer sur les contraintes résiduelles ; la sensibilité à la vitesse de déformation est également importante.

Lors de l'état de l'art réalisé, nous avons pu observer que la limite d'élasticité pouvait être linéaire, bilinéaire ou encore tri-linéaire en fonction du logarithme de la vitesse de déformation plastique (Chap.1.1.2).

Nous avons donc proposé dans le cadre de cette thèse de modifier la sensibilité à la vitesse de déformation de la loi de Johnson-Cook en prenant un paramètre C variable. Dans ce cas, la loi de Johnson-Cook s'écrit de la façon suivante :

$$\sigma = [A + B\varepsilon_P^n].\left[1 + C(\dot{\varepsilon}_P).ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_{P0}}\right)\right] \tag{IV.4.1}$$

Afin de déterminer le paramètre C en fonction de la vitesse de déformation, des essais de barre de Hopkinson ont été réalisés au Laboratoire Mécanique des Solides (LMS) de l'Ecole Polytechnique pour l'Inconel 600 (Annexe F). Ces essais ont permis d'obtenir les courbes de traction de l'Inconel 600 pour des vitesses allant de 250 s^{-1} à 10^4 s^{-1} (Fig.V.F.1). A partir de ces courbes nous avons obtenus la limite d'élasticité du matériau pour différentes vitesses (Fig.IV.4.3). Ainsi, à partir de la loi de Johnson-Cook pour une déformation plastique nulle, nous avons obtenu le paramètre C en fonction de la vitesse de déformation (Fig.IV.4.4).

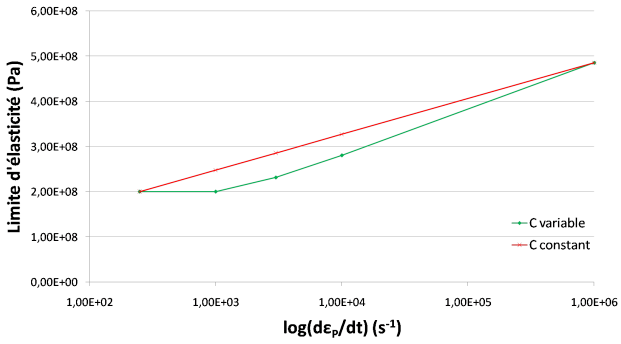


FIGURE IV.4.3 – Variation de la limite d'élasticité avec le logarithme de la vitesse de déformation plastique

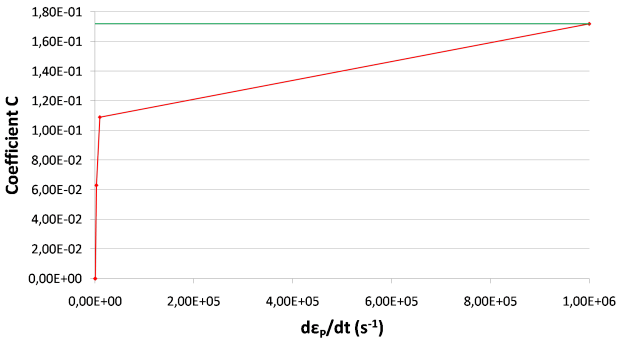
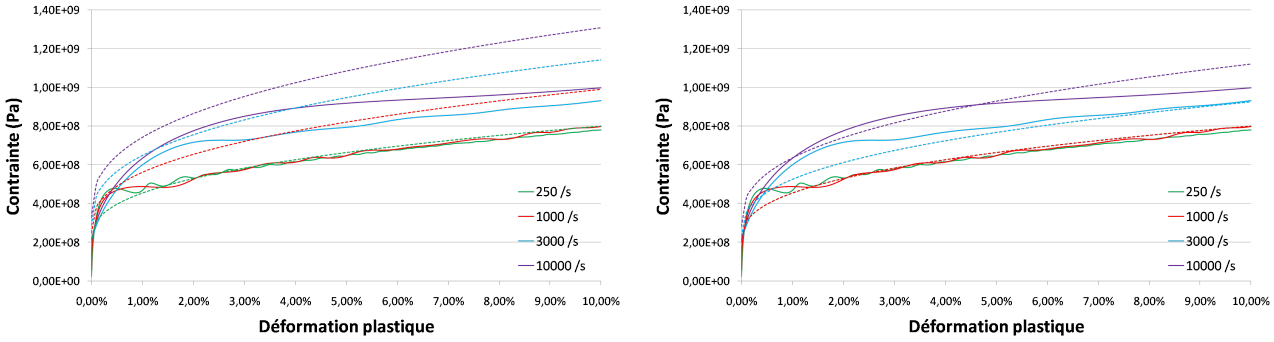


FIGURE IV.4.4 – Variation de C avec la vitesse de déformation plastique

Les résultats expérimentaux mettent en évidence une évolution bilinéaire du paramètre C avec la vitesse de déformation (Fig.IV.4.4), donc de la vitesse de déformation en fonction du logarithme de la vitesse de déformation (Fig.IV.4.3).

Sur la figure IV.4.5(a), nous avons comparé les courbes de traction expérimentales avec celles obtenues par la loi de Johnson-Cook pour un C constant. Dans ce cas, nous pouvons remarquer, que les résultats ne se

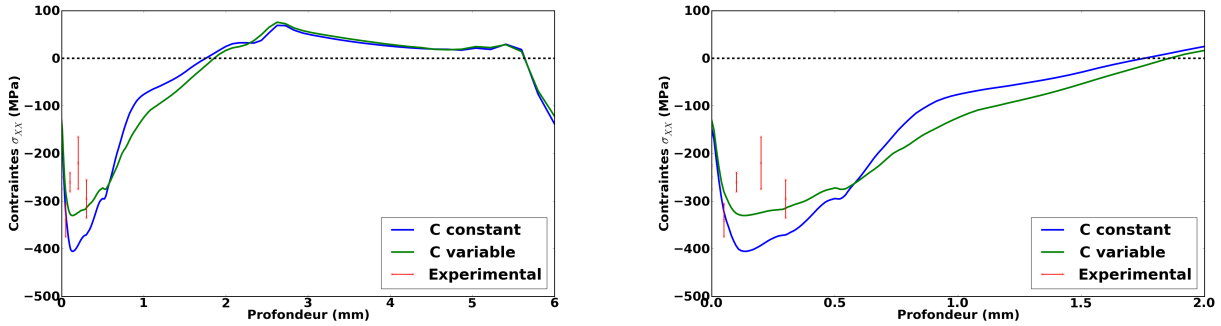
superposent pas. Prendre un C constant comme c'est le cas dans la loi de Johnson-Cook ne permet donc pas de représenter correctement le comportement du matériau.



(a) C constant (b) C variable

FIGURE IV.4.5 – Courbe de traction de l'Inconel 600 à différentes vitesses de déformation : comparaison des résultats expérimentaux (traits continus) avec la loi de Johnson-Cook (traits discontinus) pour un C constant (a) et un C variable (b)

La modification de la loi de Johnson-Cook est donc justifiée par ces résultats expérimentaux. La figure IV.4.5(b), montre la comparaison pour un C variable. Dans ce cas, les courbes expérimentales sont mieux représentées sachant que les paramètres C ont été déterminés pour chaque vitesse de déformation avec les courbes expérimentales. Cette démarche semble donc être la bonne pour déterminer le comportement du matériau à grande vitesse de déformation. Toutefois, nous pouvons remarquer que pour une déformation plastique faible (<2%), les résultats expérimentaux ne sont pas correctement représentés. Il semble difficile de représenter à la fois le comportement pour de grandes déformations plastiques et de faibles déformations. Une étude plus approfondie pourra être réalisée par la suite, afin de mieux représenter l'expérimental, surtout sachant que la déformation plastique induite par le choc laser est de l'ordre de 1%. Cependant, pour une première étude et afin de valider les développements réalisés concernant la loi de comportement de Johnson-Cook, les résultats obtenus nous semblent pertinents.



(a) (b)

FIGURE IV.4.6 – Evolution de la contrainte résiduelle dans la profondeur : influence de la variabilité du paramètre C de la loi de Johnson-Cook

Après avoir déterminé les paramètres de notre loi de Johnson-Cook modifiée, nous avons comparé les contraintes résiduelles et la déformation plastique obtenues après un impact de 6 mm avec le chargement du laser Thalès pour un C constant et un C variable. Les figures IV.4.6(a) et (b) montrent les contraintes résí-

duelles dans la profondeur. Nous pouvons observer une différence de 100 MPa entre les deux résultats. La différence n'est pas négligeable sachant qu'elle sera d'autant plus importante qu'il y aura des impacts. De plus les contraintes de compression obtenues pour un C variable sont plus faibles et plus proches des résultats expérimentaux dans la profondeur. Cela implique qu'en prenant un C constant, nous ne sommes pas conservatifs. Il sera important d'en tenir compte pour des études multi-impacts.

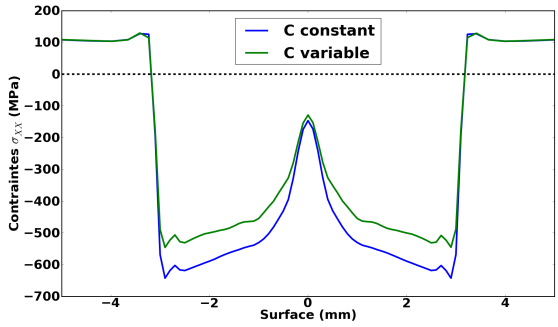


FIGURE IV.4.7 – Evolution de la contrainte résiduelle à la surface : influence de la variabilité du paramètre C de la loi de Johnson-Cook

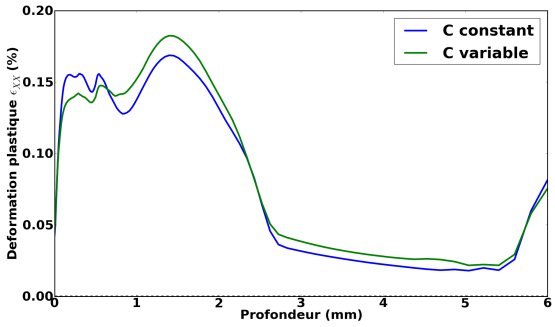


FIGURE IV.4.8 – Evolution de la déformation plastique dans la profondeur : influence de la variabilité du paramètre C de la loi de Johnson-Cook

Sur la figure IV.4.7, nous pouvons voir les contraintes à la surface, dans ce cas, les contraintes de compression sont également plus faible pour la loi modifiée et la différence est également de 100 MPa. Enfin, la figure IV.4.8 présente la déformation plastique dans la profondeur. Dans ce cas, la différence est plus faible entre les deux lois.

En conclusion, la variabilité du paramètre C permet de mieux représenter les résultats expérimentaux et d'obtenir des contraintes résiduelles plus faibles. Afin d'être conservatif, il serait souhaitable de ne pas utiliser un paramètre C constant. Cependant, les développements étant récents, dans la suite nous utilisons la loi de Johnson-Cook avec un paramètre C constant.

CHAPITRE 5

EFFET DU COMPORTEMENT CYCLIQUE APRÈS UN TRAITEMENT DE MISE EN COMPRESSION

Tout d'abord il est nécessaire de rappeler que dans le cas uniaxial, sous amplitude constante, la durée de vie en fatigue dépend de la contrainte moyenne et des caractéristiques du cycle stabilisé (amplitude de contrainte, de déformation etc..). Une fois le traitement de surface réalisé, sous chargement cyclique il est nécessaire de connaître la boucle stabilisée, et de savoir quelle modification est apportée à la contrainte moyenne. Ce deuxième point a été discuté dans le chapitre I.2 et ne sera pas considéré ici. On étudie donc ici seulement l'effet du traitement de surface sur la boucle stabilisée.

Le traitement par le grenaillage sur les zones soudées d'un circuit de RRA pourrait être défavorable sur la durée de vie à cause d'un chargement en déformation contrôlée (chargement thermique à grand nombre de cycles), réduisant l'effet bénéfique de la contrainte de compression. On souhaite montrer par une simulation que pour le choc laser un tel risque est écarté à cause d'un faible écrouissage, ce qui peut ne pas être le cas pour le grenaillage. Les travaux théoriques de [Ballard, 1991] ont montré que dans le cas d'un matériau élastique parfaitement plastique la déformation plastique ne dépasse pas 0,5%. Néanmoins la figure IV.4.2 montre que les contraintes résiduelles obtenues par le modèle parfaitement plastique sont très différentes de celles obtenues par la loi Johnson-Cook, dans le cas multi-impacts ; la déformation plastique pourra donc être plus importante pour une loi de Johnson-Cook que pour une loi parfaitement plastique.

5.1 Introduction

La figure I.3.29 a montré l'effet bénéfique sur la durée de vie en fatigue d'un Aluminium 7075-T7351 après choc laser. Les résultats de Toshiba [Toshiba, 2009] montrent sur la figure I.3.28, pour un acier 316, une amélioration plus importante que pour un aluminium 7075-T7351 (Fig.I.3.29).

La figure IV.5.2 [Altenberger et al., 2012] compare l'amélioration de la durée de vie obtenue avec le choc laser en présence ou non d'un revêtement pour un alliage de Titane. On note néanmoins que ces essais sont tous en contrainte contrôlée et que l'amélioration dans l'essai de [Toshiba, 2009] sur l'acier inoxydable semble plus importante que sur les deux autres essais. Une explication sera proposée par la suite.

Il a été montré (Fig.I.2.12), pour un acier 304, qu'un pré-écrouissage cyclique (10 cycles à +/-2%) ou un écrouissage monotone de 14%, augmente significativement la durée de vie en contrainte contrôlée et la réduit

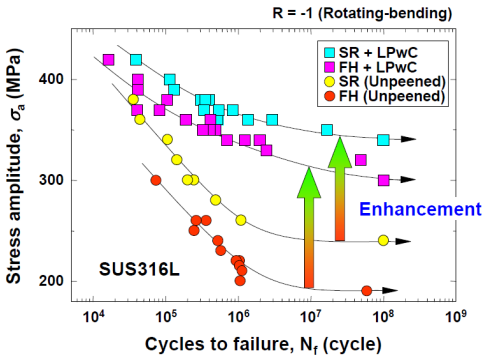


FIGURE IV.5.1 – Amélioration de la durée de vie en fatigue par choc laser pour un acier 316 [Toshiba, 2009]

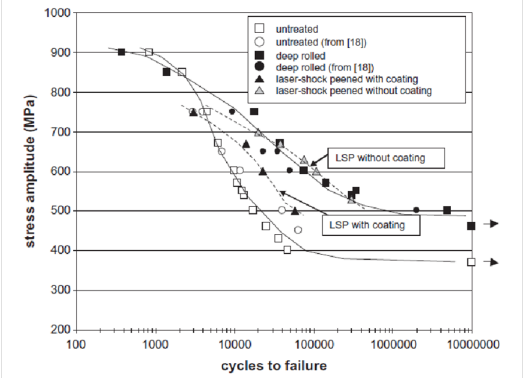


FIGURE IV.5.2 – Comparaison de l'effet du choc laser avec et sans revêtement sur la durée de vie en fatigue pour un alliage de titane [Altenberger et al., 2012]

en déformation contrôlée. Ce résultat est lié à l'effet de mémoire de charge maximale (chargement monotone) ou d'écrouissage maximal (chargement cyclique), des matériaux comme les aciers inoxydables dont la courbe d'écrouissage cyclique n'est pas unique [Taheri et al., 2011]. La figure IV.5.3 [Li, 2011] montre cet effet de mémoire pour un Inconel 600 ; elle met en évidence différentes boucles stabilisées sous chargements cycliques.

L'essai dit 'pushpull' consiste à réaliser des essais à une amplitude de déformation donnée jusqu'à obtention du cycle stabilisé, puis d'augmenter progressivement cette valeur jusqu'à une certaine amplitude de déformation. Ensuite, on réalise le processus inverse. Dans ce cas, on peut se rendre compte que les cycles stabilisés obtenus lors de l'augmentation de l'amplitude ne sont pas les mêmes que ceux obtenus lors de la diminution de l'amplitude de déformation. A partir de ces essais, on obtient les courbes de la figure IV.5.3 puis on construit la courbe de la figure IV.5.4 : courbe d'écrouissage cyclique avec ou sans pré-chargement (point H). La préservation de la mémoire d'écrouissage est liée à la formation de structures stables ou quasi stables, de macles ou de cellules d'écrouissage, sous de forts chargements [Taheri et al., 2011].

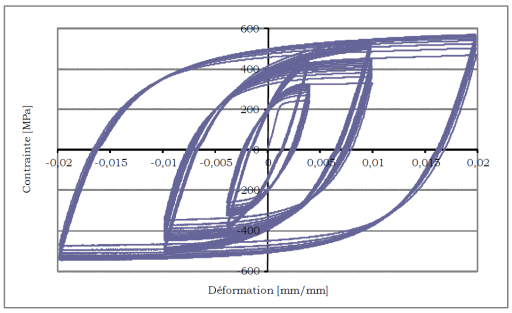


FIGURE IV.5.3 – Essais cycliques par paliers montant et descendant de l'Inconel 600 (essai 'pushpull') [Li, 2011]

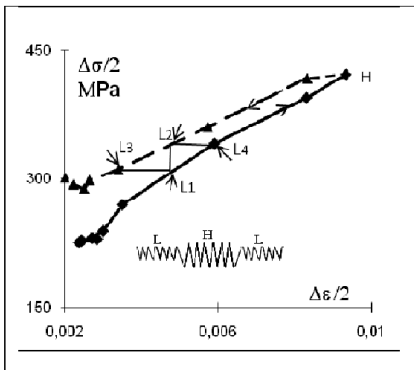


FIGURE IV.5.4 – Courbe d'écrouissage cyclique avec et sans pré-écrouissage pour un acier 304 [Taheri et al., 2011]

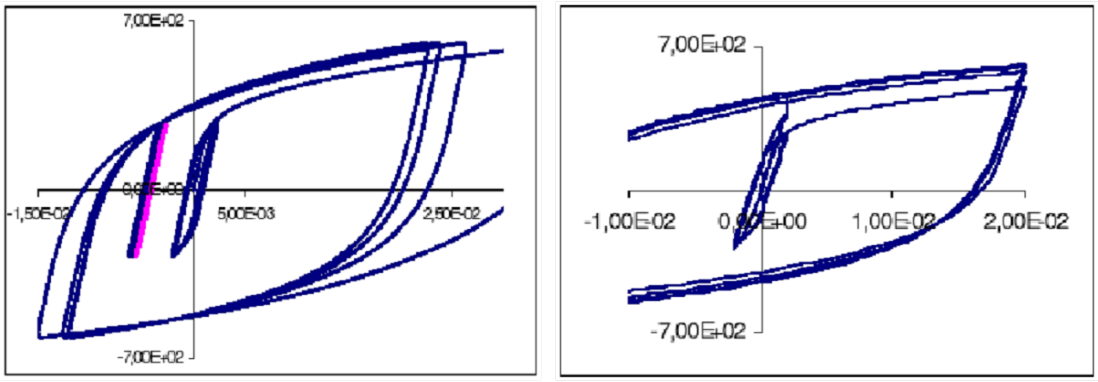
La figure IV.5.4 justifie l'obtention de résultats opposés en fatigue obtenus en contrainte et en déformation imposées après un pré-écrouissage.

En contrainte contrôlée, l'état stabilisé (qui caractérise l'endommagement en fatigue) sans pré-écrouissage

est représenté par le point L1. Après un pré-écrouissage en H le point de stabilisation est représenté par L3. Simultanément, l'amplitude de déformation totale et celle de la déformation plastique diminuent tandis que l'amplitude de contrainte reste constante. Ainsi, de façon évidente, la durée de vie en contrainte contrôlée augmente avec le pré-écrouissage.

En déformation contrôlée, l'état stabilisé sans pré-écrouissage représenté par le point L1 devient L2, après pré-écrouissage. L'amplitude de contrainte augmente, tandis que l'amplitude de déformation plastique diminue. Si l'amplitude de déformation totale et l'amplitude de contrainte sont les paramètres essentiels de l'endommagement, la durée de vie après pré-écrouissage diminue en déformation contrôlée, comme le montre la figure I.2.12.

Pour les matériaux comme les alliages d'aluminium [Colin et al., 2010] et les aciers ferritiques [Taheri et al., 2011], les deux courbes de la figure IV.5.4 sont superposées ; il n'y a pas d'effet de mémoire. Ainsi les questions que nous nous posons ici ne se posent pas pour les matériaux comme les alliages d'aluminium ou les aciers ferritiques.



(a) Contrainte contrôlée (b) Déformation contrôlée

FIGURE IV.5.5 – Influence d'un pré-écrouissage en contrainte contrôlée (a) et en déformation contrôlée (b) pour une même amplitude de contrainte

Les figures IV.5.5(a) et (b) montrent la modélisation de l'effet d'un pré-écrouissage cyclique sur la boucle stabilisée avec un modèle polycristallin [Cailletaud, 1992], où le pré-écrouissage intervient par la modélisation de systèmes multiples de glissement de dislocations. On remarque que pour une amplitude de contrainte et de déformation équivalente à l'amplitude de contrainte ; après un pré-écrouissage, on obtient une boucle élastique en contrainte contrôlée, tandis qu'en déformation contrôlée l'amplitude de contrainte augmente et l'amplitude de déformation plastique diminue.

L'écrouissage créé par le grenaillage dépasse largement 10% après un seul impact ; on peut donc s'attendre à un effet néfaste de l'écrouissage associé au grenaillage en fatigue thermique. En effet, les tests de fatigue sur les éprouvettes cylindriques grenaillées [Taheri et al., 2013] montrent que pour un acier 304 en déformation contrôlée en présence de 60 MPa de contrainte moyenne, le grenaillage n'améliore pas la durée de vie, contrairement au cas des contraintes contrôlées, où la littérature montre que, même en présence d'une contrainte moyenne de 100 MPa, l'amélioration est nette.

Par ailleurs, la figure I.2.13 montre que même pour un cyclage de +/-1% la durée de vie est réduite en déformation contrôlée. On peut se poser la question, à savoir si pour un choc laser multi-impacts (impactage

massif), il peut y avoir un effet néfaste de l'écrouissage. On peut supposer que cet effet négatif sera plus faible que l'effet bénéfique induit par la contrainte de compression. Néanmoins, s'il y a un effet d'écrouissage, en déformation contrôlée, l'amélioration de la durée de vie sera moins importante que celle présentée sur la figure IV.5.1.

Pour prendre en compte l'effet de mémoire dû au traitement de surface nous avons choisi la loi de Chaboche avec mémoire d'écrouissage maximale décrite dans le chapitre II.2. Néanmoins le problème majeur est que pour le choc laser ou pour le grenaillage l'impact se fait à grande vitesse. Il n'existe pas d'identification de paramètres à grande vitesse pour des lois de comportement complexes comme celle de Chaboche. En effet, les dispositifs de détermination des paramètres de lois de comportement comme la barre d'Hopkinson, sont prévus pour des chargements monotones. Ainsi, il est nécessaire de choisir une loi simple pour le choc, puis une loi complexe pour le chargement cyclique.

Mais ceci pose un problème de transfert des variables internes. Quelques tentatives ont été réalisées pour ce transfert, mais n'ayant pas été finalisées, elles ne seront pas discutées dans ce manuscrit. A défaut de cette possibilité, nous avons fait le choix d'utiliser la loi de Chaboche identifiée à faible vitesse de déformation pour le choc (grenaillage, choc laser) et le cyclage.

La déformation plastique induite avec la loi de Johnson-Cook étant de 7% pour le grenaillage et 0,5% pour le choc laser contre 10% et 3% avec la loi de Chaboche, nous sommes conservatifs en utilisant une loi de Chaboche.

5.2 Résultats numériques

Afin de modéliser les procédés de mise en compression puis de réaliser une étude fatigue, il est nécessaire de :

1. Réaliser l'impact avec une loi de comportement à grande vitesse (loi de Johnson-Cook)
2. Réaliser le calcul cyclique avec la loi de Chaboche à mémoire de charge maximale avec l'état initial induit par le choc

Dans ce cas, le nombre de variables internes entre les deux lois étant très différent, il n'est pas possible de réaliser le transfert sans utiliser une méthode simplifiée.

Ainsi, nous avons fait le choix de réaliser l'impact et le cyclage avec la loi de Chaboche à mémoire de charge maximale. Dans ce cas, cette loi étant identifiée à faible vitesse, la déformation plastique induite est plus importante qu'avec la loi de Johnson-Cook. Cela se justifie par le fait qu'à faible vitesse la courbe de traction du matériau est plus basse qu'à grande vitesse ; on plastifie donc plus avec une loi identifiée à faible vitesse.

5.2.1 Modèles numériques

Les paramètres de la loi de Chaboche utilisés sont ceux identifiés dans la thèse de A. Le Pécheur [Le Pécheur, 2008] pour l'acier 304 [1]. Nous avons noté avec cette identification, que la modélisation ne présente pas bien les cycles transitoires pour un chargement de faible amplitude. En effet, pour prendre en compte l'état de surface (meulage), le département Matériaux et Mécanique des Composants (MMC) essayé d'identifier le modèle sur les cycles stabilisés à faible amplitude et les cycles stabilisés après 13% de pré-écrouissage, ce qui convient bien aux déformations créées par le grenaillage.

1. L'acier 304 et l'Inconel 600 ont un comportement cyclique très similaire

Comme nous avons pu le montrer dans [Julan et al., 2013a], le calcul 2D en déformation plane pour le traitement de surface multi-impacts n'est pas un calcul quantitativement valable. Cependant, compte-tenu du coût du calcul en 3D, nous avons utilisé un maillage 2D en vue d'une analyse qualitative.

Dans le cas du grenaillage, la bille a été modélisée par un matériau indéformable.

La géométrie et le maillage sont donnés sur la figure IV.5.6. Le bâti est de taille 10 x 20 mm^2. Les éléments les plus petits de la bille ont une taille de 15 μm, ceux du bâti de 4 μm. Le diamètre d'impact est de 3 mm. 1 impact à une vitesse de 20 m/s a été réalisé.

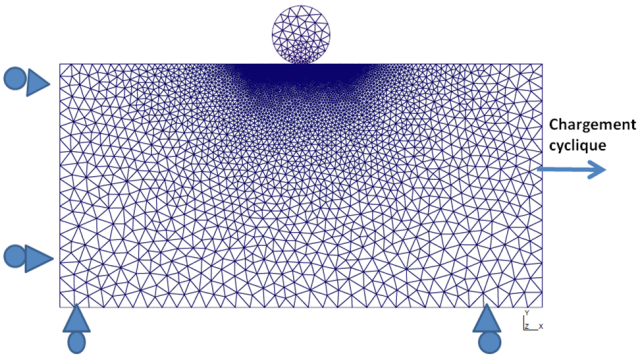


FIGURE IV.5.6 – Maillage 2D pour l'étude du grenaillage

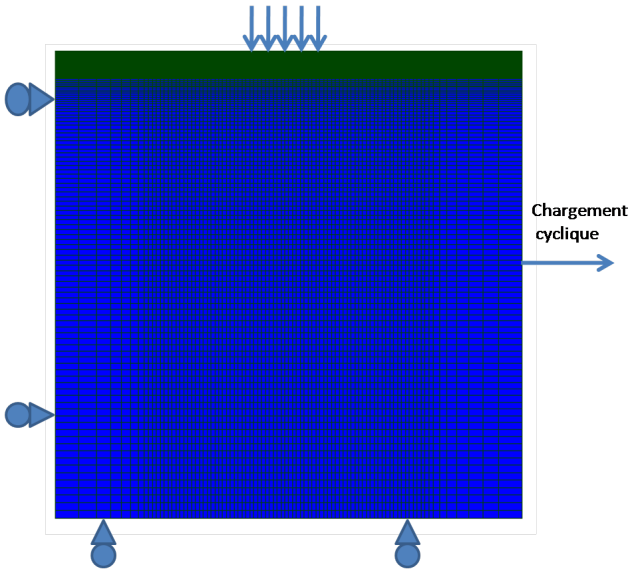


FIGURE IV.5.7 – Maillage 2D pour l'étude du choc laser

Pour le choc laser, comme dans le cas de grenaillage une modélisation 2D est utilisée. Le maillage est donné sur la figure IV.5.7. Les dimensions sont de 12 mm x 8 mm. La longueur minimale d'éléments finis dans le sens de la surface est de 100 μm, et dans la profondeur de 10 μm. Le chargement d'impact est la pression du laser Thalès imposée sur une longueur de 6 mm.

5.2.2 Comparaison des cycles stabilisés avant et après impacts

Après un impact, la déformation plastique maximale est de 10% pour le grenaillage et de 3% pour le choc laser.

Suite à la réalisation du grenaillage et du choc laser, on applique un chargement de 20 cycles à +/-0,1% dans la direction indiquée sur les figures IV.5.6 et IV.5.7.

En parallèle, nous avons réalisé 20 cycles à +/-0,1% sans pré-écrouissage.

Après avoir réalisé ce cyclage, nous avons comparé les cycles stabilisés au centre de la zone impactée. La figure IV.5.8 montrent ces cycles dans le diagramme $\sigma - \varepsilon$.

Nous pouvons observer que la boucle stabilisée obtenue pour le grenaillage (en vert sur le graphique) possède une aire plus grande que la boucle stabilisée sans pré-écrouissage (en rouge sur le graphique). Cela

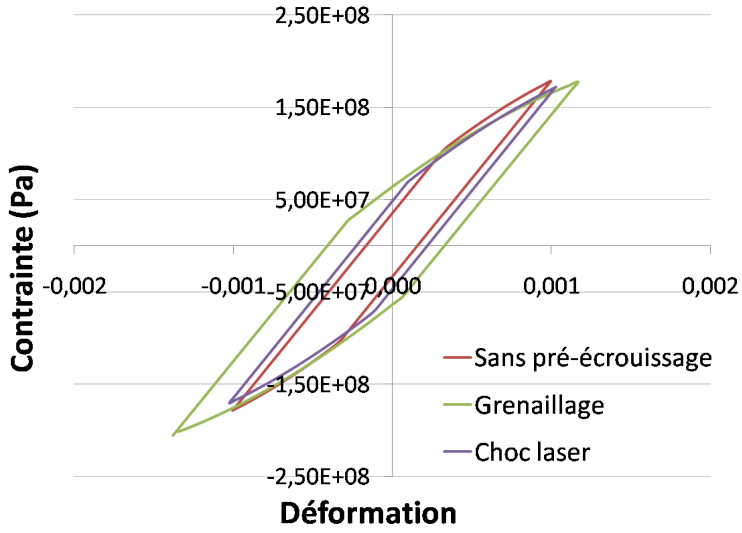


FIGURE IV.5.8 – Résultats en déformation contrôlée : cycles stabilisés pour une amplitude de déformation de 0,1%

signifie que le cycle obtenu suite au grenaillage est plus endommageant pour la structure. L'écrouissage induit par le grenaillage peut enlever une partie ou la totalité du bénéfice apporté par la contrainte de compression.

Dans le cas du choc laser, la boucle stabilisée obtenue (en violet sur le graphique) est quasi-identique à celle sans pré-écrouissage. Cela signifie que l'écrouissage induit par le choc laser n'est pas endommageant pour la structure même en déformation contrôlée.

En conclusion, il existe un effet néfaste de l'écrouissage sur la durée de vie qui peut être approché en utilisant un modèle avec effet de mémoire. Toutefois, un écrouissage de 3% n'est pas endommageant. Le choc laser est donc à préconiser face au grenaillage. Cela est d'autant plus valable, que l'écrouissage induit par le choc laser est inférieur à 1% (résultats numériques) si l'on utilise une loi à grande vitesse.

CHAPITRE 6

CONCLUSION

Afin de réaliser la simulation numérique du choc laser, un chaînage des codes de calcul Europlexus et Code_Aster pour les éléments volumiques a été nécessaire. Ainsi, le calcul dynamique d'impact est réalisé dans le code explicite Europlexus, puis un calcul quasi-statique élastique est effectué dans Code_Aster pour obtenir les contraintes résiduelles. Ce chaînage est réalisé autant de fois que l'on souhaite impacter la structure étudiée.

Un benchmark a été réalisé avec les codes Europlexus, Abaqus et Code_Aster afin de valider le calcul des contraintes. Une comparaison avec une solution analytique et des résultats expérimentaux de vitesse et d'enfoncement de la surface a également permis de valider notre modèle axisymétrique mono-impact et multi-impacts superposés. Nous avons mis en évidence que le calcul axisymétrique et le calcul 3D donnent les mêmes résultats. Par conséquent, l'ensemble des validations réalisées en axisymétrique est également valable en 3D.

Le problème majeur détecté dans les simulations a été que, suite au calcul élastique avec un état initial de déformation, une contrainte perpendiculaire à la surface non nulle était retrouvée au niveau des bords d'impact sur la surface. Afin de résoudre ce problème, des éléments linéaires à intégration réduite ont été utilisés. Toutefois, la rigidité de ces éléments dans Code_Aster, ne permettait pas de retrouver la solution pour la contrainte perpendiculaire, alors que le calcul était correct dans Europlexus avec ces éléments. Des éléments quadratiques ont été utilisés dans Code_Aster, ce qui a permis de retrouver une solution correcte à la surface. Toutefois, les résultats étant proches pour les autres contraintes à la surface avec les éléments quadratiques ainsi que dans la profondeur, pour une raison de mémoire et de temps de calcul, les éléments linéaires ont été choisis.

Les contraintes résiduelles obtenues par essais mono et multi-impacts réalisés au PIMM sont comparées à la simulation. Dans le cas multi-impacts, différents trajets ont été utilisés avec des taux de recouvrement différents. En comparant les mesures d'enfoncement de la surface et les contraintes résiduelles, les résultats de simulation sont satisfaisants. On montre expérimentalement et numériquement que la stratégie de traitement pour ce nombre d'impacts n'influence pas fortement les contraintes résiduelles. Nous avons également étudié l'influence du taux de recouvrement sur les contraintes résiduelles. Nous avons pu observer que les contraintes étaient plus importantes ainsi que la profondeur affectée plastiquement. Augmenter le taux de recouvrement permet également d'obtenir un champ de contrainte résiduelle plus homogène au centre de la zone impactée. Une anisotropie du procédé (contraintes σ_{XX} et σ_{YY} différentes dans une même direction) a été observée principalement sur les bords de la zone traitée, mais légèrement au centre de la zone impactée.

L'objectif de la thèse étant l'influence d'un état initial dû au soudage, il a été nécessaire de réaliser un calcul avec des contraintes résiduelles de soudage. Tout d'abord, nous avons réalisé une étude avec des contraintes de traction obtenues par un choc thermique. Une simulation mono-impact, puis multi-impacts avec 4 impacts

et enfin avec 25 impacts a mis en évidence, qu'en augmentant le nombre d'impacts, la contrainte initiale est totalement effacée puisque l'on obtient les mêmes résultats avec et sans contraintes initiales. Par la suite, un calcul de soudage suivi de 25 impacts a été réalisé. En comparant les contraintes résiduelles induites par le choc laser multi-impacts, avec et sans contraintes initiales, nous avons mis en évidence que les contraintes de traction était complètement effacées par le choc laser tandis que les contraintes de compression s'ajoutaient. En conclusion, nous pouvons considérer que ne pas prendre en compte les contraintes résiduelles de soudage dans nos calculs permet d'être conservatif. De plus, l'état initial sera d'autant plus négligé que le nombre d'impacts sera important. Toutefois, dans l'ensemble de ces études, l'écrouissage n'est pas pris en compte. Une étude plus complète devra être réalisée afin de prendre ce facteur en compte.

Nous concluons que pour un acier inoxydable austénitique, l'écrouissage dû au grenaillage a un effet néfaste en déformation contrôlée pour des déformations cycliques de l'ordre de +/-0,1%, ce qui correspond aux chargements subis par les circuits de RRA. En revanche pour le choc laser, l'effet d'écrouissage semble négligeable. Pour réaliser ce travail, il aurait fallu faire un calcul d'impact avec une loi identifiée à grande vitesse suivie d'une loi identifiée à basse vitesse (Chaboche avec effet de mémoire). Mais les lois pour les grandes vitesses (comme Johnson-Cook) sont trop simples et n'ont pas les mêmes variables internes que la loi de Chaboche. Le travail sur le transfert de variables internes n'étant pas finalisé, d'autres moyens ont été mis en œuvre pour aboutir aux résultats précédents.

CINQUIÈME PARTIE

Conclusion générale et perspectives

Afin de réduire l'effet des contraintes de traction, en particulier celles de soudage, sur la Corrosion Sous Contrainte (CSC) de certains composants en Inconel 600 et la fatigue thermique à grand nombre de cycles de certains composants en aciers inoxydables 304 ou 316 des centrales nucléaires, le procédé de mise en compression par choc laser pourrait être utilisé par EDF. La maîtrise de la simulation du choc laser, qui n'a jamais été entreprise à EDF, permettra de réduire les coûts d'expérimentation sur des maquettes et donnera la possibilité d'analyser des situations qui ne peuvent être représentées par une maquette.

Cette thèse avait pour objectif principal la simulation numérique du procédé de choc laser en présence de contraintes résiduelles de soudage à l'aide des codes de calcul développés par EDF.

L'effet de la mise en compression est principalement mesuré par l'état de contraintes résiduelles de compression et d'écrouissage produit. Dans le cadre de cette thèse, compte tenue de la problématique de CSC des pénétrations de fond de cuve, les essais ont été réalisés sur l'Inconel 600. L'aspect fatigue de la thèse reste donc relativement qualitatif.

L'étude bibliographique a mis en évidence de nombreuses comparaisons des différents procédés de mise en compression ; en particulier le choc laser et le grenaillage. Dans le domaine nucléaire, le grenaillage a été appliqué en France sur les tube de GV il y a plusieurs années. L'avantage du choc laser est présenté surtout par une contrainte de compression sur une profondeur plus importante, un écrouissage moindre et un état de surface moins rugueux.

Concernant la contrainte maximale de compression, les conclusions sont moins évidentes car elle est très dépendante des caractéristiques des différents procédés : la taille d'impact, le taux de recouvrement, le comportement du matériau, ainsi que la pression maximale, la durée d'impact et la présence ou non de revêtement pour le choc laser et la vitesse des billes pour le grenaillage.

L'écrouissage est également un des paramètres important lors de l'utilisation de procédés de mise en compression. Il concerne principalement les matériaux tels que l'Inconel 600 ou encore les aciers inoxydables, contrairement aux alliages d'aluminium dans l'aéronautique ou aciers ferritiques dans l'automobile. En effet, les premiers gardent la mémoire de l'écrouissage maximal dans leur comportement. En conséquence, les conclusions sur les effets de ces procédés obtenus dans d'autres industries peuvent ne pas être valables pour les problèmes rencontrés en industrie nucléaire.

Un autre élément très important, lors de la modélisation de ce type de procédés, est la loi de comportement du matériau. Actuellement, la loi de Johnson-Cook, très simple à identifier et utilisée pour modéliser le choc laser, n'a pas été validée pour des vitesses de $10^6 s^{-1}$ et des déformations inférieures à 2%. Il a donc été important de porter une attention particulière à cette loi de comportement et à sa validité pour l'étude de l'Inconel 600 traité par choc laser.

Par ailleurs, il n'existe pas de simulations de choc laser en présence de contraintes résiduelles de soudage dans la littérature, bien que des études avec des contraintes résiduelles surfaciques ont pu mettre en évidence que la présence de contraintes initiales surfaciques n'affectent pas l'état résiduel induit par le choc laser.

Le travail de thèse s'est donc appuyé principalement sur la modélisation du choc avec les codes Europlexus et Code_Aster pour lesquels il a été nécessaire de réaliser de nombreux développements. En particulier, le couplage des codes (transfert de résultats Europlexus-Code_Aster) a été réalisé pour les éléments volumiques.

Ainsi, le calcul dynamique est réalisé dans Europlexus, puis un calcul quasi-statique en élasticité avec un état initial de déformation issu d'Europlexus est réalisé dans Code_Aster pour obtenir les contraintes résiduelles. L'étude numérique a permis de mettre en évidence, la necessité d'utiliser des éléments finis sous-intégrés (1 point de Gauss) si l'on souhaite représenter correctement les contraintes à la surface. En effet, aux bords de la zone impactée, la déformation totale se confond avec la déformation plastique ; cette quasi-incompressibilité engendre une contrainte perpendiculaire à la surface au niveau de cette zone, bien qu'il n'y ait pas de chargement appliqué sur la structure lors du calcul des contraintes résiduelles.

En complément de la simulation numérique, une démarche expérimentale a été développée afin de justifier le caractère isotrope du comportement de l'Inconel 600 à grande vitesse. En effet, la loi de Johnson-Cook est une loi à écrouissage isotrope dépendant de la vitesse. Cependant, il n'a jamais été démontré que ce caractère isotrope était valable pour des matériaux présentant un écrouissage mixte (cinématique/isotrope) à petite vitesse. Les essais expérimentaux ont permis de démontrer que pour des déformations plastiques inférieures à 5%, l'Inconel 600 présente un écrouissage quasi-isotrope.

Les études numériques ainsi que les résultats expérimentaux sur des plaques vierges ont permis de donner quelques conclusions :

- l'augmentation du taux de recouvrement permet d'augmenter le niveau de contraintes résiduelles de compression en surface et dans la profondeur, mais également d'obtenir un champ de contrainte plus homogène ainsi que des contraintes de compression sur une profondeur plus importante ;
- la stratégie de traitement (sens de réalisation des impacts) a une légère influence sur le champ de contraintes résiduelles. La modélisation numérique devrait permettre d'optimiser au mieux le procédé ;
- les contraintes σ_{XX} et σ_{YY} n'étant pas très différentes pour une direction donnée, l'anisotropie du procédé n'est pas très importante pour l'Inconel 600 ;
- au vue des comparaisons simulation-essais réalisés, les résultats numériques obtenus sont satisfaisants.

L'une des études importantes de la thèse a été de déterminer l'influence d'un état initial de soudage sur les contraintes résiduelles après l'application du choc laser. Nous avons pu conclure que :

- les contraintes résiduelles de traction de soudage ont un effet négligeable sur l'état résiduel de compression induit par le choc laser, tandis que les contraintes de compression s'ajoutent aux contraintes créées par le choc laser (résultats expérimentaux) ;
- la stratégie de traitement en liaison avec les contraintes initiales a une influence sur les résultats après choc laser.

Toutefois, cette dernière conclusion n'est valable que dans le cas où le nombre d'impacts réalisés n'est pas suffisant pour obtenir un état résiduel stabilisé et homogène.

Une modification de la sensibilité à la vitesse de la loi de Johnson-Cook a été proposée. En effet, au travers de la littérature, nous avons pu remarquer que la limite d'élasticité ne présente pas forcément une dépendance linéaire au logarithme de la vitesse de déformation. Par conséquent, la loi de Johnson-Cook peut ne pas être adaptée au matériau que l'on étudie. Dans ce cas, il a été proposé d'utiliser une nouvelle formulation pour la sensibilité à la vitesse de déformation :

$$\sigma = [A + B\varepsilon_P^n].\left[1 + C(\dot{\varepsilon}_P).ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_P}{\dot{\varepsilon}_{P0}}\right)\right] \tag{V.0.1}$$

Des essais de barres de Hopkinson au Laboratoire de Mécanique des Solides de l'École Polytechnique ont été réalisés afin de déterminer le paramètre C pour différentes vitesses de déformation pour l'Inconel 600. Des calculs ont été réalisés avec et sans cette modification pour un impact en vue d'une comparaison entre les deux lois. Cette comparaison a mis en évidence une différence non négligeable sur les contraintes résiduelles (100 MPa). De plus, des comparasions avec l'expérimental dans la profondeur, ont permis de valider la modification faite dans la loi de Johnson-Cook pour l'Inconel 600.

Enfin, l'effet de l'écrouissage induit par le grenaillage et le choc laser sur le comportement cyclique de l'acier 304 (comportement cyclique proche de celui de l'Inconel 600) a également été étudié. Nous concluons que pour un acier inoxydable austénitique, l'écrouissage dû au grenaillage à un effet néfaste en déformation contrôlée pour des déformations cycliques de l'ordre de +/-0,1% ; tandis que l'effet d'écrouissage créé par le choc laser semble négligeable.

Enfin, si l'on devait proposer des perspectives à court terme à ce travail de thèse :

- il serait nécessaire de pouvoir appliquer un chargement variable en espace afin de représenter au plus juste la pression appliquée.
- Bien que nous ayons montré qu'un état initial de contraintes de soudage est effacé par le choc, il serait important de pouvoir prendre en compte l'écrouissage créé par le soudage, afin de voir si les conclusions seraient toujours les mêmes.

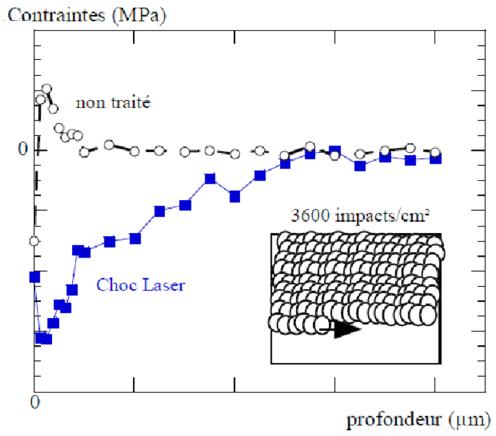


FIGURE V.0.1 – Contraintes résiduelles dans la profondeur obtenues après un traitement de 3600 impacts de choc laser sans revêtement protecteur [Communication privée]

- Enfin, il serait intéressant de réaliser des études numériques thermo-mécaniques pour étudier l'influence de l'absence de revêtement sur le champ de contraintes résiduelles. En effet, en centrale nucléaire, il ne sera pas possible d'utiliser un revêtement thermo-protecteur. Or, sans ce revêtement, des contraintes de traction dues à la brûlure de la surface risquent de poser problème. Toutefois, des essais réalisés par Toshiba sans revêtement protecteur, montrent qu'il est possible avec un impactage massif d'obtenir des contraintes de compression en surface bien que celle-ci soit brûlée (Fig.V.0.1). Il pourrait être intéressant de réaliser une étude numérique afin de savoir combien d'impacts locaux sont nécessaires pour obtenir ce résultat.
- Une méthodologie d'identification des paramètres de la loi de Chaboche suite à un calcul à grande vitesse avec la loi de Johnson-Cook devrait être proposée afin de pouvoir réaliser une étude de fatigue

quantitative et de voir l'effet de la multiplication des impacts sur les cycles stabilisés.

À plus long terme, on pourrait envisager, en se fondant sur la loi de Johnson-Cook, de proposer une loi de Chaboche avec une sensibilité à la vitesse de déformation de façon multiplicative afin de pouvoir prendre en compte la mémoire d'écrouissage lors du calcul multi-impacts.

BIBLIOGRAPHIE

K. Ahn and H. Huh (2012). *Comparison of Dynamic Hardening Equations for Metallic Materials with three types of Crystalline Structures*. In 5th International Conference on High Speed Forming.

I. Altenberger and R.K. Nalla and Y. Sano and L. Wagner and O. Richie (2012). *On the effect of deep-rolling and laser-peening on the stress-controlled low-and high–cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4v at elevated temperatures up to 550 °C*. International Journal of Fatigue, 44 pp.292–302.

H. Amarchinta (2010). *Uncertainty quantification of residual stresses induced by laser peening simulation*. Thèse de doctorat, Wright State University.

N.C. Anderholm (1970). *Laser-generated stress wave*. Applied Physics Letters, 16(3) pp.113–115.

M. Arrigoni (2004). *Etude de l'influence des rugosités d'interface, de porosité et de l'épaisseur d'échantillon sur la propagation des chocs lasers dans des systèmes revêtus. Application au procédé LASAT (LASer Adhérence Test)*. Thèse de doctorat, Université de Poitiers.

P. Ballard (1991). *Contraintes résiduelles induites par impact rapide. Application au choc laser.* Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique.

A. Balmont (2013). *Modélisation et simulation d'une opération de soudage*. Master's thesis, ENSTA ParisTech.

L.M. Barker and R.E. Hollenbach (1972). *Laser interferometer for measuring high velocities of any reflecting surface*. Journal of Applied Physics, 43 pp.4669–4675.

L. Berthe and R. Fabbro and P. Peyre and L. Tollier and E. Bartnicki (1997). *Shock waves from a water-confined laser-generated plasma*. Journal of Applied Physics, 82(6) pp.2826–2832.

M. Boustie and S. Couturier and J.P. Romain and D. Zagouri and H. Simonnet (1996). *Shock pressure and free surface velocity measurements in confined interaction - Response of new VF2/VF3 piezoelectric gauges*. Laser and Particle Beams Laser and Particle Beams, 14(2) pp.171–179.

W.L. Bragg (1912). *The Diffraction of Short Electromagnetic Waves by a Crystal*. Proceedings of the Cambridge Philosophical Society, 17 pp.43–57.

W. Braisted and R. Brockman (1999). *Finite element simulation of laser shock peening*. International Journal of Fatigue, 21 pp.719–724.

R.A. Brockman and W. Braisted and S.E. Olson and R.D. Tenaglia and A.H. Clauer and K. Langer and M.J. Shepard (2012). *Prediction and characterization of residual stresses from laser shock peening*. International Journal of Fatigue, 36 pp.96–108.

G. Cailletaud (1992). *A micromechanical approach to inelastic behaviour of metals*. International Journal of Plasticity, 8 pp.55–73.

A.F. Catant and C. Amzallag (2008). *Retour d'expérience international sur la fissuration des zones Inconel et des aciers inoxydables austénitiques - Bilan du 01/10/2008*. Technical Report Rapport interne EDF.

C. Cellard (2010). *Etude du choc laser sur l'alliage de titane Ti-17 : Application aux plaques minces*. Thèse de doctorat, Université de Technologie de Troyes.

I. Chaieb (2004). *Analyse et simulation des contraintes résiduelles induites par des traitements mécaniques de pré-contrainte en grenaillage et choc laser*. Thèse de doctorat, Université de Reims Champagne-Ardenne.

T. Chaise and J. Li and D. Nélias and R. Kubler and S. Taheri and G. Douchet and V. Robin and P. Gilles (2012). *Modelling of multiple impacts for the prediction of distortions and residual stresses induced by ultrasonic shot peening (USP)*. Journal of Materials Processing Technology, 212(10) pp.2080–2090.

A.H. Clauer (1991). *Laser shock peening for fatigue resistance*. The Metal Society of AIME.

Code_Aster (2013). *Notice d'utilisation des solveurs linéaires*. Technical report.

J. Colin and A. Fatemi and S. Taheri (2010). *Fatigue Behavior of Stainless Steel 304L Including Strain Hardening, Prestraining, and Mean Stress Effects*. Journal of Engineering Materials and Technology, 132.

D. Courapied (2013). *Etude de l'interaction laser matière en régime de confinement par eau avec deux impulsions laser. Application au test d'adhérence par choc laser*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.

T. Couvant (2012). *Prototypage du démonstrateur CORIOLIS des modèles de CSC du circuit primaire : développements relatifs au cas des PFC*. Technical Report Rapport interne EDF Lab.

A. Demma and G. Frederick and C. King (2006). *Surface stress improvement technologies to mitigate stress corrosion cracking on nickel-base alloys in nuclear power plants*. In Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, volume fontevraud 6, France.

K. Ding and L. Ye (2006). *Simulation of multiple laser shock peening of a 35CD4 steel alloy*. Journal of Materials Processing Technology, 178 pp.162–169.

V. Doquet and S. Taheri (2000). *Effet d'un pré-écrouissage ou d'un sur-écrouissage sur la durée de vie en fatigue de divers aciers à contrainte ou déformation imposée*. Revue française de mécanique, 2000(1).

G. Douchet (2010). *Procédés de mitigation des Zones Inconel : comparaisons entre Water Jet Peening et Laser Peening pour application aux PFC*. Technical Report Rapport interne EDF Lab.

C. Dubouchet (1993). *Traitements thermomécaniques de surfaces métalliques à l'aide de lasers CO2 continus et de lasers impulsionnels*. Thèse de doctorat, Université Paris XI Orsay.

D.C. Erlich (1985). *Rod impact (Taylor) test*, volume 8 of Metals handbook, pp. 203–207. Metals Park, oh : american society of metals edition.

R. Fabbro and J. Fournier and P. Ballard and D. Devaux and J. Virmont (1990). *Physical study of laser-produced plasma in confined geometry*. Journal of Applied Physics, 68(2) pp.775–784.

R. Fabbro and P. Peyre and L. Berthe and X. Scherpereel (1998). *Physics and applications of laser-shock processing*. Journal of Laser Applications, 10(6) pp.265–279.

R. Fabbro and P. Peyre and L. Berthe and A. Sollier and E. Bartnicki (2000). *Physics and Applications of Laser Shock Processing of Materials*. In Proceedings of SPIE, volume 3888 of The International Society for Optical Engineering, pp. 155–164.

J.E. Field and S.M. Walley and W.G. Proud and H.T. Goldrein and C.R. Siviour (2004). *Review of experimental techniques for high rate deformation and shock studies*. International Journal of Impact Engineering, 30(7) pp.725–775.

J. Fournier (1989). *Génération d'ondes de choc par laser pulsé de forte énergie. Applications mécaniques et métallurgiques*. Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique.

J.A. Fox (1974). *Effect of water and paint coatings on laser-irradiated targets*. Applied Physics Letters, 24(10) pp.461–464.

S. Frechard and A. Redjainia and D. Metauer and E. Lach and A. Lichtenbeger (2003). *Comportement dynamique et évolution microstructurale d'un acier inoxydable austénitique allié à l'azote*.

E. Gay (2011). *Comportement de composites sous choc induit par laser : développement de l'essai d'adhérence par choc des assemblages de composites collés*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Paris.

T. Goutierre (2009). *Simulation numérique de grenaillage*. Master's thesis, Ecole Polytechnique.

F. Gravier (2008). *Simulation numérique d'opération de grenaillage*. Master's thesis, Ecole Polytechnique.

N. Greffet (2004). *ers de nouvelles méthodes numériques pour l'intégration temporelle dans le Code_Aster* .

Y.B. Guo (2011). *Laser Shock Peening : Modeling, Simulations, and Applications*.

G. Hammersley and L.A. Hackel and F. Harris (2000). *Surface prestressing to improve fatigue strength of components by laser shot peening*. Optics and Lasers in Engineering, 34 pp.327–337.

B. Han and C. Xu and J. Shi and H. Song (2013). *Numerical simulation and experimental of residual stress field of SAE1070 spring steel induced by laser shock*. Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology, 5(20) pp.4869–4877.

D. Hasenpouth (2010). *Tensile high strain rate behavior of AZ31B Magnesium alloy sheet*. Master's thesis, Applied Science in Mechanical Engineering, Waterloo, Ontario, Canada.

V. Hauk (1997). *Structural and residual stress analysis by non-destructive methods*.

Y. Hu and Z. Yao (2008). *Numerical simulation and experimentation of overlapping laser shock processing with symmetry cell*. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 48 pp.152–162.

Y. Hu and Z. Yao and J. Hu (2006). *3-D FEM simulation of laser shock processing*. Surface & Coatings Technology, 201 pp.1426–1435.

W. Huang (2007). *Contribution à l'analyse par diffractométrie X des déformations et des contraintes á l'échelle des grains*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.

H. Huh and W.J. Khang (2002). *Crash worthiness assessment of thin wall structure with the high strength steel sheet*. International Journal of Vehicle Design, 30.

IAEA (2011). Number NP-T-3.13 in IAEA Nuclear Energy Series.

J. Im and R.V. Grandhi and Y. Ro (2012). *Residual stress behaviors induced by laser peening along the edge of curved models*. Journal of Mechanical Science Technology, 26(12) pp.3943–3952.

V. Ji (1989). *Contribution à l'analyse par Diffraction des rayons X de l'état microstructural et mécanique des matériaux hétérogènes*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.

G.R. Johnson and W.H. Cook (1983). *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain-rates and high temperaturs*. In Proceedings 7th International Symposium on Ballistics, pp. 541–547.

K.L. Johnson (1985). *Contact Mechanics*. Technical report, Cambridge University Press.

E. Julan and C. Stolz and S. Taheri and P. Peyre and P. Gilles (2013a). *Simulation du traitement de surface par choc laser en présence d'un état initial de contraintes*. In 11ème Colloque National en Calcul des Structures, volume CSMA 2013, France.

E. Julan and C. Stolz and S. Taheri and P. Peyre and P. Gilles (2013b). *Simulation of laser peening for generation of a surface compressive stresses*. In 21ème Congrès Français de Mécanique, volume CFM2013, France.

M. Kamaya and M. Kawakubo (2012). *Strain based modelization of fatigue crack growth, an experimental approach for stainless steel*. International Journal of Fatigue, 44 pp.131–140.

G. Kermouche and A.L. Kaiser and P. Gilles and J.M. Bergheau (2007). *Combined numerical and experimental approach of the impact-sliding wear of a stainless steel in a nuclear reactor*. Wear, 263(7–12) pp.1551–1555.

M.T. Khabou and L. Castex and G. Inglebert (1990). *The effect of material behaviour law on the theorical shot peening results*. European Journal of Mechanics, A/Solids, 9(6) pp.537–549.

A.S. Khan and S. Huang (1992). *Experimental and theoretical study of mechanical behavior of 1100 aluminum in the strain rate range* $10^5 - 10^4 s^{-1}$. International Journal of Plasticity, 8(4) pp.397–424.

W.J. Khang and S.S. Cho and H. Hue and D.T. Chung (1999). *Modified Johnson-Cook model for vehicle body crashworthiness simulation*. International Journal of Vehicle Design, 21 pp.424–435.

J.H. Kim and J.W. Lee (2013). *Effects of simulation parameters on residual stresses in 3D finite element laser shock peening analysis*. Global Journal of Researches inEngineering Mechanical and Mechanics Engineering, 13(9).

T. Kobayashi and J.W. Simons and C.S. Brown and D.A. Shockey (2008). *Plastic flow behavior of Inconel 718 under dynamic shear loads*. International Journal of Impact Engineering, 35(5) pp.389–396.

H. Kolsky (1949). *An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading*. Proceedings of the Physical Society : B, 62(11) pp.676.

A. Le Pécheur (2008). *Fatigue thermique d'un acier inoxydable austénitique : influence de l'état de surface par une approche multi-échelles*. Thèse de doctorat, MSSMat.

H.J. Lee and J.H. Song and H. Huh (2006). *Dynamic tensile tests of auto-body steel sheets with the variation of temperature*. Solid State Phenomena, 116-117 pp.259–262.

W.S. Lee and C.F. Lin (2001). *Impact properties and microstructure evolution of 304L stainless steel*. Materials Science and Engineering : A, 308(1–2) pp.124–135.

W.S. Lee and T.N. Sun (2004). *Plastic flow behavior of Inconel 690 super alloy under compressive impact loading*. Materials Transactions, 45(7) pp.2339–2345.

J. Lemaître and J.L. Chaboche (1996). *Mécanique des matériaux solides*. Dunod.

J. Li (2011). *Simulation de réparation par soudage et billage ultrasonore d'un alliage à base Nickel*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon.

R. Liang and A.S. Khan (1999). *A critical review of experimental results and constitutive models for BCC and FCC metals over a wide range of strain rates and temperatures*. International Journal of Plasticity, 15(9) pp.963–980.

Dyna LS (2007). *LSDyna anwenderforum frankenthal*.

J. Lu and M. James and G. Roy (1996). *Handbook of Measurement of Residual Stresses*.

E. Macherauch. and P. Muller and Z. Angew (1961). *Das sin2(psi) Verfahren der rontgenographischen spannungsermittlung*. Physik, 13 pp.305–312.

E. Macherauch and H. Wohlfahrt and U. Wolfstieg (1973). *Zur Zweckmassigen Definition Von Eigenspannungen*. HTM, 28 pp.201–302.

L. Meirovitch (1967). MACMILLAN SERIES IN APPLIED MECHANICS. Fred Landis.

M.A. Meyers and K.K. Chawla (1984). *Mechanical Metallurgy : Principles and Application*.

C. S. Montross and T. Wei and L. Ye and G. Clark and Y.W. Mai (2002). *Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys : a review*. International Journal of Fatigue, 24 pp.1021–1036.

T. Nicholas (1981). *Tensile testing of materials at high rates of strain*. Experimental Mechanics, 5 pp.177–185.

I. Nistor and S. Cappera and F. Moraru (2006). *Identification of dynamic behavior law parameters for metallic materials using Taylor impact test*.

I.C. Noyan and J.B. Cohen (1987). *Residual stress : measurement by diffraction and interpretation*.

I.C. Noyan and T.C. Huang and B.R. York (1995). *Residual stress/strain analysis in thin films by X-ray diffraction*. Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences, 20 pp.125–177.

M. Obata and Y. Sano and N. Mukai and M. Yoda and S. Shima and M. Kanno (1999). *Effect of laser peening on residual stress and stress corrosion cracking for type 304 stainless steel*. In The 7th International Conference on Shot Peening, volume ISCP7, pp. 387–394, Poland. Institute of Precision Mechanics.

T. Palin-Luc and N. Saintier and J.F. Flavenot (2007). *Stress gradient effect in HCF for notched components, taking into account cyclic plasticity*. In Fatigue Design.

K. Park and C. Jung (2002). *The effect of compressive residual Stress of two-Stage Shot Peening for Fatigue Strenght of Spring Steel*. In Proceeding of twelfth International offshore and Polar Engineering Conference.

P. Peyre (1993). *Traitement mécanique superficiel d'alliages d'Aluminium par ondes de choc-laser. Caractérisation des effets induits et application à l'amélioration de la tenue en fatigue*. Thèse de doctorat, Université de Technologie de Compiègne.

P. Peyre (2014). *Caractérisation du comportement sous choc de l'alliage et des effets résiduels induits dans la matière*. Technical report, Arts et Métiers ParisTech.

P. Peyre and L. Berthe and R. Fabbro (2006). *Le choc-laser en 2006 : état de l'art et applications*. Technical report, GERAILP-LALP, UPR 1578 CNRS.

P. Peyre and L. Berthe and X. Scherpereel and R. Fabbro (1998). *Laser-shock processing of aluminium-coated 55C1 steel in water-confinement regime, characterization and application to high-cycle fatigue behaviour*. Journal of Materials Science, 33 pp.1421–1429.

P. Peyre and C. Carboni and A. Sollier and L. Berthe and C. Richard and E. Los de Rios and R. Fabbro (2002). *New trends in laser shock waves physic and applications*. In Proceedings of SPIE, Taos.

P. Peyre and I. Chaieb and C. Braham (2007). *FEM calculation of residual stresses induced by laser shock processing in stainless steels*. Materials Science and Engineering, 15 pp.1–17.

P. Peyre and R. Fabbro (1995). *Electromagnetic Gauge Study of Laser-Induced Shock Waves in Aluminium Alloys*. Journal de Physique, 5 pp.1953–1964.

P. Peyre and R. Fabbro and L. Berthe and C. Dubouchet (1996). *Laser shock processing of materials, physical processes involved and examples of applications*. Journal of Laser Applications, 8 pp.135–141.

P. Peyre and X. Scherpereel and L. Berthe and C. Carboni and R. Fabbro and G. Béranger and C. Lemaitre (2000). *Surface modifications induced in 316L steel by laser peening and shot-peening. Influence on pitting corrosion resistance*. Materials Science and Engineering A, 280 pp.294–302.

A.M. Rajenderan (1991). *High strain rate behavior of metals, ceramics and concretes*. Technical report, Wright Laboratory, Daigton Research Institute, Ohio.

T. De Rességuier and E. Lescoute and J-M. Chevalier and P-H. Maire and J. Breil and G. Schurtz (2011). *Experimental and numerical techniques to investigate and to model dynamic fragmentation of laser shock-loaded metals*. Bulletin of the American Physical Society, 56.

D. Retraint and C. Pilé and C. Garnier and J. Lu (2005). *Ultrasonic shot peening*, volume 1 of Handbook on Residual Stress, pp. 146–159. Society for Experimental Mechanics, 2nd edition edition.

I. Rohr and H. Nahme and K. Thoma and Jr. C.E. Anderson (2008). *Material characterisation and constitutive modelling of a tungsten-sintered alloy for a wide range of strain rates*. International Journal of Impact Engineering, 35(8) pp.811–819.

E. Rouhaud (2008). *Modélisation mécanique : de la contraction à la mise en compression*. Technical report, Habilitation à Diriger des Recherches.

W.K. Rule and S.E. Jones (1998). *A revised form for the Johnson-Cook strength model*. International Journal of Impact Engineering, 21(8) pp.609–624.

SAE (1967). *Manual on Shot peening*, volume J908.

Y. Sano and I. Altenberger and B. Scholtes and K. Masaki and Y. Ochi and K. Akita (2006). *Enhancement of surface properties by laser peening without coating*. In Proceedings of PVP2006-ICPVT-11-93303, Canada. ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference.

L. Singh and R.A. Khan and M.L. Aggarwal (2010). *Effect of shot peening on hardening and surface roughness of nitrogen austenic stainless steel*. International Journal of Engineering Science and Technology, 2(5) pp.818–826.

M. Slais and I. Dohnal and M. Foretjl (2012). *Determination of Johnson-Cook equation parameters*. Acta Metallurgica Slovaca, 18(2-3) pp.125–132.

H. Song (2010). *Analyse expérimentale et numérique de la distribution des contraintes résiduelles induites par choc-laser dans des alliages d'aluminium*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.

S. Suresh (1991). *Fatigue of materials*. Cambridge Solid State Science Series. Cambridge University Press.

J.W. Swegle and D.E. Grady (1985). *Shock viscosity and the prediction of shock wave rise times*. Journal of Applied Physics, 58(2).

S. Taheri (2007). *Some advances on understanding of high cycle thermal fatigue crazing*. ASME Journal of Pressure Vessel Technology, 129 (3) pp.400–410.

S. Taheri and A. Hauet and L. Taleb and K. Crescent (2011). *Micro–macro investigations about the fatigue behavior of pre-hardened 304L steel*. International Journal of Plasticity, 27 pp.1981–2004.

S. Taheri and L. Vincent and J.C. Le-Roux (2013). *A conservative damage accumulation method for the prediction of crack nucleation under variable amplitude loading for austenitic stainless steels*. In The ASME 2013 Pressure Vessels & Pipping Division Conference, volume ASME2013, France.

G.I. Taylor (1948). *The use of Flat-Ended projectile for determing dynamic yield stress*. Proceedings of Royal Society of London : A, 194 pp.289–299.

L. Tollier and R. Fabbro and E. Bartnicki (1998). *Study of the laser-driven spallation process by the velocity interferometer system for any reflector interferometry technique. I. Laser-shock characterization*. Journal of Applied Physics, 83 pp.1224–1230.

Corporation Toshiba (2009). *Laser Peening Technology for Reactor Internals*. Technical Report Confidential.

M. Tursky and S. Clitheroe and A.D. Evans and C. Rodopoulos and D.J. Hugues and P.J. Withers (2010). *Engineering the residual stress state and microstructure of stainless steel with mechanical surface treatments*. Applied Physics A, 99 pp.549–556.

F. Vaillant and P. Huguenin (2013). *Amorçage des fissures de corrosion sous contrainte dans les aciers inoxydables austénitiques pré-déformés et exposés au milieu primaire des réacteurs à eau sous pression*. Technical Report Rapport interne EDF Lab.

A. Vasu and R.V. Grandhi (2013). *Effects of curved geometry on residual stress in laser peening*. Surface & Coatings Technology, 218 pp.71–79.

A.W. Warren and Y.B. Guo and S.C. Chen (2008). *Massive parallel laser shock peening : Simulation, analysis, and validation*. International Journal of Fatigue, 30 pp.188–197.

R.M. White (1963). *Elastic wave generation by electron bombardment or electromagnetic wave absorption*. Journal of Applied Physics, 34 pp.2123–2124.

X. Wu and C. Huang and X. Wang and H. Song (2011). *A new effective method to estimate the effect of laser shock peening*. International Journal of Impact Engineering, 38 pp.322–329.

C. Yang and P.D. Hodgson and Q. Liu and L. Ye (2008). *Geometrical effects on residual stresses in 7050-T7451 aluminium alloy rods subject to laser shock peening*. Journal of Materials Processing Technology, 201 pp.303–309.

L.C. Yang (1974). *Stress waves generated in thin metallic films by a Q-switched ruby laser*. Journal of Applied Physics, 45 pp.2601–2607.

M. Yoda and B. Newton (2008). *Underwater laser peening*. In Welding and Repair Technology for Power Plants Eighth Internation EPRI Conference, Florida.

J. Zarka and J. Frelat and G. Inglebert and P. Kasmai-Navid (1990). *A new approach in inelastic analysis of structures*. L.M.S - Ecole Polytechnique.

F.J. Zerilli and R.W. Armstrong (1987). *Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations*. Journal of Applied Physics, 61(5) pp.1816–1825.

H. Zhao and G. Gary and J.R. Klepaczko (1997). *On the use of a viscoelastic split hopkinson pressure bar*. International Journal of Impact Engineering, 19(4) pp.319–330.

ANNEXE A

GÉNÉRALITÉS SUR LES ONDES DE CHOC

Une onde de choc est une discontinuité des grandeurs caractéristiques de l'état thermodynamique et mécanique d'un milieu (P la pression, u la vitesse, ρ la masse volumique et c la célérité du choc). Pour obtenir une onde de choc, il est nécessaire que le temps d'application du choc soit très court ($<\mu$s).

Les relations qui régissent la mécanique des ondes de choc sont les relations de Rankine-Hugoniot. Elles sont établies sous les hypothèses suivantes :

- un solide sous choc se comporte comme un fluide isotrope et homogène,
- le front de choc est plan et stable,
- les échanges de chaleur avec le milieu extérieur sont négligés.

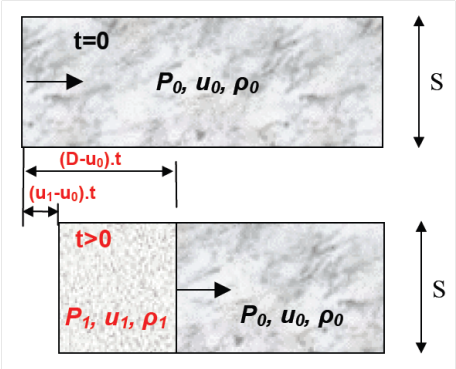


FIGURE V.A.1 – Propagation d'un choc dans un solide [Arrigoni, 2004]

On note, P_0, ρ_0, u_0 l'état du fluide avant le choc, P_1, ρ_1, u_1 l'état du fluide après le passage de l'onde à la célérité c.

La conservation de la masse du fluide au temps t nous donne :

$$\rho_0.(c-u_0) = \rho_1.(c-u_1) \tag{V.A.1}$$

En écrivant le principe fondamental de la dynamique : la quantité de mouvement du fluide sous choc $\rho_0.S.(c-U_0).t.(u_1-u_0)$ est égale à l'impulsion des forces de pression s'exerçant sur cette tranche, $(P_1-P_0).S.t$. On obtient la relation suivante :

$$P_1 - P_0 = \rho_0.(c-u_0).(u_1-u_0) \tag{V.A.2}$$

En appliquant le principe de la conservation de l'énergie entre l'instant initial et l'instant t, sachant que

l'énergie reçue est égale aux travaux des forces extérieures, on obtient :

$$\rho_0.(c-U_0).\left[E_1-E_0+\frac{1}{2}.(u_1^2-u_0^2)\right]=P_1.(u_1-u_0) \tag{V.A.3}$$

avec E l'énergie interne du fluide.

Les relations V.A.1, V.A.2 et V.A.3 nous donnent la relation de conservation de l'énergie suivante :

$$E_1-E_0=\frac{1}{2}.(P_1+P_0).\left(\frac{1}{\rho_0}-\frac{1}{\rho_1}\right) \tag{V.A.4}$$

Les relations V.A.1, V.A.2 et V.A.4 sont les relations de Rankine-Hugoniot.

En considérant u comme étant le saut de vitesse au passage du front d'onde (u_1-u_0), il est possible de représenter les états (P, u) dans un plan mono-dimensionnel par une polaire de choc.

Des études expérimentales réalisées sur un très grand nombre de corps condensés montrent que la vitesse de l'onde (c) varie linéairement avec la vitesse matérielle (u) :

$$c=c_0+S.u \tag{V.A.5}$$

avec c_0 la célérité du son et S une constante matériau. Ces deux paramètres sont des caractéristiques du matériau qui subit le choc.

En utilisant les équations V.A.2 et V.A.5, la relation entre la pression et la vitesse est définie ci-dessous :

$$P_1-P_0=\rho_0.c_0.u+\rho_0.S.u^2 \tag{V.A.6}$$

Cette relation permet de définir une parabole caractéristique de chaque matériau.L'état initial et l'état sous choc sont reliés par une droite appelée droite de Rayleigh dont la pente est l'impédance du choc $Z=\rho_0.c$. Dans le domaine de pression dans lequel nous travaillons (P<10 GPa), la vitesse matérielle est faible par rapport à la vitesse du choc, nous obtenons $Z=\rho_0.c_0$ qui est l'impédance acoustique. La polaire de choc devient une droite de pente Z.

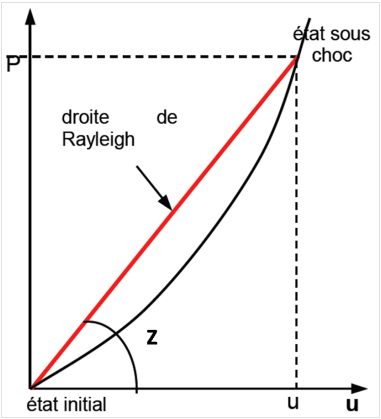


FIGURE V.A.2 – Polaire de choc [Arrigoni, 2004]

ANNEXE B

ÉTUDE DE LA PROPAGATION D'UN CHOC EN ÉLASTOPLASTICITÉ

On considère une barre de section S quelconque représentant la section d'un demi-espace impacté sur une surface S par une pression $p(t)$.

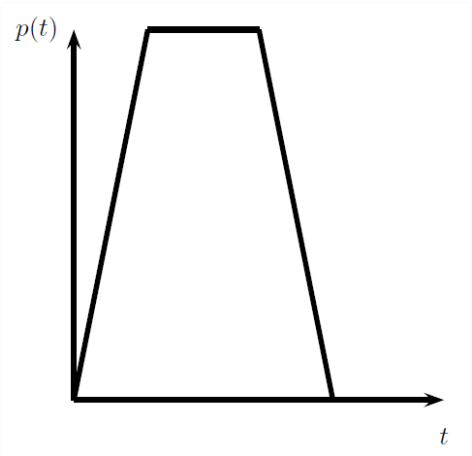


FIGURE V.B.1 – Représentation de la pression en fonction du temps

Le matériau constitutif du massif est élastoplastique avec un écrouissage linéaire.

On pose $\varepsilon = \dfrac{\partial u}{\partial z}$, $v = \dfrac{\partial u}{\partial t}$, on note que $\varepsilon_z^p = \varepsilon^p$, $\varepsilon_r^p = \varepsilon_\theta^p = -\dfrac{1}{2}\varepsilon^p$.

B.1 Analyse du problème

On néglige dans le massif les effets radiaux de déformation.

$$\begin{aligned} \sigma_z &= \lambda\varepsilon + 2\mu(\varepsilon - \varepsilon^p) \\ \sigma_r &= \sigma_\theta = \lambda\varepsilon + \mu\varepsilon^p \end{aligned}$$

Les équations du mouvement s'écrivent :

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} &= \rho \frac{\partial v}{\partial t}, \\ \frac{\partial \varepsilon}{\partial t} &= \frac{\partial v}{\partial z} \end{aligned}$$

Puis en reportant la loi de comportement :

$$\begin{aligned} 0 &= (\lambda + 2\mu)\frac{\partial^2 u}{\partial z^2} - 2\mu \frac{\partial \varepsilon^p}{\partial z} - \rho \frac{\partial v}{\partial t} \\ 0 &= \frac{\partial v}{\partial z} - \frac{\partial \varepsilon}{\partial t} \end{aligned}$$

On doit ajouter la condition de charge pour l'écoulement plastique.

Dans la zone plastique quand le critère est atteint on a :

$$|\sigma_z - \sigma_r - \frac{3H}{2}\varepsilon^p| = \sigma_Y \tag{V.B.1}$$

donc en reportant la loi de comportement, on obtient ($H = 2\mu h$) :

$$\frac{\partial \varepsilon^p}{\partial z} = \frac{2}{3(1+h)}\frac{\partial \varepsilon}{\partial z} \tag{V.B.2}$$

de même la condition de charge s'écrit :

$$\dot{\varepsilon} \geq 0, \quad \dot{\varepsilon^p} = \frac{2}{3(1+h)}\dot{\varepsilon} \tag{V.B.3}$$

B.2 Phase élastique

Dans la phase initiale, le comportement est élastique linéaire et la relation contrainte-déformation se réduit à $\sigma_z = (\lambda + 2\mu)\varepsilon$. Les équations du mouvement montrent alors que la vitesse de déplacement se met sous la forme :

$$(\lambda + 2\mu)\frac{\partial^2 u}{\partial z^2} - \rho \frac{\partial u}{\partial t} = 0. \tag{V.B.4}$$

Cette équation est de nature hyperbolique, pour laquelle la solution est de la forme

$$u(z,t) = u^+(z - c_e t) + u^-(z + c_e t) \tag{V.B.5}$$

où $c_e^2 = \dfrac{\lambda + 2\mu}{\rho}$ est la célérité des ondes en élasticité.

Cette solution est valable tant que la limite d'élasticité n'est pas atteinte c'est à dire tant que la pression d'impact vérifie

$$p \leq p_c = \frac{\lambda + 2\mu}{2\mu}\sigma_Y \tag{V.B.6}$$

Pour construire la solution, on a une condition initiale le long de la barre $u(z,0) = 0$ et une condition aux

limites temporelle $\sigma_z(0,t) = -p(t)$.

Les lignes caractéristiques associées à l'équation du mouvement sont des droites de pente $\pm c_e$ le long desquelles la solution satisfait les invariants de Riemann :

$$dz = \pm dt, \quad \rho c_e dv \pm d\sigma_z = 0 \tag{V.B.7}$$

Dans le plan caractéristique (x,t), en dessous de la caractéristique $z = c_e t$, le milieu n'est pas perturbé, et pour déterminer les valeurs dans le plan caractéristique, on utilise les invariants de Riemann.

$$\begin{aligned} J_1 &= \sigma(z,t) + \rho c_e v(z,t) \quad , \quad z = c_e(t - to) \\ J_2 &= \sigma(z,t) - \rho c_e v(z,t) \quad , \quad z = -c_e(t - to) \end{aligned}$$

Tenant compte des conditions aux limites :

$$z \geq c_e t, \sigma(z,t) = v(z,t) = 0 \tag{V.B.8}$$

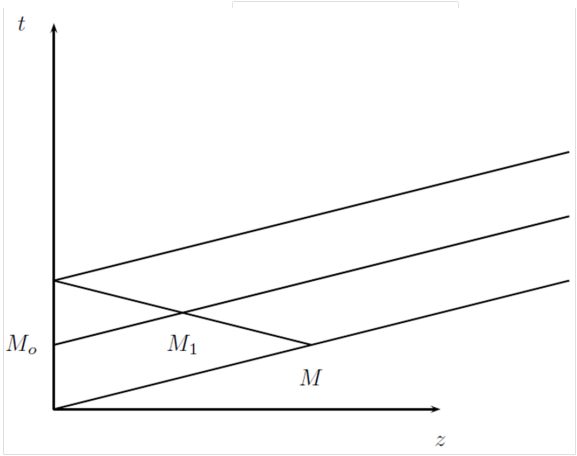
Puis :

$$\begin{aligned} z &= c_e(t - t_o), \\ J_1 &= \sigma(0,t_o) + \rho c_e v(0,t_o) = \sigma(z,t) + \rho c_e v(z,t) \\ J_2 &= \sigma(z,t) - \rho c_e v(z,t) = 0 \end{aligned}$$

Le second invariant est nul car la droite caractéristique rencontre l'axe des z. En particulier, on en déduit :

$$v(0,t_o) = \frac{\sigma(0,t_o)}{\rho c_e} \tag{V.B.9}$$

$$\begin{aligned} z &= c_e(t - t_o) \\ \sigma(z,t) &= \sigma(0,t_o) \\ v(z,t) &= v(0,t_o) \end{aligned}$$



Par les points M et M_1 passe une caractéristique d'invariant J_2 et par les points M_o et M_1 une caractéristique d'invariant J_1

$$\begin{aligned} J_1 &= \sigma(M_o) + \rho c_e v(M_o) = \sigma(M_1) + \rho c_e v(M_1) \\ J_2 &= \sigma(M) - \rho c_e v(M) = \sigma(M_1) - \rho c_e v(M_1) \end{aligned}$$

En reportant la valeur de $v(M_o)$ et les données $\sigma(M) = \sigma_c, v(M) = v_c$ on obtient :

$$\sigma(M_1) = \sigma(M_o), \quad v(M_1) = v(M_o) \tag{V.B.10}$$

B.3 Phase de charge plastique

Dès que $p(t) > p_c$ une déformation plastique se met en place, la réponse est alors :

$$(\lambda + 2\mu)\frac{\partial^2 u}{\partial z^2} - 2\mu \frac{2}{3(1+h)}\frac{\partial \varepsilon}{\partial z} = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \tag{V.B.11}$$

On obtient :

$$\frac{K + h(\lambda + 2\mu)}{1+h}\frac{\partial^2 u}{\partial z^2} = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \tag{V.B.12}$$

cette équation est encore de nature hyperbolique, de célérité c_p telle que $c_p^2 = \dfrac{K + h(\lambda + 2\mu)}{(1+h)\rho}$.

Pour $h = 0$, $c_p^2 = \dfrac{K}{\rho}$, et pour $h = \infty$, alors $c_p^2 = c_e^2$; en effet pour h très grand les déformations plastiques sont très petites, le module tangent tend vers le module d'élasticité.

Remarque : *On met le système d'équations du mouvement sous la forme classique d'une équation de conservation :*

$$\frac{\partial w}{\partial t} + \frac{\partial f(w)}{\partial z} = 0 \tag{V.B.13}$$

On pose alors :

$$w = \begin{bmatrix} \rho v \\ \varepsilon \end{bmatrix}, \quad f = \begin{bmatrix} \sigma \\ v \end{bmatrix} \tag{V.B.14}$$

Suivant le comportement :

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma}{\partial t} &= (\lambda + 2\mu)\frac{\partial \varepsilon}{\partial t}, \\ \frac{\partial \sigma}{\partial t} &= \frac{3K + 2h\mu}{3+h}\frac{\partial \varepsilon}{\partial t} \end{aligned}$$

Dans les deux phases (élastique et plastique), les caractéristiques sont des droites de pentes respectives $\pm c_e$,

$\pm c_p$ et d'invariants de Riemann :

$$\begin{aligned} dz &= \pm c_e dt, \quad \rho c_e dv \pm d\sigma = 0 \\ dz &= \pm c_p dt, \quad \rho c_p dv \pm d\sigma = 0 \end{aligned}$$

Ces relations sont valables dans la zone de charge.

Quand $p = p_c$ au temps t_c, l'état est défini par σ_c, v_c, le long des caractéristiques $z = c_e(t - t_c)$ et pour la caractéristique $z = c_p(t - t_c)$ cet état est conservé, dans l'éventail entre ces deux droites, l'état est donc uniforme.

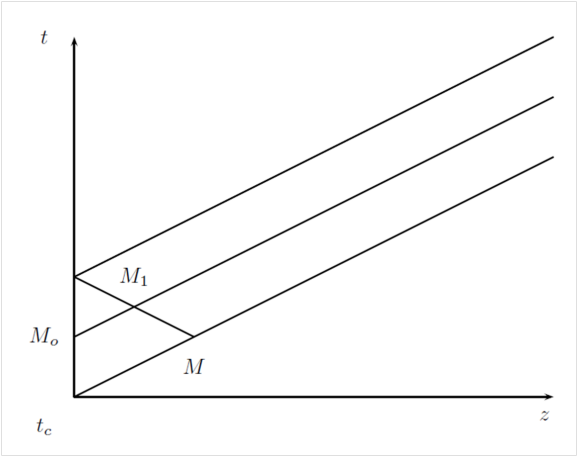
Pour $t \geq t_c$ le réseau de droites caractéristiques est défini par les pentes $\pm c_p$.

Pour un point $z = 0, t \geq t_c$:

$$J_2 = \sigma_c - \rho c_p v_c = \sigma(0,t) - \rho c_p v(0,t) \tag{V.B.15}$$

Donc :

$$v(0,t) = v_c + \frac{\sigma(0,t) - \sigma_c}{\rho c_p} \tag{V.B.16}$$



Par le point M_1 passent deux caractéristiques d'invariants respectifs J_1 et J_2 :

$$\begin{aligned} J_1 &= \sigma(M_o) + \rho c_p v(M_o) = \sigma(M_1) + \rho c_p v(M_1) \\ J_2 &= \sigma(M) - \rho c_p v(M) = \sigma(M_1) - \rho c_p v(M_1) \end{aligned}$$

puis en reportant les valeurs aux points M, $\sigma(M) = \sigma_c, v(M) = v_c$, et la relation précédente déterminant la vitesse $v(M_o)$: on montre que

$$\sigma(M_1) = \sigma(M_o), \quad v(M_1) = v(M_o) \tag{V.B.17}$$

B.4 Lors de la décharge

Au moment de la décharge, il convient de déterminer la courbe $t = f(z)$ de décharge. Cette courbe dépend du comportement et de la pression $p(t)$ imposée en $x = 0$.

À partir de l'instant t_d on commence la décharge, les déformations plastiques sont figées et les équations du mouvement sont modifiées, on ne peut plus éliminer la déformation plastique en fonction du déplacement u par la condition de charge. La relation de comportement s'écrit à partir de l'état maximal atteint au cours de la charge (m) :

$$\sigma(z,t) - \sigma_m(z) = (\lambda + 2\mu)(\varepsilon(z,t) - \varepsilon_m(z)) \tag{V.B.18}$$

Seules les ondes élastiques peuvent alors se propager.

Reportant cette équation de comportement dans les équations de la dynamique, on obtient :

$$(\lambda + 2\mu)\frac{\partial^2 u}{\partial z^2} - \rho\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} + \frac{\partial \sigma_m(z)}{\partial z} - (\lambda + 2\mu)\frac{\partial \varepsilon_m}{\partial z} \tag{V.B.19}$$

Cette équation est hyperbolique, dont la solution générale $u(z,t)$ se met sous la forme :

$$u(z,t) = f(z - c_e t) + g(z + c_e t) + F(z) \tag{V.B.20}$$

où $F(z)$ est obtenue comme solution particulière de l'équation du mouvement.

En particulier, on a :

$$\varepsilon(z,t) = f'(z - c_e t) + g'(z + c_e t) + \frac{1}{c_e}(\sigma_m(z) - (\lambda + 2\mu)\varepsilon_m(z)) \tag{V.B.21}$$

Pour terminer l'intégration, on doit connaître la courbe de décharge dans le diagramme caractéristique et la distribution des contraintes et déformations plastiques le long de cette courbe.

C'est en combinant les informations pour $t - t_d < f(z)$ et $t - t_d > f(z)$ que l'on résout le problème, car le long de la courbe de décharge les contraintes et déplacements sont continus.

B.5 Étude autour du point $(0, t_d)$, courbe de décharge

On se place alors au point $z = 0$ et l'instant t_d où commence la décharge.

Avant cet instant, la valeur de la contrainte est

$$\sigma(0,t) = \sigma_{t_d} + k_1(t - t_d), \text{ pour } t < t_d, \tag{V.B.22}$$

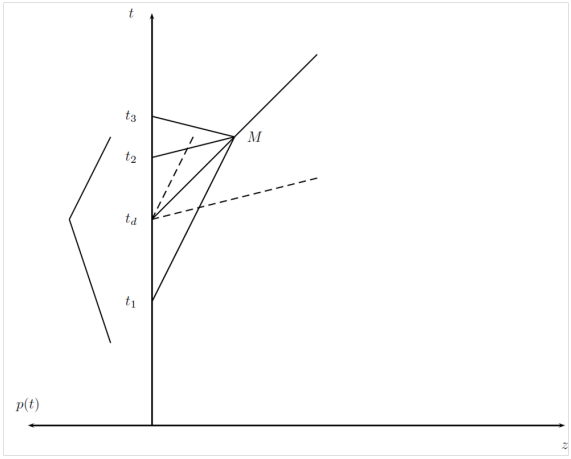
et juste après

$$\sigma(0,t) = \sigma_{t_d} + k_2(t - t_d), \text{ pour } t > t_d \tag{V.B.23}$$

les valeurs des constantes k_i sont telles que $k_1 \geq 0$ et $k_2 \leq 0$.

En ce point, la courbe de décharge $t = t_d + T(z)$ possède une pente comprise entre les caractéristiques élastique et plastique. On développe alors cette courbe de façon asymptotique dans le plan caractéristique : $t = t_d + \alpha_1 z + ...\alpha_i z^i$. On suppose que α_1 est non nul dans un premier temps.

Soit un point M sur cette courbe. En M arrive une caractéristique plastique, une caractéristique élastique, et une caractéristique de réflexion élastique comme illustré sur le schéma.



Le point M a pour coordonnées z_M, t_M. Les invariants de Riemann passant par ce point s'écrivent :

$$\begin{aligned}
\sigma_M - \rho a v_M &= \sigma_1 - \rho c_p v_1 \\
\sigma_M - \rho a_o v_M &= \sigma_2 - \rho c_e v_2 \\
\sigma_M + \rho a_o v_M &= \sigma_3 + \rho c_e v_3
\end{aligned}$$

Les valeurs des contraintes σ_i sont obtenues par la condition limite en $z = 0$

$$\begin{aligned}
\sigma_1 &= \sigma_d + k_1(t_1 - t_d) \\
\sigma_2 &= \sigma_d + k_2(t_2 - t_d) \\
\sigma_3 &= \sigma_d + k_2(t_3 - t_d)
\end{aligned}$$

La position z_M permet de déterminer les différents instants t_i

$$\begin{aligned}
z_M &= c_p(t_M - t_1) \\
z_M &= c_e(t_M - t_2) \\
z_M &= -c_e(t_M - t_3) \\
z_M &= \alpha(t_M - t_d)
\end{aligned}$$

Lors de la décharge l'accélération en $z = 0$ est finie et note j, alors

$$\begin{aligned}
v_2 - v_d &= j(t_2 - t_d) \\
v_3 - v_d &= j(t_3 - t_d)
\end{aligned}$$

La loi de comportement indique que

$$v_1 = v - d + \frac{\sigma_1 - \sigma_c}{\rho c_p} \tag{V.B.24}$$

Comme

$$\begin{aligned} t_1 - t_d &= (\frac{1}{\alpha} - \frac{1}{c_p})\Delta z \\ t_2 - t_d &= (\frac{1}{\alpha} - \frac{1}{c_e})\Delta z \\ t_3 - t_d &= (\frac{1}{\alpha} + \frac{1}{c_e})\Delta z \end{aligned}$$

Utilisant les invariants de Riemann on obtient

$$\begin{aligned} \sigma_1(1 + \frac{c_e}{c_p}) - \rho\frac{c_e}{c_p}\sigma_d &= \sigma_d + (k_2 + \rho c_e j)(\frac{1}{\alpha} - \frac{1}{c_e})\Delta z \\ \sigma_1(1 - \frac{c_e}{c_p}) - \rho\frac{c_e}{c_p}\sigma_d &= \sigma_d + (k_2 - \rho c_e j)(\frac{1}{\alpha} + \frac{1}{c_e})\Delta z \end{aligned}$$

soit en reportant les valeurs des contraintes,

$$\begin{aligned} k_1(1 + \frac{c_e}{c_p})(\frac{1}{\alpha} - \frac{1}{c_p}) &= (\frac{1}{\alpha} - \frac{1}{c_e})(k_2 + \rho j c_e) \\ k_1(1 - \frac{c_e}{c_p})(\frac{1}{\alpha} - \frac{1}{c_p}) &= (k_2 - \rho c_e j)(\frac{1}{\alpha} + \frac{1}{c_e}) \end{aligned}$$

puis en éliminant l'accélération j on détermine la pente de la courbe de décharge $t - t_d = f(z)$ en $z = 0$

$$\alpha = c_e c_p \sqrt{\frac{k_1 - k_2}{k_1 c_e^2 - k_2 c_p^2}} \tag{V.B.25}$$

Pour un plateau de pression impose $k_1 = 0$, la pente est alors $\alpha = c_e$.

Le même calcul peut être mené pour une courbe de contrainte à courbure continue en $t = t_d$

$$\begin{aligned} \sigma_1 &= \sigma_d + k(t_1 - t_d)^2 \\ \sigma_2 &= \sigma_d + k(t_2 - t_d)^2 \end{aligned}$$

dans ce cas les vitesses lors de la dcharge sont données par

$$\begin{aligned} v_2 &= v_d + k(t_2 - t_d)^2 \\ v_3 &= v_d + k(t_3 - t_d)^2 \end{aligned}$$

Les invariants de Riemann deviennent

$$\begin{aligned}\sigma_1(1+\frac{c_e}{c_p})-\rho\frac{c_e}{c_p}\sigma_d &= \sigma_d+(k+\rho c_e j)(\frac{1}{\alpha}-\frac{1}{c_e})^2\Delta z^2\\ \sigma_1(1-\frac{c_e}{c_p})-\rho\frac{c_e}{c_p}\sigma_d &= \sigma_d+(k-\rho c_e j)(\frac{1}{\alpha}+\frac{1}{c_e})^2\Delta z^2\end{aligned}$$

puis en reportant les valeurs des contraintes on arrive au système

$$\begin{aligned}k(1+\frac{c_e}{c_p})(\frac{1}{\alpha}-\frac{1}{c_p})^2 &= (\frac{1}{\alpha}-\frac{1}{c_e})^2(k+\rho j c_e)\\ k(1-\frac{c_e}{c_p})(\frac{1}{\alpha}-\frac{1}{c_p})^2 &= (k-\rho c_e j)(\frac{1}{\alpha}+\frac{1}{c_e})^2\end{aligned}$$

en éliminant j on trouve la pente de la courbe de décharge $t-t_d=f(z)$ en $z=0$ soit

$$(\frac{1}{\alpha}-\frac{1}{c_p})^2=-\frac{2}{\alpha^2}+\frac{1}{c_e^2}+\frac{1}{c_p^2} \tag{V.B.26}$$

soit

$$\alpha=c_e\Big(\sqrt{3+\frac{c_e^2}{c_p^2}}-\frac{c_e}{c_p}\Big) \tag{V.B.27}$$

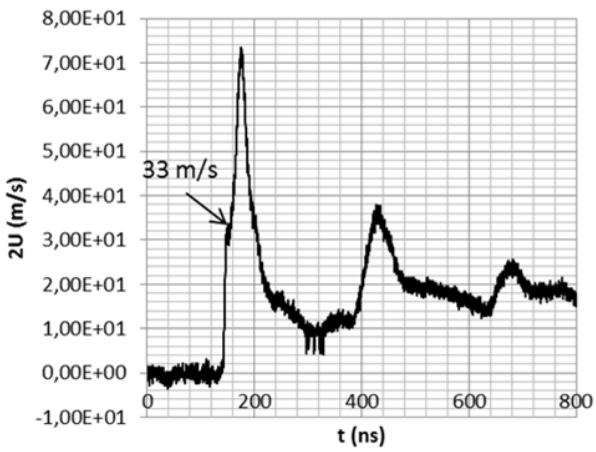
On peut utiliser la même technique dans le cas d'une courbure discontinue.

ANNEXE C

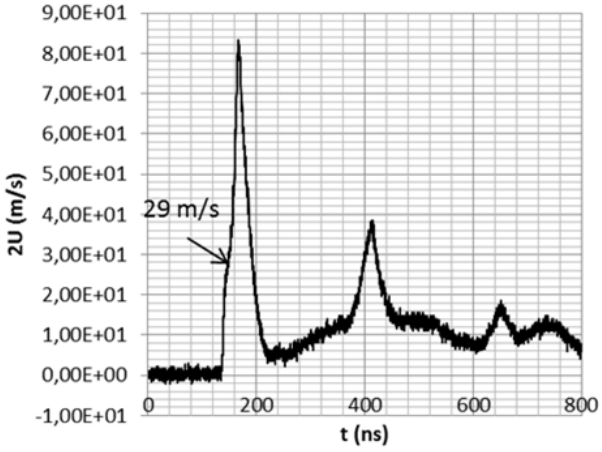
PROFIL DE VITESSE MATÉRIELLE SUR LA FACE ARRIÈRE LIBRE DE CIBLES EN INCONEL 600

Nom	Epaisseur (µm)	D (mm), E(J)	I_0 (GW/cm²)	P_0 estimé (GPa)	$2U_{max}$ (m/s)	$2U_{HEL}$ (m/s)
11	1050	1.2, 0.9	7.2	4.3	78	33
14	1050	1.2, 0.94	7.5	4.5	82	35
In600_780_1	780	1.4, 0.66	4	3	57	34
In600_780_2	780	1.4, 0.66	4	3	55	34
In600_1	660	1.3, 0.88	6.4	4	74	33
In600_2	680	1.3, 0.9	6.5	4.1	83	29
In600_3	680	1.3, 0.92	6.6	4.1	119	34
In600_4	300	1.3, 0.9	6.5	4.1	121	34
In600_5	540	1.3, 0.95	6.7	4.2	131	36
In600_6	760	1.3, 0.9	6.5	4.1	74	30

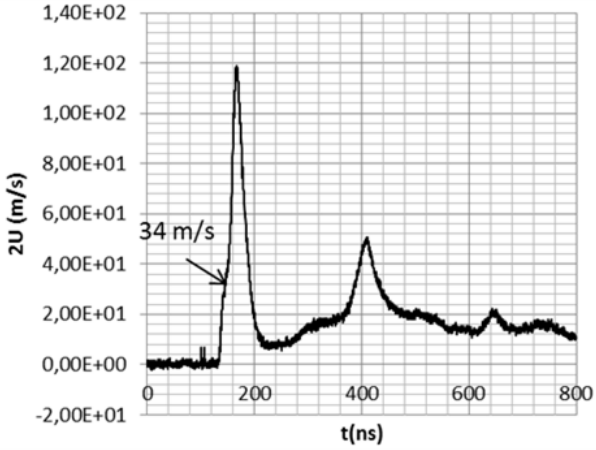
FIGURE V.C.1 – Différents essais VISAR réalisés sur plaques minces d'Inconel 600 (durée d'impulsion laser considérée constante, et égale à 10,5 ns)



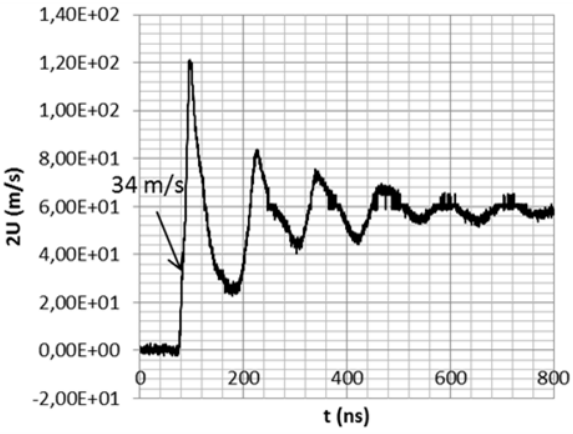
(a) 660 μm



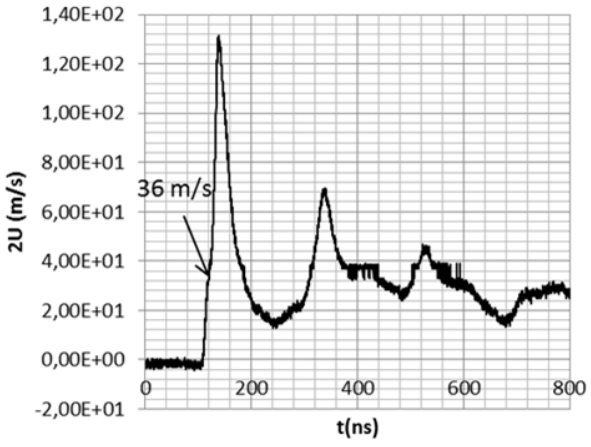
(b) 680 μm



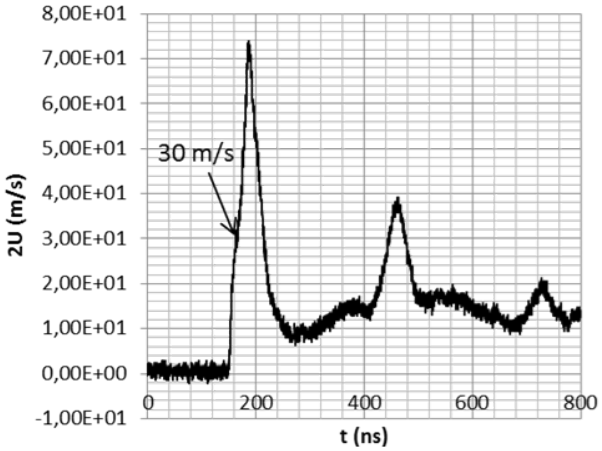
(c) 680 μm



(d) 300 μm



(e) 540 μm

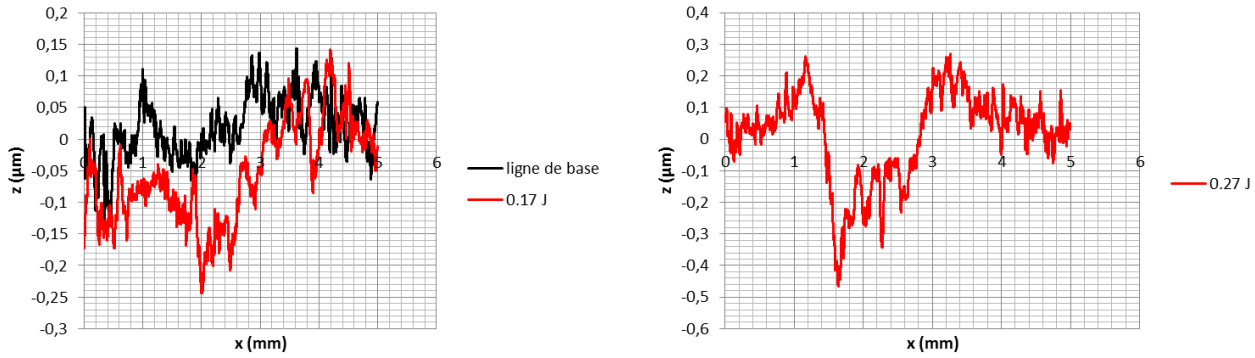


(f) 760 μm

FIGURE V.C.2 – Profil de vitesse matérielle sur la face arrière libre de cibles en Inconel 600 de différentes épaisseurs (I_0 = 6,4 GW/cm^2, diamètre d'impact = 1,3 mm)

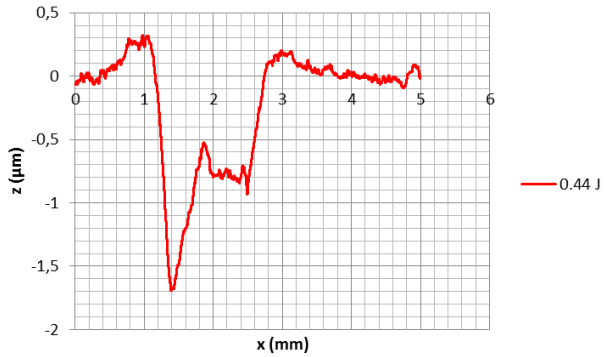
ANNEXE D

ETUDE DE L'INFLUENCE DE L'INTENSITÉ LASER SUR L'ENFONCEMENT DE LA SURFACE OBTENU EXPÉRIMENTALEMENT

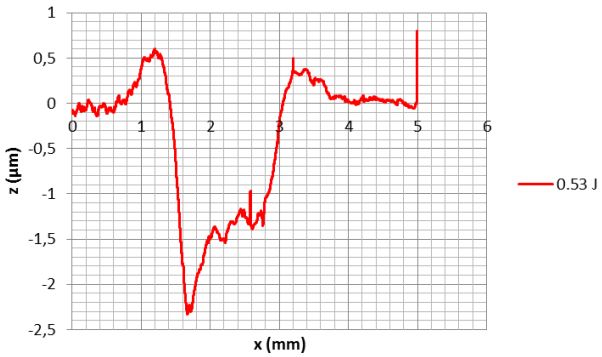


(a) 0,17 J

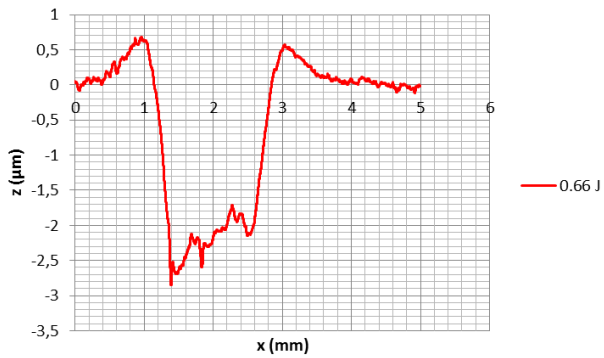
(b) 0,27 J



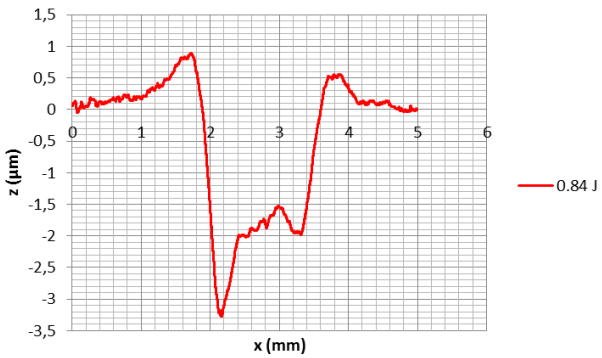
(c) 0,44 J



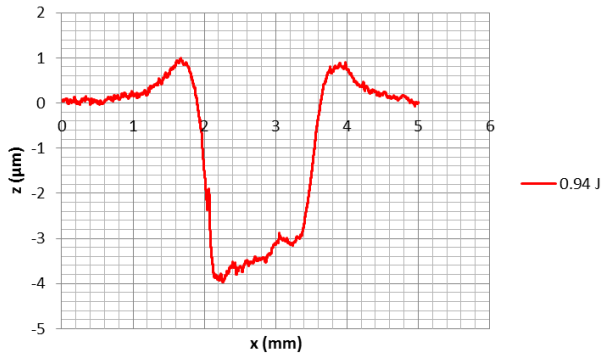
(d) 0,53 J



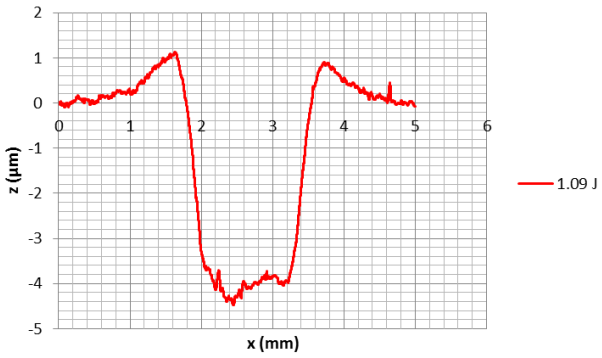
(e) 0,66 J



(f) 0,84 J



(g) 0,94 J

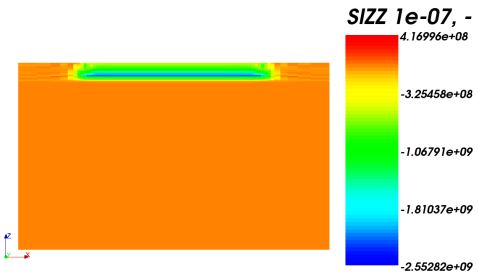


(h) 1,09 J

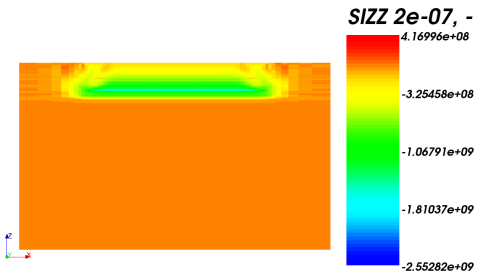
FIGURE V.D.1 – Enfoncement de la surface pour différentes intensités laser

ANNEXE E

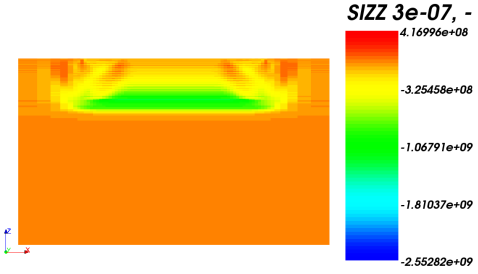
PROPAGATION DE L'ONDE DANS LA PROFONDEUR



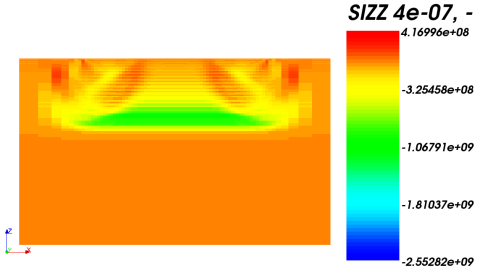
(a) 100 ns



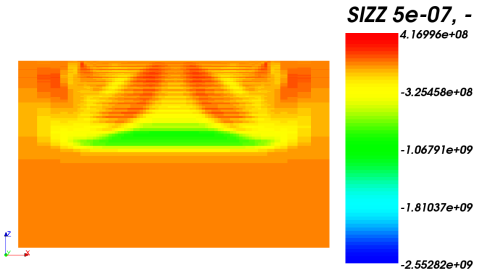
(b) 200 ns



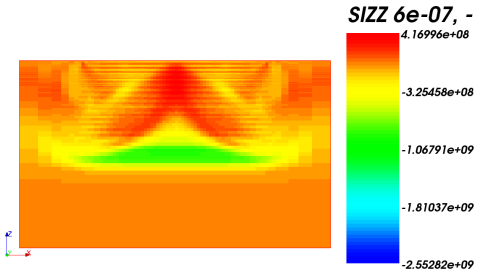
(c) 300 ns



(d) 400 ns



(e) 500 ns



(f) 600 ns

FIGURE V.E.1 – Propagation de l'onde dans la profondeur

ANNEXE F

COURBES DE TRACTION DE L'INCONEL 600 À DIFFÉRENTES VITESSES DE DÉFORMATION

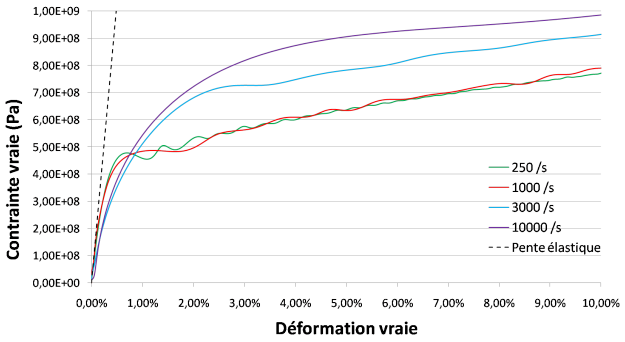
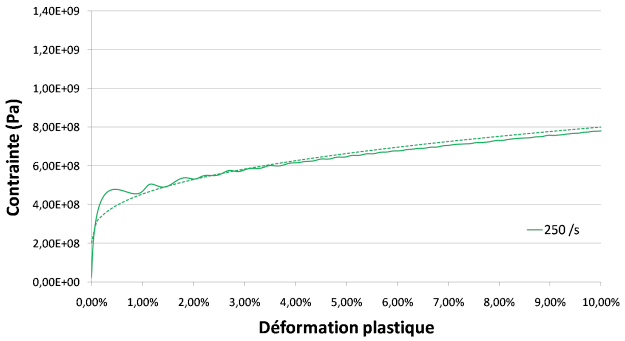
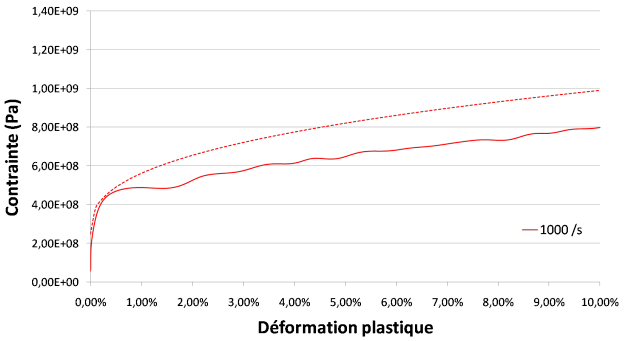


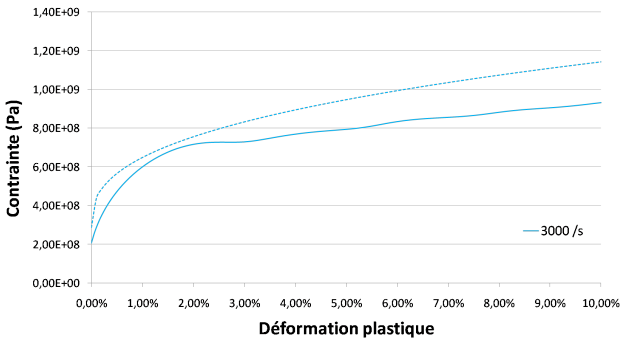
FIGURE V.F.1 – Courbes de traction de l'Inconel 600 obtenues avec barres de Hopkinson (LMS) : vitesse de déformation allant de 250 s^{-1} à 10^4 s^{-1}



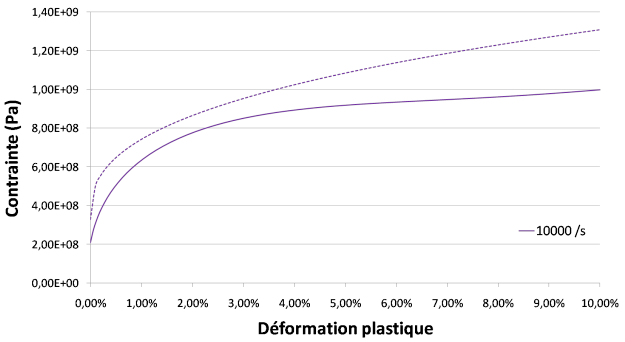
(a) 250 s^{-1}



(b) 10^3 s^{-1}

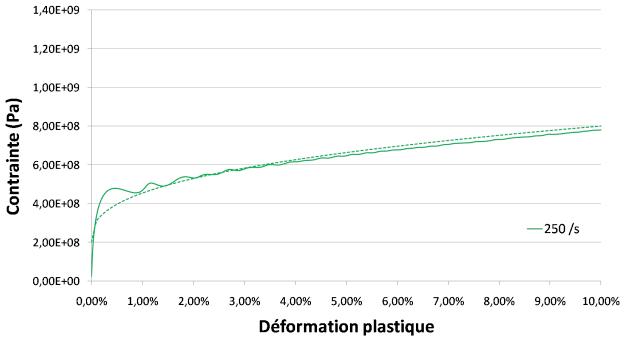


(c) 3.10^3 s^{-1}

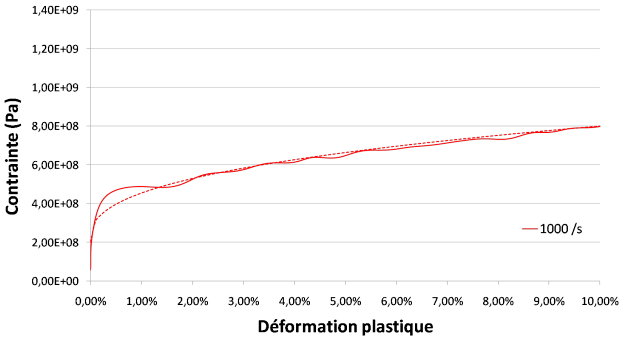


(d) 10^4 s^{-1}

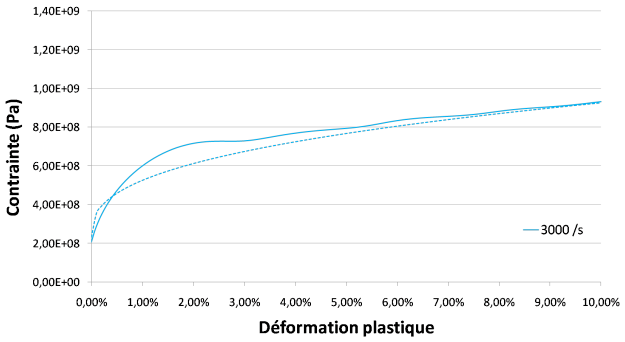
FIGURE V.F.2 – Comparaison des courbes expérimentales avec la loi de Johnson-Cook pour un C constant



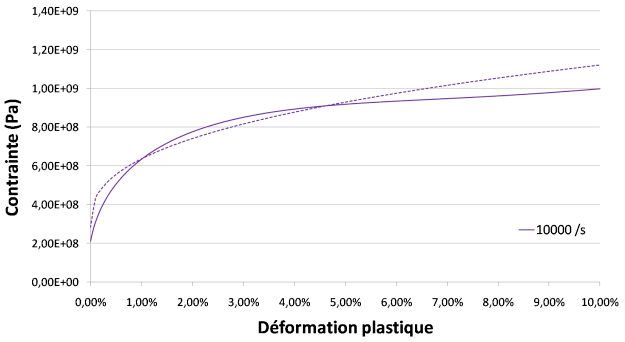
(a) 250 s^{-1}



(b) 10^3 s^{-1}



(c) 3.10^3 s^{-1}



(d) 10^4 s^{-1}

FIGURE V.F.3 – Comparaison des courbes expérimentales avec la loi de Johnson-Cook pour un C variable

Résumé

Les traitements de mise en compression, comme le choc laser, offrent la possibilité de réduire la contrainte de traction ou générer des contraintes de compression afin d'empêcher l'amorçage de fissures ou de ralentir leur propagation en particulier dans les zones soudées où il existe une contrainte de traction. Ce traitement peut être appliqué sur certains composants métalliques pour la prévention de la corrosion sous contrainte de l'Inconel 600 et de la fatigue thermique à grand nombre de cycles des aciers inoxydables.

L'objectif principal de la thèse était de développer les capacités en modélisation nécessaires à la maîtrise de la simulation numérique de la mise en compression par le choc laser, afin de mieux comprendre cette technique de traitement de surface.

Dans un premier temps, des modèles numériques axisymétriques et 3D, en mono et multi impacts ont été développés dans les codes de calcul Code_Aster et Europlexus. Ces modèles ont pu être validés à partir d'essais expérimentaux réalisés au laboratoire PIMM-ENSAM. Une identification des paramètres de la loi de Johnson-Cook a été réalisée à grande vitesse pour l'Inconel 600. Par ailleurs un nouvel essai expérimental a été proposé qui valide le caractère isotrope de l'Inconel 600 à grande vitesse de déformation. Une modification de cette loi a également été proposée pour prendre en compte différemment la sensibilité à la vitesse de déformation.

Dans un second temps, une étude sur l'effet d'un état initial de soudage sur les contraintes résiduelles après application du choc laser a été faite. Nous avons pu conclure que cet état initial n'a pas une forte influence sur les contraintes résiduelles finales. Enfin, une étude qualitative sur l'effet de l'écrouissage induit par le choc laser sur la durée de vie en fatigue des aciers inoxydables a été réalisée, qui montre l'avantage du choc laser sur le grenaillage par la création d'un moindre écrouissage.

Mots clés : choc laser, simulation numérique, contraintes résiduelles, soudage, loi de comportement à grande vitesse, fatigue thermique

Abstract

Surface treatments as laser shock peening offer the possibility to reduce tensile stresses or to generate compressive stresses in order to prevent crack initiation or reduce crack growth rate in particular in the areas where tension weld residual stresses are present. Laser shock peening may be applied on different metallic components to prevent stress corrosion cracking of Inconel 600 and high cycle thermal fatigue of austenitic stainless steels.

The main aim of the PhD thesis is to develop the numerical simulation of laser peening.

In the first section, axisymetrical and 3D numerical models for one or several pulses have been developped in Code_Aster and Europlexus softwares. These models were validated by experimental tests carried out in PIMM-ENSAM laboratory. Parameters identification of Johnson-Cook constitutive law was carried out for Inconel 600 at high strain rates. Moreover a new test was proposed which allowed proving the isotropic behavior of Inconel 600 at high strain rates. A modification of the Johnson-Cook constitutive law was also proposed, to take into account in a new way the sensitivity of the law to high strain rates. The second section of the thesis concerns a study on the effect of an initial state of welding on residual stresses after application of laser peening. We could conclude that this initial state has no strong influence on final residual stresses. Finally, a qualitative study on the effect of strain hardening induced by laser peening on fatigue life of stainless steels was undertaken, which shows the advantage of laser peening on shot peening due to smaller strain hardening created by laser peening.

Keywords : laser shock peening, numerical simulation, residual stresses, welding, high speed constitutive law, thermal fatigue