Effet des températures froides sur le comportement à l'impact à basse vitesse de panneaux sandwiches en matériaux composites

Thèse

Mathilde Jean-St-Laurent

Doctorat en génie mécanique
Philosophiæ doctor (Ph. D.)

Québec, Canada

© Mathilde Jean-St-Laurent, 2020

Effet des températures froides sur le comportement à l'impact à basse vitesse de panneaux sandwiches en matériaux composites

Thèse

Mathilde Jean-St-Laurent

Sous la direction de :

Marie-Laure Dano, directrice de recherche

Résumé

La thèse porte sur l'effet des températures froides extrêmes sur le comportement à l'impact à basse vitesse de panneaux sandwiches en matériaux composites avec une âme de type nid d'abeilles de Nomex pressentis pour la fabrication de robots d'exploration lunaire. Le projet est scindé en deux grands volets : un volet expérimental et un volet numérique.

Le volet expérimental inclut la caractérisation du comportement mécanique des constituants du panneau sandwich à températures froides, l'étude du comportement à l'impact du panneau sandwich à basse température et l'étude de l'effet de la température d'impact sur le comportement mécanique après impact des panneaux endommagés. Le panneau sandwich étudié est fait de peaux de plis tissés en carbone-époxyde [(±45)(0/90)(0/90)(±45)] et d'une âme en nid d'abeilles de Nomex. Les températures d'essais retenues pour la campagne expérimentale sont la température pièce, -70°C et -150°C. L'étude du comportement mécanique des constituants du panneau sandwich à basse température montre que la résistance en traction du matériau composite formant les peaux du panneau sandwich diminue à basse température, alors que sa résistance en compression augmente. À basse température, le comportement en cisaillement est caractérisé par une augmentation de la rigidité et de la résistance à la rupture, alors que la déformation à la rupture diminue. L'effet de la température sur le comportement du nid d'abeilles de Nomex se traduit principalement par une augmentation de la rigidité et de la résistance équivalente en compression hors-plan à basse température. L'étude du comportement à l'impact du panneau sandwich montre une augmentation de l'endommagement pour les échantillons impactés à basse température pour la plupart des conditions d'impact évaluées. L'étude combinée de l'endommagement induit et de l'énergie absorbée à l'impact indique que le développement de l'endommagement requiert moins d'apport d'énergie à basse température. Finalement, les résultats montrent que la taille de l'impacteur utilisé influence l'effet de la température sur le comportement à l'impact. Des essais de compression dans le plan sur les panneaux endommagés permettent d'évaluer l'effet de la

température d'impact sur le comportement après impact. Pour les conditions d'impact étudiées, bien que la température affecte l'endommagement induit, la résistance en compression après impact est peu influencée par la température d'impact. En effet, on observe une faible diminution de la résistance résiduelle en compression avec la température d'impact qui diminue pour certaines conditions d'impact, alors que pour d'autres, aucun effet n'est observé. De plus, l'effet de la température d'impact est négligeable en comparaison avec la diminution initiale de la résistance en compression observée entre les échantillons intacts et les échantillons les moins endommagés de cette étude.

Pour le deuxième volet de la thèse, un modèle numérique par la méthode des éléments finis est développé pour reproduire le comportement à l'impact du panneau sandwich à différentes températures. Le modèle de comportement pour le matériau composite inclut l'utilisation de trois variables d'endommagement et d'un modèle de plasticité en cisaillement. La rupture dans le plan est prédite avec le critère de la déformation maximale. Une fois la rupture détectée, l'évolution des variables d'endommagement est définie afin d'obtenir un adoucissement linéaire du comportement. Les propriétés du modèle de comportement pour le matériau composite proviennent en majeure partie d'essais de caractérisation et de la littérature. Pour la modélisation du nid d'abeilles de Nomex, la structure cellulaire du nid d'abeilles est modélisée. Chaque cellule prend la forme d'un hexagone parfait. Le comportement mécanique des parois est isotrope élastique avec écrouissage parfaitement plastique. Les propriétés de la loi de comportement sont obtenues avec des essais de compression hors-plan effectués à chaque température étudiée. Le modèle d'impact est appliqué à la simulation de différentes conditions d'impact à température pièce, -70°C et -150°C. Les résultats sont validés avec les essais expérimentaux. Le modèle développé permet de reproduire de façon globale le comportement du panneau sandwich impacté et les effets des températures froides sont généralement bien prédits par le modèle.

Abstract

The thesis project is focused on the effect of extreme cold temperatures on the low-velocity impact behavior of woven carbon/epoxy composite sandwich panels with Nomex honeycomb core for lunar exploration rovers. The project is divided into an experimental campaign and a numerical investigation.

The experimental campaign developed includes the study of the effect of extreme cold temperatures on the mechanical behavior of the constituents of the sandwich panel individually, the study of the low velocity impact behavior of the sandwich panel under extreme cold temperatures and the investigation of the effect of impact temperature on the compression after impact behavior of the damaged panels. The sandwich panel studied is made of plain-weave carbon/epoxy composite skins [(±45)(0/90)(0/90)(±45)] with a Nomex honeycomb core. For the experimental campaign, tests are performed at room temperature, -70°C, and -150°C. The study of the effect of temperature on the mechanical behavior of the composite material used for the skins of the sandwich panel shows that the tensile strength decreases at low temperatures, while the compressive strength increases. The in-plane shear behavior is characterized by an increase in the in-plane shear modulus and the in-plane shear strength at low temperatures, while the maximum in-plane shear strain diminishes. At cold temperatures, the out-of-plane compressive behavior of the Nomex honeycomb core is characterized by an increase of rigidity and maximum compressive strength. Impact of the sandwich panels at cold temperatures leads to an increase of damage for most impact conditions tested. The conjoint study of the absorbed energy and the damage induced by impact loadings shows that it requires less energy to produce damages at cold temperatures. Finally, the results of the impact tests show that the size of the impactor has an influence on the effect of temperature on the impact behavior of the sandwich panel. Compression after impact (CAI) tests show that the effect of impact temperature on the residual compressive strength is almost negligible, although impact temperature has an effect on the damage induced. For some impact conditions, a slight decrease of the residual

compressive strength was measured for specimens impacted at low temperatures, while for the other impact conditions, impact temperature has simply no effect on the residual compressive strength. The effect of impact temperature on the residual compressive strength is negligible with regard to the reduction of the residual compressive strength between the undamaged panels and the panels with the least amount of damage in this study.

The second part of the project is focused on the development of a numerical model using the finite element method for the simulation of impact loadings at room temperature, -70°C, and -150°C. The model for the composite material includes the use of three damage variables combined with a plasticity model. The in-plane failure is predicted with the maximum strain criteria. The post failure evolution of the damage variables is defined to have a linear softening. For the Nomex honeycomb core model, the cellular geometry of the Nomex core is modelled with each cell represented as a perfect hexagon. The material behavior of the cell wall is isotropic elastic perfectly plastic. The majority of the properties required for the composite and Nomex honeycomb core models comes from experimental investigations or the literature for all three temperatures. Results of the numerical simulations are validated with experimental data. It shows that the model can predict the overall behavior of the sandwich panel under impact loading. The effects of temperature on the impact behavior of the sandwich panel are overall well captured by the model.

Table des matières

Résumé ii
Abstract iv
Table des matières vi
Liste des tableaux x
Liste des figures xii
Tables des variables, sigles, abréviations et fonctions mathématiques xviii
Remerciements xxii
Avant-propos xxiv
Introduction 1
Mise en contexte 1
Description du projet 2
Objectifs et contributions attendues du projet 3
Volet expérimental 3
Volet numérique 5
Organisation de la thèse 5
Chapitre 1 Revue de littérature 7
1.1. Introduction 7
1.2. Panneaux sandwiches en matériaux composites 8
1.2.1. Peaux en matériaux composites 9
1.2.2. Nid d'abeilles de Nomex 9
1.3. Impact sur structures composites 11
1.3.1. Essais d'impact 11
1.3.2. Mécanismes d'endommagement des panneaux sandwiches en matériaux composites sous impact 13
1.3.3. Facteurs qui influencent le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites 13
1.3.4. Comportement après impact de panneaux sandwiches en matériaux composites 18
1.4. Effets de la température sur le comportement de structures composites 21
1.4.1. Effets de la température sur les propriétés de stratifiés en matériaux composites 22
1.4.2. Effets de la température sur les structures nid d'abeilles de Nomex 27
1.4.3. Effets de la température sur le comportement à l'impact de stratifiés en matériaux composites 28
1.4.4. Effets de la température sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites 31
1.4.5. Effets de la température d'impact sur le comportement mécanique après impact 33
1.5. Modélisation du comportement mécanique de panneaux sandwiches en matériaux composites 35
1.5.1. Modélisation du comportement mécanique de stratifiés en matériaux composites 35
1.5.2. Comportement mécanique hors-plan des structures nid d'abeilles de Nomex 44

1.5.3. Modélisation du comportement mécanique de structures nid d'abeilles de Nomex 49
1.5.4. Approximation quasi-statique 54
1.5.5. Modélisation de l'impact sur structures composites à différentes températures 55
1.6. Synthèse de la revue de littérature 56
Chapitre 2 Développement de la campagne expérimentale 58
2.1. Introduction 58
2.2. Matériau 59
2.3. Températures d'essai 60
2.4. Essais expérimentaux sur le matériau composite 60
2.4.1. Essais de traction, de compression et de cisaillement 61
2.4.2. Essais de cisaillement cyclique 62
2.5. Essais expérimentaux sur le nid d'abeilles de Nomex 62
2.6. Essais d'indentation quasi-statique et essais d'impact sur le panneau sandwich 63
2.7. Essais de compression après impact 64
Chapitre 3 Effect of extreme low temperatures on the in-plane mechanical behavior of carbon/epoxy woven laminates - Article 1 65
Résumé 65
Abstract 65
3.1. Introduction 66
3.2. Materials 69
3.3. Experimental set-up 69
3.4. Tensile Tests 70
3.4.1. Methodology 70
3.4.2. Results 71
3.5. Shear tests 72
3.5.1. Methodology 72
3.5.2. Results 73
3.6. Compression tests 74
3.6.1. Methodology 74
3.6.2. Strain measurements 75
3.6.3. Results 76
3.7. Validation with CLT 78
3.8. Discussion 79
3.9. Conclusion 80
Chapitre 4 Effect of extreme cold temperatures on quasi-static indentation and impact behavior of woven carbon fiber epoxy composite sandwich panels with Nomex honeycomb core – Article 2 82
Résumé 82
Abstract 82
4.1. Introduction 83
4.2. Material and specimen geometry 86
4.3. Quasi-static indentation 87
4.3.1. Experimental set-up 87
4.3.2. Methodology 88
4.3.3. Results 89
4.4. Impact 91
4.4.1. Impact conditions, experimental set-up and methodology 91
4.4.2. Load-time and load-displacement curves 92
4.4.3. Transmitted and absorbed energy 96
4.5. Impact damage characterization 98
4.5.1. Visual inspection 98
4.5.2. Depth and size of the damaged area 101

4.5.3. Ultrasonic inspection 103
4.5.4. Cross section observation 107
4.6. Discussion 113
4.7. Conclusion 116
Chapitre 5 Compression after impact behavior of carbon/epoxy composite sandwich panels with Nomex honeycomb core subjected to low velocity impacts at extreme cold temperatures – Article 3 118
Résumé 118
Abstract 118
5.1. Introduction 119
5.2. Materials 122
5.3. Impact tests and damage characteristics 122
5.4. Compression after impact 126
5.4.1. Experimental set-up and methodology 126
5.4.2. Results 128
5.5. Discussion 135
5.6. Conclusion 137
Chapitre 6 Modélisation du matériau composite 138
6.1. Introduction 138
6.2. Développement du modèle de comportement mécanique pour un pli tissé 139
6.2.1. Échelle de modélisation 139
6.2.2. Hypothèses et lignes directrices pour le développement du modèle de comportement mécanique 139
6.2.3. Relation d'élasticité 140
6.2.4. Endommagement dans les directions chaîne et trame 142
6.2.5. Comportement en cisaillement dans le plan 1-2 146
6.2.6. Délamination 152
6.2.7. Suppression d'éléments 153
6.3. Détermination des propriétés du modèle de comportement du matériau composite 154
6.3.1. Approximation quasi-statique 155
6.3.2. Propriétés élastiques 158
6.3.3. Endommagement dans les directions chaîne et trame 159
6.3.4. Endommagement et plasticité en cisaillement 161
6.3.5. Délamination 162
6.3.6. Suppression d'éléments 163
6.4. Essais de cisaillement cyclique 164
6.4.1. Méthodologie 164
6.4.2. Traitement des données 165
6.4.3. Résultats des essais de cisaillement cyclique 168
6.5. Propriétés finales 170
6.6. Évaluation des contraintes thermiques 170
6.7. Validation du modèle composite 173
6.7.1. Description des simulations 173
6.7.2. Traction et compression : $[(0/90)]_n$ 173
6.7.3. Cisaillement $[(\pm 45)]_n$ 174
6.7.4. Traction et compression : $[(\pm 45)/(0/90)/(0/90)/(\pm 45)]_{ns}$ 177
6.8. Conclusion 178
Chapitre 7 Modélisation du comportement hors-plan de structures nid d'abeilles 180
7.1. Introduction 180
7.2. Modèle 181
7.2.1. Loi de comportement 182
7.2.2. Géométrie du modèle 183

7.2.3. Conditions limites ... 185
7.2.4. Contact ... 185
7.2.5. Élément ... 186
7.3. Sensibilité et paramètres du modèle ... 186
7.3.1. Étude de convergence sur la taille de la géométrie étudiée ... 186
7.3.2. Étude de convergence sur la taille des éléments ... 187
7.3.3. Étude de la sensibilité du modèle au coefficient de friction tangentielle ... 189
7.4. Détermination des propriétés du modèle ... 190
7.4.1. Essais de compression hors-plan expérimentaux ... 191
7.4.2. Détermination des propriétés du modèle de comportement du Nomex ... 194
7.5. Indentation quasi-statique du nid d'abeilles de Nomex ... 198
7.5.1. Montage et méthodologie ... 198
7.5.2. Modèle numérique ... 199
7.5.3. Résultats préliminaires ... 199
7.5.4. Modification du modèle de comportement pour inclure la suppression d'éléments ... 201
7.6. Conclusion ... 203
Chapitre 8 Modélisation de l'impact sur panneaux sandwiches à différentes températures ... 206
8.1. Introduction ... 206
8.2. Description générale du modèle ... 206
8.2.1. Géométrie ... 206
8.2.2. Propriétés des matériaux ... 207
8.2.3. Conditions de symétrie, conditions limites et chargements ... 208
8.2.4. Interactions ... 209
8.2.5. Maillages ... 210
8.3. Résultats ... 211
8.3.1. Conditions de symétrie ... 212
8.3.2. Méthodes de suppression d'éléments ... 212
8.3.3. Taille du maillage ... 214
8.3.4. Impacteur de 12.7 mm ... 215
8.3.5. Impacteur de 25.4 mm ... 220
8.3.6. Effet de la température sur la rigidité du panneau à l'impact ... 227
8.4. Prédiction de l'endommagement ... 228
8.4.1. Impacteur de 12.7 mm ... 228
8.4.2. Impacteur de 25.4 mm ... 230
8.5. Discussion ... 232
8.6. Conclusion ... 235
Conclusion ... 236
Bibliographie ... 244
Annexe A. Courbes d'impact ... 260
Annexe B. Intégration de la plasticité dans le modèle de comportement du matériau composite ... 276

Liste des tableaux

Tableau 2-1. Matrice d'essai pour le matériau composite. 61
Tableau 2-2. Matrice d'essai pour la compression hors–plan sur le nid d'abeilles de Nomex. 62
Tableau 2-3. Matrice d'essai pour l'indentation quasi-statique sur le nid d'abeilles de Nomex. 62
Tableau 2-4. Matrice d'essai pour l'indentation quasi-statique sur le panneau sandwich. 63
Tableau 2-5. Matrice d'essai pour l'impact sur le panneau sandwich. 63
Table 3-1.Tensile properties as a function of temperature for the $[(0/90)]_5$ laminate. 72
Table 3-2.Tensile properties as a function of temperature for the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/ (\pm45)]_s$ laminate. 72
Table 3-3. In-plane shear properties as a function of temperature. 74
Table 3-4. Compressive properties as a function of temperature for the $[(0/90)]_{12}$ laminate. 77
Table 3-5. Compressive properties as a function of temperature for the $[(\pm45)(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{2s}$ laminate. 77
Table 3-6. Poisson's ratios used for the CLT calculation. 78
Table 3-7. Equivalent tensile modulus in GPa of the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ laminate in the x-direction : experimental and CLT results. 78
Table 3-8. Equivalent compressive modulus in GPa of the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{2s}$ laminate in the x- direction: experimental and CLT results. 78
Table 4-1. Average maximum load in N. 95
Table 4-2. Average maximum displacement in mm. 95
Table 4-3. Absorbed energy (J). 98
Table 4-4. Average maximum residual depth of indentation in mm. 103
Table 5-1. Damage characteristics of specimens impacted with the 12.7 mm impactor. 124
Table 5-2. Damage characteristics of specimens impacted with the 25.4 mm impactor. 125
Table 5-3. Failure modes observed for all the specimens. 129
Table 5-4. Residual compressive strength of the pristine panels in MPa. 133
Table 5-5. Residual compressive strength of the damaged panels in MPa. 133
Tableau 6-1. Propriétés mécaniques nécessaires au modèle de comportement mécanique du pli. 155
Tableau 6-2. Paramètres de la loi d'endommagement en cisaillement dans le plan 1-2 à température pièce, -70°C et -150°C. 169
Tableau 6-3. Paramètres du modèle de plasticité à température pièce, -70°C et -150°C. 170
Tableau 6-4. Propriétés du modèle de comportement mécanique du pli. 171
Tableau 6-5. Coefficients d'expansion thermique utilisés pour le calcul des contraintes thermiques [248]. 172
Tableau 6-6. Contraintes thermiques générées à -150°C. 172
Tableau 7-1. Propriétés pour l'étude initiale du modèle [174]. 183
Tableau 7-2. Masse volumique du matériau homogénéisé. 183
Tableau 7-3. Épaisseurs des parois des cellules du nid d'abeilles. 184
Tableau 7-4. Coefficient de friction tangentielle. 186
Tableau 7-5. Pourcentage de l'énergie dissipée par friction. 190
Tableau 7-6. Module d'élasticité et contrainte maximale en compression en fonction de la température d'essai. 194

Tableau 7-7. Propriétés du Nomex homogénéisé utilisées pour le modèle à température pièce -70°C et -150°C. 196
Tableau 7-8. Déformation plastique équivalente critique. 202
Tableau 8-1. Masse volumique en kg/m^3 de l'impacteur pour toutes les conditions d'impact. 207

Liste des figures

Figure 1-1. Panneau sandwich en matériaux composites. 8
Figure 1-2. Directions principales pour a) un pli unidirectionnel ou b) tissé (type toile). 9
Figure 1-3. Mise en forme du nid d'abeilles de Nomex. 10
Figure 1-4. Directions principales du nid d'abeilles. 10
Figure 1-5. Montage de compression après impact avec supports latéraux. 19
Figure 1-6. Modes de délamination. 44
Figure 1-7. Comportement équivalent en compression hors-plan d'une structure nid d'abeilles de Nomex 45
Figure 1-8. Schéma des essais mono bloc, bi-blocs et quad-blocs pour l'étude du cisaillement hors-plan des structures nid d'abeilles. 47
Figure 1-9. Géométrie réelle de la cellule hexagonale 52
Figure 2-1. Schéma du panneau sandwich. 60
Figure 3-1. Experimental set-up with a detailed view of the heating ring. 70
Figure 3-2. Tensile stress-strain curves at room temperature, -70°C, and -130°C for the $[0/90]_5$ laminate in the a) 0°- direction and b) 90°- direction. 71
Figure 3-3. Tensile stress-strain curves at room temperature, -70°C, and -130°C for the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ laminate. 72
Figure 3-4. In-plane shear stress-strain curves at room temperature, -70°C, -130°C, and -150°C. 73
Figure 3-5. Failed in-plane shear specimens. 74
Figure 3-6. Combined loading compression fixture 75
Figure 3-7. Compressive stress-strain curves at room temperature, -70°C, and -150°C for the $[0/90]_{12}$ laminate in the a) 0°- direction and b) 90°- direction. 77
Figure 3-8. Compressive stress-strain curves at room temperature, -70°C, and -150°C for the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{2s}$ laminate. 77
Figure 4-1. Sandwich panel specimen with dimensions and orientations. 87
Figure 4-2. Quasi-static indentation experimental set-up. 88
Figure 4-3. Load-displacement curves for the 12.7 mm-diameter indentor at room temperature, -70°C, and -150°C. 90
Figure 4-4. Load-displacement curves for the 25.4 mm-diameter indentor at room temperature, -70°C, and -150°C. 90
Figure 4-5. Residual depth of indentation for specimens tested with a) the 12.7 mm and b) the 25.4 mm indentors at room temperature, -70°C, and -150°C. 91
Figure 4-6. Load-time and load-displacement curves for the 12.7 mm impactor with the 5 kg mass at room temperature, -70°C, and -150°C. 93
Figure 4-7. Load-time and load-displacement curves for the 12.7 mm impactor with the 10 kg mass at room temperature, -70°C, and -150°C. 93

Figure 4-8. Load-time and load-displacement curves for the 25.4 mm impactor with the 5 kg mass at room temperature, -70°C, and -150°C. 94
Figure 4-9. Load-time and load-displacement curves for the 25.4 mm impactor with the 10 kg mass at room temperature, -70°C, and -150°C. 94
Figure 4-10. Load-time and load-displacement curves for the 25.4 mm impactor with the 20 kg mass at room temperature, -70°C, and -150°C. 95
Figure 4-11. Typical energy as a function of time curve for impact loadings. 96
Figure 4-12. Transmitted energy as a function of time for specimens impacted with the 12.7 mm impactor combined with the 5 kg and 10 kg masses at room temperature, -70°C, and -150°C. 97
Figure 4-13. Transmitted energy as a function of time for specimens impacted with the 25.4 mm impactor combined with the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses at room temperature, -70°C, and -150°C. 98
Figure 4-14. Top facesheet of specimens impacted at room temperature, -70°C, and -150°C. 100
Figure 4-15. Out-of-plane displacement of the bottom facesheet of a specimen impacted at -150°C with the 12.7 mm-diameter impactor and the 10 kg mass. 100
Figure 4-16. Residual indention depth along the x- direction for specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg mass at room temperature, -70°C, and -150°C. 101
Figure 4-17. Residual indention depth along the x- direction for specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses at room temperature, -70°C, and -150°C. 102
Figure 4-18. C-scan evaluations of specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg and 10 kg masses at room temperature, -70°C, and -150°C. 105
Figure 4-19. C-scan evaluations of specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses at room temperature, -70°C, and -150°C. 106
Figure 4-20. Observed cross section. 107
Figure 4-21. Damaged cross section of specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg mass. 109
Figure 4-22. Damaged cross section of specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 10 kg mass. 110
Figure 4-23. Damaged cross section of specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 5 kg mass. 111
Figure 4-24. Damaged cross section of specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 10 kg mass. 112
Figure 4-25. Damaged cross section of specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 20 kg mass. 113
Figure 4-26. Load-displacement curves at room temperature and -150°C for quasi-static indentation tests with the 25.4 mm indentor and impact tests with the 25.4 mm impactor combined with the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses. 116
Figure 5-1. Sandwich panel specimen with dimensions and orientations. 123
Figure 5-2. Compression after impact fixture. 127
Figure 5-3. Compression after impact specimen. 128
Figure 5-4. Failure modes observed for specimens under in-plane compression after impact. 128
Figure 5-5. Increase of the out-of-plane displacement during compression after impact loading for a specimen impacted with the 12.7 mm and 5 kg mass at room temperature that failed by local buckling. 130
Figure 5-6. Increase of the out-of-plane displacement during compression after impact loading for a specimen impacted with the 12.7 mm and the 5 kg mass at -150°C. 130
Figure 5-7. Increase of the out-of-plane displacement during compression after impact loading for a specimen impacted with the 12.7 mm and the 10 kg mass at room temperature 131
Figure 5-8. Increase of the out-of-plane displacement during compression after impact loading for a specimen impacted with the 25.4 mm impactor and the 5 kg mass at room temperature. 132

Figure 5-9. Normalized residual compressive strength as a function of impact temperature for specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg and 10 kg masses. 133
Figure 5-10. Normalized residual compressive strength as a function of impact temperature for specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses. 135
Figure 6-1. Relation contrainte-déformation en traction pour un élément dans les directions chaîne et trame. 142
Figure 6-2. Comportement en traction et en compression dans les directions chaîne et trame. 145
Figure 6-3. Intégration du comportement en traction et en compression dans les directions chaîne et trame. 146
Figure 6-4. Relation contrainte-déformation en cisaillement dans le plan 1-2. 150
Figure 6-5. Intégration du comportement en cisaillement dans le plan 1-2. 153
Figure 6-6. Courbes force-déplacement pour les essais d'impact avec les impacteurs de 12.7 mm et 25.4 mm combinés respectivement à des masses de 5 kg et 10 kg et courbes force-déplacement pour les essais d'indentation quasi-statique avec les indenteurs de 12.7 mm et 25.4 mm. 157
Figure 6-7. Courbes contrainte-déformation numériques en traction pour différentes valeurs de taux de restitution d'énergie critique. 161
Figure 6-8. Courbe contrainte-déformation pour un essai de cisaillement cyclique dans le plan 1-2 à température pièce. 165
Figure 6-9. Courbe contrainte-déformation pour un essai de cisaillement cyclique dans le plan 1-2 à -70°C. 165
Figure 6-10. Évaluation du module d'élasticité apparent en cisaillement dans le plan 1-2. 166
Figure 6-11. Graphique pour le calcul de la déformation plastique cumulée. 168
Figure 6-12. Évolution de l'endommagement en fonction de la racine de la force thermodynamique Y_{12} à température pièce, -70°C et -150°C. 169
Figure 6-13. Contrainte effective en fonction de la déformation plastique cumulée (p) à température pièce, -70°C et -150°C. 170
Figure 6-14. Courbes contrainte-déformation en traction pour le stratifié $[(0/90)]_5$ à température pièce, -70°C et -150°C. 175
Figure 6-15. Courbes contrainte-déformation en compression pour le stratifié $[(0/90)]_{12}$ à température pièce, -70°C et -150°C. 176
Figure 6-16. Courbes contrainte-déformation en cisaillement dans le plan 1-2 à température pièce, -70°C et -150°C. 177
Figure 6-17. Courbes contrainte-déformation dans la direction x en traction et en compression pour le stratifié $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$ à température pièce, -70°C et -150°C. 179
Figure 7-1. Relation contrainte-déformation du matériau homogène équivalent. 183
Figure 7-2. Géométrie idéalisée de la cellule du nid d'abeilles. 183
Figure 7-3. Géométrie réelle de la cellule du nid d'abeilles. 184
Figure 7-4. Structure nid d'abeilles de base étudiée pour la compression hors-plan. 184
Figure 7-5. Plans de symétrie. 185
Figure 7-6. Géométries étudiées afin de déterminer l'influence du nombre de cellules sur le résultat des simulations en compression hors-plan. 187
Figure 7-7. Effet du nombre de cellules sur les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan. 188
Figure 7-8. Maillages avec éléments de 1mm et de 0.1 mm. 188
Figure 7-9. Effet de la taille des éléments sur les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan. 189
Figure 7-10. État de déformation de la structure nid d'abeilles avec des éléments de 0.2 mm, 0.4 mm et 0.6 mm pour différents niveaux d'écrasement. 189
Figure 7-11. Effet du coefficient de friction tangentielle sur les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan. 190

Figure 7-12. Courbes contrainte-déformation équivalentes expérimentales à température pièce, -70°C et -150°C. 194
Figure 7-13. Effet du module d'élasticité sur les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan. 195
Figure 7-14. Effet de la limite élastique sur les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan. 196
Figure 7-15. Courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan numériques et expérimentales à température pièce, -70°C et -150°C. 197
Figure 7-16. Courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan numériques à température pièce, -70°C et -150°C. 198
Figure 7-17. Montage pour l'indentation quasi-statique avec l'indenteur de 12.7 mm. 199
Figure 7-18. Courbes force-déplacement expérimentales obtenues avec les indenteurs de 12.7 mm et 25.4 mm. 200
Figure 7-19. Échantillons testés avec l'indenteur de 12.7 mm. 200
Figure 7-20. Courbes force-déplacement expérimentales et numériques obtenues avec les indenteurs de 12.7 mm et 25.4 mm 201
Figure 7-21. Formes finales des échantillons après indentation expérimentale et numérique pour les indenteurs de 12.7 mm et 25.4 mm. 201
Figure 7-22. Courbes force-déplacement expérimentales et numériques avec et sans suppression d'éléments obtenues avec les indenteurs de 12.7 mm et 25.4 mm 203
Figure 7-23. Formes finales des échantillons après indentation expérimentale et numérique avec et sans suppression d'éléments pour l'indenteur de 12.7 mm. 203
Figure 8-1. Géométrie du modèle. 207
Figure 8-2. Plans de symétrie globaux par rapport à la structure nid d'abeilles modélisée. 208
Figure 8-3. Conditions limites pour les simulations d'impact. 209
Figure 8-4. Maillages des plis de la peau supérieure pour toutes les conditions d'impact étudiées. 211
Figure 8-5. Maillages des impacteurs de 12.7 mm et 25.4 mm. 211
Figure 8-6. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement pour le quart de panneau et le panneau entier pour la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce. 212
Figure 8-7. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement pour les trois méthodes de suppression d'éléments appliquées à la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce. 213
Figure 8-8. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement pour différentes tailles d'éléments dans les plis de la peau supérieure pour la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce 215
Figure 8-9. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement pour différentes tailles d'éléments pour la structure nid d'abeilles de Nomex pour la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce. 216
Figure 8-10. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement obtenues expérimentalement et avec le modèle numérique pour l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg. 218
Figure 8-11. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg à température pièce. 219
Figure 8-12. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg à -150°C. 219
Figure 8-13. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement obtenues expérimentalement et avec le modèle numérique pour l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg. 221
Figure 8-14. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce. 222

Figure 8-15. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à -150°C. 222
Figure 8-16. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement obtenues expérimentalement et avec le modèle numérique pour l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg. 223
Figure 8-17. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à température pièce. 224
Figure 8-18. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à -150°C. 224
Figure 8-19. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement obtenues expérimentalement et avec le modèle numérique pour l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce. 226
Figure 8-20. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce. 226
Figure 8-21. Vue de dessus du déplacement suite à la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce. 227
Figure 8-22. a) Tranche d'un échantillon impacté à température pièce avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg et b) endommagement et prédiction de la délamination sur la tranche d'un échantillon pour une simulation avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce. 227
Figure 8-23. Courbes force-déplacement expérimentales et numériques obtenues avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5kg à température pièce, -70°C et -150°C. 228
Figure 8-24. Vue de dessus du déplacement suite à la simulation de l'impact avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg à température pièce, -70°C et -150°C. 229
Figure 8-25. Tranches d'échantillons impactés expérimentalement à température pièce, 70°C et -150°C et endommagement et prédiction de la délamination pour les simulations avec le modèle numérique à température pièce, -70°C et -150°C pour des échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 10kg. 230
Figure 8-26. Vue de dessus du déplacement suite à la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce, -70°C et -150°C. 231
Figure 8-27. a) Tranche d'un échantillon impacté à température pièce avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg et b) endommagement et prédiction de la délamination à température pièce, -70°C et -150°C pour l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5kg. 231
Figure 8-28. Vue de dessus du déplacement suite à la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à température pièce, -70°C et -150°C. 232
Figure 8-29. Tranches d'échantillons impactés expérimentalement à température pièce, 70°C et -150°C et endommagement et prédiction de la délamination pour les simulations avec le modèle numérique à température pièce, -70°C et -150°C pour des échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg. 232
Figure A-1. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg à température pièce. 261
Figure A-2. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg à -70°C. 262
Figure A-3. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg à -150°C. 263

Figure A-4. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 10 kg à température pièce. 264
Figure A-5. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 10 kg à -70°C. 265
Figure A-6. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 10 kg à -150°C. 266
Figure A-7. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce. 267
Figure A-8. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à -70°C. 268
Figure A-9. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à -150°C. 269
Figure A-10. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à température pièce. 270
Figure A-11. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à -70°C. 271
Figure A-12. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à -150°C. 272
Figure A-13. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce. 273
Figure A-14. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à -70°C. 274
Figure A-15. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à -150°C. 275

Tables des variables, sigles, abréviations et fonctions mathématiques

Variables		
Variable	Unités	Description
a		Coefficient de couplage du modèle de Ladevèze
A_j		Aire sous la courbe pour le calcul de la déformation plastique cumulée
A_e	m^2	Aire associée à un élément
A_{11}, A_{12}, A_{22}	N/m	Termes de la matrice de rigidité A
A_{12}^1, A_{12}^2	Pa	Aire sous la courbe contrainte-déformation en cisaillement avant (1) et après (2) l'initiation de la rupture
C	Pa	Paramètre de la loi d'écrouissage
[C], C_{9x9}	Pa	Matrice de rigidité
d, d'		Variables d'endommagement du modèle de Ladevèze
D		Pourcentage de réduction des propriétés hors-plan
$d_{ii,}$ $d_{ii}^{+,-}$		Variable d'endommagement dans la direction chaîne ou trame (ii=11,22), en traction ou en compression (+, -)
d_{ij}		Variable d'endommagement dans en cisaillement (ij=13, 23)
d_{ij}^{max}		Valeur maximale de la variable d'endommagement (ij= 11, 22, 12)
d_{12}, d_{12} ^{i}		Variable d'endommagement en cisaillement dans le plan 1-2 , au cycle i
$d_{12}^{I,max}$		Valeur maximale de la variable d'endommagement en cisaillement dans le plan 1-2 avant l'initiation de la rupture
d_{12}^I, d_{12}^{II}		Composante de la variable d'endommagement en cisaillement dans le plan 1-2 associée au comportement avant (1) et après (2) l'initiation de la rupture
d_{33}		Variable d'endommagement dans la direction 3
E(t)	J	Énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps
E	Pa	Module d'élasticité
E_i, $E_i^{+,-}$, $E_i^{T,C}$	Pa	Module d'élasticité dans les directions principales (i=1,2,3), en traction (+,T) ou en compression (-,C)
$\tilde{E}_x$, $E_x^{+,-}$, $E_x^{T,C}$	Pa	Module d'élasticité équivalent dans la direction x, en traction (+,T) ou en compression (-,C)
E_2^0	Pa	Module d'élasticité initial dans la direction 2
f	Pa	Surface de charge en plasticité
F	N	Force appliquée à l'échantillon
F^{max}	N	Force maximale

g	m/s^2	Constante gravitationnelle
G_c,$G_c^{ii,+,-}$	J/m^2	Taux de restitution d'énergie critique, dans la direction chaîne ou trame (ii = 11, 22), en traction ou en compression (+,-)
G_C^{12}	J/m^2	Taux de restitution d'énergie critique en cisaillement
G_{ij}	Pa	Module d'élasticité en cisaillement dans le plan i-j
g_v	J/m^3	Énergie dissipée par unité de volume
$G_{12}{}^i$	Pa	Module d'élasticité apparent en cisaillement après le cycle i
G_{12}^0	Pa	Module d'élasticité initial en cisaillement dans le plan 1-2
h	m	Épaisseur du nid d'abeilles
h_e	m	Dimension de l'élément
H	m	Épaisseur du stratifié
l_c	m	Longueur caractéristique
l_c^{max}	m	Longueur caractéristique maximale
k		Paramètre de la loi d'écrouissage
L, W		Directions principales du nid d'abeilles
L_L	m	Longueur dans la direction L
L_W	m	Longueur dans la direction W
m	kg	Masse de l'impacteur
p, p_i		Déformation plastique cumulée, au cycle i
$R(p)$	Pa	Loi d'écrouissage
S	Pa	Matrice de souplesse
t_p	m	Épaisseur d'une peau
t	s	Temps
t_1, t_2	m	Épaisseur de la paroi simple (1) ou double (2)
t_{13}, t_{23}, t_{33}	N	Efforts normal et tangentiels
u_{corr}	m	Correction du déplacement de la traverse
U_i, U_j, U_k	m	Déplacement dans la direction (i,j,k)
UR_i, UR_j, UR_k		Rotation autour de l'axe (i,j,k)
u_{tr}	m	Déplacement de la traverse
v_i	m/s	Vitesse initiale d'impact
$v(t)$	m/s	Vitesse de l'impacteur en fonction du temps
w	m	Largeur de l'éprouvette en compression
W_d	J/m^3	Densité d'énergie de déformation
X_{ii}, $X_{ii}^{+,-}$, $X_{ii}^{T,C}$	Pa	Contrainte à la rupture (ii=11,22,33), en traction (+,T) ou en compression (-,C)
X_{ij}	Pa	Contrainte à la rupture en cisaillement dans le plan (ij= 12,13, 23)
X_{Lz}, X_{Wz}	Pa	Résistance équivalente du nid d'abeilles en cisaillement dans les plans L-z et W-z
$X_{xx}^{T,C}$, $X_{xx}^{+,-}$	Pa	Contrainte à la rupture dans la direction x, en traction (+, T) ou en compression (-,C)
X_{zz}	Pa	Résistance équivalente en compression dans la direction hors-plan du nid d'abeilles
Y_d, $Y_{d'}$	Pa	Force thermodynamique du modèle de Ladevèze
Y_{12}^0	Pa	Force thermodynamique seuil
Y_{ii}^+	Pa	Force thermodynamique en traction dans la direction chaîne ou trame (ii=11, 22)
Y_{ij}	Pa	Force thermodynamique ij
Y_{12}, Y_{12}^i	Pa	Force thermodynamique en cisaillement dans le plan 1-2, au cycle i

Y_{12}^C	Pa	Force thermodynamique critique
$\underline{Y}$, $\underline{Y}^i$	Pa	Force thermodynamique équivalente, au cycle i
α		Angle de propagation de la fissure
α_i		Coefficient de couplage traction-cisaillement (i=1,2)
α_i^T	/°C	Coefficient d'expansion thermique dans la direction chaîne ou trame (i=1,2)
γ_{12}		Déformation en cisaillement
$\Delta\varepsilon_{ij}$		Composante de l'incrément de déformation
$\delta(t)$	m	Déplacement de l'impacteur en fonction du temps
ε		Déformation
ε_{ii}^{rup},$\varepsilon_{ii}^{rupt,+,-}$		Déformation initiant la rupture dans la direction chaîne ou trame (ii =11, 22) en traction ou en compression (+,-)
$\varepsilon_{ii}^{ult,+,}$,$\varepsilon_{ii}^{ult,+,-}$		Déformation ultime dans la direction chaîne ou trame (ii=11, 22) en traction ou en compression (+,-)
ε_{ii}, ε_{ij}		Composantes du tenseur de déformation
ε_p^{crit}		Déformation plastique critique qui définit la suppression d'éléments
ε_{12}^e		Déformation élastique en cisaillement dans le plan 1-2
ε_{12}^{ult}		Déformation ultime en cisaillement dans le plan 1-2
$\varepsilon_{12}^{i,\ min\ ,\ max}$		Déformation en cisaillement dans le plan 1-2 minimale (min) ou maximale (max) au cycle i
ε_{12}^p		Déformation plastique en cisaillement dans le plan 1-2
$\varepsilon_{12}^{p,max}$		Déformation plastique maximale en cisaillement dans le plan 1-2
ε_{12}^{rupt}		Déformation à la rupture en cisaillement dans le plan 1-2
ε_{12}^t		Déformation totale en cisaillement dans le plan 1-2
$\varepsilon_{33\ eq}$		Déformation équivalente en compression
$\dot{\lambda}$, $\Delta\lambda$		Multiplicateur plastique
σ	Pa	Contrainte
σ_{ii}, σ_{ij}	Pa	Composantes du tenseur de contrainte
σ_{ii}^T	Pa	Contrainte thermique dans la direction chaîne ou trame (ii=11,22)
σ_y, σ_0	Pa	Seuil de plasticité, limite élastique
σ_{Lz}, σ_{Wz}	Pa	Contraintes équivalentes en cisaillement dans les plan L-z et W-z
σ_{zz}	Pa	Contrainte équivalente hors plan
$\sigma_{12}^{i,\ min\ ,\ max}$	Pa	Contrainte en cisaillement dans le plan 1-2 minimale (min) ou maximale (max) dans le plan 1-2
σ_{12}^T	Pa	Contrainte thermique en cisaillement
σ_{33}^+	Pa	Contrainte hors-plan en traction
$\sigma_{33\ eq}$	Pa	Contrainte équivalente en compression
$\tilde{\sigma}_{12}$	Pa	Contrainte effective en cisaillement dans le plan 1-2
$\tilde{\sigma}_{22}$	Pa	Contrainte effective dans la direction 2
ρ	kg/m^3	Masse volumique
ρ_{eq}	kg/m^3	Masse volumique équivalente
υ, υ_{ij}		Coefficient de Poisson

Sigles et abréviations	
Sigles ou abréviations	Description
BVID	Barely visible impact damage
CAI	Compression après impact, compression after impact
CDM	Continuum damage mechanic
CFM	Computational fracture mechanic
CLT	Classical lamination theory
CNC	Computer numerical control
CP	Crack propagation
CZM	Cohesive zone model
DCB	Double cantilever beam
DIC	Digital image correlation
DMA	Dynamic mechanical analysis
H	Hybrid failure
LB	Local buckling
OCT	Over-height compact tension
PVC	Polyvinyl choride
RT	Room temperature
VCCT	Virtual crack closure technique

Fonctions mathématiques	
$\langle\rangle_+$	$\{x\} = \begin{cases} 0 & x < 0 \\ x & x \geq 0 \end{cases}$
max()	Valeur maximale de l'expression sur toute la plage temporelle

Remerciements

Mes remerciements vont tout d'abord à ma directrice de recherche Marie-Laure Dano. Merci pour toutes ces années de collaboration, j'ai énormément appris et évolué à tes côtés. J'ai eu droit à un encadrement exemplaire tout au long de ma thèse et je t'en remercie. Je veux ensuite remercier Marie-Josée Potvin ma codirectrice. Merci pour tous les conseils autant académiques que professionnels, tu es toujours de bons mots. J'ai eu la chance d'avoir deux directrices qui ont été pour moi à la fois modèles et mentores. Je vous en suis très reconnaissante. J'espère avoir le plaisir de continuer à collaborer avec vous deux dans les années à venir.

Je veux ensuite remercier les évaluateurs de cette thèse : Dennis Nandall, le professeur Rachid Boukhili et le professeur Augustin Gakwaya. Je considère le processus d'évaluation comme un privilège et je vous remercie d'avoir contribué à enrichir mon travail par vos réflexions.

Beaucoup de personnes au département de génie mécanique ont contribué à la réalisation de ces travaux de thèse. Mes remerciements vont particulièrement à André Chamberland, Jonathan Talbot, Stephen Gallup, Michel Dominique et Marc-André Plourde-Campagna. Je tiens à souligner l'apport inestimable d'Yves Jean dans mes travaux et je veux le remercier de sa collaboration précieuse. Il m'a beaucoup appris durant tout mon cursus universitaire du baccalauréat au doctorat.

Je veux aussi remercier le professeur Denis Rodrigue et Yan Giroux du département de génie chimique de m'avoir ouvert la porte de leur laboratoire.

Mes prochains remerciements vont au professeur Jean-Philippe Ponthot de l'Université de Liège pour m'avoir accueillie dans son laboratoire et à Geoffrey Deliège pour sa collaboration à mon travail durant mon séjour en Belgique.

Je veux aussi remercier et souligner l'apport de l'Agence spatiale canadienne qui a soutenu la réalisation de ces travaux de thèse entre autre en fournissant les matériaux nécessaires à leur

réalisation. J’ai eu le privilège de recevoir l’appui de plusieurs organismes durant ma thèse, je tiens à souligner le soutien reçu du CRSNG et de Zonta International.

Mes remerciements vont ensuite à mes collègues qui ont rendu ces années de doctorat plus agréables. Je pense ici à Simon, Justine, Aubin, Anton, Emna, Benjamin, Rédouane, Charles-Olivier et Julie. Je veux adresser un merci tout spécial à Philippe. Nos discussions m’ont beaucoup aidé à avancer dans mes travaux.

Catherine, Guillaume, Véronique et Alexis, merci pour vos précieux conseils toujours bienvenus. Je suis choyée d’avoir pu partager mes craintes et mes interrogations avec des amis ayant relevé avant moi avec brio le défi que représentent les études doctorales.

J’ai eu la chance d’avoir le soutien inconditionnel de mes parents durant toutes mes études. Votre amour, vos encouragements et particulièrement votre écoute sont à la base de mes succès. Je vous aime énormément. Maman, tu es un modèle pour moi. Ta force, ton audace et ta vaillance sont pour moi une source de motivation et de fierté immense.

Je veux terminer ces remerciements en m’adressant à mon copain François. Ce défi nous l’avons relevé ensemble. Merci d’avoir été ma deuxième paire de mains, mais surtout merci d’avoir été patient et aimant durant toutes ces années.

Avant-propos

Cette thèse inclut trois articles scientifiques. Ils sont précédés d'une revue de littérature et d'un chapitre introduisant la démarche expérimentale. Trois chapitres de facture conventionnelle complètent la thèse.

Premier article:
Effect of extreme low temperatures on the in-plane mechanical behavior of carbon/epoxy woven laminates

Mathilde Jean-St-Laurent, Marie-Laure Dano, Marie-Josée Potvin et Louis-Thomas Couture
Journal of Composite Materials
Date de soumission : 1er octobre 2019

L'article a été entièrement écrit par l'auteur de la thèse et a été révisé par les trois coauteurs. Le développement de la méthodologie et la réalisation des essais de traction et de cisaillement ont été effectués par l'auteur de la thèse. Le développement de la méthodologie des essais de compression a été effectué par l'auteur de la thèse avec la collaboration de Louis-Thomas Couture, stagiaire de recherche au premier cycle. Les essais de compression ont été réalisés par Louis-Thomas Couture sous la supervision de l'auteur de la thèse. Le développement de l'ensemble des travaux présentés dans l'article a été supervisé par la Professeur Marie-Laure Dano directrice de recherche et Marie-Josée Potvin.

L'article est actuellement en attente d'évaluation suite à la soumission.

Deuxième article:
Effect of extreme cold temperatures on quasi-static indentation and impact behavior of woven carbon fiber epoxy composite sandwich panels with Nomex honeycomb core

Mathilde Jean-St-Laurent, Marie-Laure Dano et Marie-Josée Potvin

Journal of Sandwich Structures and Materials
Date de soumission : 2 mai 2019
Date d'acceptation : 10 février 2020

L'article a été entièrement écrit par l'auteur de la thèse et a été révisé par les deux coauteurs. Le développement méthodologique, les essais et l'analyse des résultats ont été réalisés par l'auteur de la thèse sous la supervision de la Professeur Marie-Laure Dano directrice de recherche et Marie-Josée Potvin.

L'article a été accepté et est en attente de publication.

Troisième article

Compression after impact behavior of carbon/epoxy composite sandwich panels with Nomex honeycomb core subjected to low velocity impact at extreme cold temperatures

Mathilde Jean-St-Laurent, Marie-Laure Dano et Marie-Josée Potvin

L'article a été entièrement écrit par l'auteur de la thèse et a été révisé par les deux coauteurs. Le développement méthodologique, les essais et l'analyse des résultats ont été réalisés par l'auteur de la thèse sous la supervision de la Professeur Marie-Laure Dano directrice de recherche et Marie-Josée Potvin.

Le troisième article est une suite directe du deuxième article. Sa soumission aura lieu suite à l'acceptation du second article. Il est inclus dans la thèse sous la forme à laquelle il sera soumis.

Introduction

Mise en contexte

Les panneaux sandwiches en matériaux composites avec une âme en nid d'abeilles de Nomex sont considérés pour la fabrication de robots d'exploration lunaire. Ces structures possèdent d'excellentes propriétés mécaniques et thermiques et sont d'une grande légèreté. Autant d'atouts qui en font un matériau de choix pour les applications spatiales.

Sur la lune, un robot d'exploration lunaire va être exposé à un environnement extrême. Les températures entre le jour et la nuit lunaire varient entre 120°C et -150°C [1]. De plus, sur la lune, certaines zones ne sont jamais exposées à la lumière du soleil. Elles sont caractérisées par un état d'ombre permanent. Dans ces zones, les températures peuvent descendre jusqu'à -200°C [1]. Ces zones suscitent un intérêt grandissant pour la recherche et l'exploration entre autres en raison de la présence d'eau. Afin d'explorer ces nouvelles zones d'intérêt, un robot d'exploration lunaire va être exposé à des températures froides extrêmes pour de longues périodes de temps.

L'exposition prolongée à des températures extrêmes génère de nombreux défis quant à la conception et au développement de la nouvelle génération de robots d'exploration lunaire. Survivre à la nuit lunaire est un défi en soit, opérer dans ces conditions en est un autre. Pour ce faire, il faut isoler les composantes internes du robot. Les panneaux sandwiches en matériaux composites avec une âme de type nid d'abeilles de Nomex ont été établis comme un matériau de choix à cette fin. Toutefois, les structures composites telles que les panneaux sandwiches sont sensibles aux variations de température. La variation de température entre la température de cuisson et la température d'utilisation génère des contraintes thermiques causées par l'importante hétérogénéité et l'importante anisotropie des structures composites. De plus, la température affecte aussi le comportement mécanique des constituants du panneau sandwich: les peaux en composites et le nid d'abeilles de Nomex.

Un autre défi important pour le développement de robots d'exploration lunaire consiste à se déplacer sur la surface de la lune. Le sol lunaire est caractérisé par la présence d'une épaisse couche de poussière lunaire. Par endroit, cette couche peut atteindre jusqu'à 30 centimètres. Elle contribue à masquer la vraie nature du sol sur lequel le robot évolue. Le terrain lunaire étant accidenté, des impacts entre le robot et son environnement sont envisageables. Or, les structures composites sont reconnues pour leur mauvaise résistance aux chargements d'impact. De plus, dans une optique d'exploration des zones ombragées de la lune, ces impacts auront lieu à des températures froides extrêmes.

L'impact est une problématique commune à la plupart des applications où l'on retrouve les composites hautes performances. Les impacts peuvent se produire lors de la fabrication et de la manutention des structures composites ou bien en service. C'est le cas des impacts de débris projetés sur un avion au moment du décollage ou de l'atterrissage, de l'impact de la grêle ou d'un oiseau en vol ou plus simplement d'un outil échappé sur la structure. Pour les structures spatiales en orbite, l'impact de débris spatiaux est aussi une problématique importante. Il existe donc une littérature conséquente sur le comportement à l'impact des structures composites [2–8].

Parmi les travaux sur l'impact de structures composites, une quantité limitée ont porté sur l'impact à des températures froides extrêmes [9–11]. De plus, si on s'intéresse plus spécifiquement à l'effet de la température sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites, deux constats s'imposent. Tout d'abord, aucun essai d'impact n'a été effectué à des températures suffisamment froides pour être représentatives de l'environnement lunaire pour ce type de structures. Seuls des essais d'impact à -70°C ont été effectués sur des panneaux sandwiches pour des applications navales [12]. C'est la température d'impact la plus froide répertoriée pour l'étude des panneaux sandwiches en matériaux composites. Ensuite, les panneaux sandwiches étudiés dans les différents travaux portant sur l'effet de la température sur le comportement à l'impact ne se qualifieraient pas pour la fabrication de robots d'exploration lunaire.

À la lumière de ces observations, il est donc évident que la littérature existante est insuffisante pour couvrir l'utilisation de panneaux sandwiches en matériaux composites pour des applications spatiales pour lesquelles des chargements d'impact sont envisageables.

Description du projet

Le projet développé dans le cadre de cette thèse est effectué en collaboration avec l'Agence spatiale canadienne. Il a pour objectif d'étudier l'effet des températures froides sur le comportement à

l'impact à basse vitesse de panneaux sandwiches en matériaux composites pour la fabrication de robots d'exploration lunaire. Le panneau étudié est fait de deux peaux constituées de fibres de carbone et d'une résine époxyde et d'une âme en nid d'abeilles de Nomex.

Afin d'étudier l'effet de la température sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites, le projet est scindé en deux volets : un volet expérimental et un volet numérique. Une campagne expérimentale d'envergure est essentielle puisque le projet a pour objectif premier de pallier au manque de connaissances et de données expérimentales sur le comportement à l'impact des structures sandwiches à des températures froides extrêmes. La campagne expérimentale se divise en trois grandes catégories d'essais: les essais de caractérisation, les essais d'impact et les essais de compression après impact.

Le deuxième volet du projet développé dans le cadre de cette thèse consiste au développement d'un modèle par éléments finis pour la simulation de l'impact sur des panneaux sandwiches à différentes températures. Le développement d'outils numériques fiables est un des défis les plus importants associés au développement et à l'étude des structures composites.

Objectifs et contributions attendues du projet

Volet expérimental

L'objectif premier du volet expérimental est de comprendre et quantifier l'effet des températures froides extrêmes sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites. À cette fin, la campagne expérimentale est divisée en trois phases.

Phase1 : Essais de caractérisation

Les essais de caractérisation ont été pensés pour répondre à deux besoins du projet. Le premier : comprendre et quantifier l'effet des températures froides sur le comportement des constituants du panneau sandwich soit les peaux en composites et le nid d'abeilles de Nomex soumis à des chargements mécaniques simples. Les chargements d'impact sont complexes. Ce type de chargement induit un état de contraintes tridimensionnelles et engendre une importante variété d'endommagements. De plus, pour les panneaux sandwiches, l'interaction entre le comportement des peaux et du matériau d'âme complique l'analyse des différents phénomènes en jeu. Il est donc primordial de pouvoir isoler l'effet de la température sur le comportement mécanique des constituants du panneau sandwich soumis à différents types de chargements. Les connaissances acquises dans cette phase du projet vont permettre une meilleure analyse de l'effet de la température sur le comportement à l'impact du panneau sandwich étudié.

Ensuite, les essais de caractérisation permettent de déterminer expérimentalement les propriétés mécaniques des matériaux étudiés. Ces propriétés sont essentielles au développement et à l'application du modèle numérique.

La réalisation de cette phase de la campagne expérimentale contribue à compléter la base de données sur le comportement à basse température des stratifiés en matériaux composites et des structures nid d'abeilles de Nomex par la réalisation rigoureuse d'essais expérimentaux combinée à une analyse complète des données obtenues s'appuyant sur la littérature déjà existante.

Phase II : Essais d'impact

Les essais d'impact constituent le cœur de la campagne expérimentale développée. Cette seconde portion de la campagne expérimentale inclut à la fois la réalisation des essais d'impact et la caractérisation de l'endommagement induit en fonction de la température d'impact. Les températures étudiées dans le cadre de cette thèse sont jusqu'à présent les plus froides à avoir été appliquées à l'étude du comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites.

Le premier objectif des essais d'impact est de quantifier et comprendre l'effet des températures froides extrêmes sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites par l'analyse de données expérimentales. Le second objectif consiste à identifier et quantifier les différents types d'endommagement induits lors du chargement d'impact. Finalement, le troisième objectif vise à comprendre et quantifier l'effet de la température sur les différents mécanismes d'endommagement.

Phase III : Compression après impact

Sur la lune, le remplacement ou bien la réparation d'une pièce endommagée est encore pour le moment inenvisageable. Ce faisant, l'étude du comportement après impact des panneaux sandwiches endommagés s'avère importante. De plus, la caractérisation du comportement après impact est une mesure en soi de l'endommagement induit à chaque température. Les essais de compression après impact sont la troisième et dernière catégorie d'essais effectuée dans le cadre de cette thèse. Ce type d'essais a été retenu puisque la compression dans le plan est reconnue comme étant un des types de chargements les plus affectés par les endommagements induits lors de l'impact sur structures composites [5].

L'objectif de ces essais est de comprendre et quantifier l'effet de la température d'impact sur la résistance résiduelle et les modes de rupture en compression après impact.

Volet numérique

Pour le second volet du projet, l'objectif principal est de prédire le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites à différentes températures et pour différentes conditions d'impact en développant un modèle par la méthode des éléments finis.

Le développement du modèle numérique inclut le développement de modèles de comportement pour le matériau composite et pour la structure nid d'abeilles de Nomex. Le développement de ces deux modèles respectifs s'appuie sur la littérature et sur les observations expérimentales du comportement mécanique du matériau composite et du nid d'abeilles de Nomex à différentes températures.

Organisation de la thèse

Le premier chapitre de la thèse présente la revue de littérature. Elle couvre le comportement à l'impact des panneaux sandwiches en matériaux composites. L'effet de la température sur le comportement mécanique des stratifiés en matériaux composites, des structures nid d'abeilles de Nomex et des panneaux sandwiches est revu en détail. La revue de littérature aborde aussi la modélisation de l'impact sur panneaux sandwiches par la méthode des éléments finis. Les études ayant porté sur l'impact et la modélisation de l'impact sur de structures composites à différentes températures sont présentées en détail.

Le Chapitre 2 porte sur le développement de la campagne expérimentale. Ce chapitre est intégré à la thèse pour donner une vue d'ensemble de la démarche expérimentale et des différents essais expérimentaux réalisés dans le cadre de ce projet.

Les Chapitres 3 à 5 sont les chapitres par insertion d'articles. Ils portent respectivement sur les trois volets de la campagne expérimentale soient la caractérisation du comportement mécanique du matériau composite à différentes températures, les essais d'impact à différentes températures et la compression après impact des panneaux sandwiches.

Les Chapitres 6 à 8 portent sur le développement du modèle numérique par la méthode des éléments finis pour la simulation de l'impact à différentes températures. Les Chapitres 6 et 7 sont respectivement dédiés au développement du modèle de comportement pour le matériau composite et le nid d'abeilles de Nomex. Le Chapitre 8 présente le modèle global et les résultats des simulations. Les résultats obtenus sont validés avec les résultats expérimentaux présentés au Chapitre 4.

Finalement, la thèse se termine par un survol des grandes conclusions du projet ainsi que ses contributions majeures. Des perspectives de recherche quant à l'impact sur structures composites et de façon plus générale le comportement des structures composites à basse température sont proposées.

Chapitre 1

Revue de littérature

1.1. Introduction

Ce chapitre présente une revue de littérature détaillée qui permet de situer la thèse par rapport à l'état de l'art sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites plus particulièrement à différentes températures.

La première portion du chapitre s'intéresse aux panneaux sandwiches et à leurs constituants.

Ensuite, l'impact sur structures composites est abordé en insistant sur le comportement à l'impact à basse vitesse de panneaux sandwiches en matériaux composites. Les différents types d'endommagement induits lors de l'impact et les différents facteurs qui influencent le comportement à l'impact des panneaux sandwiches sont étudiés. Finalement, le comportement après impact de ce type de structures est abordé.

L'effet de la température sur le comportement de structures composites est ensuite détaillé en mettant l'emphase sur l'effet de la température sur le comportement à l'impact des panneaux sandwiches en matériaux composites.

Finalement, la dernière section de la revue de littérature est consacrée à la modélisation de l'impact sur des panneaux sandwiches en matériaux composites. Dans cette dernière section, la modélisation de structures composites à l'échelle du pli et la modélisation de structures nid d'abeilles sont abordées avant de s'attarder plus spécifiquement à la modélisation de l'impact sur structures composites à différentes températures.

1.2. Panneaux sandwiches en matériaux composites

Un panneau sandwich est constitué de deux peaux généralement minces et résistantes et d'une âme légère et plus épaisse. Ce type de construction permet d'obtenir des structures rigides particulièrement en flexion et très légère. Elles sont de plus en plus utilisées pour les applications spatiales, navales, aéronautiques, par l'industrie éolienne, etc.

Les panneaux sandwiches sont conçus afin que les peaux reprennent les chargements dans le plan et les moments de flexion autour des axes x et y (Figure 1-1) et assurent la rigidité en flexion, alors que l'âme reprend les chargements de cisaillement induits par les efforts hors-plan [13].

Les peaux sont généralement faites en matériaux composites ou en alliage léger. Dans le cadre de cette thèse, ce sont les panneaux sandwiches avec des peaux en matériaux composites qui sont plus spécifiquement étudiés. Pour ce qui est des matériaux d'âme, on peut les classer en deux catégories : les âmes pleines et les âmes creuses. On retrouve parmi les âmes pleines le balsa, les mousses cellulaires et les mousses syntactiques [14]. Les âmes creuses se retrouvent principalement sous la forme de nids d'abeilles en divers matériaux tels que : l'aluminium, le papier kraft, les fibres d'aramides et les fibres de Kevlar. Ces dernières peuvent être trempées dans une résine. Ici, l'intérêt porte sur les âmes en nid d'abeilles composées de fibres et de résine. La revue de littérature n'exclut toutefois pas les panneaux sandwiches faits avec d'autres types de matériaux d'âme.

La Figure 1-1 présente un panneau sandwich avec une âme de type nid d'abeilles. Les directions x et y sont associées au comportement plan du panneau sandwich, alors que la direction z correspond à la direction hors-plan.

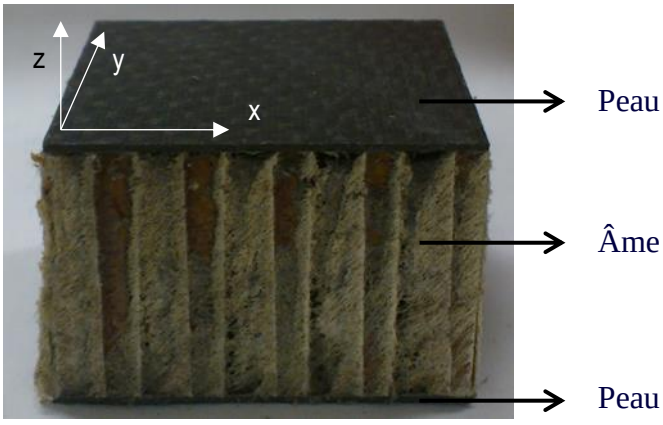


Figure 1-1. Panneau sandwich en matériaux composites.

1.2.1. Peaux en matériaux composites

Parmi les matériaux les plus communs utilisés pour les peaux en matériaux composites, on retrouve les stratifiés en fibres de verre ou de carbone combinés à une résine thermodurcissable ou thermoplastique. Les plis formant le stratifié peuvent être unidirectionnels ou tissés (Figure 1-2). Pour un pli unidirectionnel, les directions principales (directions 1 et 2) correspondent à la direction longitudinale et à la direction transversale des fibres (Figure 1-2 a). Pour les plis tissés, les directions principales (directions 1 et 2) sont associées aux directions du tissage et sont appelées les directions chaîne et trame respectivement (Figure 1-2 b). Il existe plusieurs sortes de plis tissés. Parmi les plus communs, on retrouve les tissés de type toile, sergé, ou satin.

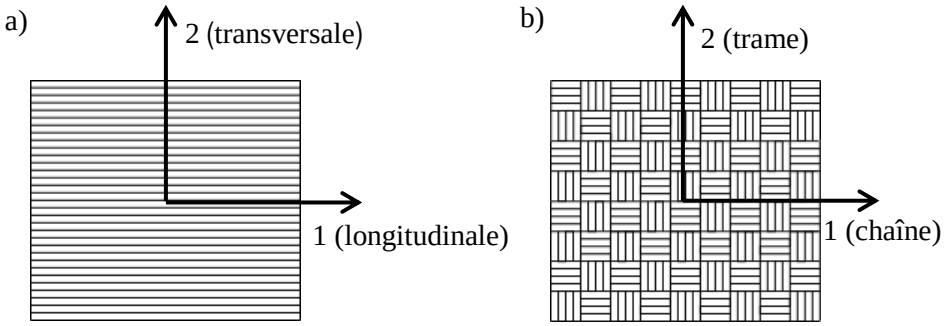


Figure 1-2. Directions principales pour a) un pli unidirectionnel ou b) tissé (type toile).

1.2.2. Nid d'abeilles de Nomex

Les nids d'abeilles de Nomex sont formés de papier Nomex (fibres d'aramide) trempé dans une résine phénolique. Les feuilles de papier Nomex sont mises en forme et assemblées pour former la structure nid d'abeilles. Un adhésif de résine thermodurcissable est principalement utilisé pour assembler les feuilles de papier Nomex [15]. Une fois la structure assemblée, elle est trempée dans la résine phénolique. L'épaisseur du papier et l'épaisseur de la couche de résine phénolique déterminent la densité équivalente de la structure nid d'abeilles. La Figure 1-3 présente le processus de mise en forme et d'assemblage de la structure nid d'abeilles de Nomex. Étant donné la nature du processus de fabrication du nid d'abeilles, la cellule hexagonale est caractérisée par la présence de doubles parois dans une direction due à l'assemblage des papiers Nomex après leur mise en forme. La direction de la double paroi est appelée direction ruban (direction L) et la direction transversale est appelée direction d'expansion (direction W) (Figure 1-4). La direction z est associée au comportement hors-plan.

Dans cette thèse, le terme papier Nomex fait référence au papier avant qu'il soit trempé dans la résine phénolique. Le terme Nomex fait référence à la combinaison de la résine phénolique et du papier Nomex. Finalement, le terme nid d'abeilles de Nomex est utilisé pour faire référence à la structure nid d'abeilles dans son ensemble. Le comportement mécanique des structures nid d'abeilles et celui du Nomex et de ses constituants sont abordés aux sections 1.4.2 et 1.5.2 de ce chapitre.

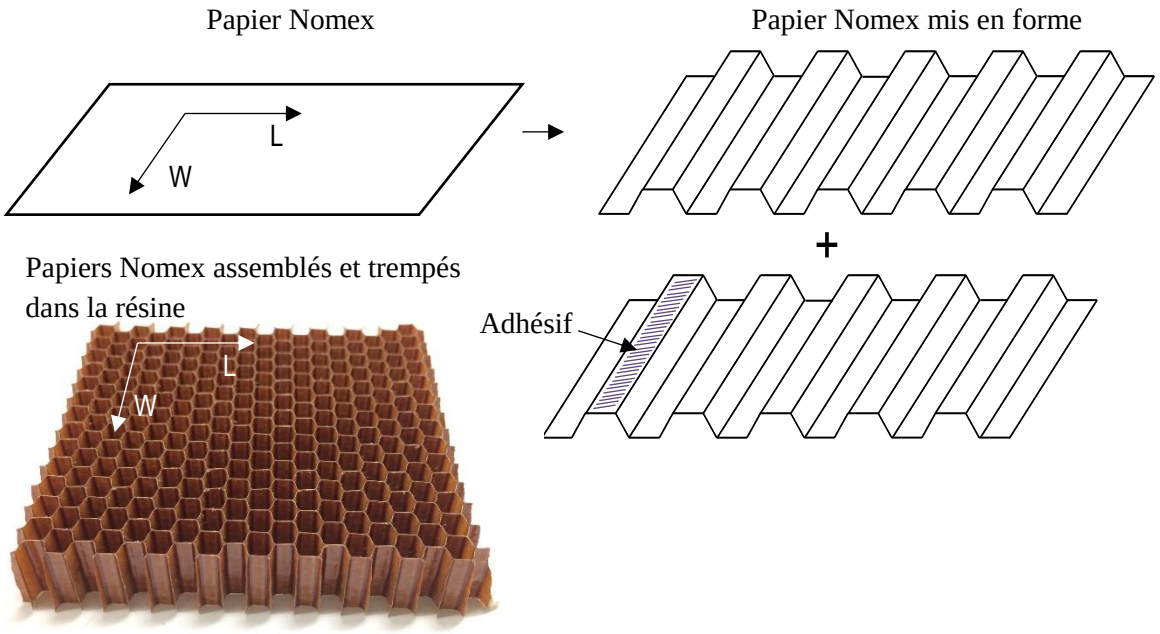


Figure 1-3. Mise en forme du nid d'abeilles de Nomex.

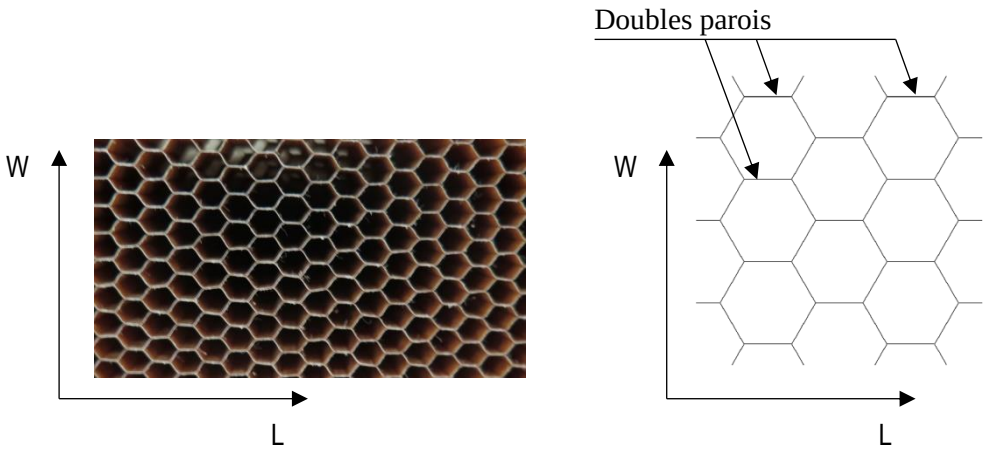


Figure 1-4. Directions principales du nid d'abeilles.

1.3. Impact sur structures composites

Les structures composites sont reconnues pour leur mauvaise résistance et leur mauvaise tolérance aux chargements d'impact. C'est pourquoi l'étude du comportement à l'impact de stratifiés et de panneaux sandwiches en matériaux composites a déjà reçu beaucoup d'attention [2–8].

La résistance à l'impact est définie comme étant la capacité d'une structure à résister à l'endommagement lors du chargement d'impact, alors que la tolérance à l'impact caractérise la capacité d'une structure à soutenir des chargements une fois endommagée.

Dans cette section de la revue de littérature, la classification des différents types de chargements d'impact est abordée. Les différents mécanismes d'endommagement propres aux panneaux sandwiches sont présentés. Les facteurs qui influencent le comportement à l'impact des panneaux sandwiches sont ensuite détaillés. Finalement, un survol de l'effet de l'endommagement induit lors de l'impact sur le comportement mécanique après impact des panneaux sandwiches est effectué.

1.3.1. Essais d'impact

Types d'impact

On classifie souvent l'impact en fonction de la vitesse de l'impacteur au moment de l'impact. Ainsi, on obtient deux principaux types d'impact : les impacts à basse vitesse et les impacts à haute vitesse aussi appelés impacts balistiques. Il n'existe pas de distinction claire et universelle dans la littérature permettant de séparer les deux types d'impact. Certains auteurs ont proposé une vitesse maximale associée aux impacts à basse vitesse, alors que d'autres se basent plutôt sur le comportement de la plaque pour distinguer les impacts à basse vitesse des impacts à haute vitesse. Finalement, certains travaux considèrent même une troisième catégorie d'impact : les impacts à vitesse intermédiaire. De façon générale, pour un impact à basse vitesse, le comportement global de la structure est important puisque la durée de l'impact est suffisante pour que toute la structure soit sollicitée [5,6]. Une autre méthode utilisée pour classifier les types d'impact est basée sur le niveau d'endommagement induit. On différencie ainsi les endommagements à peine visibles (BVID), les endommagements visibles lors d'une inspection complète et les endommagements visibles immédiatement [7]. Il a été démontré que même pour les endommagements à peine visibles qui ne sont pas détectables lors d'une inspection visuelle complète de la structure, les propriétés résiduelles des matériaux composites peuvent être grandement affectées [6]. Ici, ce sont principalement les impacts à basse vitesse qui sont abordés.

Méthodes expérimentales pour étudier l'impact

Il existe plusieurs méthodes expérimentales pour reproduire l'impact à basse vitesse. Parmi celles-ci, on retrouve les essais Charpy et les essais Izod. Ces deux types d'essais utilisent un pendule pour impacter l'échantillon. Ils sont beaucoup utilisés pour les matériaux isotropes. L'utilisation d'une tour de chute pour reproduire expérimentalement l'impact hors-plan dans les matériaux composites est toutefois plus adaptée [5]. La majorité des travaux présentés dans la revue de littérature portant sur l'impact à basse vitesse utilise cette dernière technique. Pour les impacts à haute vitesse ou les impacts balistiques, cette dernière méthode ne permet pas de lancer le projectile à des vitesses suffisamment élevées. Pour ce type d'impact, on utilise plutôt un canon pour lancer le projectile.

La Norme ASTM D7136 [16] porte sur la résistance à l'impact de stratifiés en matériaux composites en utilisant une tour de chute alors que la Norme ASTM D7766 [17] porte sur la résistance à l'impact et à l'indentation quasi-statique de panneaux sandwiches en matériaux composites. Cette dernière norme indique comment adapter la Norme ASTM D7136 [16] pour la réalisation d'essais d'impact sur les panneaux sandwiches ou la Norme ASTM D6264 [18] pour la réalisation d'essais d'indentation quasi-statique. Toutefois, l'utilisation de la Norme ASTM D7766 [17] n'est pas répandue dans la littérature pour la réalisation d'essais d'impact sur les panneaux sandwiches.

Afin d'étudier le comportement à l'impact des structures composites, les courbes de la force en fonction du temps, force-déplacement et de l'énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps sont d'utilisation courante. La durée de l'impact, la force maximale, le déplacement maximal et l'énergie absorbée sont tous des paramètres fréquemment utilisés pour étudier et caractériser l'impact.

Évaluation de l'endommagement

Il existe diverses méthodes pour détecter, observer et quantifier l'endommagement de structures composites impactées. On peut les séparer en deux catégories, les méthodes destructives et les méthodes non destructives. Cette dernière catégorie est avantageuse puisqu'une fois l'endommagement évalué, on peut encore utiliser les panneaux impactés pour déterminer les propriétés résiduelles du matériau.

Parmi les méthodes non destructives, notons l'inspection par ultrasons, l'étude acoustique, la thermographie infrarouge, les mesures aux rayons X, la mesure de la profondeur d'indentation résiduelle, etc. L'inspection par ultrasons est une technique fréquemment rencontrée dans la littérature pour évaluer l'endommagement. Cette méthode permet entre autres d'obtenir la surface

du stratifié endommagée par la délamination (C-scan). Pour les panneaux sandwiches, des études [19,20] ont montré que les C-scans permettent d'obtenir la surface pour laquelle il y a écrasement de l'âme. La mesure de la profondeur d'indentation de l'éprouvette est aussi beaucoup utilisée. Cette technique a l'avantage d'être facile à mettre en œuvre. Par contre, l'information obtenue est limitée. De plus, quelques auteurs [19,21] ont souligné que la mesure de la profondeur d'indentation ne donnerait pas une bonne indication de la résistance résiduelle du panneau sandwich endommagé par opposition à l'aire de la zone endommagée [19] ou bien la largeur de la zone endommagée [21]. En effet, Raju et al. [19] ont étudié la résistance et la tolérance à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites impactés avec deux tailles d'impacteurs. Les résultats montrent qu'il n'y a pas de corrélation entre la profondeur d'indentation et la résistance en compression des panneaux endommagés, mais qu'il y a plutôt corrélation avec l'aire de la zone endommagée.

Pour ce qui est des méthodes destructives, l'observation de la section de l'échantillon endommagé est pratique courante. Cette dernière méthode est souvent combinée aux méthodes non destructives.

1.3.2. Mécanismes d'endommagement des panneaux sandwiches en matériaux composites sous impact

L'endommagement induit dans les panneaux sandwiches lors de l'impact peut être divisé entre l'endommagement des peaux et du matériau d'âme. Parmi les principaux types d'endommagement des peaux, notons : les fissures de la matrice, la rupture des fibres, les décohésions entre les fibres et la matrice et la délamination [22]. L'écrasement de l'âme et la rupture en cisaillement de l'âme sont les deux principaux modes d'endommagement du matériau d'âme associés à l'impact [5]. Dans le cas spécifique des âmes en nid d'abeilles, le flambement des cellules et l'écrasement des cellules par la formation de plis sont les principaux modes d'endommagement. Pour ce type de matériau d'âme, la rupture des parois du nid d'abeilles est aussi un mode d'endommagement possible. Ce dernier mode de rupture est associé aux nids d'abeilles en matériaux composites avec des parois plus épaisses (Nomex, fibres de verre et résine phénolique ou thermoplastique) [7,8]. Finalement, la délamination entre l'âme et les peaux est aussi un type d'endommagement fréquemment observé suite aux chargements d'impact.

1.3.3. Facteurs qui influencent le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites

Parmi les paramètres principaux qui influencent le comportement à l'impact de panneaux sandwiches, on peut distinguer les paramètres d'essai et les paramètres matériau. Les paramètres

d'essai sont propres à la définition des essais d'impact, alors que les paramètres matériau sont propres au panneau sandwich testé.

Paramètres d'essai :

- Taille et forme de l'impacteur [19,20,23–26]
- Énergie d'impact (masse et vitesse de l'impacteur) [19,20,22,24–37]
- Conditions d'appui [19]
- Température au moment de l'impact [12,38–42]

Paramètres matériau :

- Nature du matériau d'âme [22,26,31,33]
- Épaisseur et densité du matériau d'âme [19,20,22–24,26–29,33,43-45]
- Nature des peaux [19,34,37,43,44]
- Séquence de plis des peaux et architecture des plis [27]
- Épaisseur des peaux [19,20,23,24,26,29,30,32,33,36,45,46]

Dans cette section de la revue de littérature, l'effet de ces différents paramètres d'essai et matériau sur le comportement à l'impact est abordé à l'exception de l'effet de la température d'impact qui est abordé plus en détail à la section 1.4.4. Cette section de la revue de littérature ne se veut pas un résumé exhaustif de tous les travaux effectués sur l'impact des panneaux sandwiches en matériaux composites, mais a plutôt comme objectif de donner au lecteur une idée de l'influence de ces différents paramètres sur le comportement à l'impact de ce type de structures. Elle permet aussi de donner un aperçu des paramètres les plus fréquemment rencontrés dans la littérature pour les essais d'impact.

Taille et forme de l'impacteur

De façon générale, ce sont les impacteurs avec un bout hémisphérique qui sont les plus largement utilisés dans la littérature. Pour ce qui est du diamètre de l'impacteur, 12.7 mm est une des valeurs les plus souvent rencontrées. Toutefois, la norme ASTM D7136 [16] sur l'impact de stratifiés prescrit l'utilisation d'un impacteur de 16 mm de diamètre.

Dans l'optique d'étudier l'impact pour des applications pour lesquelles la taille et la forme de l'impacteur peuvent varier, il est nécessaire de s'intéresser à l'effet de ces deux paramètres sur le comportement à l'impact. Tomblin et al. [20] ont étudié l'effet de la taille de l'impacteur sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches avec des peaux en fibres de carbone et une âme en nid d'abeilles de Nomex. Les impacteurs utilisés avaient une forme hémisphérique avec des diamètres de 25.4 mm et 76.2 mm. Pour le plus petit des impacteurs, l'endommagement apparaît à des forces beaucoup plus faibles. Ils ont aussi observé que le type d'endommagement est influencé par la taille de l'impacteur. Ainsi, pour l'impacteur avec un diamètre de 76.2 mm, l'endommagement est plutôt au niveau de l'âme : écrasement de l'âme et décohésion entre les peaux et l'âme. Pour l'impacteur de 25.4 mm, les peaux sont aussi endommagées. Ils ont aussi observé une profondeur d'indentation plus grande pour l'impacteur de 25.4 mm, mais aussi plus localisée que pour l'impacteur de 76.2 mm. Marouene [23] a étudié l'effet de la taille de l'impacteur sur le comportement à l'impact à basse vitesse de panneaux sandwiches avec des peaux en fibres de verre et une âme en mousse PVC. Il a observé que plus l'impacteur est gros plus l'énergie critique initiant l'endommagement augmente. Il a aussi observé que pour les plus gros impacteurs, l'importance de l'énergie d'impact sur la résistance à l'impact diminue.

Zhou et Hill [47] ont étudié l'effet de la forme de l'indenteur sur le comportement de panneaux sandwiches en matériaux composites avec une âme en nid d'abeilles de Nomex ou d'aluminium soumis à de l'indentation quasi-statique. Pour ce faire, ils ont utilisé un indenteur à bout hémisphérique et un indenteur à bout plat de même diamètre. Ils ont observé que la forme de l'indenteur influence la force à laquelle apparaît l'endommagement.

Énergie d'impact

L'énergie d'impact est définie comme l'énergie de l'impacteur juste avant l'impact. L'énergie d'impact est un facteur important sur le comportement à l'impact. Pour les impacts à basse vitesse, il a été démontré qu'augmenter l'énergie d'impact à un effet significatif sur la force maximale, l'énergie absorbée et l'endommagement. Non seulement l'endommagement a tendance à augmenter avec l'énergie d'impact, mais sa nature peut aussi changer. Lie [27] a étudié le comportement à l'impact de panneaux sandwiches avec des peaux en graphite-époxyde et une âme en nid d'abeilles de Nomex. Pour de faibles niveaux d'énergie, un écrasement de l'âme a été observé sans endommagement des peaux. En augmentant le niveau d'énergie, il a observé successivement l'apparition de microfissures de la matrice, de ruptures des fibres et de délaminations entre les plis et entre les peaux et l'âme. McQuigg [28] a aussi étudié l'effet du niveau d'énergie sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches avec une âme en nid d'abeilles de Nomex. En

augmentant le niveau d'énergie, il a observé que la profondeur et la largeur de la zone d'indentation augmentent jusqu'à atteindre un plateau, alors que la fissuration continue d'augmenter. Dans leurs travaux, Bernard et Lagace [22] montrent que, pour les panneaux sandwiches en carbone-époxyde avec une âme en nid d'abeilles de Nomex, le diamètre de la zone endommagée est plus influencé par le diamètre de l'impacteur que par l'énergie d'impact. En effet, le diamètre de la zone endommagée se limite à une grandeur maximale qui avoisine deux fois le diamètre de l'impacteur. Une conclusion similaire a été obtenue par Rosenfeld et Gause [48]. Bernard et Lagace [22] ont aussi observé qu'en dessous d'un certain niveau d'énergie, il n'y a que le matériau d'âme qui est endommagé, ce qui confirme les résultats obtenus par Lie [27]. Herup et Palazotto [32] ont étudié le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en graphite-époxyde avec un nid d'abeilles de Nomex. Ils ont montré que la force associée aux premiers endommagements majeurs est indépendante de l'énergie d'impact.

Il existe deux façons de varier l'énergie d'impact : faire varier la vitesse ou la masse de l'impacteur. Ces deux façons de procéder n'engendrent pas les mêmes résultats quant au comportement à l'impact. Freeman et al. [29] ont étudié l'effet de la masse de l'impacteur sur le comportement à l'impact à basse vitesse de panneaux sandwiches avec une âme en mousse et des peaux de plis tissés en carbone-époxyde. Ils ont observé que pour un niveau d'énergie constant, augmenter la masse de l'impacteur augmente le niveau d'endommagement.

Conditions d'appui du panneau sandwich au moment de l'impact

Parmi les impacts à basse vitesse, on peut distinguer les impacts avec de grandes masses et les impacts avec de faibles masses. De façon générale, si la masse de l'impacteur est deux fois plus grande que la masse du panneau, on est en présence d'un impact à grande masse [49]. Généralement, lors d'un impact à grande masse, les conditions limites vont influencer le comportement de la structure lors de l'impact [4]. La plupart des travaux présentés ici portent sur des impacts à grande masse. Ce faisant, les conditions d'appui au moment de l'impact doivent être considérées. Le type de conditions d'appui que l'on retrouve le plus fréquemment dans la littérature est un encastrement circulaire de l'éprouvette. Une éprouvette rectangulaire simplement supportée par des rouleaux dans une direction est aussi souvent rencontrée dans la littérature.

Bien qu'il soit accepté que les conditions d'appui ont une influence sur le comportement à l'impact à basse vitesse, peu de recherches se sont penchées sur l'effet de ce paramètre. Raju et al. [19] ont étudié l'effet des conditions d'appui sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en carbone-époxyde avec une âme en nid d'abeilles de Nomex. Ils ont étudié deux types de conditions

d'appui : simplement supporté et encastré. L'étude a été faite pour différentes épaisseurs de peaux et de matériau d'âme, deux tailles d'impacteurs et différents niveaux d'énergie. Ils n'ont pas observé de différences significatives sur la force maximale au moment de l'impact entre les deux types de supports. Ils ont conclu que pour les cas étudiés, le comportement à l'impact est influencé par l'indentation locale du panneau sandwich.

Matériaux d'âme

Le choix du matériau d'âme a une très grande influence sur le comportement à l'impact. En effet, le comportement de l'âme joue un rôle majeur sur l'indentation au moment de l'impact [2,8]. Il est donc important de comprendre comment les propriétés de l'âme vont influencer le comportement à l'impact. Freeman et al. [29] ont observé que la force maximale à l'impact augmente avec la densité du matériau d'âme. Des résultats similaires ont été obtenus par Park et al. [43], mais en faisant plutôt varier l'épaisseur du matériau d'âme. Effectivement, ils ont observé que pour des âmes plus épaisses, la force maximale à l'impact augmente. Ils ont aussi observé que l'effet de l'épaisseur de l'âme dépend du type de peaux. Ainsi pour des peaux en fibres de verre, moins rigides que des peaux en fibres de carbone, ils ont noté que l'épaisseur de l'âme avait une influence beaucoup plus grande. Finalement, Tomblin et al. [20] ont étudié l'effet de l'épaisseur de l'âme sur la grandeur de la zone d'endommagement pour des panneaux sandwiches en carbone-époxyde avec un nid d'abeilles de Nomex. Pour les panneaux sandwiches avec les âmes les plus épaisses, la zone d'endommagement est réduite.

Séquence de plis, épaisseur du stratifié et matériaux choisis pour les peaux

La séquence de plis, l'épaisseur du stratifié et les matériaux choisis pour former les peaux ont une influence considérable sur le comportement à l'impact. Par exemple, les fibres de carbone ont une déformation à la rupture beaucoup plus petite que les fibres de verre. Les fibres de verre peuvent emmagasiner environ trois fois plus d'énergie élastique que les fibres de carbone [6] ce qui leur confère un avantage certain à l'impact. Park et al. [43] ont effectué des essais d'impact à basse vitesse sur des panneaux sandwiches avec une âme en nid d'abeilles de Nomex et des peaux en carbone-époxyde ou en verre-époxyde. Ils ont observé que la zone d'endommagement est beaucoup plus grande pour les panneaux sandwiches avec des peaux en carbone-époxyde.

Sànchez-Sàez et al. [50] ont étudié la compression après impact de stratifiés faits de plis unidirectionnels croisés et quasi-isotropes ainsi que d'un stratifié fait de plis tissés de type toile à zéro degré. Les résultats montrent que c'est le stratifié croisé qui est le plus affecté par l'impact à basse vitesse suivi du stratifié quasi-isotrope.

Herup et Palazotto [32] ont étudié l'effet de l'épaisseur des peaux pour un panneau sandwich avec une âme en nid d'abeilles de Nomex et des peaux faites d'un stratifié croisé en graphite-époxyde. Ils ont observé que la force qui amorce l'endommagement augmente avec le nombre de plis. Liu et al. [30] ont montré qu'on observe une relation généralement linéaire entre l'épaisseur des peaux et la force requise pour perforer la peau pour des panneaux sandwiches en fibres de carbone avec une âme en nid d'abeilles de Nomex soumis à un impact à basse vitesse.

1.3.4. Comportement après impact de panneaux sandwiches en matériaux composites

On dénombre différents types d'essais pour caractériser le comportement après impact de stratifiés et de panneaux sandwiches en matériaux composites. Parmi ceux-ci, les deux types d'essais les plus fréquemment rencontrés sont les essais de compression après impact [19,20,21,23,25–28,31,36,42,45,51–56] et les essais de flexion après impact [29,38,44,57]. La compression dans le plan est reconnue comme étant un des types de chargements les plus sensibles aux endommagements causés par l'impact, plus particulièrement par la présence de délaminations [5,6].

Il existe différents types de montages et de méthodes pour caractériser le comportement en compression dans le plan après impact. La norme ASTM D7137 [58] porte sur le comportement en compression après impact de stratifiés en matériaux composites. La norme propose l'utilisation d'un montage qui inclut des supports latéraux permettant d'empêcher le flambement global des éprouvettes testées. Le chargement est induit par les extrémités. Un montage qui s'apparente à celui proposé par la Norme ASTM D7137 [58] est présenté à la Figure 1-5. Bien que ce type de montage a initialement été développé pour les essais de compression après impact de stratifiés, il est couramment utilisé pour les essais de compression après impact de panneaux sandwiches [19,20,26,31,36,42,45,55,56]. On retrouve aussi dans la littérature des essais de compression après impact sur des éprouvettes non supportées en appliquant un chargement par les extrémités [28,53] ou en cisaillement via des talons [51,52].

Pour les panneaux sandwiches avec une âme cellulaire, il est commun de remplacer une portion du nid d'abeilles aux extrémités de l'éprouvette en compression par une potée souvent époxyde pour éviter un écrasement local des peaux causé par l'application du chargement [28,31,45]. McQuigg propose l'utilisation d'un insert en bois combiné à la potée époxyde pour remplacer le nid d'abeilles aux extrémités de l'éprouvette dans l'objectif de diminuer l'effet de la contraction de la potée durant la cuisson.

Afin d'évaluer la flexion dans les éprouvettes durant le chargement en compression, l'utilisation de jauges de déformation est une pratique courante [19–21,26,27,31,45,51,52,56]. Plusieurs auteurs utilisent maintenant un système de corrélation d'images 3D [55] combiné ou non à l'utilisation de jauges [28,53]. Ce type de système permet d'obtenir les déplacements et le champ de déformation sur toute la surface étudiée. On peut ainsi suivre la propagation de l'endommagement durant l'essai.

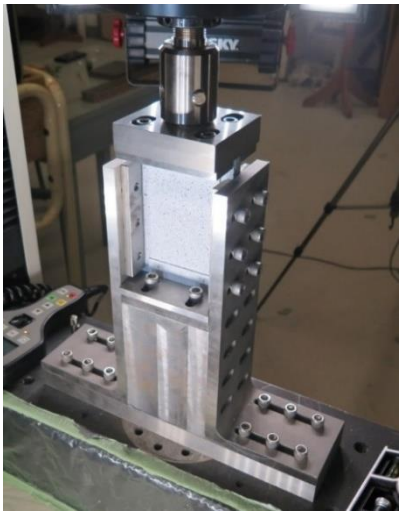


Figure 1-5. Montage de compression après impact avec supports latéraux.

Comme pour l'impact, beaucoup de facteurs vont à leur tour influencer le comportement après impact des panneaux sandwiches. Parmi ceux-ci, notons : l'énergie d'impact [21,55], la taille de l'impacteur [19,20,55], la température d'impact, etc. La nature des constituants du panneau sandwich joue aussi un rôle très important [19,44,56] ainsi que leurs caractéristiques géométriques [19,28,36,44,45,55,56] (épaisseur de l'âme, épaisseur des peaux, séquence de plis, etc.). La prochaine section présente quelques études sur la compression après impact de panneaux sandwiches en matériaux composites. Elles mettent en lumière l'effet de différents paramètres sur le comportement en compression après impact de ce type de structures et démontrent la complexe interaction entre le comportement du matériau d'âme et des peaux.

On dénombre de nombreux modes de rupture en compression après impact pour les panneaux sandwiches en matériaux composites. Raju et al. [19] ont testé en compression après impact différents panneaux sandwiches ayant tous une âme en nid d'abeilles de Nomex. Ils ont observé trois modes de rupture différents: la rupture franche des peaux à travers toute la largeur de l'éprouvette en compression, la propagation de l'endommagement dû à l'impact stoppée par la rupture franche des peaux et la propagation de l'endommagement dû à l'impact menant à un flambement local ou global. Le flambement local a été observé pour des matériaux d'âme épais et le

flambement global a été observé pour des matériaux d'âmes plus minces. Dans leurs travaux, Raju et al. [19] montrent que lorsque l'endommagement de l'âme est important par rapport à l'endommagement des peaux, on observe la propagation de l'indentation suivie du flambement. Lorsque les peaux sont beaucoup endommagées par rapport à l'âme, c'est plutôt la rupture des peaux en compression qui gouverne la rupture en compression après impact. Dans leurs travaux, Raju et al. [19] et Tomblin et al. [20] ont testé des panneaux impactés avec des impacteurs hémisphériques de 25.4 mm et 76.2 mm de diamètre. C'est pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 76.2 mm de diamètre que la résistance en compression après impact est la plus faible, bien que visuellement l'endommagement soit dans certains cas à peine visible. Pour ces échantillons, l'aire endommagée est plus importante. L'endommagement consiste principalement en l'écrasement du matériau d'âme.

McQuigg [28], quant à lui, a observé deux modes de rupture différents en compression après impact pour des panneaux sandwiches endommagés par un impact à basse vitesse. Le premier mode observé est un flambement local au niveau de la zone impactée associé à une propagation de la zone d'indentation et de l'écrasement de l'âme. Pour une densité supérieure de matériau d'âme, il a plutôt observé la propagation d'une fissure transverse. Pour ce dernier mode de rupture, l'indentation commence à se propager beaucoup plus tard et de façon moins importante. La densité du matériau d'âme joue donc un rôle important sur le type de rupture observé en compression après impact. McQuigg [28] a aussi observé que la baisse de la résistance en compression entre les échantillons intacts et les échantillons les moins endommagés par l'impact est très prononcée. En augmentant l'endommagement, la résistance diminue encore, mais beaucoup moins drastiquement. Ces résultats soulignent l'importance de l'impact à basse vitesse et des endommagements à peine visibles [31,36].

Zhou et Hill. [31] ont étudié la compression après impact de panneaux sandwiches faits d'un nid d'abeilles d'aluminium ou de Nomex. Ils ont montré qu'un matériau d'âme possédant une plus grande rigidité en cisaillement transverse permet d'augmenter la tolérance à l'impact.

Nettles et al. [21] ont étudié le comportement après impact de panneaux sandwiches en fibres de carbone avec une âme en nid d'abeilles d'aluminium. Leurs résultats montrent que la taille de l'impacteur a peu d'influence sur la compression après impact. Ces résultats sont en opposition avec les travaux de Tomblin et al. [20] et de Raju et al. [19] qui montrent un effet important de la taille de l'impacteur sur le comportement en compression après impact. Cela peut s'expliquer par l'épaisseur importante des peaux des panneaux sandwiches testés par Nettles et al. [21]: 16 et 18

plis. Leurs travaux montrent aussi que l'énergie d'impact et la grandeur de la zone endommagée sont deux paramètres qui sont reliés à la résistance à la compression après impact.

La complexe interaction entre le comportement des différents matériaux qui forment un panneau sandwich est très bien illustrée par les résultats des travaux de Wang et al. [55]. En effet, ils ont observé que l'épaisseur de l'âme n'a pas le même effet dépendamment de l'épaisseur des peaux pour des panneaux sandwiches formés de peaux faites de plis tissés en fibres de carbone et d'une âme en mousse. Pour les peaux minces (1 mm), ils ont observé qu'augmenter l'épaisseur de l'âme augmente la résistance à la compression après impact. Pour les peaux épaisses (2 mm), c'est l'effet inverse qui est observé. Leurs travaux montrent aussi le couplage important entre les différents paramètres d'essai et paramètres matériau sur la résistance à la compression après impact.

Les travaux présentés dans cette section montrent que le chargement de compression après impact est complexe et dépend de beaucoup de paramètres. Ainsi, la proportion d'endommagement des peaux et de l'âme va jouer un rôle important sur le mode de rupture et la résistance à la compression après impact de même que les propriétés respectives des peaux et de l'âme. C'est la complexe interaction entre tous ces phénomènes qui explique qu'on retrouve des divergences dans la littérature quant à l'effet de différents paramètres sur la compression après impact. L'effet de la température d'impact sur la compression après impact est abordé à la section 1.4.5 de ce chapitre.

1.4. Effets de la température sur le comportement de structures composites

En raison de leurs importantes hétérogénéité et anisotropie, les structures composites sont sensibles aux variations de température. Les variations de température vont affecter les structures composites à différentes échelles.

À l'échelle microscopique, la différence de coefficients d'expansion thermique entre les fibres et la matrice contribue au développement de contraintes thermiques causées par la variation de température. À cette échelle, la température peut aussi influencer l'interaction entre les fibres et la matrice.

Lorsqu'on considère un pli tissé en matériaux composites, la présence de torons de fibres dans plusieurs directions va aussi contribuer au développement de contraintes thermiques engendrées par les variations de température.

Les plis en matériaux composites sont caractérisés par des propriétés thermiques orthotropes. Le coefficient d'expansion thermique varie donc en fonction de l'orientation considérée. À l'échelle du stratifié, les variations de température vont engendrer des contraintes thermiques causées par la variation d'orientation entre les plis. En effet, dans une direction donnée, le coefficient d'expansion thermique varie d'un pli à l'autre en fonction de leur orientation respective.

Finalement, à l'échelle de structures composites telles que les panneaux sandwiches, la présence de plusieurs constituants (les stratifiés, le matériau d'âme, l'adhésif) possédant tous des propriétés thermiques différentes va aussi contribuer au développement de contraintes thermiques.

Les variations de température, en plus de générer des contraintes, vont aussi affecter le comportement mécanique des constituants des structures composites. Pour les stratifiés, ce sont surtout les propriétés de la matrice qui vont être fortement affectées par la température. Pour les panneaux sandwiches, le comportement du matériau d'âme peut aussi être affecté par la température d'utilisation. Il est donc important de considérer les températures d'utilisation dans la conception de structures composites. À cette fin, plusieurs études se sont penchées sur l'effet de la température sur le comportement de structures composites afin de mieux comprendre et quantifier les phénomènes en jeu à différentes échelles. Cette section de la revue de littérature leurs est consacrée. L'effet de la température sur le comportement mécanique de stratifiés en matériaux composites et sur le comportement mécanique de nids d'abeilles de Nomex est étudié. Ensuite, l'effet de la température sur le comportement à l'impact des structures composites est abordé en détail.

1.4.1. Effets de la température sur les propriétés de stratifiés en matériaux composites

Les effets de la température sur le comportement mécanique de stratifiés en matériaux composites sont présents à plusieurs échelles et sont fortement dépendants des différents constituants du matériau composite. Ainsi, les stratifiés en fibres de verre et en fibres de carbone sont influencés de façon différente par la température d'utilisation. Dans le cadre de cette thèse, ce sont principalement les stratifiés en fibres de carbone et les températures froides qui sont d'intérêt.

Reed et Golda [59] ont répertorié et analysé les travaux effectués dans les années 80 et avant sur l'effet de la température sur le comportement de différents types de stratifiés en matériaux composites. Les conclusions de leur étude montrent que pour les stratifiés en fibres de carbone, le module d'élasticité et la résistance à la rupture augmentent avec la température qui diminue, alors que les résultats ne permettent pas de conclure quant à l'effet de la température sur le comportement en compression. Les études répertoriées par Reed et Golda [59] portent toutes sur le comportement

de stratifiés unidirectionnels avec tous les plis orientés dans la même direction. Ce type de stratifiés est moins sensible aux variations de température puisqu'aucune contrainte thermique n'est générée due à l'orientation des plis.

Aoki et al. [60] ont étudié le comportement en traction à température cryogénique de stratifiés formés de fibres de carbone et de différentes résines plastiques (époxy, PEEK et résine bismaléimide) avec une séquence de plis quasi-isotrope $[45/0/-45/90]_{2S}$ pour la fabrication de réservoirs cryogéniques. Ils ont observé une diminution de la résistance en traction à basse température. Ils ont aussi monitoré l'apparition des microfissures pendant les essais de traction à l'aide d'un système de mesure d'émission acoustique. Les résultats montrent que les fissures apparaissent à des contraintes plus faibles à basse température pour un stratifié en carbone-époxyde. Ces résultats mettent en lumière l'effet important de la température pour des stratifiés avec des plis de différentes orientations.

Sánchez-Sáez et al. [61] ont étudié le comportement en traction et en flexion trois-points de deux stratifiés en carbone-époxyde : un stratifié croisé et un stratifié quasi-isotrope. Les essais ont été effectués à température pièce, -60°C et -150°C. Ils ont observé une baisse de la résistance en traction et en flexion et une baisse de la déformation à la rupture en traction pour les deux stratifiés à -150°C. De plus, ils montrent que la déformation à la rupture est plus importante pour le stratifié quasi-isotrope à température pièce par rapport au stratifié croisé, alors qu'à -150°C, c'est l'inverse qui est observé. Ce résultat met en évidence l'importance de l'orientation des plis sur l'effet de la température sur le comportement en traction. En effet, la présence des plis à ±45 °, dont le comportement est influencé par la matrice, dans les stratifiés quasi-isotropes les rend particulièrement sensibles aux variations de température. Sánchez-Sáez et al. [61] ont aussi effectué une analyse avec un microscope électronique des échantillons testés en traction. Ils ont observé des décohésions nettes entre les fibres et la matrice à basse température, concluant ainsi que les températures froides affectent l'interface fibre-matrice.

Pour ce qui est de l'effet de la température sur le comportement en traction de plis tissés, Kumagai et al. [62] ont étudié le comportement dans le plan d'un composite de plis tissés à zéro degré en carbone-époxyde entre la température pièce et -196°C. En traction, ils ont observé une augmentation de la rigidité à basse température, alors que la résistance à la rupture diminue. En cisaillement, ils ont observé une augmentation de la rigidité et de la résistance à basse température, alors que la déformation à la rupture diminue. Le comportement en cisaillement est caractérisé par

d'importantes non-linéarités à température pièce, alors qu'à température cryogénique, il est linéaire jusqu'à la rupture.

L'effet de la température sur le comportement en cisaillement dans le plan a été observé par plusieurs auteurs [62–65]. Le comportement en cisaillement dans le plan est dominé par le comportement de la matrice. À basse température, le comportement de la matrice se fragilise. Cela se traduit par une augmentation de la rigidité et de la résistance à la rupture, alors que la déformation à la rupture diminue.

On retrouve beaucoup moins d'information sur le comportement en compression de structures composites à différentes températures [64,66–68]. Grape et Gupta [67] ont étudié le comportement en compression à haute température d'un stratifié de plis tissés fait de fibres de carbone et d'une résine polyimide. Ils ont observé une diminution de la résistance en compression à haute température. Pour les essais à température supérieure à la température de transition vitreuse, un changement de modes de rupture survient. Shi et al. [66] ont étudié le comportement en compression de stratifiés en carbone-époxyde entre 80°C et -196°C. Ils ont observé une augmentation de la résistance en compression à basse température. Plusieurs études ont montré que les propriétés de la matrice ont un rôle important dans le comportement en compression des stratifiés en matériaux composites [67,69–71]. C'est ce qui explique l'effet de la température sur la résistance en compression. L'augmentation de la rigidité et de la limite élastique de la matrice à basse température permet de mieux supporter les fibres en compression.

Shi et al. [66] ont aussi étudié le comportement en flexion, le cisaillement interlaminaire ainsi que le comportement en traction de stratifiés en carbone-époxyde entre 80°C et -196°C. Ils ont observé une augmentation de la résistance en flexion et de la résistance au cisaillement interlaminaire à basse température, alors que la résistance à la traction est peu influencée par les variations de température. Une augmentation de la résistance au cisaillement interlaminaire à basse température a aussi été observée par Kichhannagari [72].

Les travaux de Jia et al. [73] ont porté sur l'étude de l'effet de la température sur le comportement en flexion trois-points d'un stratifié composé de fibres de carbone et d'une résine vinylester pour des températures allant de -100°C à 100°C. Ils ont observé une augmentation de la résistance en flexion avec la température qui diminue. Leurs travaux montrent que le mode de rupture en flexion est grandement influencé par la température d'utilisation. En effet, à 60°C, c'est le microflambement des fibres en compression qui initie la rupture en flexion. Avec la température qui

diminue à 25°C, la formation de *kinkband*, toujours en compression, est le mode de rupture observé. Aux deux précédentes températures, la résistance en compression est inférieure à la résistance en traction. Ensuite, une rupture simultanée en traction et en compression est observée à -20°C et -60°C indiquant une résistance similaire pour les deux modes de rupture. Finalement, à -100°C, c'est plutôt la rupture des fibres en traction qui cause la rupture en flexion du stratifié. À -100°C, la résistance en compression est supérieure à la résistance en traction ce qui explique la rupture des fibres en traction. Ces résultats mettent en lumière l'effet important de la température sur la résistance en compression. Les résultats de Jia et al. [73] et de Shi et al. [66] sur l'effet de la température sur le comportement en flexion sont différents des résultats de Sánchez-Sáez et al. [61] pour des plages de température similaires. Il est important de noter que Sánchez-Sáez et al. [61] sont les seuls parmi ces trois études à avoir étudié le comportement en flexion de stratifiés avec des plis de différentes orientations. Qui plus est, puisque les modes de rupture en flexion sont variés, il est difficile de comparer les résultats entre plusieurs travaux.

La délamination est un mode de rupture très important lors de l'impact. Il est donc primordial de se pencher sur les quelques études qui ont abordé l'effet de la température sur les différents modes de délaminations [60,66,74–83]. Kalarikal et al. [75] ont étudié l'effet des températures cryogéniques sur la délamination en mode I de stratifiés faits de plis unidirectionnels en graphite-époxyde et d'un stratifié tissé en graphite-époxyde. Ils ont effectué des essais DCB (double cantilever beam) à température pièce et -196°C. Ils ont observé une diminution de la ténacité interlaminaire de rupture (G_{1C}) à basse température pour les stratifiés faits de plis unidirectionnels. La diminution de la ténacité interlaminaire de rupture est une indication que la délamination se propage plus facilement à basse température. Pour le stratifié fait de plis tissés, ils ont observé une augmentation de la ténacité interlaminaire de rupture à -196°C. Toutefois, pour celui-ci, à -196°C, la fissure se propage dans les plis adjacents plutôt qu'à l'interface entre les plis. Ce faisant, il est impossible de conclure sur l'effet de la température sur la ténacité interlaminaire de rupture pour le stratifié fait de plis tissés. Une diminution de la ténacité interlaminaire de rupture en mode I avec la température qui diminue pour des stratifiés faits de plis unidirectionnels a aussi été observée par Johnson et al. [74] et Cowley et Beaumont [77], alors que Aoki et al. [60] ont plutôt observé l'effet inverse. Kim et al. [78] ont aussi étudié l'effet de la température sur la ténacité interlaminaire de rupture en mode I pour des stratifiés faits de plis unidirectionnels pour des températures allant de -100°C à 150°C. Ils ont montré que l'effet de la température est fonction de l'orientation des plis entre lesquels la fissure se propage. Finalement, Coronado et al. [76] ont étudié l'effet de la température sur le comportement en fatigue de stratifiés en carbone-époxyde faits de plis unidirectionnels soumis à un

chargement en mode I. Ils ont effectué des essais à des températures allant de -60°C à 90°C. Ils ont observé que l'énergie nécessaire pour initier la délamination en fatigue diminue avec la température qui diminue.

Pour ce qui est de la ténacité interlaminaire de rupture en mode II, Cowley et Beaumont [77] ont étudié l'effet des températures chaudes sur un stratifié fait d'une résine cyanate ester et de fibres de carbone. Ils ont observé une diminution de cette dernière propriété à température élevée, des résultats contraires à ce qu'ils ont observé en mode I. Shi et al. [66] ont aussi étudié l'effet de la température sur la délamination en mode II pour des stratifiés en carbone-époxyde faits de plis unidirectionnels. Ils ont observé une très faible diminution de la ténacité interlaminaire de rupture en mode II à température cryogénique. Toutefois, l'effet de la température sur cette propriété est de l'ordre de la variation obtenue dans leurs résultats.

Pour obtenir plus d'information sur l'effet de la température sur la délamination dans les stratifiés faits de plis tissés, il faut se tourner vers des travaux ayant porté sur des stratifiés en fibres de verre [79–83]. Les résultats de ces travaux montrent qu'à température cryogénique la ténacité interlaminaire de rupture en mode II et en mode mixte II et III augmente de même que la résistance à la propagation de fissures en fatigue selon ces deux mêmes modes. Des résultats qui concordent avec ceux de Cowley et Beamont [77] sur le comportement en mode II.

La délamination entre le matériau d'âme et les peaux en matériaux composites est un type d'endommagement qui peut survenir lors de l'impact. Toygar et Maleki [84] et Gates et al. [85] ont étudié l'effet de la température sur ce type d'endommagement propre aux panneaux sandwiches. Toygar et Maleki [84] ont effectué des essais DCB (mode I) sur des panneaux sandwiches faits de plis tissés en verre-époxyde avec une âme en mousse à température pièce et 60°C. Leurs travaux montrent que la ténacité interlaminaire de rupture augmente à 60°C. De leur côté, Gates et al. [85] ont développé un nouveau type de tests pour étudier la ténacité interlaminaire de rupture entre les peaux et l'âme de panneaux sandwiches à température cryogénique. Ils ont mesuré une augmentation de la ténacité interlaminaire de rupture à température cryogénique pour un panneau sandwich en carbone-époxyde (977-2) avec une âme en nid d'abeilles de Kevlar. Ces résultats sont en opposition à ceux obtenus par Toygar et Maleki [84]. Toutefois, le matériau ainsi que le type d'essais sont complètement différents et permettent difficilement de comparer les données obtenues entre les deux études.

L'étude de la littérature sur le comportement mécanique à basse température de matériaux composites montre beaucoup de disparités dans les résultats particulièrement quant à l'effet de la

température sur la rupture. Les matériaux composites sont caractérisés par des modes de rupture complexes et multiéchelles. Il est donc difficile de cerner les différents effets de la température sur la rupture de ce type de structures. Toutefois, cette portion de la revue de littérature nous permet de tirer quelques conclusions qui seront utiles pour le développement du projet et l'analyse des résultats obtenus dans cette thèse :

- L'effet de la température sur le comportement mécanique de la matrice induit un effet prononcé de la température sur le comportement en cisaillement dominé par le comportement de la matrice. À basse température, l'effet de la température se traduit par une fragilisation du comportement en cisaillement dans le plan.

- Pour les stratifiés quasi-isotropes, l'effet de la température est important en raison de la contribution des plis à ±45° sur le comportement global. Ces plis sont affectés par l'effet de la température sur le comportement de la matrice.

- La rupture en compression est dépendante des propriétés de la matrice. Elle est donc affectée par la température d'utilisation. La résistance à la rupture en compression augmente à basse température.

- La température affecte la délamination, bien que des résultats contradictoires soient disponibles dans la littérature.

1.4.2. Effets de la température sur les structures nid d'abeilles de Nomex

On trouve très peu de littérature sur le comportement des structures nid d'abeilles de Nomex à différentes températures. Zhang et al. [86] ont étudié l'effet de la température sur la résistance en compression et en cisaillement de nids d'abeilles de Nomex. L'article est rédigé en chinois et donc les détails méthodologiques et les résultats présentés dans l'étude ne sont pas disponibles. Selon le résumé disponible en anglais, ils ont observé une diminution de la résistance en compression et en cisaillement à haute température. Ces observations sont en accord avec les résultats obtenus par Lee et al. [87]. Ils ont étudié l'effet de la température sur le comportement en compression et en cisaillement hors-plan de structures nid d'abeilles de Nomex entre la température pièce et 300°C. Les résultats montrent que la résistance à la compression et la résistance au cisaillement hors-plan de structures nid d'abeilles de Nomex diminuent avec la température qui augmente jusqu'à 300°C. Dans le Composite Material Handbook (Volume 6) [13], on retrouve des courbes de résistance en fonction de la température pour différentes structures nid d'abeilles dont le Nomex. Ces courbes montrent que la résistance de ces structures diminue avec la température qui augmente.

Afin d'obtenir plus d'information et de mieux comprendre l'effet de la température sur ce type de structures, il est intéressant de s'attarder au comportement du Nomex et de ses constituants (papier Nomex et résine phénolique) à différentes températures. Lee et al. [87] ont étudié le comportement du Nomex et du papier Nomex en traction entre la température pièce et 300°C. Leurs travaux montrent que la résistance du Nomex diminue à température élevée, alors que la résistance du papier Nomex est peu affectée par la température d'essai. Dupont, la compagnie qui fabrique le papier Nomex, fournit de l'information sur la résistance et l'élongation à la rupture des fibres de Nomex (410) à haute et à basse température [88]. À haute température, l'élongation à la rupture augmente, alors que la résistance à la rupture diminue. À 250°C, la résistance à la rupture diminue d'environ 40%. Ces résultats ne concordent pas avec ceux obtenus par Lee et al. [87] qui ont observé que la résistance du papier Nomex est peu affectée par la température. Toutefois, le type de fibres de Nomex testé peut varier entre les deux études. Pour ce qui du comportement à basse température, le rapport mentionne que la résistance à la rupture est plus élevée de 30 % à 60% à -196°C et que l'élongation à la rupture diminue, mais reste au-dessus de 3%. En d'autres mots, à basse température, on observe un comportement général similaire, mais caractérisé par une augmentation de la résistance à la rupture et une diminution de l'élongation à la rupture. À titre indicatif, Roy et al. [89] ont étudié le comportement mécanique du papier Nomex T410 à température pièce, ils ont mesuré des élongations à la rupture qui varient entre 6.5 % et 7 % en fonction de l'orientation.

Les études présentées dans cette section montrent sans aucun doute que le comportement mécanique du Nomex est affecté par la température qui va à son tour affecter le comportement mécanique des structures nid d'abeilles de Nomex. La plupart des études présentées ont étudié le comportement du Nomex, de ses constituants ou des structures nid d'abeilles de Nomex à haute température. Les seules informations disponibles à basse température concernent le comportement des fibres de Nomex 410 [88] et les informations fournies par le fabricant sont plutôt de nature qualitative. Finalement, aux meilleures connaissances de l'auteur, on ne retrouve pas d'information sur le comportement de la résine phénolique à différentes températures dans la littérature.

1.4.3. Effets de la température sur le comportement à l'impact de stratifiés en matériaux composites

On retrouve plusieurs études sur le comportement à l'impact de stratifiés en matériaux composites à différentes températures. La plupart portent sur des stratifiés avec une matrice thermodurcissable combinée à des fibres de verre [90–95] ou de carbone [9,10,11,96–105]. Les différentes études

présentes dans la littérature couvrent des applications variées et donc les plages de température testées varient tout autant. Ce faisant, il est difficile de tirer des conclusions générales de ces études.

Pour ce qui est du comportement à l'impact de stratifiés en fibres de verre, Salehi-Kojin et al. [91] ont observé que le type d'endommagement est influencé par la température. Pour une température de -50°C, ils ont noté une présence accrue de microfissures sur la face opposée à l'impact. À 120°C, c'est la délamination qui domine. Hirai et al. [94] ont noté que l'endommagement dans des stratifiés faits de plis tissés en fibres de verre augmente avec la température d'impact qui augmente pour une plage de température allant de -65°C à 100°C. La force amorçant l'endommagement et la force maximale durant l'impact diminuent avec la température d'impact qui augmente. Icten et al. [92] ont observé que l'énergie d'impact nécessaire à la perforation de leur stratifié est plus élevée à basse température pour des températures d'impact allant de -60°C à 20°C. La résistance à l'impact à température cryogénique de stratifiés tissés en fibres de verre a été étudiée par Ma et al. [95]. Leurs travaux montrent une diminution de la grandeur et de la profondeur de la zone endommagée à basse température. Finalement, Ibekwe et al. [93] ont obtenu des résultats qui divergent sensiblement des autres études pour ce qui de l'effet de la température sur le comportement à l'impact des stratifiés en fibres de verre. Ils ont noté une augmentation de l'énergie absorbée et une augmentation de la grandeur de la zone d'endommagement avec la température qui diminue pour des températures d'impact allant de -20°C à 20°C.

Pour ce qui est du comportement à l'impact des stratifiés en fibres de carbone, Im et al. [99] ont étudié l'effet de la température sur le comportement à l'impact de stratifiés en carbone-époxyde. Ils ont effectué des essais d'impact à des vitesses variant de 60 m/s à 105 m/s pour des températures allant de -30°C à 120°C. Ils ont observé que la zone délaminée est plus grande à basse température et que l'énergie critique amorçant la délamination diminue avec la température d'impact qui diminue. Suvarna et al. [98] ont noté une diminution de la zone endommagée avec la température d'impact qui augmente pour des stratifiés impactés entre la température pièce et 90°C. Les travaux de Körbelin et al. [103] montrent que l'effet de la température n'est pas constant pour tous les types d'endommagement. Ils ont observé que la grandeur de la zone délaminée diminue pour des impacts à température élevée, alors que la rupture des fibres augmente. Finalement, Karasek et al. [97] ont noté que la grandeur de la zone endommagée par l'impact est peu influencée par la température, mais que la quantité de délaminations et la quantité de fissures de la matrice dans la zone endommagée sont plus élevées pour les impacts à haute température. Ils ont effectué des essais d'impact entre -23°C et 66°C. Leurs résultats sont plutôt contraires aux autres travaux disponibles sur les stratifiés en fibres de carbone.

Parmi toutes les études sur l'effet de la température sur le comportement à l'impact, très peu ont porté sur l'effet de températures suffisamment froides pour être représentatives de l'environnement spatial [9–11,95]. Tout d'abord, notons deux techniques pour le refroidissement des échantillons à des températures froides extrêmes. Gómez-del Río et al. [9] ont utilisé une chambre environnementale placée directement autour de la zone d'essai. La chambre n'étant pas destinée à des températures aussi froides que -150°C, elle a été modifiée afin d'y parvenir. Ma et al. [95] ont refroidi leurs échantillons à la température d'essai avant de les déplacer pour être impactés. Cette deuxième approche s'avère plus compliquée et ne permet pas de s'assurer que tous les échantillons sont bien testés à la température d'essai. L'utilisation d'une chambre environnementale semble une méthode plus adéquate. Les trois prochaines études ont utilisé cette dernière méthode pour étudier le comportement dynamique de stratifiés en fibres de carbone avec une résine époxyde à -150°C.

Gómez-del Río et al. [9] ont étudié le comportement à l'impact à basse vitesse de quatre stratifiés en carbone-époxyde à -150°C, -60°C et température pièce. Trois des stratifiés testés ont été fabriqués à partir de plis unidirectionnels et ont une séquence de plis respectivement unidirectionnelle, croisée et quasi-isotrope. Le quatrième stratifié est fait de plis tissés de type toile à zéro degré. Les essais d'impact ont été effectués à des énergies allant de 1 J à 13 J. Les résultats des travaux de Gómez-del Río et al. [9] montrent que diminuer la température d'impact a un effet similaire à augmenter l'énergie d'impact sur la quantité d'endommagement. En effet, ils ont observé une augmentation des fissures de la matrice, des délaminations, de la rupture des fibres et des décohésions entre les fibres et la matrice à basse température. De plus, ils ont observé que l'endommagement augmente à basse température, bien que l'énergie absorbée par les échantillons reste la même. C'est une indication claire que l'endommagement nécessite moins d'énergie à produire à basse température. Leurs travaux montrent aussi que l'effet de la température est moins prononcé pour le stratifié fait de plis tissés que pour les stratifiés faits de plis unidirectionnels avec une séquence de plis croisée ou quasi-isotrope.

L'effet des températures froides extrêmes sur les impacts à moyenne et à haute vitesse a été étudié par López-Puente et al. [11]. Ils ont effectué des essais d'impact à -150°C, -60°C et température pièce à des vitesses allant de 60 à 520 m/s sur un stratifié fait de plis unidirectionnels quasi-isotrope et un stratifié fait de plis tissés à zéro degré. Ils ont aussi observé que l'endommagement augmente à basse température et que le stratifié fait de plis tissés est moins sensible à la température d'impact que le stratifié fait de plis unidirectionnels. Leurs travaux montrent que pour les impacts à vitesse élevée, l'effet de la température sur le comportement à l'impact disparaît.

Finalement, Sánchez-Sáez et al. [10] ont effectué des essais de flexion quasi-statiques et dynamiques à -150°C, -60°C et température pièce. Ils ont étudié trois stratifiés : deux stratifiés faits de plis unidirectionnels avec une séquence de plis croisée et unidirectionnelle, et un stratifié fait de plis tissés à zéro degré. Pour les trois stratifiés testés, ils ont observé une augmentation de la délamination induite pour les échantillons testés à basse température. L'énergie absorbée et la résistance en flexion diminuent avec la température qui diminue.

De façon générale, les précédentes études montrent que pour les stratifiés en fibres de verre, ce sont les températures chaudes qui semblent avoir un effet plus négatif sur le comportement à l'impact. Pour les stratifiés en fibres de carbone, c'est plutôt l'inverse. Par contre, la littérature montre que des résultats qui vont à l'encontre de ces tendances ont aussi été obtenus. Toutefois, pour les études ayant porté sur l'effet des températures froides extrêmes sur le comportement à l'impact de stratifiés en fibres de carbone, les basses températures sont associées à une augmentation de l'endommagement. Finalement, les stratifiés faits de plis tissés semblent avoir un bon potentiel pour les applications à basse température.

1.4.4. Effets de la température sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites

Lorsqu'on considère l'effet de la température sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites la littérature est beaucoup plus limitée [12,38–42]. Cette section présente de façon exhaustive les différentes études ayant porté sur le sujet.

Les premières données sur l'effet de la température sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites proviennent des travaux de Erickson et al. [38]. Ils ont étudié le comportement à l'impact de panneaux sandwiches avec des peaux faites de plis tissés en fibres de verre et d'une matrice époxyde combinées avec deux types possibles de matériaux d'âme qui consistent en une structure nid d'abeilles de carton remplie ou non d'une mousse basse densité. Les essais d'impact ont été réalisés à -25°C, 25°C et 75°C avec trois énergies d'impact différentes (12J, 60J et 150J). Les résultats de leurs travaux montrent la complexité des phénomènes en jeu causée à la fois par la dépendance à la température des différents constituants des panneaux sandwiches et par les différents mécanismes d'endommagement observés aux différentes températures. Par exemple, ils ont observé que l'effet de la température sur l'énergie absorbée est fonction de l'énergie d'impact. Pour de faibles niveaux d'énergie, l'énergie absorbée est plus élevée à haute température, alors que l'inverse est observé pour les impacts à haut niveau d'énergie.

Ensuite, Salehi-Kojin [40] ont étudié l'effet de la température d'impact sur des panneaux sandwiches avec une âme en nid d'abeilles remplie de mousse uréthane et des peaux faites de plis tissés de fibres carbone, de Kevlar ou d'un mélange de fibres de carbone et de Kevlar. Les essais d'impact ont été effectués à des températures allant de -50°C à 120°C. Ils ont observé que l'aire endommagée et la rupture des fibres sont plus importantes à basse température.

Yang et al. [39] ont étudié le comportement à l'impact de panneaux sandwiches avec des peaux faites de plis tissés en carbone-époxyde et une âme en mousse PVC à -45.6°C, température pièce (21°C) et 82.2°C. Ils ont observé une zone d'endommagement considérablement plus grande à haute température. C'est en autres attribuable à une chute du module d'élasticité de l'âme en mousse à haute température.

Dans leurs travaux, Sakly et al. [41] ont étudié l'impact et l'impact oblique de panneaux sandwiches en fibres de verre avec une âme en mousse pour des applications ferroviaires. Les essais ont été effectués à température pièce et -25°C. Leurs travaux montrent que les basses températures peuvent avoir un effet négatif sur le comportement mécanique des panneaux sandwiches.

Parmi les études disponibles sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches à différentes températures, Elamin et al. [12,42] sont jusqu'à présent les auteurs ayant étudié les températures d'impact les plus froides. Ils ont effectué des essais d'impact à -70°C, -30°C, 0°C et à température pièce sur des panneaux sandwiches avec des peaux faites de plis tissés en carbone-époxyde et une âme en mousse PVC pour des applications navales. Leurs travaux montrent une augmentation de l'endommagement à basse température. Ils ont aussi observé que les forces mesurées par l'impacteur sont plus faibles pour les échantillons testés à basse température.

Lorsqu'on s'attarde plus spécifiquement aux constituants des différents panneaux sandwiches présentés dans cette section et utilisés pour l'étude de l'effet de la température sur le comportement à l'impact, on réalise qu'aucun des panneaux sandwiches étudiés n'est fait avec un nid d'abeilles de Nomex. Erickson et al. [38] sont les seuls à avoir testé un panneau sandwich avec une âme cellulaire de type nid d'abeilles, mais plutôt faite de papier carton. De plus, aucune des études sur l'effet de la température sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches n'a étudié des températures suffisamment froides pour être représentatives de l'environnement lunaire. Finalement, les résultats des études présentées dans cette section divergent quant à l'effet de la température sur l'endommagement induit et l'énergie absorbée. Ces divergences sont attribuables aux différents types de panneaux sandwiches étudiés et aux différentes plages de température couvertes. De plus, l'interaction entre l'effet de la température sur le comportement des peaux en

composite et l'effet de la température sur le comportement du matériau d'âme complexifie l'étude de l'effet de la température sur le comportement à l'impact ce type de structures.

1.4.5. Effets de la température d'impact sur le comportement mécanique après impact

Comme présenté à la section 1.2.3, les essais de compression et de flexion après impact sont fortement répandus pour étudier l'effet de l'endommagement causé par l'impact sur l'intégrité mécanique résiduelle de structures composites. Ces deux types d'essais ont donc été utilisés par plusieurs auteurs pour évaluer l'effet de la température d'impact sur le comportement après impact de stratifiés et de panneaux sandwiches [38,40,90,94,98,99,102,103,106].

Dans leurs travaux, Körbelin et al. [103] ont montré que la délamination diminue à haute température, alors que la rupture des fibres augmente pour un stratifié quasi-isotrope en carbone-époxyde impacté entre la température pièce et 80°C. Ce sont les stratifiés impactés à température pièce qui ont la plus petite résistance en compression après impact. Une indication que la délamination joue un rôle plus important que la rupture des fibres sur la compression après impact de stratifiés. Suvarna et al. [98] ont observé une diminution de la grandeur de la zone endommagée avec la température d'impact qui augmente pour des stratifiés en carbone-époxyde impactés à basse vitesse entre la température pièce et 90°C. Leurs travaux montrent que cette diminution de la grandeur de la zone endommagée à haute température est associée à une augmentation de la résistance à la flexion après impact. Les résultats des précédentes études montrent que la température d'impact à un effet important sur le comportement mécanique après impact des stratifiés en matériaux composites. En effet, les travaux présentés montrent que l'endommagement est affecté par la température d'impact et va à son tour affecter le comportement mécanique après impact.

Lorsqu'on s'intéresse à l'effet de la température d'impact sur le comportement après impact de panneaux sandwiches, les tendances ne sont pas aussi claires que pour les stratifiés. Erickson et al. [38] ont étudié le comportement en flexion après impact de panneaux sandwiches en fibres de verre-époxyde impactés entre -25°C et 75°C. Ils ont observé que les résultats quant à l'effet de la température d'impact sur le comportement en flexion après impact sont peu concluants, bien que l'énergie absorbée soit fonction de la température d'impact. Le comportement après impact en compression de différents panneaux sandwiches impactés entre -50°C et 125°C a été étudié par Salehi-Kojin et al. [40]. Ils ont noté que l'effet de la température sur la résistance résiduelle en compression après impact est dépendant de l'énergie d'impact.

Si la plupart des travaux présentés ici se sont intéressés à l'effet de la température d'impact sur le comportement après impact à température pièce, d'autres ont aussi effectué des essais de compression ou de flexion après impact à différentes températures [42,50,91,93]. Dans le cas où l'impact a aussi été produit à différentes températures, il devient difficile de séparer la contribution de la température d'impact et la contribution de la température durant l'essai après impact sur le comportement de la structure composite étudiée. Par contre, ces cas d'étude s'avèrent souvent plus réalistes. En effet, si l'environnement d'utilisation est caractérisé par des températures froides ou chaudes, les essais après impact à la vraie température d'utilisation sont plus fidèles au scénario réel.

Sánchez-Sáez et al. [50] ont étudié l'effet de la température sur le comportement en compression après impact de stratifiés faits de plis unidirectionnels et un d'un stratifié fait de plis tissés. Tous les essais d'impact ont été réalisés à température pièce afin d'isoler l'effet de la température sur le comportement en compression après impact. Ils ont observé que pour les stratifiés faits de plis unidirectionnels, l'effet de la température sur la résistance résiduelle en compression après impact est négligeable. Ils expliquent que deux phénomènes en jeu à basse température ont des effets inverses sur le comportement en compression. D'une part, l'augmentation de la rigidité de la matrice à basse température a pour effet d'augmenter la résistance au flambement de l'éprouvette en compression, alors que d'autre part, les basses températures favorisent la propagation de délaminations. Ces deux phénomènes combinés contribuent à annuler l'effet de la température sur le comportement en compression après impact. Pour ce qui est du stratifié fait de plis tissés, ils ont observé que c'est à température pièce que la résistance résiduelle en compression après impact est la plus faible. Pour ces stratifiés, l'architecture des plis est moins favorable à la propagation de délaminations. Ce faisant, l'effet positif des basses températures sur la rigidité de la matrice et le comportement en compression est plus prononcé. Les travaux de Sánchez-Sáez et al. [50] montrent le potentiel des stratifiés faits de plis tissés pour les applications à basse température.

Les résultats des précédentes études montrent que bien que pour les stratifiés en matériaux composites la température d'impact semble avoir un effet important sur le comportement mécanique après impact, pour les panneaux sandwiches, les données limitées disponibles dans la littérature ne permettent pas de poser une telle conclusion. Finalement, les travaux de Sánchez-Sáez et al. [50] montrent le potentiel d'utilisation de stratifiés faits de plis tissés qui semblent plus tolérants à l'impact par rapport aux stratifiés faits de plis unidirectionnels.

1.5. Modélisation du comportement mécanique de panneaux sandwiches en matériaux composites

Dans cette section, la modélisation du comportement mécanique de panneaux sandwiches en matériaux composites soumis à un chargement d'impact est abordée. C'est un sujet très vaste qui inclut plusieurs aspects tels que la modélisation du comportement mécanique de stratifiés en matériaux composites, la modélisation du comportement mécanique de structures nid d'abeilles et la modélisation de l'impact de façon plus générale.

La première section est consacrée à la modélisation de stratifiés en matériaux composites à l'échelle du pli. L'utilisation de variables d'endommagement pour modéliser l'endommagement et la rupture des plis en matériaux composites est abordée en détail. La modélisation de la délamination, un mode de rupture important associé à l'impact, est aussi présentée.

Ensuite, le comportement mécanique des structures nid d'abeilles hors-plan est étudié. Cet aspect est important pour comprendre les défis associés à la modélisation de ce type de structures. Les différentes approches de modélisation des structures nid d'abeilles sont décrites.

Finalement, les dernières portions de cette section de la revue de littérature sont consacrées à la modélisation de l'impact. Peu d'études ont porté sur la modélisation de l'impact à différentes températures. Elles sont décrites en détail.

1.5.1. Modélisation du comportement mécanique de stratifiés en matériaux composites

Échelle de modélisation

Le comportement des structures composites est fortement multiéchelle en raison de leur importante hétérogénéité. La réponse à l'échelle de la structure dépend du comportement et des propriétés des constituants aux échelles inférieures. Ainsi, lorsqu'on modélise le comportement de structures composites, différentes échelles de modélisation sont envisageables.

1. **Échelle microscopique et échelle micro/mésoscopique**

   L'échelle microscopique est de façon générale la plus petite échelle de modélisation pour les matériaux composites. À cette échelle, les fibres et la matrice sont modélisées avec leur comportement respectif. L'interaction entre les fibres et la matrice est aussi souvent prise en compte à cette échelle en modélisant leur interface. L'échelle microscopique permet d'évaluer les propriétés d'un pli de matériau composite unidirectionnel par la connaissance des propriétés

des constituants et leur répartition volumique et géométrique. L'initiation de l'endommagement peut aussi être prédite à cette échelle.

Pour la modélisation et l'étude des plis tissés, la notion de volume représentatif doit être introduite. Le volume représentatif est le plus petit volume répétable qui permet de reproduire toute la structure du pli tissé. La modélisation du volume représentatif des plis tissés en matériaux composites permet de déterminer les propriétés à l'échelle du pli.

Pour les plis tissés, l'approche de modélisation consistant à modéliser les torons et les zones riches en résine est référée comme étant l'échelle micro/mésoscopique par Kashani et Milani [107].

2. Échelle mésoscopique

Pour les composites unidirectionnels, à l'échelle mésoscopique, on considère le pli comme un milieu continu avec des propriétés homogènes. Cette échelle est beaucoup utilisée pour modéliser le comportement de stratifiés en matériaux composites qui consistent alors en un empilement de plis homogènes orientés.

Cette échelle de modélisation est aussi utilisée pour les plis tissés en matériaux composites. Toutefois, l'appellation mésoscopique est parfois aussi associée aux modèles de plis tissés pour lesquels les torons sont représentés. Dans cette thèse, l'appellation mésoscopique fait plutôt référence à l'échelle du pli.

3. Échelle macroscopique

Finalement, l'échelle macroscopique est associée à l'échelle du stratifié. C'est une échelle utilisée pour la modélisation de grandes structures.

Dans le cadre de cette thèse, c'est la modélisation à l'échelle mésoscopique qui a été retenue pour la modélisation de l'impact sur panneaux sandwiches en matériaux composites. C'est cette dernière qui est présentée en détail dans les sections subséquentes.

Modes de rupture

Afin de bien comprendre les différents modèles développés et utilisés pour reproduire le comportement de stratifiés en matériaux composites, il est essentiel de s'intéresser à leurs principaux modes de rupture et d'endommagement. La rupture des matériaux composites est

complexe et fait intervenir des processus d'endommagement à différentes échelles. Ici, les principaux modes de rupture à l'échelle mésoscopique (échelle du pli) sont détaillés.

Pour les stratifiés de plis unidirectionnels, les principaux modes de rupture dans le plan sont la rupture des fibres en traction et en compression, la rupture de la matrice en traction et en compression et la rupture en cisaillement. En compression, la rupture des fibres est généralement causée par un microflambement des fibres ou la formation de *kinkband*. Ce dernier mode d'endommagement est causé par la plastification de la matrice qui amène à une rotation des fibres. En cisaillement dans le plan 1-2, la rupture est gouvernée par la résistance de la matrice au cisaillement ou la résistance de l'interface fibre matrice au cisaillement [108].

Pour ce qui est des stratifiés faits de plis tissés pour lesquels on retrouve des fibres dans deux directions principales perpendiculaires l'une à l'autre, on considère plutôt la rupture des fibres en traction et en compression dans les directions chaîne et trame et la rupture en cisaillement.

Les précédents modes de rupture sont tous associés au chargement dans le plan 1-2. Pour ce qui est des modes de rupture hors-plan, la délamination est sans aucun doute le plus important. Ce dernier mode de rupture est causé par les contraintes de cisaillement interlaminaires et les contraintes hors-plan.

Comportement élastique

Le comportement élastique des plis tissés en matériaux composites à l'échelle mésoscopique est orthotrope et nécessite la connaissance de neuf propriétés élastiques distinctes lorsqu'on considère un état de contraintes et de déformations en trois dimensions.

Modélisation de la rupture

La modélisation de l'endommagement et de la rupture des matériaux composites est complexe. En effet, plusieurs modes d'endommagement peuvent coexister et interagir. De plus, comme déjà mentionné, la rupture des matériaux composites se produit à plusieurs échelles. Afin de prédire l'endommagement des structures composites, de nombreux critères ont été développés. On peut distinguer parmi ces critères les critères basés sur la physique et les critères non basés sur la physique. Ces derniers sont généralement le résultat de mesures empiriques et ne permettent pas de distinguer les modes de rupture. Parmi ceux-ci, les critères de Tsai-Wu [109] et de Tsai-Hill [110] sont les plus répandus. Ces critères sont aussi appelés critères interactifs.

Les critères basés sur la physique ont la particularité de permettre d'identifier le mode de rupture. Parmi ceux-ci, on compte les critères de la contrainte maximale et de la déformation maximale. Ces

derniers très simples sont encore beaucoup utilisés pour prédire la rupture des structures composites, bien qu'ils ne tiennent pas compte des interactions possibles entre les différentes composantes du tenseur des contraintes ou des déformations respectivement. Ce sont des critères dits non interactifs.

D'autres critères plus complexes ont été développés pour tenir compte des interactions entre les différentes composantes du tenseur des contraintes sur la rupture tout en distinguant les différents modes de rupture (critères semi-interactifs). Les critères de Hashin Rottem [111], de Hashin [112] et de Puck [113] sont trois critères basés sur les contraintes qui ont été développés pour la prédiction des différents modes de rupture des stratifiés en matériaux composites faits de plis unidirectionnels. Le critère de Hashin a entre autres été adapté pour la prédiction de la rupture de plis tissés [114].

À eux seuls, les critères ne suffisent pas pour modéliser la rupture d'un matériau composite. En effet, ils permettent plutôt de prédire l'initiation de l'endommagement ou de la rupture dans un pli. L'utilisation de critères de rupture est souvent combinée à d'autres méthodes. Parmi celles-ci, notons :

- La méthode de dégradation des propriétés (ply discount method),
- L'utilisation de variables d'endommagement (continuum damage mechanic CDM),
- La mécanique de la rupture (computational fracture mechanic CFM),
- L'utilisation de modèles de plasticité.

Ces méthodes peuvent coexister dans un même modèle.

Dans cette section, les différentes approches numériques utilisées pour la modélisation de l'endommagement sont présentées en détail en mettant l'accent sur les méthodes basées sur l'utilisation de variables d'endommagement. Les problèmes de convergence de maillage causés par l'utilisation de tels modèles et les approches numériques pour s'en affranchir sont ensuite abordés. Finalement, une section distincte est dédiée à la modélisation de la délamination, un mode de rupture important lors de l'impact sur structures composites.

La méthode de dégradation des propriétés est une des méthodes les plus simples pour modéliser la rupture progressive des structures composites à l'échelle mésoscopique. Lorsque la rupture est prédite, certaines propriétés élastiques sont ramenées à zéro ou réduites d'un certain pourcentage.

Pour chaque mode de rupture, différentes propriétés sont affectées. On retrouve l'utilisation de cette méthode pour la modélisation de l'impact sur des structures composites [100,115–118]. Bien que cette méthode ait déjà beaucoup été utilisée, elle a laissé place dans les dernières années à des méthodes pour lesquelles la dégradation des propriétés est plus progressive.

L'utilisation d'une variable d'endommagement pour modéliser la détérioration progressive de la matière a été introduite pour la première fois par Kachanov [119] pour la modélisation du fluage de métaux sous chargement uniaxial. De façon générale, la variable d'endommagement représente le rapport de l'aire endommagée sur l'aire effective. Elle prend une valeur de 0 lorsque l'aire est vierge de défauts et prend une valeur de 1 lorsque la surface est rompue. En d'autres termes, la variable d'endommagement représente une densité surfacique de discontinuités [120]. La présence de ces discontinuités se traduit par une baisse de la rigidité apparente du matériau. L'utilisation de variables d'endommagement pour modéliser l'accumulation de défauts intralaminaires dans les structures composites est fortement répandue.

Ladevèze [121,122] et Ladevèze et Le Dantec [123] ont développé un des premiers modèles pour la modélisation de plis en matériaux composites unidirectionnels faisant intervenir l'utilisation de variables d'endommagement combinée à l'utilisation d'un modèle de plasticité pour prendre en compte les déformations inélastiques induites dans la matrice. Le modèle de Ladevèze et Le Dantec [123] est basé sur l'utilisation de deux variables d'endommagement d et d'. La première est associée au comportement de la matrice en traction et la seconde est associée au comportement en cisaillement dans le plan 1-2. L'évolution des variables d'endommagement est fonction de forces thermodynamiques (Y_d et $Y_{d'}$) données par le gradient de la densité d'énergie de déformation par rapport aux variables d'endommagement qui conduit aux expressions suivantes pour le pli unidirectionnel:

$$Y_d = \frac{1}{2}\frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}^0(1-d)^2} \qquad 1\text{-}1$$

$$Y_{d'} = \frac{1}{2}\frac{\langle\sigma_{22}\rangle_+^2}{E_2^0(1-d')^2} \qquad 1\text{-}2$$

où G_{12}^0 et E_2^0 correspondent respectivement au module d'élasticité initial en cisaillement dans le plan 1-2 et au module d'élasticité initial dans la direction transversale. Le modèle d'endommagement est combiné à un modèle de plasticité. La surface de charge en plasticité (f) est fonction des contraintes effectives dans la direction transversale et en cisaillement ($\tilde{\sigma}_{22}$, $\tilde{\sigma}_{12}$) :

$$\tilde{\sigma}_{22} = \frac{\langle \sigma_{22} \rangle_+}{1 - d'} + \langle \sigma_{22} \rangle_- \quad \text{1-3}$$

$$\tilde{\sigma}_{12} = \frac{\sigma_{12}}{1 - d} \quad \text{1-4}$$

$$f = \sqrt{\tilde{\sigma}_{12}{}^2 + a^2 \tilde{\sigma}_{22}{}^2} - R(p) - \sigma_0 \quad \text{1-5}$$

où *R(p)* est la loi d'écrouissage, σ_0 la limite d'élasticité et *a* est un coefficient de couplage du matériau.

Hochard [124–126] a adapté le type de modèle développé par Ladevèze et Le Dantec [123] pour la simulation du comportement de plis tissés. Le modèle développé par Hochard et al. [124] inclut l'utilisation de trois variables d'endommagement. Les deux premières sont respectivement associées au comportement dans les directions chaîne et trame alors que la troisième est associée au comportement en cisaillement. En cisaillement, le modèle inclut de la plasticité pour tenir compte des déformations inélastiques induites par ce type de chargements dans le plan 1-2. L'évolution des variables d'endommagement est aussi fonction de forces thermodynamiques. En cisaillement, la variable d'endommagement est fonction d'une force thermodynamique équivalente qui permet de tenir compte du couplage entre les contraintes en traction dans les directions chaîne et trame et l'endommagement en cisaillement. La surface de charge en plasticité est fonction de la contrainte effective en cisaillement et l'écrouissage est défini par une loi en puissance.

Johnson [127] a aussi travaillé sur la modélisation du comportement de plis tissés en combinant l'utilisation de trois variables d'endommagement et d'un modèle de plasticité en cisaillement. Comme pour le modèle d'Hochard [124], l'évolution des variables d'endommagement est fonction de forces thermodynamiques. Le modèle de plasticité en cisaillement prend la même forme que celui d'Hochard [124]. Le modèle de Johnson [127] suppose que l'endommagement causé par les chargements en traction peut varier de l'endommagement causé par les chargements en compression dans les directions chaîne et trame. Ce modèle a été utilisé pour la modélisation de l'impact sur des stratifiés tissés [127,128]. Le modèle de Johnson est disponible dans Abaqus/Explicit via l'utilisation d'une sous-routine Vumat (ABQ-PLY-FABRIC). Ce modèle a été repris par Lévesque et al. [129] pour la simulation de l'impact sur des stratifiés tissés et par Heimbs et al. [130] pour la simulation de l'impact sur des panneaux sandwiches en matériaux composites.

Iannucci et Willows [131,132] ont aussi travaillé à la modélisation du comportement des stratifiés tissés pour la simulation de chargements d'impact. Leur modèle inclut cinq variables d'endommagement. d_1 et d_4 caractérisent le comportement en traction et en compression dans la direction chaîne et d_2 et d_5 dans la direction trame. Un couplage entre l'endommagement en traction et en compression dans chacune des directions est inclus au modèle. La variable d_3 est associée au comportement en cisaillement dans le plan 1-2. Le modèle inclut des déformations permanentes causées par la fermeture incomplète des fissures lors de la décharge. En cisaillement, le modèle tient compte du taux de déformation, le comportement de la matrice étant sensible à ce paramètre. L'évolution des variables d'endommagement est fonction des déformations contrairement au modèle de Hochard [124]. Iannucci a travaillé au développement de plusieurs autres modèles pour reproduire le comportement mécanique des plis tissés en matériaux composites [133–135].

Les précédents modèles ont été développés pour un état de contraintes planes. Un modèle similaire à celui de Hochard [124], mais en trois dimensions, a été développé par Deliège et al. [136] pour la modélisation de l'impact sur des stratifiés faits de plis tissés. Le modèle de plasticité tient compte des contributions des contraintes en cisaillement dans les plans 1-3 et 2-3. La variable d'endommagement en cisaillement affecte les trois modules d'élasticité en cisaillement et son évolution tient compte des contributions du cisaillement dans les trois plans.

L'utilisation de variables d'endommagement est répandue dans plusieurs autres modèles développés pour la modélisation du comportement de stratifiés faits de plis tissés [39,114,137–141].

Phénomène de dépendance au maillage

Les modèles incluant l'utilisation de variables d'endommagement, plus spécifiquement lorsque le modèle inclut un adoucissement, sont associés à des problèmes de localisation. C'est-à-dire que l'endommagement se localise dans une bande d'éléments. Ce faisant, le modèle perd son objectivité puisque l'énergie associée au processus d'endommagement est dépendante de la taille des éléments. Pour contrer ce type de problèmes, différentes méthodes ont été développées : l'ajout d'un effet retard [121,122,136,138,142–146], la méthode des bandes de Bažant et Oh [132,135,140,141,147–155] et les méthodes non locales [156–160].

La méthode des bandes de Bažant et Oh [147] est basée sur l'hypothèse que l'endommagement se localise dans une bande de la largeur d'un élément. Ainsi, pour s'assurer que l'énergie dissipée lors du processus d'endommagement est indépendante de la taille des éléments, on suppose qu'elle est fonction d'une longueur caractéristique de l'élément :

$$g_v = \frac{G_C}{l_c} \qquad 1\text{-}6$$

où g_v correspond à l'énergie dissipée par unité de volume et G_c correspond au taux de restitution d'énergie critique. Finalement, l_c est la longueur caractéristique de l'élément.

Dans leurs travaux, Bažant et Oh [147] proposent l'expression suivante pour la longueur caractéristique d'un élément d'aire carrée :

$$l_c = \frac{h_e}{\cos(\alpha)} \qquad 1\text{-}7$$

où h_e correspond à la taille de l'élément et α correspond à l'angle de propagation de la fissure par rapport à l'orientation de l'élément. Plusieurs autres définitions de longueurs caractéristiques sont proposées dans la littérature. Cette approche de modélisation permet de diminuer la dépendance à la taille du maillage. Toutefois, si l'orientation de la fissure est inconnue, une dépendance directionnelle peut tout de même persister [161].

Délamination

La délamination peut se produire selon trois modes illustrés à la Figure 1-6. Le premier mode est causé par un effort normal en traction. Les deux autres modes sont associés à des mouvements relatifs plans des plis entre eux et sont causés par des efforts tangentiels. La prochaine section de la revue de littérature présente quelques approches utilisées pour tenir compte de la délamination dans la modélisation du comportement de structures composites par la méthode des éléments finis. Parmi celles-ci, notons l'utilisation de critères de rupture basés sur les contraintes combinée à la dégradation de certaines propriétés mécaniques, la modélisation de zones cohésives (CZM) et la méthode VCCT (virtual crack closure technique).

La méthode VCCT est basée sur l'hypothèse que l'énergie dissipée par la propagation de la fissure est équivalente au travail nécessaire pour fermer la fissure [162]. Cette approche nécessite la présence d'une fissure initiale au début de l'analyse. Il est donc nécessaire de connaître la localisation de l'initiation de la délamination pour utiliser cette technique.

La modélisation de zones cohésives est une des approches les plus répandues pour la simulation de la délamination dans les structures composites. Le comportement de la zone cohésive est défini par un modèle de type traction-séparation qui calcule les efforts normal (t_{33}) et tangentiels (t_{23} et t_{13}) agissant sur la zone cohésive. Un critère quadratique permet de prédire l'initiation de la délamination. Une fois l'initiation de la délamination détectée, un modèle d'adoucissement permet

de dégrader les propriétés de la zone délaminée. Lorsque l'énergie dissipée devient égale à l'énergie critique, il y a propagation de la fissure et la création d'une surface libre [163].

L'intégration de cette méthode dans les modèles par éléments finis pour la modélisation de la délamination dans les stratifiés en matériaux composites se fait via l'utilisation d'éléments cohésifs entre les plis ou d'un contact cohésif.

Bien que cette approche soit très répandue et procure de bons résultats, elle nécessite la détermination de propriétés assez complexes à obtenir.

Une autre approche utilisée par plusieurs pour la modélisation de la délamination est l'utilisation d'un critère de rupture basé sur les contraintes combinée à la dégradation de certaines des propriétés mécaniques [30,100,115–118,164–166]. Dans le cas de la délamination, ce sont les propriétés associées au comportement hors-plan qui sont affectées. Cette approche est facile à mettre en œuvre, mais elle est toutefois moins réaliste dans sa forme que la précédente. Un survol des critères basés sur les contraintes pour prédire l'initiation de la délamination est présenté par Orifici et al. [167].

Hou et al. [164] ont proposé un critère basé sur celui de Brewer et Lagace [168] pour tenir compte de la délamination dans la simulation de l'impact sur des stratifiés:

$$\left(\frac{\sigma_{33}{}^{+}}{X_{33}{}^{+}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{X_{13}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{X_{23}}\right)^2 = 1, \;\; si\; \sigma_{33} > 0 \qquad \text{1-8}$$

Le critère est calculé uniquement si la contrainte hors-plan (σ_{33}) est positive. Les auteurs supposent qu'une contrainte en compression limite l'apparition de la délamination. En effet, des contraintes en compression vont plutôt contribuer à fermer les fissures. Une fois la délamination détectée, les propriétés associées au comportement hors-plan sont dégradées avec l'utilisation d'une variable d'endommagement. Pour éviter une baisse soudaine des contraintes, l'évolution de la variable d'endommagement est fonction du temps.

Ivañez et Sánchez-Sáez [165] ont aussi utilisé une version modifiée du critère quadratique de Brewer et Lagace [168] pour la modélisation de la délamination. Ils ont appliqué leur modèle à la simulation du comportement à l'impact de panneaux sandwiches avec des peaux faites de plis tissés et un nid d'abeilles d'aluminium. Le critère de Brewer et Lagace [168] pour prédire l'initiation de la délamination a aussi été utilisé par Buitrago et al. [115] pour la simulation du comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites.

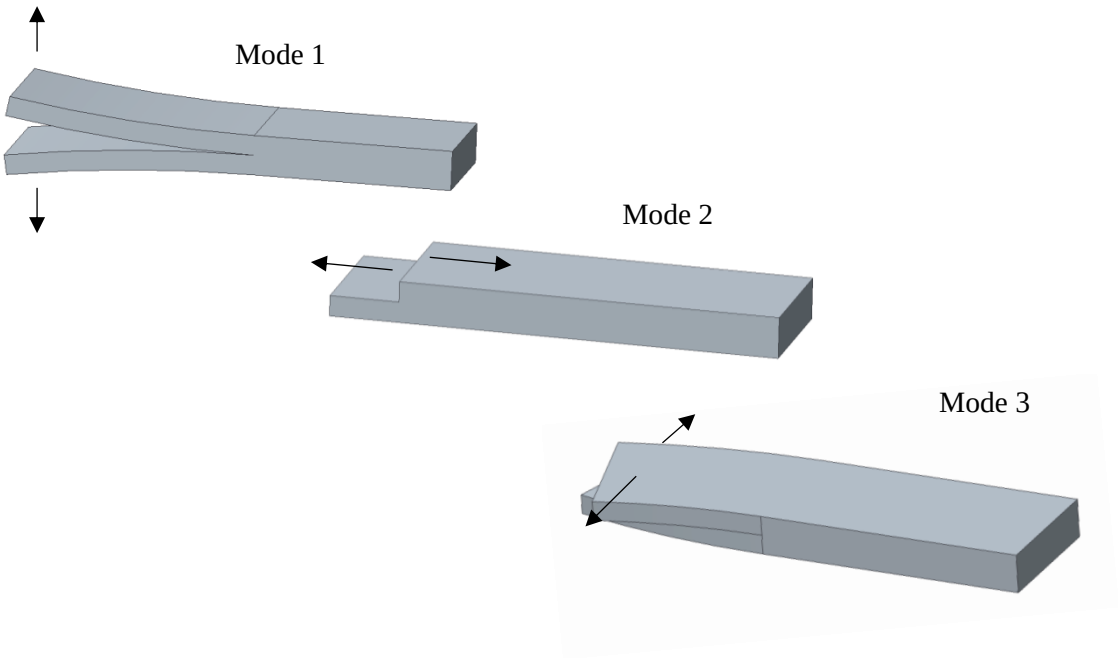


Figure 1-6. Modes de délamination.

1.5.2. Comportement mécanique hors-plan des structures nid d'abeilles de Nomex

L'étude du comportement à l'impact de panneaux sandwiches requiert une compréhension approfondie du comportement du matériau d'âme. De la même façon, le développement d'un modèle par la méthode des éléments finis pour prédire le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites est fortement lié à la modélisation adéquate du matériau d'âme. Il est donc primordial d'investiguer le comportement hors-plan des structures nid d'abeilles.

La première portion de cette section porte sur le comportement et la caractérisation expérimentale des structures nid d'abeilles de Nomex à l'échelle de la structure (échelle macroscopique). La deuxième portion s'intéresse au comportement des constituants du Nomex : le papier Nomex et la résine phénolique. En effet, une bonne connaissance du comportement de ces deux matériaux permet de comprendre et d'expliquer les phénomènes observés à l'échelle de la structure.

Comportement en compression

Le comportement en compression hors-plan des structures nid d'abeilles est caractérisé par trois phases (Figure 1-7). Lors de la première phase, le comportement est linéaire élastique jusqu'à l'atteinte de la contrainte maximale équivalente en compression qui est suivie par l'effondrement du comportement caractérisé par une baisse soudaine et drastique de la contrainte équivalente. Ensuite, dans la seconde phase du comportement, le nid d'abeilles s'écrase en formant des plis et on observe un plateau dans la courbe contrainte-déformation équivalente en compression. Lors de la troisième

phase, le nid d'abeilles est tellement écrasé que la rigidité apparente augmente. C'est la consolidation.

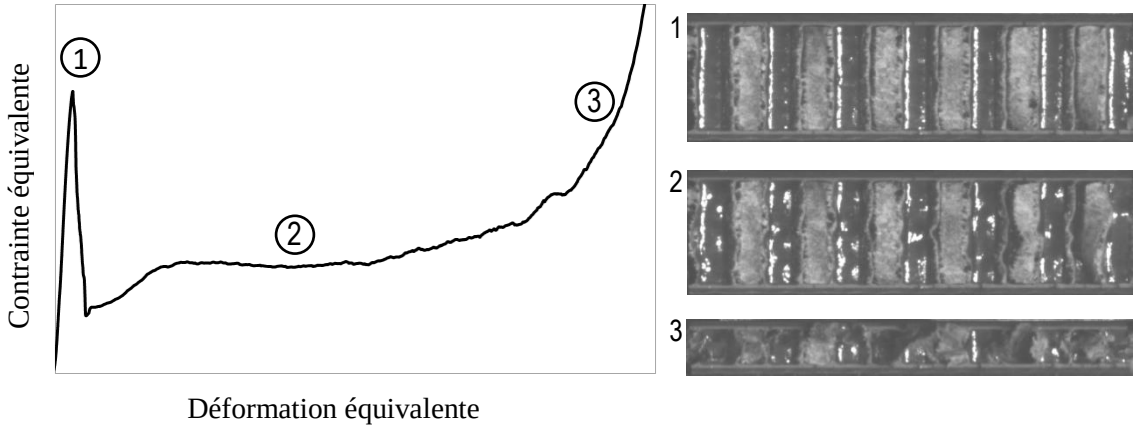


Figure 1-7. Comportement équivalent en compression hors-plan d'une structure nid d'abeilles de Nomex.

Il existe deux normes ASTM portant sur la caractérisation du comportement en compression hors-plan des structures nid d'abeilles : la norme ASTM C365 [169] et la norme ASTM D7336 [170]. La première porte sur la caractérisation du comportement linéaire élastique jusqu'à la contrainte maximale en compression. La seconde s'intéresse plutôt à la détermination du comportement après effondrement. Pour les essais de compression de structures nid d'abeilles, on retrouve typiquement deux types d'éprouvettes : les éprouvettes stabilisées et les éprouvettes non stabilisées. Une éprouvette stabilisée est une éprouvette pour laquelle les déplacements dans le plan et les rotations des arêtes des faces supérieures et inférieures sont bloqués. C'est le cas des éprouvettes testées avec les peaux en composites. On peut aussi stabiliser l'éprouvette en trempant les surfaces supérieures et inférieures dans de la résine.

En compression, on observe des modes d'endommagement propres aux nids d'abeilles de Nomex en raison de leur constitution. Aminanda [171] a étudié les modes d'endommagement en compression d'un nid d'abeilles de Nomex avec des cellules hexagonales de 4.76 mm et une densité de 64 kg/m^3. Ses travaux ont montré que le premier mode d'endommagement à apparaître est la fissuration de la résine phénolique. Ensuite, des plis se forment dans les parois. La formation du premier pli est associée à la contrainte maximale en compression. Afin de mieux étudier les phénomènes de formation des plis, Aminanda a étudié la compression d'un nid d'abeilles en papier Canson supposé représentatif du papier Nomex. Il montre que du flambement local se forme dans les parois des cellules durant la phase élastique du comportement, alors que les arêtes entre les parois restent droites. La contrainte maximale en compression est associée au flambement des arêtes

et à la formation du premier pli. Il a observé des déchirements et des décollements entre les parois au niveau des arêtes lors de l'aplatissement du premier pli. L'analyse des courbes force-déplacement montre que la contrainte maximale est plus élevée lorsque l'éprouvette est stabilisée. Effectivement, on peut s'attendre à ce que le flambement soit retardé pour ce type de conditions limites qui s'apparente à un encastrement. Dans ses travaux, Aminanda montre aussi que la présence de la résine phénolique, au comportement fragile, rend la chute de la contrainte beaucoup plus brusque suite à l'effondrement.

Lui et al. [172] ont aussi observé que les premiers endommagements en compression hors-plan sont associés à la rupture de la résine phénolique. Leurs travaux montrent que le comportement en compression n'est pas fonction de l'épaisseur de la structure nid d'abeilles. Une conclusion similaire a été obtenue par Zhang et Ahsby [173]. Ils ont étudié le comportement en compression de nids d'abeilles de Nomex de différentes géométries et densités. Leurs travaux montrent que le comportement en compression est généralement indépendant de l'épaisseur, mais fortement affecté par la densité du nid d'abeilles. Pour les nids d'abeilles de faible densité, la rupture est associée au flambement élastique du matériau. Pour les nids d'abeilles de densité plus élevée, on observe une rupture du matériau qui mène à l'effondrement.

Comportement en cisaillement

Au moment de l'impact, la structure nid d'abeilles est sollicitée en compression, mais aussi en cisaillement. Plus l'endommagement causé par l'impact est localisé, plus ce type de chargements devient important. Différentes méthodes sont répertoriées pour caractériser le comportement en cisaillement de structures nid d'abeilles (Figure 1-8). Parmi celles-ci, notons les essais mono-bloc [176–179], les essais bi-blocs [173], les essais de flexion trois et quatre-points et les essais quad-blocs [138,178,179].

Les essais mono-bloc sont des essais standardisés (ASTM C 273 [177]). C'est ce type d'essais qui est utilisé pour la caractérisation des nids d'abeilles par la plupart des fabricants [175]. C'est aussi une méthode présentée dans plusieurs ouvrages de référence sur les panneaux sandwiches [13,180]. Par contre, ce type d'essais ne permet pas d'obtenir un état de cisaillement pur dans le nid d'abeilles [180], bien que les dimensions de l'éprouvette testée permettent de minimiser l'effet des autres composantes de contrainte induites lors de l'essai [177,180]. De plus, Kelsey et al. [181] ont montré que le module d'élasticité en cisaillement mesuré est surestimé par rapport au module réel alors que Grédiac et Dufort [176] ont montré que la résistance à la rupture est sous-estimée.

Les éprouvettes bi-blocs (Figure 1-8) ont été conçues pour induire un cisaillement uniforme dans les blocs. Toutefois, Kelsey et al. [181] et Marguet [138] ont montré dans leurs travaux respectifs que le chargement induit la rotation des peaux extérieures. Ce faisant, des contraintes de traction et de compression dans le nid d'abeilles sont induites. De plus, selon les travaux de Kelsey et al. [181], il n'y aurait pas une distribution uniforme de la contrainte de cisaillement dans les blocs. Pour éviter les effets négatifs des essais bi-blocs, ils proposent une géométrie d'éprouvette modifiée pour inclure quatre blocs de nids d'abeilles (essais quad-blocs). Cette géométrie, présentée à la Figure 1-8, a été reprise dans d'autres travaux [138,178,179].

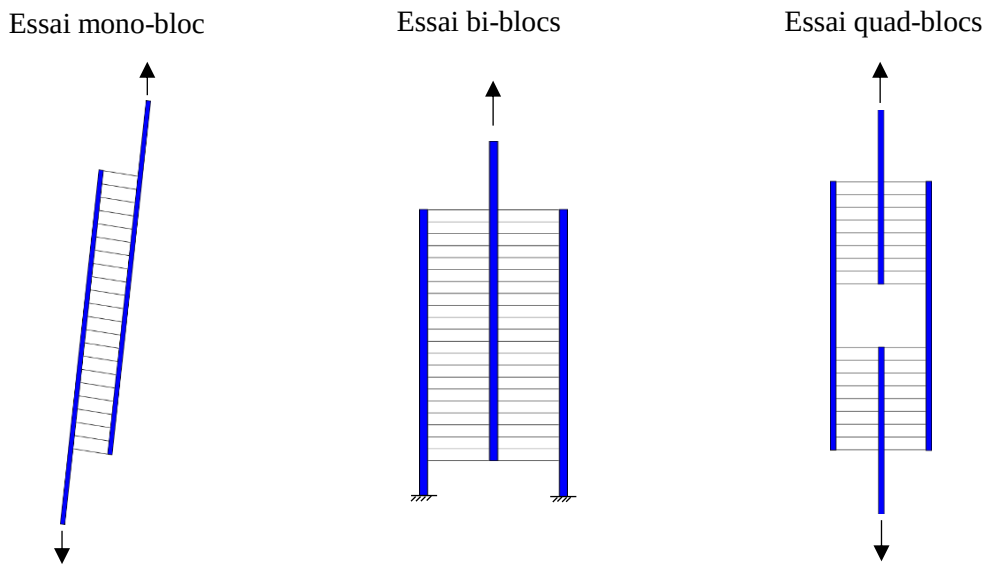


Figure 1-8. Schéma des essais mono bloc, bi-blocs et quad-blocs pour l'étude du cisaillement hors-plan des structures nid d'abeilles.

Rodriguez-Ramirez et al. [178] ont étudié en détail le comportement de structures nid d'abeilles de Nomex soumises à du cisaillement via des essais quad-blocs. Ils montrent que le comportement en cisaillement est initialement linéaire. Ensuite, le flambement en cisaillement apparaît dans les parois des cellules. Le flambement des parois augmente jusqu'à ce que les arêtes entre les cellules flambent et que les cellules s'affaissent. La courbe contrainte-déformation équivalente en cisaillement est caractérisée par une zone linéaire. Suite à l'apparition du flambement, une légère perte de rigidité est observée. Ensuite, le flambement des arêtes et l'écrasement des cellules sont associés à une baisse de la contrainte en cisaillement équivalente suivie par un plateau.

De façon générale, l'allure globale du comportement est la même pour les deux plans de cisaillement (L-z et W-z), mais les grandeurs varient [174]. Typiquement, les propriétés en cisaillement sont deux fois plus élevées dans le plan L-z que dans le plan W-z [13].

Chargements combinés

La réalisation d'essais avec un chargement combinant compression et cisaillement hors-plan permet de mieux comprendre le comportement des nids d'abeilles soumis à de l'impact ou de l'indentation quasi-statique. En effet, pour ces types de chargements, le matériau d'âme est soumis à la fois à de la compression et à du cisaillement. On retrouve donc dans la littérature plusieurs études portant sur le comportement de structures nid d'abeilles métalliques [182–191] et plus rarement de Nomex [192,193] soumises à des chargements combinés en compression-cisaillement.

La réalisation de ce type d'essais nécessite l'utilisation d'un montage permettant de solliciter le nid d'abeilles en compression et en cisaillement hors-plan. L'utilisation d'un montage de type Arcan [194] est une approche souvent rencontrée dans la littérature [186,192,193]. Ce type de montage permet de faire varier la portion du chargement transmise à l'échantillon via de la compression et via du cisaillement. On peut ainsi obtenir l'enveloppe de rupture de la structure nid d'abeilles en compression-cisaillement.

Petras et Sutcliffe [192] ont effectué des essais de type Arcan sur des nids d'abeilles de Nomex ayant une densité variant de 29 à 128 kg/m^3 et des cellules de 3 mm. Ils ont utilisé trois configurations différentes pour le montage Arcan allant du cisaillement quasi pur à la compression quasi pure. Les résultats montrent que plus on s'approche d'un cisaillement pur, plus la force à la rupture diminue. Selon les travaux de Petras et Sutcliffe [192], l'enveloppe de rupture pour les nids d'abeilles de Nomex dont la densité se situe entre 29 kg/m^3 et 64 kg/m^3 peut être estimée par l'expression suivante :

$$\frac{\sigma_{zz}}{X_{zz}} + \frac{\sigma_{jz}}{X_{jz}} = 1, \qquad o\text{ù } j = L, W \tag{1-9}$$

où X_{zz} et X_{zj} sont respectivement la résistance en compression hors-plan et la résistance en cisaillement. Cette formule tient compte d'une seule composante en cisaillement hors-plan.

Besant et al. [182] ont étudié le comportement mécanique d'une structure nid d'abeilles métallique soumise à un chargement combiné en compression et cisaillement hors-plan. Ils ont obtenu une enveloppe de rupture pouvant être prédite selon l'expression suivante :

$$\left(\frac{\sigma_{zz}}{X_{zz}}\right)^n + \left(\frac{\sigma_{Wz}}{X_{Wz}}\right)^n + \left(\frac{\sigma_{Wz}}{X_{Lz}}\right)^n = 1 \qquad 1\text{-}10$$

C'est une forme plus générale de l'expression de Petras et Sutcliffe [192]. En effet, on retombe sur l'enveloppe de rupture de Petras et Sutcliffe [192] en utilisant un exposant n de 1 et en considérant un seul plan de cisaillement. Dans leurs travaux, Besant et al. [182] montrent que pour le nid d'abeilles étudié un exposant n de 1.5 permet de mieux reproduire l'enveloppe de rupture. Toutefois, Besant et al. [182] ont étudié un nid d'abeilles métallique, alors que Petras et Sutcliff [192] ont étudié des nids d'abeilles de Nomex. L'expression développée par Besant et al. [182] a été reprise pour la modélisation de structures nid d'abeilles à l'échelle macroscopique [166,195,196].

Comportement mécanique du Nomex et de ses constituants
Le papier Nomex est composé de fibres d'aramide. Il possède des propriétés orthotropes. Lors de sa caractérisation, on distingue ainsi les propriétés dans la direction du rouleau (direction machine) et la direction transversale. Dans les deux directions, en traction, le comportement est caractérisé par d'importantes non-linéarités précédant la rupture [89,197].

La résine phénolique est, elle, plutôt caractérisée par un comportement fragile linéaire élastique jusqu'à la rupture [89]. Si on compare le comportement en traction du papier Nomex et de la résine phénolique, c'est cette dernière qui possède la plus petite déformation à la rupture.

Roy et al. [89] ont étudié le comportement de papier Nomex imprégné de résine phénolique. Ils ont observé que tremper le papier Nomex dans la résine phénolique diminue grandement la déformation à la rupture et que le comportement fragile de la résine phénolique domine le comportement et la rupture en traction du Nomex. Hähnel et Wolf [198] ont aussi étudié le comportement de papier Nomex imprégné de résine phénolique, ils ont montré que le comportement est en fait grandement influencé par le pourcentage de résine dans le matériau final. Si le Nomex possède un faible pourcentage de résine, son comportement est caractérisé par des non-linéarités précédant la rupture. Lorsque le pourcentage de résine augmente, le comportement devient linéaire et fragile.

1.5.3. Modélisation du comportement mécanique de structures nid d'abeilles de Nomex

On peut classifier la modélisation du comportement mécanique des structures nid d'abeilles en trois grandes approches :

- La modélisation d'un milieu homogène continu équivalent (échelle macroscopique),
- La modélisation de la structure cellulaire du nid d'abeilles (échelle mésoscopique),

- La représentation de la structure cellulaire par une série de ressorts [171,199].

Dans cette section, un survol des deux premières approches, qui sont aussi les plus courantes, est effectué. Il est intéressant de mentionner que certains auteurs préconisent une approche hybride [115,117] où la zone d'intérêt, soit ici la zone d'impact, est modélisée en représentant la structure cellulaire du nid d'abeilles. Le reste de la structure est représenté comme un milieu homogène continu équivalent. Cette approche permet de réduire les coûts de calcul importants associés à la représentation détaillée de la géométrie cellulaire.

Modélisation d'un milieu homogène continu équivalent

La modélisation du Nomex comme un milieu homogène continu équivalent est basée sur le principe qu'on peut reproduire le comportement de la structure nid d'abeilles en utilisant des propriétés mécaniques équivalentes caractérisant la réponse de la structure à l'échelle macroscopique.

C'est une approche qui permet de réduire considérablement les temps de calcul par rapport à une représentation détaillée de la structure cellulaire. Cette approche s'avère aussi intéressante parce qu'il est plus facile de caractériser le comportement macroscopique des structures nid d'abeilles que le comportement local. Les propriétés nécessaires au modèle sont donc plus faciles à obtenir. Ici, quelques-uns des travaux sur la modélisation des structures nid d'abeilles comme un milieu homogène continu équivalent sont abordés en mettant l'emphase sur la modélisation de structures nid d'abeilles de Nomex.

Afin de représenter le comportement complexe en compression hors-plan des structures nid d'abeilles, on retrouve dans la littérature l'utilisation de modèles de comportement élastique-plastique pour le milieu équivalent [200,201].

L'interaction entre le comportement en compression et le comportement en cisaillement hors-plan est incluse dans plusieurs modèles en utilisant une enveloppe de rupture obtenue à partir d'essais expérimentaux tels que ceux présentés à la section précédente [166,182,196,202].

L'utilisation de variables d'endommagement pour reproduire le comportement hors-plan équivalent de structures nid d'abeilles est pour le moment moins répandue [36,130,138,179]. Marguet [138] a développé un modèle de comportement incluant trois variables d'endommagement pour reproduire le comportement équivalent d'une structure nid d'abeilles de Nomex pour la simulation de l'impact sur panneaux sandwiches. La première variable d'endommagement est associée au comportement équivalent en compression et les deux autres sont associées au comportement équivalent en

cisaillement hors-plan. Le modèle d'endommagement est combiné à de la plasticité pour tenir compte des déformations inélastiques engendrées par la compression et le cisaillement. Zhang et al. [36] ont aussi proposé un modèle basé sur l'utilisation de variables d'endommagement pour modéliser le comportement de nids d'abeilles de Nomex et l'impact sur panneaux sandwiches. L'initiation de l'endommagement est basée sur deux critères de rupture : un critère en compression et un critère en cisaillement. Trois variables d'endommagement permettent de dégrader les propriétés. Le modèle développé a été validé par des essais de flexion trois-points et est ensuite utilisé pour la simulation de l'impact. L'utilisation de variables d'endommagement est une approche qui nécessite encore beaucoup de développements. Elle est sujette à des problèmes de localisation. De plus, le modèle développé par Marguet [138] nécessite la détermination de 22 paramètres. Dans ses travaux, il a utilisé un algorithme génétique pour les déterminer.

Modélisation de la structure cellulaire : échelle mésoscopique

La modélisation détaillée de la structure cellulaire est une approche très répandue pour l'étude du comportement des structures nid d'abeilles et la modélisation de l'impact sur panneaux sandwiches. Pour ce type de modèle, la géométrie cellulaire de l'âme est modélisée de façon plus ou moins simplifiée. Une approche très répandue pour les nids d'abeilles avec des cellules hexagonales est de modéliser les cellules par des hexagones parfaits, bien qu'en réalité les cellules n'ont pas une géométrie hexagonale parfaite (Figure 1-9).

De par leur méthode de fabrication [175], les parois des structures nid d'abeilles de Nomex dans la direction ruban (direction L) sont doubles. Cet aspect géométrique est pris en compte dans la plupart des modèles de nids d'abeilles de Nomex à l'échelle mésoscopique.

Certains auteurs considèrent des géométries plus complexes et plus réalistes pour modéliser la structure cellulaire des nids d'abeilles. Par exemple, on voit dans plusieurs études des cellules qui incluent des courbures dans le plan L-W pour mieux représenter leur géométrie réelle [89,174,203] (Figure 1-9). Dans leurs travaux, Seemann et Krause [174] mettent aussi en évidence que les parois des cellules ne sont pas toutes de la même longueur. Afin d'étudier, l'effet de ces paramètres géométriques (courbures et longueurs des parois), ils ont étudié trois géométries cellulaires différentes pour la modélisation du comportement d'un nid d'abeilles de Nomex. Ces trois géométries incluent : un hexagone parfait, un hexagone avec des arêtes dans la direction L plus courtes et un hexagone avec des arêtes dans la direction L plus courtes qui inclut les courbures des arêtes. Ils recommandent de tenir compte des arêtes de longueurs différentes dans la simulation du comportement des structures nid d'abeilles. Toutefois, leurs travaux montrent qu'afin de considérer

les courbures et d'obtenir de bons résultats, il faut inclure d'autres aspects géométriques au modèle tels que l'accumulation de résine dans les coins des cellules. Dans le cas contraire, cette géométrie ne permet pas de bien reproduire le comportement en compression.

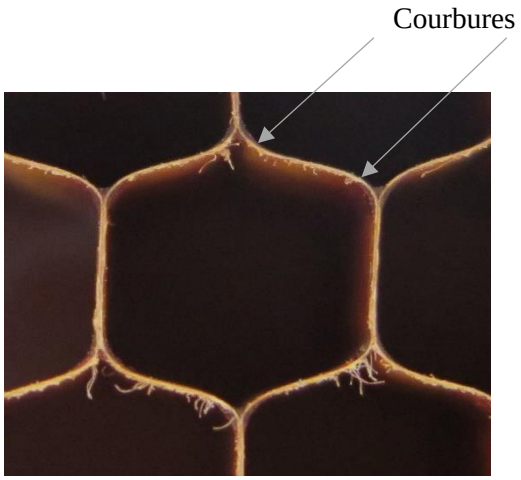


Figure 1-9. Géométrie réelle de la cellule hexagonale.

Lorsqu'on modélise les structures nid d'abeilles à l'échelle mésoscopique, il est commun d'inclure des imperfections au modèle [204–206]. Ces imperfections se veulent une représentation numérique d'imperfections réelles présentes dans la structure nid d'abeilles ou induites lors d'un essai qui vont influencer le comportement en compression. Dans leurs travaux Asprone et al. [205] classifient les imperfections en quatre catégories :

- Les imperfections géométriques (la variation d'épaisseur des parois et les courbures dans les parois),
- Les imperfections matériaux (la variation des propriétés),
- Les imperfections initiales (les précontraintes),
- Les imperfections causées par le chargement (les désalignements).

Heimbs [204] propose une catégorisation plutôt basée sur la taille des imperfections pour les structures cellulaires. On distingue ainsi les imperfections globales (les cellules de géométries irrégulières), les imperfections locales (la variation de l'épaisseur des parois et l'accumulation de résine) et les imperfections à l'échelle microscopique (la variation du pourcentage de fibres et les porosités).

Dans ses travaux Heimbs [204] a étudié différentes techniques pour inclure les imperfections dans les simulations du comportement mécanique de structures cellulaires. Parmi celles-ci, notons l'insertion de distorsions numériques, la distorsion de la position des nœuds et le préflambement des cellules du nid d'abeilles. Ses résultats montrent qu'on peut aussi diminuer de façon globale les propriétés du matériau ou l'épaisseur des parois pour tenir compte de l'effet des imperfections.

Maintenant que les considérations géométriques des modèles de structures nid d'abeilles à l'échelle mésoscopique ont été couvertes, il est intéressant de se pencher sur les modèles de comportement utilisés dans la littérature pour la modélisation du comportement de nids d'abeilles de Nomex à l'échelle mésoscopique. Une des approches les plus répandues est d'homogénéiser les constituants du Nomex en seul matériau avec un comportement isotrope élastique parfaitement plastique [15,117,118,174,178,205,207]. Cette approche est basée sur d'importantes simplifications, on néglige la nature orthotrope du comportement du Nomex et on homogénéise le matériau. De plus, les travaux de Hähnel et Wolf [198] montrent que le comportement du Nomex est plus ou moins fragile dépendamment du pourcentage de résine phénolique. Cette approche ne permet pas de représenter la nature fragile du matériau. Toutefois, elle a l'avantage de nécessiter peu de propriétés à caractériser et une approche d'ingénierie inverse simple permet d'obtenir les propriétés nécessaires au modèle avec des essais de compression hors-plan [117,174].

Seeman et Krause [174] ont comparé les résultats obtenus en considérant deux modèles de comportement pour le Nomex homogénéisé: soient un comportement isotrope élastique parfaitement plastique et un comportement orthotrope élastique parfaitement plastique. Leurs résultats montrent que les deux approches permettent d'obtenir de bons résultats pour représenter le comportement global de la structure nid d'abeilles. Toutefois, la chute abrupte de la contrainte n'est pas bien représentée puisque le comportement fragile de la résine phénolique est négligé. Le modèle isotrope est calibré avec les essais de compression et surestime la résistance en cisaillement et en traction hors-plan. De façon générale, le modèle orthotrope permet d'obtenir de meilleurs résultats. Il est toutefois calibré avec plus d'un type d'essais expérimentaux (compression et cisaillement hors-plan).

C'est la nature fragile du comportement de la résine qui explique le pic marqué et la chute brusque de la contrainte observés pour les nids d'abeilles de Nomex soumis à un chargement en compression hors-plan. Pour reproduire ces phénomènes, des modèles ont été développés pour tenir compte du comportement spécifique de la résine phénolique et du papier Nomex [15,172,174,208]. Liu et al. [172] ont représenté le Nomex comme un laminé de trois plis. Les deux plis extérieurs

représentant la résine phénolique et le pli intérieur représentant le papier Nomex. Le papier Nomex est modélisé avec un comportement élastique parfaitement plastique et la résine phénolique avec un comportement élastique avec rupture fragile. La double paroi est prise en compte dans leur modèle en doublant l'épaisseur du papier Nomex. Le modèle développé par Liu et al. [172] reproduit très bien le comportement du Nomex dans les premiers stades du chargement en compression.

Seeman et Krause [174] ont aussi développé un modèle qui tient compte du comportement de la résine phénolique et du papier Nomex. Le modèle a été appliqué à la simulation d'essais de traction, de compression et de cisaillement hors-plan. Leurs résultats montrent que le modèle ainsi développé permet de bien reproduire le comportement en compression hors-plan. Par contre, en cisaillement hors-plan, la contrainte maximale équivalente est surestimée. Ils expliquent de tels résultats par la distribution uniforme de la résine phénolique dans le modèle qui induit des couches de résine trop épaisses au niveau des parois alors qu'en réalité il y a accumulation de résine dans les coins de la structure cellulaire. La prise en compte de cette caractéristique géométrique dans le modèle permet d'obtenir de meilleurs résultats, mais s'avère coûteuse en temps de calcul.

Les études présentées dans cette section de la revue de littérature montrent qu'il existe de nombreuses façons de modéliser le comportement des structures nid d'abeilles quant à la géométrie, aux lois de comportement, etc. Le choix de la méthode utilisée doit être basé sur les besoins et les contraintes du modèle développé. Ainsi, si le modèle développé a pour objectif de déterminer les propriétés équivalentes à l'échelle macroscopique, un modèle plus détaillé peut s'avérer nécessaire. Pour étudier le comportement global d'une structure incluant un nid d'abeilles, un modèle simplifié peut fournir des résultats satisfaisants.

1.5.4. Approximation quasi-statique

Dans plusieurs travaux sur le comportement à l'impact à basse vitesse de structures composites, l'hypothèse que l'impact à basse vitesse peut être modélisé en utilisant des propriétés obtenues via des essais de caractérisation quasi-statiques est posée. C'est une approximation importante qui permet de simplifier de façon significative la caractérisation des propriétés nécessaires aux modèles d'impact. Plusieurs études se sont intéressées à la comparaison entre l'impact à basse vitesse et l'indentation quasi-statique [10,23,27,32,35,117,209–211].

Fou [117] a étudié le comportement de panneaux sandwiches en carbone-époxyde avec une âme en nid d'abeilles de Nomex soumis à de l'indentation quasi-statique et de l'impact à basse vitesse. Il a observé que la force qui amorce l'endommagement est indépendante de l'énergie d'impact et

qu'elle correspond à la force qui amorce l'endommagement pour les essais d'indentation quasi-statique. Il a aussi comparé les courbes force-énergie entre les deux types d'essais. Elles corrèlent très bien.

Herup et Palazotto [32] ont comparé le comportement à l'impact à basse vitesse (0.06 J à 25 J) et sous chargement d'indentation quasi-statique de panneaux sandwiches en matériaux composites avec une âme en nid d'abeilles de Nomex et des peaux de différentes épaisseurs possédant de 4 à 48 plis. De façon générale, ils ont observé que la force initiant le premier endommagement est plus élevée pour les essais dynamiques. De plus, plus les peaux sont épaisses, plus il y a de différences entre les courbes d'impact et d'indentation quasi-statique.

Finalement, Sánchez-Sáez et al. [10] ont étudié les différences entre le comportement statique et dynamique de stratifiés soumis à de la flexion à différentes températures. Ils ont observé que les différences entre le comportement statique et dynamique diminuent à basse température pour des températures allant de -150°C à la température pièce.

De façon générale, les études montrent que dans la plupart des cas le chargement d'indentation quasi-statique est très semblable au chargement d'impact à basse vitesse, validant ainsi l'hypothèse que l'impact à basse vitesse peut être modélisé en utilisant des propriétés mécaniques provenant d'essais de caractérisation quasi-statiques. Une validation de cette hypothèse reste tout de même souhaitable.

1.5.5. Modélisation de l'impact sur structures composites à différentes températures

Bien que la modélisation du comportement à l'impact des structures composites est un sujet qui a reçu beaucoup d'attention dans les dernières années, on dénombre très peu d'études qui ont porté sur la modélisation de l'impact sur structures composites à différentes températures [39,100]. Elles sont présentées en détail dans cette section.

Gómez-del Río et al. [100] ont développé un modèle numérique pour simuler le comportement à l'impact de stratifiés en carbone-époxyde faits de plis unidirectionnels à -150°C, -60°C et température pièce. Le stratifié est modélisé à l'échelle mésoscopique. Le comportement du pli est linéaire orthotrope. Le modèle inclut quatre modes de rupture basés sur le critère quadratique de Hou et al. [164] : la rupture des fibres, la rupture de la matrice en traction et en compression et la délamination. Une fois la rupture détectée, elle est prise en compte dans le modèle de comportement en ramenant des contraintes à zéro en fonction du mode de rupture détecté. Les propriétés utilisées pour la modélisation proviennent de la littérature et de données du fabricant. Pour la modélisation à

basse température, le refroidissement du composite est modélisé afin d'inclure les contraintes thermiques générées par la variation de température. Leur modèle prédit une augmentation de la fissuration de la matrice et de la délamination à basse température.

Yang et al. [39] ont développé un modèle pour la simulation de l'impact sur panneaux sandwiches en carbone-époxyde avec une âme en mousse PVC. Le modèle est appliqué à la simulation de l'impact à basse vitesse à -45.6°C, température pièce et 82.2°C. Le modèle de comportement des peaux en composites est développé à l'échelle du pli. Il inclut l'utilisation de trois variables d'endommagement. Deux variables caractérisent respectivement le comportement dans les directions chaîne et trame. La troisième variable est associée au comportement en cisaillement dans le plan 1-2. L'évolution des variables d'endommagement est fonction de forces thermodynamiques. Des surfaces cohésives sont utilisées pour prendre en compte la délamination. Beaucoup des propriétés utilisées et des hypothèses posées pour le développement du modèle pour le composite proviennent de la littérature. Un modèle de mousse écrasable (crushable foam) avec écrouissage isotrope est utilisé pour la modélisation du matériau d'âme en mousse PVC. L'effet du taux de déformation sur le comportement de la mousse en compression a été évalué et est inclus au modèle. L'effet de la température sur le module de conservation de la mousse (storage modulus) a été évalué à l'aide d'un essai DMA (dynamic mechanical analysis).

Les deux précédentes études montrent que les modèles numériques par la méthode des éléments finis pour la simulation de l'impact sur structures composites à différentes températures sont encore peu développés et reposent sur de nombreuses hypothèses.

1.6. Synthèse de la revue de littérature

Une revue de littérature couvrant le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites, l'effet de la température sur les structures composites et la modélisation du comportement mécanique de plis tissés en matériaux composites et de structures nid d'abeilles a été présentée. Elle met en évidence d'importantes conclusions supportant le développement des travaux présentés dans cette thèse:

- La température a un effet important sur le comportement en cisaillement et en compression de stratifiés en matériaux composites. Le comportement en cisaillement et la rupture en compression sont dominés par le comportement de la matrice qui est fortement affecté par la température. À basse température, la rigidité et la résistance au cisaillement augmentent,

alors que la déformation à la rupture diminue. La résistance en compression augmente aussi à basse température. Pour ce qui est du comportement en traction à différentes températures, on retrouve des divergences dans la littérature quant à l'effet de la température sur la résistance en traction.

- La délamination, un des modes d'endommagement les plus importants causés par l'impact, est affectée par la température.

- Le comportement à basse température des structures nid d'abeilles de Nomex est un sujet qui n'a pas été étudié jusqu'à présent. Les résultats obtenus à températures élevées montrent un effet de la température sur la résistance de ces structures.

- Les quelques travaux qui ont porté sur le comportement à l'impact de stratifiés en carbone-époxyde à des températures froides extrêmes montrent qu'il y a généralement plus d'endommagement induit à ces températures et que les stratifiés faits de plis tissés semblent plus résistants à l'impact à basse température que les stratifiés faits de plis unidirectionnels.

- On ne retrouve pas d'étude sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches à des températures suffisamment froides pour être représentatives de l'environnement spatial. De plus, aucune des études ayant porté sur l'effet de la température sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites n'a étudié des panneaux sandwiches se qualifiant pour la fabrication de robots d'exploration lunaire.

- Les résultats des études ayant porté sur l'effet de la température d'impact sur le comportement après impact de panneaux sandwiches sont non concluants.

- La proportion d'endommagement des peaux versus la proportion d'endommagement du matériau d'âme a une influence importante sur le mode de rupture lors de la compression après impact. Ce phénomène contribue grandement à la complexité de l'étude de la compression après impact des panneaux sandwiches en matériaux composites.

- On retrouve un nombre d'études limité sur la simulation de l'impact sur structures composites à différentes températures. De plus, les études ayant porté sur ce sujet sont basées sur beaucoup d'hypothèses souvent peu documentées et parfois en désaccord avec certaines conclusions présentées dans cette revue de littérature.

Chapitre 2

Développement de la campagne expérimentale

2.1. Introduction

En vue d'étudier l'effet de la température sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites, une ambitieuse campagne expérimentale a été développée. Elle se divise en trois parties : l'étude de l'effet de la température sur les constituants du panneau sandwich individuellement, l'étude de l'effet de la température sur le comportement à l'impact du panneau sandwich et l'étude de l'effet de la température d'impact sur la compression après impact des panneaux endommagés. La majorité des essais effectués pour chacune des portions de la campagne expérimentale sont présentés dans les articles 1 à 3 qui correspondent aux Chapitres 3 à 5 de la thèse. D'autres essais expérimentaux ont été effectués pour obtenir certaines propriétés nécessaires aux simulations numériques. Ces essais sont consignés dans les Chapitres 6 et 7 portant sur le développement de modèles de comportement pour la modélisation du matériau composite et du nid d'abeilles de Nomex. Le présent chapitre a pour objectif d'introduire la démarche expérimentale globale développée et de donner au lecteur une vue d'ensemble des essais qui ont été réalisés dans le cadre de la thèse.

Les premières sections de ce chapitre présentent en détail le matériau étudié et les températures d'essais retenues. Ensuite, les essais effectués sur le matériau composite qui forme les peaux du panneau sandwich sont présentés ainsi que les essais effectués sur le nid d'abeilles de Nomex. Finalement, les essais d'impact et de compression après impact sont introduits.

2.2. Matériau

Le matériau étudié est un panneau sandwich en matériaux composites avec une âme en nid d'abeilles de Nomex. Le panneau sandwich possède la séquence d'assemblage suivante: [(±45)/(0/90)/(0/90)/(±45)/core(L)/(±45)/(0/90)/(0/90)/(±45)]. Chaque pli est présenté entre paranthèse. Les deux termes dans la parenthèse font référence à l'orientation des fibres dans les directions chaîne et trame. Le panneau sandwich est fabriqué à partir de trois constituants : les peaux en fibres de carbone-époxyde, le nid d'abeilles de Nomex et l'adhésif en film époxyde. La direction ruban de l'âme (L) est alignée avec la direction des fibres à 0° des plis (0/90) (Figure 2-1).

Les peaux sont constituées de quatre plis tissés de type toile en fibres de carbone (T300D 3K) avec une résine époxyde 977-2. Le préimprégné provient de chez Cytec (977-2-40-3KT300D-P-196-C-1524). La résine époxyde 977-2 est déjà utilisée pour des applications à température cryogénique [74,85,212]. L'âme est un nid d'abeilles de Nomex de la compagnie Plascore (MTL-CORE-PN2-.316-3.0-20D02). Le nid d'abeilles possède des cellules hexagonales de 4.76 mm. Sa densité est de 48 kg/m^3. Son épaisseur est de 12.7 mm. Pour les essais effectués dans le cadre de cette thèse, le nid d'abeilles de Nomex n'est pas perforé, bien que ce soit généralement un requis pour les applications spatiales. Finalement, l'adhésif époxyde en film est le 3MAF191K.

Les panneaux sandwiches ont été fabriqués chez Stelia North America. La cuisson des peaux a été effectuée à 180°C dans un autoclave à une pression de 100 psi pendant 180 minutes. Les peaux et le nid d'abeilles ont été assemblés après la cuisson des peaux. La température de cuisson pour l'adhésif est de 180°C à une pression de 45 psi. Au total, quatre panneaux sandwiches ont été fabriqués dans lesquels les échantillons ont ensuite été coupés. L'épaisseur des panneaux une fois assemblés est d'environ 14.5 mm.

Pour la réalisation des essais de caractérisation du matériau composite, des stratifiés ont aussi été fabriqués par Stelia North America :

- $[(0/90)]_5$
- $[(0/90)]_{12}$
- $[(\pm45)\ (0/90)\ (0/90)\ (\pm45)]_s$
- $[(\pm45)\ (0/90)\ (0/90)\ (\pm45)]_{2s}$

La cuisson des stratifiés est effectuée selon le même protocole que la cuisson des peaux.

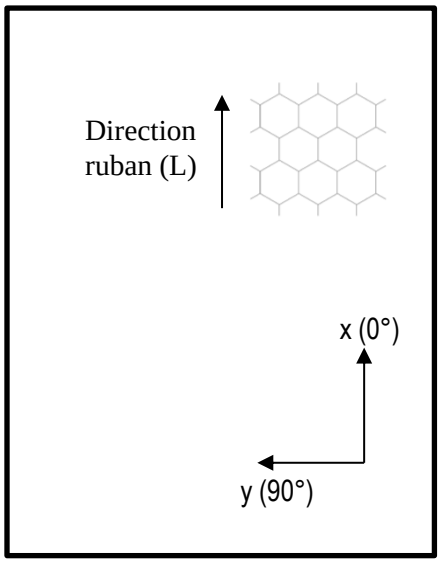


Figure 2-1. Schéma du panneau sandwich.

2.3. Températures d'essai

Dans l'objectif d'étudier l'effet des températures froides sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches pour la fabrication de robots d'exploration lunaire, les températures sélectionnées sont : la température pièce, -70°C et -150°C.

Une température minimale de -150°C est retenue. C'est une température suffisamment froide pour être représentative de l'environnement lunaire, bien que sur la lune les températures puissent descendre plus bas. De plus, c'est une température ayant déjà été utilisée pour l'étude du comportement à l'impact de stratifiés en carbone-époxyde. Cette température permet aussi d'effectuer un refroidissement progressif de l'échantillon. On évite ainsi les chocs thermiques.

Une seconde température d'essai de -70°C est retenue comme température intermédiaire. Cette température est plutôt associée à l'utilisation de matériaux composites pour l'aéronautique. C'est aussi une valeur représentative des températures minimales dans l'Arctique. Cette dernière température s'applique donc aussi aux applications navales.

2.4. Essais expérimentaux sur le matériau composite

Les essais expérimentaux effectués sur le matériau composite peuvent être divisés en deux catégories. Les essais de caractérisation standards du comportement en traction, en compression et en cisaillement dans le plan et les essais de caractérisation visant à déterminer des paramètres spécifiques associés à la loi de comportement développée pour le matériau.

Le Tableau 2-1 présente la matrice d'essai associée au matériau composite. Pour chacun des essais, la séquence de plis du stratifié testé, les températures d'essais, les propriétés obtenues et le cas échéant la norme sur laquelle les essais sont basés sont présentées.

Tableau 2-1. Matrice d'essai pour le matériau composite.

Essai	**Stratifié**	**Températures**	**Propriétés**	**Norme**
Traction	$[(0/90)]_5$	RT, -70°C, -130°C	E_1^+, E_2^+, X_{11}^+ X_{22}^+, υ_{12}	ASTM D3039
	$[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$	RT, -70°C, -130°C	E_x^+, X_{xx}^+	ASTM D3039
Compression	$[(0/90)]_{12}$	RT, -70°C, -150°C	E_1^-, E_2^-, X_{11}^-, X_{22}^-	ASTM D6641
	$[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{2s}$	RT, -70°C, -150°C	E_x^-, X_{xx}^-	ASTM D6641
Cisaillement	$[(\pm45)]_5$	RT, -70°C, -130°C, -150°C	G_{12}, $X_{12,}$ ε_{12}^{rupt}	ASTM D3518
Cisaillement cyclique	$[(\pm45)]_5$	RT, -70°C, -150°C	Paramètres du modèle d'endommagement et de plasticité	

2.4.1. Essais de traction, de compression et de cisaillement

Les essais de traction et de compression sont effectués sur deux stratifiés avec les séquences de plis suivantes : $[(0/90)]_n$ et $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$. Les essais sur le premier stratifié permettent d'obtenir les propriétés mécaniques d'un pli alors que les essais sur le second stratifié sont plutôt des essais de validation. Les essais sur le second stratifié permettent aussi d'évaluer les propriétés équivalentes des peaux du panneau sandwich qui possèdent une séquence de plis équivalente.

Les essais de traction sont effectués à température pièce, -70°C et -130°C. Cette dernière température est retenue puisque c'est la température minimale d'utilisation des mâchoires de traction utilisées advenant une rupture fragile. Les essais de compression sont effectués à température pièce, -70°C et -150°C.

Les essais de cisaillement sont effectués sur le stratifié $[(0/90)]_5$ orienté à 45° en traction à température pièce, -70°C, -130°C et -150°C.

Les essais de traction, de compression et de cisaillement dans le plan sont présentés en détail au Chapitre 3 qui constitue le premier article introduit dans cette thèse. L'article présente la méthodologie et les résultats obtenus pour ces trois types d'essais.

2.4.2. Essais de cisaillement cyclique

Le modèle de comportement en cisaillement, utilisé pour la modélisation numérique du comportement du pli en matériau composite et présenté au Chapitre 6, nécessite la réalisation d'essais de cisaillement cyclique.

Les essais de cisaillement cyclique sont effectués sur le stratifié $[(0/90)]_5$ orienté à 45° en traction à température pièce, -70° et -150°C.

La méthodologie, le traitement des données et les résultats obtenus pour les essais de cisaillement cyclique sont présentés au Chapitre 6.

2.5. Essais expérimentaux sur le nid d'abeilles de Nomex

Deux types d'essais sont réalisés sur le matériau d'âme : des essais de compression hors-plan et des essais d'indentation quasi-statique. Les premiers ont pour objectif de comprendre, de caractériser et de quantifier l'effet de la température sur le comportement en compression du nid d'abeilles de Nomex. Ils ont aussi pour objectif de déterminer les propriétés nécessaires au modèle de comportement présenté au Chapitre 7. Les essais d'indentation quasi-statique sont effectués dans l'objectif de valider le modèle développé au Chapitre 7 pour un type de chargement qui combine compression et cisaillement hors-plan. Le Tableau 2-2 et le Tableau 2-3 présentent les essais réalisés sur le nid d'abeilles de Nomex.

Les essais de compression sont effectués à température pièce, -70°C et -150°C.

Deux indenteurs à bout hémisphérique avec des diamètres respectifs de 12.7 mm et 25.4 mm sont utilisés pour les essais d'indentation quasi-statique. Ces diamètres correspondent à ceux des impacteurs utilisés pour les essais d'impact sur les panneaux sandwiches. Les essais d'indentation quasi-statique sur le nid d'abeilles de Nomex sont effectués à température pièce uniquement.

Ces deux types d'essais sont présentés au Chapitre 7.

Tableau 2-2. Matrice d'essai pour la compression hors–plan sur le nid d'abeilles de Nomex.

Essai	**Températures**	**Propriétés**
Compression hors-plan	RT, -70°C, -150°C	E_3, σ_y

Tableau 2-3. Matrice d'essai pour l'indentation quasi-statique sur le nid d'abeilles de Nomex.

Essai	**Indenteurs**	**Température**	**Profondeur mm**
Indentation quasi-statique	12.7 mm et 25.4 mm	RT	5 mm

2.6. Essais d'indentation quasi-statique et essais d'impact sur le panneau sandwich

Des essais d'indentation quasi-statique et des essais d'impact sont effectués sur les éprouvettes de panneaux sandwiches.

Deux indenteurs hémisphériques avec des diamètres respectifs de 12.7 mm et 25.4 mm sont utilisés pour la réalisation des essais d'indentation quasi-statique sur le panneau sandwich. Des essais préliminaires ont permis de déterminer la profondeur d'indentation associée à chaque impacteur. Les essais sont effectués en condition d'impact sur des éprouvettes simplement supportées. La matrice d'essai d'indentation quasi-statique est présentée au Tableau 2-4.

Les essais d'indentation quasi-statique sont effectués à température pièce, -70°C et -150°C.

Tableau 2-4. Matrice d'essai pour l'indentation quasi-statique sur le panneau sandwich.

Indenteur	**Températures**	**Profondeur d'indentation (mm)**
12.7 mm	RT, -70°C, -150°C	5 mm
25.4 mm	RT, -70°C, -150°C	6 mm

Les essais d'impact sont effectués sur une tour de chute Instron 9340. Un total de cinq conditions d'impact ont été retenues à température pièce, -70°C et -150°C. Tous les essais sont effectués à la même vitesse d'impact initiale de 1m/s. Deux impacteurs hémisphériques avec des diamètres respectifs de 12.7 mm et 25.4 mm sont utilisés. L'impacteur de 12.7 mm est combiné avec des masses de 5 kg et 10 kg et l'impacteur de 25.4 mm est combiné avec des masses de 5 kg, 10 kg et 20 kg. Lors de l'essai, l'échantillon est maintenu en place par un serrage pneumatique. Le Tableau 2-5 présente la matrice d'essai d'impact.

Tableau 2-5. Matrice d'essai pour l'impact sur le panneau sandwich.

Indenteur	**Masses**	**Vitesse**	**Températures**
12.7 mm	5 kg, 10 kg	1m/s	RT, -70°C, -150°C
25.4 mm	5 kg, 10 kg, 20 kg	1m/s	RT, -70°C, -150°C

Les détails des essais d'indentation quasi-statique et des essais d'impact sont présentés au Chapitre 4. Il correspond au deuxième article de cette thèse. L'article inclut la méthodologie détaillée des essais, les résultats et une discussion complète sur l'effet de la température su le comportement à l'impact du panneau sandwich étudié.

Pour chacune des conditions d'impact, un total de cinq essais d'impact est effectué à chaque température testée. Les résultats montrent pour certaines conditions d'impact une variabilité importante entre les essais. Puisqu'il n'était pas possible d'inclure toutes les courbes d'impact dans

l'article présenté au Chapitre 4, les courbes force en fonction du temps, force en fonction du déplacement et énergie transmise en fonction du temps de tous les essais d'impact effectués sont présentées à l'Annexe A.

2.7. Essais de compression après impact

Pour chaque condition d'impact, un minimum de trois échantillons endommagés sont utilisés pour la compression après impact. Les essais de compression sont tous effectués à température pièce peu importe la température d'impact. L'objectif est d'isoler l'effet de la température au moment de l'impact sur le comportement en compression après impact.

Les essais de compression après impact sont le sujet du troisième article de cette thèse et sont présentés au Chapitre 5.

Chapitre 3

Effect of extreme low temperatures on the in-plane mechanical behavior of carbon/epoxy woven laminates - Article 1

Résumé

La caractérisation du comportement dans le plan de stratifiés faits de plis tissés en carbone-époxyde à température froide est présentée. Les stratifiés étudiés possèdent les séquences de plis suivantes : $[(0/90)]_n$ et $[(\pm45)(0/90)(0/90)(\pm45)]_{ns}$. Des essais de traction, de compression et de cisaillement dans le plan sont effectués à température pièce, -70°C, -130°C et -150°C. Les résultats des essais de traction et de compression montrent que le module d'élasticité est peu affecté par la température. Par contre, la résistance en traction diminue à basse température, alors que la résistance en compression augmente. En cisaillement, une augmentation du module d'élasticité et de la résistance à la rupture est observée à basse température. La théorie classique des stratifiés est utilisée pour valider les propriétés obtenues pour le second stratifié en utilisant les propriétés du pli obtenues avec le premier stratifié. Les résultats expérimentaux concordent avec les prédictions.

Abstract

Experimental characterisation of the in-plane mechanical behavior of two carbon/epoxy woven laminates at extreme low temperatures is presented. The laminates studied have the following stacking sequences: $[(0/90)]_n$ and $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$. Tensile, compressive and in-plane shear tests were performed at room temperature, -70°C, -130°C, and -150°C. Results show that while the in-plane elastic modulus is not overly affected by temperature for the tensile and compressive tests, strength is strongly dependent of temperature. Tensile strength decreases with temperature decreasing, while compressive strength increases. In-plane shear modulus and in-plane

shear strength increase with temperature decreasing. Classical lamination theory was used to validate the results obtained for the second laminate with the results of the first. Experimental results are in good agreement with the equivalent properties obtained with the classical lamination theory.

Key words
Woven fabrics, Mechanical properties, Low temperatures

3.1. Introduction

Carbon fiber composite materials are increasingly used for space applications. They offer excellent mechanical and thermal properties while being very light. Carbon fiber composite sandwich panels with Nomex honeycomb core are considered for the fabrication of lunar exploration rovers. One of the main challenges associated with the use of composite materials for space applications is the wide range of temperatures seen by the material. On the moon, rovers will be exposed to temperatures as low as -150°C for extended periods of time during lunar nights and in some permanently shadowed craters temperatures can be even lower than -200°C [1]. Composite materials are sensitive to temperature variations. They lead to the development of thermal stresses due to the mismatch of coefficients of thermal expansion between the fibers and the matrix, but also due to the orthotropic nature of the lamina. In a given direction, the coefficient of thermal expansion of a ply will vary from one ply to another as a function of their respective orientation. Moreover, temperature also affects the properties of the material, mainly those governed by matrix behavior.

Another challenge associated with the use of composite materials is their poor resistance to out-of-plane loading such as impact. On the moon, rovers will work on a rugged terrain with a limited knowledge of the real nature of the ground due to the presence of a thick layer of loose lunar dust on the ground. Impacts between the rover and its surroundings are therefore a real possibility. Only a few studies have looked into the effect of temperature on the impact behavior of carbon fiber composite materials and sandwich panels. Amongst them, even fewer have looked into the effect of extreme low temperatures [9–11]. Gómez-del Rio et al. [9] studied the effect of extreme temperatures on the low velocity impact behavior of carbon fiber composite laminates. They performed impact tests at -150°C, -60°C, and room temperature on laminates made either of unidirectional plies or woven plies. They observed an increase in the damaged area at low temperatures. They also observed that laminates made of unidirectional plies are more sensitive to impact loadings at low temperatures than laminates made of woven plies. Similar results were

obtained by López-Puente et al. [11] for intermediate and high velocity impacts of carbon/epoxy laminates.

In order to gain a better understanding of the effect of temperature on the impact behavior of composite materials and composite sandwich panels, a good understanding of the mechanical behavior of composite materials at low temperatures is a key element. Indeed, the mechanical characterisation of the composite material used for the skins of the sandwich panel at extreme temperatures will not only provide essential mechanical properties for the design of the rovers, but will also provide insight on how composite materials behave at extreme temperatures for simpler loading cases.

Effects of extreme low temperatures on the mechanical behavior of composite materials is a topic that has already received some interest. Indeed, composite materials are also considered for the fabrication of cryogenic propellant tanks [60–62,75,212–215] or for support structures at cryogenic temperatures [59,216]. Reed and Golda [59] reviewed most of the work made in the eighties and before on the characterisation of unidirectional composites at cold temperatures. They report that generally, for carbon fiber unidirectional laminates, there is an increase in tensile modulus and tensile strength at cold temperatures. The conclusions presented regading the compressive properties are inconsistent. However, the laminates tested had all of their unidirectional plies aligned in the same direction. Those laminates are not subjected to thermal stresses caused by the mismatch of the coefficients of thermal expansion between the plies in a given direction. Aoki et al. [60] studied the mechanical behavior of carbon fiber laminates with a quasi-isotropic stacking sequence at cryogenic temperatures. They observed a decrease of tensile strength at cryogenic temperatures. They also noted that microcracks and delaminations initiate under tensile loading for lower loads at cryogenic temperatures. Sánchez-Sáez et al. [61] studied the effect of low temperatures on the tensile and three-point bending behavior of carbon/epoxy cross-ply and quasi-isotropic laminates made of unidirectional plies. They observed a decrease of tensile strength and bending strength from room temperature to -150°C. Jia et al [73] studied the three-point bending behavior of unidirectional carbon/vinyl ester laminates between -100°C and 100°C. They observed an increase in flexural strength with temperature decreasing. Their work shows the effect of temperature on the failure modes under bending. Kumagai et al. [62] studied the effect of temperature on the in-plane behavior of woven carbon/epoxy laminates. They observed an increase of the tensile modulus and a decrease of the tensile strength as temperature decreases from room temperature to -196°C. They also observed that in-plane shear modulus and in-plane shear strength increase with decreasing temperature. An increase in in-plane shear strength and in-plane shear

modulus at cold temperatures was also observed by Kim et al. [63]. Shi et al. [66] studied the effect of temperature on the mechanical behavior of carbon/epoxy unidirectional laminates and fabric laminates. They concluded that temperature does not have a significant effect on tensile strength, while compressive strength, flexural strength, and interlaminar shear strength increase with temperature decreasing. An increase of the interlaminar shear strength at cold temperatures was also observed by Kichhannagari [72]. Grape and Gupta [67] studied the effect of high temperatures on the compressive failure of a woven carbon/polyimide laminate. They observed a decrease of the compressive strength at high temperatures.

Although there have been many studies on the mechanical behavior of carbon fiber laminates at cold temperatures, there are some inconsistencies in the results, especially considering strength, which highlights the need for a better understanding of the different mechanisms responsible for the behavior of composite laminates at low temperatures. Moreover, in many studies, the work is focused on one type of test. It is therefore difficult to find in the literature a complete set of data for a laminate at low temperatures. Finally, a lot of the works presented are focused on laminates made of unidirectional plies, although studies have demonstrated the potential of woven laminates at cold temperatures [9,11].

In this project, a complete experimental characterisation of the in-plane properties of a plain-weave carbon/epoxy composite at extreme cold temperatures is presented. This composite material will, in further work, be used for the fabrication of sandwich panels for the study of impact loadings at extreme cold temperatures.

Tensile tests, compressive tests, and shear tests were performed. Tests were performed at room temperature, -70°C, -130°C, and -150°C. The intermediate temperature of -70°C was chosen because it is representative of the temperature seen by airplane components in flight. This temperature is also representative of the coolest temperatures recorded in the Arctic region [12]. Two laminates were tested with the following stacking sequences: $[(0/90)]_n$ and $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$. The first laminate was tested in tension, compression, and shear for characterisation purposes, while the second was tested in tension and compression for validation purposes. The classical lamination theory (CLT) is used to validate the properties obtained for the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$ laminate using the results of the $[(0/90)]_n$ laminate.

3.2. Materials

The laminates studied are made of plain weave carbon fiber epoxy plies. The resin is a 977-2 toughened epoxy and the plain weave fabric is made with T300D 3K carbon fibers. This type of epoxy has already been used in studies on composite materials for space applications or cryogenic applications [74,85,212]. Two laminates are studied with the following stacking sequences: $[(0/90)]_n$ and $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$. The specimens were cured in an autoclave at 180°C for 180 minutes.

Properties of a similar composite, a plain weave with the same fibers and resin and cured at the same temperature, are reported in the Composite Material Handbook [217]. In particular, tensile and compressive properties in the warp and weft directions and in-plane shear properties are provided for room temperature conditions. In the weft direction, the properties are also provided for -70°C. Those results, although incomplete for the applications covered by this work, will be used to validate the results obtained in this study.

Tensile and shear specimens were machined to their final shape and dimensions with a three-axis CNC machine with a diamond tool. Specimens for compression tests were either machined with the same equipment or cut with a diamond saw cooled with water.

3.3. Experimental set-up

Tests were performed on a universal testing machine MTS Insight 100 SL. For the tests at cold temperatures, an environmental chamber was placed around the testing area of the machine (Figure 3-1). The chamber was cooled with liquid nitrogen. The load cell was outside the chamber. However, to ensure that the fixture inside the chamber connected to the load cell did not influence the load measurements, a heating ring was installed on the connecting rod between the load cell and the fixture.

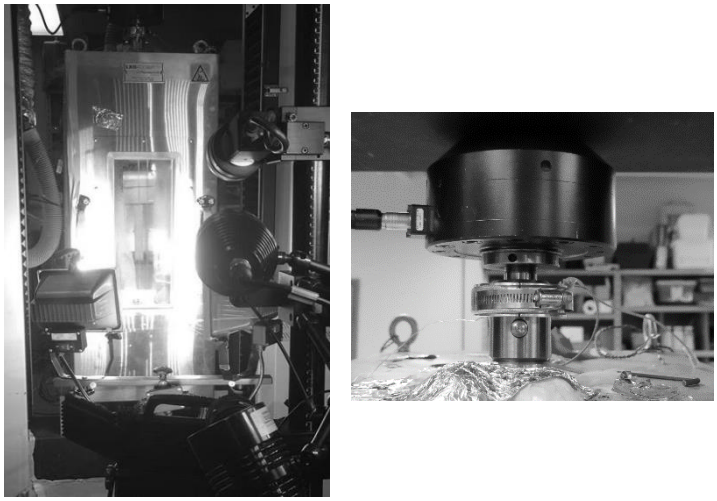


Figure 3-1. Experimental set-up with a detailed view of the heating ring.

3.4. Tensile Tests

3.4.1. Methodology

Tensile tests were performed following general guidelines from the ASTM standard D3039 [218]. Two laminates were tested with the following stacking sequences: $[(0/90)]_5$ and $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$. For the $[0/90]_5$ laminate, tests were performed along the 0°- and 90°-directions. They correspond respectively to the warp and weft directions. In the case of the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ laminate, tests were only performed along the x- direction, which corresponds to the direction of the 0°- fibers in the (0/90) plies. Specimens were 250 mm by 25 mm and respectively 1.13 mm and 1.77 mm thick for the $[(0/90)]_5$ and the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ laminates. Aluminum tabs were bonded to the specimens using epoxy Hysol 120 HP. Tabs were 38 mm by 25 mm and 1.6 mm thick. Strains were measured with a 3D digital image correlation (DIC) system. At cold temperatures, the same system was used. Images were taken through the window of the thermal chamber. A 100 kN load cell was used to measure the load. Tests were all performed at a speed of 2 mm/min.

Tests were conducted at room temperature, -70°C, and -130°C, which is the minimum temperature that can be sustained by the tensile fixture used if a sudden or brittle failure is expected. Tests started 15 minutes after the specimen had reached the test temperature. For each case studied, between three and five specimens were tested.

In order to evaluate the in-plane tensile modulus, the slope of the linear portion of the stress-strain curves was calculated. Typically, for the $[0/90]_5$ laminate at room temperature and -70°C, the

modulus was evaluated between 2000 and 8000 microstrain. At -130°C, it was evaluated between 1000 and 7000 microstrain. For the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ laminate, the modulus was evaluated between 2000 and 10000 microstrain at room temperature, between 2000 and 8000 microstrain at -70°C, and between 1500 microstrain and 7000 microstrain at -130°C. Poisson's ratio was only evaluated at room temperature by calculating the slope of the linear portion of the transverse versus longitudinal strain curves. Measurements of the transverse strain at -70°C and -130°C were too noisy to be used.

3.4.2. Results

Figure 3-2 presents the stress-strain curves obtained at room temperature, -70°C, and -130°C for the $[0/90]_5$ laminate in the 0°- and 90°- directions. The behavior is linear elastic until the failure. There is an important decrease of the tensile strength from room temperature to -130°C. Figure 3-3 presents the tensile stress-strain curves for the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ laminate. There is also a decrease of the tensile strength from room temperature to -130°C, while the in-plane tensile modulus increases from room temperature to -130°C. Tensile modulus and tensile strength were determined from the experimental tests and are presented in Tables 3-1 and 3-2 for the $[0/90]_5$ and $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ laminates respectively. The tensile strength of the $[0/90]_5$ laminate decreases by 23 % and 20 % in the warp and weft directions respectively. For the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ laminate, the strength decreases by 21 % from room temperature to -130°C.

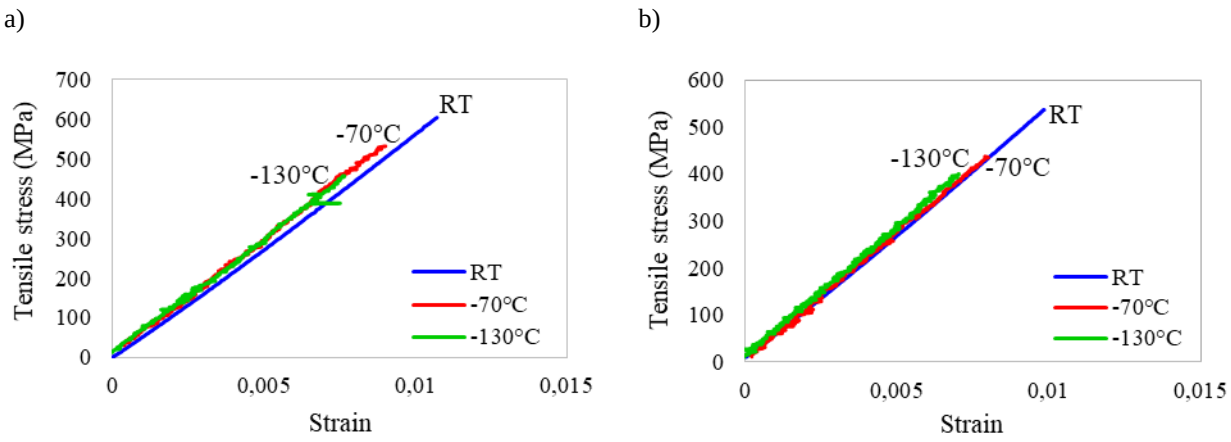


Figure 3-2. Tensile stress-strain curves at room temperature, -70°C, and -130°C for the $[0/90]_5$ laminate in the a) 0°- direction and b) 90°- direction.

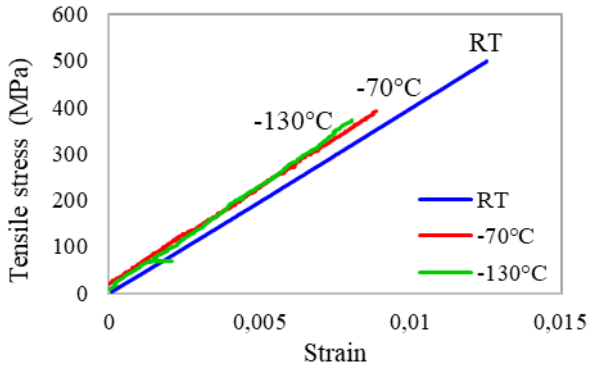


Figure 3-3. Tensile stress-strain curves at room temperature, -70°C, and -130°C for the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ laminate.

Table 3-1.Tensile properties as a function of temperature for the $[(0/90)]_5$ laminate.

	RT		-70°C		-130°C	
	Average	Standard Deviation	Average	Standard Deviation	Average	Standard Deviation
E_1^T (GPa)	56.75	0.39	57.50	1.66	57.43	0.33
X_{11}^T (MPa)	604	34	535	31	467	18
E_2^T (GPa)	53.71	0.63	54.49	0.33	55.45	0.95
X_{22}^T (MPa)	528	17	448	28	423	31

Table 3-2.Tensile properties as a function of temperature for the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ laminate.

	RT		-70°C		-130°C	
	Average	Standard Deviation	Average	Standard Deviation	Average	Standard Deviation
E_x^T (GPa)	40.24	0.20	42.08	0.52	43.96	0.69
X_{xx}^T (MPa)	499	3	417	16	394	35

3.5. Shear tests

3.5.1. Methodology

Tensile tests on the $[0/90]_5$ laminate along the 45°- direction were conducted in order to study the in-plane shear behavior [219]. Tests were performed at room temperature, -70°C, -130°C, and -150°C. Aluminum tabs were also bonded on the tensile specimens to prevent any risk of slipping. The specimens and the tabs have the same geometry as the ones used for the tensile tests. Tests were performed at a speed between 3 and 4 mm/min. Strains were measured with a 3D DIC system at both room temperature and cold temperatures. Shear strains were evaluated with the relations provided by the ASTM Standard D3518 [219]. The in-plane shear modulus was obtained by evaluating the slope of the linear part of the shear stress-strain curves.

3.5.2. Results

Figure 3-4 presents the shear stress-strain curves obtained for the four temperatures. The validity limit of the tests is 5 % of shear strain. At room temperature and -70°C, the complete failure of the specimens occurs well beyond that point. The shear behavior is more brittle with temperature decreasing. There are important nonlinearities at room temperature and -70°C, while at -130°C and -150°C the behavior is almost linear until the failure of the specimen. There is an increase in in-plane shear modulus and in-plane shear strength at low temperatures. The shear strain at failure decreases at low temperatures. Indeed, at room temperature and -70°C, there is no complete failure of the specimens before a shear strain of 5%. However, for the specimens tested at -130°C and -150°C, the shear strain at failure is around 3%, which is due to the more brittle behavior of the matrix.

The effect of temperature is also visible on the failed specimens (Figure 3-5). At -130°C and -150°C, the failure is along the 45°- direction and is clean, an indication of a brittle failure. At room temperature and -70°C, there is no preferred direction. The larger strains sustained by the specimens are also visible.

Table 3-3 presents the evolution of the in-plane shear properties from room temperature to -150°C. The in-plane shear strength is the shear stress measured at a shear strain of 5% when no complete failure of the specimen had occurred before that point. This is the case at room temperature and -70°C. The in-plane shear modulus increases by 49 % from room temperature to -150°C, while the in-plane shear strength increases by 72%.

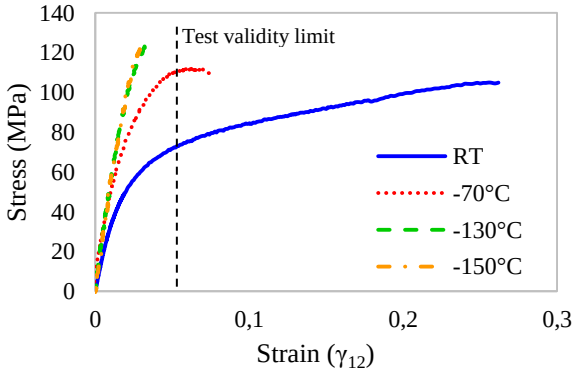


Figure 3-4. In-plane shear stress-strain curves at room temperature, -70°C, -130°C, and -150°C.

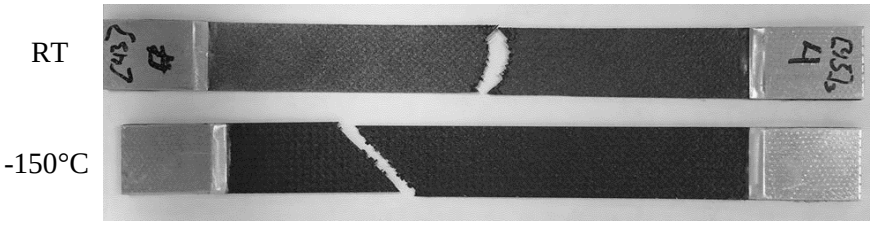


Figure 3-5. Failed in-plane shear specimens.

Table 3-3. In-plane shear properties as a function of temperature.

	RT		-70°C		-130°C		-150°C	
	Average	Standard Deviation	Average	Standard Deviation	Average	Standard Deviation	Average	Standard Deviation
G_{12} (GPa)	3.84	0.07	4.43	0.15	5.46	0.14	5.71	0.16
X_{12} (MPa)	72.0	0.5	112.1	2.8	124.0	1.4	124.1	2.6

3.6. Compression tests

3.6.1. Methodology

In-plane compression tests were performed on two laminates with the following stacking sequences: $[(0/90)]_{12}$ and $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{2s}$. The first laminate was tested along the 0°- and the 90°-directions, while the second laminate was tested along the x- direction. Tests were performed at room temperature, -70°C, and -150°C.

Compression specimens were 140 mm long by 12.5 mm wide. The $[(0/90)]_{12}$ specimens were 2.4 mm thick, while the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{2s}$ specimens were 3.3 mm thick. Rectangular aluminum tabs were bonded on both sides and to both ends of the specimens. Tabs were 62.5 mm by 12.5 mm and 1.6 mm thick. This leaves a gage section of 15 mm in the middle of the specimen. Tabs were bonded with epoxy Hysol 120 HP at room temperature and -70°C. However, at -70°C, debonding of the tabs was observed for some of the specimens, although it did not seem to affect the compressive strength. In order to prevent further tabs debonding, an epoxy film adhesive was used. Once the tabs were bonded to the specimens, specimens were sanded to fit in the compression fixture. Tests were performed at a velocity of 0.5 mm/min.

Tests were performed with a combined loading compression fixture (Figure 3-6) as prescribed by the ASTM standard D6641 [220]. The load is applied on the specimen by end loading and shear loading. At room temperature, a torque wrench was used to tighten the fixture bolts to induce the required torque prescribed by the ASTM standard D6641 [220]. At cold temperatures, the same

procedure was applied for the initial tightening. After cooling the specimen and the fixture, the thermal chamber door was opened and the bolts were slightly untightened. Then, another tightening was performed with the torque wrench inside the chamber. This procedure was developed to avoid inadvertently applying an excessive torque to the bolts due to the mismatch between the coefficients of thermal expansion of the steel fixture and the specimen.

3.6.2. Strain measurements

Strain measurements were performed with two back-to-back strain gages in the longitudinal direction of the specimen. The strain gage section is 6.35 mm long and 4.57 mm wide. At room temperatures, Mbond 200 adhesive was used to bond the gages, while at cold temperatures Mbond AE 15 was used. Each strain gage was used in quarter-bridge configuration.

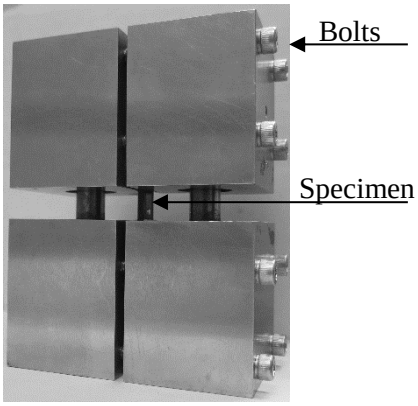


Figure 3-6. Combined loading compression fixture.

At cold temperatures, a third gage was bonded on a similar specimen with the same stacking sequence and in the same orientation. This second specimen was placed inside the chamber as close as possible to the gage section of the specimen being tested. The three gages were balanced at room temperature once everything was in place in the thermal chamber. Then the chamber temperature was cooled down to the testing temperature. Specimens were kept at this temperature for at least 15 minutes. Then, another balance of the three gages was performed just before the beginning of the test. The measurements of the three strain gages were recorded for the whole test duration.

Post-treatment of the strain gage measurements on the dummy specimen shows that temperature variations inside the chamber once the chamber had completely cooled down were very limited. Indeed, the variations of the dummy gage measurements during the whole mechanical test were sufficiently small to neglect the effect of temperature variations on the strain gage measurements.

Temperature has an effect on the value of the gage factor. Therefore, a corrected value must be calculated. The percentage of variation of the gage factor per 100°C is provided by the manufacturer and simple calculations lead to the corrected gage factor value [221].

The percentage of bending was evaluated [220]. If it was higher than 10% for most of the test, then the test was considered invalid.

Compressive strength and compressive modulus were calculated from strain and load measurements. The compressive modulus was obtained by calculating the slope of the average compressive stress-strain curves between approximately 1000 and 3000 microstrain.

3.6.3. Results

Figures 3-7 and 3-8 present the compressive stress-strain curves at room temperature, -70°C, and -150°C for the $[(0/90)]_{12}$ laminate and the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{2s}$ laminate respectively. The behavior is linear elastic. Before failure, a softening is observed for all three temperatures. There is an important increase in compressive strength from room temperature to -150°C for both laminates for all directions tested.

Tables 3-4 and 3-5 present the evolution of the compressive modulus and compressive strength from room temperature to -150°C for both laminates. For the $[(0/90)]_{12}$ laminate, the increase of the compressive modulus has the same magnitude as the standard deviation. Therefore, the effect of temperature on the compressive modulus is negligible for this laminate. For the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{2s}$ laminate, the modulus increases by 5 % from room temperature to -150°C. The compressive strength increases by 37 % and 35% for the $[(0/90)]_{12}$ laminate in the 0°- and 90°- directions respectively. For the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{2s}$ laminate in the x- direction, the compressive strength increases by 60% from room temperature to -150°C. The effect of temperature on the compressive strength is extremely important.

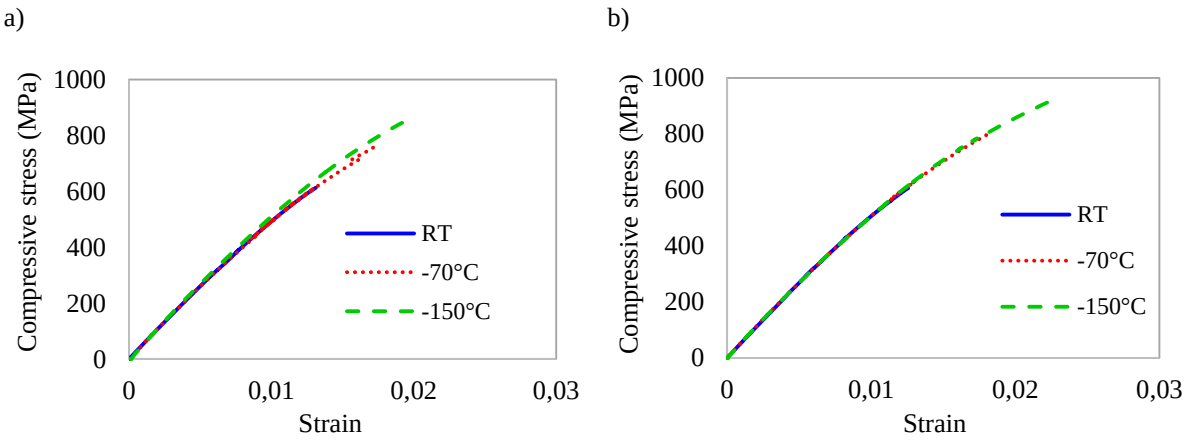


Figure 3-7. Compressive stress-strain curves at room temperature, -70°C, and -150°C for the $[0/90]_{12}$ laminate in the a) 0°- direction and b) 90°- direction.

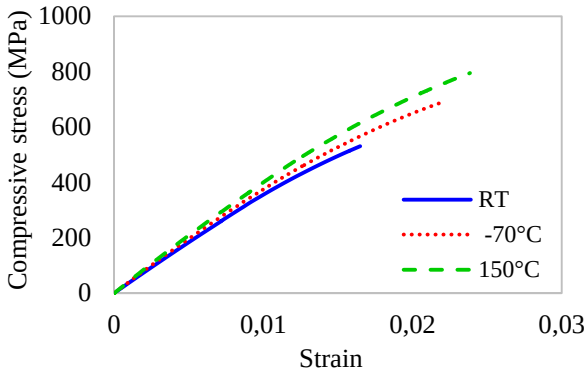


Figure 3-8. Compressive stress-strain curves at room temperature, -70°C, and -150°C for the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{2s}$ laminate.

Table 3-4. Compressive properties as a function of temperature for the $[(0/90)]_{12}$ laminate.

	RT		-70°C		-150°C	
	Average	Standard Deviation	Average	Standard Deviation	Average	Standard Deviation
E_1^C (GPa)	51.86	0.31	51.41	0.33	52.26	1.97
X_{11}^C (MPa)	636	29	773	16	853	26
E_2^C (GPa)	53.29	0.74	53.50	1.72	55.20	1.63
X_{22}^C (MPa)	663	34	815	40	886	36

Table 3-5. Compressive properties as a function of temperature for the $[(\pm45)(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{2s}$ laminate.

	RT		-70°C		-150°C	
	Average	Standard Deviation	Average	Standard Deviation	Average	Standard Deviation
E_x^C (GPa)	36.77	0.42	38.95	0.41	41.18	0.10
X_{xx}^C (MPa)	491	26	667	36	783	20

3.7. Validation with CLT

CLT is used to predict the equivalent modulus of the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$ laminate using the in-plane properties obtained for the $[(0/90)]_n$ laminate. The equivalent modulus of the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$ laminate ($\bar{E}_x$) is given by [108]:

$$\bar{E}_x = \frac{A_{11}A_{22} - A_{12}^2}{A_{22}H} \qquad 3\text{-}1$$

where A_{ij} are the terms of the laminate ABD stiffness matrix and H is the total thickness of the laminate. The terms of the ABD matrix for the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$ laminate were calculated with the ply properties obtained from the mechanical tests on the $[(0/90)]_n$ laminate. The properties used for the calculation of the equivalent tensile modulus are presented in Tables 3-1, 3-3, and 3-6, while the properties used for the calculation of the equivalent compressive modulus are presented in Tables 3-3, 3-4, and 3-6. The Poisson's ratio in the 23- direction at room temperature is estimated from the Poisson's ratio of a unidirectional laminate in the 13- direction made with the same resin and fibers and found in the literature [222]. Poisson's ratios are kept constant at all three temperatures in tension and compression.

Table 3-6. Poisson's ratios used for the CLT calculation.

υ_{12}	υ_{23}
0.069	0.25

Tables 3-7 and 3-8 present the equivalent modulus calculated in tension and compression at room temperature, -70°C, -130°C, and -150°C. The results are compared with the modulus obtained experimentally. In tension (Table 3-7), the estimated modulus and the experimental modulus are in good agreement at all three temperatures. The results in compression are also in good agreement (Table 3-8).

Table 3-7. Equivalent tensile modulus in GPa of the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ laminate in the x- direction : experimental and CLT results.

	RT	-70°C	-130°C
Experimental	40.15	41.79	43.85
CLT	40.25	41.27	42.44
% of Deviation	0.2%	1.2%	3.2%

Table 3-8. Equivalent compressive modulus in GPa of the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{2s}$ laminate in the x-direction: experimental and CLT results.

	RT	-70°C	-150°C
Experimental	36.77	39.40	42.10
CLT	37.50	37.78	39.52
% of Deviation	2.0%	4.1%	6.1%

3.8. Discussion

Experimental tensile tests performed on two carbon/epoxy composite laminates made of plain weave plies at -130°C, -70°C, and room temperature show that tensile strength decreases from room temperature to -130°C. It is generally accepted that tensile behavior in the reinforcement direction is governed by the fibers behavior. However, it is the matrix behavior that is mainly affected by temperature. Studies have shown that the interface behavior between the matrix and the fibers [61,223,224] as well as the matrix toughness also have an influence on the tensile strength [225]. Indeed, in tension, the first fibers failure occurs well before the complete failure of the laminate. The load carried by the broken fibers is transferred to the neighboring fibers by the matrix. This load transfer process is dependent of the matrix properties. Matrix toughness is normally lower at low temperatures [215]. For the composite material studied here, the decrease of matrix toughness at low temperatures can be observed in the shear tests results governed by matrix behavior. Indeed, although the in-plane shear strength is higher at cold temperatures, the shear strain at failure is smaller at -130°C and -150°C. Since the shear tests are only valid up to a 5% strain, at room temperature and -70°C, it is not possible to evaluate the area under the stress-strain curves, since the complete failure of the specimen has not occurred before that limit. However, if we consider the whole curve until specimen failure occurs, without any consideration of the validation limit (Figure 3-4), the area under the stress-strain curve decreases from room temperature to -150°C. This decrease is caused by the low matrix toughness at low temperatures. Madhukar and Dutta [225] studied the effect of matrix toughness on wavy fiber behavior in single-carbon-fiber-epoxy composites in order to understand the mechanisms that cause strength degradation at low temperatures. They observed long matrix cracks emanating from the broken fiber on specimens with lower matrix toughness. As for the effect of the matrix-fiber interface properties, Sánchez-Sáez et al. [61] have performed scanning electron microscopy of broken tensile specimens of carbon/epoxy laminates tested at room temperature, -60°C, and -150°C. As temperature decreases, they observed that fibers debonded from the matrix, a sign of a weaker matrix-fiber interface. Another possible cause for the reduction of tensile strength at room temperature is the increase in thermal stresses caused by the important temperature variation between curing temperature, here considered as the stress-free temperature, and the in-service temperature at cold temperatures.

The compressive strength increases from room temperature to -150°C for both tested laminates. Although there is limited literature on compression behavior of woven laminates at cold temperature to compare our results with, the results are in accordance with the literature on the effect of matrix properties such as the matrix stiffness or the matrix yield stress on the compressive

strength of composite laminates [67,69–71]. Indeed, literature suggests that the matrix yield stress has an influence on compressive failure [67,70,71], especially on kink band formation [70,71], which is an important failure mechanism for woven laminates [226]. The important effect of temperature on the matrix behavior can be seen on the shear stress-strain curves presented in Figure 3-4. Temperature has a tremendous effect on the shear modulus, the shear strength and the shear strain at failure, which are governed by matrix behavior. Although the failure mechanisms that lead to the global failure of the compressive specimens were not identified at any of the temperatures tested, the increase of matrix properties such as matrix stiffness and matrix yield strength is likely to be responsible for the increase of the compressive strength at low temperatures.

Tensile and compressive moduli in the warp and weft directions were not influenced by temperature. However, the tensile and compressive moduli of the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$ laminate increase slightly from room temperature to -130°C or -150°C, depending on which ultimate cold temperature was tested. The properties obtained were validated with CLT and the results show good agreement. The increases in tensile and compressive moduli for the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$ laminate as temperature decreases can be explained by the presence of the (±45) plies whose stiffness, in the loading direction, increases at low temperatures.

The results obtained on the effect of temperature on mechanical properties corroborate the ones in the Composite Materials Handbook [217] for a similar composite material tested in the weft direction at room temperature and -70°C.

3.9. Conclusion

An exhaustive in-plane mechanical characterisation of woven carbon/epoxy laminates at room temperature and extreme cold temperatures was conducted. Tensile tests, compressive tests, and shear tests were performed on two laminates: one for characterisation purposes and one for validation purposes. This work provides valuable material characterisation results that broaden the property database available for woven carbon/epoxy composite materials. The exhaustive in-plane experimental characterisation allows for a better understanding of the effect of low temperatures on the behavior under different types of loading. The following conclusions were drawn from the tests results and analysis:

- The in-plane shear behavior is more brittle at low temperatures.

- The in-plane tensile strength decreases at low temperatures for both laminates. It can be explained by the lower matrix toughness at low temperatures and the increase in internal thermal stresses due to an increase in temperature variation from the stress-free state.

- In-plane compressive strength increases significantly at low temperatures. The changes in the matrix behavior at cold temperatures are responsible for this increase.

- The in-plane elastic tensile and compressive moduli are not influenced by temperature for the $[0/90]_n$ laminate, while a small increase of the in-plane tensile and compressive elastic moduli is observed for the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$ laminate. It can be explained by the presence of the (±45) plies.

CLT was used with the elastic properties measured for the lamina to validate the results obtained for the $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$ laminate. A good correlation between the values experimentally measured and the values calculated with the theory was obtained.

The composite material tested in this work will be used for further investigations on the effect of extreme low temperatures on the low velocity impact behavior of composite sandwich panels for space applications. The conclusions drawn in this study will help provide a better understanding of the effect of temperature on a more complex loading case such as an impact.

Chapitre 4

Effect of extreme cold temperatures on quasi-static indentation and impact behavior of woven carbon fiber epoxy composite sandwich panels with Nomex honeycomb core – Article 2

Résumé

L'effet des températures extrêmes sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches formés de plis tissés en carbone-époxyde et d'une âme en nid d'abeilles de Nomex est étudié. Des essais d'indentation quasi-statique et des essais d'impact ont été effectués à température pièce, -70°C et -150°C. Deux tailles d'impacteurs hémisphériques ont été utilisées. Les essais d'impact ont tous été effectués à la même vitesse initiale avec différentes masses. Les courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise en fonction du temps sont utilisées pour étudier l'effet de la température sur le comportement à l'impact. L'endommagement induit à chaque température est déterminé par différentes techniques de détection de l'endommagement non destructives et destructives. De façon générale, on observe plus d'endommagement à basse température. Les résultats montrent aussi que le diamètre de l'impacteur influence l'effet de la température sur le comportement à l'impact.

Abstract

The effect of extreme cold temperatures on the quasi-static indentation and the low velocity impact behavior of woven carbon/epoxy composite sandwich panels with Nomex honeycomb core was investigated. Impact tests were performed at room temperature, -70°C, and -150°C. Two sizes of hemispherical impactor were used combined to three different impactor masses. All the impact tests

were performed at the same initial impact velocity. The effect of temperature on the impact behavior is investigated by studying the load-history, load-displacement curves, and transmitted energy as a function of time curves. Impact damage induced at various temperatures was studied using different non-destructive and destructive techniques. Globally, more damages are induced with impact temperature decreasing. The results also show that the effect of temperature on the impact behavior is function of the impactor size.

Key words

Extreme environment, low velocity impact, damage, delamination, sandwich structure, experimental testing.

4.1. Introduction

Carbon fiber composite sandwich panels with Nomex honeycomb core are considered for the fabrication of lunar exploration rovers. Their thermal properties combined with their high strength and stiffness to weight ratio make them excellent candidates for space applications. On the moon, rovers will be exposed to an extremely harsh environment. Between the lunar day and night, the temperature can go from 120°C to -150°C. In addition, in some permanent shadowed craters, temperatures can be even lower than -200°C [1]. In order for rovers to explore those shadowed areas, they will have to sustain extreme cold temperatures for extended periods of time. Composite materials are affected by temperature and temperature variations. Temperature variations from the stress-free curing temperature to the extreme cold lunar temperatures will lead to the development of thermal stresses because of the high heterogeneity and anisotropy of composite structures. Composite materials properties are also going to be influenced by temperature changes.

Studies have shown that in-plane shear modulus and in-plane shear strength increase at low temperatures [62,63,227] as well as the interlaminar shear strength [5, 6]. Kumagai et al. [62] studied the effect of low temperatures on the tensile behavior of carbon/epoxy woven laminates. They observed a decrease in tensile strength at low temperatures. Jean-St-Laurent et al. [227] investigated the effect of temperature on woven carbon/epoxy laminates under tension and compression loadings. They observed that while tensile strength decreases at cold temperatures, compressive strength increases. Other studies have looked into the effect of temperature on the interlaminar fracture toughness of composite materials [60,66,74–76]. Generally, in mode I, the interlaminar fracture toughness decreases with temperature for laminates made of unidirectional plies [6, 8–10]. In mode II, a decrease of the interlaminar fracture toughness at cold temperatures

was also observed by Shi et al. [66]. The effect of temperature on the core-facesheet delamination of sandwich structures has also received attention [11, 12].

On the moon, rovers will operate on a rugged terrain with limited knowledge of the real nature of the ground due to the presence of a thick layer of loose lunar dust. Impacts between a rover and its surroundings are therefore possible. Moreover, those impacts are likely to occur at extreme cold temperatures. Composite laminates and composite sandwich panels are sensitive to out-of-plane loadings such as impacts. Impact behavior of composite structures is in fact problematic for most applications. Impact loadings can be caused by tool drops during handling and fabrication of composite structures, or by orbiting debris in space structures. They can also occur during takeoff or landing of aircraft, etc. Impact damages, even barely visible ones, are known to induce important strength reduction for composite structures [5]. Therefore, there has been a large number of studies on the impact behavior of composite laminates and sandwich panels [2–5]. For composite sandwich panels, studies have shown that core density and core thickness [17–20], composite skin thickness [19,29,32,33], composite skin constituents [18, 20], and impact energy [19,29,32,33,43], amongst other parameters, have a significant effect on the behavior under impact loading and the damage induced. The size of the impactor also has an influence on the behavior of composite sandwich panels under impact loading [19,20].

Amongst the studies on the impact behavior of composite structures, only a few have looked into the effect of temperature. Composite laminates of glass [90–95] or carbon [9,10,103,104,11,96–102] fibers combined with thermoset resin are the types of composite structures that have received the most attention regarding that subject. However, other studies have also looked at the effect of temperature on the impact behavior of other types of laminates, such as natural fiber composite laminates [228] or composite laminates with thermoplastic resin [99,101,106,229].

Amongst the works on the impact behavior of carbon/epoxy laminates at cold temperatures, a few investigated temperatures as low as -150°C [31, 34, 39]. Gómez-del Río et al. [9] studied the effect of low temperatures on the low-velocity impact behavior of carbon/epoxy laminates from room temperature to -150°C. They noted that decreasing temperature has a similar effect as increasing impact energy. They observed more severe damages and a deeper residual indentation depth at cold temperatures, while the absorbed energy was not affected. It means that although there are more damages at cold temperatures, less energy is required to produce them. Their results also show that the stacking sequence and the reinforcement architecture have an influence on the effect of temperature on the impact behavior. López-Puente et al. [11] studied the effect of low temperatures

on the intermediate to high velocity impact behavior of carbon epoxy laminates over the same range of temperatures. They showed that cold temperatures affect negatively the behavior of laminates under a certain velocity. Passed that velocity, temperature has no effect on the impact behavior. Sánchez-Sáez et al. [10] studied the dynamic and quasi-static flexural behavior of carbon/epoxy laminates at room temperature, -60°C, and -150°C. They observed a greater number of delaminations at cold temperatures. They also showed that the absorbed energy and the maximum strength decrease at cold temperatures.

The effect of temperature on the impact behavior of sandwich structures has received limited attention [12,38–41] compared to composite laminates. Salehi-Khojin et al. [40] studied the behavior of carbon/Kevlar sandwich panels with Kraft paper honeycomb core filled with polyurethane foam subjected to impact loadings from -50°C to 120°C. They observed more damage and fiber breakage at -50°C. Opposite results were obtained by Yang et al. [39] for carbon/epoxy sandwich panels with foam core impacted at temperatures from -45.6 °C to 82.2 °C. They observed larger damaged areas for specimens impacted at 82.2 °C. However, they explained their results by the reduction of the foam core modulus at high temperature. Finally, Elamin et al. [12] studied the behavior of woven carbon/epoxy sandwich panels with PVC foam core under impact loading from -70°C to room temperature. They observed an increase in damage at cold temperatures and that the load required to break the top facesheet diminishes at cold temperatures. They also noted that the maximum impactor displacement is larger at cold temperatures. There is, to the best knowledge of the authors, no study on the impact behavior of sandwich panels at temperatures sufficiently low, such as -150°C, to be representative of space applications. Moreover, most of the sandwich panels studied in the literature are not made of materials that could be considered for space applications, due to the stringent requirements in outgassing and compatibility of coefficients of thermal expansion.

The aim of this project is to study the effect of extreme low temperatures on the low velocity impact behavior of woven carbon/epoxy sandwich panels with Nomex honeycomb core for lunar exploration rovers. Quasi-static indentation tests and impact tests were performed at room temperature, -70°C, and -150°C. Two sizes of indentor/impactor were used for both quasi-static indentation tests and impact tests. For the impact tests, three different masses were used. The effect of temperature on the behavior during impact is evaluated by studying the force history, the load-displacement curves of the impactor, and the transmitted energy during impact. Visual inspections, residual depth of indentation evaluations, ultrasonic C-scan inspections, and cross section

observations of the impacted specimens were performed to evaluate the effect of temperature during impact on the induced damages.

4.2. Material and specimen geometry

The sandwich panel studied is made of two composite skins and a Nomex honeycomb core. The sandwich panel has the following stacking sequence: [(±45)/(0/90)/(0/90)/(±45)/core(L)/(±45)/(0/90)/(0/90)/(±45)]. The composite skins are each made with four plies of carbon/epoxy plain weave fabric. The resin is a 977-2 toughened epoxy. This particular resin epoxy has already been used in studies of composite materials for cryogenic applications [8, 12, 49]. The plain weave fabric is made with T300D 3K carbon fibers. The composite skins were cured then bonded to the core with 3M AF 191K epoxy film adhesive. The skins are approximately 0.9 mm thick each. The composite and the adhesive were cured at 179°C. The core is a Nomex honeycomb core with regular hexagonal cells of 4.76 mm. The core has a thickness of 12.7 mm and has a density of 48 kg/m^3. The core ribbon direction (L) is aligned with the 0° fibers of the (0/90) plies (Figure 4-1). All of the components of the sandwich panels were chosen because they fulfilled space application requirements. The properties of the composite skins were characterized at room temperature, -70°C, -130°C, and/or -150°C [226].

Sandwich panels were cut with a diamond saw cooled with water. The specimen final dimensions are 102 mm x 152 mm (Figure 4-1). These dimensions were chosen in order to perform compression after impact tests [58]. The panels are approximately 14.5 mm thick. Specimens were cut from three separate larger panels. For each test condition, specimens cut from different panels were used.

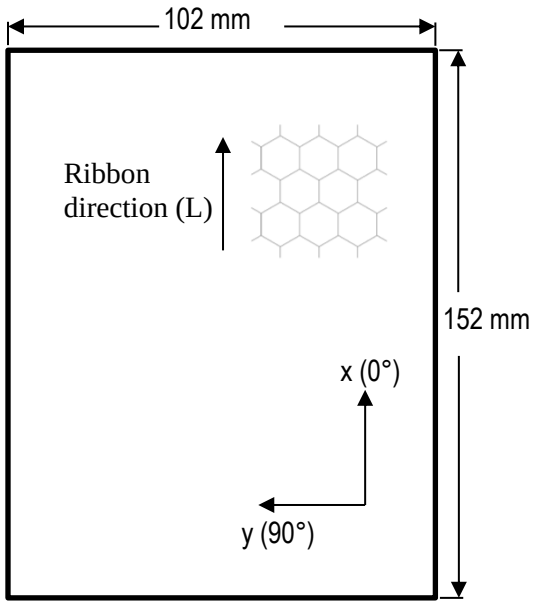


Figure 4-1. Sandwich panel specimen with dimensions and orientations.

4.3. Quasi-static indentation

4.3.1. Experimental set-up

Quasi-static indentation tests were performed on a universal testing machine MTS Insight 100 SL. Two hemispherical indentors were used with diameters of 12.7 mm and 25.4 mm. Specimens were simply resting on an annular steel support with an inner diameter of 76.2 mm and an outer diameter of 110 mm. The indentor sizes and the fixture used are common for impact testing of composite structures and are therefore used for the quasi-static indentation and impact tests. For impact testing, the specimens were clamped, while they were simply resting on their support for the quasi-static indentation tests. For the quasi-static indentation tests, clamping was not possible due to space limitation inside the thermal chamber at cold temperatures. For the quasi-static indentation tests, the support was placed directly on the frame of the universal testing machine. The same steel support was used for the quasi-static indentation and impact tests.

For the tests at cold temperatures, the testing fixture was placed in a thermal chamber. The chamber was cooled with liquid nitrogen. The load cell was placed outside of the chamber. However, to ensure that the fixture inside the chamber connected to the load cell did not influence the load measurements, a heating ring was installed on the connecting rod between the load cell and the fixture (Figure 4-2). Two additional thermocouples were placed inside the chamber.

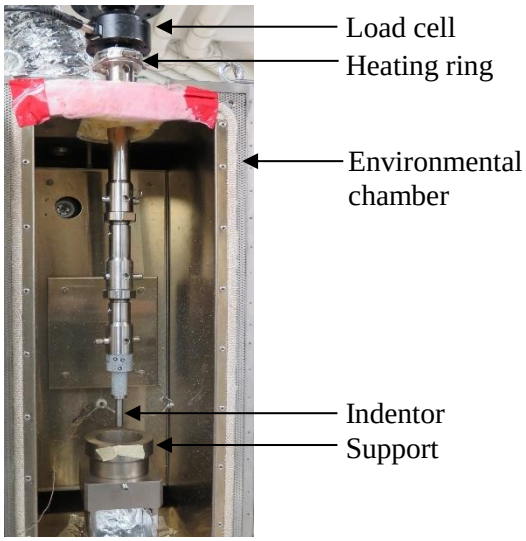


Figure 4-2. Quasi-static indentation experimental set-up.

4.3.2. Methodology

Quasi-static indentation tests were performed at room temperature, -70°C, and -150°C. Tests were performed at a speed of 1.25 mm/min.

Two preliminary tests were performed at room temperature, one with each indentor, in order to determine the maximum applied displacement for the subsequent tests. The maximum displacement was chosen in order to induce a significant amount of damage, while the top skin still retains load-bearing capacity. For the 12.7 mm-diameter indentor, a depth of 5 mm was chosen, while for the 25.4 mm-diameter indentor a depth of 6 mm was chosen. For room temperature tests, two specimens per indentor were tested in addition to the one for the preliminary test. At cold temperatures, three tests per indentor were performed. All tests subsequent to the preliminary tests included complete unloading.

The displacement of the indentor was measured using two different techniques. The crosshead displacement of the tensile machine was used. The displacement of the indentor was also measured with a 3D digital image correlation system. In order to do so, a speckle pattern was directly applied on the indentor. The values obtained from the crosshead displacement were validated with the 3D digital image correlation system measurements. Displacement measurements between the two techniques were the same at room temperature, -70°C, and -150°C. In order to simplify the tests, the crosshead displacement was therefore used. Loads were measured with a 10 kN load cell.

During the tests, two thermocouples were used to measure the temperature. One was placed over the specimen top surface, while the other was placed near the specimen bottom surface. Upon

testing, the temperature over the specimen top surface had reached the testing temperature, while the temperature near the bottom surface was higher. At -70°C, a 5°C difference was measured, while at -150°C, an 11°C difference was measured. One explanation for those differences is the thermal bridge between the part of the steel fixture inside the chamber and the one outside the chamber. After cooling, tests started when the difference between the two thermocouples reached a constant value.

A 3D digital image correlation system was used to measure the residual depth of indentation of the top facesheet of the damaged specimens.

4.3.3. Results

Load-displacement curves

Figure 4-3 and Figure 4-4 present the load-displacement curves obtained respectively with the 12.7 mm and 25.4 mm-diameter indentors at room temperature, -70°C, and -150°C. The curves were chosen to be the most representative of the overall results for each test condition. It is at -150 °C, for both indentors, that the variation between the curves is the largest.

The curves show that the load reaches higher values at room temperature than at -70°C and -150°C fort both indentor sizes.

For the 12.7 mm indentor (Figure 4-3), at -150°C, the load starts to decrease significantly before the displacement reaches its maximum value of 5 mm. It indicates that damage is important enough to affect locally the load-bearing capacity of the skin under indentation. This was observed for two specimens out of three. The panel behavior, before the initiation of damage, is more rigid with temperature decreasing. Finally, after unloading, the final displacement, which corresponds to the displacement when the load reaches a value of zero, is larger at -150°C. This is an indication of a larger residual depth of indentation.

For the 25.4 mm indentor (Figure 4-4), the curves are very similar for the tests at -150°C and -70°C. However, the final displacement, after unloading, is larger for specimens tested at -150°C, an indication of a larger residual depth of indentation for this indentor as well.

Residual depth of indentation

Figure 4-5 presents the residual depth of indentation of specimens tested at room temperature, -70°C, and -150°C. The residual depth of indentation is presented for the same specimens as the ones used for the curves in Figures 4-3 and 4-4. The maximum value of residual depth of

indentation is almost the same at room temperature and -70°C for both indentors. However, at -150°C, the maximum value of residual depth of indentation is significantly larger in both cases.

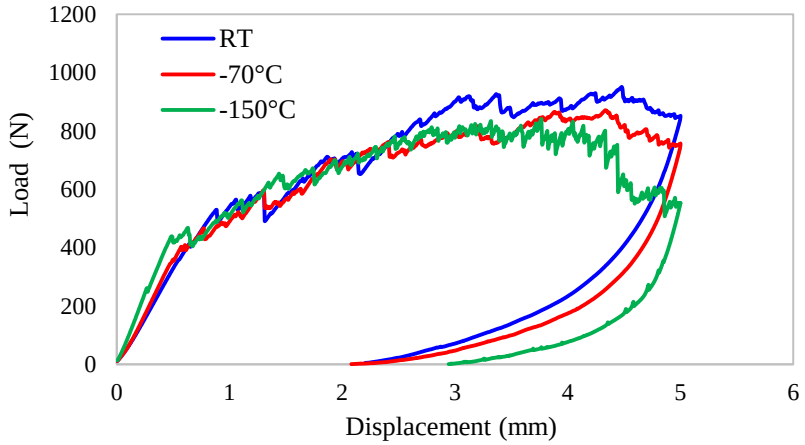


Figure 4-3. Load-displacement curves for the 12.7 mm-diameter indentor at room temperature, -70°C, and -150°C.

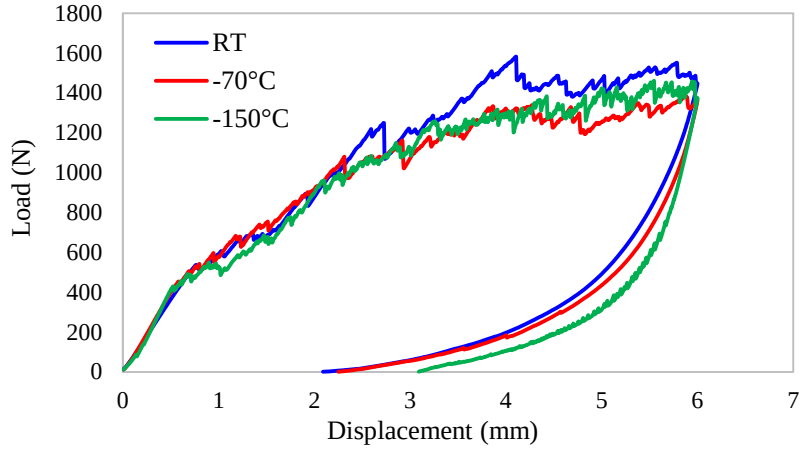


Figure 4-4. Load-displacement curves for the 25.4 mm-diameter indentor at room temperature, -70°C, and -150°C.

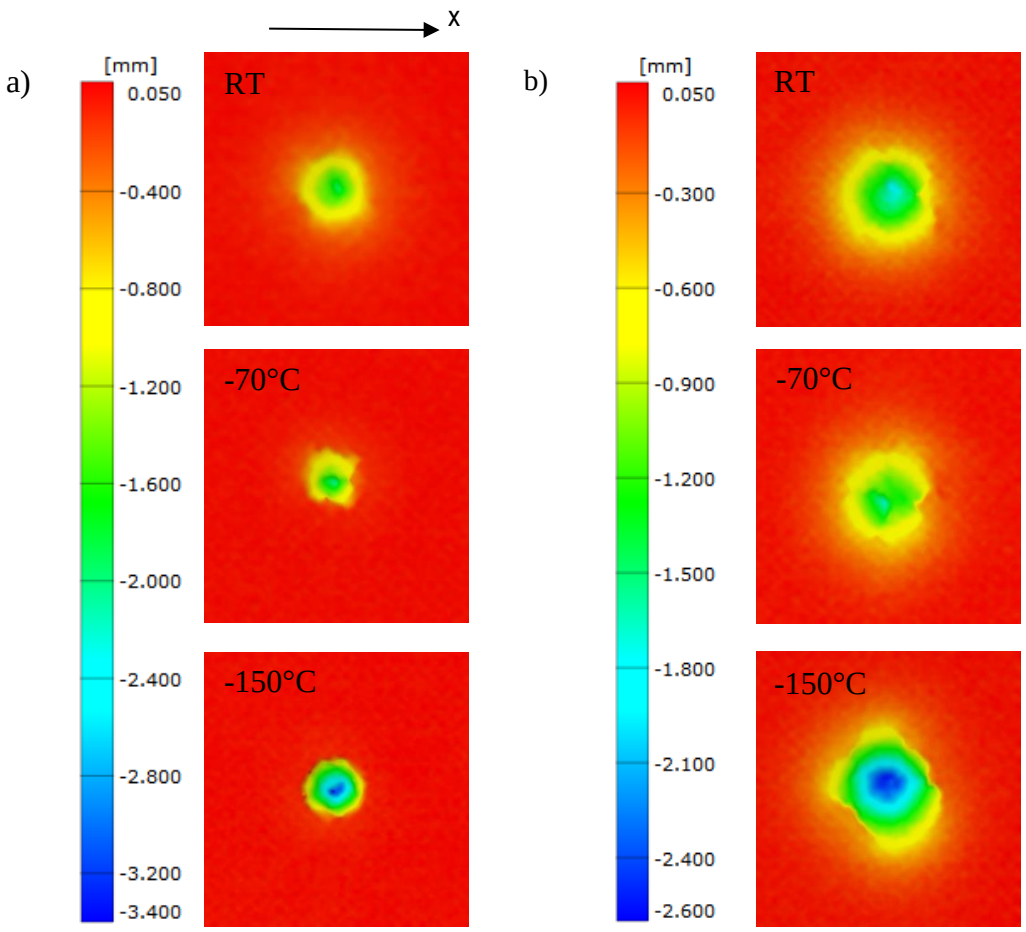


Figure 4-5. Residual depth of indentation for specimens tested with a) the 12.7 mm and b) the 25.4 mm indentors at room temperature, -70°C, and -150°C.

4.4. Impact

4.4.1. Impact conditions, experimental set-up and methodology

All the impact tests were performed on a drop tower Instron 9340. In order to study a wide range of damage types and sizes, different impact conditions were studied. However, since lunar exploration rovers are limited to a very small velocity, all the tests were performed at the same initial impact velocity of 1 m/s. Two sizes of hemispherical impactor were used in order to induce a wide range of damage sizes: one with a diameter of 12.7 mm and one with a diameter of 25.4 mm. The impactor with a 12.7 mm-diameter was combined with two masses of 5 kg and 10 kg, while the 25.4 mm-diameter impactor was combined with three masses of 5 kg, 10 kg, and 20 kg. The three masses correspond respectively to an impact energy of 2.5 J, 5 J, and 10 J. The 20 kg mass was not used for the 12.7 mm-diameter impactor, since damages induced by the 10 kg mass were already very extensive. The chosen impact conditions induced damage from barely visible impact damage to an

almost complete panel perforation. For each impact condition at each temperature, five specimens were tested.

The drop tower is equipped with an environmental chamber. The chamber is originally designed to cool down to a minimum temperature of -50°C using liquid nitrogen. Minor modifications were made to the system in order to cool down to -150°C. The valve that controlled the entering of liquid nitrogen and the chamber fan were controlled by an outside system instead of using the drop tower control system. Two thermocouples were installed inside the chamber. One was placed just above the specimen, and the other was placed under the specimen. The thermocouple placed above the specimen was used for control. Finally, insulation was added.

During impact, specimens were clamped on the same steel fixture as the one used for the quasi-static indentation tests using a built-in pneumatic system. An anti-rebound system was used to prevent a second impact on the specimens.

Instrumented impactors were used to record the load. From the load data, the impactor velocity and displacement and the energy transferred to the specimen are calculated using expressions from the ASTM Standard D7136 [16]. An initial impact velocity of 1m/s was assumed for the calculation. A high-speed camera was used to validate the impactor velocity.

Prior to testing, specimens were dried in an oven to remove moisture. For the cold temperature tests, once the temperature of both thermocouples reached the required temperature, the temperature was kept constant for 15 minutes, then the test was performed. A small shelf was installed inside the chamber in order to condition specimens prior to testing.

4.4.2. Load-time and load-displacement curves

Figures 4-6 and 4-7 present the load history and load-displacement curves for the 12.7 mm impactor with the 5 kg and 10 kg masses respectively. The curves presented are representative of the results obtained for all the specimens at each temperature and for each impact condition. For this impactor, the effect of temperature is clearly visible for both impact conditions. Loads decrease between room temperature and -150°C. At -150°C, for specimens impacted with the 5 kg mass, the load history is characterized by important load drops. Those load drops are present in most of the specimens impacted at -150°C. They are an indication of important damage development in those specimens. The maximum displacement of the impactor increases at -150°C. For specimens impacted with the 12.7 mm impactor combined with the 10 kg mass (Figure 4-7), there is a second bell on the load history curves at -70°C and -150°C. This second bell is an indication that the impactor has reached

and impacted the bottom skin of the sandwich specimen. At -70°C, the second bell is smooth for almost all the specimens. It means that although there is an impact between the impactor and the bottom skin, there is nearly no damage induced by that second impact. At -150°C, the second bell on the load history curve is characterized by multiple small load drops, an indication of damage initiation and propagation in the bottom skin.

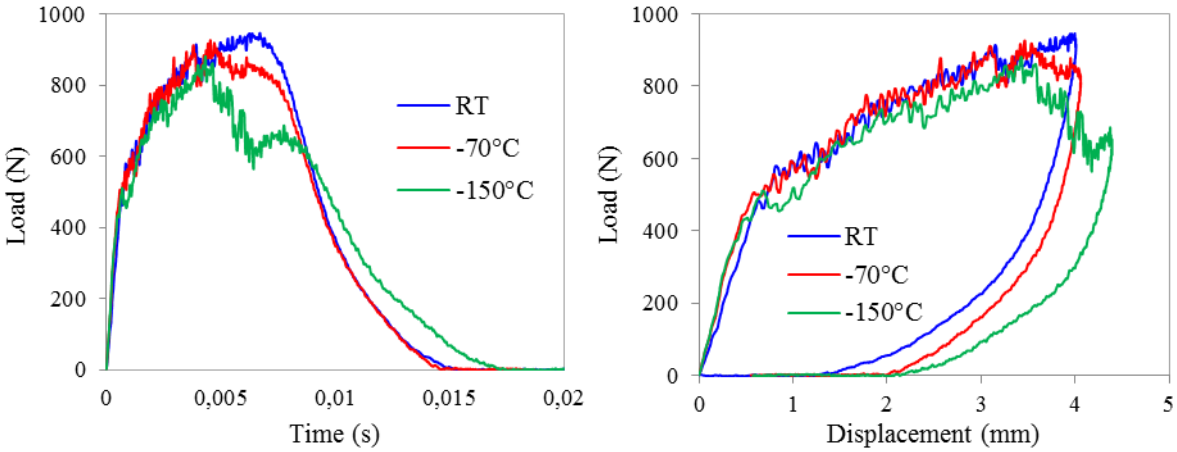


Figure 4-6. Load-time and load-displacement curves for the 12.7 mm impactor with the 5 kg mass at room temperature, -70°C, and -150°C.

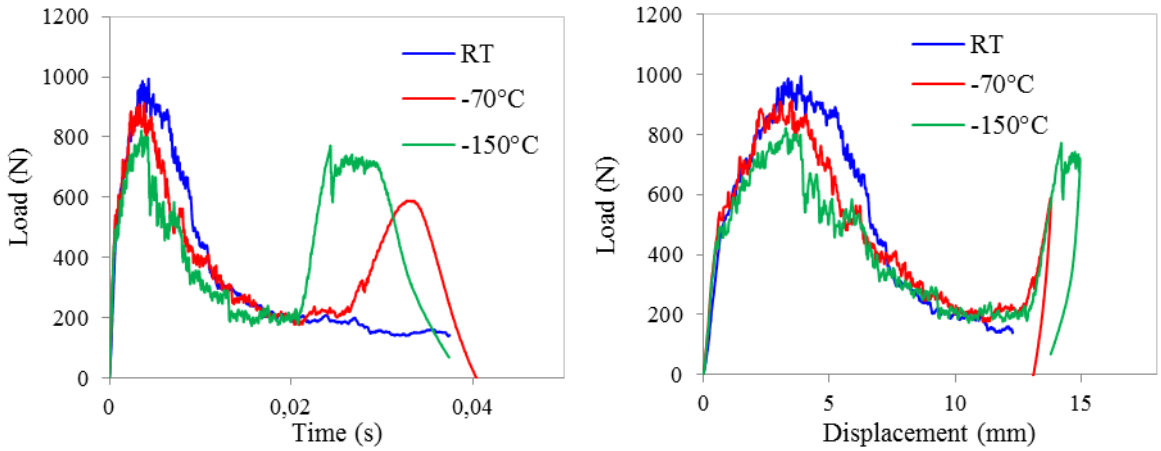


Figure 4-7. Load-time and load-displacement curves for the 12.7 mm impactor with the 10 kg mass at room temperature, -70°C, and -150°C.

Figure 4-8 to 4-10 present the load history and load-displacement curves for the 25.4 mm impactor with the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses respectively. The curves presented are representative of the results obtained for all the specimens at each temperature and for each impact condition and the following observations are made for all the specimens. Generally, loads are slightly smaller at -150°C than at room temperature. The maximum impactor displacement also increases from room

temperature to -150°C. The effects of temperature are less pronounced for this impactor when looking at the load history and the load-displacement curves. In fact, they are almost negligible with respect to variations from one specimen to another.

For both impactors, a closer look at the load-displacement curves shows that the panel behavior is stiffer as temperature decreases from room temperature to -150°C. Because of that, the damage initiation occurs for smaller displacements of the impactor at cold temperatures.

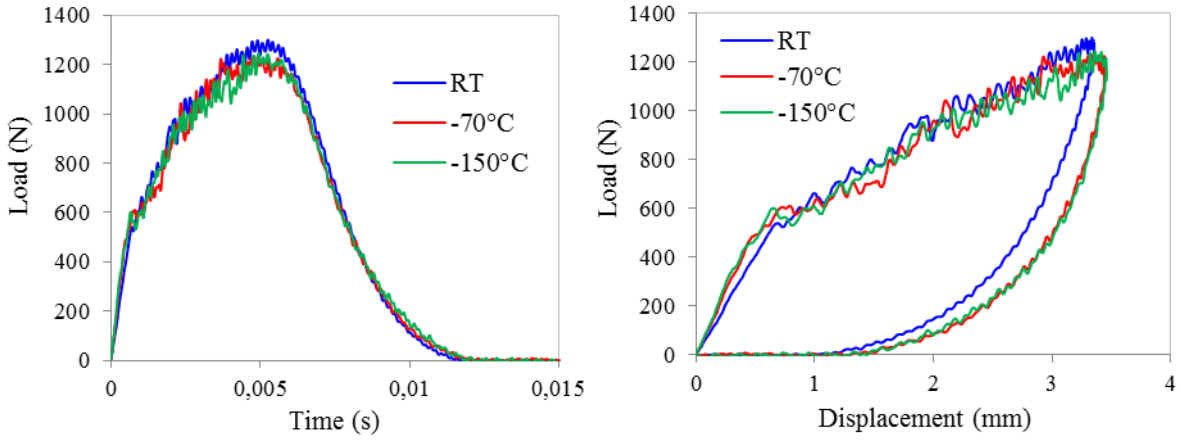


Figure 4-8. Load-time and load-displacement curves for the 25.4 mm impactor with the 5 kg mass at room temperature, -70°C, and -150°C.

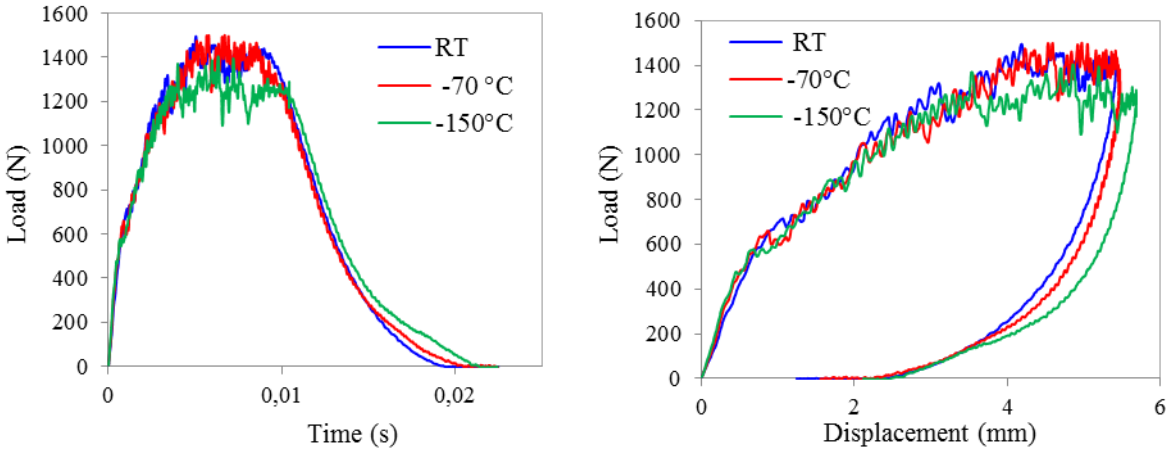


Figure 4-9. Load-time and load-displacement curves for the 25.4 mm impactor with the 10 kg mass at room temperature, -70°C, and -150°C.

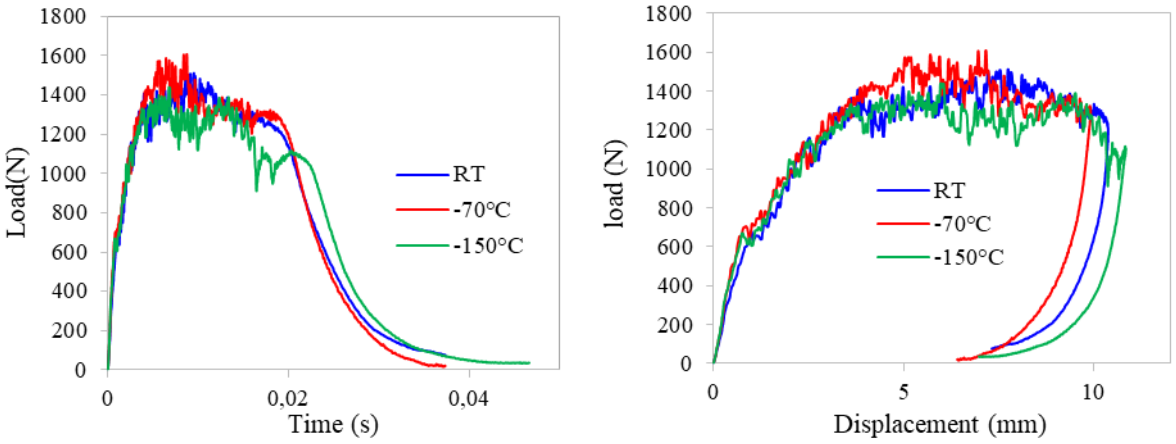


Figure 4-10. Load-time and load-displacement curves for the 25.4 mm impactor with the 20 kg mass at room temperature, -70°C, and -150°C.

Tables 4-1 and 4-2 present respectively the average maximum load and average maximum displacement for each impact condition at each temperature when available.

For specimens impacted with the 12.7 mm impactor, there is a decrease of the average maximum load from room temperature to -150 °C. For this impactor, the highest standard deviation is obtained at -150°C with the 10 kg mass. An increase of maximum displacement at -150 °C is measured for specimens impacted with the 5 kg mass.

For the 25.4 mm impactor, there also is a decrease of the average maximum load at -150 °C. However, the standard deviation is too high to conclude with certainty on the effect of temperature on that parameter. A similar conclusion applied to the increase in average maximum displacement at -150 °C for the 25.4 mm impactor for all three masses.

Table 4-1. Average maximum load in N.

		RT		-70°C		-150°C	
Impactor	Mass	Average	Standard deviation	Average	Standard deviation	Average	Standard deviation
12.7 mm	5 kg	946	35	910	27	872	26
	10 kg	995	8	911	33	836	42
25.4 mm	5 kg	1291	66	1275	59	1249	44
	10 kg	1499	13	1495	69	1400	56
	20 kg	1537	52	1560	37	1486	86

Table 4-2. Average maximum displacement in mm.

		RT		-70°C		-150°C	
Impactor	Mass	Average	Standard deviation	Average	Standard deviation	Average	Standard deviation
12.7 mm	5 kg	4.06	0.04	4.09	0.06	4.31	0.10

	5 kg	3.42	0.06	3.40	0.06	3.45	0.03
25.4 mm	10 kg	5.49	0.09	5.49	0.14	5.73	0.16
	20 kg	10.31	0.08	10.18	0.25	10.80	0.64

4.4.3. Transmitted and absorbed energy

Typical transmitted energy as a function of time is presented in Figure 4-11. The absorbed energy used to damage a specimen corresponds to the end plateau value. The calculation of the transmitted energy (E) is based on the expression from the ASTM standard D7136 [51]:

$$E(t) = \frac{m(v_i^2 - v(t)^2)}{2} + mg\delta(t) \qquad 4\text{-}1$$

where m is the mass of the impactor, v_i and v are respectively the initial velocity and the velocity of the impactor, g is the gravitational constant, and δ is the displacement of the impactor.

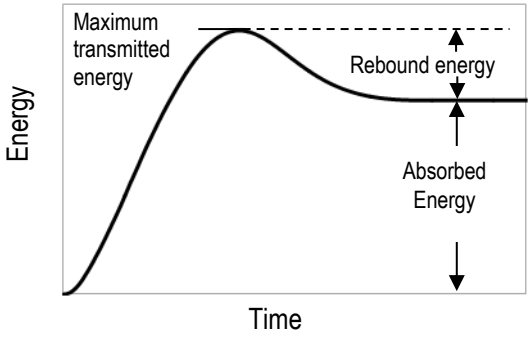


Figure 4-11. Typical energy as a function of time curve for impact loadings.

Figure 4-12 presents the evolution of transmitted energy as a function of time for specimens impacted with the 12.7 mm impactor. The curves presented are representative of the overall results and the following observations apply to all the specimens tested. For specimens impacted with the 5 kg mass (Figure 4-12 a), the impactor rebounded and was caught by the anti-rebound system. The absorbed energy increases with temperature decreasing. For the 10 kg mass (Figure 4-12 b), the impactor did not rebound. At -70°C and -150°C, the impact on the bottom skin can be seen by the second bump on the energy as a function of time curves. For this impact condition, the absorbed energy is almost the same at all three temperatures since the energy, in all cases, was fully transmitted to the specimens. However, as temperature decreases, the transmitted energy before the second impact diminishes. It means that the amount of energy required to perforate the top skin decreases at cold temperatures, leaving energy in the impactor to reach and damage the bottom skin.

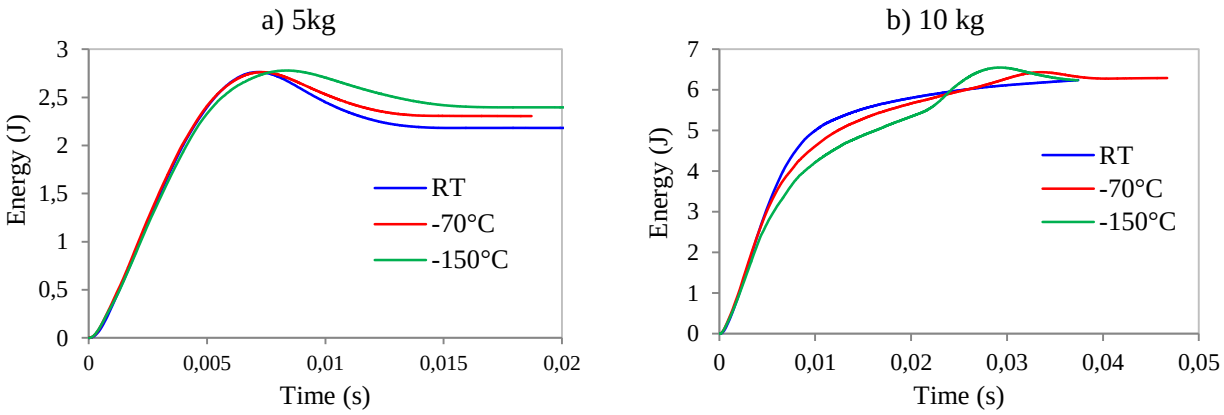


Figure 4-12. Transmitted energy as a function of time for specimens impacted with the 12.7 mm impactor combined with the 5 kg and 10 kg masses at room temperature, -70°C, and -150°C.

Figure 4-13 presents the evolution of transmitted energy as a function of time for specimens impacted with the 25.4 mm impactor using the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses. For the 5 and 10 kg masses (Figure 4-13 a and b), the impactor rebounded and was caught by the anti-rebound system. For the 20 kg mass (Figure 4-13 c), no rebound was observed, although the absorbed energy is lower than the maximum transmitted energy. It means that the impactor moved back up a little after reaching the absolute maximum displacement. For all the impact conditions, the effect of temperature on the absorbed energy is almost negligible.

The average absorbed energy for all the impact conditions is presented in Table 4-3. For specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg mass, the absorbed energy increases at cold temperatures, an indication that there is more severe damage induced at cold temperatures. This will be assessed by the damage evaluation. From room temperature to -150°C, the increase in the average absorbed energy is 11%. For all the other impact conditions, the absorbed energy is not affected by temperature changes.

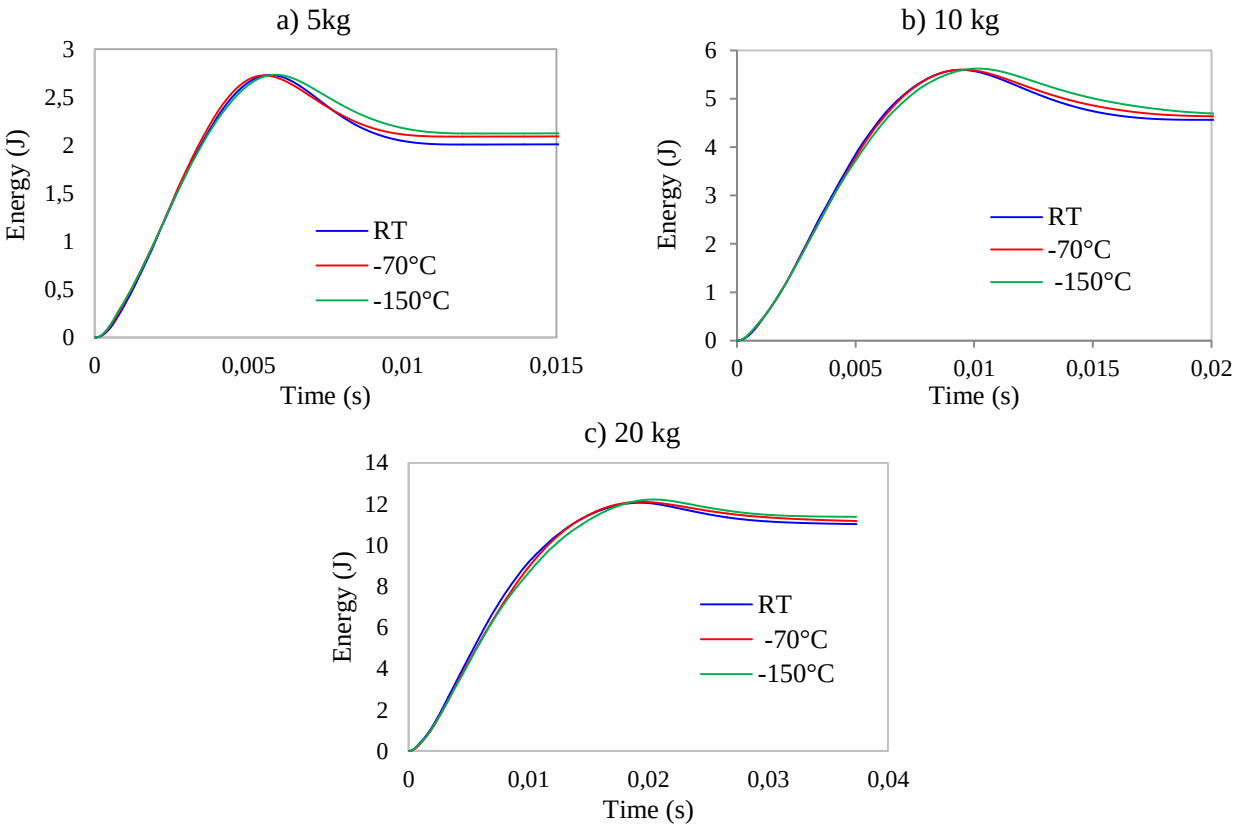


Figure 4-13. Transmitted energy as a function of time for specimens impacted with the 25.4 mm impactor combined with the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses at room temperature, -70°C, and -150°C.

Table 4-3. Absorbed energy (J).

		RT		-70°C		-150°C	
Impactor	Mass	Average	Standard deviation	Average	Standard deviation	Average	Standard deviation
12.7 mm	5 kg	2.19	0.04	2.30	0.01	2.42	0.05
	10 kg	6.14	0.17	6.26	0.04	6.20	0.07
25.4 mm	5 kg	2.06	0.07	2.10	0.03	2.13	0.02
	10 kg	4.55	0.04	4.58	0.10	4.66	0.11
	20 kg	11.03	0.19	11.03	0.05	11.24	0.46

4.5. Impact damage characterization

4.5.1. Visual inspection

A visual inspection of all the specimens was performed. Figure 4-14 shows damaged specimens impacted with the 12.7 mm-diameter impactor (5 kg and 10 kg masses) and the 25.4 mm-diameter impactor (10 kg and 20 kg masses) at room temperature, -70°C, and -150°C. The specimens presented are representative of the overall results and the following observations are made for all of the specimens. For those impact conditions, there are generally more visible cracks on the upper

skin with decreasing temperature except for the 12.7 mm impactor combined with the 10 kg mass. For that impact condition, the top facesheet is completely perforated at all temperatures. The nature of the visible cracks is probably a combination of damage accumulation. For specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 20 kg mass, at room temperature, there are large cracks aligned with the ± 45°- directions on the perimeter of the damaged area for most of the specimens. At -70°C, there are also large cracks aligned with the ± 45°- directions on the damaged specimens but in a smaller quantity. The damaged area starts to take the form of the impactor. At -150°C, the shape of the damaged area is rather circular, meaning that the impactor perforates the skin more easily at cold temperatures. Specimens impacted with the 25.4 mm-diameter impactor and the 5 kg mass are not included in Figure 4-14. For those specimens, damages are barely visible at all three temperatures, making it impossible to conclude anything from the visual inspection.

For all the specimens impacted with the 12.7 mm-diameter impactor and the 10 kg mass, at -150°C, the impact loading also induces damages on the bottom skin. They are barely visible, but can be detected by a light touch. The presence of those damages was revealed by the load history curves. Damages on the bottom skin were also detected for one out of five specimens impacted at -70°C. Figure 4-15 presents the out-of-plane displacement of the bottom facesheet of a specimen impacted at -150°C obtained with a 3D digital image correlation system.

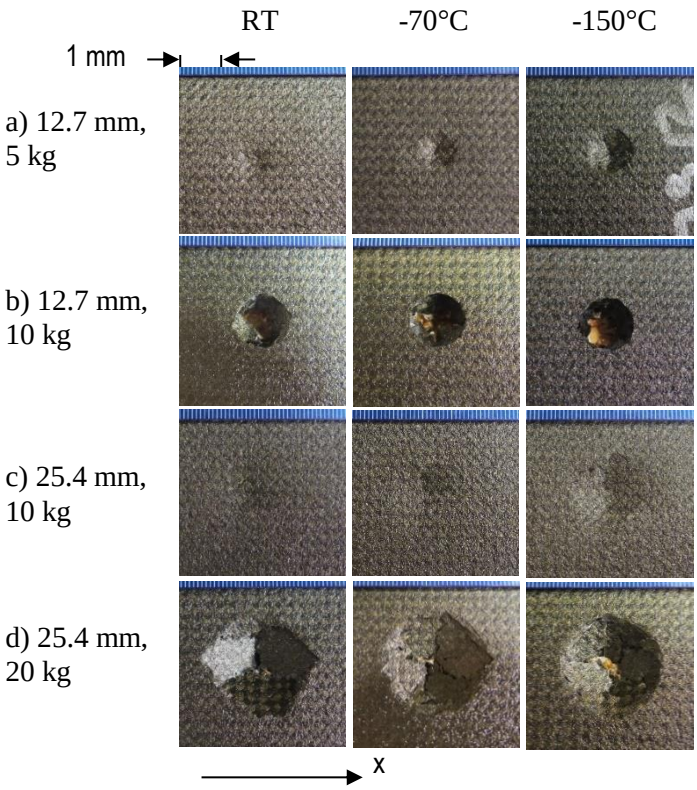


Figure 4-14. Top facesheet of specimens impacted at room temperature, -70°C, and -150°C.

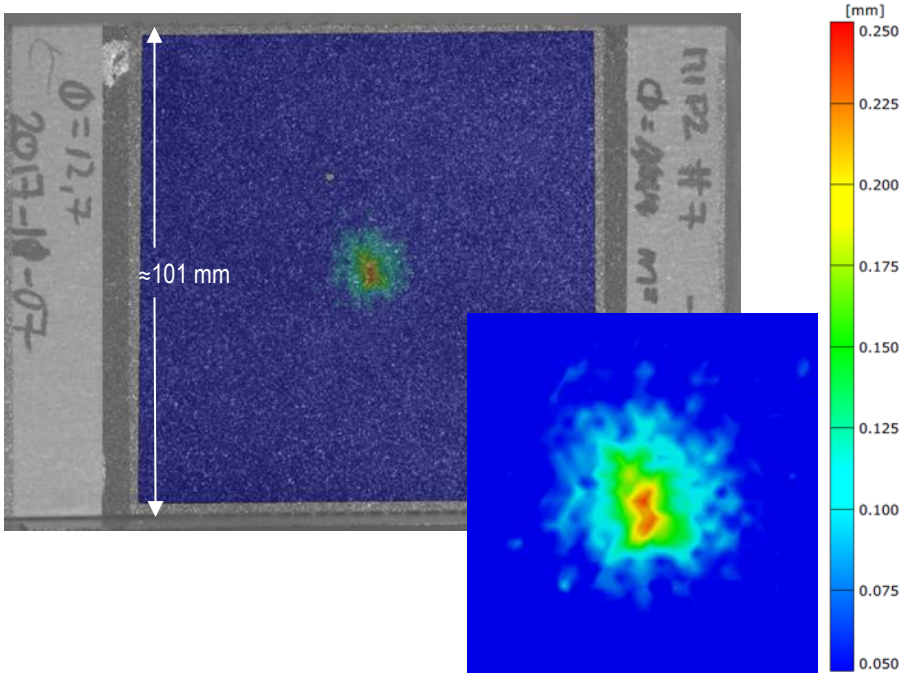


Figure 4-15. Out-of-plane displacement of the bottom facesheet of a specimen impacted at -150°C with the 12.7 mm-diameter impactor and the 10 kg mass.

4.5.2. Depth and size of the damaged area

The damaged surface of the specimens was analyzed with a 3D digital image correlation system for all the impact conditions, except for specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 10 kg mass. For those specimens, the top skin was completely perforated. It was therefore not possible to measure the residual depth of indentation.

The depth of indentation was evaluated on a section along the x- direction passing through the center of the damaged area for each specimen. Figures 4-16 and 4-17 present the depth of indentation along the x- direction at all temperatures for specimens impacted with the 12. 7 mm-diameter impactor and the 5 kg mass and with the 25.4 mm-diameter impactor and the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses. The curves presented are representative of the average results obtained.

For specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg mass (Figure 4-16), the residual depth of indentation increases from room temperature to -150°C. Along the x- direction, the size of the damaged area is similar at all temperatures.

For specimens impacted with the 25.4 mm impactor (Figure 4-17), the residual depth of indentation is similar at room temperature and -70°C and then increases at -150°C. For the 5 kg and 10 kg masses (Figure 4-17 a and b), the size of the damaged area along the x- direction is similar at all temperatures. For the 20 kg mass (Figure 4-17 c), at cold temperatures, damage is more localized. At room temperature, impact produces large cracks on the perimeter of the damaged area in a diamond shape, while at cold temperatures the damaged area takes the shape of the impactor because of the perforation of the skin, which explains the smaller damaged area.

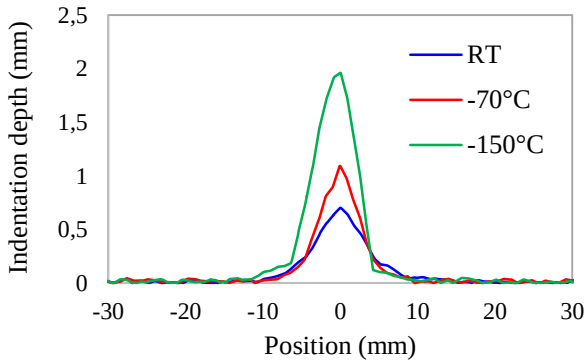


Figure 4-16. Residual indention depth along the x- direction for specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg mass at room temperature, -70°C, and -150°C.

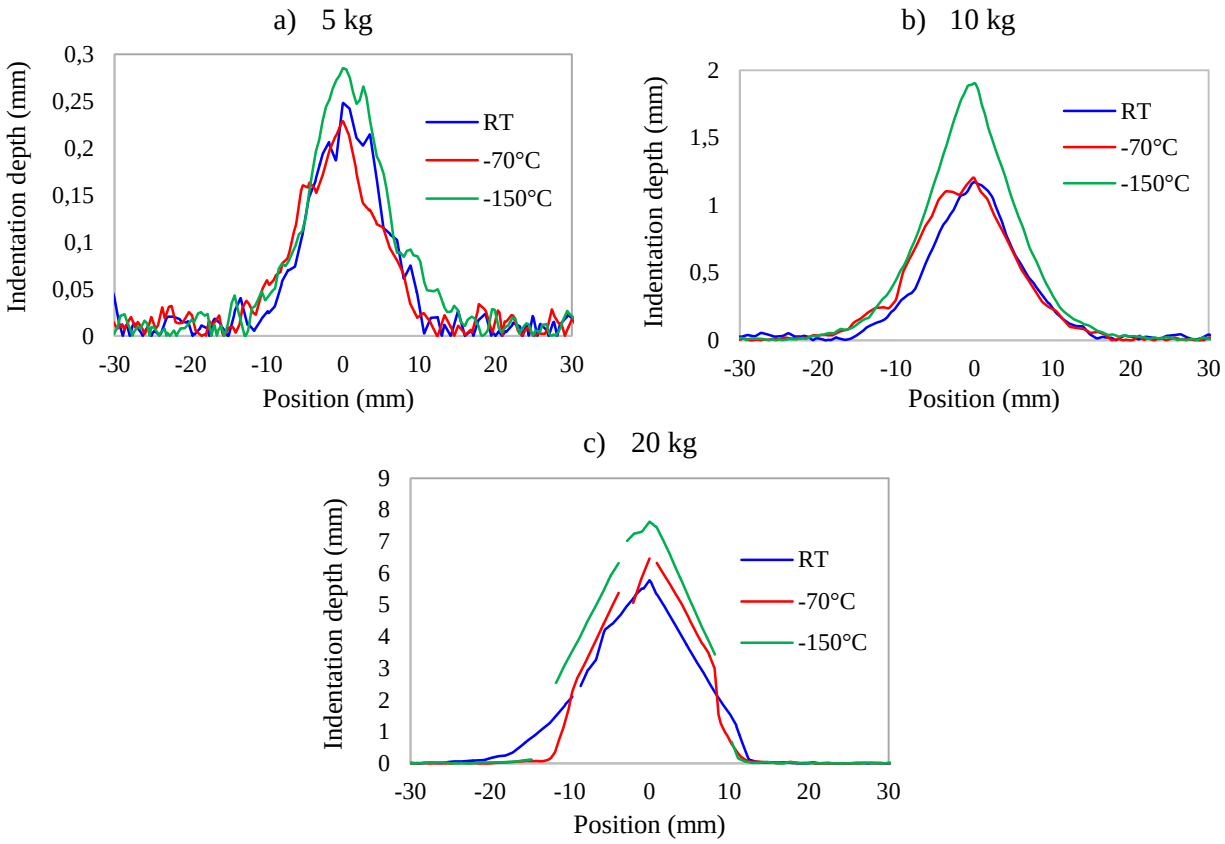


Figure 4-17. Residual indention depth along the x- direction for specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses at room temperature, -70°C, and -150°C.

The maximum value of residual depth of indentation was evaluated for all the specimens. The average value for each impact condition is presented in Table 4-4, except for specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 10 kg mass and the 25.4 mm impactor and the 20 kg mass. For those specimens, damages are too extensive to properly reproduce the whole damaged surface with the 3D digital image correlation system, making it impossible to evaluate the maximum value of residual depth of indentation. For specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg mass, at -150°C, the maximum value of residual depth of indentation is more than double the one at room temperature. For specimens impacted with the 25.4 mm impactor, there is an increase of 33 % and 63 % of the average maximum value of residual depth of indentation from room temperature to -150°C for the 5 kg and 10 kg masses respectively. For those impact conditions, the average maximum value of residual depth of indentation is the same between room temperature and -70°C.

Table 4-4. Average maximum residual depth of indentation in mm.

		RT		-70°C		-150°C	
Impactor	Mass	Average	Standard deviation	Average	Standard deviation	Average	Standard deviation
12.7 mm	5 kg	0.72	0.09	1.05	0.29	1.89	0.32
25.4 mm	5 kg	0.25	0.04	0.25	0.04	0.33	0.04
	10 kg	1.18	0.15	1.23	0.18	1.92	0.36

4.5.3. Ultrasonic inspection

Ultrasonic C-scan measurements were performed. They allow to obtain a 2D surface mapping of the damage induced by impact loadings. Although the type of damage induced is not known precisely, they are a great tool to compare different impact conditions, such as the temperature during impact. Moreover, C-Scan evaluations allow to detect damages that may not be detectable with the 3D image correlation system. It was also demonstrated that for sandwich panels, the evaluation of the damaged area is a better indication of strength reduction than the maximum residual depth of indentation [20, 22].

An ultrasonic inspection system from Sonatest was used with a 38 mm-wide 10 MHz-phased array probe. Ultrasonic measurements were performed on one sample for each impact condition at each temperature. The sample chosen for each impact condition and temperature was neither the one with the largest nor the smallest maximum depth of indentation measured with the 3D digital image correlation system. Since only one sample was used for the ultrasonic measurements, no quantitative measurement of the observed damaged area was performed. The C-scans were rather used for qualitative analysis of the damaged area induced at each temperature for each impact condition. The ultrasonic measurements showed some initial fabrication defects in a few of the specimens. These defects were not visible on the cross section of the specimens once cut and are therefore not identified.

Post-treatment was performed with the Utmap software. For each impact condition, results are presented in two different ways: the first image presents the signal amplitude attenuation (amplitude mode), while the damage depth is presented on the second image (depth mode).

Figure 4-18 presents C-scan evaluations of specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg and 10 kg masses at room temperature, -70°C, and -150°C. For the 5 kg mass, the damaged area increases from room temperature to -150°C. For specimens impacted with the 10 kg mass, the damaged area is visually limited to the perforation of the top skin. Similar results were obtained from the 3D digital image correlation system measurements. However, when looking at the C-scan

evaluations, it can be seen that damages are spread around the hole created by the perforation. Those damages extend to almost double the size of the hole created by the impactor. For this impact condition, load history curves indicated the presence of damages on the back facesheet for specimens impacted at -150°C and possibly at -70°C. At all temperatures, ultrasonic evaluations of the back facesheet were also performed. For the specimens used for the ultrasonic measurements, damage was only detected for the specimen impacted at -150°C.

Figure 4-19 presents C-scan inspections for specimens impacted with the 25.4 mm impactor. For the 5 kg mass, the damaged area increases at cold temperatures. For specimens impacted with the 10 kg mass, the damaged area is slightly wider at -150°C. For specimens impacted with the 20 kg mass, the visual inspection and the residual depth of indentation analyses, indicates that damages are more localized for specimens impacted at cold temperatures. However, the C-scans show similar damaged areas at all temperatures. It indicates the presence of internal damages at cold temperatures not detected visually or with the 3D image correlation system.

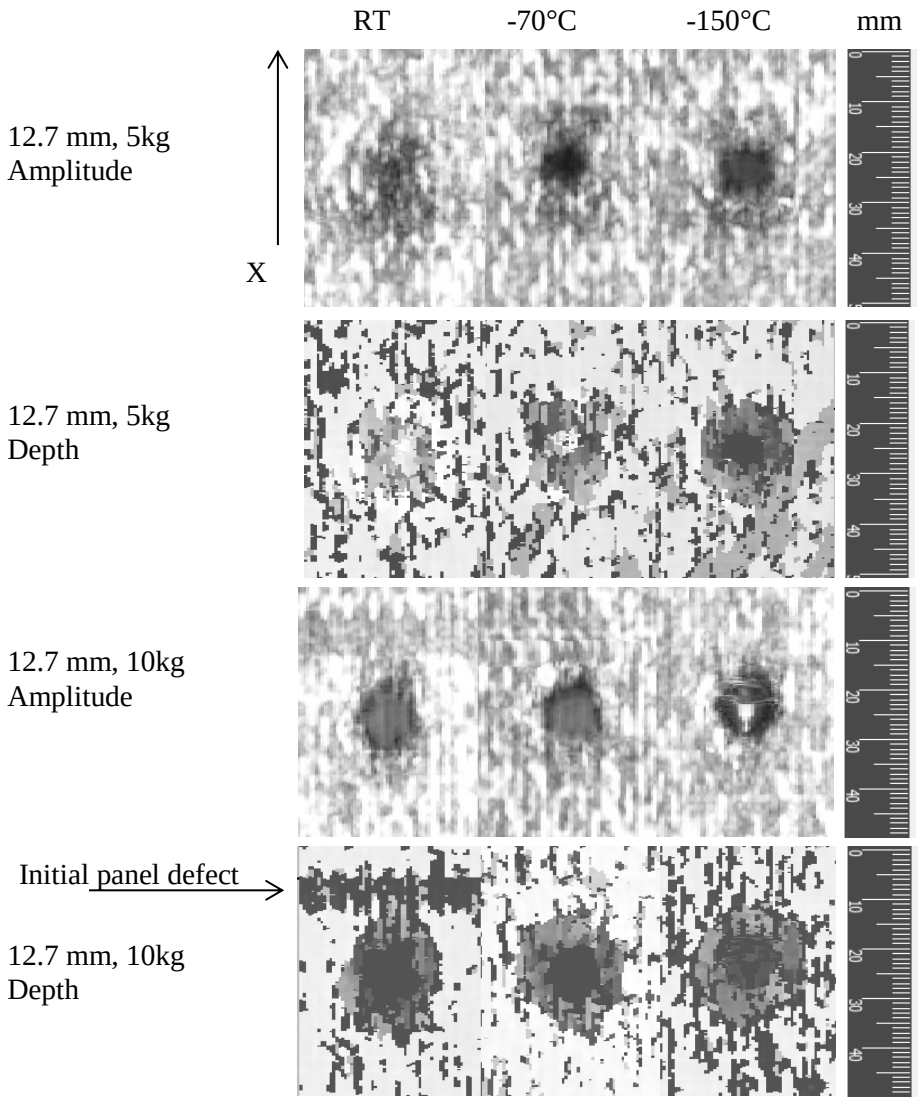


Figure 4-18. C-scan evaluations of specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg and 10 kg masses at room temperature, -70°C, and -150°C.

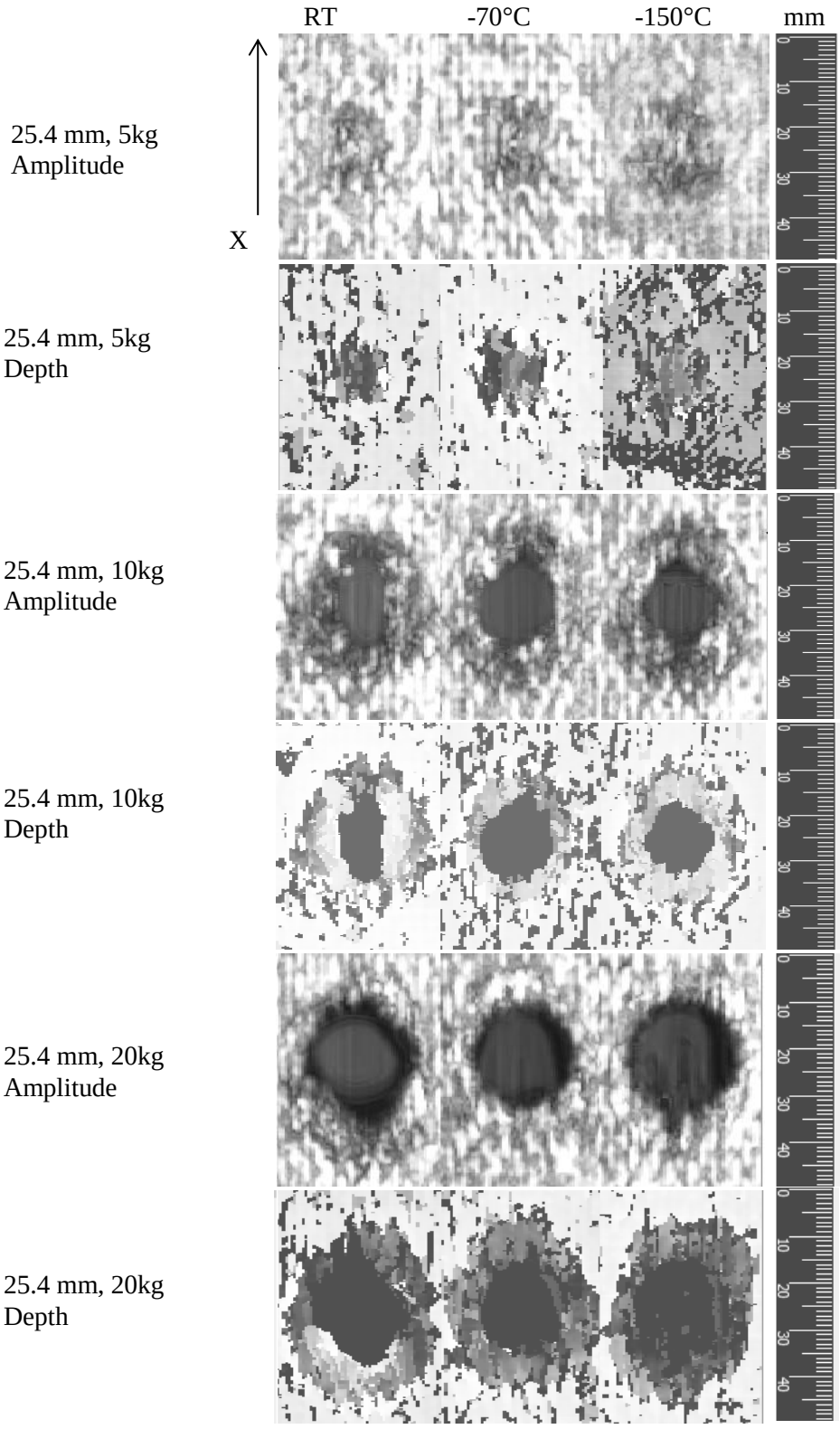


Figure 4-19. C-scan evaluations of specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses at room temperature, -70°C, and -150°C.

4.5.4. Cross section observation

In order to fully assess the types of damage induced by impact loadings, a visual inspection of the middle cross section of one specimen for each impact condition was performed. The cross section inspection was performed on the same specimen as the one used for the ultrasonic measurements. Cross section observations were performed along the x- direction, on a section passing through the middle of the damaged area (Figure 4-20). In order to do so, specimens were cut with a diamond saw cooled with water.

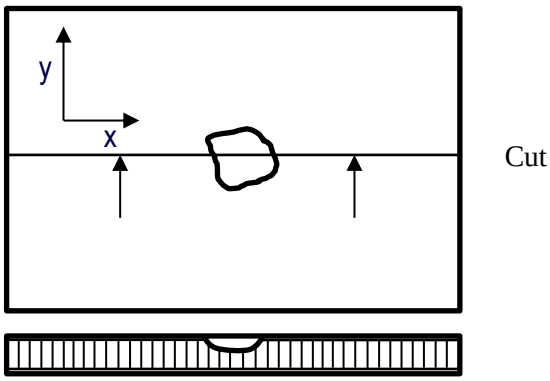


Figure 4-20. Observed cross section.

Figures 4-21 and 4-22 present the damaged cross section along the x- direction for specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg and 10 kg masses respectively. For the 5 kg mass (Figure 4-21), there are two main types of damage visible in the composite skin: delaminations and fiber breakage. There is also core crushing. No delamination between the core and the composite skins was observed. At -150°C, important fiber breakages are observed in the middle of the damaged area and on the perimeter of the damaged area. They explain the major load drops observed at -150°C for that impact condition.

For specimens impacted with the 10 kg mass (Figure 4-22), there is a perforation of the top skin. The cross section observations show that there are important delaminations in the vicinity of the hole at all three temperatures as it was detected by the C-scan inspections. For this impact condition, there is also no debonding between the core and the composite skins. At -150°C, although damage on the bottom skin has been detected with the 3D digital image correlation system analysis and the ultrasonic measurements, it is not visible to the naked eye on the cross section of the specimen. For both impact conditions, with the 12.7 mm impactor, damages observed on the cross sections are more severe as impact temperature decreases.

Figures 4-23 to 4-25 present the damaged cross section for specimens impacted with the 25.4 mm impactor. For the 5 kg mass (Figure 4-23), barely visible impact damages were induced at all three temperatures. For this impact condition, there are mostly delaminations and cracks located under the impactor as well as core crushing. Core crushing extends beyond the damage in the composite skin.

For specimens impacted with the 10 kg mass (Figure 4-24), the main type of damage observed on the cross section changes at cold temperature. At room temperature, damage in the composite consists mostly of delaminations. Core crushing extends beyond the damage in the composite skin. As temperature decreases, there are more fiber breakages with respect to delamination. Fiber breakages are localized in the middle of the damaged section and cover the entire thickness of the top skin. Damage at cold temperature, is also characterized by large cracks on the perimeter of the damaged area. One of those cracks is visible on the cross section at -70°C. At -150°C, none of those cracks are visible on the observed cross section, but they are visible on the top surface of the specimen.

Finally, for the 20 kg mass (Figure 4-25), the large extent of damage sustained by the specimens at all temperatures are visible. The observation of the damaged cross section shows that delamination propagates beyond the visible damaged area at all temperatures. For all the specimens impacted with the 25.4 mm impactor, no delamination between the composite skins and the core was observed.

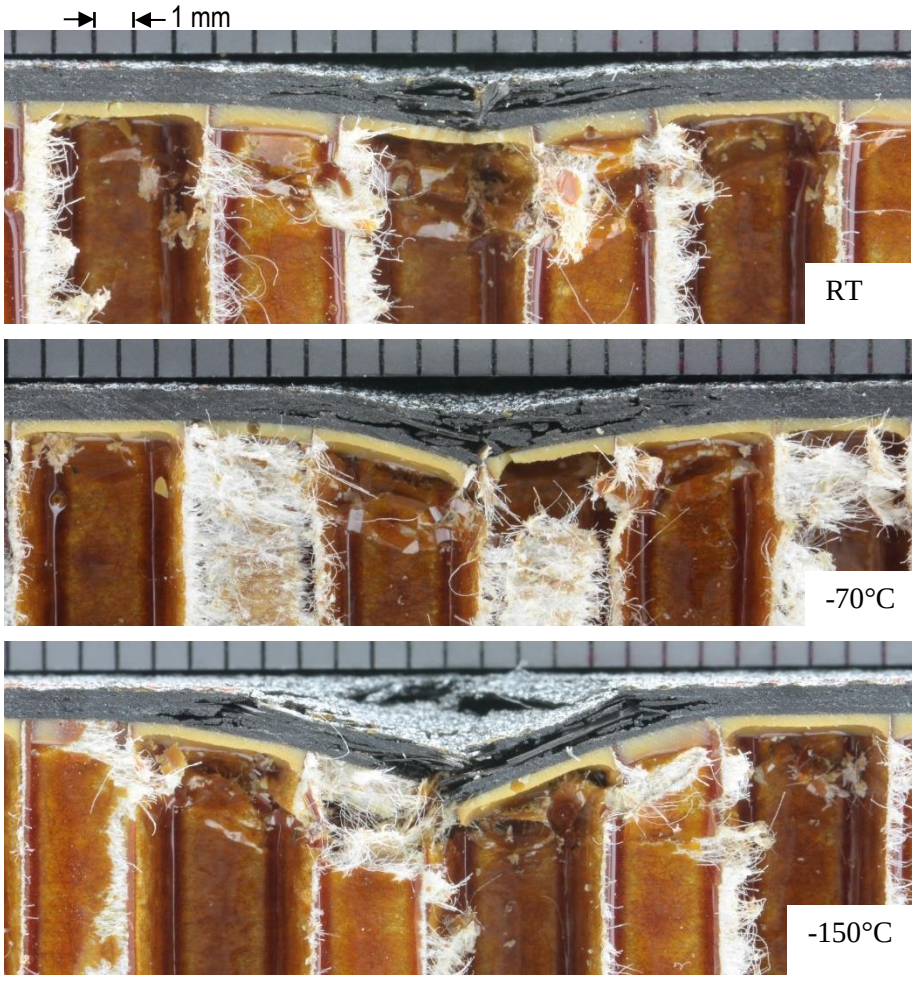


Figure 4-21. Damaged cross section of specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg mass.

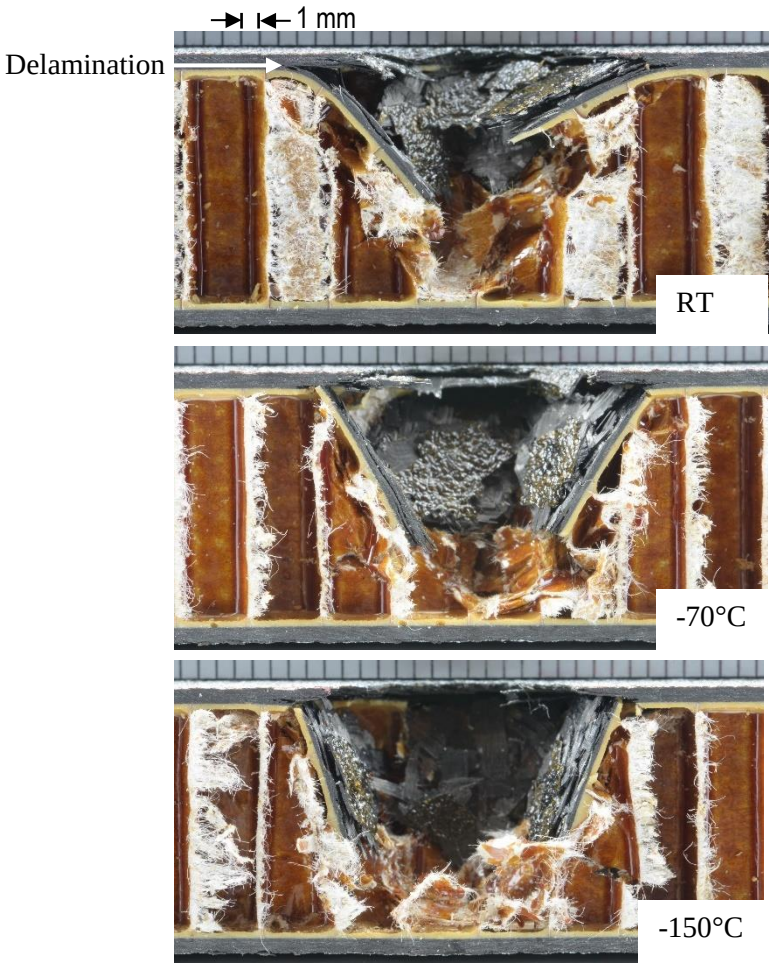


Figure 4-22. Damaged cross section of specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 10 kg mass.

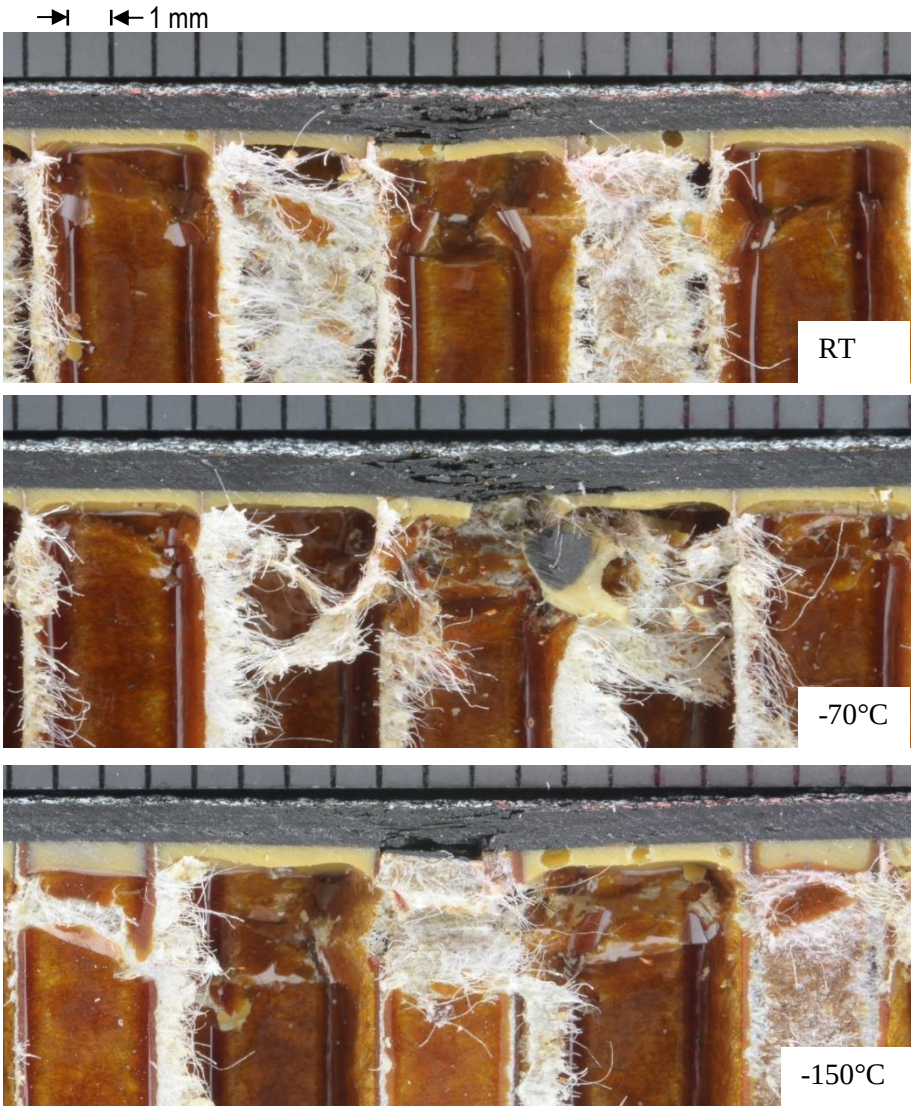


Figure 4-23. Damaged cross section of specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 5 kg mass.

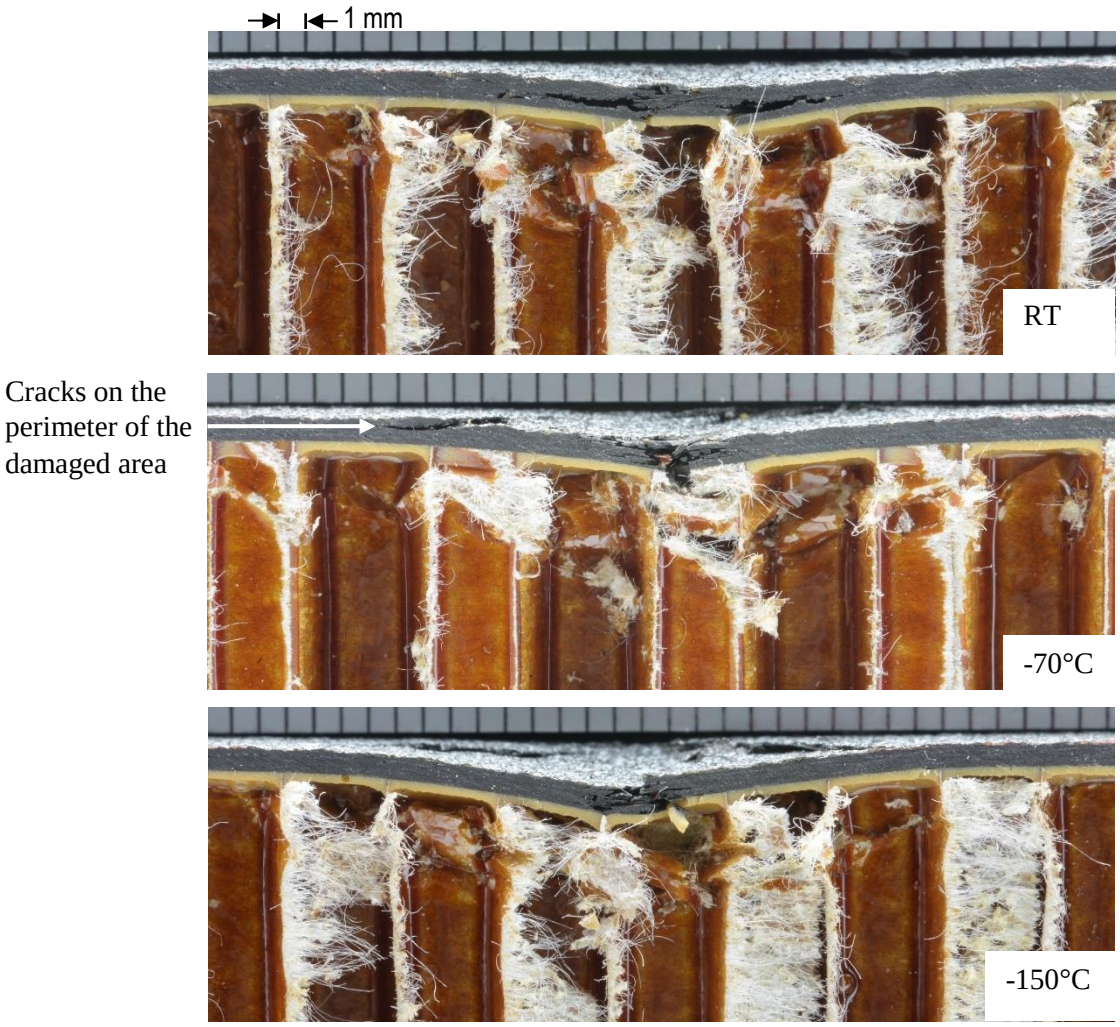


Figure 4-24. Damaged cross section of specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 10 kg mass.

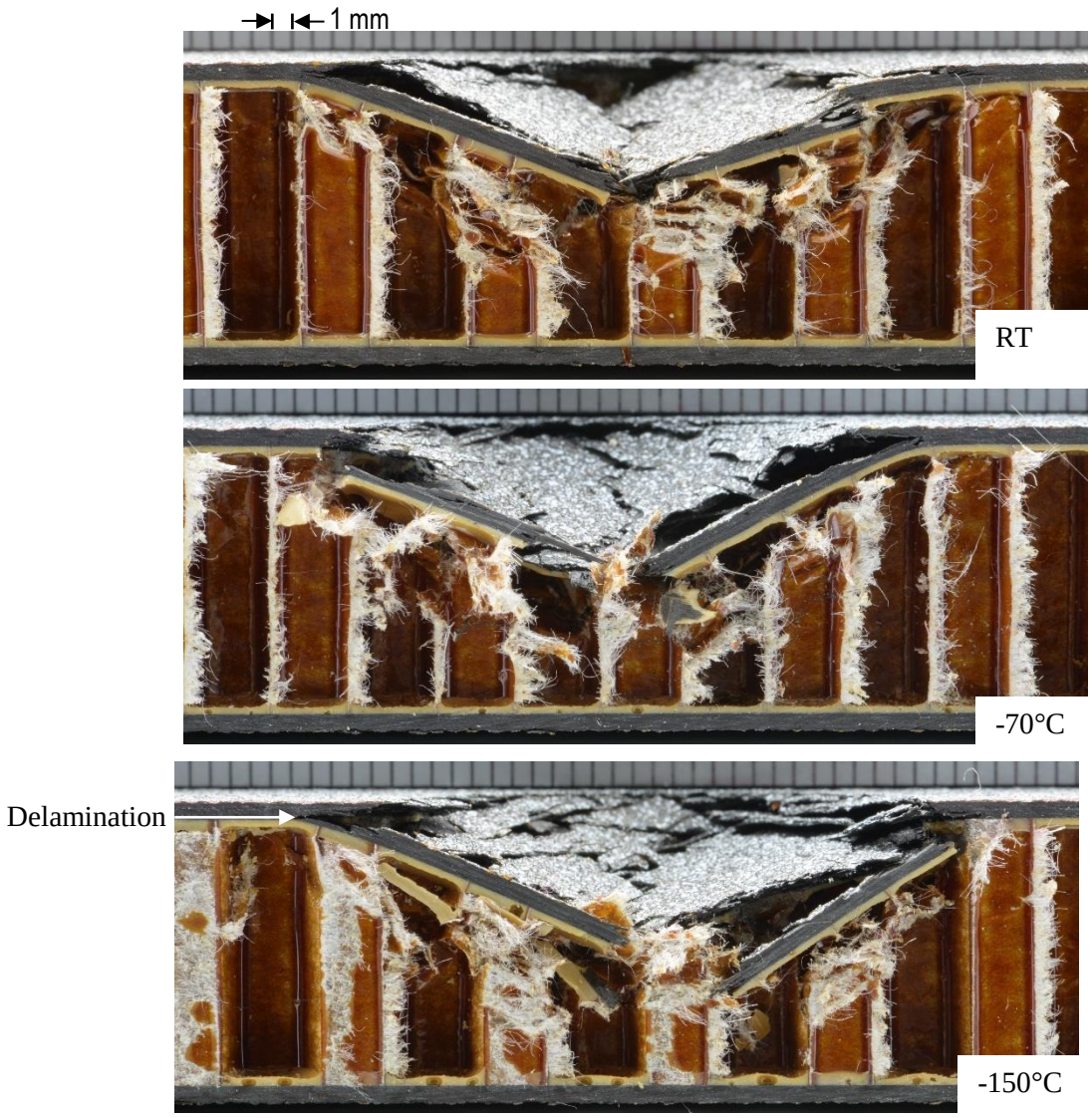


Figure 4-25. Damaged cross section of specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 20 kg mass.

4.6. Discussion

The results of the experiments show that impact loadings of composite sandwich panels with woven carbon/epoxy skins generally induce more severe damages under extreme cold conditions. Those results are in accordance with the results obtained by Elamin et al. [12] for carbon/epoxy sandwich panels with a PVC foam core impacted between room temperature and -70°C. They observed an increase in damages at cold temperatures as well as a reduction of the loads on the impactor. The increase in damages at cold temperatures is also in accordance with previous studies on impact of carbon/epoxy laminates at -150°C [9-11].

The results of the impact tests, for specimens impacted with the 12.7 mm-diameter impactor combined with the 10 kg mass, show that it requires less energy to perforate the composite top skin at cold temperatures. For this impact condition, as temperature decreases, the core indentation increases. At -70°C and -150°C, there was still energy left in the impactor to reach and impact the bottom skin. It can also be seen in the energy history curves (Figure 4-12). The energy as a function of time is highly influenced by temperature for this impact condition. The fact that it requires less energy to perforate the top skin at cold temperature is an indication of the effect of temperature on the composite skins. For this impact condition, there are two main damage modes for the composite skin: fiber breakage and delamination. Previous tests, performed by the same research group, on the effect of extreme cold temperatures on the mechanical behavior of composite laminates showed that the tensile strength is negatively affected by cold temperatures [227], which could be an explanation for the more severe damage at cold temperatures. As for the delamination, studies have looked at the effect of extreme cold temperatures on delaminations under mode I and II [60,66,74–76]. Kalarikkal et al. [75] studied the effect of cryogenic temperatures on the mode I fracture toughness of carbon fiber reinforced plastic laminates. They studied laminates with unidirectional plies and one laminate with woven plies. For the laminates with unidirectional plies, they observed an important decrease in interlaminar fracture toughness at cryogenic temperature. For the woven laminate, they measured a higher interlaminar fracture toughness at cryogenic temperature. However, the crack path changed at cold temperature. The crack propagated through the adjacent plies, which could explain the increase interlaminar fracture toughness and also makes impossible to transpose that result for delamination analysis. A decrease in interlaminar fracture toughness at cold temperatures was also observed by others [6, 8–10]. The decrease in interlaminar fracture toughness is a clear indication that delamination requires less energy at cold temperatures to propagate. This is another explanation for the more severe damage at cold temperatures. This conclusion can be applied to all of the impact conditions in this work as delamination was always one of the main damage modes.

For specimens impacted with the 25.4 mm impactor, the absorbed energy was not influenced by temperature changes. However, the results showed an increase in damages with temperature decreasing, especially at -150°C. It means that damage required less energy to develop at -150°C, therefore there is more energy available to further damage the specimens. A similar conclusion was made by Gomez-del Rio et al. [9] for carbon/epoxy laminates impacted at room temperature and -150°C. It means that the absorbed energy only is not a good metric to evaluate the damage induced by impact loading under various temperatures, since temperature will affect the energy required to

produce damage. Analyses of the absorbed energy as a function of impact temperature must be done in conjunction with damage evaluation.

An explanation for the more severe damage at cold temperature is the decrease of the matrix toughness. The matrix behavior is highly influenced by temperature. It is more fragile at cold temperature. The strength and the rigidity of the matrix are higher, but the matrix undergoes less deformation before failure. It means that although the matrix has a higher strength at cold temperatures, because its toughness decreases, it requires less energy altogether to break the matrix. The effect of matrix toughness on the low velocity impact behavior of composite laminates has been studied by Cartier and Irving [230]. Their work showed that low toughness matrix will sustain more delaminations than high toughness matrix especially at the onset of delamination. Moreover, they observed that the threshold load for delamination is also related to matrix toughness. A low matrix toughness is associated with a lower threshold load. Here, the delamination threshold load is very difficult to identify because damages are induced both in the composite skins and the Nomex core. However, the results of Cartier and Irving [230] confirm the important effect of temperature on delamination since temperature affects the matrix toughness.

The results show that specimens impacted with the 12.7 mm impactor are more sensitive to the effect of temperature than specimens impacted with the 25.4 mm impactor. For the latter, damage is less localized. The global panel behavior is more solicited, so the core behavior plays a more important role. Core crushing covers a larger area. Whereas for the 12.7 mm impactor, composite damage is more pronounced and core damage is more localized in comparison with the 25.4 mm impactor for a given mass. It emphasizes the importance of the effect of temperature on the composite skin behavior. Moreover, for the 12.7 mm impactor, the cell size is more than one third of the impactor diameter. It explains that core damage is more localized for that impactor, and that once the top skin is perforated the impactor is easily able to perforate the core as well.

The effect of temperature on the out-of-plane compressive behavior of the Nomex core has been studied by the same research group [226]. The results of the study show an increase of out-of-plane compressive modulus and maximum out-of-plane compressive strength at cold temperatures. A minor reduction of the plateau strength following the collapse of the cell wall was also observed. Those phenomena probably contribute to a small extent to the impact behavior of the sandwich panel at cold temperatures.

Quasi-static indentation tests were performed as well as impact tests. Generally for low velocity impacts, it is assumed that the behavior under impact is similar to the behavior under quasi-static

loading, which is an important assumption for simulation purposes. Here, the same fixture was used for both types of tests. However, for the quasi-static indentation tests, specimens were simply resting on the steel support, while for the impact tests, specimens were clamped using a pneumatic system. Figure 4-26 shows a comparison between the load-displacement curves at room temperature and at -150°C for the impact tests with the 25.4 mm-diameter impactor combined with the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses and for the quasi-static indentation tests with the 25.4 mm-diameter indentor. The panel behavior is slightly stiffer during impact loading. As temperature decreases, the same tendencies are observed. Those conclusions apply for all of the impactor masses tested. Indeed, the increase of impactor mass leads to higher displacements of the impactor, but the beginning of the load-displacement curve is similar for all the impactor masses. Similar conclusions were obtained with the 12.7 mm-diameter impactor except at -150°C, where both behaviors are similar. Although the boundary conditions were different for the two tests, the effect of cold temperatures on the load displacement curves is similar. Reductions of the loads were measured at cold temperatures, and an increase of residual depth of indentation was observed for both types of tests at -150°C.

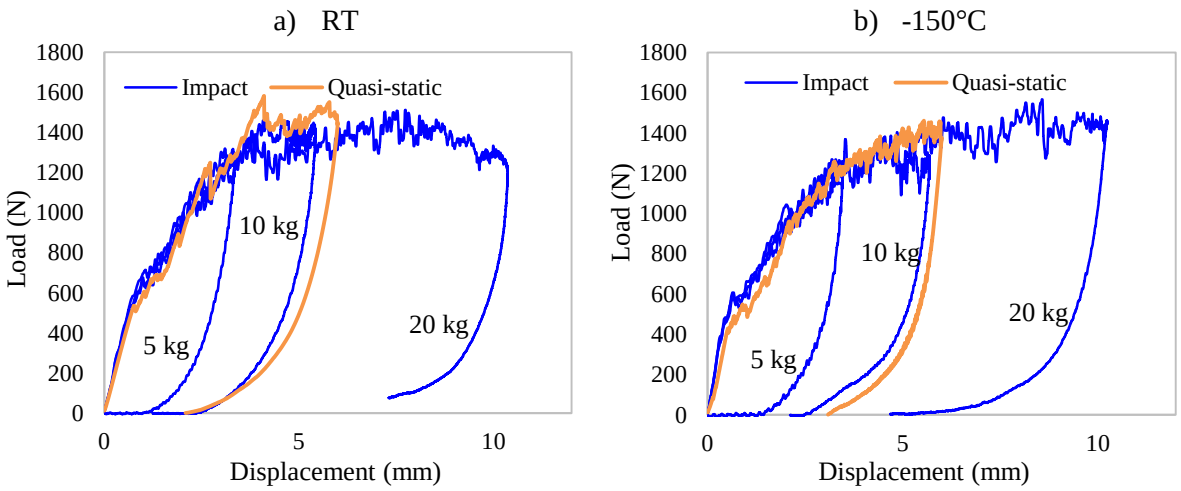


Figure 4-26. Load-displacement curves at room temperature and -150°C for quasi-static indentation tests with the 25.4 mm indentor and impact tests with the 25.4 mm impactor combined with the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses.

4.7. Conclusion

The effect of extreme cold temperatures on the low velocity impact behavior of composite sandwich panels was studied. Impact tests and quasi-static indentation tests were performed at room temperature, -70°C, and -150°C. Visual inspections, residual indentation depth measurements,

ultrasonic C-scan inspections and cross section observations of the specimens were performed to evaluate damage induced under different temperatures and impact conditions.

The results of the impact tests show that the size of the impactor has an influence on the effect of temperature on the low velocity impact behavior. Indeed, results show that specimens impacted with the smallest impactor are more sensitive to the effect of temperature. For specimens impacted with the 25.4 mm impactor, the effects of temperature on the load history and load-displacement curves are almost negligible.

Temperature has an important effect on the induced damage under impact loading. As temperature decreases, the amount of damage induced increases. The decrease of matrix toughness at cold temperatures probably plays a major role in that increase. The combined study of the induced damage and the absorbed energy shows that it requires less energy to produce damage under impact loading at cold temperatures for the sandwich panel studied.

The three main types of damage observed in the specimens are delamination in the top composite skin, fiber breakage and core crushing. No delamination between the core and the composite skins were observed on the cross section of the specimens at any temperature and for any impact condition, an important conclusion for numerical model development purposes. It is also an indication that the adhesive used for this study is appropriate for cold temperature applications.

For specimens impacted with the 25.4 mm impactor, the effects of temperature between room temperature and -70°C are almost negligible with respect to the effects of temperature between -70°C and -150°C. It underlines the necessity of testing in an environment as close to the real operating environment as possible. For lunar exploration rovers, testing in an even colder environment should be considered, depending on the areas of the moon the rover is intended to explore and the thermal protection it will have.

The data obtained in this study will contribute to enhance the development of the database for composite structures, especially sandwich panels, impacted in extreme environments. Indeed, there was no data available on impact behavior of composite sandwich panels at temperatures as cold as -150°C. As damage increases with temperature decreasing, the next step of the project is to study the effect of those damages on the compression after impact behavior of the sandwich panels in order to evaluate their remaining mechanical integrity as a function of impact temperature. The results of the impact tests will also be used for the validation of numerical models.

Chapitre 5

Compression after impact behavior of carbon/epoxy composite sandwich panels with Nomex honeycomb core subjected to low velocity impacts at extreme cold temperatures – Article 3

Résumé

L'effet de la température d'impact sur le comportement en compression après impact de panneaux sandwiches en matériaux composites est étudié. Le panneau est formé de peaux faites de plis tissés en carbone-époxyde et d'une âme en nid d'abeilles de Nomex. Cinq conditions d'impact ont été étudiées à température pièce, -70°C et -150°C. Les essais de compression après impact sont tous effectués à température pièce afin d'isoler l'effet de la température durant l'impact sur le comportement en compression après impact. Les résultats des travaux montrent que bien que la température d'impact a un effet sur l'endommagement induit, cela se traduit par un effet minime sur la résistance résiduelle en compression. De plus, l'effet de la température d'impact sur la résistance résiduelle en compression est négligeable lorsqu'on le compare à la réduction de la résistance en compression entre un panneau intact et les panneaux les moins endommagés testés dans cette étude.

Abstract

The effect of temperature during impact on the compression after impact behavior of carbon/epoxy composite sandwich panels with Nomex honeycomb core is investigated. Impact tests were performed at room temperature, -70°C, and -150°C, while compression after impact tests on the damaged panels are performed at room temperature in order to isolate the effect of temperature during impact on the residual compressive strength and failure modes. Results show that there is

almost no effect of target temperature at impact on the residual compressive strength of the damaged panels, although target temperature affects the damage induced by impact loading. Moreover, the effect of impact temperature on the residual compressive strength is negligible when compared to the strength reduction between pristine panels and the panels with the least amount of damage tested in this study.

Keywords: Sandwich panel, failure mode, residual strength, low velocity impact, extreme environment.

5.1. Introduction

Carbon/epoxy composite sandwich panels with Nomex honeycomb core are considered for the fabrication of lunar exploration rovers. On the moon, rovers will be exposed to an extremely harsh environment. Some of the main areas of interest for lunar exploration, because of the presence of water, are permanent shadowed areas. Those areas are characterized by extreme cold temperatures lower than -200°C [1]. In order for rovers to explore those areas, they will have to sustain extreme cold temperatures for extended periods of time. Moreover, on the moon, rovers will have to work on a rugged terrain characterized by the presence of loose rocks and craters, with a limited knowledge of the real nature of the ground because of the presence of a thick layer of loose lunar dust. Impacts between a rover and its surroundings are therefore a real possibility and are likely to occur at extreme cold temperatures.

Composite structures are sensitive to out-of-plane loadings such as impacts. Impact loadings can be caused by tool drops during handling and manufacturing. They can also occur during takeoff or landing of aircraft, etc. The study of impact behavior of composite laminates and sandwich panels has therefore received considerable attention [2–5,7,8]. Temperature is amongst the various factors that influence the behavior under impact of composite structures. Temperature variations lead to the development of thermally induced stresses because of the high heterogeneity and anisotropy of composite structures. Moreover, the mechanical behavior of the constituents of composite materials is also influenced by temperature, especially the matrix behavior in the case of fiber reinforced plastic composites.

The effect of temperature on the behavior of composite sandwich panels under impact loading has until now received limited attention [12,38–41] in comparison to composite laminates. Salehi-Khojin et al. [40] studied the behavior of carbon/Kevlar sandwich panels with Kraft paper honeycomb core filled with polyurethane foam subjected to impact loadings from -50°C to 120°C.

They observed more damage and fiber breakage at -50°C. Elamin et al. [12] studied the behavior of woven carbon/epoxy sandwich panels with PVC foam core under impact loading from -70°C to room temperature. They also observed an increase in damage at cold temperatures. Amongst the studies on the effect of temperature on the impact behavior of composite sandwich panels, none has studied temperatures sufficiently low to be representative of space applications. In order to gain information on the behavior of carbon fiber composite structures in such cold environments, studies on carbon fiber composite laminates are available [9–11]. Those studies show that there is an increase of damage at cold temperatures when testing between room temperature and -150°C, and that the stacking sequence as well as the reinforcement architecture influence the effect of temperature on the impact behavior.

Low velocity impact damages are known to induce important strength reduction to composite sandwich panels [2]. Compression after impact tests are widely used to study the structural integrity of impacted composite sandwich panels [19-21,25,28,31,44,45,51–55,231,232]. In-plane compression behavior is indeed very sensitive to impact damage [2]. Residual compressive strength seems therefore a good metric to evaluate the effect of various impact conditions on the damage of composite structures. Flexural tests are also commonly used to study the post-impact behavior of composite sandwich panels [29,38,44,57]. Compression and flexural after impact tests have been used by many authors to evaluate the effect of temperature during impact on the damage induced to composite laminates and sandwich panels [38,40,90,91,98,102,103,106]. In most cases, the post-impact tests are done at room temperature, while in other cases post-impact tests are performed at various temperatures as well [42,93,233]. Other studies focus on the effect of temperature during the post-impact tests, while the impact tests are all performed at the same temperature [50].

Körberlin et al. [103] studied carbon/epoxy laminates subjected to impact loadings between room temperature and 80°C. They observed that temperature has a strong effect on the types of damage induced under impact loading. At room temperature, more delaminations were observed, while at 80°C, fiber breakage occurred. They observed an increase of residual compressive strength with temperature during impact increasing, an indication that delaminations play an important role on the residual compressive strength as that specific damage mode occurrence decreases with temperature increasing. Suvarna et al. [98] measured an increase in residual flexural strength with temperature during impact increasing from room temperature to 90°C for carbon fiber composite laminates. A decrease in the size of the damaged area caused by impact loading was measured for specimens tested at high temperature, which explains the increase of residual flexural strength for these specimens.

The results of the previous studies on composite laminates show that impact temperature has an effect on the residual compressive or flexural strength of composite laminates. Indeed, impact temperature has an effect on the damage induced by impact, which in turn affects the post-impact behavior. However, when looking at the effect of impact temperature on the post-impact behavior of composite sandwich panels, analyses are more complicated because of the major role plays by the core on the compressive behavior. Erickson et al. [38] studied the post-impact flexural behavior of woven glass fiber epoxy sandwich panels with cardboard honeycomb filled with foam impacted between -25°C and -75°C. They observed that while the absorbed energy was affected by temperature, the effect of temperature on the residual flexural strength was inconclusive. Salehi-Khojin et al. [40] studied the compression after impact behavior of various composite sandwich panels made with carbon fibers and Kevlar fibers impacted between -50°C and 120°C. In their study, the effect of temperature on the residual compressive strength of the impacted panels was dependent of the impact energy. For an impact energy of 15 J, the maximum residual strength was obtained for specimens impacted at cold temperature, while for impact energies of 25 J and 45 J, the maximum residual strength was obtained for specimens impacted at high temperature. The specimens with the minimum residual strength were never the ones impacted at the highest or the coolest temperature.

The work of Raju et al. [19] highlights the complex interaction between core and skin behaviors on the compression after impact behavior of sandwich panels. They studied the effect of core and skin thickness, skin composition, and impactor diameter on the impact and post-impact behavior of carbon and glass fiber sandwich panels with Nomex honeycomb core. Their work shows that, as a function of the panel damage, different failure modes are observed under compression after impact loading. Large planar core damage with respect to composite damage leads to buckling of the panel, whereas extensive composite damage with respect to core damage leads to crack propagation failure. Their results show that the damaged area provided a better indication of strength reduction than the residual depth of damage.

The complex behavior of composite sandwich panels under impact loading and compression after impact loading as well as the many composite sandwich panel types tested have led to experimental studies with opposite conclusions in the literature regarding the effect of many impact parameters and inconclusive results regarding the effect of impact temperature on the compression after impact behavior.

In this paper, the effect of extreme cold temperatures during impact on the compression after impact behavior of carbon/epoxy composite sandwich panels with Nomex honeycomb core is investigated. Impact tests were performed from room temperature to -150°C. Five impact conditions were studied, inducing damage from a barely visible impact damage to an almost complete panel perforation. The effect of impact temperature on the residual compressive strength and failure modes is studied. The level of damage induced at different temperatures and under various impact conditions is compared to the residual compressive strength.

5.2. Materials

The sandwich panel is made of woven carbon/epoxy composite skins and a Nomex honeycomb core and has the following stacking sequences: [(±45)/(0/90)/(0/90)/(±45)/core(L)/(±45)/(0/90)/(0/90)/(±45)]. The resin is a 977-2 epoxy. This particular epoxy resin has already been used for cryogenic applications [74,85,212]. The plain weave fabric is made with T300D 3K carbon fibers. The core has regular hexagonal cells of 4.76 mm and a density of 48 kg/m^3. The core is 12.7 mm thick and the total thickness of the panel is approximately 14.5 mm. The skins were cured separately. Then, they were assembled to the core with the 3M AF 191K epoxy film adhesive. The core ribbon direction (L) is aligned with the 0° fibers of the (0/90) plies (Figure 5-1).

Sandwich panels were cut with a diamond saw cooled with water. The final dimensions of the specimens are 102 mm x 152 mm (Figure 5-1).

5.3. Impact tests and damage characteristics

Different impact conditions were chosen in order to induce a wide variety of damage to the specimens. Two hemispherical impactors were used: one with a small diameter of 12.7 mm and one with a large diameter of 25.4 mm. All the impact tests were performed on a drop tower at an initial impact velocity of 1 m/s. Specimens were clamped on a steel support with an inner diameter of 76.2 mm. An anti-rebound system was used to prevent a second impact on the specimens. The hemispherical impactors were combined to a possibility of three masses: 5 kg, 10 kg, and 20 kg. For each impact conditions, five tests were performed at room temperature, -70°C, and -150°C. Prior to every test, specimens were dried in an oven to remove moisture.

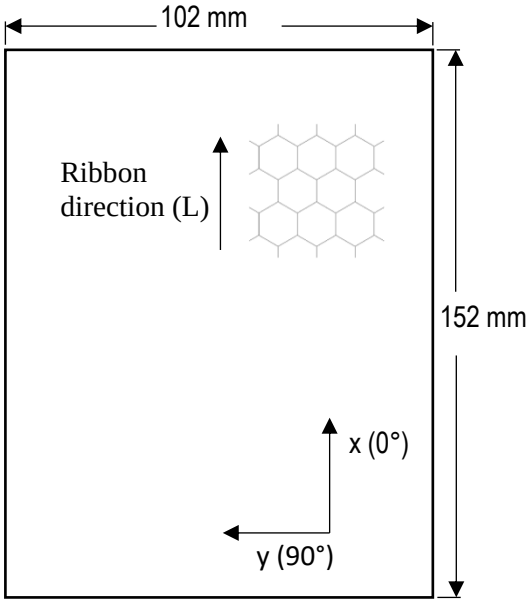


Figure 5-1. Sandwich panel specimen with dimensions and orientations.

Tables 5-1 and 5-2 present an overview of all the impact conditions for each impactor respectively. In the tables, impact conditions are described using three terms. The first term of the identifier used in the tables is the diameter of the impactor, the second term is the mass of the impactor and the third term refers to the test temperature in Celsius degree. The letter M refers to a negative temperature.

The impact damage was evaluated with different techniques: visual inspections, residual depth of indentation measurements, C-scan inspections and cross-section observations. A summary of the damage state is included in Tables 5-1 and 5-2 for all the impact conditions. When available, the average residual depth of indentation is recorded in the tables. A picture of the damaged cross section and the C-scan evaluation are also presented for each impact conditions.

There is an increase in residual depth of indentation for specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg mass from room temperature to -150°C. For specimens impacted with the 25.4 mm and the 5 kg and 10 kg masses, the depth of indentation is similar at room temperature and -70°C, and increases at -150°C. The combined evaluation of the residual depth of indentation, the cross section observations, and the C-scans shows that as a general rule, there is an increase of damage at cold temperature. This increase is more pronounced for specimens impacted with the 12.7 mm impactor. Moreover, for specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 10 kg

mass, damage on the back facesheet was detected for one specimen impacted at -70°C and for all the specimens impacted at -150°C.

The details and results of the impact tests and the damage induced at each temperature are presented in detail in another paper by the same research group [234].

Table 5-1. Damage characteristics of specimens impacted with the 12.7 mm impactor.

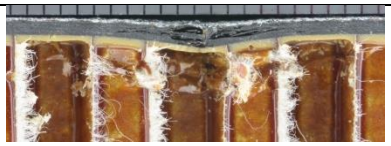
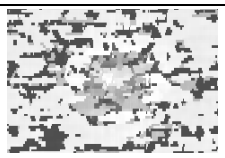
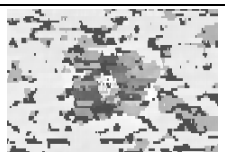
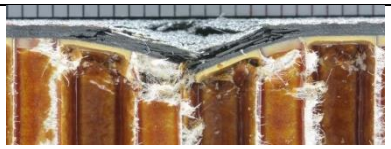
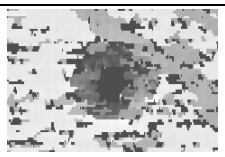
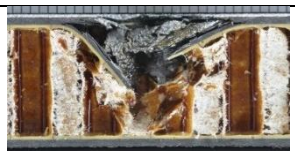
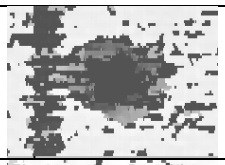
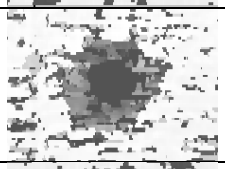
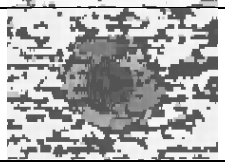
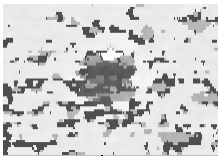
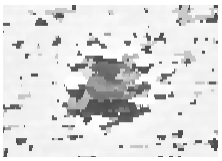
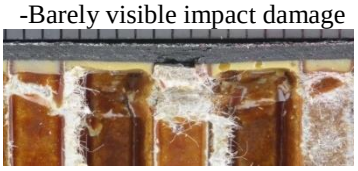
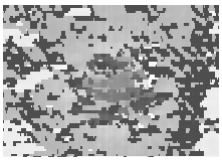
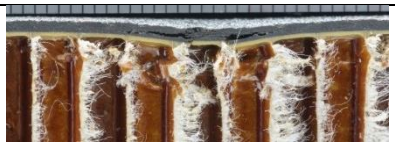
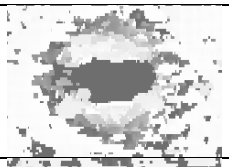
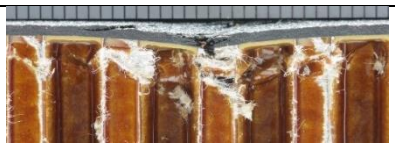
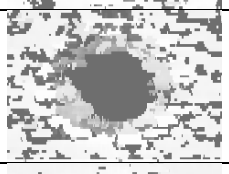
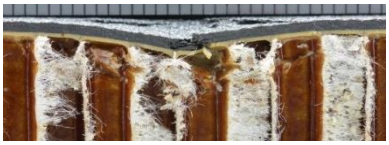
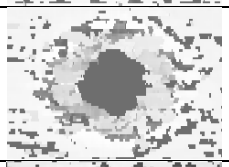
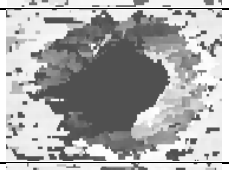
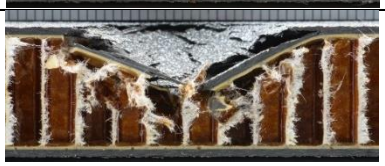
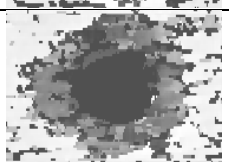
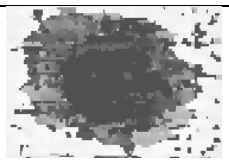
Impact condition (Impact energy)	**Depth of indentation (mm)**	**Visual damage evaluation**	**C-scan**
12.7-5kg-RT (2.5 J)	0.72		
12.7-5kg-M70 (2.5 J)	1.05		
12.7-5kg-M150 (2.5 J)	1.89		
12.7-10kg-RT (5 J)	NA		
12.7-10kg-M70 (5 J)	NA		
12.7-10kg-M150 (5 J)	NA		

Table 5-2. Damage characteristics of specimens impacted with the 25.4 mm impactor.

Impact condition (Impact energy)	Depth of indentation (mm)	Visual damage evaluation	C-scan
25.4-5kg-RT (2.5 J)	0.25	-Barely visible impact damage 	
25.4-5kg-M70 (2.5 J)	0.25	-Barely visible impact damage 	
25.4-5kg-M150 (2.5 J)	0.33	-Barely visible impact damage 	
25.4-10kg-RT (5 J)	1.18		
25.4-10kg-M70 (5 J)	1.23		
25.4-10kg-M150 (5 J)	1.92		
25.4-20kg-RT (10 J)	NA		
25.4-20kg-M70 (10 J)	NA		
25.4-20kg-M150 (10 J)	NA		

5.4. Compression after impact

5.4.1. Experimental set-up and methodology

Compression after impact tests were performed on a universal testing machine MTS Insight 100 SL using a fixture with similar characteristics as the one prescribed by the ASTM standard D7137 [58]. This standard was developed for compression after impact tests of composite laminates. The specimens are end loaded in the x- direction. The specimen top and bottom edges are restricted from rotation and out-of-plane displacement. Knife edges are positioned on both sides of the specimen on both longitudinal edges in order to prevent global buckling of the specimen under compression. The fixture used is presented in Figure 5-2.

Modifications had to be done to the specimens in order to perform the compression tests. Approximately 10 mm of core was removed from both ends of the specimen. An insert of high-density foam core combined with an epoxy paste was inserted to replace the honeycomb core. This step is necessary to prevent end crushing of the specimens. Aluminum tabs were bonded on both ends of the specimens on both sides to prevent failure of the specimens at the junction between the foam insert and the honeycomb core. Tabs were 76 mm by 25 mm and 1.6 mm thick. Tabs were bonded using epoxy Hysol 120 HP. Once those modifications were performed, both ends of the specimens were machined on a CNC machine to obtain parallel loading surfaces. Figure 5-3 presents a specimen ready for testing.

Four pristine specimens were tested in order to have reference values for the compressive strength and elastic modulus. For each impact condition and temperature, between three and four specimens were tested. Regardless of the impact temperature, compression after impact tests were performed at room temperature.

Compressive strength of the undamaged panels and residual compressive strength of the damaged panels were obtained using the following expression:

$$Compressive\ strength = \frac{F^{max}}{2\ w\ t_p} \qquad 5\text{-}1$$

where F^{max} is the maximum applied load, w is the width of the specimen, and t_p is the thickness of one composite skin. As the real skin thickness could not be measured, a ply thickness of 0.22 mm was used for the calculation of t_p.

For the pristine specimens, two strain gages were bonded on the middle of the specimens on opposite sides. For the damaged specimens, a minimum of two specimens for each impact condition and temperature were fully instrumented. Two strain gages were bonded on the corner of the instrumented specimens on opposite sides (Figure 5-3). The center of the gage section was positioned 25 mm away from the specimen longitudinal edge and 48 mm away from the bottom loading face. In addition to the strain gages, a 3D digital image correlation system was used to measure strains and displacements on the impacted facesheet of all the sandwich panel specimens with or without strain gages.

Tests were performed at a speed of 0.5 mm/min. For each specimen, a preload corresponding to approximately 10 percent of the ultimate load was applied to detect if there was important bending or misalignment either by using the strain gages or the 3D digital image correlation system. If there were problems with the loading, the specimen placement in the fixture was adjusted and the procedure was reinitiated.

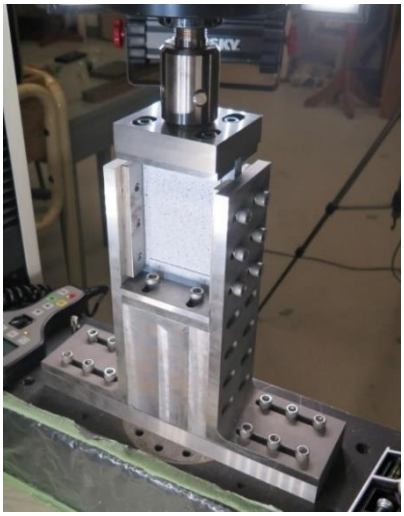


Figure 5-2. Compression after impact fixture.

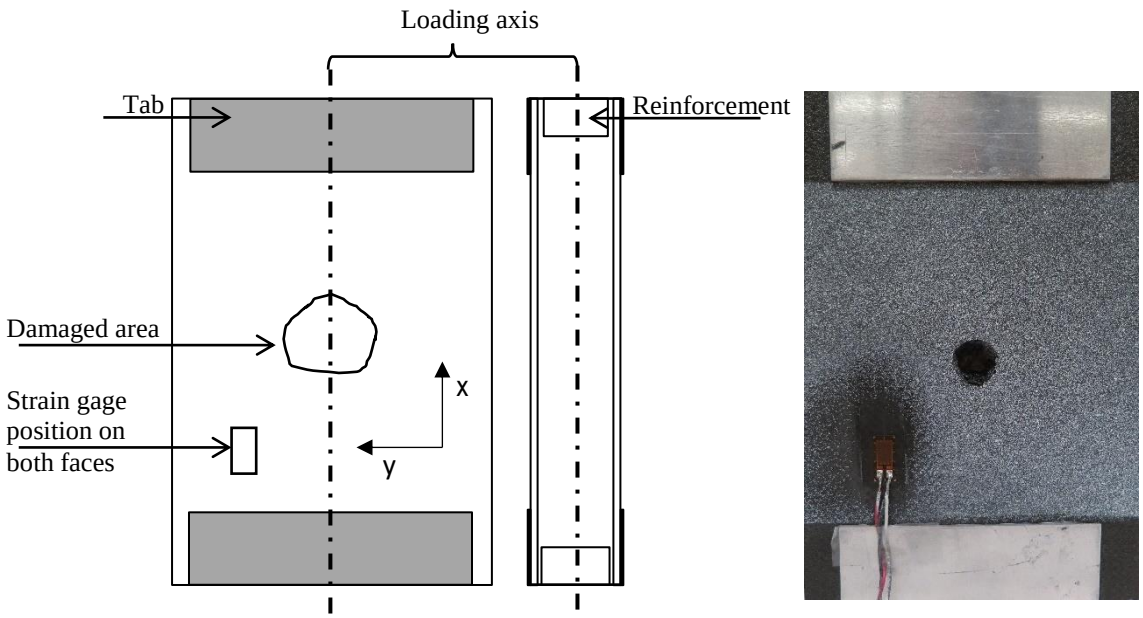


Figure 5-3. Compression after impact specimen.

5.4.2. Results

Panel behavior under compressive loading and failure modes

Three main failure modes were observed amongst all of the tested panels: local buckling (LB), crack propagation (CP) from the damaged area to the outer edges of the specimen, and a hybrid failure mode (H) with a combination of crack propagation and local buckling (Figure 5-4). The real internal fracture process associated with the crack propagation failure mode has not been assessed.

Table 5-3 presents a review of all the failure modes observed for all the impact conditions at each temperature. Pristine specimens were also tested. The pristine panels all failed by local buckling.

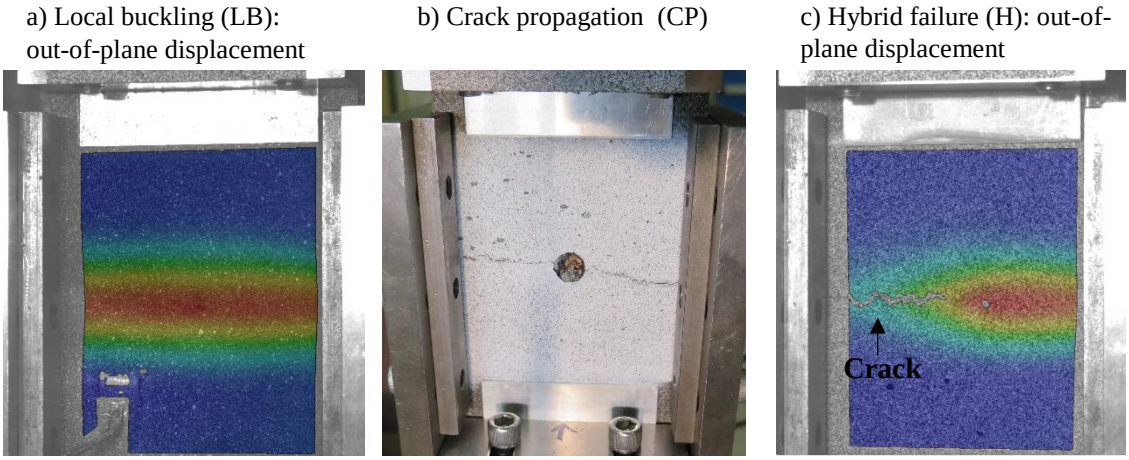


Figure 5-4. Failure modes observed for specimens under in-plane compression after impact.

Table 5-3. Failure modes observed for all the specimens.

		RT	-70°C	-150°C
Impactor	Mass			
12.7 mm	5 kg	2 (CP), 2(LB)	1(CP), 1(LB), 2(H)	4 (CP)
	10 kg	4(CP)	4(CP)	3(CP), 1(H)
25.4 mm	5 kg	4 (LB)	2(LB), 1(H)	4(LB)
	10 kg	3(LB), 1(H)	3(LB), 1(H)	2(LB), 1(H)
	20 kg	1(CP), 3(H)	2(CP), 2(H)	2(CP), 2(H)

12.7 mm impactor

For the 12.7 mm impactor with the 5 kg mass, all the failure modes were observed. At room temperature, half of the specimens failed by local buckling and the other half by crack propagation. At -70°C, all of the failure modes were observed. Finally, at -150°C, all the specimens failed by crack propagation. It seems that if the skin is sufficiently damaged with respect to the core, there is a failure mode shift from local buckling to crack propagation. This is underlined by the change in dominant failure mode at -150°C. Indeed at that temperature, the composite skin damage becomes very important (Table 5-1, 12.7-5kg-M150).

For the 12.7 mm-diameter impactor and the 10 kg mass, all the specimens failed by crack propagation from the damaged area to the outer edges of the specimen except from one, which failed by a hybrid failure mode. Specimens impacted at -150°C have damage on their back facesheet as well. In some cases, the presence of those damages led to local buckling of the back facesheet as well as crack propagation on the front facesheet. For this impact condition, core crushing is localized and there is delamination in the vicinity of the impact hole at all temperatures (Table 5-1, 12.7-10kg). Those two phenomena could explain that the specimens all failed by crack propagation.

The behavior of the damaged panels during compression loading was studied using a 3D image correlation system. For specimens impacted with the 12.7 mm impactor that failed by local buckling, the dent grows as the compressive load increases. The dent depth and area increase during the test until the core is unable to support the skin. Then, local buckling of the damaged facesheet occurs leading to the failure of the panel. Figure 5-5 presents the increase in out-of-plane displacement of the damaged facesheet in the middle of the damaged area along the y- direction for a specimen impacted at room temperature with the 12.7 mm impactor and the 5 kg mass that failed by local buckling.

For specimens that failed by crack propagation, there is variable growth of the damaged area. The growth is less pronounced than for the specimens that failed by local buckling. Figure 5-6 present

the increase in out-of-plane displacement for a specimen impacted at -150°C using the 12.7 mm impactor and the 5 kg mass that failed by crack propagation.

For the specimen impacted with the 12.7 mm impactor and the 10 kg mass (Figure 5-7), there is no major growth of the residual dent before crack propagation. For those specimens, the top skin is completely perforated and the core beneath is heavily crushed locally.

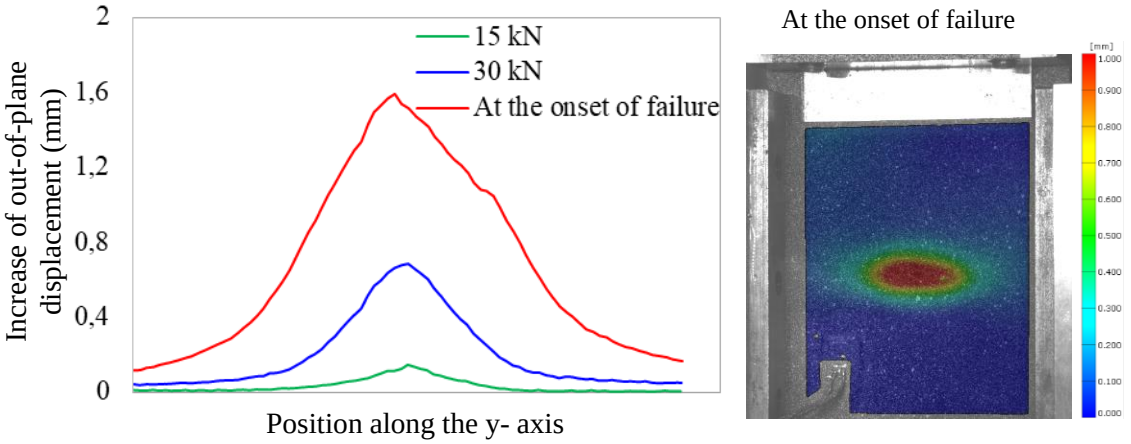


Figure 5-5. Increase of the out-of-plane displacement during compression after impact loading for a specimen impacted with the 12.7 mm and 5 kg mass at room temperature that failed by local buckling.

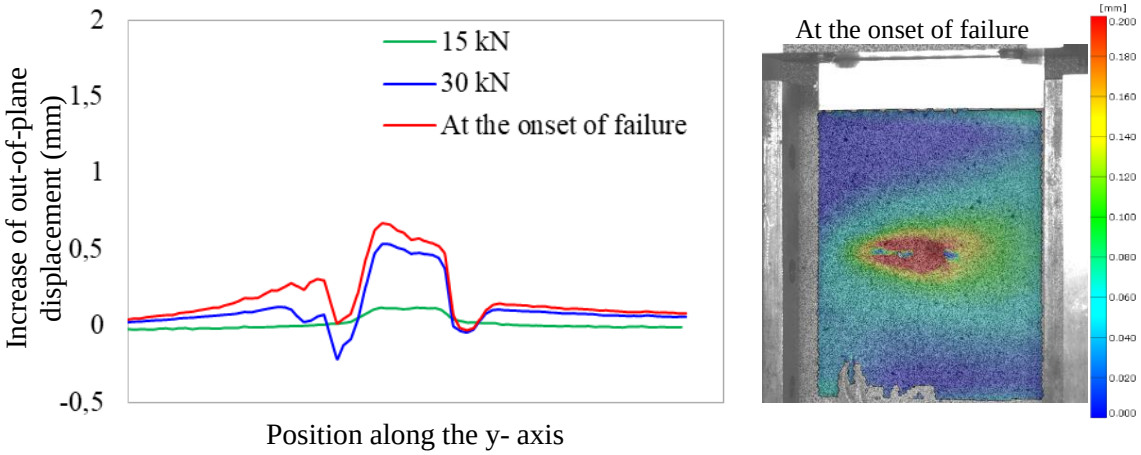


Figure 5-6. Increase of the out-of-plane displacement during compression after impact loading for a specimen impacted with the 12.7 mm and the 5 kg mass at -150°C.

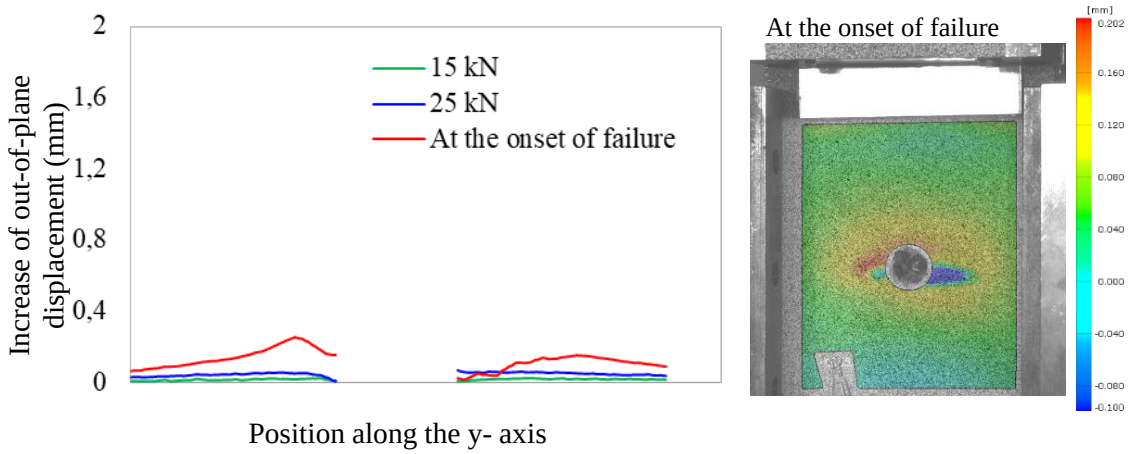


Figure 5-7. Increase of the out-of-plane displacement during compression after impact loading for a specimen impacted with the 12.7 mm and the 10 kg mass at room temperature

25.4 mm Impactor

For the 25.4 mm-diameter impactor with the 5 kg mass, all the specimens failed by local buckling except for one at -70°C, which failed by a hybrid failure. For the specimens impacted with the 10 kg mass, most specimens failed by local buckling at all three temperatures. The others failed by a hybrid failure mode. Figure 5-8 presents the increase of out-of-plane displacement at different compressive loads for a specimen impacted with the 5 kg mass and the 25.4 mm impactor at room temperature. There is an increase in the core indentation with the load increasing leading to local buckling. Those observations also apply to specimens impacted at -70°C and -150°C and to specimens impacted with the 10 kg mass and the 25.4 mm impactor at all three temperatures.

Finally, for the specimens impacted with the 20 kg mass, two types of failure were observed: crack propagation from the damaged area to the outer edges of the specimen or a crack propagation from the damaged area to one of the outer edges of the specimen and a local buckling on the other side of the damaged area, or a combination of local buckling and crack propagation on the other side of the damaged area.

For specimens impacted with the 25.4 mm impactor, core crushing is very extensive (Table 5-2). It covers a more important area than the damage in the impacted composite facesheet. It explains that local buckling is the predominant failure mode observed for specimens impacted with the 5 kg and 10 kg masses. However, for specimens impacted with the 20 kg mass, damage to the composite is also very extensive (Table 5-2, 25.4-20kg). It explains that for those specimens crack propagation is the main failure mode.

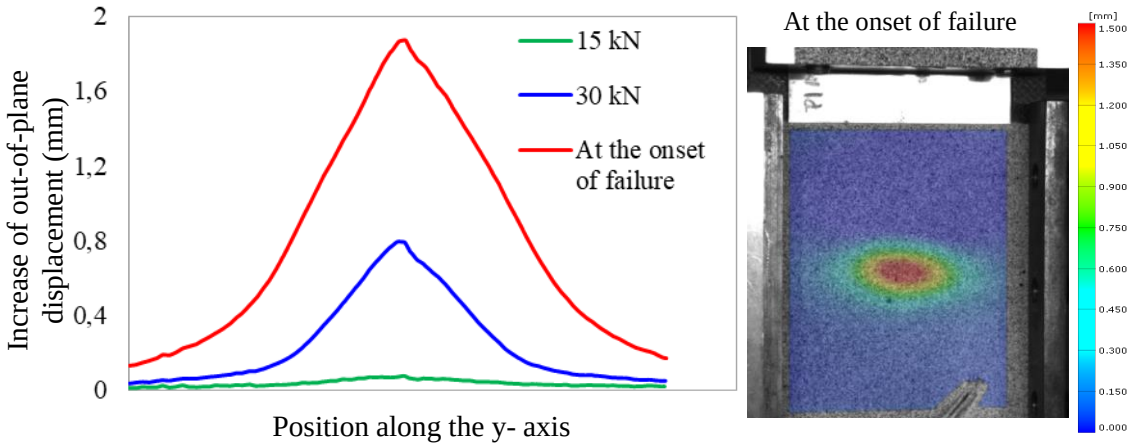


Figure 5-8. Increase of the out-of-plane displacement during compression after impact loading for a specimen impacted with the 25.4 mm impactor and the 5 kg mass at room temperature.

Residual compressive strength

12.7 mm impactor

Figure 5-9 presents the residual normalized compression after impact strength as a function of impact temperature for specimens impacted with the 12.7 mm-diameter impactor. The average value of the compressive strength for the pristine panels used to normalize the residual compressive strength is presented in Table 5-4. The average value and the standard deviation of compression after impact strengths for all the impact conditions are recorded in Table 5-5. For specimens impacted with the 5 kg mass, the normalized strength is similar at room temperature and -70°C, and decreases at -150°C. Results show that specimens that failed by local buckling have a higher normalized compression after impact strength than the others. It means that for specimens that failed by crack propagation, cracks propagate and lead to critical failure, before the core fails to support the skin from buckling. There is an important dispersion in the normalized residual compressive strength results. This is caused by the various failure modes observed both at room temperature and -70°C.

The normalized compression after impact strength of specimens impacted with the 12.7 mm impactor using the 10 kg mass is almost the same for all the temperatures. For all of those specimens, the front facesheet is completely perforated. Although, at -150°C, there is also damage on the back facesheet of the specimen, it seems that specimen failure is governed by the failure of the front facesheet. It explains that the compression after impact strength remains unchanged. Moreover, the C-scan inspections of the front facesheet show similar damaged areas around the

hole created by the impactor for all the tested temperatures (Table 5-1, 12.7-10kg). It supports the hypothesis that the failure of the specimens is governed by the front facesheet damage.

The normalized compressive strength is lower for specimens impacted with the 10 kg mass than with the 5 kg mass. It was anticipated since impact loadings with the 10 kg mass produced important damages (Table 5-1, 12.7-10kg).

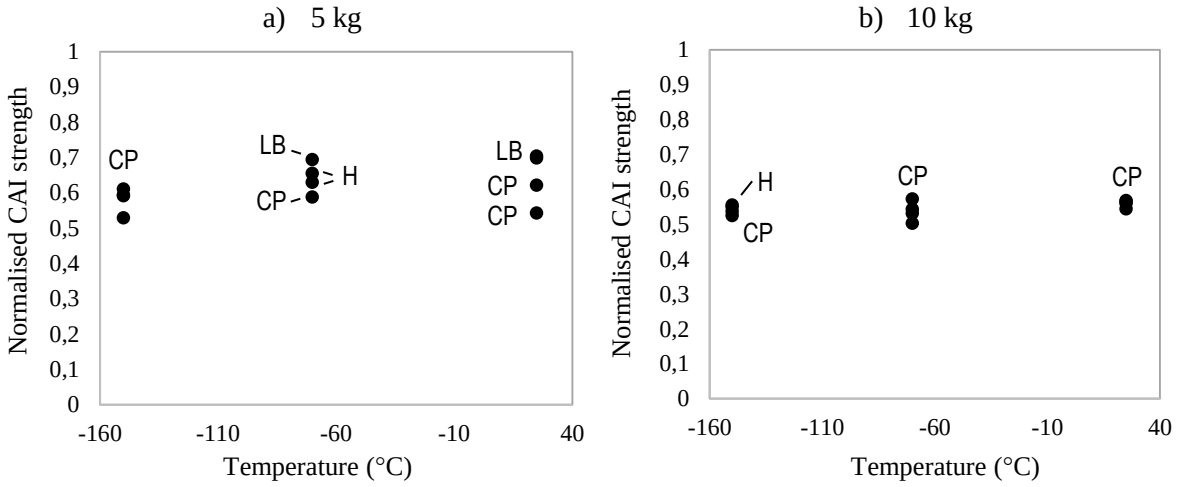


Figure 5-9. Normalized residual compressive strength as a function of impact temperature for specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg and 10 kg masses.

Table 5-4. Residual compressive strength of the pristine panels in MPa.

	Average	Standard deviation
Pristine	301	8

Table 5-5. Residual compressive strength of the damaged panels in MPa.

Impact temperature		RT		-70°C		-150°C	
Impactor	Mass	Average	Standard deviation	Average	Standard deviation	Average	Standard deviation
12.7 mm	5 kg	193	23	193	13	175	11
	10 kg	168	3	161	9	163	4
25.4 mm	5 kg	206	1	192	5	195	4
	10 kg	171	8	168	3	160	6
	20 kg	144	8	140	5	138	11

25.4 mm impactor

The normalized residual compression after impact strength as a function of impact temperature of all of the specimens impacted with the 25.4 mm impactor is presented in Figure 5-10. The average value and the standard deviation of compression after impact strengths are also recorded in Table 5-5. For the specimens impacted with the 5 kg mass, the compression after impact strength decreases

from room temperature to -70°C, and is similar at -70°C and -150°C. With the 10 kg mass, the compression after impact strength is similar at room temperature and -70°C, and slightly decreases at -150°C. However the decrease is in the order of the standard deviation. For the 20 kg mass, the impact temperature has no major effect on the compression after impact strength.

For specimens impacted with the 25.4 mm impactor, for each impact condition, temperature has no effect on the failure modes, which translates to minor changes in the residual compressive strength. Core damage plays an important role for specimens that failed by local buckling, which is the case of the specimens impacted with the 5 kg and 10 kg masses. For those two impact conditions, the damage sustained by the core is probably too similar at all three temperatures tested to induce major changes to the residual compressive strength. Thus, only limited effects of impact temperature were observed.

For specimens impacted with the 20 kg mass, crack propagation is the main failure mode, a result of the extensive composite damage. For those specimens, there is globally more damage induced when impacted at -150°C, although the damaged areas detected with the C-scan inspections are very similar at all temperatures (Table 5-2, 25.4-20kg). It could explain that the residual compressive strength is not affected by impact temperature.

As the mass of the impactor increases from 5 kg to 20 kg, which corresponds to an impact energy increasing from 2.5 J to 10 J, the compressive strength diminishes. Again, this was expected since impact damages increase with the mass of the impactor. When compared to the effect of varying the mass, the effect of impact temperature becomes almost insignificant.

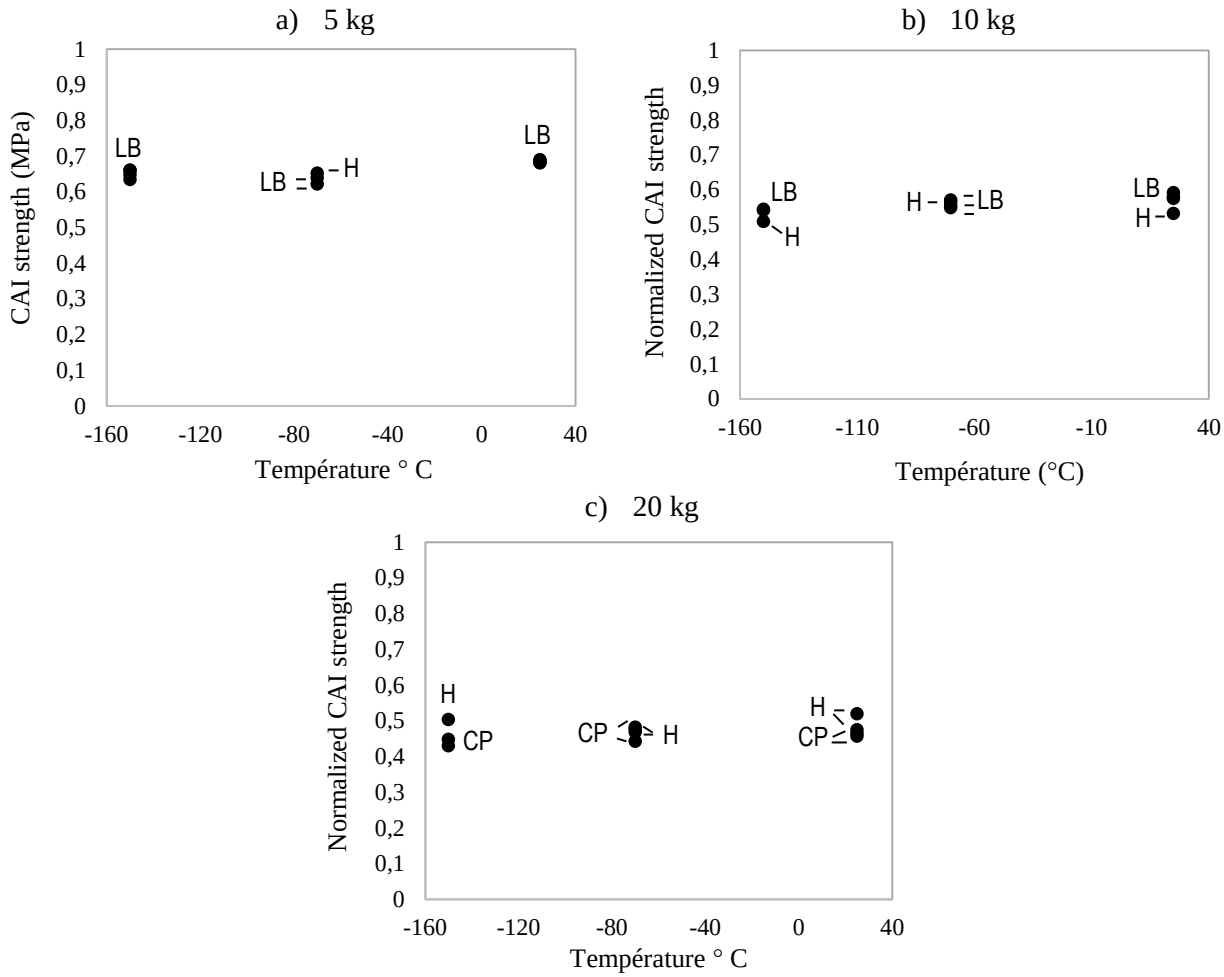


Figure 5-10. Normalized residual compressive strength as a function of impact temperature for specimens impacted with the 25.4 mm impactor and the 5 kg, 10 kg, and 20 kg masses.

5.5. Discussion

Results of the compression after impact tests show that damage has an influence on the residual compressive strength of the panels. The panels impacted with the 20 kg mass are the ones with the largest extent of damage. They also have the higher strength reduction amongst all of the impact conditions. Moreover, as the mass of the impactor increases from 5 kg to 20 kg, which corresponds to a change of impact energy from 2.5 J to 10 J, the residual compressive strength diminishes for both impactors used. It shows that for the sandwich panel studied, impact energy influences the damage induced to the specimens and thus the residual compressive strength.

The extent of damage also has an effect on the failure modes under compression after impact loading. Three different failure modes were observed: crack propagation, local buckling, and a combination of both (hybrid failure). The amount of core damage with respect to composite damage

has an important influence on the failure modes. Indeed, for specimens with extensive core crushing with respect to composite damage, local buckling is the main failure mode. That was observed for specimens impacted with the 24.5 mm impactor and the 5 and 10 kg masses. For specimens with extensive composite damage with respect to core damage, crack propagation is the preferential failure mode.

For two impact conditions (12.7-10kg, 25.4-20kg), specimens failed mostly by crack propagation at all impact temperatures. In both cases, the residual compressive strength was not affected by temperature. For those two impact conditions, even if temperature had an effect on the overall damage state of the specimens, the planar damaged area observed with the C-scan inspections remained almost unchanged. This observation seems to confirm previous results in the literature regarding the effect of the damaged area on the residual compressive strength of sandwich panels [19].

Besides, the study highlights the detrimental effect of barely visible impact damage on the compression after impact strength. Indeed, an average strength reduction of nearly 32 % from pristine panels to panels impacted with the 25.4 mm impactor and the 5 kg mass at room temperature was measured. For those panels, the residual depth of indentation is well below the detection threshold [20] and the damage is considered barely visible for all the impact temperatures. Overall, the effect of impact temperature, regardless of the impact conditions, on the residual compressive strength is negligible when compared to the initial strength reduction caused by barely visible impact damage. The effect of impact temperature is also negligible in comparison with the effect of impact energy.

The results of the experimentation contribute to demonstrating the complexity of the post-impact behavior of sandwich panels caused by the interaction between core and composite damage. It also underlines the necessity of combining compression after impact tests with a complete damage evaluation of the specimens tested in order to better understand the effect of various impact parameters on the residual compressive behavior. Indeed, even if limited effects of impact temperature on the residual compressive strength were observed, for specimens impacted with the 12.7 mm impactor and the 5 kg mass, impact temperature influences the failure mode because of the important increase of composite damage at cold temperatures (Table 5-1, 12.7-5kg).

5.6. Conclusion

The compression after impact behavior of carbon epoxy composite sandwich panels with Nomex honeycomb core impacted at room temperature, -70°C, and -150°C was studied. A total of five different mass and impactor size combinations were used for impact testing in order to study the effect of impact temperature on the compression after impact behavior of specimens with various damage types and sizes.

The results of the impact tests and compression after impact tests show that more damage is induced at -150°C in comparison to room temperature. However, this does not overly influence the compression after impact behavior. Indeed, the effect of impact temperature on the residual compressive strength is negligible when compared to the initial strength reduction caused by barely visible impact damage.

As for the use of composite panels for the fabrication of lunar exploration rovers, although impact temperature does not overly affect the residual compressive strength of the panel, impact damages even barely visible lead to an important strength reduction that need to be taken into consideration. Moreover, as the rover will have to continue its works under extreme cold conditions, the next step would be to consider the effect of cold temperatures on the compressive behavior of the damaged panel.

Chapitre 6

Modélisation du matériau composite

6.1. Introduction

Ce chapitre est dédié au développement d'un modèle de comportement pour la simulation du comportement mécanique de matériaux composites par la méthode des éléments finis. Le développement du modèle s'effectue dans l'objectif de reproduire le comportement dans le plan et le comportement à l'impact d'un matériau composite fait de plis tissés à température pièce, -70°C et -150°C. Le modèle développé n'est pas un modèle thermomécanique, mais plutôt un modèle mécanique qui permet, dans le cas où les propriétés du matériau sont connues à une température donnée, de simuler le comportement du matériau à cette température pour différents types de chargements mécaniques. Dans le cadre de cette thèse, le développement est axé sur le comportement à température froide étudié dans les précédents chapitres. De plus, l'objectif ici n'est pas de développer un tout nouveau modèle de comportement pour le composite, mais bien d'utiliser les récents développements sur le sujet pour développer un modèle qui bien qu'unique emprunte des éléments provenant d'autres modèles. L'originalité du travail réside donc dans deux aspects : l'assemblage des différents éléments du modèle ensemble, et l'application du modèle à basse température. De plus, le modèle de comportement est développé dans l'objectif de reproduire le comportement mécanique à basse température en utilisant le plus possible des propriétés obtenues expérimentalement. Concrètement, cela veut dire que certains aspects du modèle de comportement ont été retenus pour leur simplicité, bien que pour représenter certains phénomènes propres aux composites des modèles de comportement plus complexes, mais aussi plus réalistes, sont disponibles dans la littérature.

La première section de ce chapitre est consacrée au développement du modèle de comportement du matériau composite à l'échelle du pli. Il est implanté dans Abaqus/Explicit avec une sous-routine Vumat.

La détermination des différentes propriétés du modèle à température pièce et à basse température est présentée en détail dans ce chapitre. Les propriétés utilisées proviennent en grande partie des essais de caractérisation en traction, en compression et en cisaillement présentés au Chapitre 3. Afin d'obtenir certaines des propriétés nécessaires au modèle de cisaillement dans le plan 1-2, des essais supplémentaires de cisaillement cyclique dans le plan 1-2 ont été réalisés à température pièce, -70°C et -150°C. Ils sont présentés dans ce chapitre.

Finalement, le modèle de comportement mécanique du matériau composite est validé avec les résultats expérimentaux des essais de traction, de compression et de cisaillement présentés au Chapitre 3.

6.2. Développement du modèle de comportement mécanique pour un pli tissé

6.2.1. Échelle de modélisation

Le modèle est basé sur l'échelle de modélisation mésoscopique telle que proposée par Ladevèze [122] et Ladevèze et Le Dantec [123]. L'échelle mésoscopique repose sur les hypothèses que le pli est homogène et que l'endommagement est constant à travers l'épaisseur du pli [122]. Cette échelle de modélisation a été reprise dans le développement de plusieurs modèles spécifiques aux plis tissés en matériaux composites [39,124,125,127,128,134–138,140,141,156].

6.2.2. Hypothèses et lignes directrices pour le développement du modèle de comportement mécanique

Le modèle de comportement développé pour le matériau composite est basé sur les hypothèses et les grandes lignes directrices suivantes :

- L'endommagement en compression est indépendant de l'endommagement en traction et vice versa dans les directions chaîne et trame. Cette seconde hypothèse est basée sur le principe que les endommagements associés à la traction, tels que le développement de microfissures, n'affecteront pas le comportement en compression. En effet, la compression a plutôt tendance à fermer ces fissures. On suppose ainsi que les variables d'endommagement en traction et en compression évoluent indépendamment l'une de l'autre.

- L’endommagement ne peut qu’augmenter ou rester constant. Cette hypothèse stipule que le matériau ne peut se réparer et qu’ainsi l’endommagement en traction, en compression et en cisaillement ne peut qu’augmenter ou rester constant, peu importe le chargement appliqué.

- Dans le plan 1-2, on considère cinq modes de rupture: la rupture des fibres en traction dans les directions chaîne et trame, la rupture des fibres en compression dans les directions chaîne et trame et la rupture en cisaillement.

- Le critère de la déformation maximale est utilisé pour prédire l’initiation de la rupture dans le plan 1-2 selon les cinq modes de rupture considérés.

- Une fois la rupture détectée, un adoucissement linéaire permet de ramener la contrainte à une valeur proche de zéro dans l’élément.

- L’endommagement et les non-linéarités associés au cisaillement sont seulement pris en compte pour le comportement en cisaillement dans le plan 1-2. On néglige l’effet de ces phénomènes sur le comportement en cisaillement dans les plans 2-3 et 1-3.

- Les déformations inélastiques en cisaillement dans le plan 1-2 sont prises en compte en utilisant un modèle de plasticité basé sur un écoulement plastique associatif et l’utilisation d’une loi d’écrouissage en puissance.

- Un critère quadratique combiné à la dégradation des propriétés mécaniques hors-plan est utilisé pour prédire et prendre en compte la délamination.

6.2.3. Relation d’élasticité

À l’échelle du pli, le matériau a un comportement orthotrope caractérisé par neuf propriétés élastiques. Trois variables d’endommagement sont utilisées pour prendre en compte la rupture dans les directions chaîne et trame et l’endommagement et la rupture en cisaillement. Les deux premières variables d’endommagement sont associées à la direction chaîne (d_{11}) et la direction trame (d_{22}). La troisième variable d’endommagement est associée au comportement en cisaillement dans le plan 1-2 (d_{12}). En cisaillement dans le plan 1-2, le modèle inclut aussi de la plasticité empruntée aux métaux pour tenir compte des déformations inélastiques propres à ce chargement. La densité d’énergie de déformation mécanique est donnée par l’expression suivante :

$$W_D = \frac{1}{2}\left(\frac{\langle\sigma_{11}^2\rangle_+}{E_1\left(1-{d_{11}}^+\right)} + \frac{\langle\sigma_{11}^2\rangle_-}{E_1(1-{d_{11}}^-)} - 2\frac{v_{12}}{E_1}\sigma_{11}\sigma_{22} - 2\frac{v_{13}}{E_1}\sigma_{11}\sigma_{33} + \frac{\langle\sigma_{22}^2\rangle_+}{E_2\left(1-{d_{22}}^+\right)} + \frac{\langle\sigma_{22}^2\rangle_-}{E_2(1-{d_{22}}^-)} - 2\frac{v_{23}}{E_2}\sigma_{33}\sigma_{22} + \frac{\sigma_{33}^2}{E_3} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}(1-d_{12})} + \frac{\sigma_{13}^2}{G_{13}} + \frac{\sigma_{23}^2}{G_{23}}\right) \quad 6\text{-}1$$

Elle permet d'obtenir les relations entre les contraintes et les déformations selon les expressions suivantes :

$$\varepsilon_{ii} = \frac{\partial W_D}{\partial \sigma_{ii}} \quad 6\text{-}2$$

$$2\varepsilon_{ij} = \frac{\partial W_D}{\partial \sigma_{ij}} \quad 6\text{-}3$$

Les relations d'élasticité s'expriment donc ainsi :

$$\begin{Bmatrix}\varepsilon_{11}\\ \varepsilon_{22}\\ \varepsilon_{33}\end{Bmatrix} = \begin{bmatrix}\frac{1}{E_1(1-d_{11})} & \frac{-v_{12}}{E_1} & \frac{-v_{13}}{E_1}\\ \frac{-v_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2(1-d_{22})} & \frac{-v_{23}}{E_2}\\ \frac{-v_{31}}{E_3} & \frac{-v_{32}}{E_3} & \frac{1}{E_3}\end{bmatrix}\begin{Bmatrix}\sigma_{11}\\ \sigma_{22}\\ \sigma_{33}\end{Bmatrix}$$

$$\begin{Bmatrix}{2\varepsilon_{12}}^e\\ 2\varepsilon_{23}\\ 2\varepsilon_{31}\end{Bmatrix} = \begin{bmatrix}\frac{1}{G_{12}(1-d_{12})} & 0 & 0\\ 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0\\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{31}}\end{bmatrix}\begin{Bmatrix}\sigma_{12}\\ \sigma_{23}\\ \sigma_{31}\end{Bmatrix} \quad 6\text{-}4$$

Tel que déjà mentionné, uniquement trois variables d'endommagement sont incluses au modèle : d_{11}, d_{22} et d_{12}. C'est pourquoi les variables d_{33}, d_{13} et d_{23} n'apparaissent ni dans l'expression de la densité d'énergie de déformation mécanique (eq. 6-1) ni dans les relations d'élasticité qui en découlent (eq. 6-4).

6.2.4. Endommagement dans les directions chaîne et trame

Initiation de l'endommagement

Les essais de traction expérimentaux effectués dans les directions chaîne et trame (Chapitre 3) montrent que le comportement en traction est linéaire élastique jusqu'à la rupture de l'éprouvette et ce à toutes les températures testées. Dans tous les cas étudiés, la rupture est fragile. Pour faire suite à ces observations, le modèle suppose que les variables d'endommagement dans les directions chaîne et trame n'ont pas d'influence sur le comportement avant l'initiation de la rupture. Dans ces deux directions, l'initiation de la rupture est prédite à l'aide du critère de la déformation maximale et l'évolution de la variable d'endommagement permet de qualifier le comportement post-rupture.

Évolution de l'endommagement

La variable d'endommagement peut prendre une valeur entre 0 et 1. Une valeur de 0 correspond à un matériau intact, alors qu'une valeur de 1 correspond à un matériau complètement endommagé. La variable prend une valeur de 0 jusqu'à la déformation à la rupture. Ensuite, l'évolution de la variable d'endommagement est définie de façon à obtenir un adoucissement linéaire. Lorsque la variable d'endommagement prend une valeur de 1, la contrainte dans la direction chaîne ou trame dans l'élément est nulle et la déformation a atteint sa valeur ultime (ε_{ii}^{ult}). Le comportement en traction pour un élément dans la direction chaîne ou trame est présenté à la Figure 6-1.

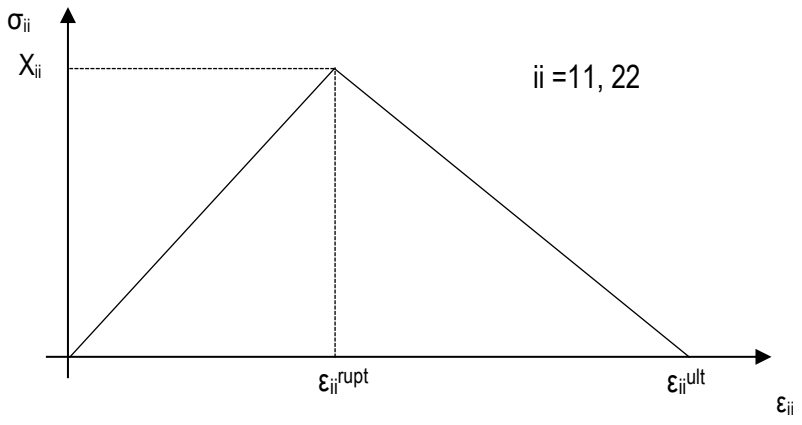


Figure 6-1. Relation contrainte-déformation en traction pour un élément dans les directions chaîne et trame.

Ici, un adoucissement linéaire a été retenu pour ramener la contrainte dans l'élément à 0. Cette approche se retrouve dans plusieurs travaux disponibles dans la littérature [132,140,152,235,236], bien que d'autres formes d'adoucissement existent. Parmi celles-ci, notons un adoucissement suivant une forme exponentielle décroissante [150,153,237] ou bien un adoucissement défini par une fonction bilinéaire [238].

L'évolution de la variable d'endommagement, afin d'avoir un adoucissement linéaire après initiation de la rupture prédite par le critère de la déformation maximale, est donnée par la relation suivante :

$$d_{ii} = \begin{cases} \varepsilon_{ii} < \varepsilon_{ii}^{rupt}, & 0 \\ \varepsilon_{ii} \geq \varepsilon_{ii}^{rupt} \; et \; d_{ii} < d_{ii}^{max}, & \dfrac{\varepsilon_{ii}^{ult}}{\varepsilon_{ii}^{ult} - \varepsilon_{ii}^{rupt}}\left(1 - \dfrac{\varepsilon_{ii}^{rupt}}{\varepsilon_{ii}}\right) \\ d_{ii} \geq d_{ii}^{max}, & d_{ii}^{max} \end{cases}, \quad (ii = 11, 22) \qquad 6\text{-}5$$

où ε_{ii}^{rupt} correspond à la déformation à la rupture selon le critère de la déformation maximale et définit l'initiation de la rupture. ε_{ii}^{ult} correspond à la déformation ultime atteinte à la fin du processus d'adoucissement. Elle est associée à une variable d'endommagement qui prend une valeur unitaire. Toutefois, la variable d'endommagement n'atteint jamais la valeur unitaire. Une valeur de variable d'endommagement maximale est définie pour éviter d'avoir un élément sans rigidité dans une direction donnée.

La déformation ultime (ε_{ii}^{ult}) est fonction du taux de restitution d'énergie critique et d'un paramètre géométrique de l'élément : la longueur caractéristique (l_c). Cette approche de modélisation est basée sur la théorie des bandes de Bažant et Oh [147]. Cette théorie suppose que la zone de rupture est représentée par une zone finie correspondant à la largeur d'un élément. Elle permet, par l'introduction de la longueur critique, de conserver la même énergie dissipée à la rupture peu importe la taille des éléments. On peut ainsi s'affranchir en partie des phénomènes de dépendance à la taille du maillage. Une dépendance directionnelle peut tout de même persister [161]. L'équation suivante permet de calculer la déformation maximale :

$$\varepsilon_{ii}^{ult} = \frac{2G_c^{ii}}{X_{ii} l_c}, \quad (ii = 11, 22) \qquad 6\text{-}6$$

où G_c^{ii} est le taux de restitution d'énergie critique. Il correspond à l'énergie surfacique dissipée lors du processus d'endommagement menant à la rupture. C'est une propriété qui s'obtient expérimentalement [239–243]. X_{ii} correspond à la contrainte à la rupture.

Puisqu'on considère un comportement linéaire élastique jusqu'à la rupture de l'éprouvette, l'équation 6-6 peut se réécrire de la manière suivante :

$$\varepsilon_{ii}^{ult} = \frac{2G_c^{ii}}{E_i \varepsilon_{ii}^{rupt} l_c}, \quad (ii = 11, 22) \qquad 6\text{-}7$$

Dans leurs travaux, Bažant et Oh [147] propose l'expression suivante pour calculer la longueur caractéristique d'un élément carré:

$$l_c = \frac{\sqrt{A_e}}{\cos \alpha} \qquad 6\text{-}8$$

où α est l'angle entre la ligne qui définit l'orientation de l'élément et l'orientation de la fissure causant l'endommagement. A_e correspond à l'aire associée à un élément dans le plan de propagation de la fissure. Cette expression s'avère pratique lorsque l'orientation de la fissure est connue. Maimì et al. [153] proposent d'utiliser une expression qui permet d'obtenir la longueur caractéristique moyenne pour un élément carré lorsque l'orientation de la fissure est inconnue :

$$l_c = 1.12\sqrt{A_e} \qquad 6\text{-}9$$

Ici, la longueur caractéristique est définie comme suit :

$$l_c = \sqrt{A_e} \qquad 6\text{-}10$$

Cette longueur a été utilisée dans d'autres modèles tels que celui de Lapczyk et Hurtado [152] et celui de Wang et al. [151]. Elle correspond à la longueur caractéristique telle que définie par Bažant et Oh [147] lorsque la fissure se propage dans l'une des deux directions principales d'un élément carré.

Cette approche de modélisation limite la taille supérieure de l'élément puisque la déformation ultime doit être plus grande que la déformation à l'initiation de la rupture ($\varepsilon_{ii}^{rupt)}$. La longueur caractéristique maximale est donnée par l'expression suivante :

$$l_c < \frac{2G_C^{ii}}{X_{ii}\varepsilon_{ii}^{rupt}} \qquad 6\text{-}11$$

Distinction entre la traction et la compression dans les directions chaîne et trame

L'analyse des courbes contrainte-déformation expérimentales en compression dans les directions chaîne et trame (Chapitre 3) montre que le comportement en compression est caractérisé par la présence de non-linéarités précédant la rupture de l'éprouvette. Ces non-linéarités ne sont pas prises en compte dans le développement du modèle en compression.

Dans une direction donnée, les variables d'endommagement en traction et en compression évoluent de façon indépendante. Deux variables d'endommagement d_{ii} sont définies dans chacune des

directions ($d_{ii}^{+,-}$). Le module d'élasticité est toutefois le même en traction et en compression. Par défaut, on considère un comportement en traction. Si dans une direction donnée (ii= 11 ou 22) la déformation élastique ε_{ii} devient négative, la variable d'endommagement en compression est activée. La variable d'endommagement en traction n'affecte pas le module d'élasticité lorsque le chargement est en compression et vice versa. Le comportement en traction et en compression dans les directions chaîne et trame est illustré à la Figure 6-2.

L'évolution de la variable d'endommagement en traction et en compression est basée sur le même modèle. Seules les valeurs des propriétés définissant l'initiation de la rupture et l'évolution de la variable d'endommagement vont varier en fonction du chargement.

Si une des deux variables d'endommagement dans une direction donnée (d_{ii}^{+}, d_{ii}^{-}) atteint la valeur d'endommagement maximale d_{ii}^{max} en traction ou en compression, alors l'autre variable associée à la même direction prend aussi la valeur maximale. On suppose ainsi que si dans une direction donnée, il y a rupture complète, il y a perte de rigidité en traction et en compression. La Figure 6-3 présente le schéma d'intégration du comportement dans les directions chaîne et trame dans la sous-routine Vumat.

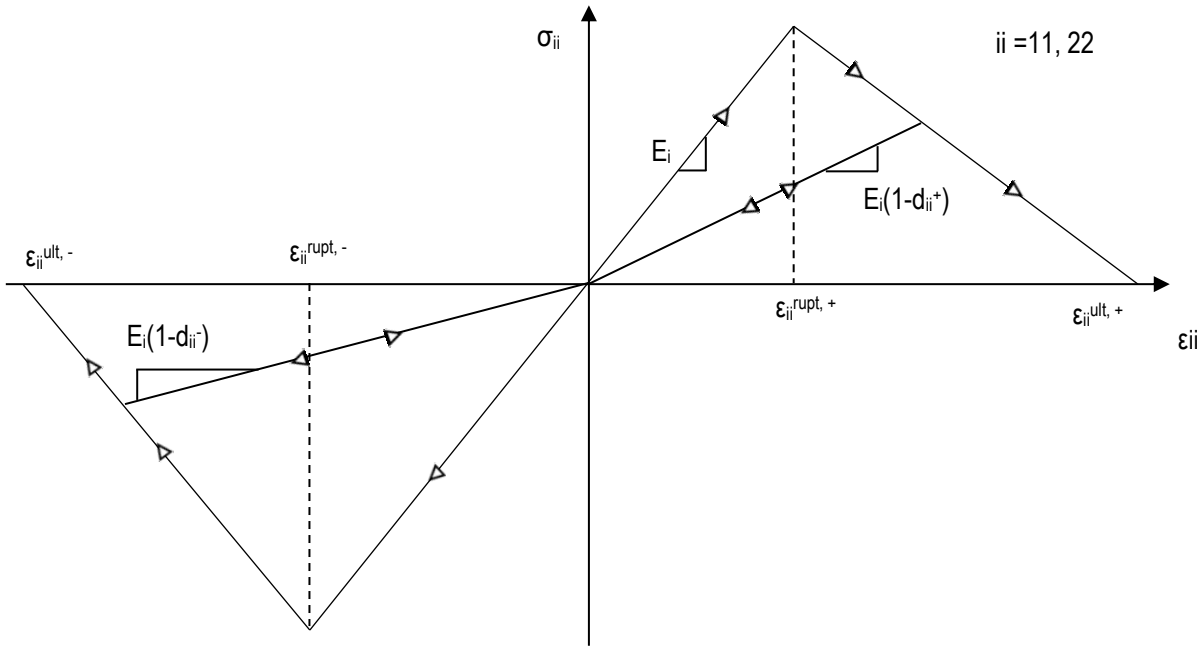


Figure 6-2. Comportement en traction et en compression dans les directions chaîne et trame.

6.2.5. Comportement en cisaillement dans le plan 1-2

Pour le développement du modèle en cisaillement, il est nécessaire de distinguer le comportement avant et après l'initiation de la rupture. Contrairement aux directions chaîne et trame, la variable d'endommagement en cisaillement dans le plan 1-2 agit sur le comportement avant et après l'initiation de la rupture.

Au temps t_i

1) Calcul des déformations totales ε_{ii} au temps t

$$\varepsilon_{ii}(t_i) = \varepsilon_{ii}(t_{i-1}) + \Delta\varepsilon_{ii}(t_i)$$

2) Assignation des variables en traction ou en compression pour l'endommagement

$$\varepsilon_{ii}(t_i) \geq 0, \quad d_{ii} = d_{ii}^{+}(t_{i-1})$$
$$\varepsilon_{ii}(t_i) < 0, \quad d_{ii} = d_{ii}^{-}(t_{i-1})$$

3) Calcul de la nouvelle matrice de rigidité et actualisation des contraintes

$$C_{9x9}(d_{ii}, t_i)$$
$$[\sigma(t_i)] = [C][\varepsilon(t_i)]$$

4) Calcul des variables d'endommagement selon l'équation 6-5

Si $\varepsilon_{ii}(t_i) \geq 0$, on calcule $d_{ii}^{+}(t_i)$ et $d_{ii}^{-}(t_i) = d_{ii}^{-}(t_{i-1})$

Alors que si $\varepsilon_{ii}(t_i) < 0$, on calcule $d_{ii}^{-}(t_i)$ et $d_{ii}^{+}(t_i) = d_{ii}^{+}(t_{i-1})$

Finalement, si $d_{ii}^{+\,ou\,-}(t_i) \geq d_{ii}{}^{max}$, alors $d_{ii}^{+\,et\,-}(t_i) = d_{ii}{}^{max}$

On assigne la nouvelle variable d'endommagement

$$\varepsilon_{ii}(t_i) \geq 0, \quad d_{ii} = d_{ii}^{+}(t_i)$$
$$\varepsilon_{ii}(t_i) < 0, \quad d_{ii} = d_{ii}^{-}(t_i)$$

5) Mise à jour de la matrice de rigidité et calcul des contraintes avec les nouvelles variables d'endommagement

$$C_{9x9}(d_{ii}, t_i)$$
$$[\sigma(t_i)] = [C][\varepsilon(t_i)]$$

Figure 6-3. Intégration du comportement en traction et en compression dans les directions chaîne et trame.

Comportement avant l'initiation de la rupture : endommagement

Le comportement d'un pli tissé en cisaillement dans le plan 1-2 avant rupture est caractérisé par une baisse du module d'élasticité apparent en cisaillement (Chapitre 3, Figure 3-4). Il est aussi caractérisé par la présence de déformations inélastiques. Pour prendre en compte ces deux phénomènes, le modèle de comportement en cisaillement dans le plan 1-2 avant initiation de la rupture combine l'utilisation d'une variable d'endommagement (d_{12}) et d'un modèle de plasticité emprunté aux métaux. Cette approche est basée sur les travaux de Hochard et al. [124] sur la modélisation du comportement mécanique de plis tissés. Une approche similaire a été reprise dans différents modèles pour les stratifiés de plis tissés [125,127,128,136,156,157] et possède son équivalent pour les plis unidirectionnels développé par Ladevèze [122,123] et repris dans plusieurs travaux [244,245].

L'évolution de la variable d'endommagement en cisaillement dans le plan 1-2 est fonction de forces thermodynamiques définies par l'expression suivante :

$$Y_{ij} = \frac{\partial W_D}{\partial d_{ij}} \ , \qquad (ij = 11,\ 22,\ 12) \tag{6-12}$$

où W_d correspond à la densité d'énergie de déformation mécanique (eq. 6-1). Les forces thermodynamiques associées au comportement en traction dans les directions chaîne et trame et en cisaillement dans le plan 1-2 prennent les formes suivantes :

$$\begin{aligned} Y_{11}^{+} &= \frac{\langle \sigma_{11}^2 \rangle_+}{2E_1(1-d_{11})^2} \\ Y_{22}^{+} &= \frac{\langle \sigma_{22}^2 \rangle_+}{2E_2(1-d_{22})^2} \\ Y_{12} &= \frac{\sigma_{12}^2}{2G_{12}(1-d_{12})^2} \end{aligned} \tag{6-13}$$

Les contraintes en traction dans les directions chaîne et trame peuvent engendrer le développement de microfissures de la matrice. Bien qu'on ait émis l'hypothèse que ces microfissures n'affectent pas le comportement avant l'initiation de la rupture dans ces directions, on suppose ici qu'elles vont affecter le comportement en cisaillement dominé par le comportement de la matrice. Pour tenir compte de l'effet de ces microfissures, une force thermodynamique équivalente est définie [124] :

$$\underline{Y}(t) = max(\alpha_1 Y_{11}^{+} + \alpha_2 Y_{22}^{+} + Y_{12}) \tag{6-14}$$

où α_1 et α_2 sont des paramètres de couplage.

La force thermodynamique équivalente ne tient pas compte des contraintes en compression dans les directions chaîne et trame. Des contraintes en compression vont plutôt fermer les microfissures et n'affecteront pas le comportement en cisaillement.

L'évolution de la variable d'endommagement d_{12} est fonction de la force thermodynamique équivalente et est donnée par l'expression suivante :

$$d_{12} = \frac{\sqrt{\underline{Y}} - \sqrt{Y_{12}^0}}{\sqrt{Y_{12}^C} - \sqrt{Y_{12}^0}} \qquad 6\text{-}15$$

où Y_{12}^0 correspond à la valeur seuil qui amorce l'endommagement et Y_{12}^C est la valeur critique que peut prendre la force thermodynamique. Théoriquement, si la force thermodynamique équivalente atteint la valeur critique, la variable d'endommagement prend une valeur unitaire. Dans la réalité, la rupture en cisaillement a lieu avant que la force thermodynamique atteigne cette valeur.

Comportement avant l'initiation de la rupture : plasticité

Les déformations inélastiques associées au comportement en cisaillement dans le plan 1-2 sont prises en compte en incluant de la plasticité au modèle de départ. Le modèle de plasticité est basé sur le principe d'additivité des déformations élastiques et plastiques en petite déformation :

$$\varepsilon_{12}^t = \varepsilon_{12}^e + \varepsilon_{12}^p \qquad 6\text{-}16$$

On peut exprimer la relation contrainte-déformation en cisaillement dans le plan 1-2 sous la forme suivante :

$$\sigma_{12} = 2G_{12}(1 - d_{12})\left(\varepsilon_{12}^t - \varepsilon_{12}^p\right) \qquad 6\text{-}17$$

La contrainte effective en cisaillement est donnée par l'expression suivante :

$$\tilde{\sigma}_{12} = 2G_{12}\left(\varepsilon_{12}^t - \varepsilon_{12}^p\right) \qquad 6\text{-}18$$

La surface de charge en plasticité est fonction de la contrainte effective $\tilde{\sigma}_{12}$ et de la déformation plastique cumulée (p). Elle prend la forme suivante :

$$f(\tilde{\sigma}_{12}, p) = \sqrt{\tilde{\sigma}_{12}^2} - R(p) - \sigma_y \qquad 6\text{-}19$$

où $R(p)$ est la loi d'écrouissage qui dépend de la déformation plastique cumulée (p) et σ_y est le seuil de plasticité du matériau en cisaillement dans le plan 1-2.

Une loi en puissance est utilisée pour définir l'écrouissage :

$$R(p) = C\ (p)^k \qquad 6\text{-}20$$

Le calcul de la plasticité est basé sur les conditions de Kuhn Tucker, la condition de consistance et un écoulement plastique associatif [246] :

Conditions de Kuhn Tucker :

$$\dot{\lambda} \geq 0, \qquad f \leq 0, \qquad \dot{\lambda} f = 0 \qquad 6\text{-}21$$

Condition de consistance :

$$\dot{\lambda} \dot{f} = 0 \qquad 6\text{-}22$$

Écoulement plastique associatif:

$$\dot{\varepsilon}_{12}^{p} = \dot{\lambda}\ \frac{\partial f}{\partial \sigma_{12}} \qquad 6\text{-}23$$

où $\dot{\lambda}$ correspond au multiplicateur plastique. Le développement de l'algorithme pour le calcul de la plasticité et l'intégration à la sous-routine Vumat sont présentés à l'Annexe B et sont basés sur les travaux de Simo et Hughes [246].

Comportement après l'initiation de la rupture

Le critère de la déformation maximale définit l'initiation de la rupture en cisaillement dans le plan 1-2. Une fois la rupture initiée, l'évolution de la variable d'endommagement suit une nouvelle fonction. Cette fonction permet de ramener linéairement la contrainte en cisaillement dans l'élément à une valeur presque nulle caractérisant l'état de rupture en cisaillement. Une fois la rupture détectée, la plasticité n'est plus prise en compte. La Figure 6-4 présente la relation contrainte-déformation en cisaillement dans le plan 1-2 pour un élément donné. Gauthier [140], Feng et Aymerich [247] et Iannuci et Willows [132] utilisent aussi un adoucissement linéaire pour qualifier le comportement après l'initiation de la rupture en cisaillement.

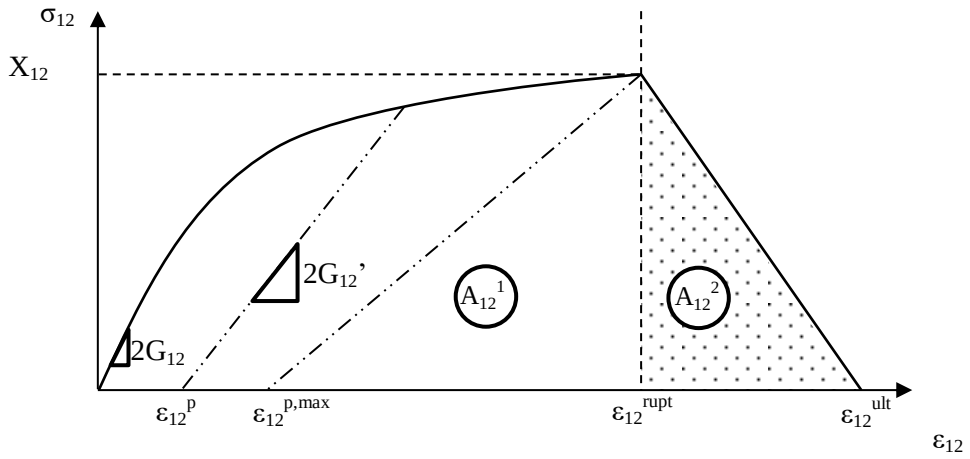


Figure 6-4. Relation contrainte-déformation en cisaillement dans le plan 1-2.

L'évolution de la variable d'endommagement post-rupture en cisaillement est définie afin d'avoir un adoucissement linéaire. Elle suit le même principe que celui appliqué pour l'évolution de la variable d'endommagement dans les directions chaîne et trame. La variable d'endommagement est fonction de l'inverse de la déformation élastique en cisaillement ($\varepsilon_{12}^{\ e}$) et prend une valeur unitaire lorsqu'on atteint la déformation ultime ($\varepsilon_{12}^{\ ult}$). La déformation ultime est fonction du taux de restitution d'énergie critique en cisaillement (G_c^{12}) et de la longueur caractéristique de l'élément (l_c). L'évolution de la variable d'endommagement après la rupture est donnée par les expressions suivantes adaptées de Gauthier [140] pour tenir compte des déformations inélastiques incluses dans le modèle de comportement en cisaillement:

$$d_{12} = d_{12}^{I,max} + d_{12}^{II} \qquad 6\text{-}24$$

$$d_{12}^{II} = (1 - d_{12}^{I,max}) \left(\frac{\varepsilon_{12}^{ult} - |\varepsilon_{12}^{p,max}|}{\varepsilon_{12}^{ult} - \varepsilon_{12}^{rupt}} \left(1 - \frac{\varepsilon_{12}^{rupt} - |\varepsilon_{12}^{p,max}|}{|\varepsilon_{12}{}^{e}|} \right) \right) \qquad 6\text{-}25$$

où $d_{12}^{\ I,max}$ correspond à la valeur d'endommagement maximale associée au comportement avant l'initiation de la rupture et $\varepsilon_{12}^{\ p,max}$ correspond à la déformation plastique maximale atteinte avant l'initiation de la rupture de l'élément en cisaillement. Le taux de restitution d'énergie critique en cisaillement est donné par l'expression suivante :

$$G_c^{12} = 2(A_{12}^1 + A_{12}^2)\, l_c \qquad 6\text{-}26$$

où A_{12}^1 et A_{12}^2 correspondent respectivement aux aires sous la courbe contrainte-déformation en cisaillement avant et après l'initiation de la rupture (Figure 6-4). La première des deux aires est évaluée numériquement :

$$A_{12}^{1} = \int_{0}^{\varepsilon_{12}^{rupt}} \sigma_{12}\, d\varepsilon \qquad 6\text{-}27$$

La seconde aire sous la courbe est donnée par l'expression suivante :

$$A_{12}^{2} = \frac{X_{12}(\varepsilon_{12}^{ult} - \varepsilon_{12}^{rupt})}{2} \qquad 6\text{-}28$$

En combinant les équations 6-26 et 6-28, on obtient l'expression pour le calcul de la déformation ultime en cisaillement :

$$\varepsilon_{12}^{ult} = \left(\frac{G_c^{12}}{2\, l_c} - A_{12}^{1}\right)\frac{2}{X_{12}} + \varepsilon_{12}^{rupt} \qquad 6\text{-}29$$

La contrainte à la rupture en cisaillement (X_{12}) utilisée pour le calcul de la déformation ultime est obtenue avec le modèle numérique plutôt que d'utiliser la valeur expérimentale présentée au Chapitre 3. Les deux valeurs sont très similaires, mais pour les besoins du modèle, l'aire calculée par l'expression 6-27 correspond à l'aire sous la courbe numérique.

Comme pour le comportement dans la direction chaîne et trame, cette approche limite la taille des éléments utilisés. Ici, il faut s'assurer que :

$$\frac{G_c^{12}}{2\, l_c} > A_{12}^{1} \qquad 6\text{-}30$$

Ainsi, la longueur caractéristique maximale est définie comme suit :

$$l_c < \frac{G_c^{12}}{2\, A_{12}^{1}} \qquad 6\text{-}31$$

L'évolution complète de la variable d'endommagement en cisaillement dans le plan 1-2 avant et après l'initiation de la rupture est donnée par l'expression suivante :

$$d_{12} = \begin{cases} \bar{Y} \leq Y_{12}^{0} \quad , & d_{12} = 0 \\ \bar{Y} > Y_{12}^{0} \\ \varepsilon_{12} < \varepsilon_{12}^{rupt} \quad , & d_{12} = d_{12}^{I} = \dfrac{\sqrt{\underline{Y}} - \sqrt{Y_{12}^{0}}}{\sqrt{Y_{12}^{C}} - \sqrt{Y_{12}^{0}}} \\ \varepsilon_{12} > \varepsilon_{12}^{rupt} \; et \; d_{12} < d_{12}^{max}, & d_{12} = d_{12}^{I,max} + d_{12}^{II} \\ d_{12} \geq d_{12}^{max}, & d_{12} = d_{12}^{max} \end{cases} \qquad 6\text{-}32$$

L'avantage de la loi proposée ici, dont la première partie est basée sur les travaux de Hochard [124] et la seconde sur les travaux de Gauthier [140], est qu'elle est fonction de paramètres pouvant tous être obtenus expérimentalement mis à part la valeur maximale de la variable d'endommagement (d_{12}^{max}). L'intégration d'un adoucissement de forme exponentielle décroissante suivant l'initiation de la rupture en cisaillement plutôt qu'un adoucissement linéaire permettrait de supprimer l'utilisation de ce paramètre.

L'intégration du comportement en cisaillement dans le plan est présentée à la Figure 6-5. L'algorithme utilisé pour le calcul de la plasticité est expliqué en détail à l'annexe B.

6.2.6. Délamination

Afin de tenir compte de la délamination, un critère de rupture quadratique est utilisé basé sur les travaux de Brewer et Lagace [168] et du critère de Hashin en trois dimensions [112]. Le critère est donné par l'expression suivante :

$$\left(\frac{\langle\sigma_{33}\rangle_+}{X_{33}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{23}}{X_{23}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{13}}{X_{23}}\right)^2 = 1 \qquad \text{6-33}$$

La contrainte normale dans la direction hors-plan est prise en compte que si elle est en traction. Les contraintes on compression contribuent plutôt à fermer les fissures.

Si le critère quadratique prédit la délamination, les modules d'élasticité en cisaillement dans les plans 2-3 et 1-3 (G_{23}, G_{13}) sont réduits selon un pourcentage de leur valeur initiale respective (D). La matrice de rigidité de l'élément est ensuite recalculée pour tenir compte des nouvelles propriétés hors-plan.

L'utilisation d'un critère de rupture combiné à une règle de dégradation des propriétés a été retenue pour la modélisation de la délamination puisque cette approche est plus facile à caractériser par rapport à l'utilisation de zones cohésives. Dans le cadre du projet, aucun essai expérimental pour la caractérisation de la délamination n'a été effectué. L'utilisation du critère de rupture permet d'utiliser des données disponibles dans la littérature à température pièce et ainsi d'obtenir une première prédiction de ce mode d'endommagement. Toutefois, le modèle retenu ne permet pas vraiment de capter l'effet de la température sur ce mode d'endommagement. Pour ce faire, l'énergie dissipée par ce mode d'endommagement devrait être évaluée expérimentalement et incluse au modèle.

Au temps t_i

1) Approximation élastique ($d(t_{i-1})$) et calcul de ε^{tot}

$$\{\varepsilon^t(t_i)\} = \{\varepsilon^t(t_{i-1})\} + \{\Delta\varepsilon\}$$
$$\{\varepsilon^e(t_i)\}_{trial} = \{\varepsilon^e(t_{i-1})\} + \{\Delta\varepsilon\}$$
$$\{\sigma(t_i)\}_{trial} = [C(t_{i-1})]\{\varepsilon^e(t_i)\}_{trial}$$

2) Prédiction plastique

$$f(t_i) = \sqrt{\tilde{\sigma}_{12}^2(t_i)_{trial}} - R(p(t_{i-1})) - \sigma_y$$

3) Si $f(t_i) \leq 0$, il n'y pas de plasticité

$$P(t_i) = P(t_{i-1})$$
$$\varepsilon_{12}^p(t_i) = \varepsilon_{12}^p(t_{i-1})$$

on passe ensuite à l'étape 5

Si $f(t_i) > 0$, il y a plasticité

4) Algorithme de plasticité

Calcul de : $P(t_i)$ et $\varepsilon_{12}^p(t_i)$

5) Mise à jour des déformations et des contraintes

$$\{\varepsilon^e(t_i)\} = \{\varepsilon^t(t_i)\} - \{\varepsilon_{12}^p(t_i)\}$$
$$\{\sigma(t_i)\} = [C(t_{i-1})]\{\varepsilon^e(t_i)\}$$

6) Endommagement

Calcul des forces thermodynamiques selon l'équation 6-13: $Y_{11}^+(t_i)$, $Y_{22}^+(t_i)$, $Y_{12}(t_i)$
Calcul de la force thermodynamique équivalente selon l'équation 6-15 : $\underline{Y}(t_i)$
Calcul de l'endommagement selon l'équation 6-32: $d_{12}(t_i)$

7) Mise à jour des contraintes avec la matrice de rigidité qui tient compte des variables d'endommagement actualisées :

$$\{\sigma(t_i)\} = [C(t_i)]\{\varepsilon^e(t_i)\}$$

Figure 6-5. Intégration du comportement en cisaillement dans le plan 1-2.

6.2.7. Suppression d'éléments

Un critère de suppression d'éléments est inclus au modèle. Il permet de retirer de la simulation les éléments pour lesquels il y a rupture. Trois critères de suppression sont inclus au modèle et peuvent être utilisés séparément. Le premier critère stipule qu'on supprime un élément quand la variable

d'endommagement dans la direction chaîne ou dans la direction trame devient supérieure à la valeur d'endommagement maximale :

$$d_{11}^{+ou-} \geq d_{11}^{max} \; ou \; d_{22}^{+ou-} \geq d_{22}^{max} \qquad 6\text{-}34$$

Le second critère stipule que les variables d'endommagement en traction ou en compression dans les directions chaîne et trame doivent atteindre la valeur maximale d'endommagement pour supprimer un élément :

$$d_{11}^{+ou-} \geq d_{11}^{max} \; et \; d_{22}^{+ou-} \geq d_{22}^{max} \qquad 6\text{-}35$$

Finalement, le troisième critère stipule que l'on supprime un élément si la variable d'endommagement en traction ou en compression dans la direction chaine ou trame atteint la valeur maximale et que dans l'autre direction (chaine ou trame), l'endommagement en traction ou en compression est non nul. En d'autres termes, il doit y avoir rupture complète dans une direction alors que dans l'autre la rupture doit être initiée.

$$d_{11}^{+ou-} \geq d_{11}^{max} \; et \; d_{22}^{+ou-} > 0 \; ou \; d_{22}^{+ou-} \geq d_{22}^{max} \; et \; d_{11}^{+ou-} > 0 \qquad 6\text{-}36$$

6.3. Détermination des propriétés du modèle de comportement du matériau composite

La détermination des propriétés nécessaires au modèle de comportement du matériau composite est présentée dans cette section.

Le Tableau 6-1 présente un récapitulatif de toutes les propriétés et paramètres nécessaires au modèle de comportement mécanique du matériau composite. La méthode d'obtention de chaque propriété et paramètre est aussi consignée dans le Tableau 6-1. La plupart des propriétés ont été déterminées expérimentalement à température pièce et à basse température dans le cadre de cette thèse. Il reste néanmoins plusieurs propriétés et paramètres qui ont dû être estimés à partir de données disponibles dans la littérature pour des matériaux similaires. Bien entendu, à basse température, la base de données disponible est très limitée. Plusieurs hypothèses ont donc été posées pour pallier à ce manque d'information. Ces hypothèses sont expliquées en détail dans cette section.

Tableau 6-1. Propriétés mécaniques nécessaires au modèle de comportement mécanique du pli.

Comportement élastique		
Paramètres	**Unité**	**Méthode d'obtention**
E_1, E_2	(GPa)	Essais de traction $[(0/90)]_5$
υ_{12}		Essais de traction $[(0/90)]_5$
G_{12}	(GPa)	Essais de cisaillement
E_3	(GPa)	Littérature
G_{13}, G_{23}	(GPa)	Essais de cisaillement
υ_{13}, υ_{23}		Littérature
Endommagement dans les directions chaîne et trame		
Paramètres	**Unité**	**Méthode d'obtention**
$\varepsilon_{11}^{rupt,+}$, $\varepsilon_{22}^{rupt,+}$		Essais de traction $[(0/90)]_5$
$\varepsilon_{11}^{rupt,-}$, $\varepsilon_{22}^{rupt,-}$		Essais de compression $[(0/90)]_{12}$
G_C^+, G_C^-	(J/m^2)	Littérature et simulations
Endommagement et plasticité en cisaillement		
Paramètres	**Unité**	**Méthode d'obtention**
α_1, α_2		Méthode d'Hochard [124] et propriétés de la littérature
Y_{12}^0, Y_{12}^C	(MPa)	Essais de cisaillement cyclique
σ_y	(MPa)	Essais de cisaillement cyclique
C	(MPa)	Essais de cisaillement cyclique
k		Essais de cisaillement cyclique
G_C^{12}	(J/m^2)	Littérature
ε_{12}^{rupt}		Essais de cisaillement
d_{12}^{max}		
Délamination		
Paramètres	**Unité**	**Méthode d'obtention**
X_{33}^T	(MPa)	Littérature
X_{13}, X_{23}	(MPa)	Littérature
D		
Suppression d'éléments		
paramètre	**Unités**	**Méthode d'obtention**
d_{11}^{max}, d_{22}^{max}		

6.3.1. Approximation quasi-statique

Des essais de caractérisation quasi-statiques ont été effectués pour déterminer les propriétés nécessaires au modèle, bien que l'objectif premier du modèle soit de reproduire des essais d'impact dynamique. Afin de valider cette hypothèse, le comportement du panneau sandwich soumis à des chargements dynamiques et quasi-statiques similaires est étudié. Pour ce faire, les résultats des essais d'impact et d'indentation quasi-statique présentés au Chapitre 4 sont comparés.

La Figure 6-6 présente les courbes force-déplacement obtenues en quasi-statique et en dynamique à température pièce, -70°C et -150°C pour l'impacteur de 12.7 mm et l'impacteur de 25.4 mm. Pour les essais avec l'impacteur de 12.7 mm, les essais d'impact avec la masse de 5 kg servent de point

de comparaison. Pour l'impacteur de 25.4 mm, ce sont les essais d'impact avec la masse de 10 kg qui sont utilisés.

L'allure des courbes en quasi-statique et en dynamique est très similaire. On note tout de même de petites différences entre les courbes force-déplacement en dynamique et en quasi-statique. En dynamique, la rigidité du panneau est un peu plus grande et la force à laquelle les premiers endommagements apparaissent est légèrement plus élevée. Ces observations s'appliquent à toutes les températures testées. Les différences obtenues expérimentalement entre les deux types de chargements sont, dans tous les cas, suffisamment petites pour supporter l'hypothèse que les propriétés obtenues en quasi-statique peuvent être utilisées pour modéliser le comportement à l'impact à basse vitesse du matériau étudié. De plus, les deux types d'essais ont été effectués sur le même montage, mais avec des conditions d'appui différentes. Pour les essais en quasi-statique, les échantillons étaient simplement supportés. Pour les essais d'impact, les échantillons étaient encastrés (Chapitre 4).

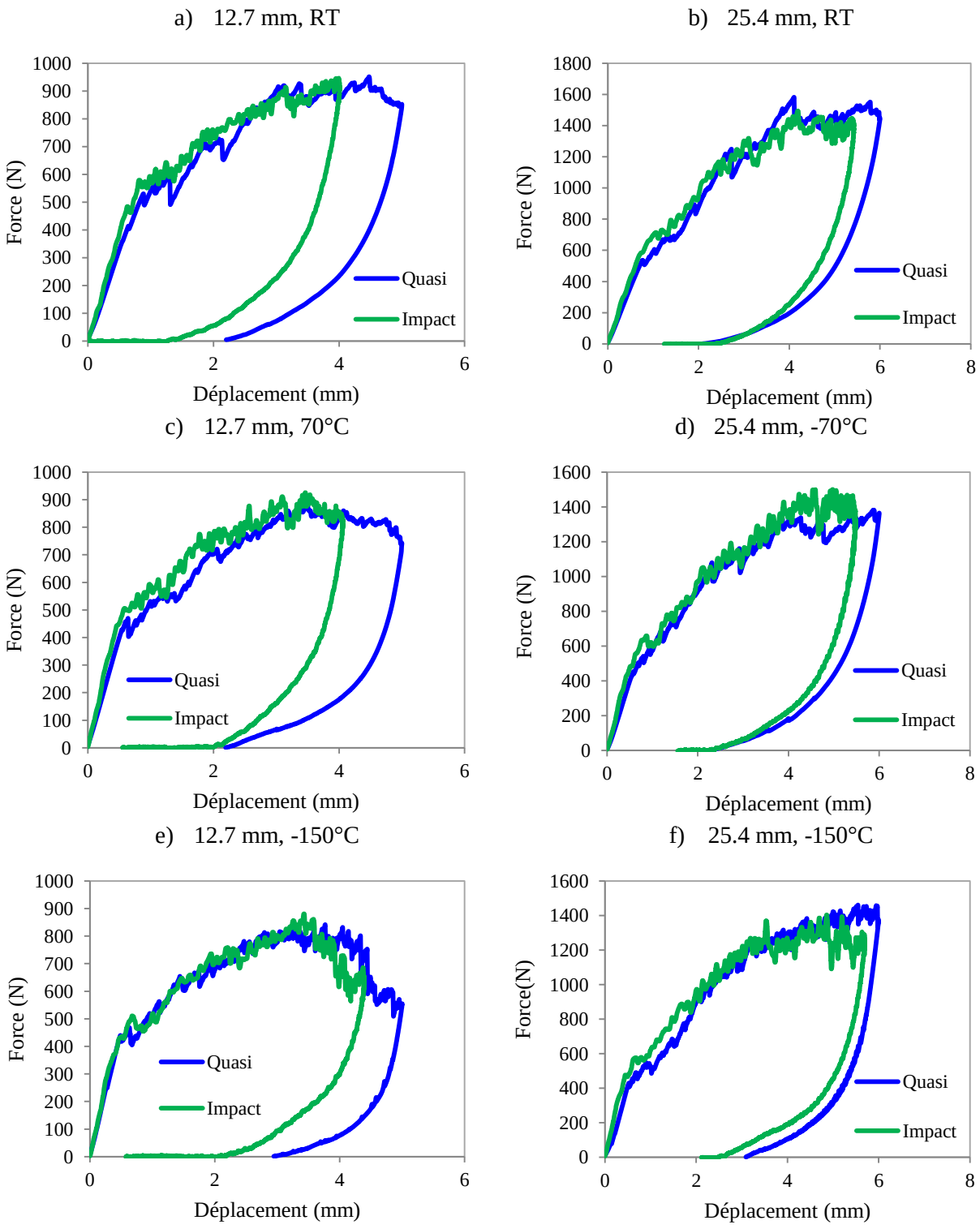


Figure 6-6. Courbes force-déplacement pour les essais d'impact avec les impacteurs de 12.7 mm et 25.4 mm combinés respectivement à des masses de 5 kg et 10 kg et courbes force-déplacement pour les essais d'indentation quasi-statique avec les indenteurs de 12.7 mm et 25.4 mm.

6.3.2. Propriétés élastiques

Puisque le modèle de comportement considère un état de contraintes et de déformations en trois dimensions, la modélisation du comportement élastique d'un pli en matériau composite nécessite la connaissance de neuf propriétés élastiques indépendantes.

Modules d'élasticité E_1 et E_2

Les modules d'élasticité en traction dans les directions chaîne et trame ont été déterminés expérimentalement par les essais de traction à température pièce, -70°C et -130°C sur le stratifié $[(0/90)]_5$. À -150°C, ce sont les valeurs obtenues à -130°C qui sont utilisées pour les simulations. Ces essais sont présentés au Chapitre 3.

Des essais en compression ont aussi été réalisés. L'écart entre les modules d'élasticité moyens obtenus en traction et en compression dans les directions chaîne et trame est au plus de 10.6 % dans la direction chaîne à -70°C et d'au plus 1.76 % dans la direction trame à -70°C. Pour le modèle numérique, on suppose que les modules en traction et en compression sont les mêmes. Ce sont les modules en traction qui sont utilisés.

Coefficient de Poisson υ_{12}

Le coefficient de Poisson υ_{12} est calculé à partir des essais de traction dans la direction chaîne (0°) à température pièce sur le stratifié $[(0/90)]_5$. Le modèle suppose que le coefficient de Poisson reste le même à toutes les températures. En effet, les courbes à basse température de la déformation transversale en fonction de la déformation longitudinale sont trop bruitées pour extraire le coefficient de Poisson.

Module d'élasticité en cisaillement G_{12}

Le module d'élasticité en cisaillement dans le plan 1-2 est calculé à partir des données des essais de cisaillement à température pièce, -70°C et -150°C présentés au Chapitre 3.

Module d'élasticité E_3 et coefficients de Poisson υ_{13} et υ_{23}

La valeur utilisée pour le module d'élasticité hors-plan (E_3) [222] provient de la littérature. Il correspond au module d'élasticité dans la direction transversale (2) d'un stratifié de plis unidirectionnels dont les fibres et la matrice sont des mêmes types que ceux utilisés dans cette étude (T300 et 977-2)[222]. Les coefficients de Poissons υ_{13} et υ_{23} proviennent de la même source. On suppose qu'ils prennent la valeur du coefficient de Poisson υ_{12} du même stratifié.

À basse température, le modèle suppose que les coefficients de Poisson υ_{13} et υ_{23} ne varieront pas. La même hypothèse s'applique au module d'élasticité hors-plan (E_3) faute de données

expérimentales. Pour le module d'élasticité E_3, le comportement hors-plan est grandement influencé par le comportement de la matrice. Ce faisant, le modèle sous-estime probablement le module d'élasticité à basse température puisque la rigidité de la résine augmente à basse température.

Modules d'élasticité en cisaillement G_{13} et G_{23}
Aucune donnée expérimentale n'est disponible sur le comportement hors-plan du matériau étudié dans cette thèse. On suppose donc que les modules d'élasticité en cisaillement dans les plans 1-3 et 2-3 (G_{13}, G_{23}) prennent la même valeur que le module d'élasticité en cisaillement dans le plan 1-2 (G_{12}). Cette hypothèse s'applique à chaque température. Ainsi, on suppose que les modules d'élasticité en cisaillement vont tous augmenter à basse température.

6.3.3. Endommagement dans les directions chaîne et trame

L'évolution de l'endommagement dans les directions chaîne et trame nécessite pour chaque direction en traction et en compression respectivement deux propriétés : la déformation à la rupture expérimentale ($\varepsilon_{ii}^{rup\,+,-}$) et le taux de restitution d'énergie critique (G_c^{+} *et* G_c^{-})

Déformation à la rupture $\varepsilon_{11}^{rupt,+}$, $\varepsilon_{22}^{rupt,+}$, $\varepsilon_{11}^{rupt,-}$, $\varepsilon_{22}^{rupt,-}$
Les déformations à la rupture en traction et en compression sont déterminées à partir des résultats des essais expérimentaux présentés au Chapitre 3. La déformation à la rupture est calculée selon l'expression suivante :

$$\varepsilon_{ii}^{rupt,+,-} = \frac{X_{ii}^{+,-}}{E_i^{+,-}} \qquad 6\text{-}37$$

Les valeurs utilisées pour le calcul de la déformation à la rupture sont présentées au Chapitre 3. Ces valeurs sont disponibles en traction à température pièce, -70°C et -130°C. Les valeurs obtenues à -130°C sont encore une fois utilisées pour les simulations à -150°C. En compression, les valeurs sont disponibles à température pièce, -70°C et -150°C.

Taux de restitution d'énergie critique $G_C^{+,ii}$ et $G_c^{-,ii}$
On suppose que le taux de restitution d'énergie critique est le même dans les deux directions principales (chaîne et trame) et qu'il peut varier en fonction du type de chargement : traction ou compression.

Aucun essai expérimental n'a été réalisé pour déterminer expérimentalement le taux de restitution d'énergie critique dans le cadre de cette thèse. Afin d'approximer le taux de restitution d'énergie

critique à température pièce pour le modèle, une analyse des données disponibles dans la littérature combinée à des simulations numériques est effectuée.

Dans la littérature, des valeurs de taux de restitution d'énergie critique allant de 22500 J/m^2 à 63700 J/m^2 [132,140,243] pour des stratifiés de plis tissés en carbone-époxyde sont disponibles. L'hypothèse de départ est donc que la valeur du taux de restitution d'énergie critique doit suivre l'ordre de grandeur des données disponibles dans la littérature.

De plus, des essais expérimentaux en traction sur un stratifié $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ ont été effectués (Chapitre 3). Les résultats de ces essais montrent que le comportement est linéaire élastique à toutes les températures et que la rupture est fragile (Figure 3-3). La seconde hypothèse pour approximer la valeur du taux de restitution d'énergie critique stipule que la valeur choisie doit permettre de reproduire le comportement du stratifié quasi-isotrope à la rupture. Le modèle est donc appliqué à la simulation d'essais de traction sur un stratifié : $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$. Des valeurs de taux de restitution d'énergie critique allant de 10000 J/m^2 à 40000 J/m^2 sont testées. Les simulations sont effectuées avec des éléments C3D8R de 1mm par 1mm et d'une épaisseur de 0.22 mm qui correspond à l'épaisseur d'un pli. Ce sont des éléments tridimensionnels hexaédriques à intégration réduite.

Les courbes contrainte-déformation obtenues numériquement sont présentées à la Figure 6-7. On observe que pour toutes les valeurs supérieures à 15000 J/m^2, la rupture n'est pas fragile. À partir de 15000 J/m^2, les courbes se superposent. Une valeur de 12500 J/m^2 est retenue pour les simulations à température pièce dans les directions chaîne et trame en traction.

À température pièce, on suppose que le taux de restitution d'énergie critique est le même en traction et en compression, bien que les modes de rupture associés à ces deux types de chargements soient distincts.

Pour ce qui est du taux de restitution d'énergie critique à différentes températures, il existe très peu de données disponibles dans la littérature. Cowley et Beaumont [77] ont étudié l'effet de la température sur le taux de restitution d'énergie critique d'un stratifié unidirectionnel en carbone/cyanate-ester à température pièce et à haute température. Ils ont observé que le taux de restitution d'énergie critique augmente un peu à haute température.

Compte tenu de l'absence de données à basse température et du peu de données disponibles à températures élevées, l'évolution du taux de restitution d'énergie critique à basse température est

posée afin d'avoir un comportement similaire à la rupture à température pièce et à basse température. Pour ce faire, le modèle suppose que l'évolution du taux d'énergie critique est proportionnelle à l'évolution de la multiplication de la contrainte et de la déformation à la rupture en traction ou en compression ($X_{11}^{+,-} * \varepsilon_{11}^{rupt,+,-}$). On obtient donc un taux de restitution d'énergie critique plus petit en traction et plus élevé en compression à basse température. Le calcul du taux de restitution d'énergie critique est basé sur les données dans la direction chaîne. Il prend la même valeur dans les directions chaîne et trame à toutes les températures.

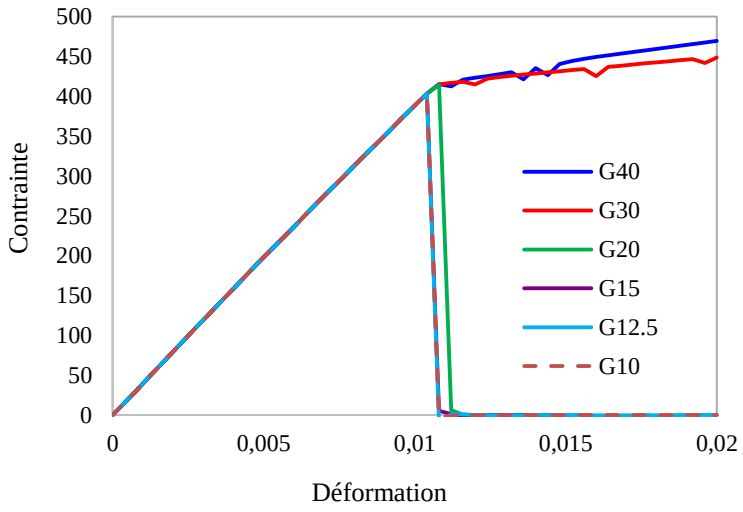


Figure 6-7. Courbes contrainte-déformation numériques en traction pour différentes valeurs de taux de restitution d'énergie critique.

6.3.4. Endommagement et plasticité en cisaillement

Le modèle de cisaillement proposé nécessite la détermination de 10 paramètres. Sept d'entre eux caractérisent le comportement avant l'initiation de la rupture et les trois autres le comportement après l'initiation de la rupture.

Paramètres du modèle d'endommagement et du modèle de plasticité : Y_{12}^{0}, Y_{12}^{C}, σ_y, C, k, α_1, α_2

Parmi les sept paramètres qui caractérisent le comportement en cisaillement dans le plan 1-2 avant l'initiation de la rupture, quatre décrivent l'évolution de l'endommagement et les trois autres servent au calcul du modèle de plasticité. Tous les paramètres qui décrivent l'endommagement et la plasticité avant l'initiation de la rupture en cisaillement dans le plan 1-2 sont obtenus par des essais de cisaillement cyclique à l'exception des coefficients de couplage α_1 et α_2.

Les essais de cisaillement cyclique dans le plan 1-2 ont été effectués à température pièce, -70°C et -150°C. Les essais, la méthode d'obtention des paramètres de la loi d'endommagement et du modèle de plasticité et les résultats sont présentés à la section 6.3.

Les coefficients de couplage α_1 et α_2 sont calculés selon la méthode proposée par Hochard et al. [124]. Les calculs sont basés sur la connaissance des propriétés élastiques d'un pli unidirectionnel équivalent. Les coefficients de couplage sont calculés selon l'expression suivante [124]:

$$\alpha_1 = \alpha_2 = \frac{(1 + \nu_{12})^2}{2}\frac{(E_2)^2}{G_{12}E_1} \qquad 6\text{-}38$$

où E_1, E_2, G_{12} et υ_{12} sont les propriétés élastiques du pli unidirectionnel équivalent. Les propriétés utilisées pour le calcul des paramètres de couplage viennent de la littérature [222]. Elles proviennent du même matériau que celui utilisé pour estimer les propriétés hors-plan (E_3, υ_{13} et υ_{23}). On suppose que α_1 et α_2 prennent la même valeur et qu'ils ne varieront pas à basse température.

Paramètres de la loi de comportement après l'initiation de la rupture : ε_{12}^{rupt}, G_C^{12}, d_{12}^{max}

La déformation à la rupture en cisaillement ($2\ \varepsilon_{12}^{rup}$) est obtenue expérimentalement via les essais de cisaillement dans le plan 1-2 à température pièce, -70°C et -150°C. Si la déformation en cisaillement ($2\ \varepsilon_{12}$) devient supérieure à 5 % de déformation, c'est cette dernière valeur qui est considérée comme la déformation à la rupture puisque c'est la limite de validité du test selon la norme ASTM D3518 [219].

La valeur du taux de restitution d'énergie critique G_c^{12} est estimée à partir de données de la littérature. Dans la littérature, on trouve des valeurs qui se situent entre 0.46 et 10.2 (kJ/m^2) [140,153,161] pour des stratifiés unidirectionnels et tissés. Ici, une valeur de 3 (kJ/m^2) est retenue. À basse température, on suppose que l'évolution du taux de restitution d'énergie critique en cisaillement est proportionnelle à la variation de l'aire sous la courbe contrainte-déformation en cisaillement avant rupture (A_{12}^1). L'aire sous la courbe est évaluée numériquement à chaque température.

d_{12}^{max} correspond à la valeur maximale que peut prendre la variable d'endommagement en cisaillement. Une valeur de 0.95 a été retenue pour ce paramètre. Cette valeur a été retenue afin d'éviter d'avoir une rigidité presque nulle en cisaillement.

6.3.5. Délamination

Puisqu'aucun essai expérimental n'a été effectué pour la caractérisation de la délamination toutes les propriétés proviennent de la littérature. L'évolution des propriétés à basse température sont basées sur des hypothèses, sur le comportement en cisaillement dans le plan et sur la littérature.

Résistance à la rupture en compression et en cisaillement : X_{33}^T, X_{13} et X_{23}
La contrainte à la rupture en cisaillement dans le plan 1-3 (X_{13}) est tirée du *Handbook of composite materials* [217]. On suppose que la contrainte à la rupture en cisaillement dans le plan 2-3 (X_{23}) prend la même valeur. La contrainte à la rupture dans la direction 3 (X_{33}) provient de la littérature [222]. Cette valeur correspond à la résistance à la rupture dans la direction de la matrice (direction 2) d'un stratifié unidirectionnel constitué des mêmes fibres et de la même matrice que le composite étudié.

Pour ce qui est de l'effet de la température sur le comportement hors-plan, plusieurs travaux ont montré que la résistance à la rupture en cisaillement interlaminaire augmente à basse température [66,72]. Pour tenir compte de cette augmentation, on suppose que l'augmentation de la contrainte à la rupture en cisaillement dans les plans 1-3 et 2-3 est proportionnelle à l'augmentation de la rigidité en cisaillement dans les plans 1-3 et 2-3 qui correspond à l'augmentation de la rigidité en cisaillement dans le plan 1-2.

Pour ce qui est de la résistance à la rupture en traction hors-plan, on ne trouve pas de données dans la littérature sur l'effet de la température sur cette propriété. On suppose donc que tout comme le module d'élasticité hors-plan (E_3), la contrainte à la rupture X_{33} demeure la même à basse température.

Pourcentage de réduction des modules d'élasticité en cisaillement hors-plan D
Le paramètre D permet de déterminer la valeur résiduelle des modules d'élasticité en cisaillement dans le plan 1-3 et 2-3 (G_{13} et G_{23}). La valeur de ce paramètre n'est pas déterminée expérimentalement. On suppose que la rigidité résiduelle est petite et correspond à 20 % (D=80%) de sa valeur originale afin de tenir compte de la présence de délamination.

6.3.6. Suppression d'éléments

Valeur maximale d'endommagement d_{11}^{max} et d_{22}^{max}
En théorie, la variable d'endommagement peut prendre une valeur maximale de 1. En réalité, une valeur de 1 impliquerait que l'élément ne possède plus aucune rigidité dans la direction considérée. Une valeur maximale de 0.99 est plutôt retenue pour le modèle afin d'éviter de possibles problèmes numériques associés à une rigidité nulle dans l'élément. La même valeur est utilisée dans les directions chaîne et trame à température pièce, -70°C et -150°C.

Un adoucissement de forme exponentielle décroissante suite à l'initiation de la rupture à l'avantage de ne pas avoir à définir un endommagement maximal puisque la variable d'endommagement

n'atteint jamais une valeur de 1. C'est un avantage puisque le choix de la valeur maximale des variables d'endommagement est assez arbitraire. Toutefois, si le critère de suppression d'éléments est basé sur la grandeur de la variable d'endommagement comme c'est le cas ici, le choix de cette valeur demeure.

6.4. Essais de cisaillement cyclique

6.4.1. Méthodologie

Les essais de cisaillement cyclique sont effectués sur des éprouvettes en traction orientées à 45°: $[(\pm 45)]_5$. La géométrie des éprouvettes est la même que celle utilisée pour les essais de cisaillement dans le plan 1-2 présentés au Chapitre 3. Pour chaque température, un minimum de quatre éprouvettes sont testées.

Chaque essai compte un total de cinq cycles charge-décharge. Ensuite, l'éprouvette est chargée jusqu'à la rupture. La décharge se fait jusqu'à une force similaire à la force de préserrage (50 N). Aucun cycle n'est effectué au-delà d'une déformation en cisaillement ($2\ \varepsilon_{12}$) de 5 %. Au-delà de cette valeur, le chargement n'est plus considéré comme du cisaillement en raison de la réorientation des fibres [219].

À toutes les températures, les échantillons ont été séchés au four à 50°C avant d'être testés.

À température pièce, les déformations longitudinales et transversales ont été mesurées avec le système de corrélation d'image 3D Aramis en mode directe. Ce mode de mesure permet de calculer directement les déformations. À basse température, l'utilisation du mode de mesure direct s'est avérée impossible. La prise de mesure à travers la fenêtre de la chambre environnementale ne permet pas d'obtenir des images de qualité suffisante pour garantir un bon calcul. Le système de corrélation d'image 3D a donc été utilisé en mode standard et les déformations ont été obtenues en effectuant un post traitement des images. La méthodologie des essais a donc été ajustée afin de tenir compte de ce changement. À température pièce, les essais ont été effectués sans aucun arrêt entre les cycles jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette (Figure 6-8). À -70°C et -150°C, à la fin de chaque cycle charge-décharge, l'essai est arrêté pour enregistrer les images prises durant le cycle. L'essai est ensuite repris avec le cycle suivant et la procédure recommence jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les courbes contrainte-déformation obtenues à température pièce et -70°C sont présentées aux Figures 6-8 et 6-9 respectivement.

À -70°C (Figure 6-9), la déformation minimale à la fin d'un cycle est plus élevée que la déformation initiale au début du cycle suivant pour une même force de serrage. Le même phénomène est aussi présent à -150°C. Cet écart s'explique par la présence de viscoélasticité dans le matériau. On ne peut pas observer ce phénomène à température pièce (Figure 6-8) puisque les essais ont été effectués en continu.

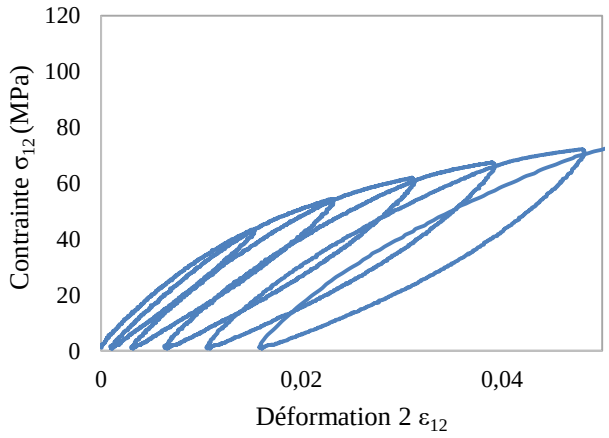


Figure 6-8. Courbe contrainte-déformation pour un essai de cisaillement cyclique dans le plan 1-2 à température pièce.

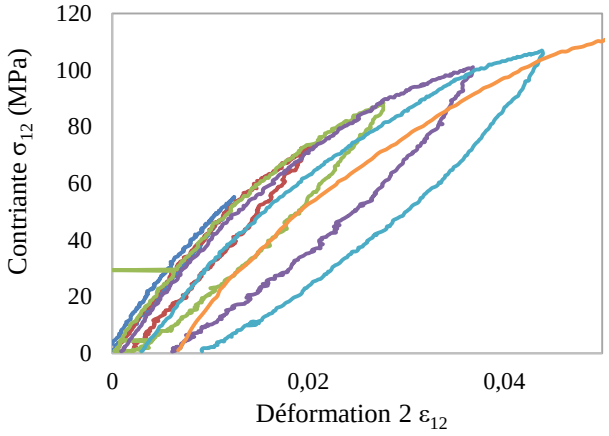


Figure 6-9. Courbe contrainte-déformation pour un essai de cisaillement cyclique dans le plan 1-2 à -70°C.

6.4.2. Traitement des données

L'objectif des essais cycliques en cisaillement est de déterminer les paramètres de la loi d'évolution de la variable d'endommagement (d_{12}) et les paramètres de la loi d'écrouissage du modèle de plasticité associé au comportement en cisaillement dans le plan 1-2. La méthode appliquée pour traiter les données des essais cycliques est reprise des travaux de plusieurs auteurs [124,127,244].

Évolution de l'endommagement en cisaillement :

L'évolution de la variable d'endommagement avant l'initiation de la rupture en cisaillement est donnée par l'équation 6-15:

$$d_{12} = \frac{\sqrt{\underline{Y}} - \sqrt{Y_{12}^0}}{\sqrt{Y_{12}^C} - \sqrt{Y_{12}^0}} \qquad 6\text{-}15$$

L'endommagement évolue linéairement avec la racine carrée de la force thermodynamique équivalente. Afin de caractériser l'évolution de la variable d'endommagement, il faut déterminer la valeur seuil ($Y_{12}{}^0$) et la valeur critique ($Y_{12}{}^C$) de la force thermodynamique.

La première étape consiste à évaluer le module d'élasticité apparent en cisaillement $G_{12}{}^i$ (Figure 6-10) :

$$G_{12}^i = G_{12}^0(1 - d_{12}^i) \qquad 6\text{-}39$$

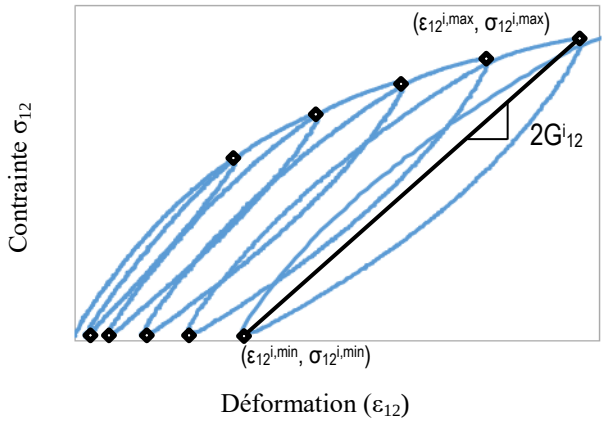


Figure 6-10. Évaluation du module d'élasticité apparent en cisaillement dans le plan 1-2.

Pour ce faire, il faut extraire pour chaque cycle charge-décharge le couple contrainte-déformation en cisaillement correspondant à la contrainte maximale atteinte durant le cycle et le couple contrainte-déformation associé à la contrainte minimale lors de la décharge. Le module apparent est calculé avec l'expression suivante :

$$G_{12}^i = \frac{\sigma_{12}^{i,max} - \sigma_{12}^{i,min}}{2\left(\varepsilon_{12}^{i,max} - \varepsilon_{12}^{i,min}\right)} \qquad 6\text{-}40$$

On détermine ensuite la valeur de la variable d'endommagement associée à chacun des cycles :

$$d_{12}^{i} = 1 - \frac{G_{12}^{i}}{G_{12}^{0}} \qquad 6\text{-}41$$

Pour les essais de cisaillement en traction sur une éprouvette à 45°, on pose l'hypothèse que la force thermodynamique équivalente ($\underline{Y}$) correspond directement à la force thermodynamique Y_{12}. En réalité, des contraintes dans les directions 1- et 2- sont aussi engendrées lors de l'essai de cisaillement en raison de la nature du chargement. Ces contraintes sont négligées dans le calcul de la force thermodynamique équivalente :

$$\underline{Y}^{i} = Y_{12}^{i} = \frac{\left(\sigma_{12}^{i,max}\right)^{2}}{2G_{12}^{0}(1 - {d_{12}}^{i})^{2}} \qquad 6\text{-}42$$

On possède ainsi les couples force thermodynamique équivalente et variable d'endommagement qui permettent d'obtenir les paramètres de la loi d'évolution de la variable d'endommagement en cisaillement dans le plan 1-2.

Paramètres de la loi d'écrouissage

La loi d'écrouissage est fonction de la déformation plastique cumulée *p* donnée par l'expression suivante [128] :

$$p = \int_{0}^{\varepsilon_{12}^{p}} (1 - d_{12}) d\varepsilon_{12}^{p} \qquad 6\text{-}43$$

Afin de calculer la déformation plastique cumulée, il faut évaluer la déformation permanente (ε_{12}^{pi}) à la fin de chaque cycle. Elle correspond à la déformation minimale mesurée à la fin de chacun des cycles (Figure 6-10). Ensuite, pour obtenir la déformation plastique cumulée, on trace $(1\text{-}d_{12})^{i}$ en fonction de la déformation permanente (ε_{12}^{pi}). Une fois la courbe tracée, il faut évaluer l'aire sous la courbe associée à chaque nouveau couple de données (Figure 6-11). La déformation plastique cumulée, pour un cycle donné, est calculée avec l'expression suivante :

$$P^{i} = \sum_{1}^{j=i} A_{j} \qquad 6\text{-}44$$

où A_j correspond à l'aire sous la courbe entre deux couples de données (Figure 6-11).

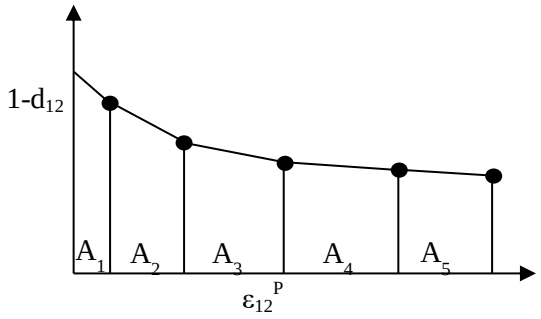


Figure 6-11. Graphique pour le calcul de la déformation plastique cumulée.

Une fois la déformation plastique cumulée associée à chacun des cycles calculée, on peut tracer la contrainte effective en fonction de la déformation plastique cumulée et déterminer les paramètres de la loi d'écrouissage.

Des effets viscoélastiques ont été observés expérimentalement. Ils ne sont pas pris en compte dans le traitement des données. On surestime ainsi les déformations permanentes.

6.4.3. Résultats des essais de cisaillement cyclique

La Figure 6-12 présente l'évolution de l'endommagement en fonction de la racine de la force thermodynamique Y_{12} à température pièce, -70°C et -150°C. La valeur seuil (Y_{12}^{0}) de la force thermodynamique qui amorce l'endommagement augmente à basse température. En d'autres mots, l'endommagement apparaît à une contrainte plus élevée à basse température. Une fois l'endommagement amorcé, il évolue de façon similaire à température pièce et -70°C. À -150°C, l'endommagement augmente moins rapidement une fois initié. Les paramètres d'évolution de la loi d'endommagement à température pièce, -70°C et -150°C sont présentés au Tableau 6-2.

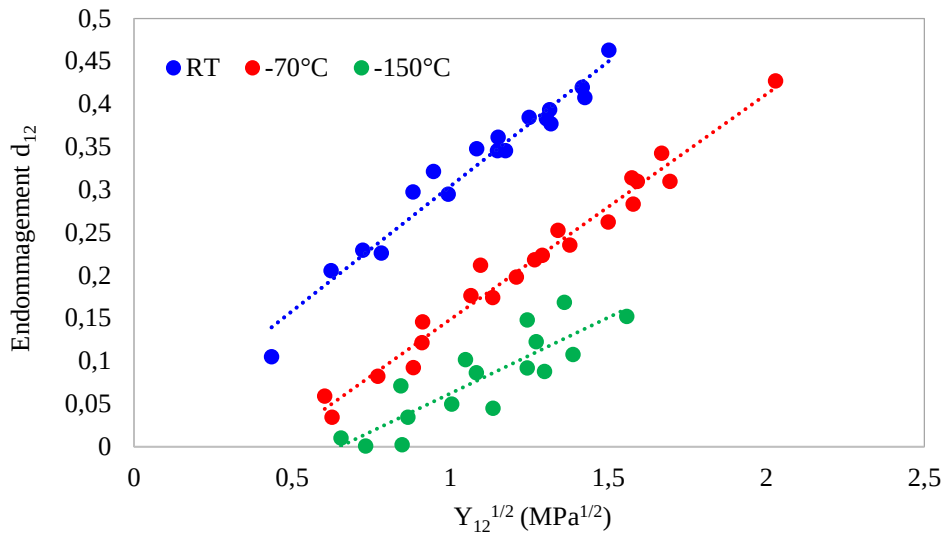


Figure 6-12. Évolution de l'endommagement en fonction de la racine de la force thermodynamique Y_{12} à température pièce, -70°C et -150°C.

Tableau 6-2. Paramètres de la loi d'endommagement en cisaillement dans le plan 1-2 à température pièce, -70°C et -150°C.

	Température pièce	-70°C	-150°C
Y_{12}^{0} (MPa)	0.00089	0.1899	0.4222
Y_{12}^{C} (MPa)	11.24	17.96	39.56

La Figure 6-13 présente l'évolution de la contrainte effective en fonction de la déformation plastique cumulée (p) à température pièce, -70°C et -150°C. On observe que plus la température diminue, plus les déformations plastiques cumulées sont petites. Les paramètres de la loi d'écrouissage à température pièce, -70°C et -150°C sont présentés au Tableau 6-3. La limite élastique (σ_0) est estimée à partir de l'analyse des couples de données contrainte effective-déformation plastique.

Les résultats des essais de cisaillement cyclique montrent l'effet important des températures froides sur l'endommagement et les déformations inélastiques en cisaillement dans le plan 1-2. Les diminutions de la quantité d'endommagement et des déformations inélastiques à basse température sont des signes importants de la fragilisation du comportement en cisaillement.

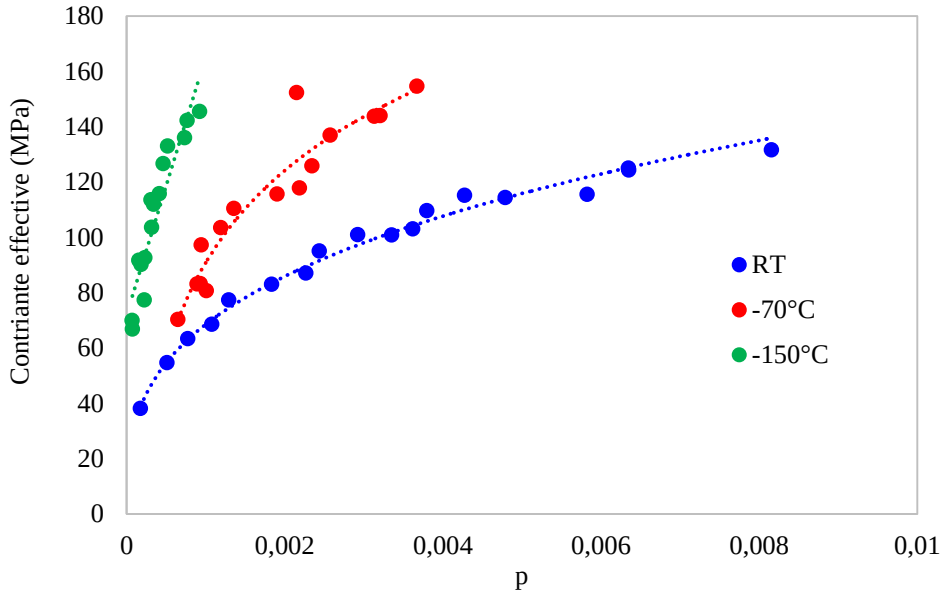


Figure 6-13. Contrainte effective en fonction de la déformation plastique cumulée (p) à température pièce, -70°C et -150°C.

Tableau 6-3. Paramètres du modèle de plasticité à température pièce, -70°C et -150°C.

	Température pièce	-70°C	-150°C
σ_0 (MPa)	25	50	55
C (MPa)	1789.9	14751	23668
k	0.5555	0.8633	0.7710

6.5. Propriétés finales

Les propriétés utilisées pour les simulations du comportement mécanique du matériau composite sont présentées au Tableau 6-4.

6.6. Évaluation des contraintes thermiques

Les variations de température engendrent des contraintes thermiques dues aux différents constituants des structures composites et à la nature orthotrope des propriétés des plis en matériaux composites. Les contraintes thermiques sont engendrées à différentes échelles. Les contraintes engendrées aux échelles inférieures à l'échelle du pli sont en partie prises en compte dans les mesures des propriétés à basse température du pli en matériaux composites présentés au Chapitre 3. Ces propriétés ont été obtenues par des essais de caractérisation sur le stratifié $[(0/90)]_n$. Toutefois, lorsqu'on considère un stratifié pour lequel l'orientation des plis varie, la variation de coefficient d'expansion thermique, dans une direction donnée, d'un pli à l'autre génère des contraintes

thermiques. Ces contraintes peuvent à leur tour influencer le comportement, plus particulièrement à basse température.

Tableau 6-4. Propriétés du modèle de comportement mécanique du pli.

Comportement élastique				
Paramètres	Unité	RT	-70°C	-150°C
E_1	(GPa)	56.75	57.50	57.43
E_2	(GPa)	53.71	54.49	55.45
ν_{12}		0.0686	0.0686	0.0686
G_{12}	(GPa)	3.84	4.43	5.71
E_3	(Gpa)	11.0	11.0	11.0
G_{13}	(GPa)	3.84	4.43	5.71
G_{23}	(GPa)	3.84	4.43	5.71
ν_{13}		0.25	0.25	0.25
ν_{23}		0.25	0.25	0.25
Endommagement dans les directions chaîne et trame				
Paramètres	Unité	RT	-70°C	-150°C
ε_{11}^{rupt+}		0.0106	0.0093	0.0081
ε_{22}^{rupt+}		0.0098	0.0082	0.0076
ε_{11}^{rupt-}		0.0123	0.0150	0.0163
ε_{22}^{rupt-}		0.0124	0.0152	0.0161
G_C^+	(J/m^2)	12500	9680	7380
G_C^-	(J/m^2)	12500	18600	22300
Endommagement et plasticité en cisaillement				
Paramètres	Unité	RT	-70°C	-150°C
α_1		0.105	0.105	0.105
α_2		0.105	0.105	0.105
Y_{12}^0	MPa	0.00089	0.1899	0.4222
Y_{12}^C	MPa	11.24	17.96	39.56
σ_0	MPa	25	50	55
C	MPa	1789.9	14751	23668
k		0.5555	0.8633	0.7710
G_C^{12}	(J/m^2)	3.0	4.3	2.89
ε_{12}^{rupt}		0.025	0.025	0.01565
d_{12}^{max}		0.95	0.95	0.95
Délamination				
Paramètres	Unité	RT	-70°C	-150°C
X_{33}^T	MPa	60	60	60
X_{13}	MPa	89	103	132
X_{23}	MPa	89	103	132
D		0.8	0.8	0.8
Suppression d'éléments				
Paramètres	Unité	RT	-70°C	-150°C
d_{11}^{max}		0.99	0.99	0.99
d_{22}^{max}		0.99	0.99	0.99

Les contraintes thermiques engendrées à l'échelle mésoscopique sont estimées afin d'évaluer leur effet potentiel sur le comportement des stratifiés $[(\pm45)\ (0/90)\ (0/90)(\pm45)]_n$ testés dans cette thèse et sur le comportement des peaux du panneau sandwich possédant une séquence de plis équivalente.

Afin d'évaluer les contraintes thermiques pour le stratifié $[(\pm45)(0/90)(0/90)(\pm45)]_s$, les calculs sont basés sur la théorie classique des stratifiés [108]. Les calculs requièrent la connaissance des propriétés thermiques du pli en matériaux composites. Ces dernières n'ont pas été évaluées dans cette thèse. Les données utilisées proviennent de la littérature [248]. Elles correspondent aux coefficients d'expansion thermique d'un stratifié tissé de type toile possédant la même résine (977-2), mais des fibres de carbone différentes (IM7). Les propriétés sont présentées dans le Tableau 6-5. Le calcul des contraintes thermiques est effectué avec les propriétés du pli à température pièce. Ce choix n'a pas une influence importante sur les calculs puisque, mise à part le module d'élasticité en cisaillement, les autres propriétés élastiques nécessaires au calcul varient peu à basse température. On fait aussi l'hypothèse que les coefficients d'expansion thermique sont constants sur la plage de température étudiée. Afin d'évaluer les contraintes thermiques, le pire cas d'étude est considéré soit un refroidissement entre la température de cuisson de 180°C et -150°C ce qui correspond à une variation de température de -330°C.

Tableau 6-5. Coefficients d'expansion thermique utilisés pour le calcul des contraintes thermiques [248].

α_1^T (µm/m/°C)	α_2^T (µm/m/°C)
4.02	3.22

Le Tableau 6-6 présente les contraintes thermiques estimées dans les plis (0/90) et (±45). Toutes les contraintes sont inférieures à 1 MPa. Les contraintes générées sont donc négligeables par rapport à la résistance à la rupture dans les directions chaîne et trame en traction et en compression de même que par rapport à la résistance au cisaillement. Ces résultats s'expliquent par les petits coefficients d'expansion thermique dans les directions principales, par la similarité des coefficients d'expansion thermique dans les deux directions principales et par la séquence de plis étudiée.

À la lumière de ces résultats, les contraintes thermiques engendrées à l'échelle mésoscopique peuvent être négligées dans les simulations des essais de caractérisation et dans les simulations des essais d'impact.

Tableau 6-6. Contraintes thermiques générées à -150°C.

	σ_{11}^T (MPa)	σ_{22}^T (MPa)	σ_{12}^T (MPa)
(0/90)	0.88	-0.88	-0.88
(±45)	0.88	-0.88	0.88

6.7. Validation du modèle composite

Le modèle de comportement développé est appliqué à la simulation des essais de caractérisation en traction $[(0/90)]_5$, en compression $[(0/90)]_{12}$ et en cisaillement $[(\pm45)]_5$ à température pièce, -70°C et -150°C. Les résultats des simulations sont comparés avec les courbes expérimentales présentées au Chapitre 3. Le modèle est ensuite validé avec la simulation des essais de traction et de compression sur les stratifiés $[(\pm45)(0/90)(0/90)(\pm45)]_s$ et $[(\pm45)(0/90)(0/90)(\pm45)]_{2s}$ à température pièce, -70°C et -150°C.

6.7.1. Description des simulations

Les simulations des essais de traction ($[(0/90)]_5$ et $[(\pm45)(0/90)(0/90)(\pm45)]_s$) et des essais de cisaillement ($[(\pm45)]_5$) sont effectuées en reproduisant une demi éprouvette avec des dimensions de 125 mm sur 25.4 mm. Un déplacement est appliqué à une extrémité de l'éprouvette dans la direction du chargement. À l'autre extrémité, des conditions de symétrie sont appliquées.

Pour les simulations d'essais en compression ($[(0/90)]_{12}$ et $[(\pm45)(0/90)(0/90)(\pm45)]_{2s}$), la zone de test des éprouvettes de 15 mm sur 13 mm est reproduite. D'un côté de la zone de test, on applique un déplacement dans la direction du chargement pour générer de la compression. De l'autre côté, le déplacement des nœuds est bloqué dans la direction du chargement uniquement.

Des éléments solides hexaédriques à intégration réduite C3D8R de 1 mm sur 1 mm sont utilisés pour toutes les simulations. Il y a un élément à travers l'épaisseur de chaque pli. Une étude sur la convergence du maillage a été préalablement effectuée.

6.7.2. Traction et compression : $[(0/90)]_n$

Les Figures 6-14 et 6-15 présentent une comparaison entre les résultats des simulations numériques et les résultats expérimentaux en traction $[(0/90)]_5$ et en compression $[(0/90)]_{12}$. Les courbes contrainte-déformation dans les directions chaîne et trame à température pièce, -70°C et -150°C sont présentées pour les deux types de chargements.

En traction (Figure 6-14), le modèle de comportement reproduit bien le comportement à toutes les températures.

En compression (Figure 6-15), la relation contrainte-déformation, telle qu'observée expérimentalement, est caractérisée par des non-linéarités. Elles précèdent et annoncent la rupture de l'éprouvette. Elles ne sont pas prises en compte dans le modèle de comportement en compression. De plus, la déformation à la rupture utilisée dans le modèle de comportement est

calculée à partir du module d'élasticité en compression et de la contrainte à la rupture en compression en supposant un comportement linéaire élastique jusqu'à la rupture. C'est pourquoi le modèle de comportement sous-estime la déformation à la rupture. On observe aussi que le modèle de comportement en compression surestime dans certains cas la contrainte à la rupture. C'est en raison de l'utilisation du module d'élasticité expérimental obtenu en traction qui est un peu plus élevé que celui en compression.

6.7.3. Cisaillement $[(\pm 45)]_n$

La Figure 6-16 présente les résultats des simulations des essais de cisaillement dans le plan 1-2 à température pièce, -70°C et -150°C.

À température pièce et -70°C, la déformation à la rupture expérimentale est indéterminée. Expérimentalement, pour le type d'essais effectué, si la déformation en cisaillement ($2\ \varepsilon_{12}$) devient supérieure à 5 % de déformation, le chargement n'est plus considéré comme du cisaillement en raison d'un réalignement des fibres [219]. Pour les besoins du modèle, on suppose une déformation à la rupture qui correspond à cette valeur limite à température pièce et -70°C. C'est pourquoi, à la Figure 6-16, la courbe expérimentale va au-delà de 5 % de déformation, alors que la courbe numérique y prédit la rupture.

De façon générale, le comportement en cisaillement dans le plan 1-2 est très bien reproduit. Le modèle permet de bien tenir compte des non-linéarités à température pièce et -70°C.

À -150°C, le modèle sous-estime les non-linéarités précédant la rupture. On obtient ainsi une contrainte à la rupture prédite plus élevée. À -150°C, la déformation à la rupture est beaucoup plus petite et le comportement est beaucoup plus fragile en comparaison avec les autres températures étudiées. Il est donc plus difficile, à cette température, de définir adéquatement les cycles charge-décharge afin d'obtenir des données expérimentales permettant d'évaluer l'endommagement et la plasticité jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Cependant, les résultats du modèle numérique demeurent très satisfaisants à -150°C.

Les résultats des simulations en cisaillement montrent que le modèle de comportement implanté est approprié pour simuler le comportement en cisaillement de stratifiés faits de plis tissés en matériaux composites. De plus, la méthode d'obtention des propriétés du modèle s'applique très bien à toutes les températures étudiées malgré l'effet considérable de la température sur le comportement en cisaillement dans le plan 1-2.

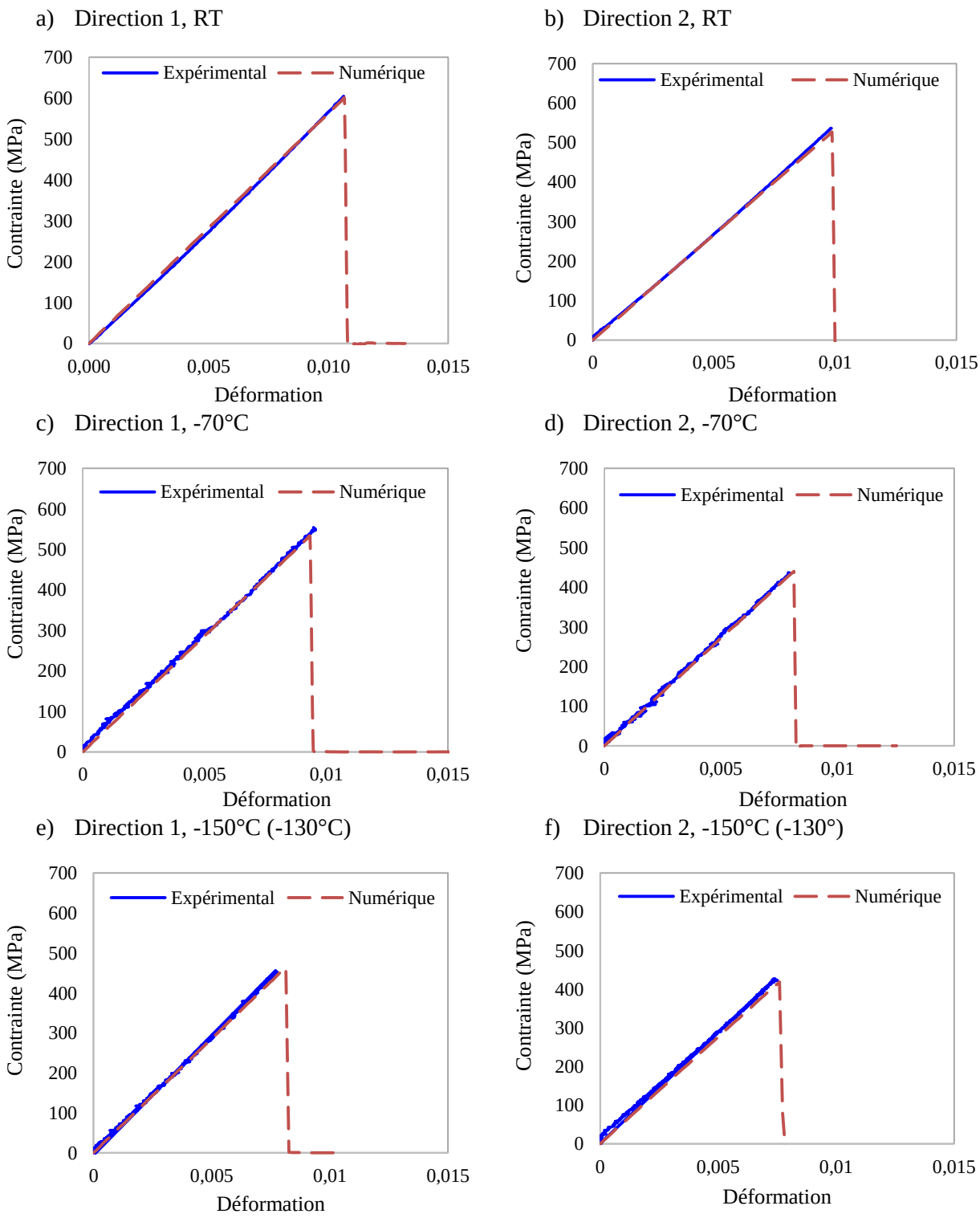


Figure 6-14. Courbes contrainte-déformation en traction pour le stratifié $[(0/90)]_5$ à température pièce, -70°C et -150°C.

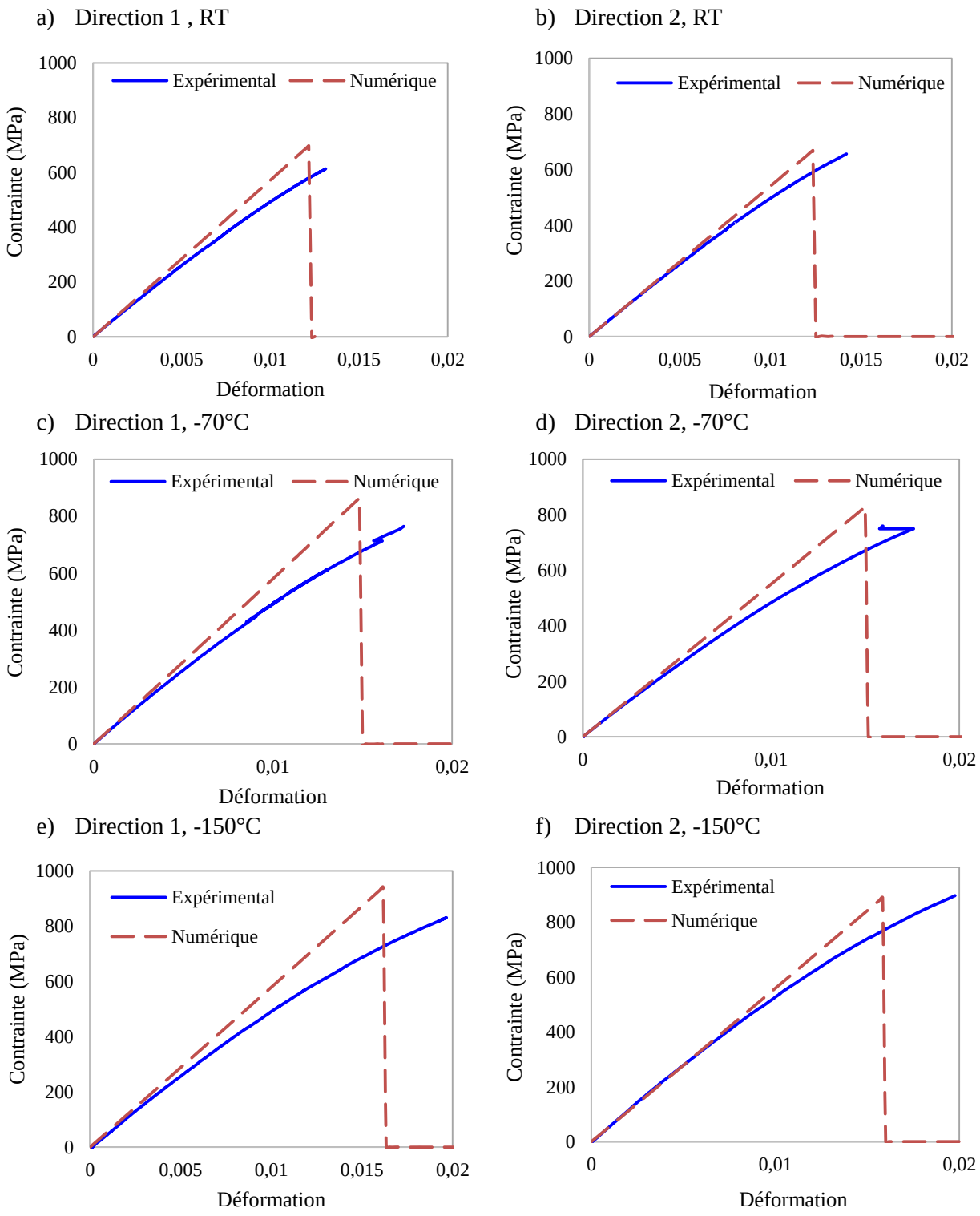


Figure 6-15. Courbes contrainte-déformation en compression pour le stratifié $[(0/90)]_{12}$ à température pièce, -70°C et -150°C.

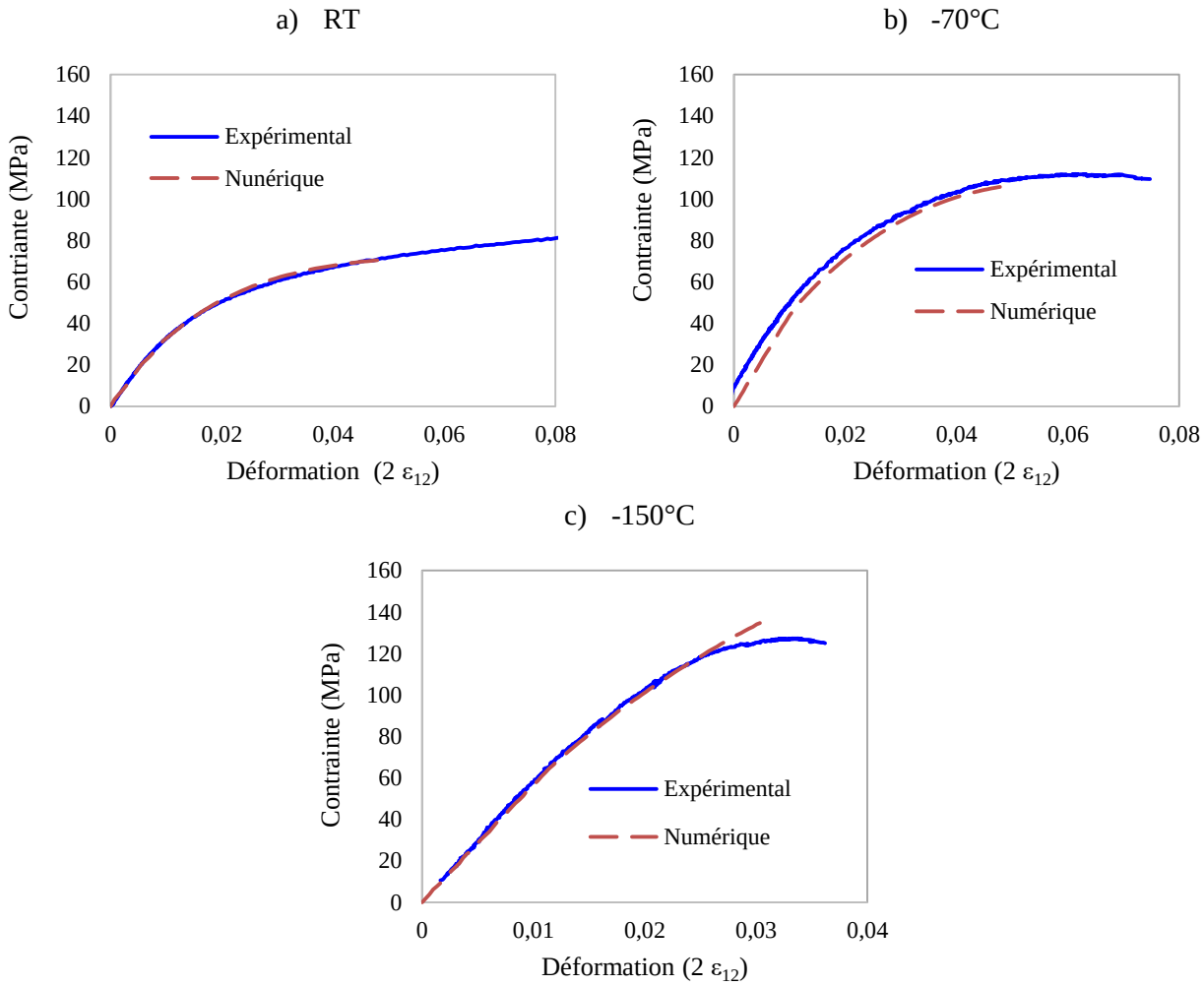


Figure 6-16. Courbes contrainte-déformation en cisaillement dans le plan 1-2 à température pièce, -70°C et -150°C.

6.7.4. Traction et compression : $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$

La Figure 6-17 présente une comparaison entre les courbes contrainte-déformation expérimentales et numériques en traction et en compression pour le stratifié $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$ à température pièce, -70°C et -150°C. Le chargement est appliqué dans la direction x.

En traction, à toutes les températures, la rigidité est bien prédite et la forme générale des courbes est très bien représentée. À température pièce, le modèle de comportement sous-estime la contrainte à la rupture en traction. C'est une possible indication que les valeurs expérimentales de déformations à la rupture sont un peu faibles pour le stratifié $[(0/90)]_5$ en traction puisque la rupture du stratifié $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_s$ est gouvernée par la rupture des plis (0/90). En effet, les stratifiés du type du $[(0/90)]_5$ sont plus sensibles à l'alignement et à d'autres facteurs expérimentaux qui peuvent expliquer cet écart. D'ailleurs, si l'on compare les valeurs expérimentales obtenues dans ces travaux

avec celles du composite Handbook [217] pour un stratifié similaire (même fibres, même résine et même type de tissage), on constate que les valeurs obtenues ici sont plus faibles. Avec la température qui diminue, l'écart entre la contrainte à la rupture prédite et expérimentale diminue.

En compression, la rigidité est assez bien prédite. Le modèle sous-estime la contrainte à la rupture et la déformation à la rupture. Pour la compression, plus la température diminue, plus l'écart entre les simulations et les résultats expérimentaux quant à la contrainte à la rupture augmente.

6.8. Conclusion

Dans ce chapitre, le développement du modèle de comportement mécanique du matériau composite est présenté. Le modèle proposé est basé sur l'échelle de modélisation mésoscopique et suppose l'utilisation de trois variables d'endommagement pour tenir compte du comportement dans le plan 1-2. Dans le plan 1-2, l'initiation de la rupture est prédite par le critère de la déformation maximale Dans les directions chaîne et trame, l'évolution de la variable d'endommagement post-rupture est basée sur le modèle des bandes de Bažant et Oh [147]. En cisaillement, l'utilisation de la variable d'endommagement est combinée à un modèle plastique pour tenir compte des non-linéarités et des déformations inélastiques qui caractérisent le comportement avant l'initiation de la rupture. Une fois la rupture initiée, l'évolution de la variable d'endommagement est aussi basée sur la théorie des bandes de Bažant et Oh [147]. La délamination est incluse au modèle en combinant un critère de rupture quadratique et une règle de détérioration des propriétés hors-plan. Le modèle matériau est intégré au modèle global dans Abaqus/Explicit via l'utilisation d'une sous-routine Vumat.

Des essais de cisaillement cyclique ont été effectués dans l'objectif de définir les paramètres nécessaires au modèle de comportement en cisaillement. Les résultats des essais mettent en évidence l'effet important de la température sur le comportement en cisaillement.

Le modèle a été validé avec les résultats des essais expérimentaux présentés au Chapitre 3. De façon générale, le modèle reproduit bien le comportement en traction, en compression et en cisaillement du stratifié $[(0/90)]_n$. En compression, le modèle ne tient pas compte des non-linéarités observées expérimentalement. Pour tenir compte de ces non-linéarités, la baisse de rigidité apparente précédant la rupture devrait être caractérisée. Une évolution de la variable d'endommagement en deux temps pourrait ensuite être définie. En cisaillement, le modèle permet de bien reproduire le comportement à toutes les températures. C'est une démonstration que l'approche de modélisation retenue et la méthodologie utilisée pour caractériser expérimentalement les propriétés du modèle en cisaillement s'appliquent aussi au comportement à -150°C, bien qu'il

soit beaucoup plus fragile. Pour la simulation des essais de traction et de compression sur le stratifié $[(\pm45)(0/90)(0/90)(\pm45)]_{ns}$, le modèle a tendance à sous-estimer la contrainte à la rupture.

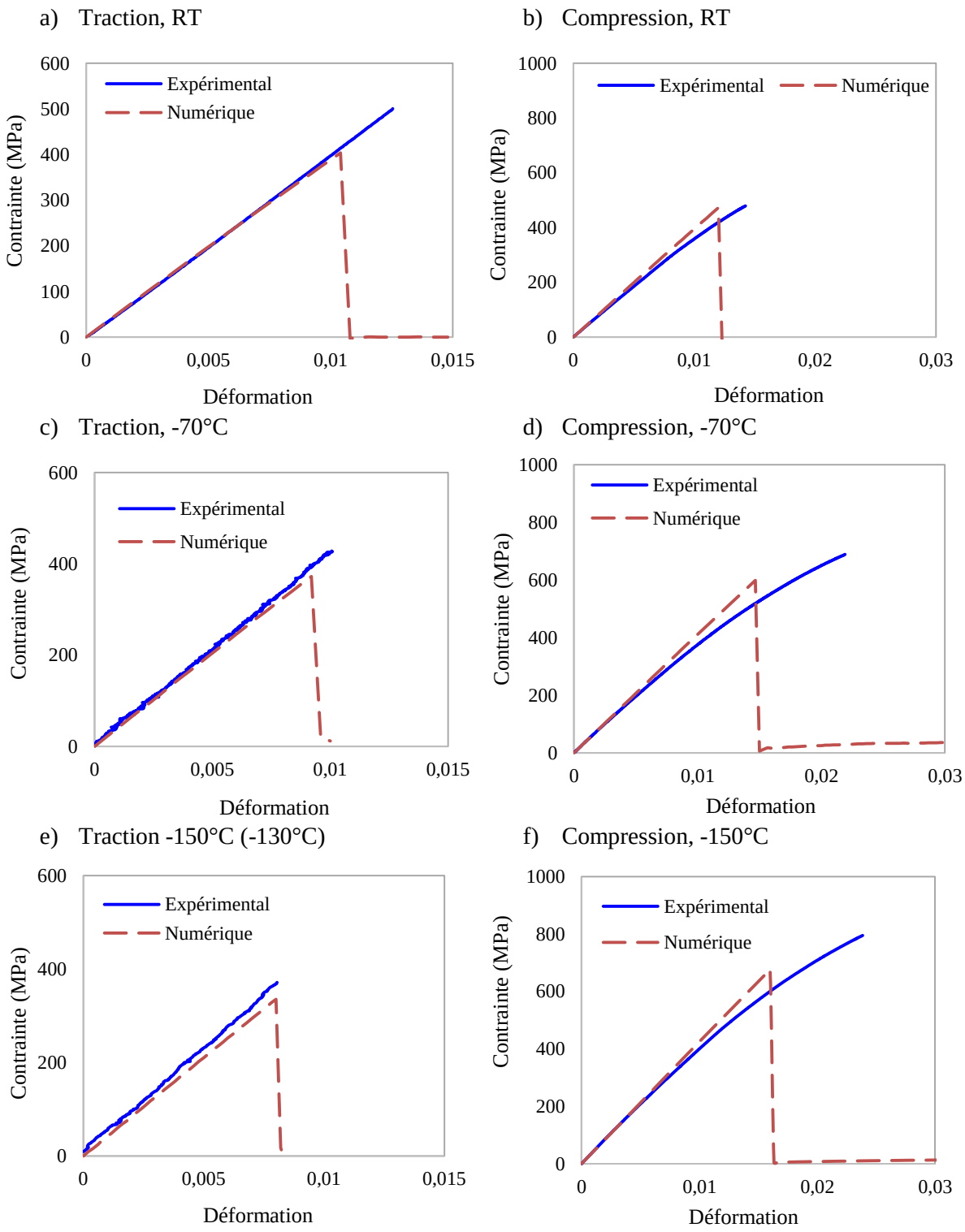


Figure 6-17. Courbes contrainte-déformation dans la direction x en traction et en compression pour le stratifié $[(\pm45)/(0/90)/(0/90)/(\pm45)]_{ns}$ à température pièce, -70°C et -150°C.

Chapitre 7
Modélisation du comportement hors-plan de structures nid d'abeilles

7.1. Introduction

Ce chapitre porte sur le développement d'un modèle numérique par la méthode des éléments finis dédié à reproduire le comportement mécanique de structures nid d'abeilles de Nomex. L'objectif du modèle est de reproduire le comportement mécanique du nid d'abeilles lorsque le panneau sandwich est soumis à un chargement d'impact. L'emphase est mise sur le comportement hors-plan de la structure nid d'abeilles puisque c'est dans cette direction que le matériau d'âme est principalement sollicité lors de l'impact. Afin de reproduire le comportement à l'impact du panneau sandwich, le modèle de comportement du nid d'abeilles doit permettre de reproduire la rigidité globale du panneau. Qui plus est, l'écrasement de la structure nid d'abeilles est un des modes d'endommagement les plus importants lors de l'impact et contribue de façon importante au comportement après impact. Il est donc essentiel que le modèle en tienne compte et soit capable de reproduire ce mode d'endommagement.

L'objectif global des travaux numériques présentés dans le cadre de cette thèse est d'appliquer le modèle développé à la simulation d'essais d'impact à différentes températures. Dans cette optique, une partie du chapitre est dédiée à l'étude du comportement en compression du nid d'abeilles de Nomex à température pièce, -70°C et -150°C. Ces essais servent deux objectifs. D'une part, comprendre et quantifier l'effet des températures froides sur le comportement en compression de structures nid d'abeilles de Nomex. Cet aspect est très important pour mieux comprendre l'effet de la température sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches puisque que le comportement du matériau d'âme joue un rôle important lors de l'impact. C'est d'ailleurs une des

contributions importantes des travaux présentés dans ce chapitre. En effet, on ne retrouve pas dans la littérature de travaux sur l'effet des températures froides sur le comportement mécanique des structures nid d'abeilles de Nomex, bien que leur nature laisse présager que leur comportement est affecté par la température d'utilisation. D'autre part, les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression à température pièce, -70°C et -150°C obtenues en réalisant les essais de compression hors-plan vont servir à déterminer les propriétés du modèle de comportement de la structure nid d'abeilles de Nomex.

La première section de ce chapitre est consacrée au développement du modèle par éléments finis pour reproduire le comportement mécanique du nid d'abeilles de Nomex. La représentation détaillée de la structure cellulaire est l'approche de modélisation retenue. Elle est présentée en détail ainsi que la loi de comportement utilisée pour le Nomex. La sensibilité du modèle à certains paramètres géométriques, aux paramètres de contact et à la taille des éléments est étudiée afin de déterminer la forme finale du modèle qui sera intégré au modèle global d'impact.

Ensuite, les essais de compression hors-plan sont abordés. La méthodologie, le montage et le traitement des données sont expliqués. L'effet de la température sur la compression hors-plan est étudié en détail. La méthode d'obtention des propriétés du modèle à partir des courbes équivalentes de contrainte-déformation en compression est ensuite expliquée et les propriétés obtenues à chaque température sont présentées.

Finalement, des essais d'indentation quasi-statique ont été réalisés à température pièce sur le nid d'abeilles. Ils permettent de valider le modèle présenté dans ce chapitre pour un type de chargement qui inclut une combinaison de compression et de cisaillement hors-plan.

7.2. Modèle

Deux approches de modélisation ont initialement été considérées pour la structure nid d'abeilles de Nomex : représenter le nid d'abeilles comme un milieu homogène continu équivalent ou reproduire la géométrie cellulaire de la structure nid d'abeilles (échelle mésoscopique). C'est cette dernière méthode qui a été retenue. Cette approche permet de mieux reproduire le comportement local du nid d'abeilles lors de l'impact. De plus, c'est une approche de modélisation bien documentée qui permet, par l'implantation d'une loi de comportement matériau simple, de bien reproduire le comportement hors-plan des structures nid d'abeilles. Qui plus est, plusieurs travaux ont montré qu'une approche d'ingénierie inverse permet d'obtenir les propriétés du modèle de comportement à partir des essais de compression hors-plan [117,174]. La représentation du matériau d'âme comme

un milieu homogène équivalent est une approche prometteuse, mais qui nécessite encore beaucoup de développements. En effet, ce type de modèle est particulièrement sensible au maillage [130,138]. De plus, la plupart des modèles développés ne tiennent pas compte de l'interaction entre les comportements en compression hors-plan et en cisaillement hors-plan avec quelques exceptions [166,182,196,202], principalement basée sur le critère de Besant [182]. Finalement, dans une optique d'étudier le comportement à l'impact de panneaux sandwiches d'une taille relativement petite (150 mm sur 100 mm), la représentation cellulaire de la structure nid d'abeilles n'engendre pas des temps de calcul déraisonnables. C'est pour toutes ces raisons que l'approche ici privilégiée est la modélisation détaillée de la structure cellulaire du nid d'abeilles de Nomex.

Dans cette section, la méthode de modélisation retenue est expliquée en détail. Dans un premier temps, le modèle est appliqué à la simulation des essais de compression hors-plan. C'est à partir de ce modèle de base que les paramètres géométriques, les paramètres de contact et les propriétés du modèle sont déterminés. Le modèle ainsi développé pourra ensuite être adapté et inclus au modèle général pour la simulation de l'impact.

7.2.1. Loi de comportement

Le Nomex est représenté par un matériau homogénéisé avec un comportement linéaire élastique isotrope combiné avec un comportement plastique avec écrouissage parfaitement plastique (Figure 7-1). C'est possiblement une des lois de comportement matériau les plus simples utilisées pour représenter le comportement du Nomex. En effet, on néglige la nature orthotrope du matériau et on homogénéise les deux constituants : le papier Nomex et la résine phénolique. Cette loi de comportement est tout de même utilisée par plusieurs auteurs [15,117,118,174,178,205,207] et requiert avant tout très peu de propriétés mécaniques, ce qui lui confère un avantage important sur d'autres lois plus complètes, mais aussi plus compliquées à mettre en œuvre et à caractériser.

Les propriétés mécaniques (E, σ_y, υ) utilisées pour les simulations préliminaires proviennent des travaux de Seeman et Krause [174] et sont présentées au Tableau 7-1.

La masse volumique du papier homogénéisé (ρ) a été définie de façon à ce que la masse volumique du volume équivalent (ρ_{eq}), correspondant au volume défini par les dimensions extérieures de la structure, corresponde à la masse volumique fournie par le fabricant ($48 kg/m^3$) [249]. La masse volumique ainsi obtenue est présentée dans le Tableau 7-2.

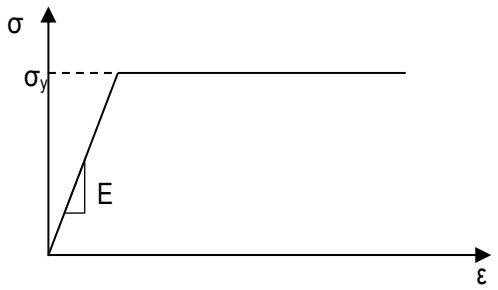


Figure 7-1. Relation contrainte-déformation du matériau homogène équivalent.

Tableau 7-1. Propriétés pour l'étude initiale du modèle [174].

Module d'élasticité E (GPa)	Coefficient de Poisson (υ)	Limite élastique σ_y (MPa)
4.0	0.3	90

Tableau 7-2. Masse volumique du matériau homogénéisé.

Masse volumique ρ (kg/m^3)
1232

7.2.2. Géométrie du modèle

Pour débuter l'étude du comportement numérique de la structure nid d'abeilles, une cellule hexagonale avec six côtés d'égale dimension a été modélisée (Figure 7-2). C'est une représentation simplifiée de la géométrie réelle présentée à la Figure 7-3.

Les parois des cellules dans la direction L sont caractérisées par une double épaisseur causée par le processus de fabrication [175]. Les parois doubles sont prises en compte dans le modèle en leur assignant une épaisseur distincte. L'épaisseur des parois des cellules du nid d'abeilles a été mesurée à l'aide d'un micromètre. Les valeurs mesurées pour les parois simples et doubles sont présentées au Tableau 7-3. Ce sont ces valeurs qui ont été utilisées pour le développement du modèle et le calcul de la densité (Tableau 7-2).

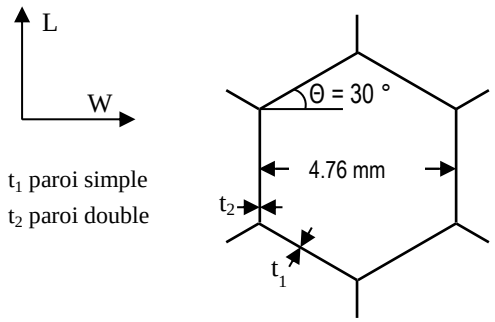


Figure 7-2. Géométrie idéalisée de la cellule du nid d'abeilles.

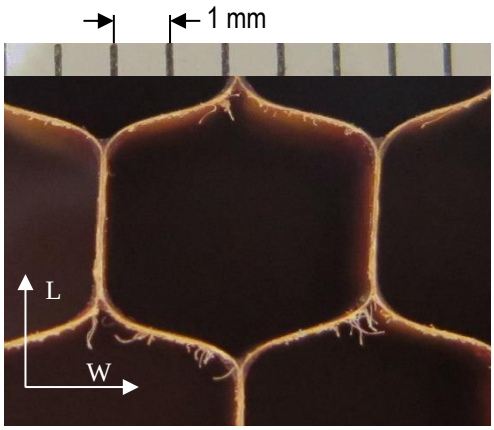


Figure 7-3. Géométrie réelle de la cellule du nid d'abeilles.

Tableau 7-3. Épaisseurs des parois des cellules du nid d'abeilles.

Paroi simple (t_1)	Paroi double (t_2)
0.072 mm	0.134 mm

Pour les essais de compression hors-plan, les simulations sont initialement effectuées sur un modèle incluant huit cellules (Figure 7-4). Seeman et Krause [174] ont étudié l'effet du nombre de cellules sur les résultats de simulations en compression. Ils ont montré que pour cette géométrie, les simulations permettent d'obtenir des résultats comparables aux résultats obtenus en modélisant le quart de l'échantillon en compression avec les conditions de symétrie appropriées. C'est pour cette raison que cette géométrie est retenue comme point de départ de l'étude. La sensibilité du modèle à la taille de la géométrie d'étude est étudiée à la section 7.3.1 de ce chapitre.

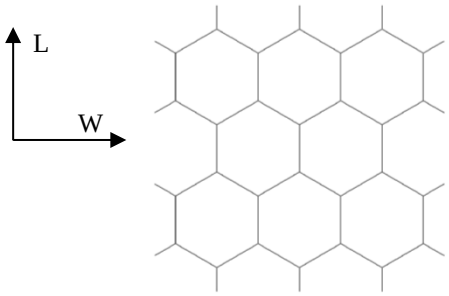


Figure 7-4. Structure nid d'abeilles de base étudiée pour la compression hors-plan.

L'ajout d'imperfections au modèle de la structure nid d'abeilles à l'échelle mésoscopique est pratique courante afin de mieux reproduire le comportement de la structure naturellement caractérisée par la présence de nombreuses imperfections [204–206]. Parmi celles-ci notons : la variation d'épaisseur des parois, l'accumulation de résine, la variation de la géométrie des cellules,

etc. Toutefois, Heimbs [204] a montré qu'il est possible en ajustant les propriétés mécaniques et l'épaisseur des parois du modèle de reproduire l'effet de ces imperfections sur le comportement en compression. Cette approche a été utilisée par plusieurs auteurs [117,174,250] et est retenue pour le présent modèle. En effet, puisque les propriétés mécaniques nécessaires au modèle de comportement sont déterminées afin de reproduire le comportement de la structure en compression, l'insertion d'imperfections n'est donc pas nécessaire. De plus, pour tous les cas étudiés dans ce chapitre, la loi matériau choisie sous-estime la contrainte à la rupture. L'insertion d'imperfections amplifierait donc ce phénomène.

7.2.3. Conditions limites

Des conditions de symétrie ont été appliquées à toutes les arêtes libres de la structure perpendiculaires au plan L-W. Les conditions sont appliquées par rapport à un plan perpendiculaire à chacune des arêtes (Figure 7-5) [174,205].

Pour simuler le chargement de compression, un déplacement dans la direction hors-plan est appliqué à un nœud rigide qui contraint le déplacement de tous les nœuds de la surface supérieure en compression. Les déplacements dans les directions L et W ainsi que les trois mouvements en rotation sont bloqués (U_L= U_W= 0 et UR_L= UR_W= UR_z = 0). Les déplacements de la surface inférieure sont bloqués via un nœud rigide complètement encastré (U_L= U_W= U_z = 0 et $UR_{L=}$ UR_W= UR_z = 0).

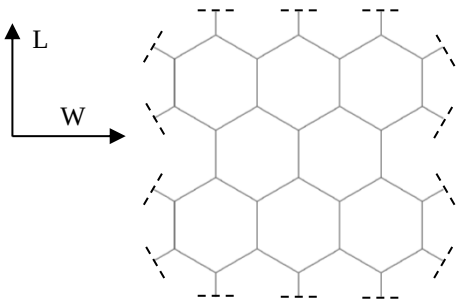


Figure 7-5. Plans de symétrie.

7.2.4. Contact

Un contact normal de type linéaire est utilisé alors que dans la direction tangentielle un contact de type pénalité isotrope est utilisé. Dans la littérature, on retrouve des coefficients de friction tangentielle qui varient environ entre 0.12 et 0.45 [251,252]. Toutefois, ces valeurs de coefficients de friction sont obtenues entre de l'acier et le Nomex, alors qu'ici c'est plutôt le coefficient de

friction Nomex-Nomex qui est d'intérêt. Quelques études utilisent un coefficient de friction tangentielle de 0.4 pour la simulation de la compression du Nomex [250,253], alors que plusieurs auteurs vont jusqu'à complètement négliger la friction tangentielle [184,207]. Le coefficient de friction utilisé pour les analyses préliminaires est présenté au Tableau 7-4. Une analyse de la sensibilité du modèle au coefficient de friction utilisé dans la définition du contact tangentiel est présentée à la section 7.3.3.

Tableau 7-4. Coefficient de friction tangentielle.

Coefficient de friction
0.3

7.2.5. Élément

Des éléments coques de type S4R sont utilisés pour les simulations de compression hors-plan. Ce sont des éléments coques à intégration réduite et possédant quatre nœuds. On suppose ainsi un état de contraintes planes. Une étude sur l'effet de la taille du maillage est présentée à la section 7.3.2. Les simulations préliminaires sont effectuées avec des éléments dont la taille est d'environ 0.25 mm sur 0.25 mm [174].

7.3. Sensibilité et paramètres du modèle

7.3.1. Étude de convergence sur la taille de la géométrie étudiée

Une étude sur l'effet de la taille de la géométrie étudiée sur le résultat des simulations en compression est effectuée. Cette étude permet de s'assurer que les résultats obtenus en compression avec la géométrie d'étude sélectionnée [174] sont conformes à ceux obtenus en modélisant l'échantillon en entier. Les différentes géométries étudiées sont présentées à la Figure 7-6 et incluent : la géométrie initiale de huit cellules, le quart de l'échantillon et l'échantillon entier. Pour le quart de l'échantillon, les conditions de symétrie sont appliquées sur deux des quatre côtés de la structure nid d'abeilles. Les deux autres doivent être libres afin de reproduire l'essai de compression. Deux types de conditions de symétrie sont étudiés pour le quart de l'échantillon. La première est similaire à celle appliquée sur la géométrie initiale d'étude: les conditions de symétrie sont appliquées selon un plan perpendiculaire aux arêtes libres. La seconde condition de symétrie est appliquée aux arêtes libres selon le repère global (L-W), bien qu'en réalité, dans la direction W et selon le plan de symétrie présenté à la Figure 7-6, le matériau d'âme tel que modélisé n'est pas symétrique.

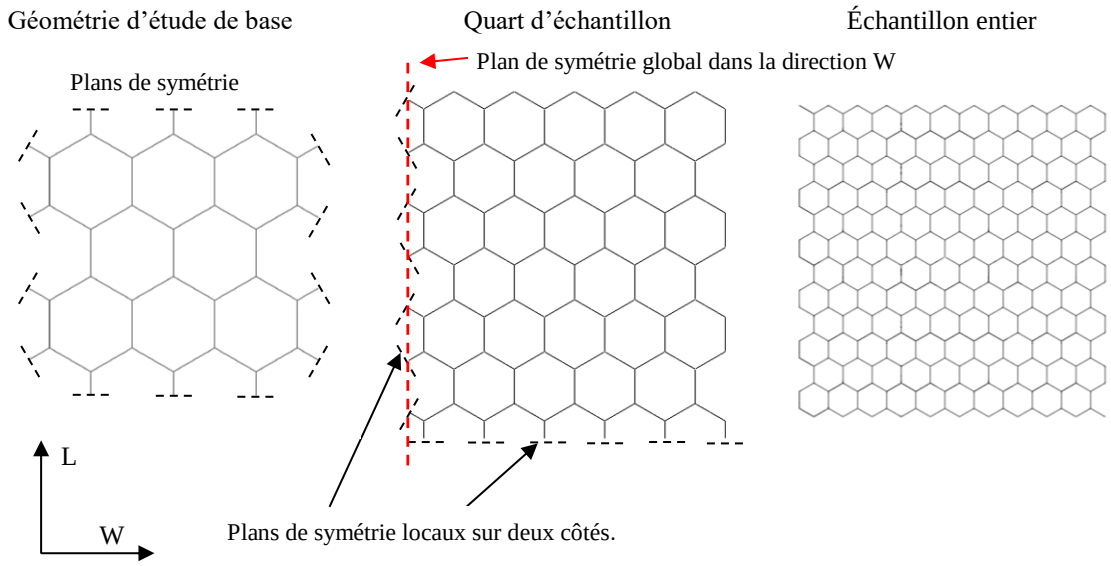


Figure 7-6. Géométries étudiées afin de déterminer l'influence du nombre de cellules sur le résultat des simulations en compression hors-plan.

La Figure 7-7 présente les courbes contrainte-déformation équivalentes obtenues avec la géométrie d'étude de base, le quart de l'échantillon pour les deux conditions de symétrie étudiées et l'échantillon entier. Les résultats obtenus avec le quart d'échantillon sont conformes aux résultats obtenus avec l'échantillon complet en compression pour les deux conditions de symétrie étudiés. La courbe contrainte-déformation équivalente obtenue avec la géométrie d'étude de base est elle aussi très similaire. On observe toutefois des contraintes plus élevées dans la seconde phase du comportement (le plateau). Cet aspect doit être pris en compte dans la sélection des propriétés du modèle.

7.3.2. Étude de convergence sur la taille des éléments

Une étude de convergence sur la taille des éléments est effectuée. Des éléments quadratiques dont la taille varie de 1 mm à 0.1 mm sont utilisés (Figure 7-8). La Figure 7-9 présente les courbes contrainte-déformation équivalentes obtenues avec la géométrie d'étude de base. Seul le début de la courbe contrainte-déformation équivalente en compression est présenté pour les éléments de 0.1 mm sur 0.1 mm, le temps de calcul étant trop important pour cette taille d'éléments. On observe que pour des tailles d'éléments de 0.25 mm et moins, la solution semble converger.

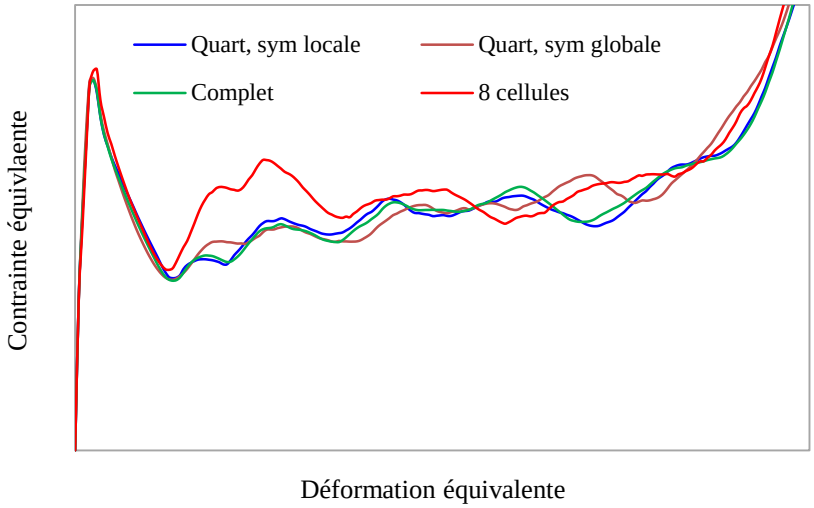


Figure 7-7. Effet du nombre de cellules sur les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan.

L'effet de la taille des éléments sur la formation des plis dans les parois du nid d'abeilles en compression est aussi étudié. La Figure 7-10 présente l'état de déformation de la structure nid d'abeilles à différents niveaux d'écrasement pour des éléments quadratiques de 0.2, 0.4 et 0.6 mm. On observe que pour des éléments de 0.6 mm, les éléments sont trop gros pour bien reproduire la formation des plis dans la structure nid d'abeilles. Avec des éléments de 0.4 mm et 0.2 mm, on observe le même nombre de plis, bien que la localisation des plis à travers l'épaisseur diverge. L'utilisation d'éléments de 0.25 mm sur 0.25 mm est retenue pour les simulations subséquentes présentées dans ce chapitre. Une évaluation de l'effet de la taille des éléments de la structure nid d'abeilles sur les résultats du modèle global d'impact pourrait s'avérer intéressante. En effet, l'utilisation d'élément de 0.4 mm permettrait de sauver énormément de temps de calcul.

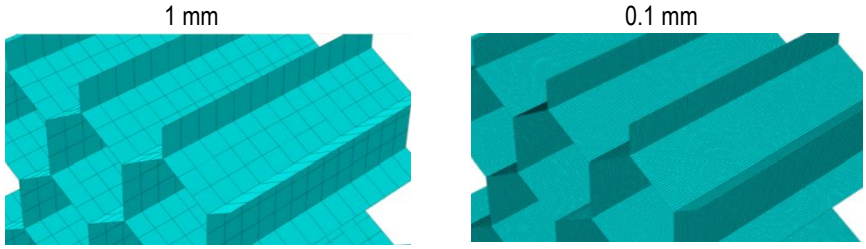


Figure 7-8. Maillages avec éléments de 1mm et de 0.1 mm.

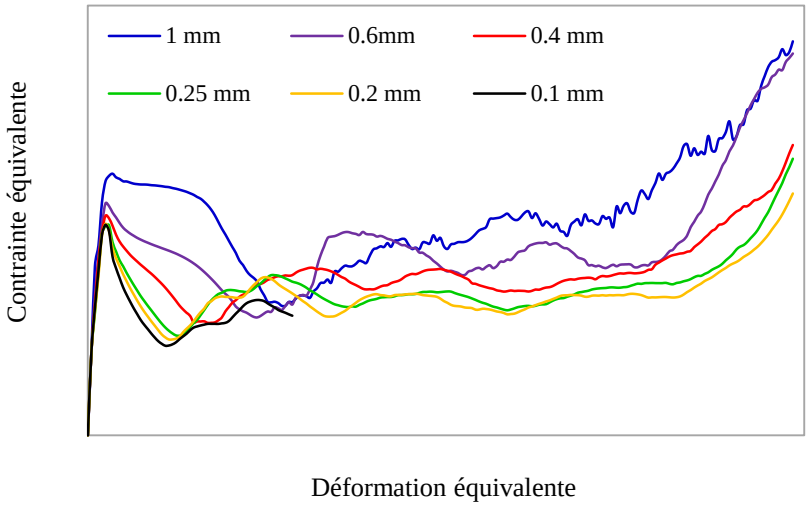


Figure 7-9. Effet de la taille des éléments sur les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan.

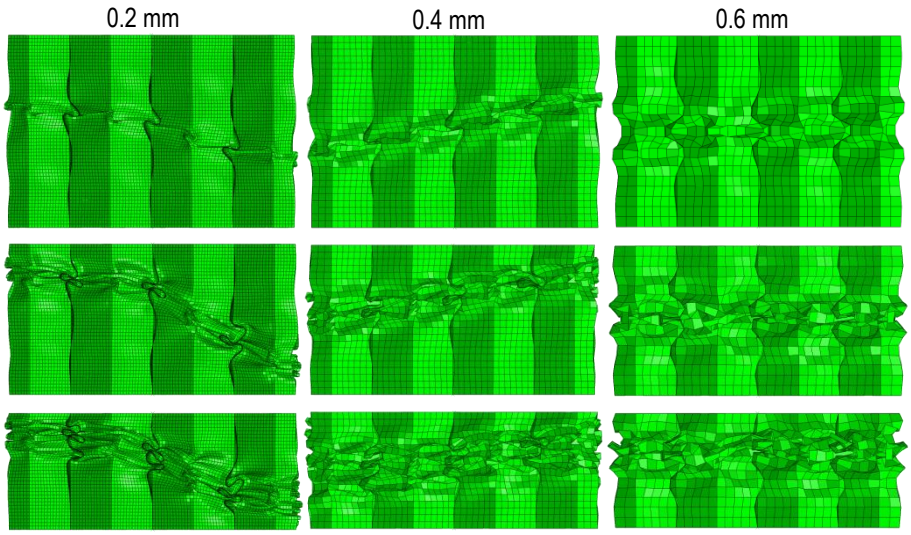


Figure 7-10. État de déformation de la structure nid d'abeilles avec des éléments de 0.2 mm, 0.4 mm et 0.6 mm pour différents niveaux d'écrasement.

7.3.3. Étude de la sensibilité du modèle au coefficient de friction tangentielle

Le contact tangentiel utilisé est de type friction avec pénalité. Une étude sur l'influence de la valeur du coefficient de friction tangentielle sur le comportement en compression hors-plan pour la géométrie d'étude de base est effectuée. Trois cas sont étudiés :

- Un coefficient de friction de 0.3 qui correspond au modèle d'étude préliminaire,
- Un coefficient de friction de 0.4 qui correspond aux valeurs supérieures retrouvées dans la littérature [250,253],

- Un comportement tangentiel sans friction, que l'on retrouve aussi dans la littérature [184,207].

L'effet du coefficient de friction est évalué sur deux aspects du modèle : l'énergie dissipée par friction et la courbe contrainte-déformation équivalente en compression.

L'énergie dissipée par friction normalisée par l'énergie interne finale pour les trois cas d'étude est présentée au Tableau 7-5. Les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression sont présentées à la Figure 7-11. On observe que l'énergie dissipée par la friction durant l'essai de compression est négligeable par rapport à l'énergie interne. Qui plus est, pour les trois cas d'étude, le coefficient de friction tangentielle a un effet négligeable sur la courbe contrainte-déformation équivalente en compression, même lorsqu'on considère un comportement sans friction. La valeur de 0.3 utilisée pour l'étude préliminaire est conservée.

Tableau 7-5. Pourcentage de l'énergie dissipée par friction.

Coefficient de 0.3	Coefficient de 0.4	Sans friction
1.1%	0.9%	-

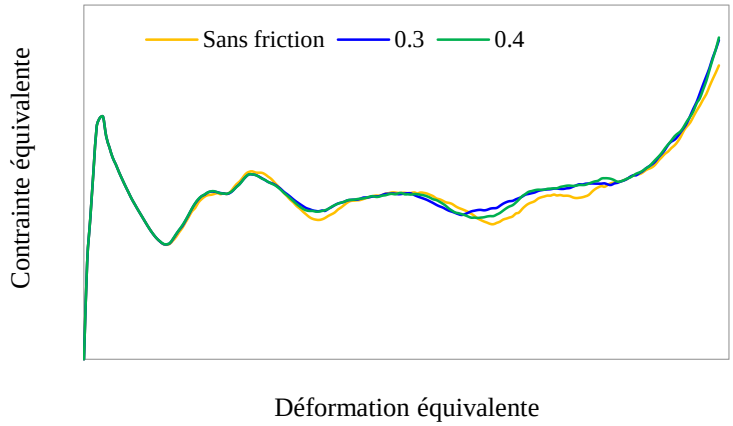


Figure 7-11. Effet du coefficient de friction tangentielle sur les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan.

7.4. Détermination des propriétés du modèle

Afin de déterminer les propriétés du modèle, une approche d'ingénierie inverse est appliquée. Des essais expérimentaux de compression sont effectués à température pièce, -70°C et -150°C. Les propriétés du modèle sont ajustées afin de reproduire le comportement en compression à chaque température.

Dans cette section, les essais de compression hors-plan sont présentés en détail. Des essais monotones sont effectués afin de caractériser le comportement en compression des structures nid d'abeilles de Nomex à température pièce, -70°C et -150°C. Une analyse complète de l'effet de la température sur le comportement en compression est effectuée. L'effet de la température sur le module d'élasticité en compression et sur la résistance en compression est quantifié. La détermination des propriétés du modèle de comportement est ensuite présentée.

7.4.1. Essais de compression hors-plan expérimentaux

Il existe deux normes ASTM pour la caractérisation du comportement de structures nid d'abeilles : la norme C365 [169] et la norme D7336 [170]. La première s'intéresse au comportement avant l'effondrement du comportement en compression du nid d'abeilles. Elle porte sur la caractérisation du module d'élasticité et de la résistance en compression hors-plan. Cette dernière propriété correspond à la contrainte maximale précédant le flambement des cellules. La deuxième norme s'intéresse au comportement après effondrement. Lors des essais d'impact, l'âme est sollicitée au-delà du flambement des cellules. Une connaissance du comportement entier du nid d'abeilles en compression hors-plan s'avère essentielle. La méthode développée ici est plutôt basée sur la norme ASTM C365 [169] mais a été modifiée pour inclure le comportement après effondrement.

Montage et instrumentation

Les essais de compression sont effectués sur une machine de traction MTS Insight 100 SL. Un plateau de compression fixe est utilisé pour supporter l'échantillon et la charge est appliquée par un plateau de compression rotulé. Une cellule de charge de 10 kN est utilisée pour mesurer la force normale appliquée à l'échantillon.

Le déplacement de la traverse de la machine de traction est utilisé pour évaluer les déformations équivalentes. Toutefois, une courbe de correction est utilisée pour tenir compte des déplacements du système. Cette courbe est obtenue en faisant un essai plateau contre plateau. Les essais plateau contre plateau ont été réalisés pour toutes les séries de mesures à toutes les températures d'essais. On obtient ainsi une courbe de correction pour toutes les séries de mesures. Cette approche a été retenue puisque l'utilisation d'un système de corrélation d'image 3D était impossible ici à basse température. Le temps de refroidissement de la chambre étant important en raison des plateaux de compression en acier, du givre se forme à l'intérieur de la chambre limitant la capacité à prendre des photos du montage.

À basse température, une chambre environnementale est installée autour de la machine de traction. La chambre est refroidie à l'azote liquide. Afin d'installer les plateaux à l'intérieur de la chambre,

un système de rallonges est utilisé. Pour éviter que l'utilisation des rallonges ait un effet sur les résultats des essais à basse température, les essais à température pièce sont effectués sur le même montage. Des essais sans rallonges ont aussi été effectués. Les deux montages donnent des résultats similaires.

La température est mesurée dans la chambre à l'aide de deux thermocouples. Un premier est placé entre les plateaux à proximité de l'échantillon testé. Le second est placé au centre de la chambre.

Un anneau chauffant est positionné sur la rallonge en dessous de la connexion avec la cellule de charge afin de s'assurer que la cellule de charge soit exposée à une température constante durant l'essai.

Méthodologie

Les échantillons utilisés sont de type stabilisé. Le nid d'abeilles comprimé est en configuration de sandwich avec les peaux en matériaux composites. Dans le cas présent, l'utilisation d'échantillons stabilisés semble l'approche la plus judicieuse puisque c'est sous cette forme que la structure nid d'abeilles est sollicitée lors de l'impact sur le panneau sandwich.

Les échantillons ont été coupés à l'aide d'une scie aux diamants refroidie à l'eau. Les échantillons ont des dimensions approximatives de 50 mm sur 50 mm. Les échantillons ont une épaisseur 14.5 mm et l'âme à une épaisseur de 12.7 mm. Les échantillons sont séchés au four à 50°C avant de réaliser les essais afin d'enlever l'humidité.

Au début de l'essai, les échantillons sont chargés en compression à une vitesse de 0.15mm/min. Le flambement des cellules et l'effondrement du comportement se produisent ainsi à environ quatre minutes du début de l'essai. Lorsque le déplacement de la traverse devient supérieur à 0.7 mm, la vitesse de chargement passe à 3mm/min. Les échantillons sont chargés jusqu'à la consolidation.

Pour les essais à basse température, lors du refroidissement, les deux plateaux sont rapprochés au maximum et un thermocouple est placé entre ceux-ci. Pour ces essais, il est important que la température des plateaux atteigne la température de l'essai. Une fois la température stabilisée à la température souhaitée, les essais peuvent débuter. Lors du refroidissement, les échantillons sont conditionnés dans la chambre.

Calcul des déformations et des contraintes

Pour le calcul des déformations, la correction à appliquer à la traverse est calculée et appliquée à chaque point de mesure. On divise ensuite la valeur corrigée par l'épaisseur du nid d'abeilles (h)

pour obtenir la déformation équivalente ($\varepsilon_{33\,eq}$). La déformation équivalente est donnée par l'expression suivante.

$$\varepsilon_{33\,eq} = \frac{u_{tr} - u_{corr}}{h} \qquad 7\text{-}1$$

Pour ce qui est de la contrainte équivalente, on divise la force (F) par la largeur (L_W) et par la longueur (L_L) de l'échantillon testé:

$$\sigma_{33\,eq} = \frac{F}{L_W L_L} \qquad 7\text{-}2$$

Résultats

La Figure 7-12 présente les courbes contrainte-déformation équivalentes obtenues à chaque température. Avec la température qui diminue, on observe une augmentation du module d'élasticité équivalent en compression hors-plan ainsi qu'une augmentation de la contrainte maximale équivalente en compression hors-plan. La composition du Nomex permet d'expliquer ces augmentations. En effet, le Nomex est constitué de fibres (papier Nomex) trempées dans une résine phénolique. On peut s'attendre à une augmentation de la rigidité de la résine phénolique à basse température telle qu'observée pour d'autres types de résine. Cette augmentation se traduit par une augmentation de la rigidité de la structure nid d'abeilles en compression. De plus, si la rigidité des parois du nid d'abeilles augmente, il est normal d'observer une augmentation de la contrainte associée au flambement des cellules de la structure nid d'abeilles. Aussi, la fragilisation du comportement de la résine à basse température est souvent associée à une augmentation de la résistance à la rupture. Ainsi, on peut supposer que la fissuration de la résine phénolique se produit pour des contraintes plus élevées à basse température. De plus, selon les données de Dupont pour du Nomex 410 [88], la résistance en traction du papier Nomex augmente de 30 à 60% à basse température (-196°C). L'effet de la température sur le papier Nomex contribue aussi à l'augmentation de la résistance en compression de la structure nid d'abeilles.

Une fois la contrainte maximale en compression atteinte, la contrainte chute subitement et drastiquement. Pour les nids d'abeilles de Nomex, cette chute est très prononcée due au comportement fragile de la résine phénolique. Avec la température qui diminue, la chute de la contrainte est plus prononcée, une indication de la fragilisation accrue de la résine à basse température. Finalement, on observe que les contraintes associées à la deuxième phase du comportement (le plateau) sont plus faibles à -70°C et -150°C qu'à température pièce pour une certaine portion du chargement.

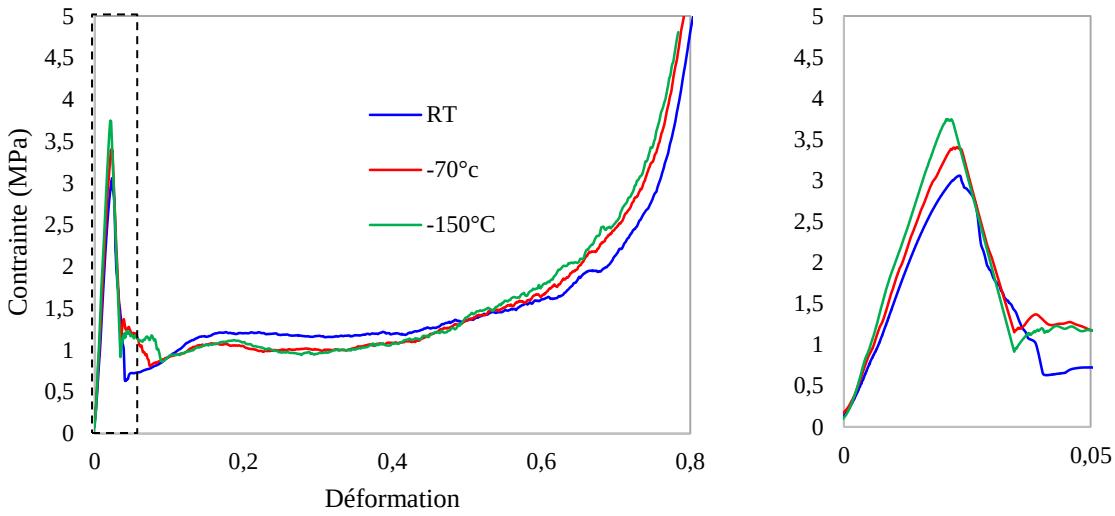


Figure 7-12. Courbes contrainte-déformation équivalentes expérimentales à température pièce, -70°C et -150°C.

Le module d'élasticité et la contrainte maximale en compression, associée au flambement des parois, ont été calculés pour chacun des essais. Le Tableau 7-6 présente l'évolution des propriétés en fonction de la température. Il y a une augmentation de 27% du module d'élasticité et de 23 % de la contrainte maximale entre la température pièce et -150°C.

Tableau 7-6. Module d'élasticité et contrainte maximale en compression en fonction de la température d'essai.

	RT		-70°C		-150°C	
	Moyenne	Écart-type	Moyenne	Écart-type	Moyenne	Écart-type
Module d'élasticité (MPa)	155.4	2.7	171.6	4.6	198.3	20.2
Contrainte maximale (MPa)	3.04	0.12	3.32	0.16	3.67	0.11

7.4.2. Détermination des propriétés du modèle de comportement du Nomex

La loi de comportement appliquée au matériau homogénéisé des parois du nid d'abeilles est simple. Elle ne requiert que trois propriétés mécaniques : le module d'élasticité (E), le coefficient de Poisson (υ), et la limite élastique (σ_y). La valeur du coefficient de Poisson utilisée par Seeman et Krause [174] est utilisée pour toutes les simulations à température pièce, -70°C et -150°C. Seuls le module d'élasticité et la limite élastique sont déterminés à l'aide des résultats des essais en compression.

L'effet du module d'élasticité et de la limite élastique sur la courbe contrainte-déformation équivalente en compression est étudié. Les simulations sont effectuées sur un quart d'échantillon avec des conditions de symétrie globale.

Tout d'abord, l'effet du module d'élasticité est étudié. La Figure 7-13 présente les courbes contrainte-déformation équivalentes obtenues en faisant varier le module d'élasticité entre 4000 MPa et 5500 MPa. On observe que le module a un effet important sur le comportement avant le flambement des cellules. Plus le module d'élasticité est élevé, plus la rigidité équivalente et la contrainte maximale en compression augmentent, alors que la déformation associée à la contrainte maximale diminue. Le module d'élasticité affecte aussi les contraintes lors de la deuxième phase du comportement en compression (le plateau). On observe que pour tous les modules d'élasticité utilisés la contrainte maximale en compression est plus faible que la contrainte maximale moyenne obtenue avec les essais expérimentaux (Tableau 7-6).

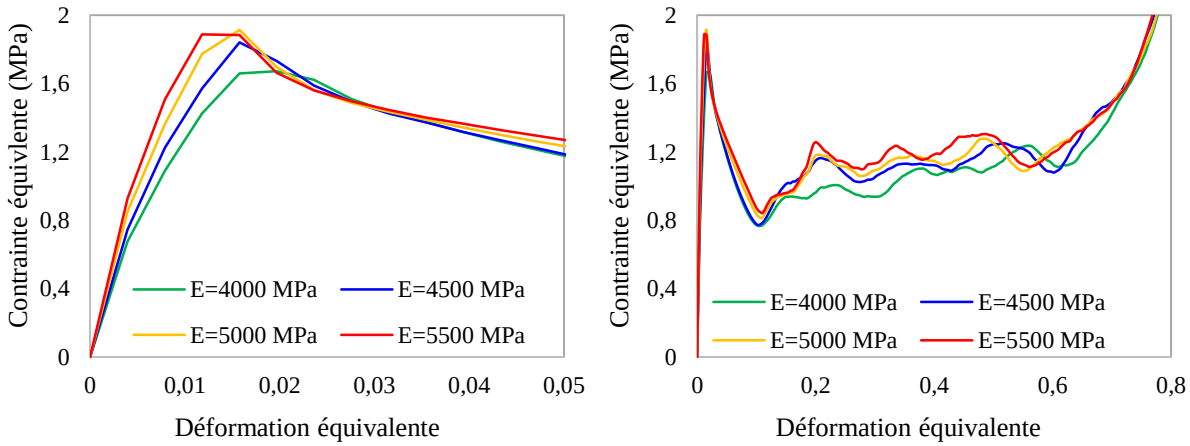


Figure 7-13. Effet du module d'élasticité sur les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan.

Ensuite, pour un module donné (E=4000 MPa), l'effet de la limite élastique sur le comportement en compression hors-plan est évalué. La Figure 7-14 présente les courbes contrainte-déformation équivalentes obtenues en faisant varier la limite élastique de 80 MPa à 120 MPa. Les courbes montrent que la limite élastique à un effet sur la contrainte maximale, mais pas sur la rigidité équivalente. En effet, plus la limite élastique est élevée, plus la contrainte maximale en compression augmente. On observe aussi que la limite élastique à un effet important sur les contraintes dans la zone du plateau. Plus la limite élastique est élevée, plus les contraintes associées à la deuxième phase du comportement augmentent.

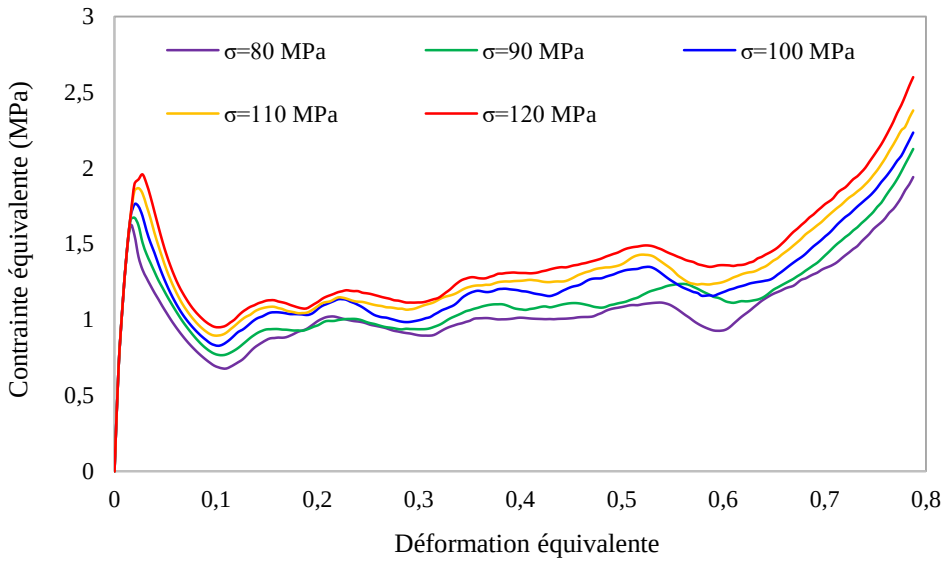


Figure 7-14. Effet de la limite élastique sur les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan.

Pour chaque température, le couple de propriétés permettant de mieux reproduire le comportement a été sélectionné et les propriétés ainsi obtenues sont présentées au Tableau 7-7. Ce sont ces propriétés qui seront utilisées pour le modèle global d'impact.

Tableau 7-7. Propriétés du Nomex homogénéisé utilisées pour le modèle à température pièce -70°C et -150°C.

	E (MPa)	σ_y (MPa)	ν
Température Pièce	4000	110	0.3
-70°C	4500	90	0.3
-150°C	5000	80	0.3

La Figure 7-15 et la Figure 7-16 présentent les courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan à température pièce, -70°C et -150°C obtenues expérimentalement et numériquement. C'est à température pièce que la contrainte maximale en compression prédite par le modèle est la plus élevée, bien qu'on observe plutôt le contraire expérimentalement. Cela s'explique par l'effet opposé de l'augmentation du module d'élasticité et de la diminution de la limite élastique sur la contrainte maximale en compression. L'augmentation du module d'élasticité a pour effet d'augmenter la contrainte maximale et la diminution de la limité élastique a pour effet de diminuer la contrainte maximale, si bien que l'effet de l'augmentation du module d'élasticité sur la contrainte maximale à basse température est annulé par l'effet de la diminution de la limite élastique. Une meilleure représentation des contraintes dans la seconde phase du comportement en compression a été privilégiée par rapport à une meilleure représentation de la contrainte maximale en compression dans le choix des propriétés pour plusieurs raisons. D'une part, la contrainte

maximale en compression est sous-estimée dans tous les cas étudiés. D'autre part, la seconde phase du comportement gouverne principalement l'énergie absorbée par la structure nid d'abeilles et elle représente la phase la plus importante en termes de la plage de déformation couverte. De plus, à la Figure 7-16, on observe que bien que la contrainte maximale prédite par le modèle suit une tendance inverse avec la température qui diminue en comparaison aux données expérimentales, la déformation associée à la contrainte maximale suit la bonne tendance. Le modèle prédit une diminution de cette déformation à basse température telle qu'observée expérimentalement (Figure 7-12).

De façon générale, le modèle de comportement reproduit bien le comportement en compression de la structure nid d'abeilles. Toutefois, la contrainte maximale en compression est sous-estimée. On observe aussi que la chute de contrainte associée au flambement des cellules est plus progressive dans le modèle numérique qu'en réalité. C'est parce que le modèle ne tient pas compte du comportement fragile de la résine phénolique. La littérature montre qu'un modèle de comportement qui tient compte des deux constituants du Nomex soient le papier Nomex et la résine phénolique permet de mieux reproduire la contrainte à la rupture et la chute brusque de la contrainte équivalente [174,250].

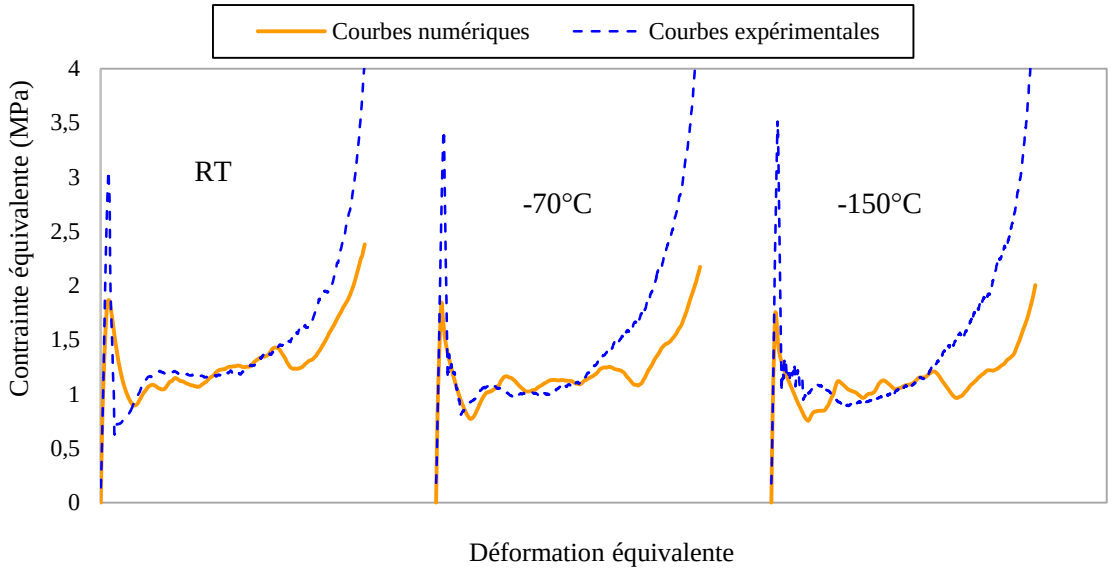


Figure 7-15. Courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan numériques et expérimentales à température pièce, -70°C et -150°C.

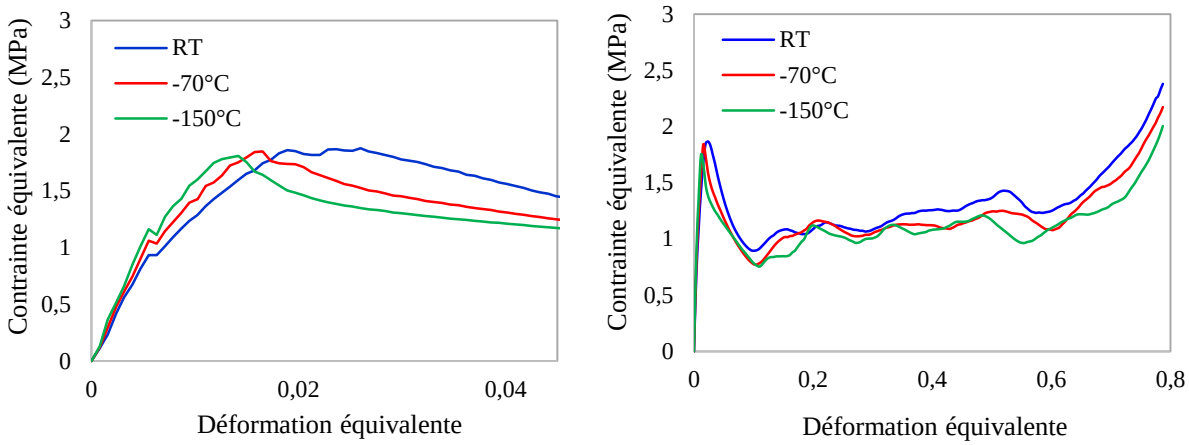


Figure 7-16. Courbes contrainte-déformation équivalentes en compression hors-plan numériques à température pièce, -70°C et -150°C.

7.5. Indentation quasi-statique du nid d'abeilles de Nomex

Des essais d'indentation quasi-statique sont effectués pour valider le modèle. Ce type d'essai a été retenu pour sa simplicité et parce que le chargement induit à la structure nid d'abeilles s'apparente au chargement induit lors de l'impact, bien que l'endommagement soit plus localisé en raison de l'absence des peaux. Lors de ces essais, on sollicite le nid d'abeilles en compression et en cisaillement hors-plan.

7.5.1. Montage et méthodologie

Les essais sont effectués sur une machine de traction MTS Insight 100 SL. L'échantillon est complètement supporté par un plateau rigide. Deux indenteurs à bout hémisphérique avec des diamètres respectifs de 12.7 mm et 25.4 mm sont utilisés pour les essais. La Figure 7-17 présente le montage utilisé.

Les essais sont effectués à une vitesse de 1.25 mm/min jusqu'à une profondeur d'indentation de 5 mm. Une décharge complète de l'échantillon est incluse dans l'essai.

Le déplacement de la traverse est utilisé pour contrôler la vitesse de l'indenteur et la profondeur d'indentation. Le déplacement de l'indenteur est validé avec un système de corrélation d'images 3D. La force appliquée est mesurée avec une cellule de charge de 10 kN.

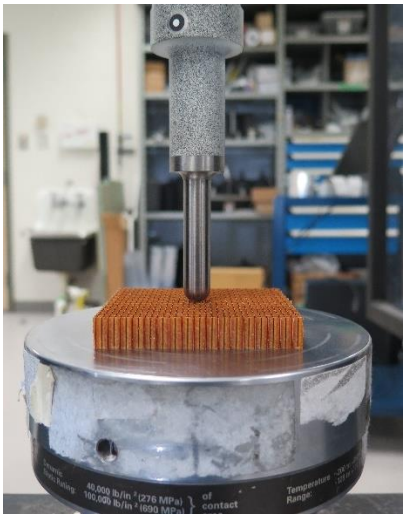


Figure 7-17. Montage pour l'indentation quasi-statique avec l'indenteur de 12.7 mm.

7.5.2. Modèle numérique

Le chargement d'indentation est appliqué à une structure de 27 cellules pour l'indenteur de 12.7 mm et à une structure de 44 cellules pour l'indenteur de 25.4 mm. L'indenteur est représenté par une surface rigide à laquelle on applique un déplacement. Les nœuds de la surface inférieure de la structure nid d'abeilles sont bloqués en déplacement (U_L= U_W = U_z =0 et en rotation UR_L= UR_W = UR_z = 0) via un nœud rigide. Les simulations sont effectuées avec des éléments coques S4R de 0.25 mm sur 0.25mm. Les propriétés à température pièce sont utilisées puisqu'aucun essai d'indentation quasi-statique n'a été effectué à -70°C et -150°C.

7.5.3. Résultats préliminaires

La Figure 7-18 présente chacune des courbes force-déplacement expérimentales obtenues avec les indenteurs de 12.7 mm et 25.4 mm. Avec l'indenteur de 12.7 mm, on observe beaucoup de variation entre les essais. Les courbes illustrent l'importance de la taille des cellules de 4.76 mm par rapport au diamètre de l'indenteur de 12.7 mm. En effet, l'endommagement est localisé et la variation observée entre les courbes peut s'expliquer par une variation de la position de l'indenteur par rapport à la géométrie des cellules de la structure nid d'abeilles. On observe peu de variations dans les courbes obtenues avec l'indenteur de 25.4 mm. De par la taille de l'indenteur, les essais sont moins sensibles au positionnement de l'indenteur. La Figure 7-19 présente une vue de dessus des échantillons testés avec l'indenteur de 12.7 mm. On observe bien l'effet de la position de l'indenteur sur la déformation des cellules.

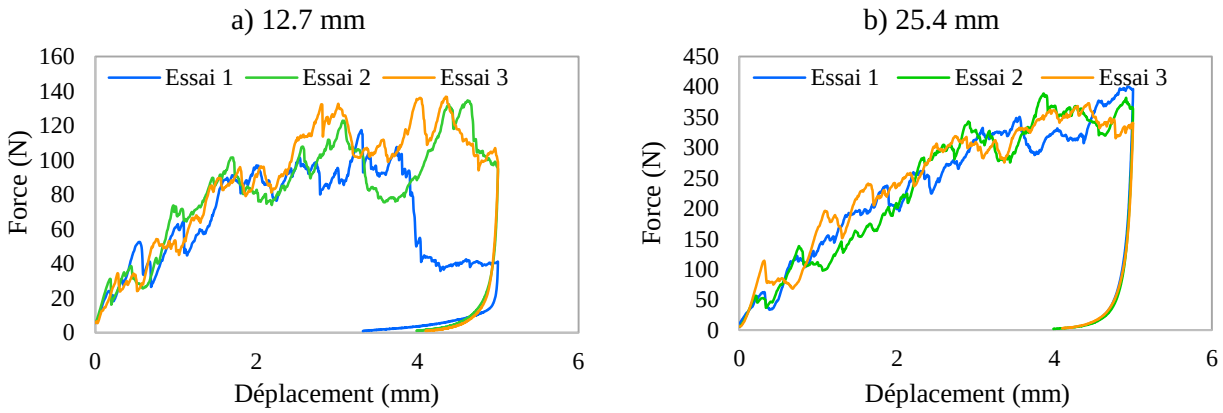


Figure 7-18. Courbes force-déplacement expérimentales obtenues avec les indenteurs de 12.7 mm et 25.4 mm.



Figure 7-19. Échantillons testés avec l'indenteur de 12.7 mm.

La Figure 7-20 présente une comparaison entre les courbes force-déplacement expérimentales et numériques obtenues avec les indenteurs de 12.7 mm et de 25.4 mm. On observe que le comportement global est assez bien reproduit. Au début de l'essai, les forces obtenues avec les simulations sont un peu plus faibles que les forces obtenues expérimentalement. Cela s'explique entre autres parce que le modèle sous-estime la contrainte maximale en compression. Toutefois, on observe que pour des déplacements de l'indenteur plus importants, la tendance s'inverse : les forces obtenues expérimentalement deviennent plus petites que les forces prédites par les simulations. Ce phénomène est particulièrement prononcé pour l'échantillon testé avec l'indenteur de 12.7 mm pour lequel l'endommagement est particulièrement localisé. La Figure 7-21 présente une comparaison de l'état de déformation permanent induit dans les échantillons obtenu expérimentalement et avec le modèle numérique. On observe, pour l'échantillon de 12.7 mm testé expérimentalement, des déchirements du Nomex aux alentours des arêtes. Pour la simulation numérique, on observe plutôt des éléments fortement déformés. Les mêmes observations s'appliquent à l'indenteur de 25.4 mm, mais à moins grande échelle. Le modèle ne tient pas compte du déchirement des parois de la

structure nid d'abeilles. Cela peut expliquer les forces trop élevées observées numériquement pour les deux indenteurs.

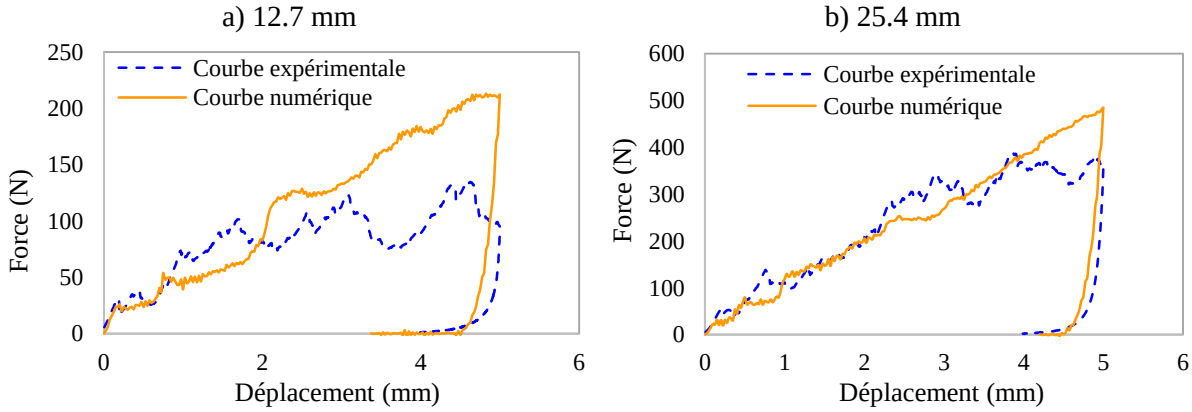


Figure 7-20. Courbes force-déplacement expérimentales et numériques obtenues avec les indenteurs de 12.7 mm et 25.4 mm

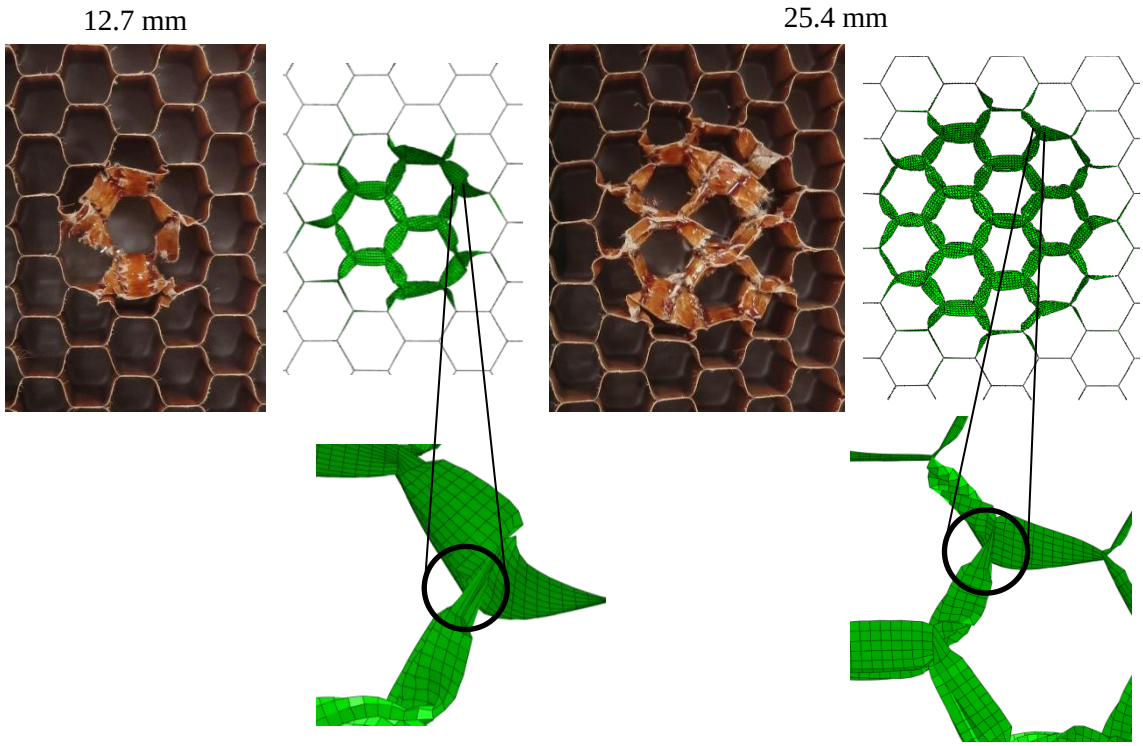


Figure 7-21. Formes finales des échantillons après indentation expérimentale et numérique pour les indenteurs de 12.7 mm et 25.4 mm.

7.5.4. Modification du modèle de comportement pour inclure la suppression d'éléments

Suite aux premières simulations d'indentation quasi-statique, d'importantes déformations sont observées particulièrement pour les éléments limitrophes des arêtes de la structure nid d'abeilles.

Des observations expérimentales ont montré qu'il y a présence de déchirements du Nomex au niveau des arêtes de la structure nid d'abeilles. Afin de tenir compte de ces déchirements et ainsi éviter d'avoir des éléments trop déformés, un critère de suppression d'éléments est ajouté au modèle. Un élément est supprimé si la déformation plastique équivalente devient supérieure à une valeur critique ε_p^{crit}.

Différentes valeurs de déformation plastique équivalente critique ont été testées afin de calibrer le modèle avec les courbes expérimentales d'indentation. La valeur finale retenue est présentée au Tableau 7-8. Elle correspond à une déformation plastique équivalente de 1.2.

Tableau 7-8. Déformation plastique équivalente critique.

ε_p^{crit}
1.2

La Figure 7-22 présente les courbes force-déplacement obtenues avec le modèle initial et le modèle modifié pour inclure la suppression d'éléments. On observe une meilleure corrélation entre les courbes expérimentales et numériques pour les échantillons testés avec l'indenteur de 12.7 mm. Pour les échantillons testés avec l'indenteur de 25.4 mm, la modification du modèle a peu d'effet sur le comportement prédit. C'est encore une fois parce que l'endommagement est beaucoup moins localisé pour cet indenteur.

On observe, bien que l'allure générale de la courbe soit très bien reproduite, des diminutions de la force dans les courbes expérimentales qui ne sont pas observées dans les courbes numériques. Cela s'explique par la loi de comportement implantée. La loi suppose un matériau homogène linéaire élastique avec écrouissage parfaitement plastique. On néglige le comportement fragile de la résine phénolique qui explique ces diminutions de la force dans les courbes force-déplacement expérimentales.

La Figure 7-23 présente l'état de déformation final de l'échantillon obtenu avec le modèle numérique incluant la suppression d'éléments pour l'indenteur de 12.7 mm. On observe une forme finale plus représentative de celle obtenue expérimentalement.

Le modèle modifié pour inclure la suppression d'éléments a été utilisé pour la simulation des essais en compression hors-plan. On observe la suppression de quelques éléments lors de la simulation de l'essai en compression. Toutefois, la suppression des éléments n'a aucun effet significatif sur la courbe contrainte-déformation équivalente.

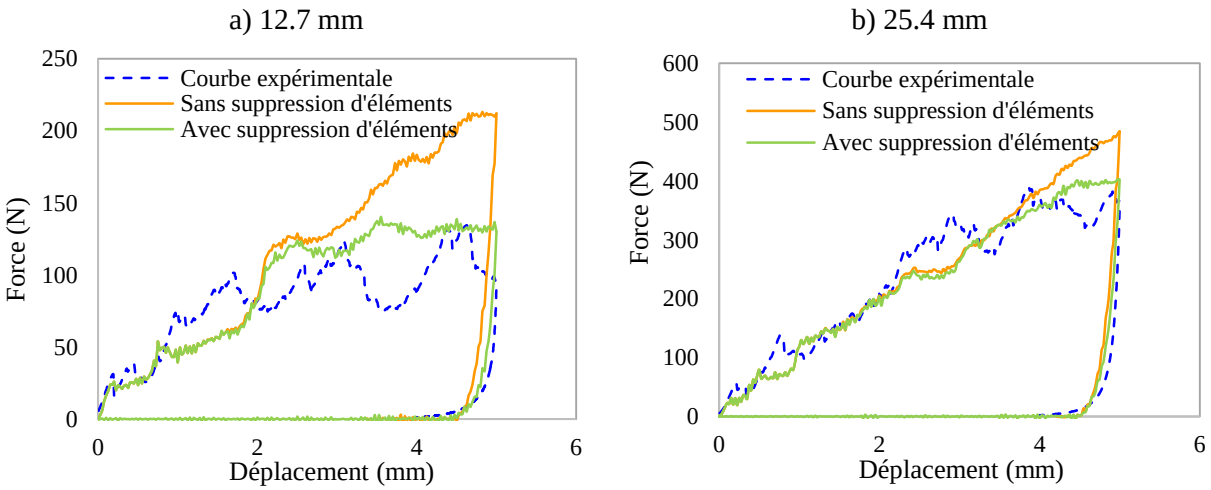


Figure 7-22. Courbes force-déplacement expérimentales et numériques avec et sans suppression d'éléments obtenues avec les indenteurs de 12.7 mm et 25.4 mm

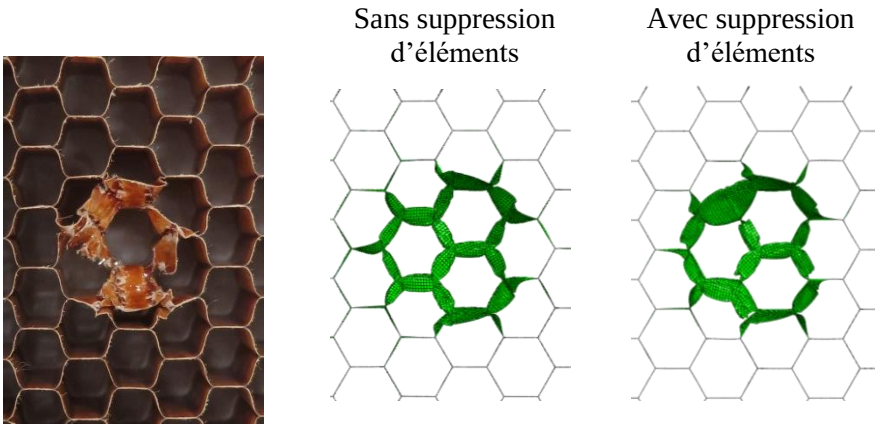


Figure 7-23. Formes finales des échantillons après indentation expérimentale et numérique avec et sans suppression d'éléments pour l'indenteur de 12.7 mm.

7.6. Conclusion

Un modèle a été développé pour reproduire le comportement mécanique de la structure nid d'abeilles de Nomex. L'approche de modélisation retenue consiste à reproduire la structure cellulaire du nid d'abeilles. La structure a été reproduite en considérant des cellules hexagonales parfaites. Un comportement isotrope linéaire élastique avec écrouissage parfaitement plastique a été utilisé pour reproduire le comportement du Nomex. C'est une simplification qui néglige l'orthotropie et l'hétérogénéité du Nomex.

Des essais de compression hors-plan ont été réalisés sur la structure nid d'abeilles de Nomex à température pièce, -70°C et -150°C. Les résultats des essais montrent que la rigidité et la contrainte maximale augmentent avec la température qui diminue. Les contraintes associées à la deuxième

phase du comportement en compression mesurées sont légèrement plus faibles à basse température. Pour expliquer l'effet de la température sur le comportement en compression hors-plan de la structure nid d'abeilles, il faut s'intéresser aux constituants du Nomex : la résine phénolique et le papier Nomex. Des données de Dupont [88] montrent que la résistance du papier Nomex augmente avec la température qui diminue, alors que l'élongation à la rupture diminue. Aucune donnée n'est disponible sur l'effet de la température sur la rigidité du papier Nomex, mais les deux précédentes observations sont souvent associées à une augmentation de la rigidité. L'effet de la température sur le comportement du papier Nomex à basse température est une source d'explication pour l'augmentation de la résistance et de la rigidité en compression hors-plan à basse température. Pour ce qui est de la résine phénolique, bien qu'on ne possède pas de données à basse température, on peut s'attendre à une augmentation de la rigidité et de la résistance à basse température tel qu'observé pour d'autres types de résine. Ces augmentations contribueraient, elles aussi, à l'augmentation de la résistance et de la rigidité en compression de la structure nid d'abeilles à basse température. Afin de valider ces suppositions, des essais mécaniques à différentes températures sur la résine phénolique seraient nécessaires.

Il est intéressant de souligner qu'on n'observe pas de changement de comportement majeur à basse température, bien que la température affecte le comportement en compression du nid d'abeilles de Nomex. En effet, la relation contrainte-déformation équivalente prend la même forme à toutes les températures, bien que la rigidité équivalente et la contrainte maximale équivalente en compression varient avec la température. Les travaux de Hähnel et Wolf [198] ont montré que le comportement du papier Nomex est fonction du pourcentage de résine phénolique. Plus il est élevé, plus le comportement devient fragile. On est donc en présence d'un matériau qui possède possiblement déjà un comportement fragile à température pièce. Cet effet est probablement accentué à basse température sans affecter la forme globale de la réponse en compression. D'autres types de chargements pourraient par contre être plus affectés par l'effet de la température. Dans le cadre de cette thèse, les essais d'indentation quasi-statique ont été réalisés à température pièce seulement. Les résultats ont montré que le déchirement du Nomex à un effet important sur le comportement lors de l'indentation quasi-statique. Il pourrait être intéressant de s'intéresser à l'effet de la température sur ce type de chargements. Finalement, des essais de traction sur le Nomex permettraient possiblement de mieux évaluer l'effet de la température sur le comportement du matériau.

Les résultats des essais de compression ont aussi servi à déterminer les propriétés du modèle à chaque température, alors que des essais d'indentation quasi-statique à température pièce ont été

utilisés pour valider le modèle développé pour un type de sollicitation qui s'apparente à l'impact. La comparaison entre les courbes expérimentales et numériques d'indentation quasi-statique a montré que le modèle ne parvenait pas à prendre en compte l'indentation lorsqu'elle est localisée. Suite à ces observations, la suppression d'éléments a été incluse au modèle et permet de mieux reproduire le comportement du nid d'abeilles lorsque les chargements sont localisés.

De façon générale, le modèle permet de bien prédire le comportement de la structure nid d'abeilles en compression. Toutefois, le modèle sous-estime la contrainte maximale en compression et l'effondrement du comportement est beaucoup moins soudain dans les simulations numériques. Un modèle de comportement plus représentatif qui tiendrait compte du comportement du papier Nomex et de la résine phénolique permettrait de mieux reproduire le comportement de la structure. Pour les besoins du projet, la méthode ici proposée permet d'obtenir des résultats satisfaisants.

Pour ce qui est de l'effet de la température, le modèle tel que proposé permet de tenir compte de l'augmentation de la rigidité et de la légère diminution des contraintes dans la section du plateau, mais ne reproduit pas l'augmentation de la contrainte maximale. C'est dû à la simplicité de la loi de comportement utilisée pour le Nomex. Un modèle intégrant le comportement du papier Nomex et de la résine phénolique permettrait de mieux tenir compte de l'effet de la température sur la résistance en compression du nid d'abeilles de Nomex. Toutefois, il existe pour le moment peu de données disponibles sur le comportement du papier Nomex ou de la résine phénolique à différentes températures.

Chapitre 8
Modélisation de l'impact sur panneaux sandwiches à différentes températures

8.1. Introduction

Dans ce chapitre, les modèles de comportement proposés aux Chapitres 6 et 7 respectivement pour le matériau composite et la structure nid d'abeilles de Nomex sont assemblés pour former le modèle global. Le modèle ainsi formé est appliqué à la simulation du comportement à l'impact à basse vitesse du panneau sandwich à température pièce, -70°C et -150°C.

La première portion du chapitre vise à présenter en détail le modèle global développé dans Abaqus/Explicit. À cette fin, une description détaillée de la géométrie étudiée, des chargements, des conditions limites et des interactions est effectuée.

Le modèle est ensuite appliqué à la simulation de l'impact à basse vitesse à température pièce, -70°C et -150°C. L'objectif ici est de déterminer si le modèle est d'une part capable de reproduire le comportement à l'impact du panneau étudié et d'autre part s'il est capable de capter les effets de la température sur le comportement à l'impact. Pour ce faire, les résultats des simulations d'impact sont comparés aux résultats expérimentaux.

8.2. Description générale du modèle

8.2.1. Géométrie

La géométrie du modèle est définie de façon à reproduire les essais d'impact expérimentaux présentés au Chapitre 4. Durant l'essai, l'échantillon est maintenu en place par un serrage pneumatique sur un support annulaire avec un diamètre intérieur de 76.2 mm. Ainsi, une géométrie

circulaire avec un diamètre de 76.2 mm est retenue pour les simulations (Figure 8-1). Afin de réduire le temps de calcul, le quart du panneau et de l'impacteur sont représentés.

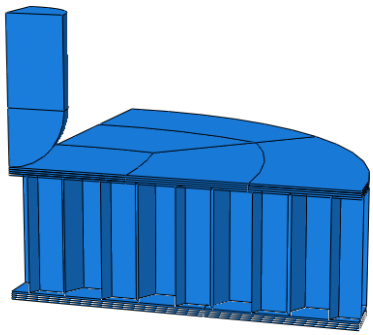


Figure 8-1. Géométrie du modèle.

Chaque pli a une épaisseur de 0.22 mm. Les peaux sont constituées de quatre plis chacune [(±45)/(0/90)(0/90)(±45)] pour une épaisseur totale de 0.88 mm. Le matériau d'âme à une épaisseur de 12.7 mm. Les caractéristiques géométriques de la structure nid d'abeilles sont présentées au Chapitre 7. L'adhésif n'est pas modélisé. Le panneau entier a une épaisseur de 14.46 mm.

L'impacteur est représenté par une géométrie solide. Deux diamètres d'impacteurs de 12.7 mm et 25.4 mm sont utilisés pour les simulations de l'impact.

8.2.2. Propriétés des matériaux

Les propriétés pour la modélisation des plis en matériaux composites sont présentées au Chapitre 6 au Tableau 6-4 pour les trois températures étudiées. Les propriétés pour le nid d'abeilles de Nomex sont présentées au Tableau 7-7 du Chapitre 7.

L'impacteur est en acier (E=200 GPa, υ=0.3). Une connexion rigide lie tous les nœuds de l'impacteur. L'impacteur a donc un comportement rigide et ne se déforme pas. La masse volumique de l'impacteur est ajustée pour chaque condition d'impact afin d'obtenir la masse souhaitée pour le quart de l'impacteur. La masse volumique utilisée pour chaque condition d'impact est présentée au Tableau 8-1.

Tableau 8-1. Masse volumique en kg/m^3 de l'impacteur pour toutes les conditions d'impact.

12.7 mm, 5 kg	25.4 mm, 5 kg	25.4 mm, 10 kg	25.4 mm, 20 kg
2.77×10^6	0.53×10^6	1.07×10^6	2.14×10^6

8.2.3. Conditions de symétrie, conditions limites et chargements

Conditions de symétrie
Puisqu'un quart du panneau testé est représenté, des conditions de symétrie sont appliquées aux peaux en matériaux composites, aux arêtes du nid d'abeilles et à l'impacteur. Les conditions de symétrie sont appliquées selon le repère global (x-y) de l'assemblage.

Dans la direction transversale du nid d'abeilles (W), le modèle n'est pas symétrique selon le repère global (Figure 8-2). On suppose que cela n'aura pas d'incidence majeure sur le comportement global du panneau sandwich. Au Chapitre 7, la démonstration a été faite que l'utilisation de plans de symétrie dans le repère global n'a pas d'influence sur la simulation des essais de compression hors-plan.

Les peaux sont formées de plis tissés de type toile caractérisés par des propriétés mécaniques orthotropes. Les propriétés mécaniques dans les directions chaîne et trame ne sont pas les mêmes. Ce faisant, le stratifié [(±45)/(0/90)(0/90)(±45)] utilisé pour les peaux n'est pas symétrique dans les directions x et y du repère global. Toutefois, les propriétés dans les directions chaîne et trame étant très similaires, on suppose que les conditions de symétrie appliquées au modèle n'engendrent pas d'erreurs majeures sur le résultat des simulations. Cette hypothèse a été validée par Gauthier [140] pour la simulation de l'impact sur des stratifiés tissés de carbone-époxyde. Les hypothèses émises quant aux conditions de symétrie sont validées à la section 8.3.1.

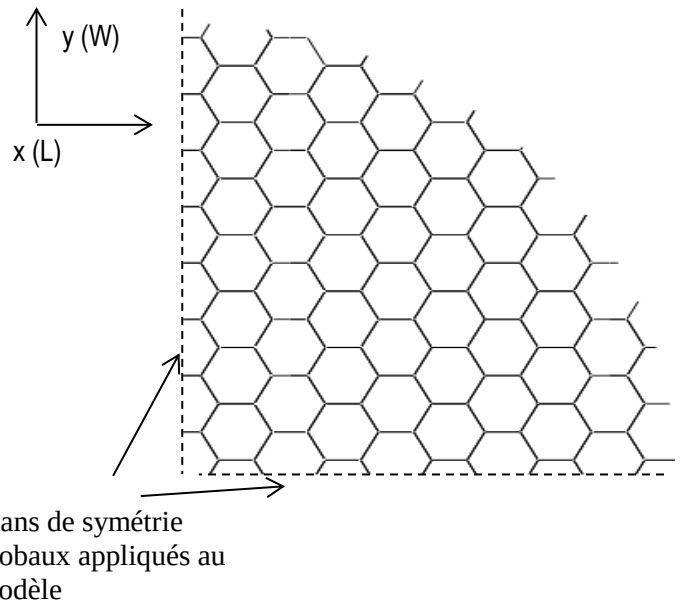


Figure 8-2. Plans de symétrie globaux par rapport à la structure nid d'abeilles modélisée.

Conditions limites

Lors des essais d'impact, les échantillons sont maintenus en place par un serrage pneumatique. Pour reproduire l'effet de ce serrage, les nœuds supérieurs ou inférieurs des plis externes de chacune des peaux sont complètement encastrés (U_x,= U_y,= U_z = 0) (Figure 8-3).

Un adhésif en film a été utilisé pour assembler les peaux en matériaux composites avec la structure nid d'abeilles. La présence de cet adhésif est négligée dans le modèle. Toutefois, pour tenir compte de l'effet de l'adhésif sur le comportement de la structure nid d'abeilles, les rotations (UR_x,= UR_y,= UR_z = 0) sont bloquées sur les arêtes des surfaces supérieures et inférieures de la structure nid d'abeilles. On reproduit ainsi l'effet de l'adhésif sur les parois de la structure nid d'abeilles.

Chargements

Une vitesse initiale de 1m/s est appliquée à l'impacteur via une connexion rigide.

L'attraction gravitationnelle est incluse au modèle. En effet, les résultats des essais expérimentaux montrent que le déplacement de l'impacteur est important pour certaines conditions d'impact. De ce fait, l'énergie potentielle est non négligeable par rapport à l'énergie d'impact.

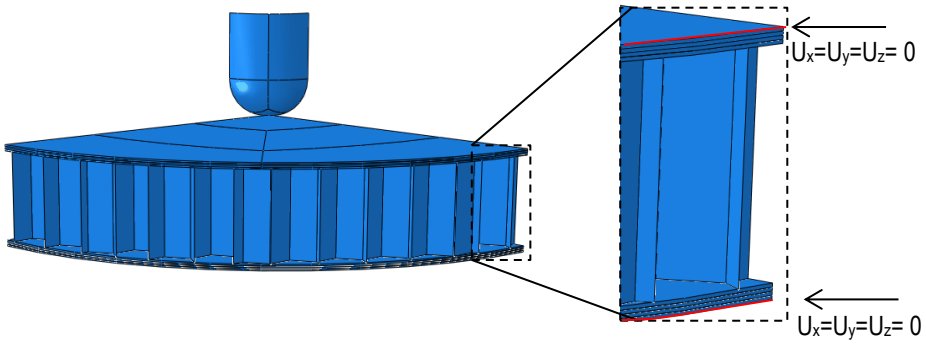


Figure 8-3. Conditions limites pour les simulations d'impact.

8.2.4. Interactions

On suppose un lien parfait entre les plis qui constituent les peaux. Pour ce faire, des connexions (*Tie constraint)* sont appliquées entre les plis. Expérimentalement, aucune délamination entre le matériau d'âme et les peaux n'a été observée pour toutes les conditions d'impact à température pièce, -70°C et -150°C (Chapitre 4). Pour cette raison, l'adhésif n'est pas modélisé. On suppose un lien parfait entre les peaux et le matériau d'âme modélisé avec une connexion *Tie constraint*.

Des conditions de contact doivent être appliquées au modèle. Le contact se produit entre l'impacteur et la peau du dessus. Il se produit aussi au niveau de la structure nid d'abeilles qui forme des plis en s'écrasant. Pour le contact normal, un contact de type pénalité linéaire est appliqué. Des simulations préliminaires ont permis de définir la rigidité du contact afin d'éviter une pénétration des différents éléments en contact. Pour le contact tangentiel, un coefficient de friction de 0.3 est utilisé pour tout le modèle. La valeur retenue provient de la littérature pour la simulation de l'impact d'un stratifié en carbone-époxyde [254]. Pour le nid d'abeilles de Nomex, l'effet du coefficient de friction tangentielle sur la modélisation de la compression hors-plan a été étudié au Chapitre 7. Les résultats montrent que le coefficient de friction a peu d'effet sur le comportement en compression hors-plan et que l'énergie dissipée par friction est négligeable. C'est pourquoi la valeur de 0.3 est appliquée à tout le modèle.

8.2.5. Maillages

Des éléments solides C3D8R sont utilisés pour les peaux en matériaux composites. C'est un élément tridimensionnel hexaédrique à intégration réduite avec huit nœuds. Pour chaque pli, on considère un élément à travers l'épaisseur (un point d'intégration). Le maillage est raffiné dans la zone d'impact. La taille et la géométrie de la zone pour laquelle le maillage est raffiné varient en fonction des conditions d'impact pour s'adapter à la taille de l'impacteur et à la grandeur de la zone d'endommagement anticipée. La Figure 8-4 présente le maillage des plis de la peau supérieure du panneau sandwich pour les différentes conditions d'impact étudiées aux sections 8.3.4 et 8.3.5. Une étude sur l'effet de la taille du maillage des plis de la peau supérieure est présentée à la section 8.3.3.

Pour le nid d'abeilles de Nomex, des éléments S4R sont utilisés. Ce sont des éléments coques à intégration réduite possédant quatre nœuds. On suppose ainsi un état de contraintes planes. Les éléments ont une taille de 0.25 mm sur 0.25 mm. Les résultats des simulations sur le nid d'abeilles présentés au Chapitre 7 montrent que cette taille d'élément est appropriée pour bien reproduire le comportement hors-plan. Une étude sur l'effet de la taille du maillage pour le nid d'abeilles est effectuée pour le chargement d'impact (section 8.3.3).

L'impacteur est modélisé avec des éléments solides C3D8R. Les maillages pour les impacteurs de 12.7 mm et de 25.4 mm sont présentés à la Figure 8-5.

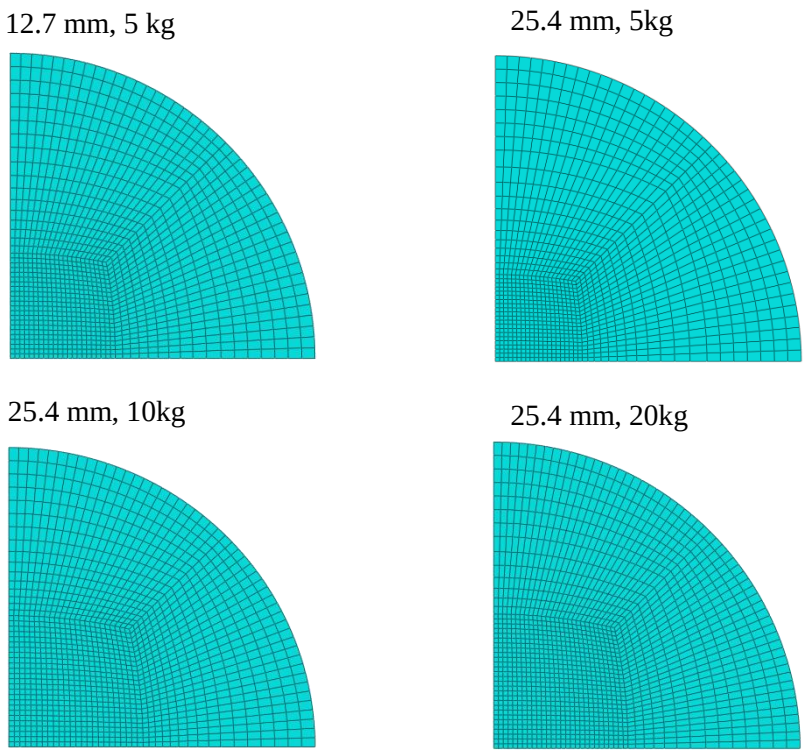


Figure 8-4. Maillages des plis de la peau supérieure pour toutes les conditions d'impact étudiées.

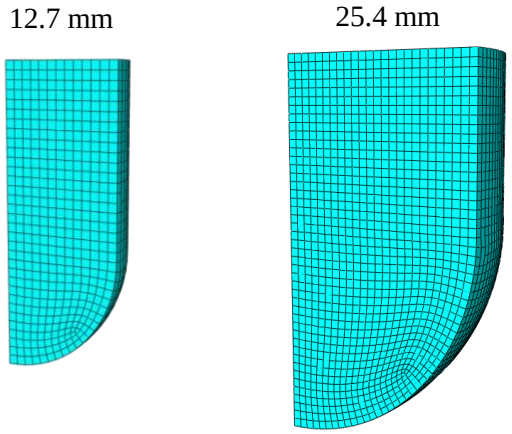


Figure 8-5. Maillages des impacteurs de 12.7 mm et 25.4 mm.

8.3. Résultats

Dans cette section, les résultats du modèle par éléments finis sont présentés. Tout d'abord, certaines hypothèses utilisées pour développer le modèle sont validées (conditions de symétrie, méthode de suppression d'éléments et dimension des éléments). Ensuite, les résultats des simulations sont

présentés et comparés aux résultats expérimentaux. Les bilans énergétiques des simulations sont aussi abordés.

8.3.1. Conditions de symétrie

Afin de limiter le temps de calcul, un quart du panneau testé a été modélisé. Toutefois, ni le nid d'abeilles ni les peaux en matériaux composites ne sont complètement symétriques selon les plans de symétrie appliqués au modèle. Afin de valider l'effet de cette hypothèse, une simulation du comportement à l'impact du panneau entier à température pièce avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg a été effectuée. La Figure 8-6 compare les courbes d'impact obtenues en étudiant le panneau entier et le quart du panneau. On observe que les courbes concordent assez bien entre les deux géométries validant ainsi l'hypothèse posée.

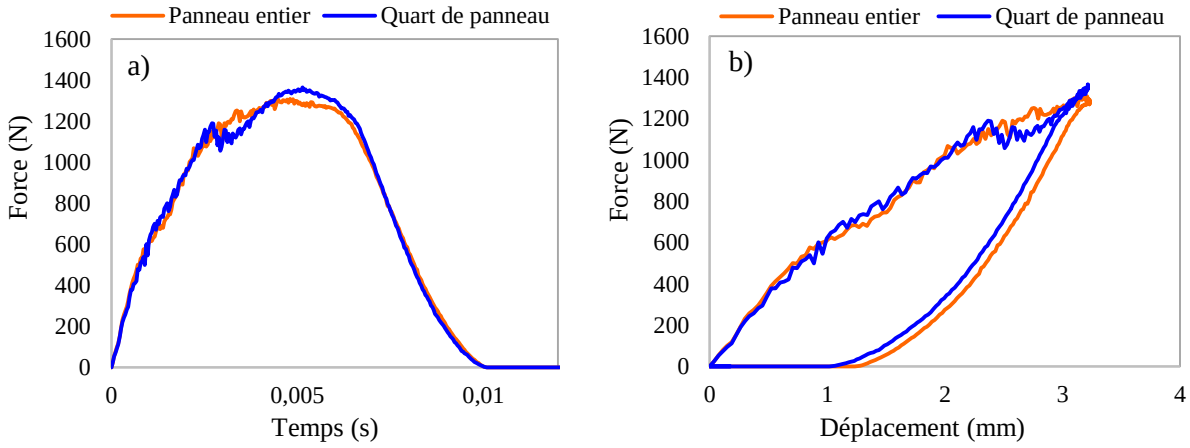


Figure 8-6. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement pour le quart de panneau et le panneau entier pour la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce.

8.3.2. Méthodes de suppression d'éléments

Trois méthodes de suppression d'éléments sont intégrées à la sous-routine Vumat présentée au Chapitre 6 pour la modélisation du comportement mécanique du matériau composite :

- $d_{11}^{+ou-} \geq d_{11}^{max}\ ou\ d_{22}^{+ou-} \geq d_{22}^{max}$ (méthode 1)
- $d_{11}^{+ou-} \geq d_{11}^{max}\ et\ d_{22}^{+ou-} \geq d_{22}^{max}$ (méthode 2)
- $d_{11}^{+ou-} \geq d_{11}^{max}\ et\ d_{22}^{+ou-} > 0\ ou\ d_{22}^{+ou-} \geq d_{22}^{max}\ et\ d_{11}^{+ou-} > 0$ (méthode 3)

La première méthode stipule que dès qu'on atteint la rupture en traction ou en compression dans la direction chaîne ou trame, on supprime l'élément.

La deuxième méthode stipule que les valeurs des variables d'endommagement dans les directions chaîne et trame doivent toutes les deux avoir atteint la valeur maximale en traction ou en compression afin de supprimer l'élément. En d'autres termes, il doit y avoir rupture complète dans les directions chaîne et trame afin de supprimer un élément.

La troisième méthode stipule que si la variable d'endommagement en traction ou en compression a atteint la valeur maximale dans la direction chaîne ou trame et que la variable d'endommagement en traction ou en compression est non nulle dans l'autre direction, on supprime l'élément. Ainsi, pour supprimer un élément, il faut avoir rupture complète dans une direction et que la rupture soit initiée dans l'autre direction.

Les trois méthodes de suppression d'éléments ont été appliquées à la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce. La Figure 8-7 présente les courbes force en fonction du temps et force-déplacement obtenues avec les trois méthodes de suppression d'éléments superposées aux courbes expérimentales. On observe que c'est la première méthode de suppression d'éléments ($d_{11}^{+ou-} \geq d_{11}^{max}$ ou $d_{22}^{+ou-} \geq d_{22}^{max}$) qui permet de mieux reproduire l'effet de l'endommagement sur la force induite à l'impacteur. Les forces prédites par les méthodes 2 et 3 sont surestimées, alors que le déplacement final de l'impacteur est sous-estimé. La première méthode de suppression d'éléments est retenue pour les simulations subséquentes présentées dans le chapitre.

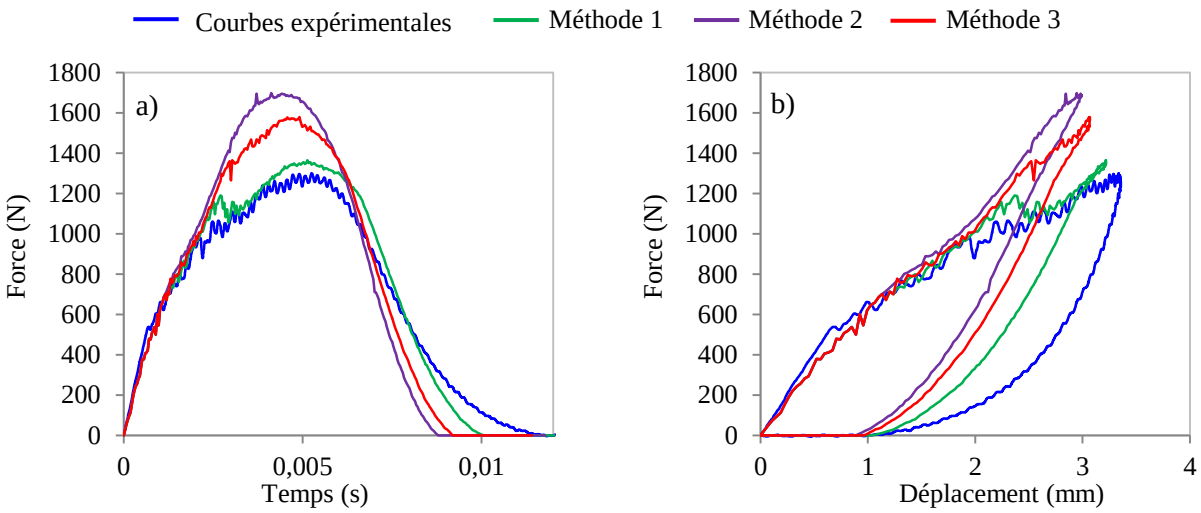


Figure 8-7. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement pour les trois méthodes de suppression d'éléments appliquées à la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce.

8.3.3. Taille du maillage

Des études sur l'effet de la taille du maillage des plis de la peau supérieure et du nid d'abeilles sont effectuées. Pour les plis en matériaux composites, la loi de comportement développée et présentée au Chapitre 6 limite la taille supérieure des éléments pouvant être utilisée à environ 1.2 mm sur 1.2 mm. De plus, le comportement après initiation de la rupture dans les directions chaîne et trame et en cisaillement est basé sur l'hypothèse que l'endommagement se localise dans une bande de la largeur d'un élément. Afin d'obtenir une solution unique, l'énergie dissipée est fonction de la taille des éléments. Les premières simulations d'impact ont montré que l'endommagement ne se localise pas nécessairement à une bande d'éléments. Ce phénomène s'amplifie plus les éléments utilisés sont petits. Ce faisant l'utilisation de très petits éléments a une influence sur l'énergie dissipée. Par conséquent, une taille d'élément minimale de 0.5 mm a été retenue. L'étude est donc effectuée avec des éléments dont la taille varie entre 1 mm sur 1 mm et 0.5 mm sur 0.5 mm pour les plis de la peau supérieure dans la zone d'impact. La taille des éléments de l'impacteur a été adaptée pour les différentes simulations. Pour ces simulations, des éléments d'environ 0.25 mm sur 0.25 mm sont utilisés pour le matériau d'âme.

Pour le nid d'abeilles de Nomex, les résultats des simulations du comportement en compression ont montré que pour des éléments dont la taille est d'environ 0.25 mm sur 0.25 mm, la solution converge. Des simulations ont été effectuées avec des tailles d'éléments allant d'environ 0.25 mm sur 0.25 mm à 0.8 mm sur 0.8 mm. Pour ces simulations, les éléments de la peau supérieure, dans la zone d'impact, ont une taille d'environ 0.5 mm sur 0.5 mm.

Les simulations sont effectuées avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5kg à température pièce.

La Figure 8-8 présente les courbes force en fonction du temps et force-déplacement pour différentes tailles d'éléments pour les plis de la peau supérieure. La Figure 8-9 présente les mêmes courbes pour l'étude de convergence sur la taille des éléments de la structure nid d'abeilles. Pour les plis de la peau supérieure, on observe des résultats similaires pour toutes les tailles d'éléments étudiées. Notons, toutefois, que l'étude est effectuée pour une condition d'impact avec une quantité d'endommagement limitée. De façon générale, le modèle est indépendant de la taille des éléments pour la prédiction des premiers endommagements. Ensuite, une dépendance au maillage peut être observée. C'est une indication que la méthode utilisée ici pour s'affranchir des phénomènes de dépendance au maillage n'est pas complètement efficace. Aussi, l'analyse globale des résultats avec les éléments d'environ 1mm sur 1mm montre que cette taille d'éléments n'est pas appropriée pour

les simulations. Pour les plis de la peau supérieure, des éléments dont la taille se situe entre 0.5 mm sur 0.5 mm et 0.8 mm sur 0.8 mm ont été utilisés pour toutes les simulations subséquentes.

Pour le nid d'abeilles, la solution converge pour des tailles d'éléments de 0.4 mm sur 0.4 mm. Pour les simulations subséquentes, une taille d'éléments d'environ 0.25 mm sur 0.25 mm est conservée pour le nid d'abeilles de Nomex.

8.3.4. Impacteur de 12.7 mm

Les simulations pour l'impacteur de 12.7 mm ont été appliquées aux impacts avec la masse de 5kg à température pièce, -70°C et -150°C. Le modèle dans sa forme actuelle ne permet pas de reproduire le niveau d'endommagement obtenu avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 10 kg. Pour cette condition d'impact, il y a perforation complète de la peau supérieure, un écrasement majeur du matériau d'âme et d'importantes délaminations autour de la zone perforée.

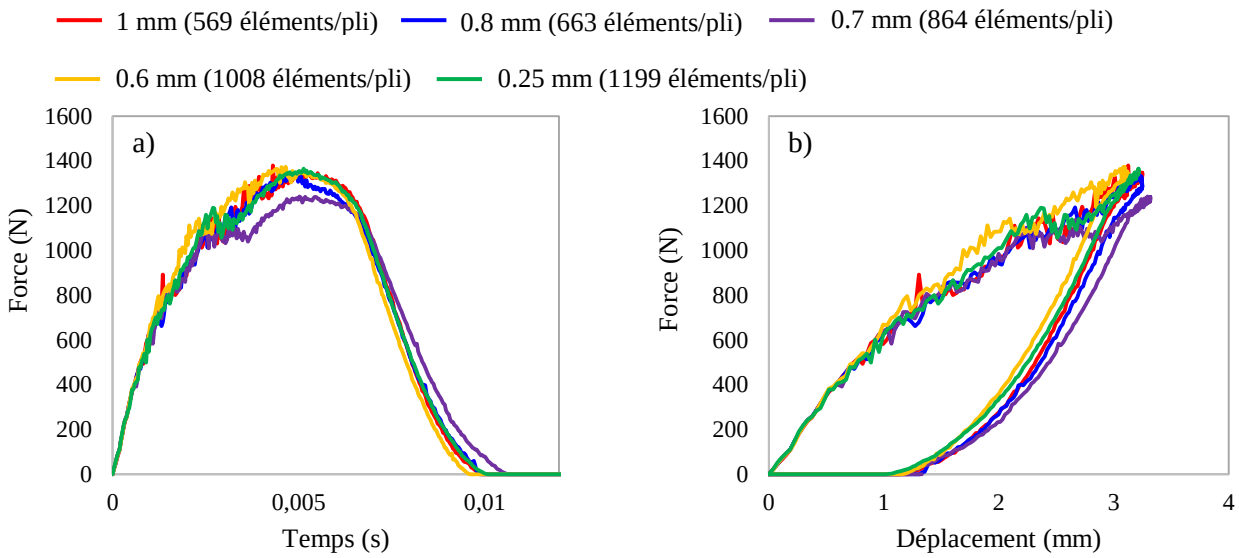


Figure 8-8. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement pour différentes tailles d'éléments dans les plis de la peau supérieure pour la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce

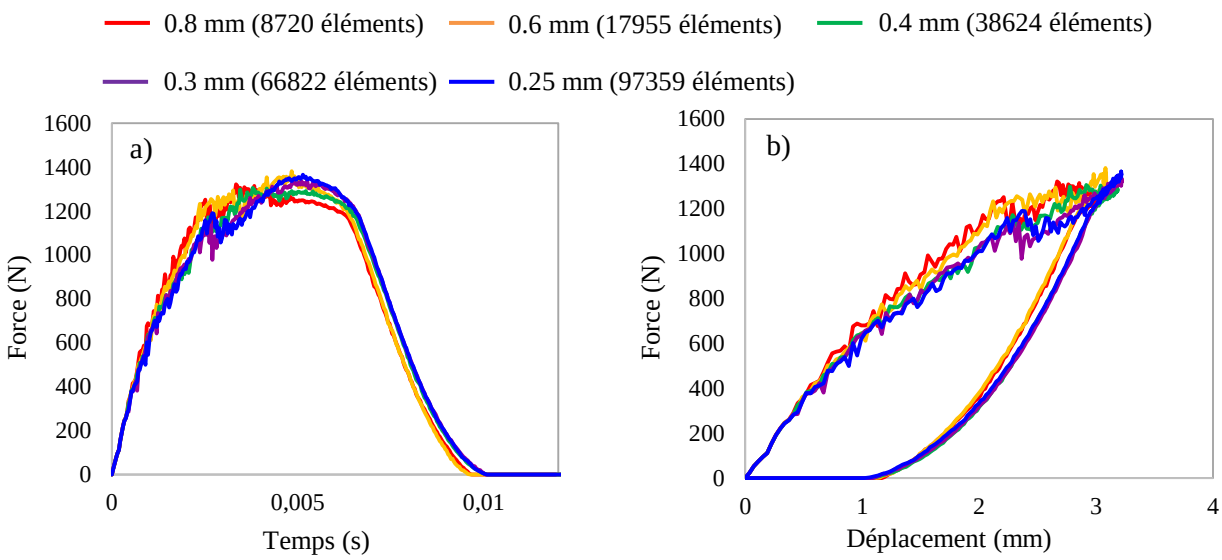


Figure 8-9. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement pour différentes tailles d'éléments pour la structure nid d'abeilles de Nomex pour la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce.

5 kg

La Figure 8-10 présente les résultats des simulations superposés aux résultats expérimentaux pour l'impacteur de 12.7 mm avec la masse de 5 kg à température pièce, -70°C et -150°C. La Figure 8-10 a) présente les courbes force en fonction du temps et la Figure 8-10 b) présente les courbes force-déplacement. En général, les courbes force en fonction du temps et force-déplacement prédites par le modèle concordent bien avec les courbes obtenues expérimentalement. La rigidité initiale du panneau est bien prédite. Les déplacements maximaux de l'impacteur obtenus avec le modèle numérique correspondent aux valeurs expérimentales pour toutes les températures simulées. Les diminutions de la force mesurées par l'impacteur et l'augmentation du déplacement maximal de l'impacteur observées à basse température expérimentalement sont bien prédites par le modèle pour cette condition d'impact. À -150°C, pour la majorité des essais d'impact expérimentaux effectués avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg, une diminution significative de la force mesurée par l'impacteur est observée. Cette diminution est captée par le modèle proposé. Elle est associée à une rupture des peaux en périphérie de la zone d'impact. Cette rupture engendre une perte de rigidité locale qui explique la diminution de la force observée expérimentalement et numériquement.

La Figure 8-11 et la Figure 8-12 présentent les courbes d'énergie en fonction du temps obtenues avec le modèle numérique à température pièce et -150°C. Les graphiques incluent l'évolution de l'énergie interne, de l'énergie cinétique, de l'énergie totale, de l'énergie produite par le travail des efforts extérieurs (gravité), de l'énergie dissipée par friction, de l'énergie artificielle et de l'énergie

visqueuse. Les courbes présentent l'évolution de l'énergie obtenue en modélisant le quart du panneau et de l'impacteur. C'est pourquoi, pour un impact de 2500 mJ, l'énergie cinétique initiale et l'énergie totale sont de 625 mJ. Au moment du contact entre l'impacteur et le panneau sandwich, l'énergie cinétique diminue jusqu'à atteindre une valeur nulle. Ensuite, il y a rebond de l'impacteur et l'énergie cinétique augmente. Durant la simulation, cette énergie se transforme principalement en énergie interne ou se dissipe par friction. La portion de l'énergie interne associée aux déformations élastiques est retransmise à l'impacteur en énergie cinétique après le rebond. L'autre portion de l'énergie interne est associée aux processus irréversibles (endommagement, plasticité, friction etc.). L'accélération gravitationnelle est incluse dans le modèle d'impact. C'est pour cette raison que l'énergie induite par le travail des efforts externes est non nulle. À titre indicatif, elle représente, à son maximum, environ 7 % de l'énergie totale pour cette condition d'impact à température pièce.

À -150°C, on observe une hausse importante de l'énergie artificielle par rapport à la température pièce. Cette hausse est associée à une plus grande suppression d'éléments à basse température. En effet à -150°C, il y a une rupture de la peau supérieure en périphérie de la zone d'impact. Elle est associée à une suppression importante d'éléments. À température pièce et -70°C, les valeurs d'énergie artificielle se maintiennent à des grandeurs attendues par rapport à l'énergie interne. À -150°C, elle est plus importante (plus de 10% de l'énergie interne maximale). De plus, à -150°C, une hausse de l'énergie totale est observée durant la décharge de l'éprouvette. Malgré ces observations, les simulations reproduisent bien la physique du phénomène étudié même à -150°C.

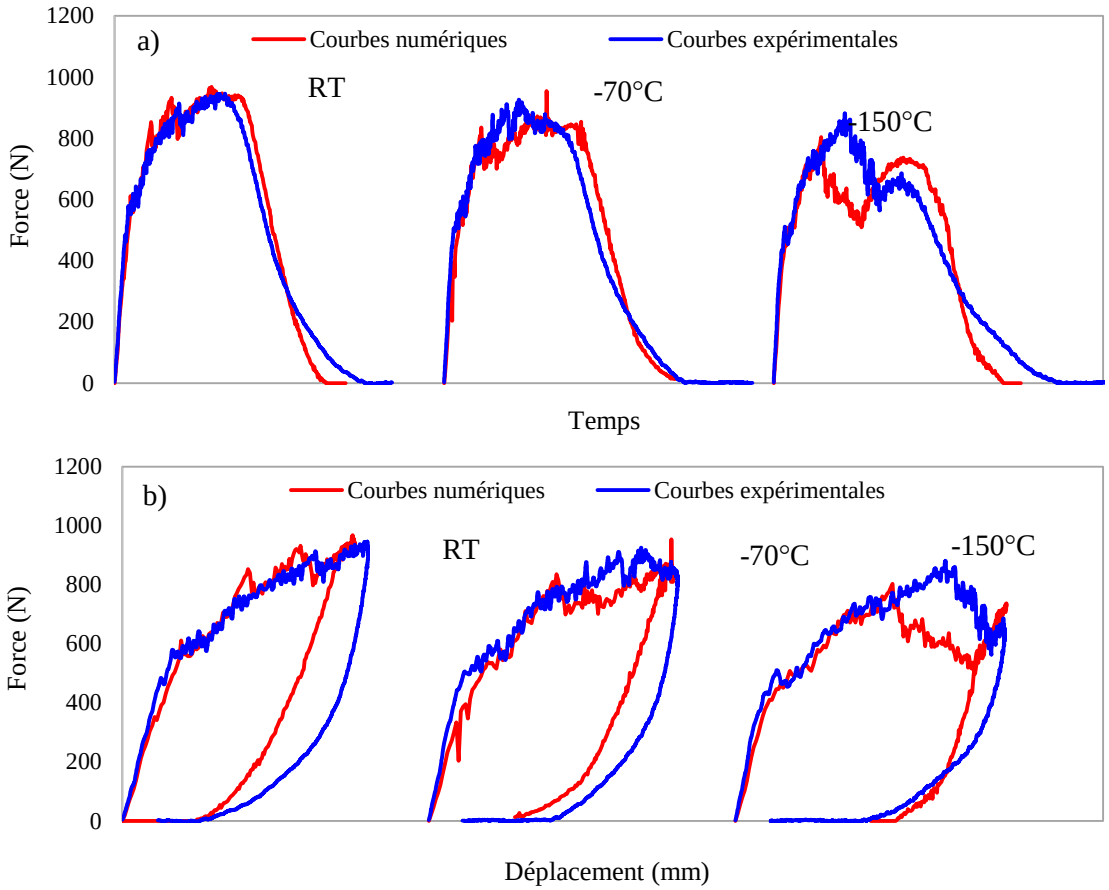


Figure 8-10. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement obtenues expérimentalement et avec le modèle numérique pour l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg.

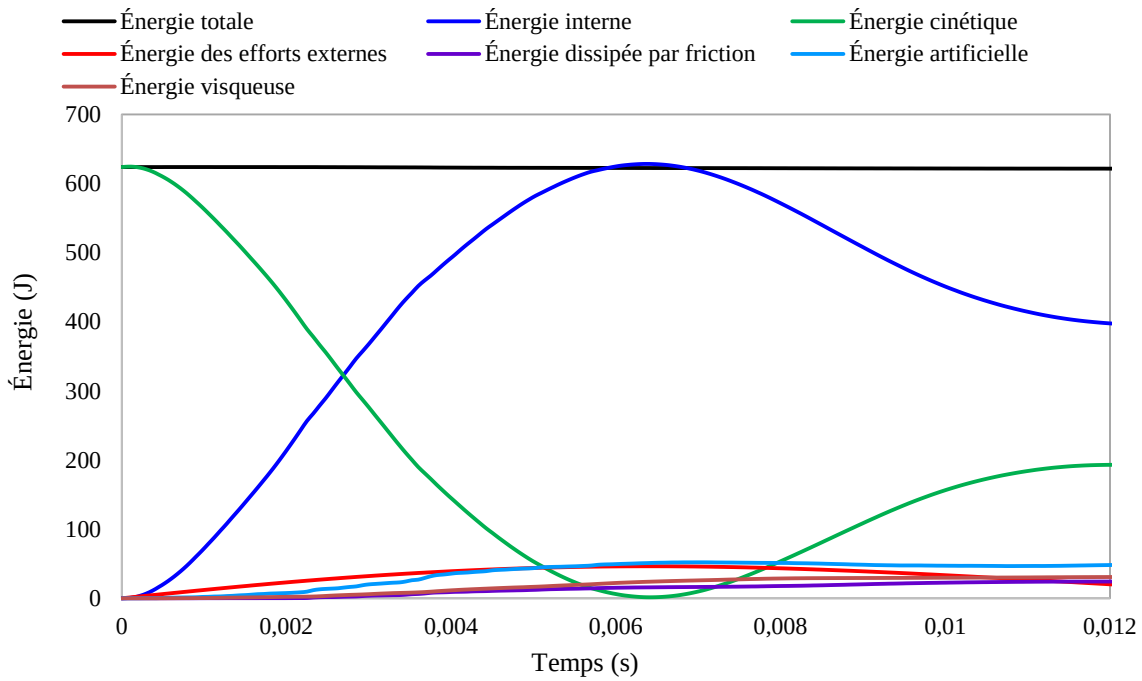


Figure 8-11. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg à température pièce.

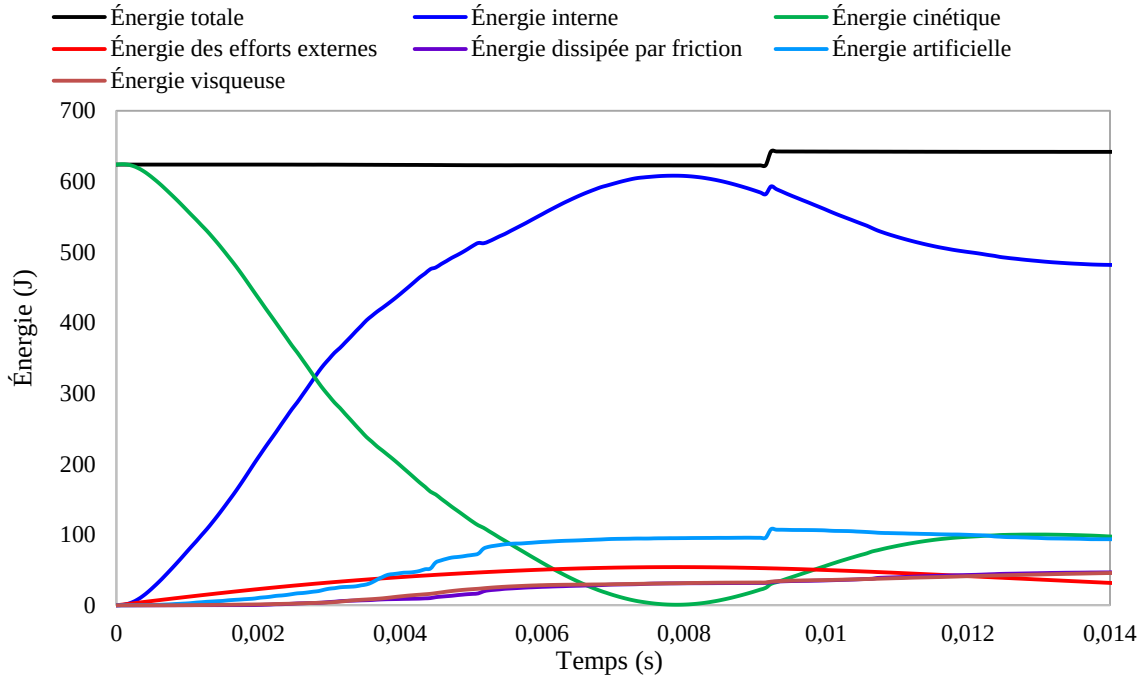


Figure 8-12. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg à -150°C.

8.3.5. Impacteur de 25.4 mm

5 kg

La Figure 8-13 présente les courbes d'impact numériques et expérimentales obtenues pour l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce, -70°C et -150°C. Le comportement à l'impact à température pièce est très bien prédit par le modèle. L'effet de la température, tel qu'observé expérimentalement sur les courbes force en fonction du temps et force–déplacement, est peu prononcé pour cette condition d'impact. Le modèle numérique prédit un effet de la température plus prononcé que celui observé expérimentalement. Les forces mesurées par l'impacteur prédites par le modèle sont plus faibles que celles obtenues expérimentalement. Par contre, le modèle prédit bien le déplacement maximal et le déplacement final de l'impacteur. L'initiation de l'endommagement est aussi bien prédite à toutes les températures.

La Figure 8-14 et la Figure 8-15 présentent les courbes d'énergie obtenues pour les simulations effectuées à températures pièces et -150°C avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg. Pour cette condition d'impact, l'endommagement induit est le plus faible parmi toutes les conditions d'impact étudiées. Pour toutes les températures évaluées, l'énergie artificielle se maintient à un ordre de grandeur standard.

10 kg

La Figure 8-16 présente les courbes d'impact numériques et expérimentales obtenues avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg. Encore une fois, le modèle permet de bien reproduire le comportement à l'impact du panneau sandwich à toutes les températures étudiées. L'effet de la température sur les courbes force en fonction du temps et force-déplacement est légèrement surestimé pour cette condition d'impact. C'est à température pièce que le modèle reproduit le mieux le comportement à l'impact. À -150°C, on observe que le déplacement final de l'impacteur tel que prédit par le modèle est surestimé indiquant un endommagement prédit important.

La Figure 8-17 et la Figure 8-18 présentent les courbes d'énergie pour les simulations d'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à température pièce et -150°C. Pour cette condition d'impact, à température pièce, -70°C et -150°C l'énergie artificielle avoisine 10 % de l'énergie interne. Pour cette condition d'impact, l'endommagement important contribue à expliquer l'énergie artificielle élevée observée à toutes les températures.

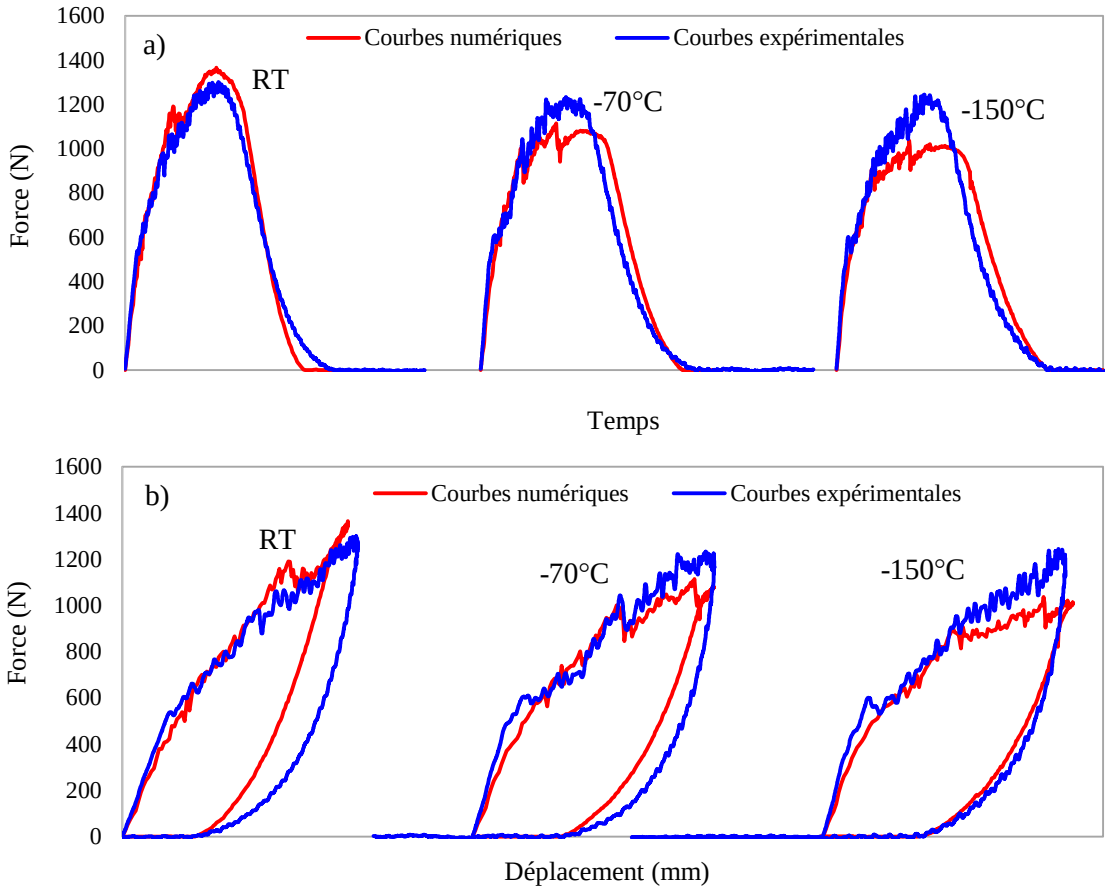


Figure 8-13. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement obtenues expérimentalement et avec le modèle numérique pour l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg.

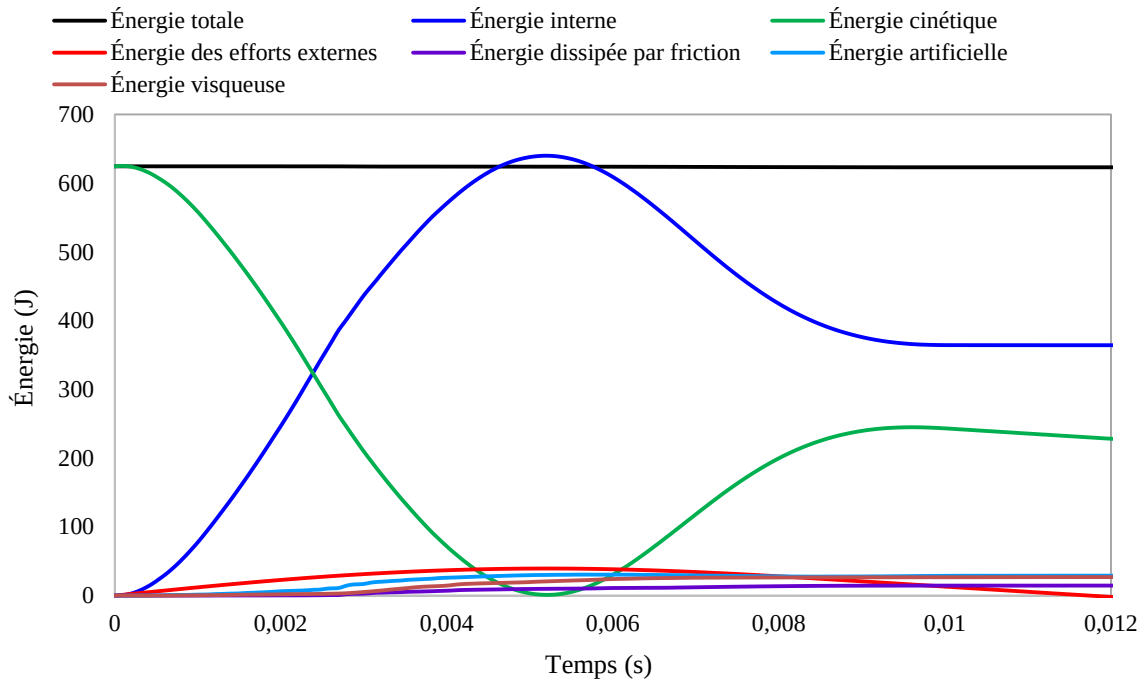


Figure 8-14. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce.

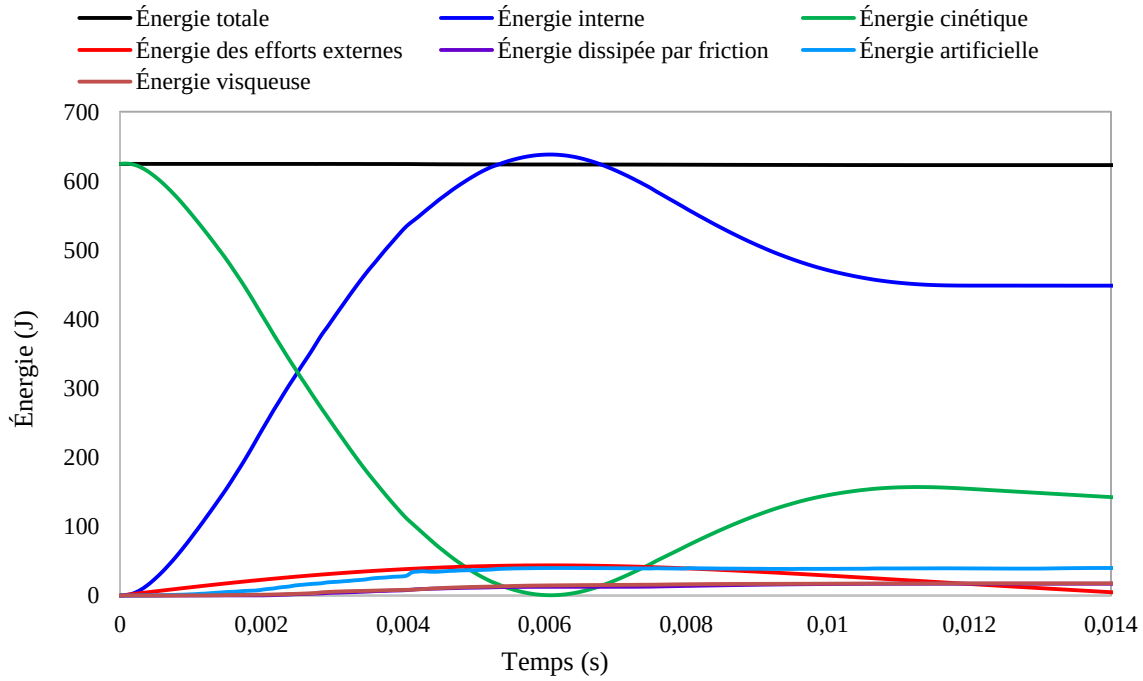


Figure 8-15. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à -150°C.

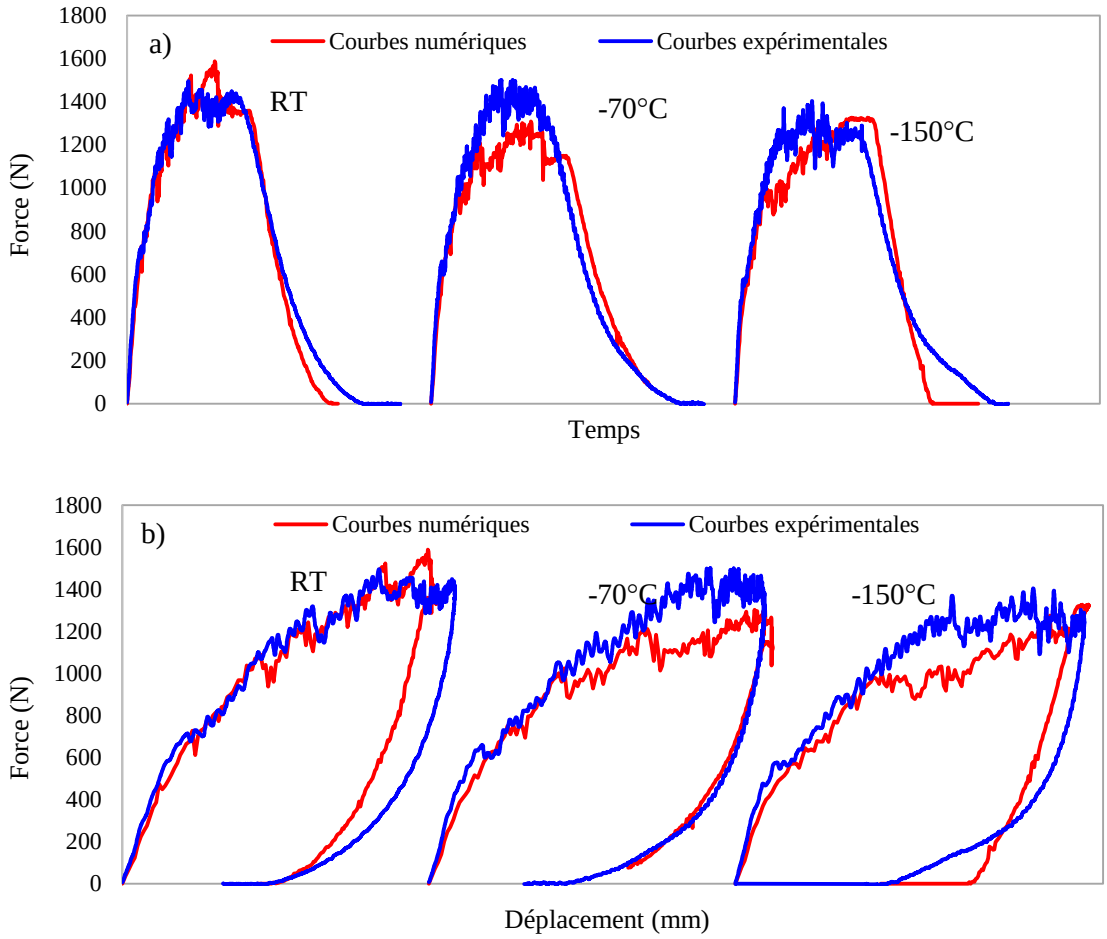


Figure 8-16. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement obtenues expérimentalement et avec le modèle numérique pour l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg.

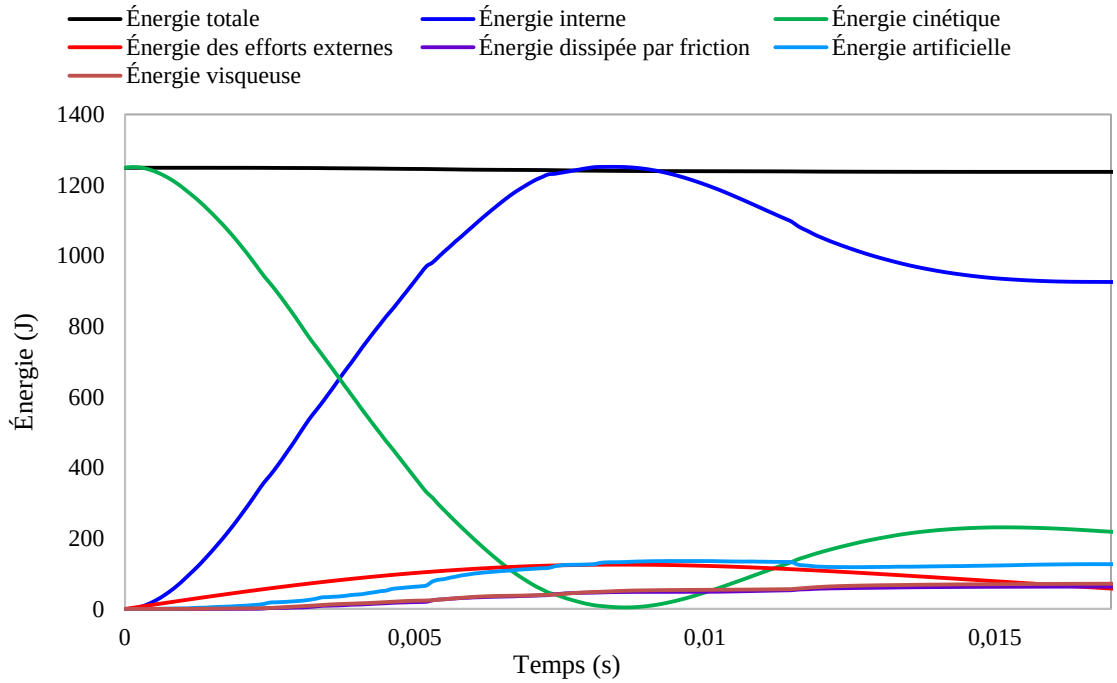


Figure 8-17. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à température pièce.

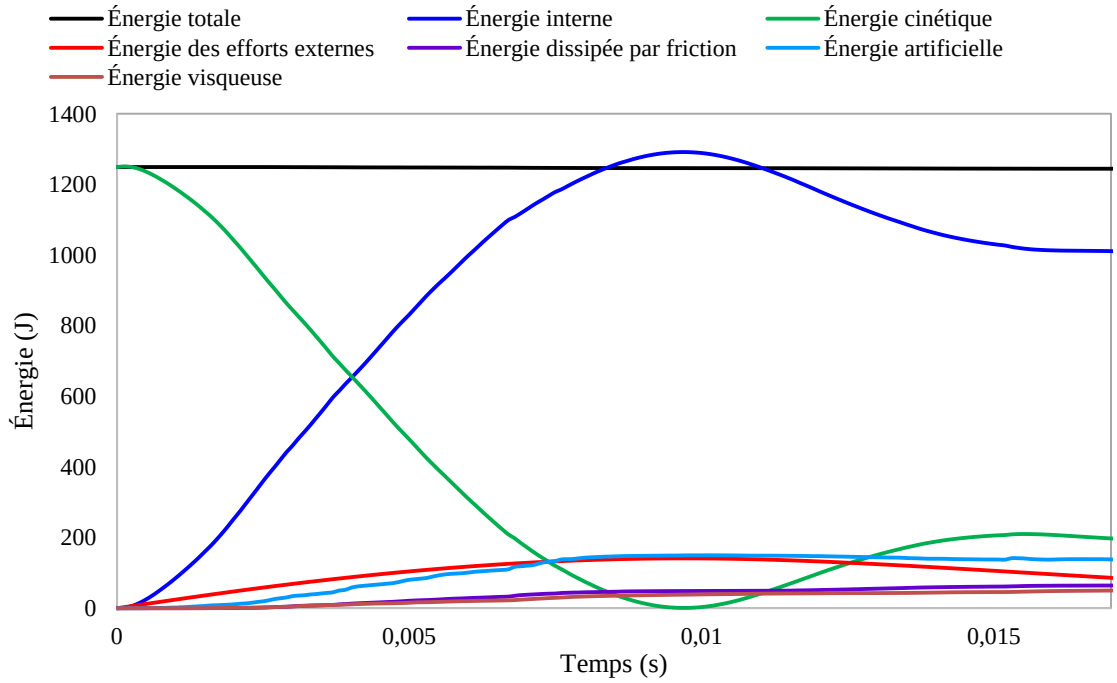


Figure 8-18. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à -150°C.

20 kg

La Figure 8-19 présente les courbes force en fonction du temps et force-déplacement obtenues expérimentalement et numériquement avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce. Le bilan énergétique pour la simulation avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce est présenté à la Figure 8-20. On observe que les forces prédites correspondent aux forces mesurées expérimentalement. L'initiation de l'endommagement est aussi bien prédite par le modèle. Toutefois, le déplacement maximal est grandement sous-estimé par le modèle. Deux observations peuvent contribuer à expliquer ce phénomène. D'une part, pour cette simulation l'énergie visqueuse et l'énergie artificielle sont très importantes (Figure 8-20). Elles avoisinent chacune 10% de l'énergie interne maximale à la fin de la simulation. Une partie de l'énergie n'est donc pas transmise à l'échantillon. De plus, des éléments fortement distordus sont observés dans la zone d'impact (Figure 8-21). Ces éléments pourraient limiter l'ouverture des macrofissures et contribuer à limiter le déplacement de l'impacteur.

La Figure 8-22 présente l'endommagement et la délamination prédits sur la tranche de l'échantillon comparés à la tranche d'un échantillon testé expérimentalement à température pièce pour la masse de 20 kg. L'état global d'endommagement prédit est assez représentatif, malgré les problèmes soulevés plus haut. Toutefois, le déplacement de l'impacteur dans les simulations est inférieur aux observations expérimentales.

Les résultats obtenus pour l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce montrent que le modèle dans son état actuel ne parvient à reproduire complètement le comportement à l'impact pour cette condition d'impact qui est associée à l'énergie d'impact la plus importante étudiée dans cette étude (10 J). C'est pourquoi le modèle n'a pas été appliqué à la simulation de l'impact à -70°C et -150°C pour cette condition d'impact.

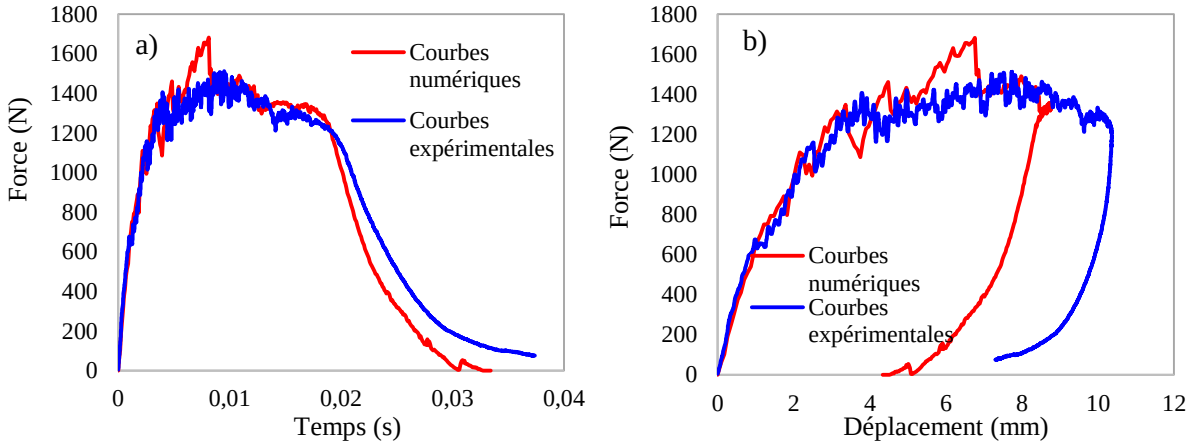


Figure 8-19. Courbes a) force en fonction du temps et b) force-déplacement obtenues expérimentalement et avec le modèle numérique pour l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce.

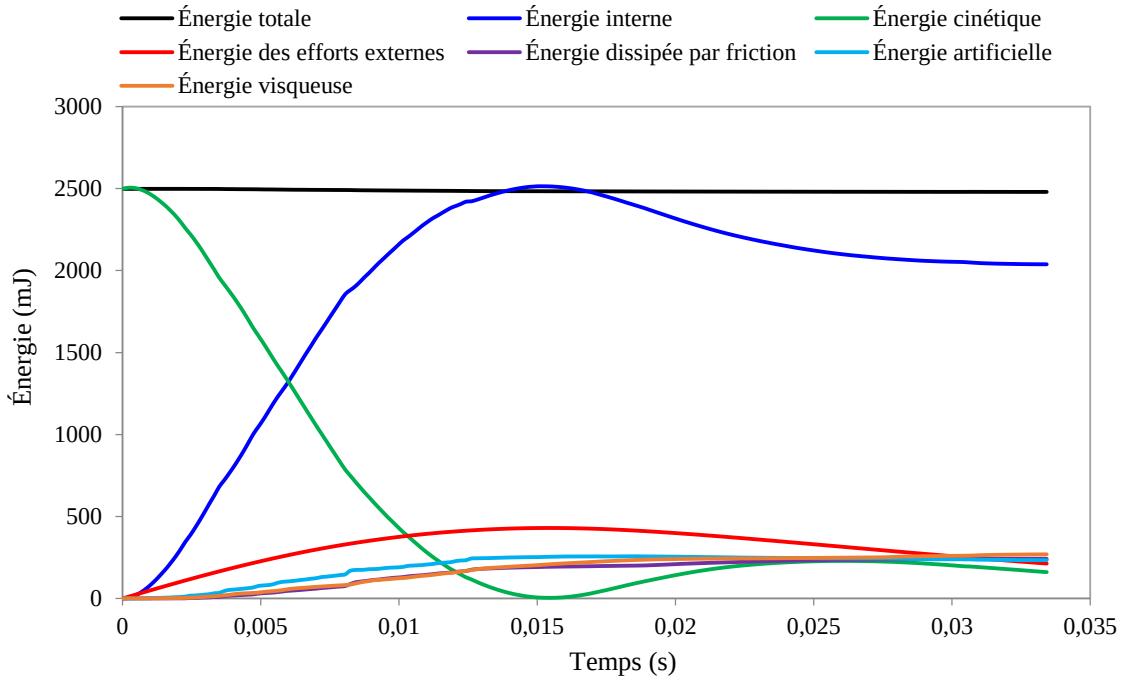


Figure 8-20. Courbes numériques d'énergie en fonction du temps pour un échantillon impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce.

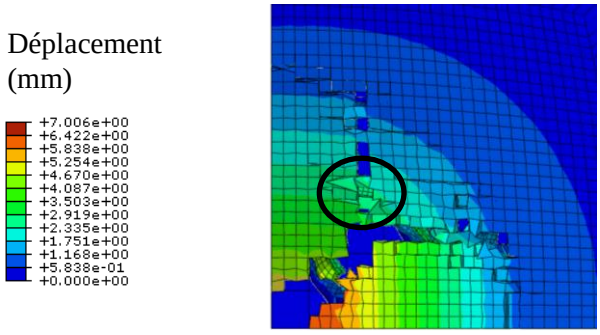


Figure 8-21. Vue de dessus du déplacement suite à la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce.

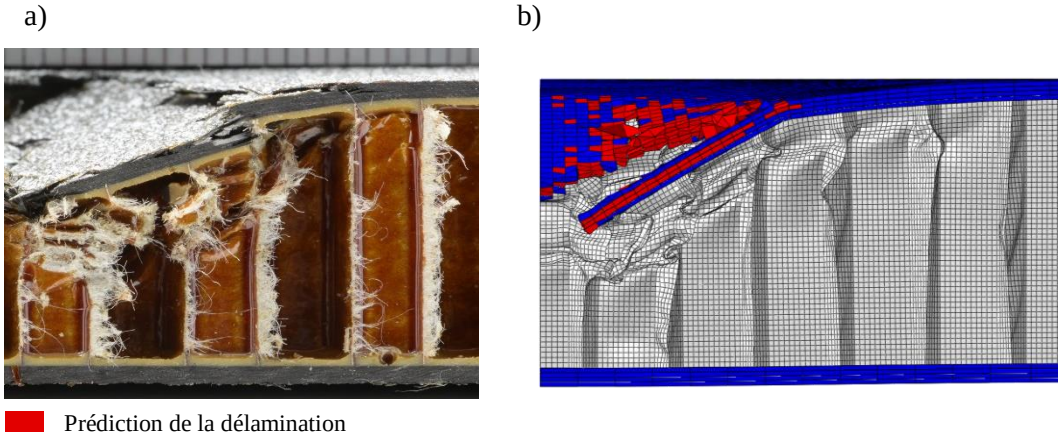


Figure 8-22. a) Tranche d'un échantillon impacté à température pièce avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg et b) endommagement et prédiction de la délamination sur la tranche d'un échantillon pour une simulation avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce.

8.3.6. Effet de la température sur la rigidité du panneau à l'impact

Les résultats expérimentaux, pour toutes les conditions d'impact, montrent une augmentation de la rigidité du panneau à l'impact avec la température d'impact qui diminue (Figure 8-23 a). Cette augmentation est causée par la rigidification de la matrice et la présence des plis à 45° ainsi que par la rigidification du matériau d'âme à basse température. Afin d'évaluer si le modèle permet de reproduire cet effet de la température sur le comportement à l'impact du panneau sandwich, les courbes force-déplacement expérimentales et numériques sont comparées pour les simulations avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce, -70°C et -150°C (Figure 8-23). L'augmentation de la rigidité observée expérimentalement est captée par le modèle.

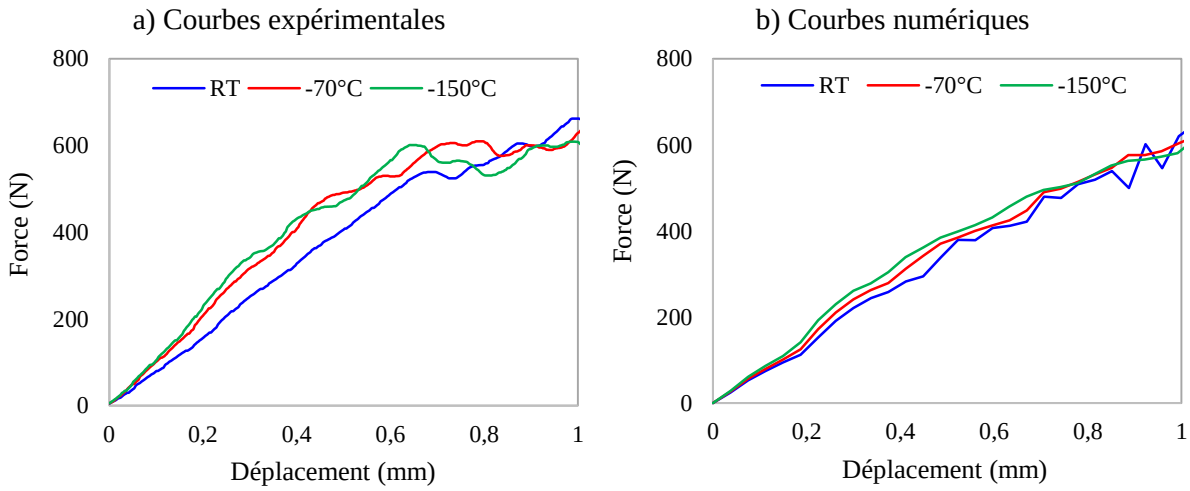


Figure 8-23. Courbes force-déplacement expérimentales et numériques obtenues avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5kg à température pièce, -70°C et -150°C.

8.4. Prédiction de l'endommagement

Dans cette section l'endommagement prédit par le modèle est analysé de façon qualitative. L'endommagement des peaux (macrofissures et délaminations) est abordé ainsi que l'endommagement de l'âme (profondeur et grandeur la zone endommagée). Les résultats numériques sont comparés aux résultats expérimentaux présentés au Chapitre 4.

8.4.1. Impacteur de 12.7 mm

5 kg

La Figure 8-24 montre le déplacement final sur les échantillons vus de dessus obtenu avec le modèle à température pièce, -70°C et -150°C pour l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5kg. La Figure 8-25 présente l'endommagement prédit par le modèle sur la tranche des échantillons à 0° ainsi que la tranche d'échantillons testés expérimentalement à toutes les températures. À la Figure 8-24, on observe que le modèle prédit le développement d'une fissure qui suit l'orientation des fibres dans les plis à ± 45°. La formation de la fissure s'initie dans le pli du dessous et devient une fissure macroscopique à travers l'épaisseur de la peau supérieure. Cette fissure est présente pour toutes les simulations, peu importe la condition d'impact. Sur le pli du dessus, on voit ensuite apparaître une fissure qui définit le périmètre extérieur de la zone endommagée. Cette fissure est plus prononcée avec la température qui diminue. Elle est visible par la suppression d'éléments à -70°C et -150°C aux Figures 8-24 et 8-25. De façon générale, l'état d'endommagement de la peau supérieure prédit par le modèle correspond à l'endommagement observé expérimentalement. Expérimentalement, pour les échantillons les plus endommagés, on perçoit la présence de fissures en périphérie de la zone endommagée et plus rarement pour quelques échantillons, on perçoit aussi

des fissures partant de l'intérieur de la zone endommagée et se propageant vers l'extérieur. La profondeur d'indentation maximale moyenne mesurée expérimentalement varie de 0.7 mm à température pièce à 1.9 mm à -150°C. La profondeur d'indentation résiduelle prédite pour le modèle est surestimée par rapport aux résultats expérimentaux présentés au Tableau 4-4.

Si on compare la grandeur et la profondeur de la zone endommagée prédites pour le matériau d'âme (Figure 8-25) et celles obtenues expérimentalement, on observe que le modèle prédit bien l'endommagement de l'âme.

La délamination est prise en compte dans le modèle par l'utilisation d'un critère de rupture 3D combinée à la dégradation des modules d'élasticité en cisaillement dans les plans 1-3 et 2-3. C'est un modèle simplifié qui permet d'estimer la zone délaminée. La zone ainsi prédite pour l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg est présentée à la Figure 8-25. La couleur rouge indique les zones pour lesquelles la délamination est prédite. Elles correspondent assez bien aux observations expérimentales à toutes les températures.

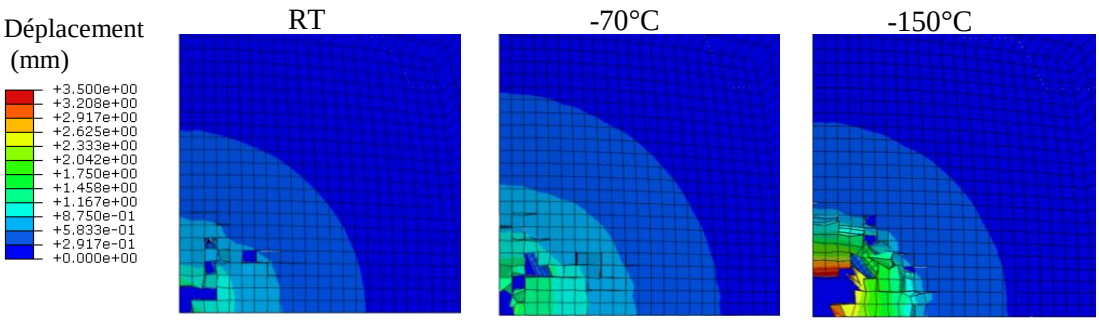


Figure 8-24. Vue de dessus du déplacement suite à la simulation de l'impact avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg à température pièce, -70°C et -150°C.

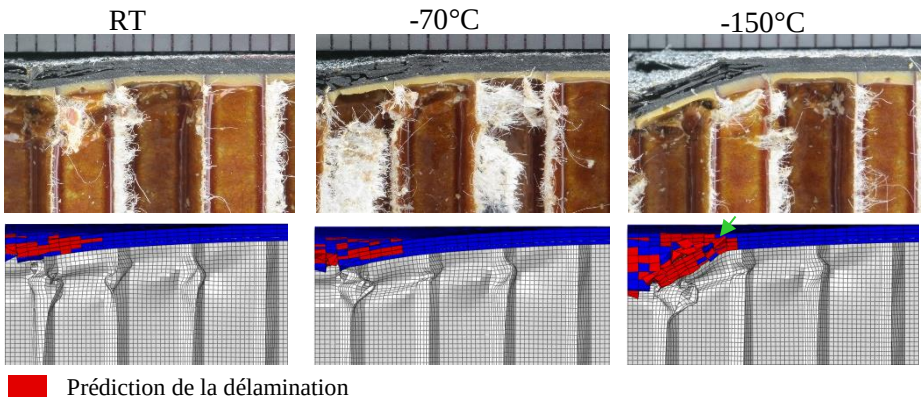


Figure 8-25. Tranches d'échantillons impactés expérimentalement à température pièce, 70°C et -150°C et endommagement et prédiction de la délamination pour les simulations avec le modèle numérique à température pièce, -70°C et -150°C pour des échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 10kg.

8.4.2. Impacteur de 25.4 mm

5 kg

La Figure 8-26 présente une vue de dessus du déplacement de la peau supérieure à la fin des simulations avec le modèle à température pièce, -70°C et -150°C. Pour cette condition d'impact, l'endommagement observé expérimentalement est à peine visible. Pour toutes les températures, la profondeur d'indentation résiduelle maximale est en dessous de 0.5 mm. Le modèle prédit une profondeur plus importante qui va à plus de 3 mm à -150°C. Cette différence peut s'expliquer par la loi de comportement du matériau d'âme qui est élastique parfaitement plastique. Les déformations permanentes engendrées dans l'âme sont surestimées.

Encore une fois, le modèle prédit l'apparition d'une fissure à 45°. La grandeur de la fissure augmente avec la température qui diminue. Expérimentalement, les fissures ne sont pas visibles à l'œil nu pour les échantillons testés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg.

La Figure 8-27 présente la tranche d'un échantillon impacté à température pièce et l'endommagement et la délamination prédits par le modèle à toutes les températures. L'endommagement du matériau d'âme prédit par le modèle est similaire à toutes les températures et reproduit assez bien les observations expérimentales. Pour ce qui est de la délamination prédite, c'est à température pièce qu'elle est la plus importante.

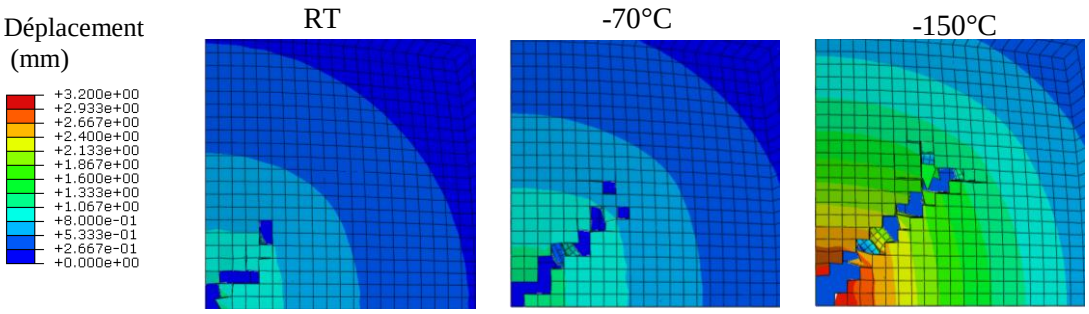


Figure 8-26. Vue de dessus du déplacement suite à la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce, -70°C et -150°C.

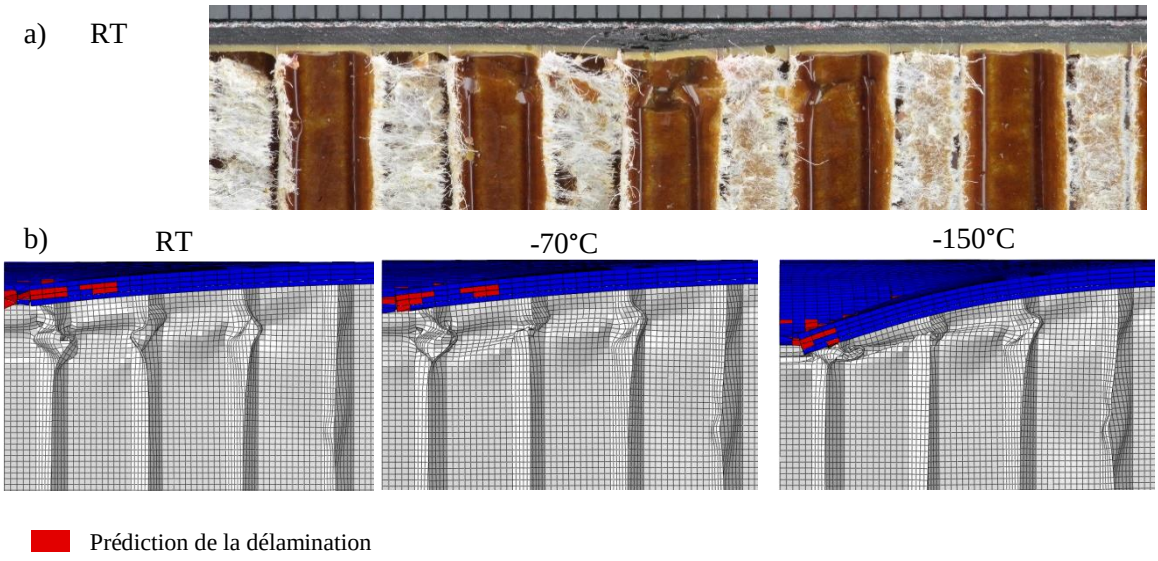


Figure 8-27. a) Tranche d'un échantillon impacté à température pièce avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg et b) endommagement et prédiction de la délamination à température pièce, -70°C et -150°C pour l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5kg.

10 kg

La Figure 8-28 présente une vue de dessus du déplacement des échantillons à la fin des simulations à température pièce, -70°C et -150°C. La Figure 8-29 présente la tranche de l'échantillon et la prédiction de la délamination obtenue avec le modèle. Encore une fois, l'indentation résiduelle est surestimée par le modèle (Figure 8-28). Expérimentalement, la profondeur maximale d'indentation résiduelle est autour de 1.2 mm à température pièce et 2 mm à -150°C.

À -70°C (Figure 8-28), on observe la présence de localisation dans la suppression d'éléments. La localisation devra être prise en compte pour l'amélioration du modèle.

La délamination prédite par le modèle à -150°C diminue par rapport à la température pièce (Figure 8-29). Expérimentalement, pour cette condition d'impact, le mode d'endommagement prédominant

à température pièce est la délamination, alors qu'à -150°C, c'est la rupture des fibres. Une possible explication pour ce phénomène tant au niveau numérique qu'expérimental est la baisse de résistance en traction dans les directions chaîne et trame à basse température qui favorise ce type d'endommagement.

Pour cette condition d'impact, on observe expérimentalement que l'écrasement de l'âme s'étend plus que l'endommagement des peaux. C'est aussi ce qu'on observe avec le modèle.

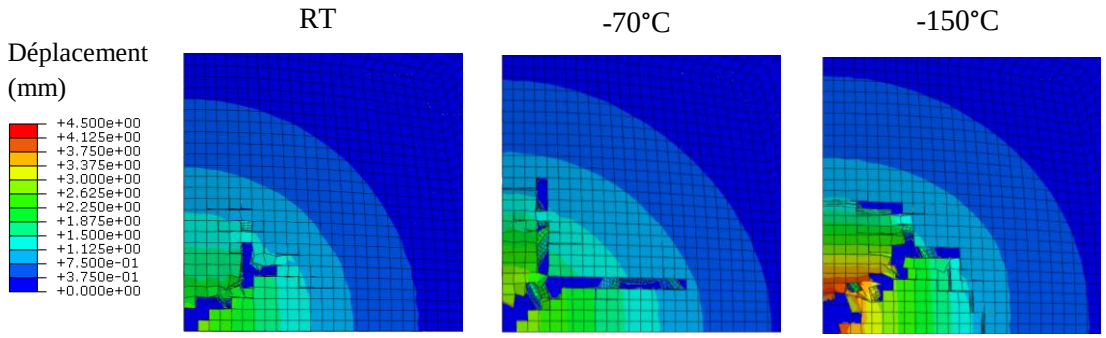


Figure 8-28. Vue de dessus du déplacement suite à la simulation de l'impact avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à température pièce, -70°C et -150°C.

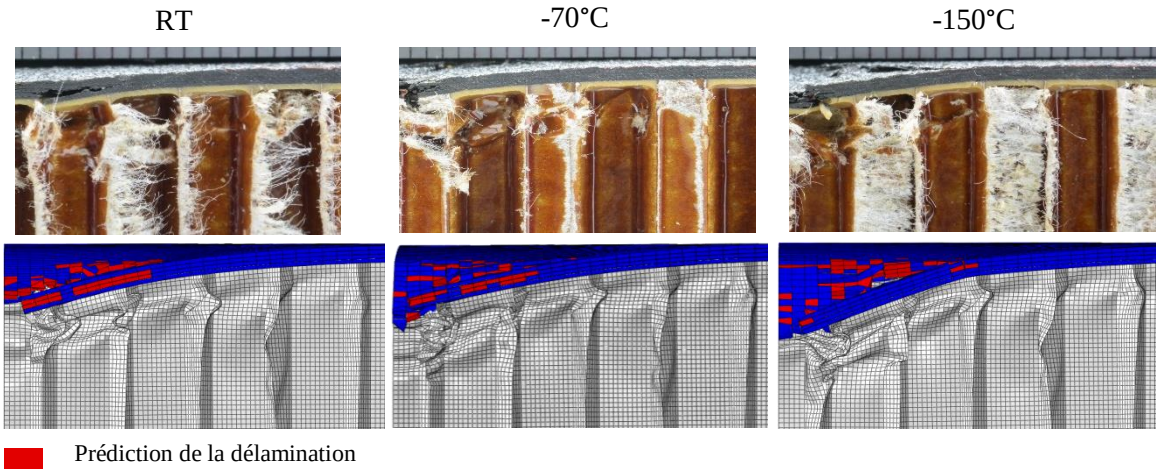


Figure 8-29. Tranches d'échantillons impactés expérimentalement à température pièce, 70°C et -150°C et endommagement et prédiction de la délamination pour les simulations avec le modèle numérique à température pièce, -70°C et -150°C pour des échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg.

8.5. Discussion

Globalement, le modèle développé permet de reproduire le comportement à l'impact du panneau sandwich en matériaux composites étudié. C'est à température pièce que le modèle reproduit le

mieux le comportement. Pour cette température, il y a moins de propriétés estimées ce qui explique les meilleures performances du modèle.

De façon générale, le modèle permet de reproduire l'effet de la température sur le comportement à l'impact. Les diminutions de force et l'augmentation du déplacement maximal de l'impacteur sont prédites par le modèle. On observe toutefois que l'effet de la température prédit par le modèle est dans certains cas plus prononcé que ce qu'on observe expérimentalement. C'est le cas pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg moins sensibles aux effets de la température.

Dans le modèle de comportement du matériau composite, le comportement après l'initiation de la rupture dans les directions chaîne et trame et en cisaillement est basé sur le modèle des bandes de Bažant et Oh. Ce type de modèle est conçu pour s'affranchir des problèmes de dépendance au maillage. Toutefois, pour les simulations de l'impact, puisque l'endommagement ne se localise pas dans une bande unique d'éléments, l'utilisation de cette méthode limite la taille inférieure des éléments pouvant être utilisés. De plus, les résultats obtenus montrent une certaine dépendance au maillage malgré l'intégration de la méthode des bandes de Bažant et Oh. Pour les simulations de l'impact pour lesquelles l'endommagement s'avère important, une méthode différente pour s'affranchir des phénomènes de dépendance au maillage pourrait être envisagée.

Trois méthodes de suppression d'éléments ont été étudiées pour le modèle de comportement du matériau composite. Les meilleurs résultats sont obtenus en supprimant l'élément dès que la variable d'endommagement atteint la valeur maximale dans la direction chaîne ou trame en traction ou en compression. Pour les deux autres méthodes, la perte de rigidité du matériau associée au développement de l'endommagement n'est pas bien prise en compte. La méthode de suppression d'éléments ainsi retenue a été appliquée à toutes les simulations d'impact. De façon générale, cette dernière méthode semble permettre de bien reproduire le développement des macrofissures partant de la zone d'impact et allant vers l'extérieur de l'échantillon ainsi que les fissures observées en périphérie de la zone d'impact. Les résultats obtenus avec ce critère laissent présager qu'il existe un couplage entre la rupture dans la direction chaîne et dans la direction trame.

L'endommagement prédit par le modèle reproduit assez bien l'endommagement observé expérimentalement. La position des macrofissures est assez fidèle aux observations expérimentales. La grandeur de la zone endommagée pour le nid d'abeilles est aussi bien prédite. La profondeur de l'endommagement résiduelle est toutefois surestimée. Cela s'explique entre autres par l'utilisation d'un modèle élastique parfaitement plastique pour le comportement du Nomex ce qui surestime les

déformations permanentes dans le nid d'abeilles. De façon générale, la grandeur de la zone délaminée est bien prédite à température pièce pour les conditions d'impact étudiées. Le critère de rupture qui permet de prédire la délamination est un critère quadratique basé sur les contraintes hors-plan. À basse température, on suppose que la résistance à la rupture en cisaillement hors-plan suit une évolution proportionnelle à l'évolution des modules d'élasticité en cisaillement (G_{12}, G_{13}, G_{23}), alors que les propriétés en traction dans la direction hors-plan (E_3, X_{33}) demeurent inchangées. L'évolution des propriétés à basse température ne permet pas de vraiment tenir compte de l'effet de la température sur la délamination. Inclure un modèle de délamination qui serait basé sur des données expérimentales et qui permettrait aussi de considérer l'énergie de rupture associée à la délamination permettrait de mieux prendre en compte l'effet de la température sur ce mode d'endommagement. Pour ce faire, une caractérisation de la délamination en mode I et en mode II serait nécessaire. Les données dans la littérature divergent trop sur l'effet de la température sur ce mode d'endommagement pour servir de base à un modèle.

Un des objectifs du modèle développé était d'utiliser le plus possible des propriétés basées sur l'expérimentation ou la littérature. Cependant, il n'a pas été possible de déterminer tous les paramètres nécessaires au modèle expérimentalement ou en se basant sur la littérature. Des hypothèses ont été posées pour pallier au manque de données. Parmi celles-ci, le modèle suppose que le taux de restitution d'énergie critique à basse température en traction et en compression varie proportionnellement avec la résistance à la rupture multipliée par la déformation à la rupture en traction ou en compression dans la direction chaîne. C'est une hypothèse importante qui a été posée dans l'objectif d'avoir un comportement similaire après l'initiation de la rupture à toutes les températures. Cette hypothèse gagnerait à être vérifiée expérimentalement. La réalisation d'essais OCT (over-height compact tension) à basse température et à température pièce permettrait de mieux évaluer ce paramètre et d'obtenir plus d'information sur le comportement à la rupture à basse température dans les directions chaîne et trame en traction.

Une autre simplification du modèle de comportement est associée au comportement en cisaillement hors-plan. Le modèle néglige les possibles non-linéarités du comportement en cisaillement hors-plan et l'effet de la température sur ces dernières. Des essais expérimentaux permettant d'évaluer le comportement en cisaillement hors-plan devraient être effectués afin d'intégrer cet aspect du comportement au modèle.

Le modèle proposé est basé sur l'utilisation d'éléments C3D8R pour la modélisation des plis en matériaux composites. Lorsque la suppression d'éléments devient importante, l'énergie artificielle

augmente considérablement. Bien que le modèle proposé reproduise bien la physique des essais d'impact réalisés, les problèmes énergétiques soulevés ici devront être considérés afin de rendre le modèle plus fiable. De plus, le modèle, dans sa forme proposée, ne permet pas de reproduire les conditions d'impact pour lesquelles l'endommagement est sévère. C'est un aspect du modèle qui doit aussi être amélioré. Pour certaines simulations, des éléments fortement distordus ont été observés. L'ajout d'un critère de suppression d'éléments permettant d'enlever ces éléments de la simulation serait aussi un aspect à considérer.

8.6. Conclusion

Dans ce chapitre les modèles de comportement proposés aux Chapitres 6 et 7 pour le matériau composite et la structure nid d'abeilles ont été assemblés pour la simulation de l'impact sur le panneau sandwich étudié dans le cadre de la thèse. L'objectif du modèle développé est de reproduire le comportement à l'impact du panneau sandwich à différentes températures.

Dans l'ensemble, l'objectif a été atteint. Le modèle proposé reproduit bien le comportement à l'impact et intègre plusieurs des effets de la température observés expérimentalement.

L'endommagement prédit par le modèle est généralement fidèle aux observations expérimentales. Toutefois, le modèle gagnerait à tenir compte de la délamination via l'utilisation d'un contact cohésif ou d'éléments cohésifs ou via l'intégration d'un critère 3D le tout basé sur des essais expérimentaux et en tenant compte de l'énergie dissipée par ce mode d'endommagement. Cette méthode permettrait de mieux prédire l'effet de la température sur ce mode d'endommagement. Toutefois, son implantation requiert la réalisation d'un nombre important d'essais complexes à basse température.

De façon générale, l'approche retenue pour la modélisation de l'impact sur le panneau sandwich étudié est appropriée pour reproduire le comportement à l'impact à différentes températures. Le modèle nécessite quelques améliorations afin de pouvoir reproduire des niveaux d'endommagement plus importants et les problèmes énergétiques soulevés nécessitent une investigation approfondie afin de rendre le modèle plus robuste et fiable. Néanmoins, le modèle proposé, le développement des lois de comportement du matériau composite et du nid d'abeilles, la détermination des paramètres expérimentaux et les hypothèses posées consistent ensemble en un avancement important vers la modélisation du comportement à l'impact de structures composites à différentes températures.

Conclusion

Les travaux présentés dans cette thèse visent à mieux comprendre l'effet des températures froides sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites pour la fabrication de robots d'exploration lunaire. Afin d'étudier l'effet de la température sur le comportement à l'impact de ce type de structures, la thèse se développe autour de deux principaux volets : une campagne expérimentale et le développement d'outils numériques pour la simulation de l'impact à différentes températures.

La campagne expérimentale développée se divise en trois phases : la caractérisation mécanique des constituants du panneau sandwich à basse température, les essais d'impact à basse température et les essais de compression après impact. L'objectif premier de la campagne expérimentale est de caractériser le comportement à l'impact du panneau sandwich à des températures suffisamment froides pour être représentatives de l'environnement lunaire. En effet, la littérature sur le comportement à l'impact à basse température de ce type de structures se limite à une température minimale de -70°C.

L'utilisation accrue des structures composites passe par le développement d'outils numériques. Ainsi, le deuxième volet de la thèse a pour objectif de prédire le comportement à l'impact du panneau sandwich à différentes températures en développant un modèle par la méthode des éléments finis. Pour ce faire, des modèles de comportement pour le matériau composite et pour la structure nid d'abeilles ont dû être développés. Ces modèles ont pour objectif de s'appuyer principalement sur les observations et les mesures expérimentales présentées dans la thèse et la littérature disponible.

Cette section se concentre sur les principales conclusions des travaux présentés dans la thèse en mettant de l'avant leurs contributions.

Volet expérimental

Les résultats de la campagne expérimentale permettent d'élargir la base de données disponible sur le comportement des panneaux sandwiches en matériaux composites plus particulièrement à basse température. Les températures testées dans le cadre de la thèse sont les plus froides répertoriées pour l'étude du comportement à l'impact de ce type de structures. De plus, l'ampleur des travaux expérimentaux présentés dans la thèse est considérable. Ils incluent l'étude du comportement à l'impact du panneau sandwich à différentes températures, une caractérisation détaillée de l'endommagement induit à chaque température et l'étude du comportement après impact des panneaux endommagés. Le tout est combiné à l'étude de l'effet de la température sur le comportement mécanique des constituants du panneau sandwich. L'ampleur de la campagne expérimentale rend d'une part les travaux présentés uniques, mais permet avant tout une meilleure analyse des résultats présentés. Les principales conclusions dérivées des travaux expérimentaux présentés dans la thèse sont brièvement rappelées ici.

Phase I : Essais de caractérisation

La première phase de la campagne expérimentale est concentrée autour de l'étude du comportement mécanique des constituants du panneau sandwich : les peaux en matériaux composites et la structure nid d'abeilles de Nomex. Les essais ont été développés selon deux objectifs. Le premier objectif est d'étudier le comportement des constituants du panneau sandwich à basse température pour des cas de chargements simples afin de pouvoir transférer les connaissances acquises à l'étude du comportement à l'impact du panneau sandwich. Le second objectif est de déterminer les propriétés des constituants du panneau sandwich à différentes températures pour appuyer le développement d'outils numériques.

Des essais de traction, de compression et de cisaillement dans le plan ont été effectués sur le stratifié $[(0/90)]_n$ et des essais de traction et de compression ont été effectués sur le stratifié $[(\pm45)(0/90)(0/90)(\pm45)]_{ns}$. Les essais sur le premier stratifié permettent de caractériser le comportement du pli, alors que les essais sur le second stratifié qualifient le comportement des peaux du panneau sandwich. L'effet de la température sur le comportement des stratifiés étudiés est fortement lié à l'effet de la température sur le comportement de la matrice. À basse température, cette dernière se fragilise et se rigidifie entraînant une fragilisation et une rigidification du comportement en cisaillement. En compression, l'effet de la température se traduit par une augmentation importante de la résistance en compression à basse température. En effet, la matrice soutient mieux les fibres en compression retardant l'apparition des principaux modes de rupture en compression (le microflambement et la formation de *kinkband*). En traction, le comportement est

plutôt dominé par le comportement des fibres peu affecté par la température. Toutefois, les résultats montrent une diminution significative de la résistance en traction. Cette diminution peut s'expliquer par quelques phénomènes. D'une part, les contraintes thermiques générées par les variations de température importantes peuvent contribuer à diminuer la résistance à la rupture. Dans le cas étudié, ce sont plutôt les contraintes thermiques générées par la présence de torons de fibres dans différentes directions dans un même pli et les contraintes thermiques générées par la différence de coefficients d'expansion thermique entre les fibres et la matrice qui ont effet important. En effet, les contraintes thermiques engendrées par la différence de coefficient d'expansion thermique entre les plis sont négligeables pour les stratifiés étudiés tel qu'évalué au Chapitre 6. D'autre part, la fragilisation du comportement de la matrice peut aussi affecter la capacité de cette dernière à transmettre les charges des fibres brisées aux fibres intactes engendrant ainsi une diminution de la résistance à la rupture en traction. Les essais de caractérisation sur le matériau composite permettent de compléter la basse de données disponible dans la littérature sur le comportement des stratifiés tissés à basse température en fournissant des données complètes sur le comportement mécanique dans le plan du matériau composite étudié à température pièce, -70°C et -150°C.

Pour ce qui est du comportement du nid d'abeilles de Nomex à basse température, des essais de compression hors-plan ont été effectués à température pièce, -70°C et -150°C. La compression hors-plan est le type de chargement le plus sollicité lors de l'impact. Les résultats des essais à basse température montrent que la contrainte équivalente maximale et la rigidité équivalente en compression augmentent à basse température. Toutefois, la forme générale du comportement en compression est similaire sur toute la plage de température étudiée. L'effet de la température sur le comportement en compression du nid d'abeilles de Nomex s'explique par l'effet de la température sur les constituants du Nomex : la résine phénolique et le papier Nomex. Les résultats des essais de compression présentés dans la thèse constituent une contribution importante des travaux. En effet, le comportement du matériau d'âme joue un rôle important sur le comportement à l'impact des panneaux sandwiches. Toutefois, aucune donnée sur le comportement de structures nid d'abeilles de Nomex à basse température n'est disponible dans la littérature. Une analyse complète de l'effet de la température sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches nécessite la connaissance de l'effet de la température sur le comportement du matériau d'âme.

Une autre contribution importante des travaux associés à la caractérisation des constituants du panneau sandwich est le développement de méthodologies expérimentales pour la réalisation des essais de caractérisation à basse température. En effet, la caractérisation à température extrême des matériaux composites ou des structures nid d'abeilles n'est pas couverte par les normes. Pour les

essais effectués dans le cadre de la thèse, une attention particulière a été portée au développement des méthodologies expérimentales dans l'objectif d'éviter que la température d'essai influe de façon parasite les résultats des essais expérimentaux.

Phase II : Essais d'impact

La seconde phase de la campagne expérimentale est centrée sur la caractérisation du comportement à l'impact à basse température du panneau sandwich en matériaux composites et sur l'étude de l'effet de la température d'impact sur l'endommagement induit dans les panneaux. Pour ce faire, des essais d'impact ont été réalisés avec deux impacteurs hémisphériques à température pièce, -70°C et -150°C. Cinq conditions d'impact ont été étudiées à ces trois températures. Différentes méthodes ont été utilisées pour étudier l'endommagement induit. Elles incluent la mesure de la profondeur d'indentation, l'évaluation de la surface endommagée par mesures ultrasons (C-scan) et l'observation de la section endommagée.

Les résultats des essais d'impact montrent que, de façon générale, il y a une augmentation de l'endommagement induit à basse température. La profondeur de la zone endommagée est systématiquement plus grande à -150°C, alors que l'effet de la température sur la grandeur de la zone endommagée varie en fonction de la condition d'impact. À basse température, on observe une augmentation de la rigidité du panneau sandwich qui s'explique par l'augmentation de la rigidité de la structure nid d'abeilles et des peaux en matériaux composites. Les essais montrent aussi que l'effet de la température est plus prononcé pour les échantillons impactés avec l'impacteur de petit diamètre (12.7 mm) par rapport à l'impacteur de gros diamètre (25.4 mm). Pour l'impacteur de 12.7 mm, une diminution des forces mesurées par l'impacteur ainsi qu'une augmentation du déplacement maximal de l'impacteur ont été observées à basse température. Finalement, l'étude conjointe de l'endommagement induit et de l'énergie absorbée montre que le développement de l'endommagement nécessite moins d'apport d'énergie à basse température.

L'effet de la température sur le comportement à l'impact du panneau sandwich en matériaux composites peut s'expliquer par différents phénomènes. À basse température, la ténacité de la résine diminue. Ce faisant, la résine emmagasine moins d'énergie à basse température. Cette diminution affecte le comportement à l'impact. Ensuite, les résultats des essais de caractérisation ont montré une diminution de la résistance en traction du matériau composite dans les directions chaîne et trame à basse température, ce qui explique, pour certaines conditions d'impact, l'augmentation de la rupture des fibres observée à basse température.

Phase III : Compression après impact

Pour la troisième phase de la campagne expérimentale, des essais de compression après impact ont été réalisés afin d'étudier l'effet de la température d'impact sur la résistance et le comportement en compression des panneaux endommagés. À cette fin, tous les essais de compression ont été effectués à température pièce permettant ainsi d'isoler l'effet de la température d'impact sur le comportement en compression après impact.

Les résultats des essais de compression après impact montrent que la température d'impact a peu d'influence sur le comportement en compression après impact. En effet, une faible diminution de la résistance résiduelle en compression est observée pour quelques-unes des conditions d'impact, alors que pour les autres, la température d'impact n'a tout simplement pas d'effet sur la résistance résiduelle en compression. De plus, quand on compare l'effet de la température d'impact sur la résistance en compression après impact avec la diminution de la résistance mesurée entre les échantillons intacts et les échantillons les moins endommagés, il devient tout simplement négligeable. En effet, pour les échantillons avec des endommagements à peine visibles, une baisse de la résistance en compression de près de 30 % est observée. Ces résultats mettent en lumière l'effet important des endommagements à peine visibles sur le comportement après impact des panneaux sandwiches. Trois modes de rupture en compression ont été observés : une rupture des peaux causée par la propagation d'une fissure initiant de la zone d'impact, une rupture par flambement local précédée par la propagation de la zone d'indentation et une rupture hybride. En général, lorsque l'endommagement des peaux est important par rapport à l'endommagement du matériau d'âme, c'est une rupture des peaux qui est observée. Pour une des conditions d'impact étudiées, un changement de mode de rupture principal est observé avec la température d'impact qui diminue à -150°C.

Les résultats présentés dans la thèse quant à la compression après impact incluent une analyse détaillée des modes de rupture et de la résistance résiduelle en compression, qui combinée avec l'étude complète de l'endommagement causé par l'impact, contribue à une meilleure compréhension de ce type de chargements pour les panneaux sandwiches en matériaux composites.

Volet numérique

Pour le second volet de la thèse, l'objectif est de reproduire le comportement à l'impact du panneau sandwich à différentes températures et pour différentes conditions d'impact en développant un modèle numérique par la méthode des éléments finis. À cette fin, des modèles de comportement pour le matériau composite et pour le nid d'abeilles ont été proposés en s'appuyant sur les

observations expérimentales présentées dans la thèse et la littérature. Dans cette optique, des essais de cisaillement cyclique dans le plan 1-2 ont été réalisés pour le matériau composite à température pièce, -70°C et -150°C. Les données obtenues à basse température sont uniques et ont permis de déterminer expérimentalement les paramètres caractérisant le comportement en cisaillement à basse température du matériau composite étudié.

Dans l'ensemble, le modèle développé reproduit très bien le comportement à l'impact du panneau sandwich en matériaux composites à température pièce pour les conditions d'impact simulées. De plus, l'effet de la température est bien capté par le modèle. Toutefois, dans certains cas, l'effet de la température prédit est plus important que celui observé expérimentalement. Il est normal d'obtenir de meilleures prédictions pour le modèle à température pièce. Pour cette température, la majorité des propriétés ont été caractérisées expérimentalement ou proviennent de la littérature pour des matériaux très similaires, alors qu'à basse température, certaines hypothèses ont été posées pour pallier au manque de données expérimentales. Pour ce qui est de l'endommagement, l'endommagement prédit par le modèle est représentatif de l'endommagement observé expérimentalement tant pour le matériau d'âme que les peaux.

Les résultats obtenus avec le modèle proposé sont prometteurs. Ils démontrent que la démarche appliquée pour le développement du modèle numérique par la méthode des éléments finis est appropriée. Cette démarche inclut le développement du modèle de comportement pour les peaux en matériaux composites et le nid d'abeilles de Nomex, la caractérisation des propriétés et des paramètres nécessaires aux modèles de comportement, l'étude de la revue de littérature et le choix des hypothèses. La démarche proposée dans cette thèse consiste en un avancement important dans l'étude numérique de l'impact à différentes températures.

Utilisation de panneaux sandwiches en matériaux composites pour les robots d'exploration lunaire : recommandations

Les travaux présentés dans la thèse avaient pour objectif d'étudier l'effet des températures froides sur le comportement à l'impact de panneaux sandwiches en matériaux composites avec un nid d'abeilles de Nomex pressentis pour la fabrication de robots d'exploration lunaire. Dans cette optique, les résultats présentés dans la thèse montrent que bien que les températures froides affectent le comportement et l'endommagement induit par l'impact, on n'observe pas un changement de comportement majeur du panneau sandwich à l'impact à basse température. La température d'impact à elle seule ne justifie donc pas d'exclure l'utilisation de ce type de structures pour des applications lunaires. Toutefois, l'effet de la température d'impact est généralement plus

prononcé entre -70°C et -150°C qu'entre la température pièce et -70°C. Ce faisant, tout dépendamment des protections thermiques du robot et des zones d'explorations pressenties, des essais à des températures inférieures devraient être envisagés. De plus, l'endommagement induit par l'impact à basse vitesse est sévère peu importe la température d'utilisation. Dans le cas d'impact avec un objet de petit diamètre, une perforation des peaux et du matériau d'âme est envisageable, alors que l'impact avec un objet de grand diamètre va générer une grande surface endommagée plus particulièrement pour le matériau d'âme. Dans une optique où le panneau sandwich a un rôle dans la protection thermique du robot, tant la perforation complète de la structure que la dégradation du matériau d'âme peuvent avoir un effet important. L'impact doit donc être pris en compte dans le processus de conception.

Perspectives de recherche

La délamination est un des modes de rupture les plus importants associés au chargement d'impact. La caractérisation de ce mode de rupture n'a pas été effectuée dans le cadre de la thèse. La littérature sur l'effet de la température sur ce mode de rupture est partagée. De plus, pour les matériaux faits de plis tissés de fibres de carbone, des données à basse température ne sont tout simplement pas disponibles dans la littérature. Une meilleure caractérisation de ce type d'endommagement apporterait une meilleure compréhension de l'effet de la température sur le comportement à l'impact. De plus, des données à basse température pour ce type d'endommagement permettraient de mieux intégrer la délamination au modèle numérique proposé permettant ainsi une meilleure prédiction du comportement à l'impact.

Les essais de compression hors-plan à basse température ont permis d'obtenir des premières données sur le comportement des structures nid d'abeilles de Nomex à basse température. Une caractérisation de l'effet de la température sur les constituants du Nomex (le papier Nomex et la résine phénolique) permettrait de valider et de mieux comprendre les phénomènes expliquant l'effet de la température sur le comportement équivalent de la structure. Les propriétés ainsi obtenues pourraient aussi être utilisées pour le développement d'outils numériques pour étudier le comportement équivalent de la structure à différentes températures, et ce, pour différentes densités, tailles de cellules, épaisseurs de nids d'abeilles, etc.

Les essais de compression après impact ont été effectués à température pièce uniquement, l'objectif étant d'isoler l'effet de la température d'impact sur le comportement en compression des échantillons endommagés. Des essais de compression à basse température, voire à température

élevée, permettraient d'obtenir des données plus réalistes sur la résistance en compression résiduelle du panneau sandwich pour différentes températures d'utilisation.

Dans l'ensemble, l'approche retenue pour la simulation de l'impact à basse température est appropriée et les résultats présentés dans la thèse sont prometteurs. Toutefois, quelques paramètres du modèle proposé proviennent de la littérature. De plus, pour certaines propriétés, l'évolution à basse température est basée sur des hypothèses. La caractérisation de propriétés supplémentaires à basse température permettrait d'améliorer le modèle et éventuellement d'utiliser des critères de rupture semi-interactifs pour la prédiction de l'endommagement. Des améliorations pourraient aussi être apportées à la méthode utilisée pour s'affranchir des problèmes de dépendance au maillage. Finalement, pour certaines simulations, l'énergie artificielle avoisine ou dépasse les valeurs standards, bien que la physique des phénomènes modélisés semble bien représentée. Une investigation plus approfondie des problèmes énergétiques serait souhaitable dans l'objectif de rendre le modèle développé plus robuste.

Dans l'objectif de mieux comprendre les différents phénomènes expliquant l'effet de la température sur le comportement à l'impact des structures composites, il faut s'attarder à la nature multiéchelle des phénomènes étudiés. Dans le cadre de la thèse, les travaux sont principalement consacrés à l'effet de la température à l'échelle de la structure (panneau sandwich) et à l'échelle du pli en matériaux composites. Une meilleure connaissance de l'effet de la température sur les phénomènes à l'échelle microscopique tels que l'interaction entre les fibres et la matrice, les contraintes thermiques entre les fibres et la matrice et le transfert de charge entre les fibres brisées et les fibres intactes est essentielle pour mieux comprendre les effets de la température à l'échelle mésoscopique et macroscopique. Une meilleure connaissance des effets thermiques à l'échelle microscopique permettrait éventuellement d'intégrer l'étude de la température sur le comportement de matériaux composites sous différents chargements mécaniques à la méthode des essais virtuels, où les essais expérimentaux à différentes échelles sont remplacés par des simulations.

Bibliographie

[1] J. J. Zakrajsek, D. B. Mckissock, J. M. Woytach, J. F. Zakrajsek, F. B. Oswald, K. J. Mcentire, G. M. Hill, P. Abel, D. J. Eichenberg, and T. W. Goodnight, "Exploration rover concepts and development challenges," in First AIAA Space exploration Conference, Orlando, Florida, USA, pp. 1–23, 30 January - 1 February 2005.

[2] S. Abrate, *Impact on composite structures*. Cambridge University Press, 289 p.,1998.

[3] W. J. Cantwell and J. Morton, "The impact resistance of composite materials-a review," *Composites*, vol. 22, no. 5, pp. 347–362, 1991.

[4] G. B. Chai and S. Zhu, "A review of low-velocity impact on sandwich structures," *J. Mater. Des. Appl.*, vol. 225, no. 4, pp. 207–230, 2011.

[5] U. K. Vaidya, "Impact response of laminated and sandwich composites," in *Impact Engineering of Composite Structures*, S. Abrate, CISM International Centre for Mechanical Sciences, vol. 526, Springer, Vienna, pp. 97–191, 2011.

[6] M. O. W. Richardson and M. J. Wisheart, "Review of low-velocity impact properties of composite materials," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 27, no. 12, pp. 1123–1131, 1996.

[7] J. Tomblin, T. Lacy, B. Smith, S. Hooper, A. Vizzini, and S. Lee, "Review of damage tolerance for composite sandwich airframe structures," Final report, DOT/FAA/AR-99/49, Federal Aviation Adminitration, Washington, D.C., 1999.

[8] S. Abrate, "Localized impact on sandwich structures with laminated facings," *Appl. Mech. Rev.*, vol. 50, no. 2, pp. 69–82, 1997.

[9] T. Gómez-del Río, R. Zaera, E. Barbero, and C. Navarro, "Damage in CFRPs due to low velocity impact at low temperature," *Compos. Part B Eng.*, vol. 36, no. 1, pp. 41–50, 2005.

[10] S. Sánchez-Sáez, E. Barbero, and C. Navarro, "Analysis of the dynamic flexural behavior of composite beams at low temperature," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 67, no. 11–12, pp. 2616–2632, 2006.

[11] J. López-Puente, R. Zaera, and C. Navarro, "The effect of low temperatures on the intermediate and high velocity impact response of CFRPs," *Compos. Part B Eng.*, vol. 33, no. 8, pp. 559–566, 2002.

[12] M. Elamin, B. Li, and K. T. Tan, "Impact damage of composite sandwich structures in arctic condition," *Compos. Struct.*, vol. 192, pp. 422–433, 2018.

[13] *Composite Materials Handbook Volume 6. Structural Sandwich composites*. SAE International, 2013.

[14] J.-M. Berthelot, *Matériaux composites: Comportement mécanique et analyse de structure*, 3e édition. Paris: Editions TEC et DOC, 642 p.,1999.

[15] M. Giglio, A. Manes, and A. Gilioli, "Investigations on sandwich core properties through an experimental – numerical approach," *Compos. Part B*, vol. 43, no. 2, pp. 361–374, 2012.

[16] ASTM Standard D7136, "2015,Standard test method for measuring the damage resistance of a fiber-reinforced polymer matrix composite to a drop-weight impact event," ASTM International, West Conshohocken, Pa, 2015, DOI: 10.1520/D7136_D7136M-15.

[17] "ASTM Standard D7766, 2016, " Standard practice for damage testing of sandwich constructions," ASTM International, West Conshohocken, Pa, 2016, DOI: 10.1520/D7766_D7766M-16.

[18] ASTM Standard D6264, 2017, " Standard test method for measuring the damage resistance of a fiber-reinforced polymer-matrix composite to a concentrated quasi-static indentation force," ASTM International, West Conshohocken, Pa, 2017, DOI: 10.1520/D6264_D626.

[19] K. S. Raju, B. L. Smith, J. S. Tomblin, K. H. Liew, and J. C. Guarddon, "Impact damage resistance and tolerance of honeycomb core sandwich panels," *J. Compos. Mater.*, vol. 42, no. 4, pp. 385–412, 2008.

[20] J. S. Tomblin, K. S. Raju, J. Liew, and B. L. Smith, "Impact damage characterization and damage tolerance of composite sandwich airframe structures," Final report, DOT/FAA/AR-00/44, Federal Aviation Administration, Whasington, D.C., 2001.

[21] A. Nettles and J. Jackson, "Compression after impact testing of sandwich composites for usage on expendable launch vehicles," *J. Compos. Mater.*, vol. 44, no. 6, pp. 707–738, 2009.

[22] M. L. Bernard and P. A. Lagace, "Impact resistance of composite sandwich plates," *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 8, no. 5, pp. 432–445, 1989.

[23] A. Marouene, "Comportement sous choc des composites sandwichs et influence des paramètres des matériaux et du tests," Mémoire de Maîtrise, École Polytechnique de Montréal, 2010.

[24] M. Meo, R. Vignjevic, and G. Marengo, "The response of honeycomb sandwich panels under low-velocity impact loading," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 47, no. 9, pp. 1301–1325, 2005.

[25] P. H. Bull and F. Edgren, "Compressive strength after impact of CFRP-foam core sandwich panels in marine applications," *Compos. Part B Eng.*, vol. 35, no. 6-8, pp. 535–541, 2004.

[26] P. Shyprykevich, J. Tomblin, L. ILcewicz, A. J. Vizzini, T. E. Lacy, and Y. Hwang, "Guidelines for analysis , testing , and nondestructive inspection of impact- damaged composite sandwich structures," Final report, DOT/FAA/AR-02/121, Federal Aviation Administration, Washington, D.C., 2003.

[27] S. C. Lie, "Damage resistance and damage tolerance of thin composite facesheet honeycomb panels," Mémoire de Maîtrise,Massachusetts Institute of Technology, 1989.

[28] T. D. McQuigg, "Compression after impact experiments and analysis on honeycomb core sandwich panels with thin facesheets," NASA/CR-2011-217157, NASA, Hampton, Virginia, 2011.

[29] B. Freeman, E. Schwingler, M. Mahinfalah, and K. Kellogg, "The effect of low-velocity impact on the fatigue life of Sandwich composites," *Compos. Struct.*, vol. 70, no. 3, pp. 374–381, 2005.

[30] L. Liu, H. Feng, H. Tang, and Z. Guan, "Impact resistance of Nomex honeycomb sandwich structures with thin fibre reinforced polymer facesheets," *J. Sandw. Struct. Mater.*, vol. 20, no. 5, pp. 531–552, 2018.

[31] G. Zhou and M. D. Hill, “Impact damage and energy-absorbing characteristics and residual in-plane compressive strength of honeycomb sandwich panels,” *J. Sandw. Struct. Mater.*, vol. 11, no. 4, pp. 329–356, 2009.

[32] E. J. Herup and A. N. Palazotto, “Low-velocity impact damage initiation in graphite/epoxy/nomex honeycomb-sandwich plates,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 57, no. 12, pp. 1581–1598, 1997.

[33] T. Anderson and E. Madenci, “Experimental investigation of low-velocity impact characteristics of sandwich composites,” *Compos. Struct.*, vol. 50, no. 3, pp. 239–247, 2000.

[34] F. Xia and X. Wu, “Work on low-velocity impact properties of foam sandwich composites with various face sheets,” *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 29, no. 7, pp. 1045–1054, 2009.

[35] P. M. Schubel, J.-J. Luo, and I. M. Daniel, “Low velocity impact behavior of composite sandwich panels,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 36, no. 10, pp. 1389–1396, 2005.

[36] T. Zhang, Y. Yan, J. Li, and H. Luo, “Low-velocity impact of honeycomb sandwich composite plates,” *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 35, no. 1, pp. 8–32, 2016.

[37] F. Xia and X. Wu, “Work on impact properties of foam sandwich composites with different structure,” *J. Sandw. Struct. Mater.*, vol. 12, no. 1, pp. 47–62, 2009.

[38] M. D. Erickson, A. R. Kallmeyer, and K. G. Kellogg, “Effect of temperature on the low-velocity impact behavior of composite sandwich panels,” *J. Sandw. Struct. Mater.*, vol. 7, no. 3, pp. 245–264, 2005.

[39] P. Yang, S. S. Shams, A. Slay, B. Brokate, and R. Elhajjar, “Evaluation of temperature effects on low velocity impact damage in composite sandwich panels with polymeric foam cores,” *Compos. Struct.*, vol. 129, pp. 213–223, 2015.

[40] A. Salehi-Khojin, M. Mahinfalah, R. Bashirzadeh, and B. Freeman, “Temperature effects on Kevlar/hybrid and carbon fiber composite sandwiches under impact loading,” *Compos. Struct.*, vol. 78, no. 2, pp. 197–206, 2007.

[41] A. Sakly, A. Laksimi, H. Kebir, and S. Benmedakhen, “Experimental and modelling study of low velocity impacts on composite sandwich structures for railway applications,” *Eng. Fail. Anal.*, vol. 68, pp. 22–31, 2016.

[42] M. Elamin, B. Li, and K. T. Tan, “Effect of low temperature on the post-impact compression response of composite sandwich structures,” in *ECCM18 - 18th European Conference on Composite Materials*, Athens, Greece, 24–28 June 2018.

[43] J. H. Park, S. K. Ha, K. W. Kang, C. W. Kim, and H. S. Kim, “Impact damage resistance of sandwich structure subjected to low velocity impact,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 201, no. 1–3, pp. 425–430, 2008.

[44] K.-W. Kang, H. S. Kim, M. S. Kim, and J.-K. Kim, “Strength reduction behavior of honeycomb sandwich structure subjected to low-velocity impact,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 483–484, pp. 333–335, 2008.

[45] G. A. O. Davies, D. Hitchings, T. Besant, A. Clarke, and C. Morgan, “Compression after impact strength of composite sandwich panels,” *Compos. Struct.*, vol. 63, no. 1, pp. 1–9, 2004.

[46] S. Long, X. Yao, and X. Zhang, “Delamination prediction in composite laminates under low-velocity impact,” *Compos. Struct.*, vol. 132, pp. 290–298, 2015.

[47] G. Zhou, M. Hill, and N. Hookham, “Investigation of parameters governing the damage and energy absorption characteristics of honeycomb sandwich panels,” *J. Sandw. Struct. Mater.*, vol. 9, no. 4, pp. 309–342, 2007.

[48] M. Rosenfeld and L. Gause, “Compression fatigue behavior of graphite/epoxy in the presence of stress raisers,” in *Fatigue Fibrous Composite. Materials,* K. Lauraitis,ASTM International, pp. 174–196, 1981.

[49] R. Olsson, “Mass criterion for wave controlled impact response of composite plates,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 31, no. 8, pp. 879–887, 2000.

[50] S. Sánchez-Sáez, E. Barbero, and C. Navarro, “Compressive residual strength at low temperatures of composite laminates subjected to low-velocity impacts,” *Compos. Struct.*, vol. 85, no. 3, pp. 226–232, 2008.

[51] P. M. Schubel, J.-J. Luo, and I. M. Daniel, “Impact and post impact behavior of composite sandwich panels,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 38, no. 3, pp. 1051–1057, 2007.

[52] I. M. Daniel, J. L. Abot, P. M. Schubel, and J.-J. Luo, “Response and damage tolerance of composite sandwich structures under low velocity impact,” *Exp. Mech.*, vol. 52, no. 1, pp. 37–47, 2011.

[53] A. Shipsha and D. Zenkert, “Compression-after-Impact Strength of Sandwich Panels with Core Crushing Damage,” *Appl. Compos. Mater.*, vol. 12, no. 3–4, pp. 149–164, 2005.

[54] T. D. Mcquigg, R. K. Kapania, S. J. Scotti, and S. P. Walker, “Response of honeycomb core sandwich panel with minimum gage GFRP face-sheets to compression loading after impact,” NASA, 2011.

[55] J. Wang, B. Chen, H. Wang, and A. M. Waas, “Experimental study on the compression-after-impact behavior of foam-core sandwich panels,” *J. Sandw. Struct. Mater.*, vol. 17, no. 4, pp. 446–465, 2015.

[56] J. S. Tomblin, K. S. Raju, B. L. Smith, and N. A. Romine, “Impact damage characterization and damage tolerance of composite sandwich airframe structures-Phase II,” Final report, DOT/FAA/AR-02/80, Federal Aviation Administration, 2002.

[57] A. T. Nettles, J. R. Jackson, and T. S. Gates, “Compression after impact testing of sandwich structures using a four point bend test,” in 40th *International SAMPE Technical Conference*, Memphis, Tennesse, USA, 8-11 september 2008.

[58] ASTM Standard D7137, 2015, “Standard test method for measuring the damage resistance of fiber-reinforced polymer matrix composite to a drop-weight impact event, ” ASTM International, West Conshohocken, Pa, 2015, DOI: 10.1520/D7136_D7136M-15.

[59] R. P. Reed and M. Golda, “Cryogenic properties of unidirectional composites,” *Cryogenics*, vol. 34, no. 11, pp. 909–928, 1994.

[60] T. Aoki, T. Ishikawa, H. Kumazawa, and Y. Morino, “Cryogenic mechanical properties of CF/polymer composites for tanks of reusable rockets,” *Adv. Compos. Mater.*, vol. 10, no. 4, pp. 349–356, 2001.

[61] S. Sánchez-Sáez, T. Gómez-Del Río, E. Barbero, R. Zaera, and C. Navarro, “Static behavior of CFRPs at low temperatures,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 33, no. 5, pp. 383–390, 2002.

[62] S. Kumagai, Y. Shindo, H. Katsumi, and T. Takeda, “Mechanical characterization of CFRP woven laminates between room temperature and 4k,” *JSME Int. J.*, vol. 46, no. 3, pp. 359–364, 2003.

[63] M.-G. Kim, S.-G. Kang, C.-G. Kim, and C.-W. Kong, “Tensile properties of carbon fiber composites with different resin compositions at cryogenic temperatures,” *Adv. Compos. Mater.*, vol. 19, no. 1, pp. 63–77, 2010.

[64] R. P. Walsh, J. D. McColskey, and R. P. Reed, “Low temperature properties of a unidirectionally reinforced epoxy fibreglass composite,” *Cryogenics*, vol. 35, no. 11, pp.

723–725, 1995.

[65] M. A. Torabizadeh and A. Fereidoon, “Progressive failure analysis of glass/epoxy composites at low temperatures,” in *Material Science - Advanced Topics*, Y. Mastai, IntechOpen, pp. 249–276, 2016.

[66] H. Shi, Q. Lei, X. He, K. Yang, B. Sun, and H. Sun, “Effects of cryogenic temperature on mechanical properties of carbon fiber / epoxy composites,” in *ECCM18 - 18th European Conference on Composite Materials*, Athens, Greece. 24-28 June 2018.

[67] J. A. Grape and V. Gupta, “The effect of temperature on the strength and failure mechanisms of a woven carbon / polyimide laminate under compression,” *Mech. Mater.*, vol. 30, pp. 165–180, 1998.

[68] D. Li, C. Zhao, T. Ge, L. Jiang, C. Huang, and N. Jiang, “Experimental investigation on the compression properties and failure mechanism of 3D braided composites at room and liquid nitrogen temperature,” *Compos. Part B*, vol. 56, pp. 647–659, 2014.

[69] L. B. Greszxzuk, “Compressive strength and failure modes of unidirectional composites,” *Anal. Test Methods high Modul. fibers Compos. ASTM STP 521, Am. Soc. Test. Mater.*, J. Whitney, ASTM International, West Conshohocken, Pa, pp. 192–217, 1973.

[70] C. R. Schultheisz and A. M. Waas, “Compressive failure of composites, part 1: testing and micromechanical theories,” *Prog. Aerosp. Sci.*, vol. 32, no. 1, pp. 1–42, 1996.

[71] S. Pimenta, R. Gutkin, S. T. Pinho, and P. Robinson, “A micromechanical model for kink-band formation : Part I — Experimental study and numerical modelling,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 69, no. 7–8, pp. 948–955, 2009.

[72] S. Kichhannagari, “Effects of extreme low temperature on composite materials,” Mémoire de maîtrise, University of New Orleans, 2004.

[73] Z. Jia, T. Li, F. pen Chiang, and L. Wang, “An experimental investigation of the temperature effect on the mechanics of carbon fiber reinforced polymer composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 154, pp. 53–63, 2018.

[74] W. S. Johnson, M. M. Pavlick, and M. S. Oliver, “Determination of interlaminar toughness of IM7 / 977-2 composites at temperature extremes and different thicknesses,” Final report, Georgia Institute of technology, Atlanta, 2005.

[75] S. G. Kalarikkal, B. V. Sankar, and P. G. Ifju, “Effect of cryogenic temperature on the fracture toughness of graphite/epoxy composites,” *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 128, no. 2, pp. 151–157, 2006.

[76] P. Coronado, A. Argüelles, J. Viña, V. Mollón, and I. Viña, “Influence of temperature on a carbon-fibre epoxy composite subjected to static and fatigue loading under mode-I delamination,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 49, no. 21, pp. 2934–2940, 2012.

[77] K. D. Cowley and P. W. R. Beaumont, “The interlaminar and intralaminar fracture toughness of carbon-fibre / polymer composites : the effect of temperature,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 57, no.11, pp. 1433–1444, 1997.

[78] H. S. Kim, W.-X. Wang, and Y. Takao, “Effects of temperature and fiber orientation on the mode I interlaminar fracture toughness of carbon/epoxy composites,” in ICCM-12 *Proceedings of the 1999 International Conference on Composite Materials*,Paris, France, 5-9 July 1999.

[79] Y. Shindo, T. Takeda, F. Narita, N. Saito, S. Watanabe, and K. Sanada, “Delamination growth mechanisms in woven glass fiber reinforced polymer composites under Mode II fatigue loading at cryogenic temperatures,” *Composite Science and Technology*, vol. 69, no.

11–12. pp. 1904–1911, 2009.

[80] Y. Shindo, K. Horiguchi, R. Wang, and H. Kudo, “Double cantilever beam measurement and finite element analysis of cryogenic mode I interlaminar fracture toughness of glass-cloth/epoxy laminates,” *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 123, no. 2, p. 191, 2002.

[81] Y. Shindo, T. Sato, F. Narita, and K. Sanada, “Mode II interlaminar fracture and damage evaluation of GFRP woven laminates at cryogenic temperatures using the 4ENF specimen,” *J. Compos. Mater.*, vol. 42, no. 11, pp. 1089–1101, 2008.

[82] M. Miura, Y. Shindo, T. Takeda, and F. Narita, “Interlaminar fracture characterization of woven glass/epoxy composites under mixed-mode II/III loading conditions at cryogenic temperatures,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 96, pp. 615–625, 2012.

[83] T. Takeda, M. Miura, Y. Shindo, and F. Narita, “Fatigue delamination growth in woven glass/epoxy composite laminates under mixed-mode II/III loading conditions at cryogenic temperatures,” *Cryogenics*, vol. 58, pp. 55–61, 2013.

[84] M. E. Toygar and F. K. Maleki, “The temperature and pre-crack length effects on delamination resistance of woven GFRP sandwich composites,” *Mechanika*, vol. 22, no. 5, pp. 331–336, 2016.

[85] T. S. Gates, X. Su, F. Abdi, G. M. Odegard, and H. M. Herring, “Facesheet delamination of composite sandwich materials at cryogenic temperatures,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 66, no. 14, pp. 2423–2435, 2006.

[86] X. Zhang, Y. Li, G. Song, G. Sui, and Y. Wang, “Effect of temperature on compression strength and shear strength of Nomex honeycomb,” *Cailiao Gongcheng/ J. Mater. Eng.*, vol. 10, pp. 17–18, 1993.

[87] H. S. Lee, S. H. Hong, J. R. Lee, and Y. K. Kim, “Mechanical behavior and failure process during compressive and shear deformation of honeycomb composite at elevated temperatures,” *J. Mater. Sci.*, vol. 37, no. 6, pp. 1265–1272, 2002.

[88] “DuPont Nomex 410, Technical data sheet,” 2016.

[89] R. Roy, S. Park, J. Kweon, and J. Choi, “Characterization of Nomex honeycomb core constituent material mechanical properties,” *Compos. Struct.*, vol. 117, pp. 255–266, 2014.

[90] M. Aktaş, R. Karakuzu, and Y. Arman, “Compression-after impact behavior of laminated composite plates subjected to low velocity impact in high temperatures,” *Compos. Struct.*, vol. 89, no. 1, pp. 77–82, Jun. 2009.

[91] A. Salehi-Khojin, R. Bashirzadeh, M. Mahinfalah, and R. Nakhaei-Jazar, “The role of temperature on impact properties of Kevlar/fiberglass composite laminates,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 37, no. 7–8, pp. 593–602, 2006.

[92] B. M. Icten, C. Atas, M. Aktas, and R. Karakuzu, “Low temperature effect on impact response of quasi-isotropic glass/epoxy laminated plates,” *Compos. Struct.*, vol. 91, no. 3, pp. 318–323, 2009.

[93] S. I. Ibekwe, P. F. Mensah, G. Li, S.-S. Pang, and M. a. Stubblefield, “Impact and post impact response of laminated beams at low temperatures,” *Compos. Struct.*, vol. 79, no. 1, pp. 12–17, 2007.

[94] Y. Hirai, Hirokuyi Hama, and J. Kim, “Impact response of woven glass-fabric composites-II. Effect of temperature,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 58, no. 1, pp. 119–128, 1998.

[95] H. Ma, K. Lau, and J. Leng, “Investigation on the impact properties of glass fiber / epoxy composites at cryogenic condition,” in *ICCM-20 International Conference on Composite Materials*, Copenhagen, Denmark, July 19-24 2015.

[96] M. L. Karasek, L. H. Strait, M. F. Amateau, and J. P. Runt, “Effect of temperature and moisture on the impact behavior of graphite / epoxy composites : part l-impact energy absorption,” *J. Compos. Technol. Res.*, vol. 17, no. 1, pp. 3–10, 1995.

[97] M. L. Karasek, L. H. Strait, M. F. Amateau, and J. P. Runt, “Effect of temperature and moisture on the impact behavior of graphite/epoxy composites: part II-impact damage,” *J. Compos. Technol. Res.*, vol. 17, no. 1, pp. 11–16, 1995.

[98] R. Suvarna, V. Arumugam, D. J. Bull, a. R. Chambers, and C. Santulli, “Effect of temperature on low velocity impact damage and post-impact flexural strength of CFRP assessed using ultrasonic C-scan and micro-focus computed tomography,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 66, pp. 58–64, 2014.

[99] K. Im, C. Cha, S. Kim, and I. Yang, “Effects of temperature on impact damages in CFRP composite laminates,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 32, no. 8, pp. 669–682, 2001.

[100] T. Gomez del Rio, R. Zaera, and C. Navarro, “Prediction of the effect of temperature on impact damage in carbon / epoxy laminates,” *J. Phys. IV Fr.*, vol. 110, pp. 699–704, 2003.

[101] G. Bibo, D. Leicy, and P. J. Hogg, “High-temperature damage tolerance of carbon fibre-reinforced plastics,” *Composites*, vol. 25, no. 6, pp. 414–424, 1994.

[102] R. Boominathan, V. Arumugam, C. Santulli, a. Adhithya Plato Sidharth, R. Anand Sankar, and B. T. N. Sridhar, “Acoustic emission characterization of the temperature effect on falling weight impact damage in carbon/epoxy laminates,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 56, pp. 591–598, 2014.

[103] J. Körbeling, M. Derra, and B. Fielder, “Influence of temperature and impact energy on low velocity impact damage severity in CFRP,” in *ECCM18 - 18th European Conference on Composite Materials*, Athens, Greece, 24-28 June 2018.

[104] A. Shimamoto, R. Kubota, and K. Takayama, “High-velocity impact characteristic of carbon fiber reinforced plastic composite at low temperature,” *J. Strain Anal. Eng. Des.*, vol. 47, no. 7, pp. 471–479, 2012.

[105] A. Calzolari, F. Sarasini, J. Tirillò, and L. Lampani, “Effect of temperature and MWCNTs on low velocity impact response of CFRP laminates,” in *ECCM18 - 18th European Conference on Composite Materials*, Athens, Greece, 24–28 June 2018.

[106] N. Dubary, G. Taconet, C. Bouvet, and B. Vieille, “Influence of temperature on the impact behavior and damage tolerance of hybrid woven-ply thermoplastic laminates for aeronautical applications,” *Compos. Struct.*, vol. 168, pp. 663–674, 2017.

[107] M. H. Kashani and A. S. Milani, “Damage prediction in woven and non-woven fabric composites,” in *Non-woven fabrics*, H.-Y. Jeon, IntechOpen, pp. 233–262, 2016.

[108] Michael W. Hyer, *Stress analysis of fiber-reinforced composite materials*. WCB/Mcgraw-Hill, 1998.

[109] S. W. Tsai and E. M. WU, “General Theory of strength for anisotropic materials,” *J. Compos. Mater.*, vol. 5, no. 1, pp. 58–80, 1971.

[110] V. D. Azzi and S. W. Tsai, “Anisotropic strength of composites,” *Exp. Mech.*, pp. 283–288, 1965.

[111] Z. Hashin and A. Rotem, “A fatigue failure criterion for fiber reinforced materials,” *J. Compos. Mater.*, vol. 7, no. 4, pp. 448–464, 1973.

[112] Z. Hashin, “Failure criteria for unidirectional fiber composites,” *J. Appl. Mech.*, vol. 47, no. 2, p. 6, 1980.

[113] A. Puck and H. Schürmann, “Failure analysis of FRP lamninates by means of physically based phenomenological models,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 62, no. 12-13, pp. 1633–1662, 2002.

[114] C.-F. Yen, “Ballistic impact modeling of composite materials,” in *7 th International LS-DYNA users conference*, Detroit, Michigan, USA, 2002.

[115] B. L. Buitrago, C. Santiuste, S. Sánchez-Sáez, E. Barbero, and C. Navarro, “Modelling of composite sandwich structures with honeycomb core subjected to high-velocity impact,” *Compos. Struct.*, vol. 92, no. 9, pp. 2090–2096, 2010.

[116] I. Ivañez, C. Santiuste, and S. Sánchez-Sáez, “FEM analysis of dynamic flexural behavior of composite sandwich beams with foam core,” *Compos. Struct.*, vol. 92, no. 9, pp. 2285–2291, 2010.

[117] K. C. C. Foo, “Energy absorption characteristics of sandwich structures subjected to low-velocity impact,” Thèse de doctorat, Nanyang Technological University, 2009.

[118] C. C. Foo, G. B. Chai, and L. K. Seah, “A model to predict low-velocity impact response and damage in sandwich composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 68, no. 6, pp. 1348–1356, 2008.

[119] L. M. Kachanov, “Rupture time under creep conditions,” *Int. J. Fract.*, vol. 97, no. 1–4, 1999.

[120] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal, and R. Desmorat, *Mécanique des matériaux solides*, 3e édition, Dunod, 572 p., 2009.

[121] P. Ladevèze, “A damage computational approach for composites: Basic aspects and micromechanical relations,” *Comput. Mech.*, vol. 17, pp. 4–15, 1995.

[122] P. Ladevèze, “A damage computational method for composite structures,” *Comput. Struct.*, vol. 44, no. 1-2, pp. 79–87, 1992.

[123] P. Ladevèze and E. Le Dantec, “Damage modelling of the elementary ply for laminated composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 43, no. 3, pp. 257–267, 1992.

[124] C. Hochard, P. A. Aubourg, and J. P. Charles, “Modelling of the mechanical behavior of woven-fabric CFRP laminates up to failure,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 61, no. 2, pp. 221–230, 2001.

[125] C. Bordreuil and C. Hochard, “Finite element computation of woven ply laminated composite structures up to rupture,” *Appl. Compos. Mater.*, vol. 11, no. 3, pp. 127–143, 2004.

[126] Y. Thollon and C. Hochard, “A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure,” *Mech. Mater.*, vol. 41, no. 7, pp. 820–827, 2009.

[127] A. F. Johnson, “Modelling fabric reinforced composites under impact loads,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 32, no. 9, pp. 1197–1206, 2001.

[128] A. F. Johnson, A. K. Pickettb, and P. Rozyckic, “Computational methods for predicting impact damage in composite structures,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 61, no. 15, pp. 2183-2192, 2001.

[129] J. Lévesque, P. Gagnon, P. Vachon-Joanette, and A. Gakwaya, “Simulation of drop-weight impact on woven composite laminates,” in *Proceedings of the Conference of Metallurgists 2016 (hosted by IMPC 2016)*, Québec, Canada, 11-15 septembre 2016.

[130] S. Heimbs, A. Fischer, C. Fischer, F. Haehnel, and J. Markmiller, “Towards the accurate numerical prediction of impact damage and residual strength of helicopter sandwich

structures," in *11 Th International Conference on Sandwich Structures*, Fort Lauderdale, Florida, USA, 20-22 March 2016.

[131] L. Iannucci and M.L. Willows, "An energy based damage mechanics approach to modelling impact onto woven composite materials-Part I: Numerical models," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 37, no. 11, pp. 2041-2056, 2006.

[132] L. Iannucci and M. L. Willows, "An energy based damage mechanics approach to modelling impact onto woven composite materials-Part II: Experimental and numerical results," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 38, no. 2, pp. 540-554, 2007.

[133] L. Iannucci, R. Dechaene, M. Willows, and J. Degrieck, "A failure model for the analysis of thin woven glass composite structures under impact loadings," *Comput. Struct.*, vol. 79, no. 8, pp. 785–799, 2001.

[134] L. Iannucci, "Progressive failure modelling of woven carbon composite under impact," *Int. J. Impact Eng.*, vol. 32, no. 6, pp. 1013–1043, 2006.

[135] L. Iannucci and J. Ankersen, "An energy based damage model for thin laminated composites," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 66, no. 7–8, pp. 934–951, 2006.

[136] G. Deliège, S. Hannay, and J. Ponthot, "Modélisation par éléments finis de l'endommagement de composites laminés à fibres tissées soumis à impact," in *10e colloque national en calcul des structures*, Presqu'île de Giens, France, 9-13 May 2011.

[137] S. Marguet, P. Rozycki, and L. Gornet, "A rate dependent constitutive model for carbon-fiber reinforced plastic woven fabrics," *Mech. Adv. Mater. Struct.*, vol. 14, no. 8, pp. 619–631, 2007.

[138] S. Marguet, "Contribution à la modélisation du comportement mécanique des structures sandwichs soumises à l'impact," Thèse de Doctorat, Université de Nantes, 2007.

[139] L. Aktay, A. F. Johnson, and M. Holzapfel, "Prediction of impact damage on sandwich composite panels," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 32, no. 3–4, pp. 252–260, 2005.

[140] L. Gauthier, "Modelling of high velocity impact on composite materials for airframe structures application," Thèse de Doctorat, Université laval, 2010.

[141] E. Martín-Santos, P. Maimí, E. V. González, and P. Cruz, "A continuum constitutive model for the simulation of fabric-reinforced composites," *Compos. Struct.*, vol. 111, no. 1, pp. 122–129, 2014.

[142] O. Allix, P. Feissel, and P. Thévenet, "A delay damage mesomodel of laminates under dynamic loading: basic aspects and identification issues," *Comput. Struct.*, vol. 81, no. 12, pp. 1177–1191, 2003.

[143] A. Suffis, T. A. A. Lubrecht, and A. Combescure, "Damage model with delay effect analytical and numerical studies of the evolution of the characteristic damage length," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 40, no. 13–14, pp. 3463–3476, 2003.

[144] O. Allix and J.-F. Deü, "Delay damage modelling for fracture prediction of laminated composites under dynamic laoding" *Engineering Transactions*, vol. 45, no. 1, pp.29-46, 1997.

[145] S. Marguet, P. Rozycki, and L. Gornet, "A Rate Dependent Constitutive Model for Carbon-Fiber Reinforced Plastic Woven Fabrics," *Mech. Adv. Mater. Struct.*, vol. 14, no. 8, pp. 619–631, 2007.

[146] P. Ladevèze, O. Allix, J.-F. Deü, and D. Lévêque, "A mesomodel for localisation and damage computation in laminates," *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 183, no. 1–2, pp. 105–122, 2000.

[147] Z. P. Bažant and B. H. Oh, “Crack band theory for fracture of concrete,” *Mater. Struct.*, vol. 16, no. 3, pp. 155–177, 1983.

[148] E. V. González, P. Maimí, P. P. Camanho, A. Turon, and J. A. Mayugo, “Simulation of drop-weight impact and compression after impact tests on composite laminates,” *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 11, pp. 3364–3378, 2012.

[149] D. Feng and F. Aymerich, “Damage prediction in composite sandwich panels subjected to low-velocity impact,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 52, pp. 12–22, 2013.

[150] J. F. Chen, E. V. Morozov, and K. Shankar, “A combined elastoplastic damage model for progressive failure analysis of composite materials and structures,” *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 12, pp. 3478–3489, 2012.

[151] J. T. Wang, E. J. Pineda, V. Ranatunga, and S. S. Smeltzer, “3D progressive damage modeling for laminated composite based on crack band theory and continuum damage mechanics,” in *American Society for Composites-30th Technical Conference*, East Lansing, Michigan, USA, pp. 1–18, 28-30 september.

[152] I. Lapczyk and J. A. Hurtado, “Progressive damage modeling in fiber-reinforced materials,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 38, no. 11, pp. 2333–2341, 2007.

[153] P. Maimí, P. P. Camanho, J. Mayugo, and C. G. Dávila, “A thermodynamically consistent damage model for advanced composites,” NASA/TN-2006-214282, NASA, Hampton, Virginia, 2006.

[154] L. Raimondo, L. Iannucci, P. Robinson, and P. T. Curtis, “A progressive failure model for mesh-size-independent FE analysis of composite laminates subject to low-velocity impact damage,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 72, no. 5, pp. 624–632, 2012.

[155] K. V. Williams, R. Vaziri, and A. Poursartip, “A physically based continuum damage mechanics model for thin laminated composite structures,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 40, no. 9, pp. 2267–2300, 2003.

[156] C. Hochard, S. Miot, N. Lahellec, F. Mazerolle, M. Herman, and J. P. Charles, “Behavior up to rupture of woven ply laminate structures under static loading conditions,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 40, no. 8, pp. 1017–1023, 2009.

[157] C. Hochard, N. Lahellec, and C. Bordreuil, “A ply scale non-local fibre rupture criterion for CFRP woven ply laminated structures,” *Compos. Struct.*, vol. 80, no. 3, pp. 321–326, 2007.

[158] H. Y. Nezhad, F. Merwick, R. M. Frizzell, and C. T. McCarthy, “Numerical analysis of low-velocity rigid-body impact response of composite panels,” *Int. J. Crashworthiness*, vol. 20, no. 1, pp. 27–43, 2015.

[159] A. Forghani, A. Poursartip, and R. Vaziri, “An orthotropic non-local approach to modeling intra-laminar damage progression in laminated composites,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 181, pp. 160–175, 2019.

[160] A. Forghani, N. Zobeiry, A. Poursartip, and R. Vaziri, “A structural modelling framework for prediction of damage development and failure of composite laminates,” *J. Compos. Mater.*, vol. 47, no. 20–21, pp. 2553–2573, 2013.

[161] M. V. Donadon, L. Iannucci, B. G. Falzon, J. M. Hodgkinson, and S. F. M. de Almeida, “A progressive failure model for composite laminates subjected to low velocity impact damage,” *Comput. Struct.*, vol. 86, no. 11–12, pp. 1232–1252, 2008.

[162] J. Reiner and R. Vaziri, “Structural analysis of composite with finite element of commonly used computational methods,”in *Comprehensive Composite Material II*, C. H. Zweben and P. Beaumont, Elsevier, pp. 62-84, 2018.

[163] I. Mohagheghian, L. Yu, C. Kaboglu, and J. Dear, “Impact and mechanical evaluation of composite sandwich structures,” in *Comprehensive Composite Material II*, C. H. Zweben and P. Beaumont , Elsevier, pp. 239-261, 2018.

[164] J. P. Hou, N. Petrinic, C. Ruiz, and S. R. Hallett, “Prediction of impact damage in composite plates,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 60, no. 2, pp. 273–281, 2000.

[165] I. Ivañez and S. Sánchez-Sáez, “Numerical modelling of the low-velocity impact response of composite sandwich beams with honeycomb core,” *Compos. Struct.*, vol. 106, pp. 716–723, 2013.

[166] X. L. Fan, T. J. Wang, and Q. Sun, “Damage evolution of sandwich composite structure using a progressive failure analysis methodology,” *Procedia Eng.*, vol. 10, pp. 530–535, 2011.

[167] A. C. Orifici, I. Herszberg, and R. S. Thomson, “Review of methodologies for composite material modelling incorporating failure,” *Compos. Struct.*, vol. 86, no. 1–3, pp. 194–210, 2008.

[168] J. C. Brewer and P. A. Lagace, “Quadratic stress criterion for initiation of delamination,” *J. Compos. Mater.*, vol. 22, no. 12, pp. 1141–1155, 1988.

[169] ASTM Standard C365, 2011-a, “Standard test method for flatwise compressive properties of sandwich cores,” ASTM Internationl, West Conshohocken, Pa, 2011, DOI: 10.1520/C0365_C0365M-11A.

[170] ASTM D7336, 2016, “Standard test method for static energy absorbtion properties of honeycomb core Materials,’ ASTM International,” West conshohocken, Pa, 2016, DOI: 10.1520/D7336_D7336M-16.

[171] Y. Aminanda, “Contribution à l’analyse et la modélisation de structures sandwichs impactées,” Thèse de Doctorat, L’école Nationale supérieure de l’aéronautique et de l’espace, 2004.

[172] L. Liu, H. Wang, and Z. Guan, “Experimental and numerical study on the mechanical response of Nomex honeycomb core under transverse loading,” *Compos. Struct.*, vol. 121, pp. 304–314, 2015.

[173] J. Zhang and M. F. Ashby, “The out-of-plane properties of honeycombs,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 34, no. 6, pp. 475–489, 1992.

[174] R. Seemann and D. Krause, “Numerical modelling of Nomex honeycomb sandwich cores at meso-scale level,” *Compos. Struct.*, vol. 159, pp. 702–718, 2017.

[175] Hexcel, “HexWeb honeycomb attributes and properties,” 2016.

[176] M. Grediac and L. Dufort, “Experimental evidence of parasitic effects in the shear test on sandwich beams,” *Exp. Mech.*, vol. 42, no. 2, pp. 186–193, 2002.

[177] ASTM C273, 2016, “ Standard test method for shear Properties of Sandwich Core Materials, ” ASTM International, Wets Consshohocken, Pa, 2016, 10.1520/C0273_C0273M-16.

[178] J. de D. Rodriguez-Ramirez, B. Castanie, and C. Bouvet, “Experimental and numerical analysis of the shear nonlinear behavior of Nomex honeycomb core: application to insert sizing,” *Compos. Struct.*, vol. 193, pp. 121–139, 2018.

[179] L. Gornet, S. Marguet, and G. Marckmann, “Modeling of Nomex® Honeycomb Cores, Linear and Nonlinear Behaviors,” *Mech. Adv. Mater. Struct.*, vol. 14, no. 8, pp. 589–601, 2007.

[180] L.A. Carlsson and G. A. Kardomateas, *Structural and failure mechanics of sandwich*

composites, *in Solid Mechanics and its Applications*, G. M. L. Gladwell, Springer, 2011.

[181] S. Kelsey, R. A. Gellatly, and B. W. Clark, "The shear modulus of foil honeycomb cores," *Aircr. Eng. Aerosp. Technol.*, vol. 30, no. 10, pp. 294–302, 1958.

[182] T. Besant, G. A. O. Davies, and D. Hitchings, "Finite element modelling of low velocity impact of composite sandwich panels," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 32, no. 9, pp. 1189–1196, 2001.

[183] B. Hou, A. Ono, S. Abdennadher, S. Pattofatto, Y. L. Li, and H. Zhao, "Impact behavior of honeycombs under combined shear-compression. Part I: Experiments," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 48, no. 5, pp. 687–697, 2011.

[184] B. Hou, S. Pattofatto, Y. L. Li, and H. Zhao, "Impact behavior of honeycombs under combined shear-compression. Part II: Analysis," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 48, no. 5, pp. 698–705, 2011.

[185] D. Mohr and M. Doyoyo, "A new method for the biaxial testing of cellular solids," *Exp. Mech.*, vol. 43, no. 2, pp. 173–182, 2003.

[186] M. Doyoyo and D. Mohr, "Microstructural response of aluminum honeycomb to combined out-of-plane loading," *Mech. Mater.*, vol. 35, no. 9, pp. 865–876, 2003.

[187] A. Ashab, D. Ruan, G. Lu, and Y. C. Wong, "Quasi-static and dynamic experiments of aluminum honeycombs under combined compression-shear loading," *Mater. Des.*, vol. 97, pp. 183–194, 2016.

[188] R. Tounsi, E. Markiewicz, G. Haugou, F. Chaari, and B. Zouari, "Dynamic behavior of honeycombs under mixed shear-compression loading: Experiments and analysis of combined effects of loading angle and cells in-plane orientation," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 80, pp. 501–511, 2016.

[189] S. T. Hong, J. Pan, T. Tyan, and P. Prasad, "Quasi-static crush behavior of aluminum honeycomb specimens under non-proportional compression-dominant combined loads," *Int. J. Plast.*, vol. 22, no. 6, pp. 1062–1088, 2006.

[190] S. T. Hong, J. Pan, T. Tyan, and P. Prasad, "Dynamic crush behaviors of aluminum honeycomb specimens under compression dominant inclined loads," *Int. J. Plast.*, vol. 24, no. 1, pp. 89–117, 2008.

[191] D. Mohr and M. Doyoyo, "Experimental investigation on the plasticity of hexagonal aluminum honeycomb under multiaxial loading," *J. Appl. Mech.*, vol. 71, no. 3, p. 375, 2004.

[192] A. Petras and M. P. F. Sutcliffe, "Indentation failure of composite sandwich beams," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 57, no. 9–10, pp. 1249–1259, 1997.

[193] Z. Zhou, Z. Wang, L. Zhao, and X. Shu, "Experimental investigation on the yield behavior of Nomex hon- eycombs under combined shear-compression," *Lat. Am. J. Solids Struct.*, vol. 9, no. 4, pp. 515–530, 2012.

[194] M. Arcan, Z. Hashin, and a Voloshin, "A method to produce plane-stress states with applications to fiber-reinforced materials," *Exp. Mech.*, pp. 141–6, 1978.

[195] L. Kärger, J. Baaran, and J. Teßmer, "Efficient simulation of low-velocity impacts on composite sandwich panels," *Comput. Struct.*, vol. 86, no. 9, pp. 988–996, 2008.

[196] L. Kärger, J. Baaran, and J. Teßmer, "Rapid simulation of impacts on composite sandwich panels inducing barely visible damage," *Compos. Struct.*, vol. 79, no. 4, pp. 527–534, 2007.

[197] C. C. Foo, G. B. Chai, and L. K. Seah, "Mechanical properties of Nomex material and

Nomex honeycomb structure," *Compos. Struct.*, vol. 80, no. 4, pp. 588–594, 2007.

[198] F. Hähnel and K. Wolf, "Evaluation of the material properties of resin-impregnated nomex. *In: 3rd International Conference on Composite Testing and Model Identification*, Porto,Portugal, pp. 168–169. 10-12 avril 2006.

[199] C. Audibert, A. Andréani, É. Lainé, and J. Grandidier, "Discrete modelling of low-velocity impact on Nomex ® honeycomb sandwich structures with CFRP skins," vol. 207, pp. 108–118, 2019.

[200] C. Menna, A. Zinno, D. Asprone, and A. Prota, "Numerical assessment of the impact behavior of honeycomb sandwich structures," *Compos. Struct.*, vol. 106, pp. 326–339, 2013.

[201] L. Aktay, A. F. Johnson, and B.-H. Kröplin, "Numerical modelling of honeycomb core crush behavior," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 75, no. 9, pp. 2616–2630, 2008.

[202] L. Kärger, J. Baaran, and J. Teßmer, "Efficient simulation of low-velocity impacts on composite sandwich panels," *Comput. Struct.*, vol. 86, no. 9, pp. 988–996, 2008.

[203] G. Kress and M. Winkler, "Honeycomb sandwich residual stress deformation pattern," *Compos. Struct.*, vol. 89, no. 2, pp. 294–302, 2009.

[204] S. Heimbs, "Virtual testing of sandwich core structures using dynamic finite element simulations," *Comput. Mater. Sci.*, vol. 45, no. 2, pp. 205–216, 2009.

[205] D. Asprone, F. Auricchio, C. Menna, S. Morganti, A. Prota, and A. Reali, "Statistical finite element analysis of the buckling behavior of honeycomb structures," *Compos. Struct.*, vol. 105, pp. 240–255, 2013.

[206] R. Roy, J. H. Kweon, and J. H. Choi, "Meso-scale finite element modeling of Nomex honeycomb cores," *Adv. Compos. Mater.*, vol. 23, no. 1, pp. 17–29, 2014.

[207] Y. T. Jamshidi, S. Sadeghnejad, and M. Sadighi, "Static and Dynamic Study of Sandwich Panels with Composite S kins and Nomex ™ Honeycomb Core," in *The 22nd Annual Interantional Conference on Mechanical Engineering-ISME 2014*, Ahvaz, Iran, 22-24 April 2014.

[208] L. Liu, P. Meng, H. Wang, and Z. Guan, "The flatwise compressive properties of Nomex honeycomb core with debonding imperfections in the double cell wall," *Compos. Part B Eng.*, vol. 76, pp. 122–132, 2015.

[209] A. T. Nettles and M. J. Douglas, *A comparison of quasi-static indentation to low velocity impact*. NASA/TP-2000-210481, NASA, 2000.

[210] P. A. Lagace, J. E. Williamson, P. H. W. Tsang, E. Wolf, and S. Thomas, "A preliminary proposition for a test method to measure (impact) damage resistance," *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 12, no. 5, pp. 584–601, 1993.

[211] P. Feraboli, "Damage resistance characteristics of thick-core honeycomb composite panels," in *47th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference*, Newport, Rhode Island, USA, 1-4 May 2006.

[212] S. S. Kessler, T. Matuszeski, and H. Mcmanus, "Cryocycling and mechanical testing of CFRP for the X-33 liquid H_2 fuel tank structure," in *American Society for Composites - 16th Technical Conference*, Blacksburg, Virginia, USA, 2001.

[213] M. T. Callaghan, "Use of resin composites for cryogenic tankage," *Cryogenics*, vol. 31, no. 4, pp. 282–287, 1991.

[214] M. S. Islam, E. Melendez-Soto, A. G. Castellanos, and P. Prabhakar, "Investigation of woven composites as potential cryogenic tank materials," *Cryogenics*, vol. 72, pp. 82–88,

2015.

[215] M. M. Pavlick, W. S. Johnson, B. Jensen, and E. Weiser, “Evaluation of mechanical properties of advanced polymers for composite cryotank applications,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 40, no. 4, pp. 359–367, 2009.

[216] T. Horiuchi and T. Ooi, “Cryogenic properties of composite materials,” *Cryogenics*, vol. 35, no. 11, pp. 677–679, 1995.

[217] *Composite Materials Handbook Volume 2. Polymer matrix composites: Materials properties*. SAE International, 2012.

[218] ASTM Standard D3039, 2008, “Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials, ” ASTM International, West Conshohocken, Pa, 2008, DOI: 10.1520/D3039_D3039M-08.

[219] ASTM Standard D3518, 2013, “Standard test method for in-plane shear response of polymer matrix composite materials by tensile test of +-45° Laminate, ” ASTM International, West Conshohocken, Pa, 2013, DOI:10.1520/D3518_D3518M-13.

[220] “ASTM Standard D6641, 2014, “Standard test method for compressive properties of polymer matrix composite materials using a combined loading compression (CLC) test fixture,”ASTM International, West Conshohocken, Pa, 2014, DOI:10.1520/D6641_D6641M-14.

[221] “Strain gage thermal output and gage factor variation with temperature,” Tech Note TN-504-1,Vishay Precision Group, Micro-Measurements, 2014.

[222] A. Turon, C. G. Dávila, P. P. Camanho, and J. Costa, “An engineering solution for mesh size effects in the simulation of delamination using cohesive zone models,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 74, no. 10, pp. 1665–1682, 2007.

[223] M. S. Madhukar and L. T. Drzal, “Fiber-matrix adhesion and its effect on composite mechanical properties : tensile and flexure behavior of graphite / epoxy composites,” *J. Compos. Mater.*, vol. 25, no.8, pp. 958–991, 1991.

[224] C. L. Nogueira, J. M. Faulstich de Paiva, and M. C. Rezende, “Effect of the interfacial adhesion on the tensile and impact properties of carbon fiber reinforced polypropylene matrices,” *Mater. Res.*, vol. 8, no. 1, pp. 81–89, 2005.

[225] M. S. Madhukar and P. K. Dutta, “Effect of matrix stifness on wavy fiber behavior in single-carbon-fiber-epoxy composites,” Special Report 94-10, U.S. Army Corps of engineers, Cold Regions Research & Engineering Laboratory, 1994.

[226] N. V. De Carvalho, S. T. Pinho, and P. Robinson, “An experimental study of failure initiation and propagation in 2D woven composites under compression,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 71, no. 10, pp. 1316–1325, 2011.

[227] M. Jean-St-Laurent, M.-L. Dano, and M.-J. Potvin, “Effect of extreme cold temperatures on the behavior under low velocity impacts of composite sandwich panels for lunar exploration rovers,” in *ASTRO 18 18th Astronautics Conference*, Québec, Canada, 15-17 May 2018.

[228] H. N. Dhakal, V. Arumugam, A. Aswinraj, C. Santulli, Z. Y. Zhang, and A. Lopez-Arraiza, “Influence of temperature and impact velocity on the impact response of jute/UP composites,” *Polym. Test.*, vol. 35, pp. 10–19, 2014.

[229] L. Sorrentino, D. S. de Vasconcellos, M. D’Auria, F. Sarasini, and J. Tirillò, “Effect of temperature on static and low velocity impact properties of thermoplastic composites,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 113, pp. 100–110, 2017.

[230] D. D. R. Cartié and P. E. Irving, “Effect of resin and fibre properties on impact and

compression after impact performance of CFRP," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 33, no. 4, pp. 483–493, 2002.

[231] T. Zhang, Y. Yan, J. Li, and H. Luo, "Low-velocity impact of honeycomb sandwich composite plates," *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 35, no. 1, pp. 8-32, 2015.

[232] F. Edgren, L. E. Asp, and P. H. Bull, "Compressive failure of impacted NCF composite sandwich panels – characterisation of the failure process," *J. Compos. Mater.*, vol. 38, no. 6, pp. 495–514, 2004.

[233] G. A. Bibo and M. Kemp, "High-temperature damage tolerance of carbon fibre-reinforced plastics: 2. Post-impact compression characteristics," *Composites*, vol. 26, no. 2, pp. 91–102, 1995.

[234] M. Jean-St-Laurent, M.-L. Dano. M.-J. Potvin, "Effecy of extreme cold temperatures on quasi-static indentation and impact behavior of woven carbon fiber epoxy composite sandwich panels," *J. Sandw. Struct. Mater*,accepted in February 2020.

[235] Y. Shi, T. Swait, and C. Soutis, "Modelling damage evolution in composite laminates subjected to low velocity impact," *Compos. Struct.*, vol. 94, no. 9, pp. 2902–2913, 2012.

[236] Y. Shi, C. Pinna, and C. Soutis, "Modelling impact damage in composite laminates: A simulation of intra- and inter-laminar cracking," *Compos. Struct.*, vol. 114, pp. 10–19, 2014.

[237] J. F. Chen, E. V. Morozov, and K. Shankar, "Simulating progressive failure of composite laminates including in-ply and delamination damage effects," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 61, pp. 185–200, 2014.

[238] N. Zobeiry, R. Vaziri, and a. Poursartip, "Characterization of strain-softening behavior and failure mechanisms of composites under tension and compression," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 68, pp. 29–41, 2015.

[239] S. T. Pinho, P. Robinson, and L. Iannucci, "Fracture toughness of the tensile and compressive fibre failure modes in laminated composites," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 66, no. 13, pp. 2069–2079, 2006.

[240] X. Li, S. R. Hallett, M. R. Wisnom, N. Zobeiry, R. Vaziri, and A. Poursartip, "Experimental study of damage propagation in Over-height Compact Tension tests," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 40, no. 12, pp. 1891–1899, 2009.

[241] M. J. Laffan, S. T. Pinho, P. Robinson, and a. J. McMillan, "Translaminar fracture toughness testing of composites: A review," *Polym. Test.*, vol. 31, no. 3, pp. 481–489, 2012.

[242] M. V Donadon, B. G. Falzon, L. Iannucci, and J. M. Hodgkinson, "Intralaminar toughness characterisation of unbalanced hybrid plain weave laminates," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 38, no. 6, pp. 1597–1611, 2007.

[243] N. Blanco, D. Trias, S. T. Pinho, and P. Robinson, "Intralaminar fracture toughness characterisation of woven composite laminates . Part II : Experimental characterisation," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 131, pp. 361–370, 2014.

[244] R. M. O'Higgins, C. T. McCarthy, and M. A. McCarthy, "Identification of damage and plasticity parameters for continuum damage mechanics modelling of carbon and glass fibre-reinforced composite materials," *Strain*, vol. 47, no. 1, pp. 105–115, 2011.

[245] R. M. O'Higgins, C. T. McCarthy, and M. A. McCarthy, "Effects of shear-transverse coupling and plasticity in the formulation of an elementary ply composites damage model, part I: Model formulation and validation," *Strain*, vol. 48, no. 1, pp. 49–58, 2012.

[246] J. C. Simo and T. J. R. Hughes, "Computational Inelasticity," in *Interdiciplinary applied mathematics*, Springer, 1997, p. 404.

[247] D. Feng and F. Aymerich, “Finite element modelling of damage induced by low-velocity impact on composite laminates,” *Compos. Struct.*, vol. 108, no. 1, pp. 161–171, 2014.

[248] A. Ahmed, B. Tavakol, R. Das, R. Joven, P. Roozbehjavan, and B. Minaie, “Study of thermal expansion in carbon fiberreinforced polymer composites,” in *International SAMPE Technical Conference*, North Charleston, South Carolina, USA, 22-25 October 2012.

[249] Plascore, “PN2 Aerospace grade meta-aramid fiber honeycomb,” 2019.

[250] L. Liu, H. Wang, and Z. Guan, “Experimental and numerical study on the mechanical response of Nomex honeycomb core under transverse loading,” *Compos. Struct.*, vol. 121, pp. 304–314, 2015.

[251] F. Su, Z. Zhang, F. Guo, K. Wang, and W. Liu, “Study on the friction and wear properties of the composites made of surface modified-Nomex fabrics,” *Materials Science and engineering: A*, vol. 416, no. 1-2, pp. 126–133, 2006.

[252] G. Ren, Z. Zhang, X. Zhu, B. Ge, F. Guo, X. Men, and W. Liu, “Influence of functional graphene as filler on the tribological behaviors of Nomex fabric/phenolic composite,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 49, pp. 157–164, 2013.

[253] Y. Chen, S. Hou, K. Fu, X. Han, and L. Ye, “Low-velocity impact response of composite sandwich structures : Modelling and experiment,” *Compos. Struct.*, vol. 168, pp. 322–334, 2017.

[254] W. Tan, B. G. Falzon, L. N. S. Chiu, and M. Price, “Predicting low velocity impact damage and Compression-After-Impact (CAI) behavior of composite laminates,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 71, pp. 212–226, 2015.

Annexe A. Courbes d'impact

Les courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps sont présentées pour tous les essais d'impact réalisés pour les cinq conditions d'impact à température pièce, -70°C et -150°C.

φ = 12.7 mm, m=5kg

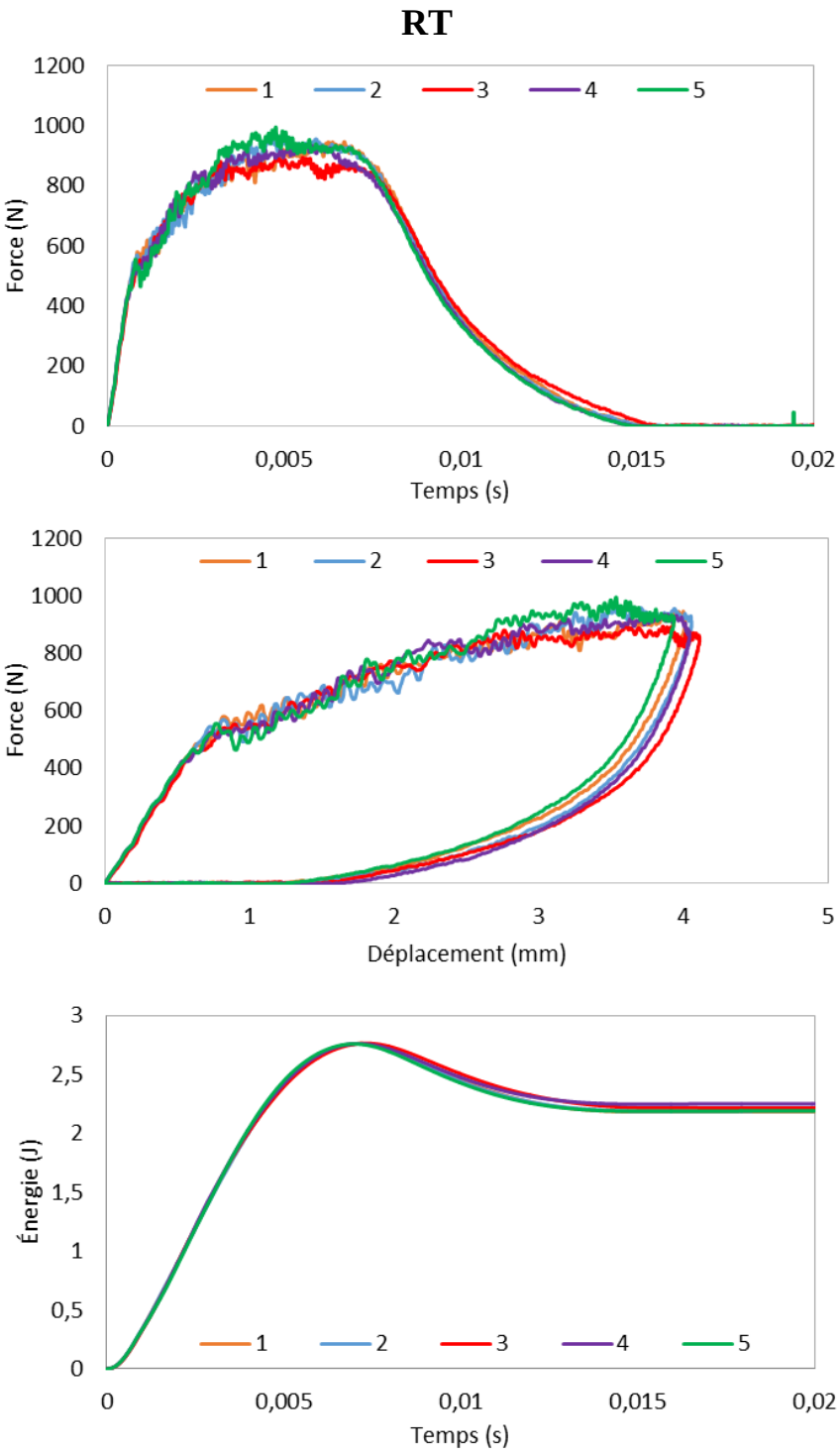


Figure A-1. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg à température pièce.

-70°C

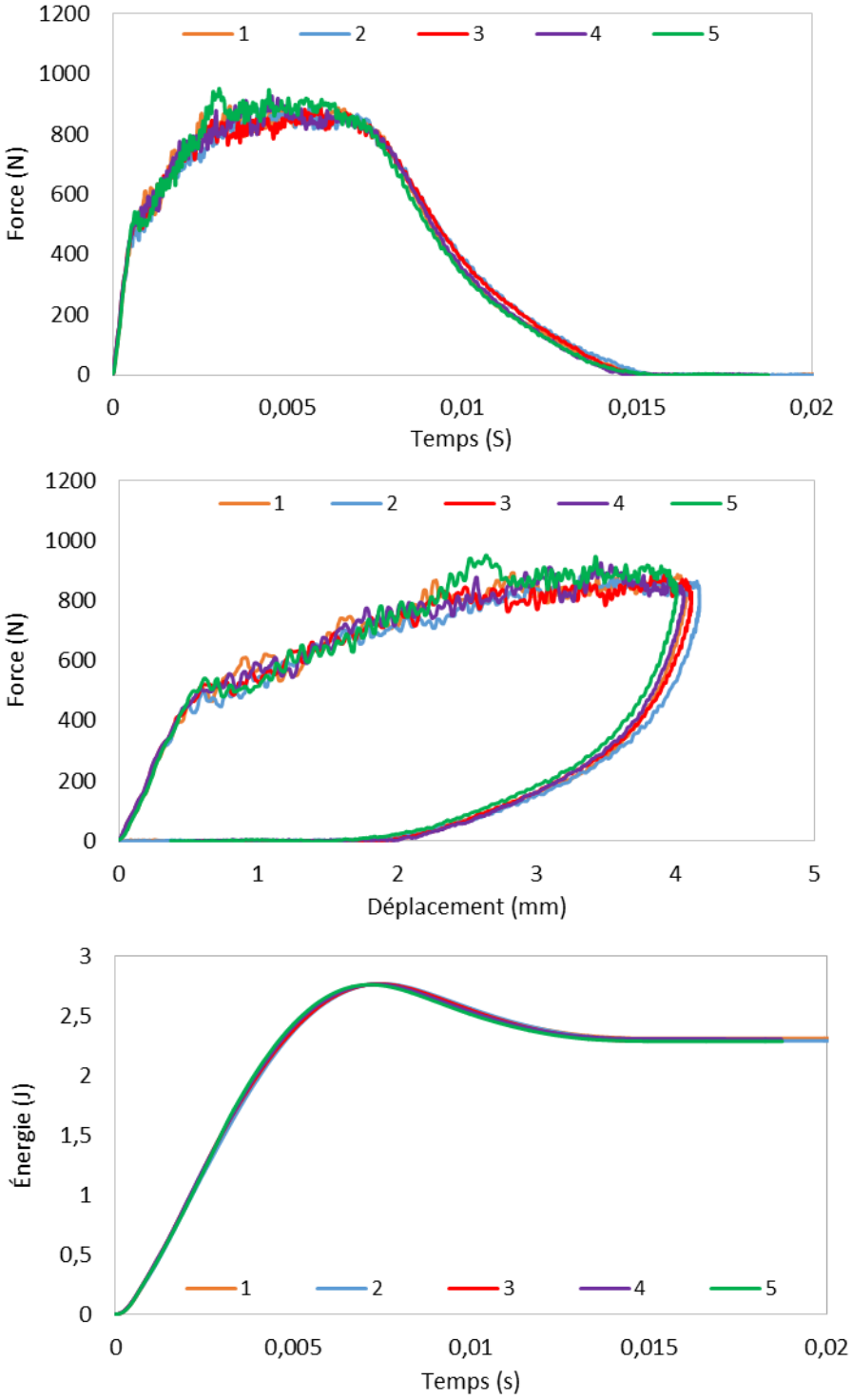


Figure A-2. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg à -70°C.

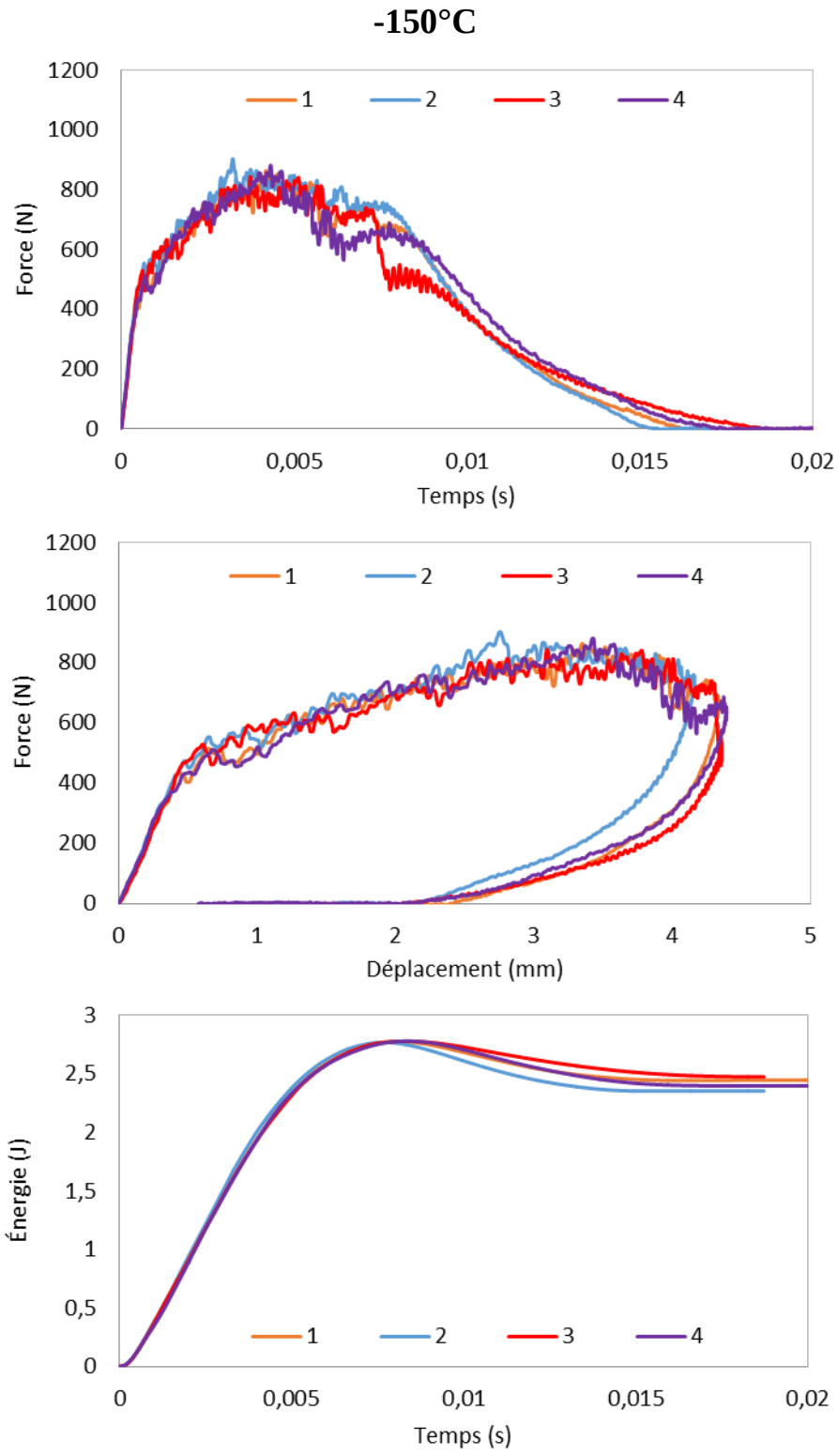


Figure A-3. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 5 kg à -150°C.

φ = 12.7 mm, m=10kg

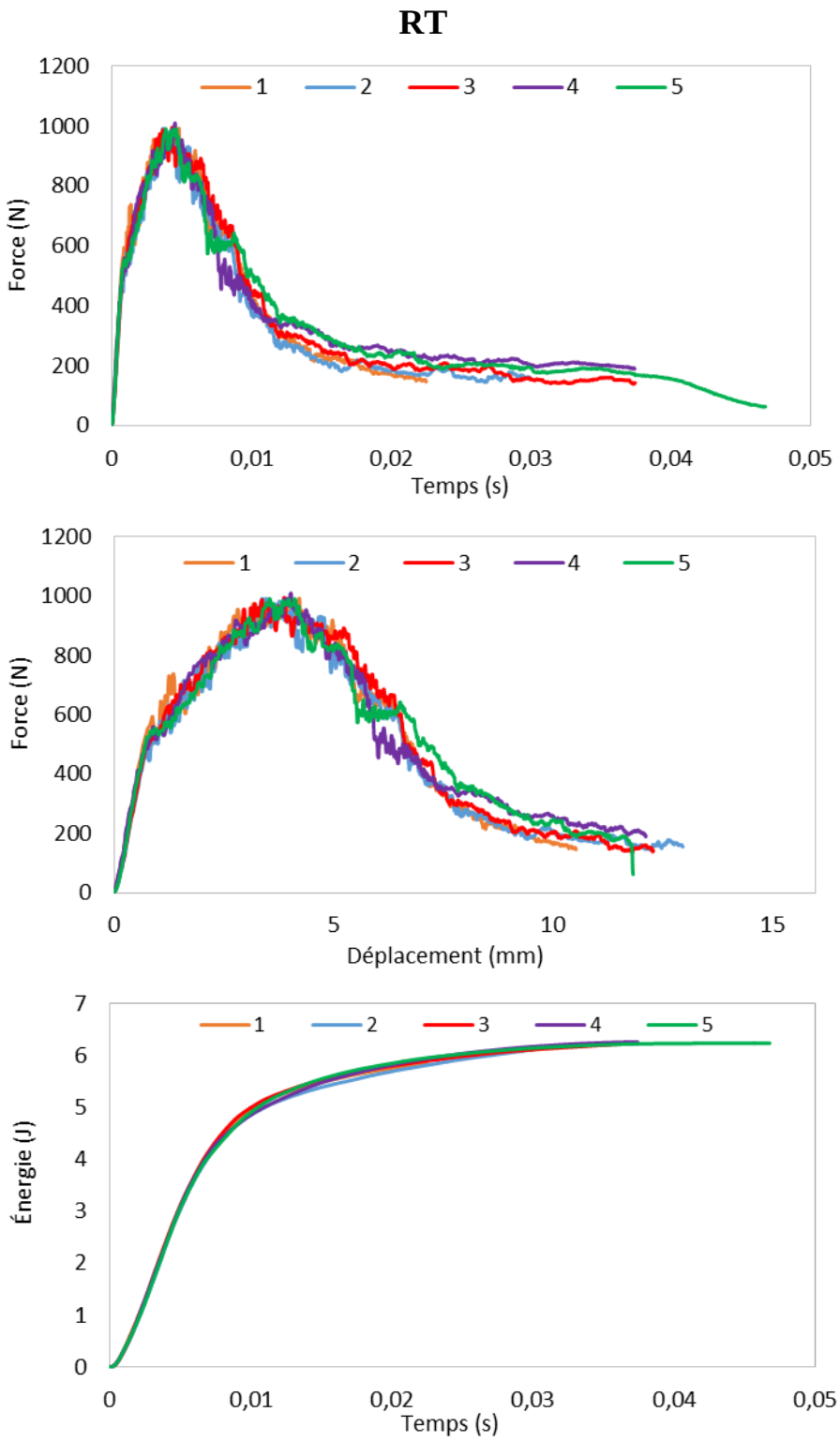


Figure A-4. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 10 kg à température pièce.

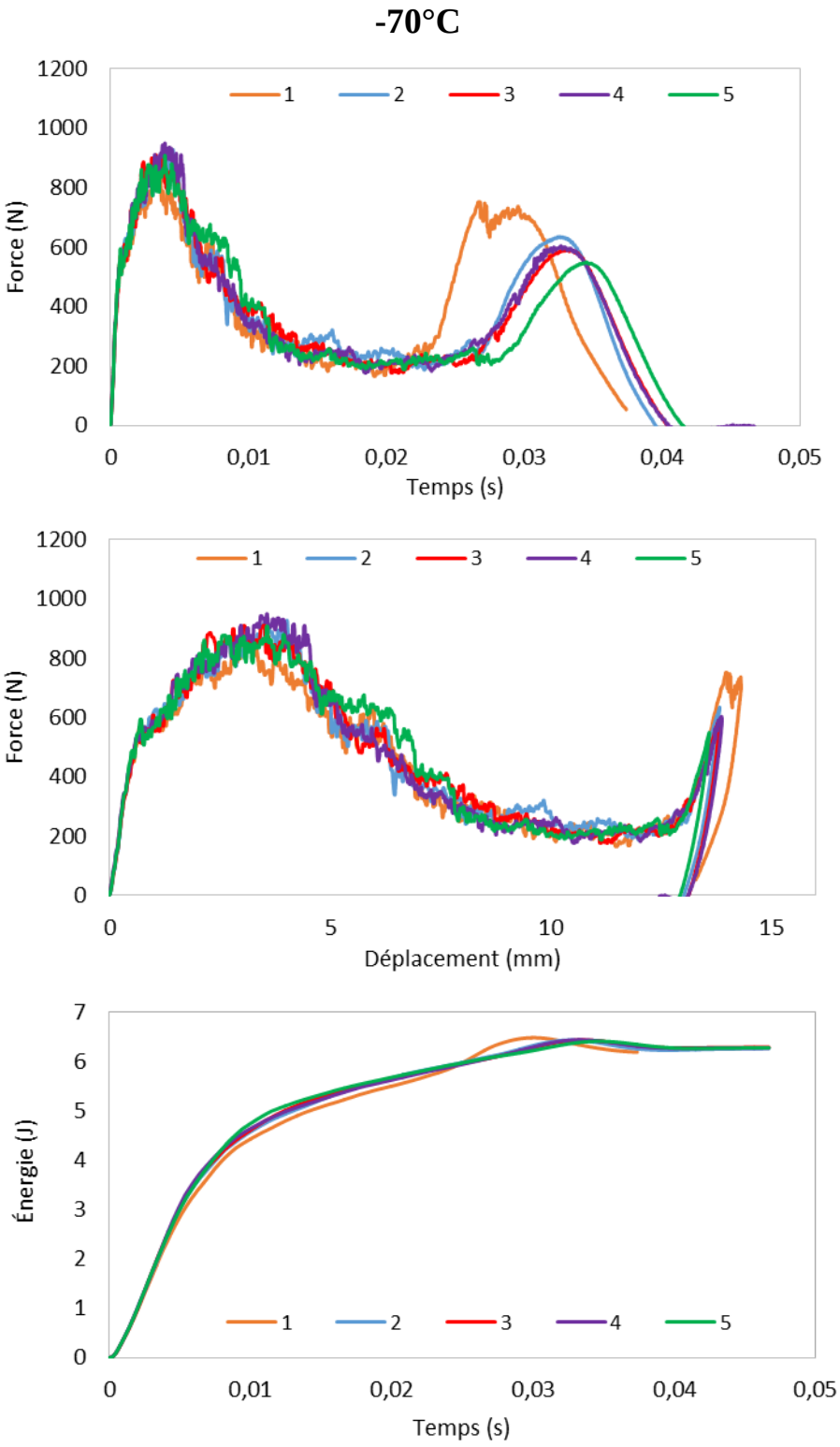


Figure A-5. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 10 kg à -70°C.

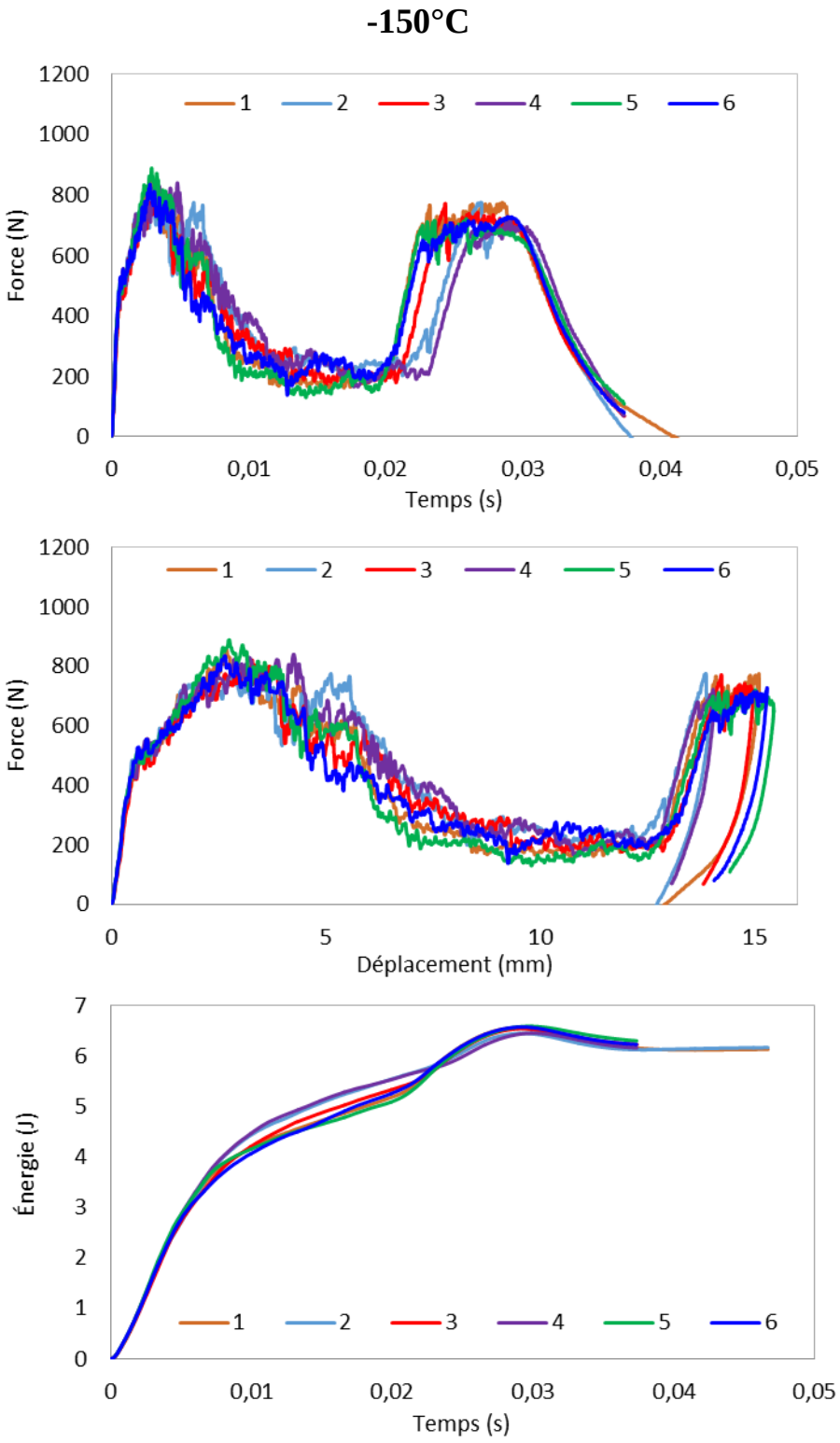


Figure A-6. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 12.7 mm et la masse de 10 kg à -150°C.

ϕ = 25.4 mm, m=5kg

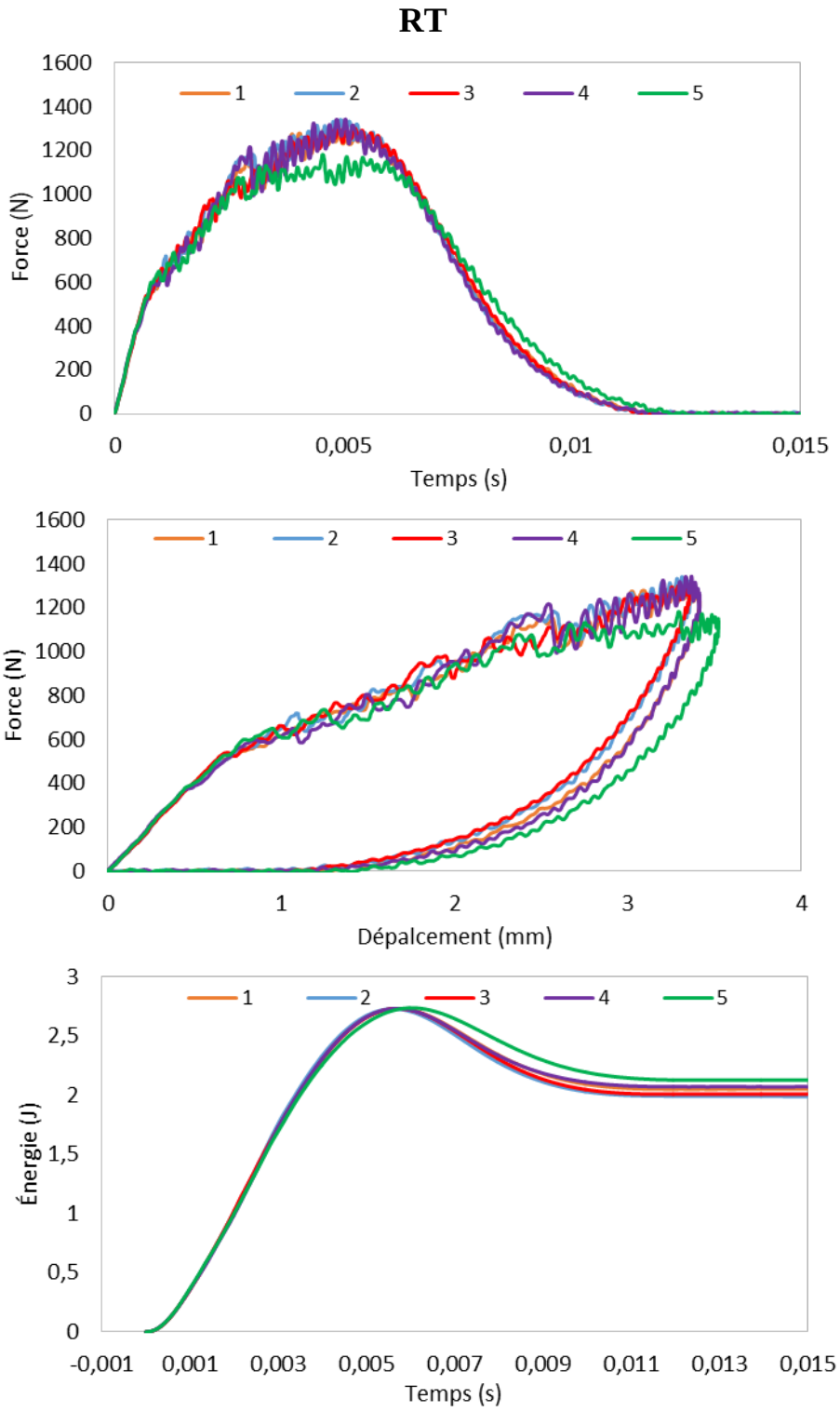


Figure A-7. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à température pièce.

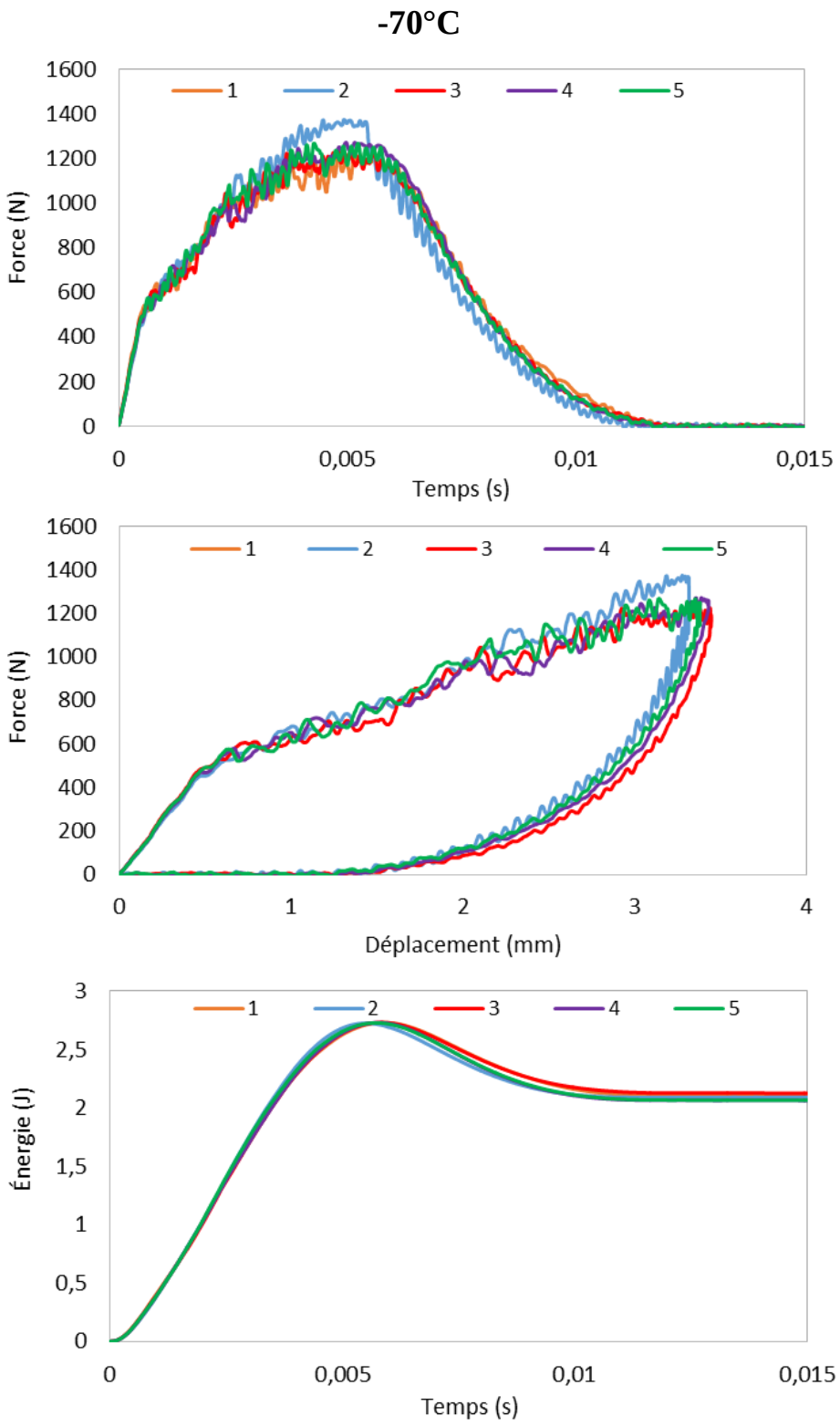


Figure A-8. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à -70°C.

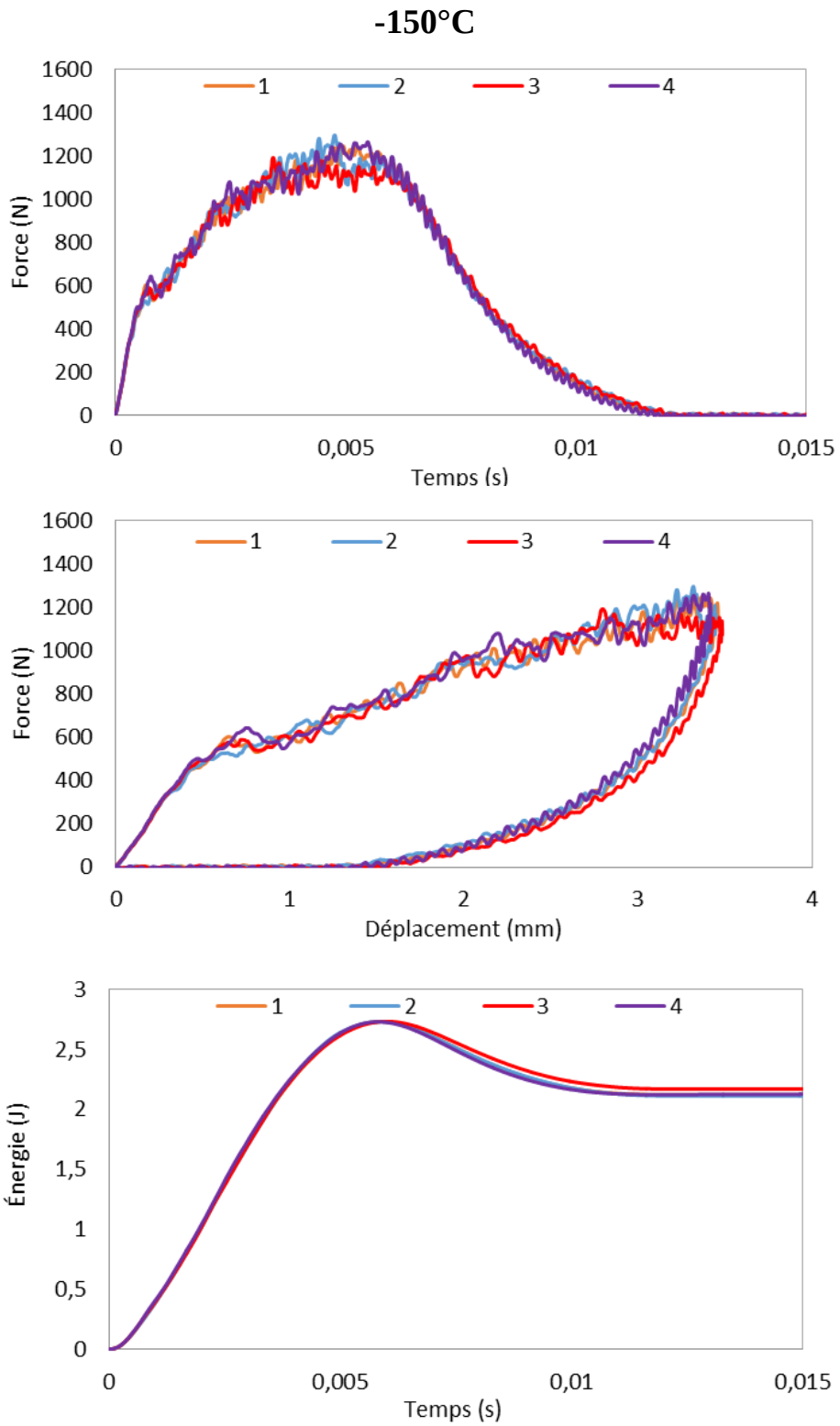


Figure A-9. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impacté avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 5 kg à -150°C.

ϕ= 25.4 mm, m=10kg

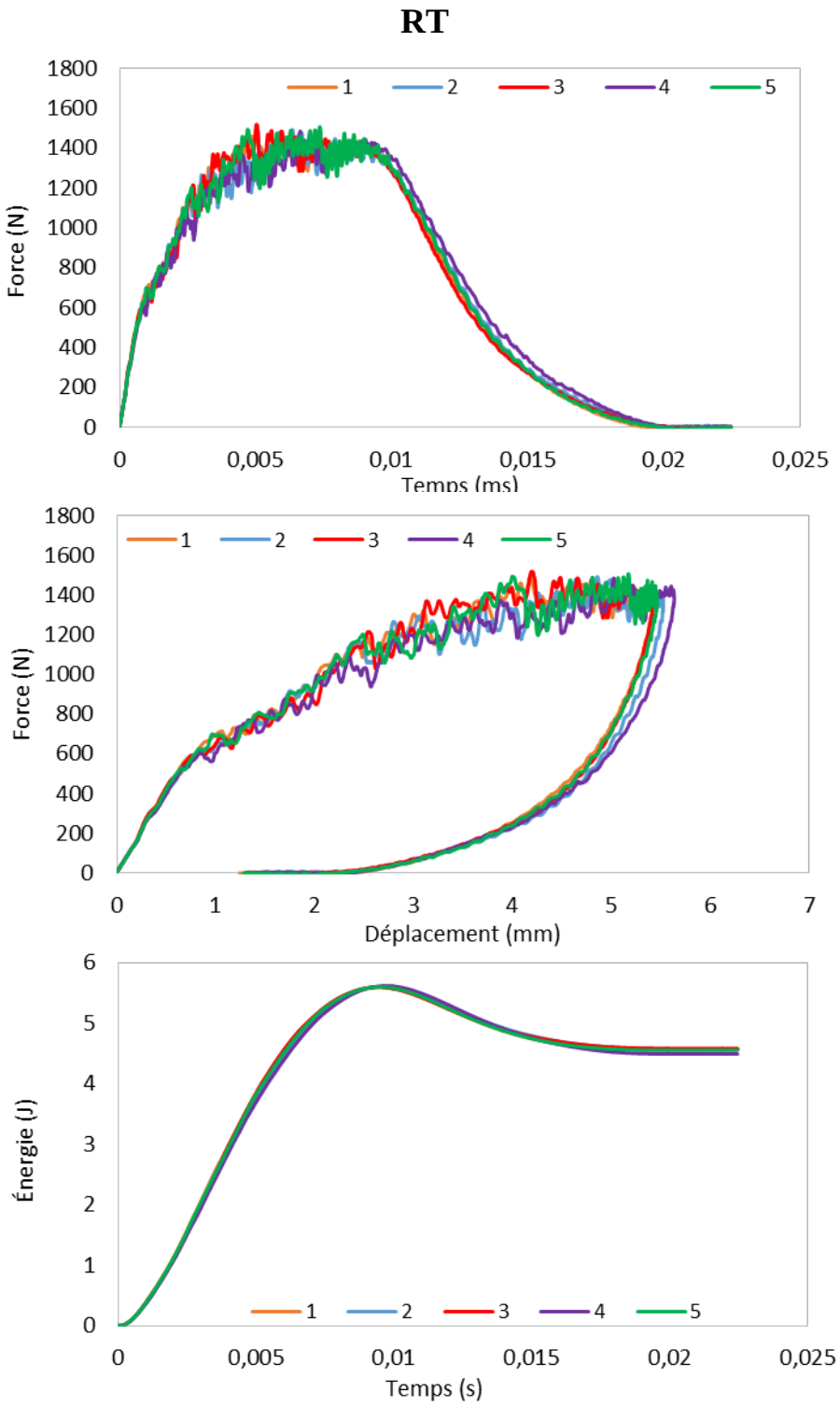


Figure A-10. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à température pièce.

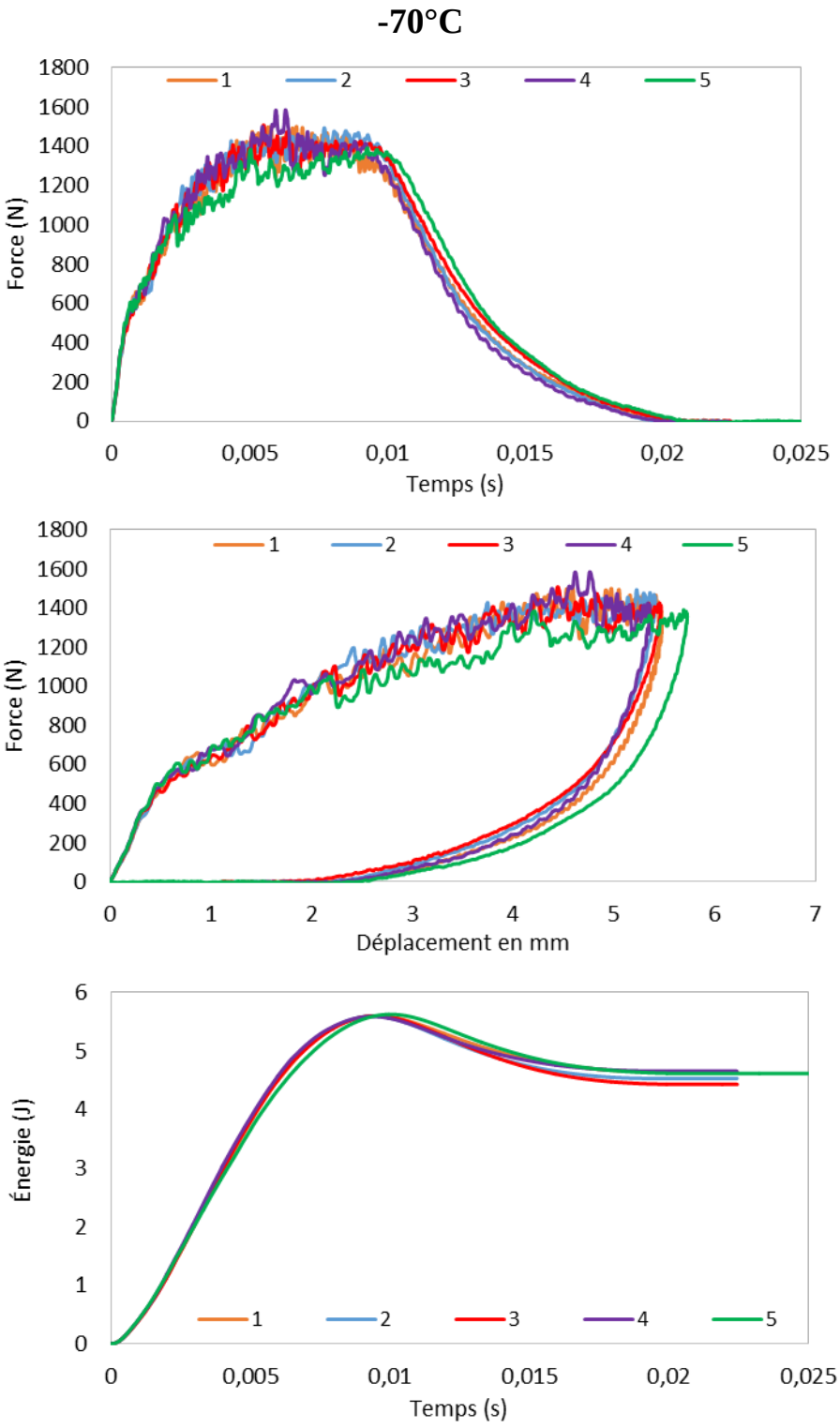


Figure A-11. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à -70°C.

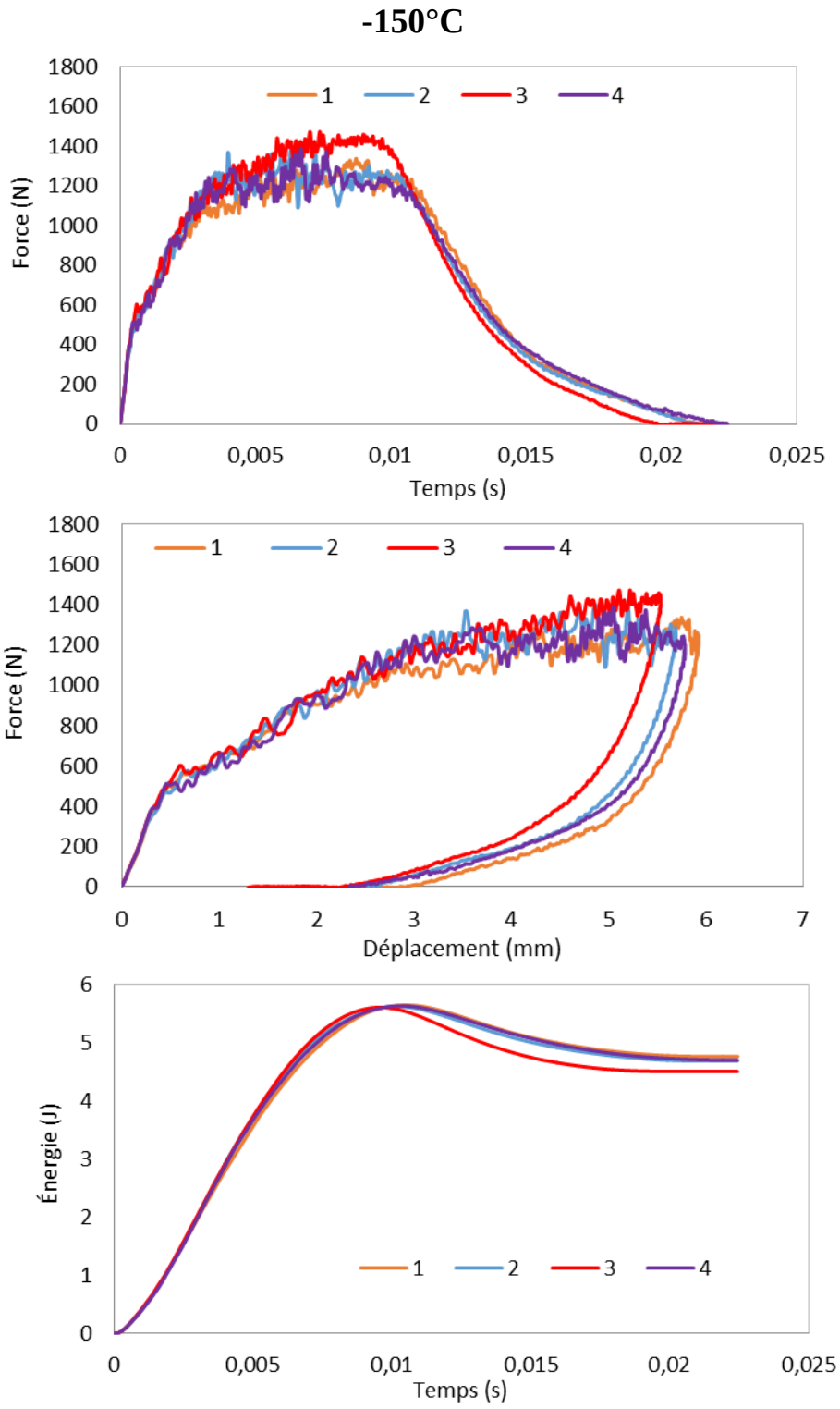


Figure A-12. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 10 kg à -150°C.

φ = 25.4 mm, m=20kg

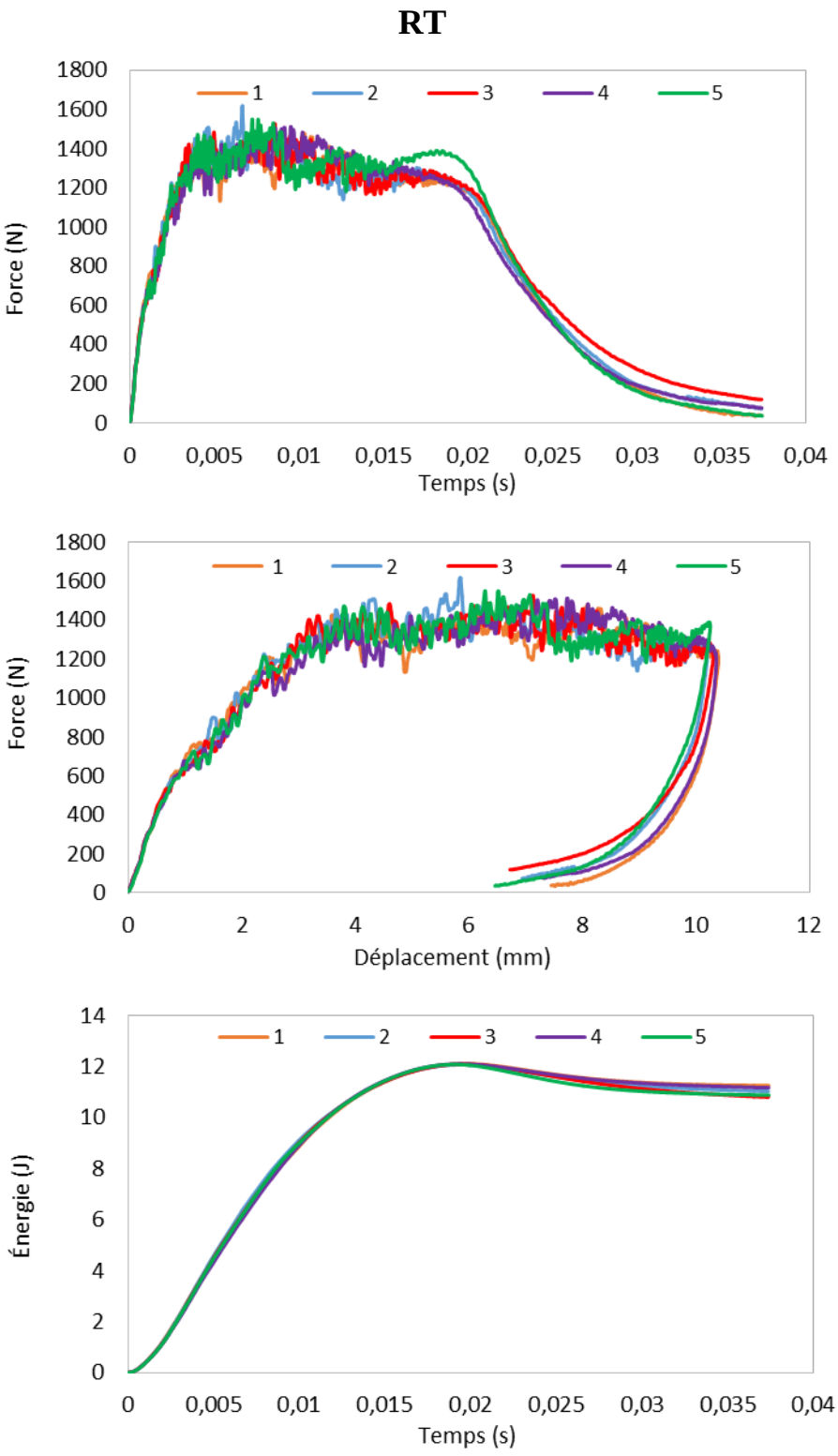


Figure A-13. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à température pièce.

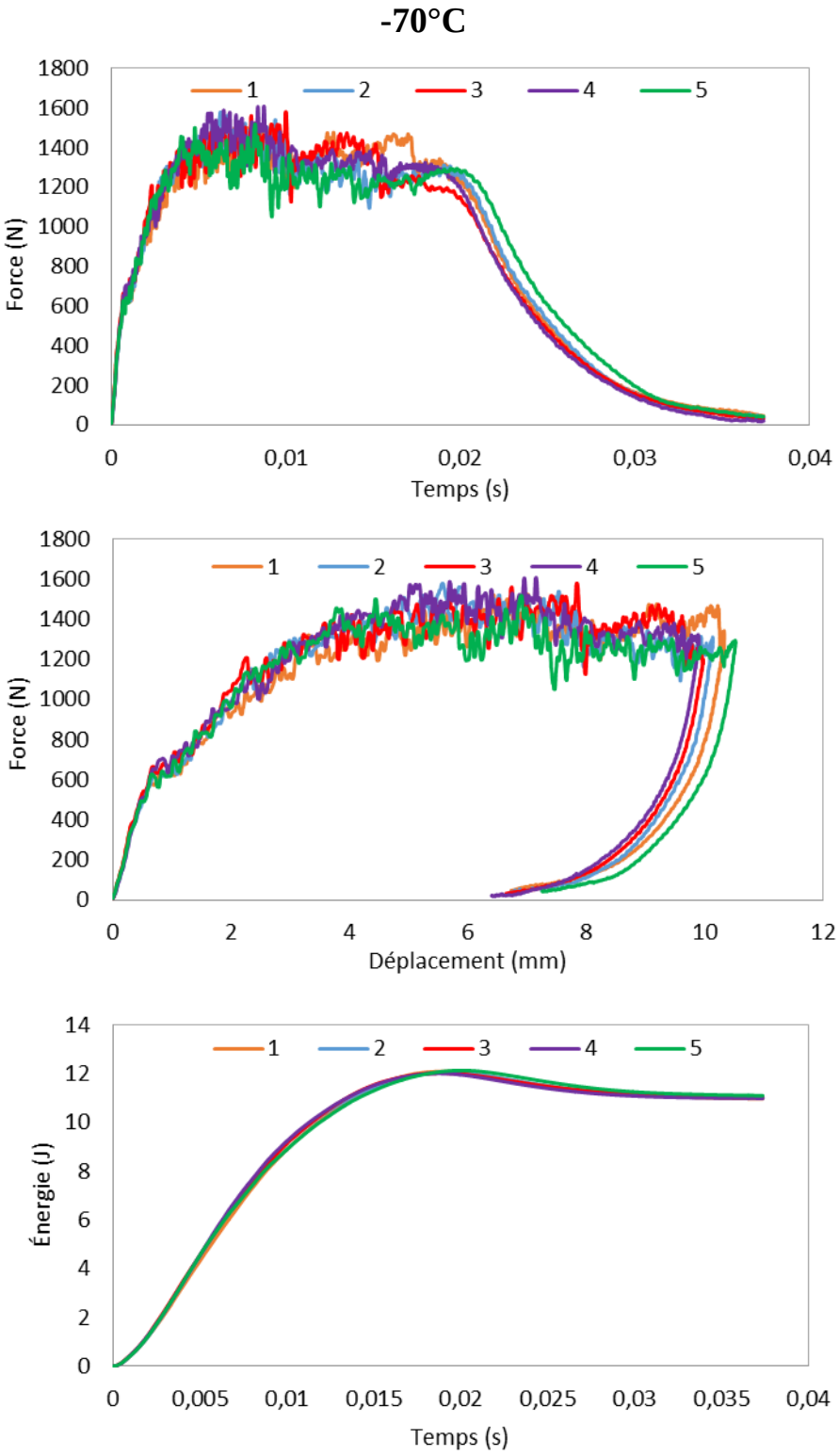


Figure A-14. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à -70°C.

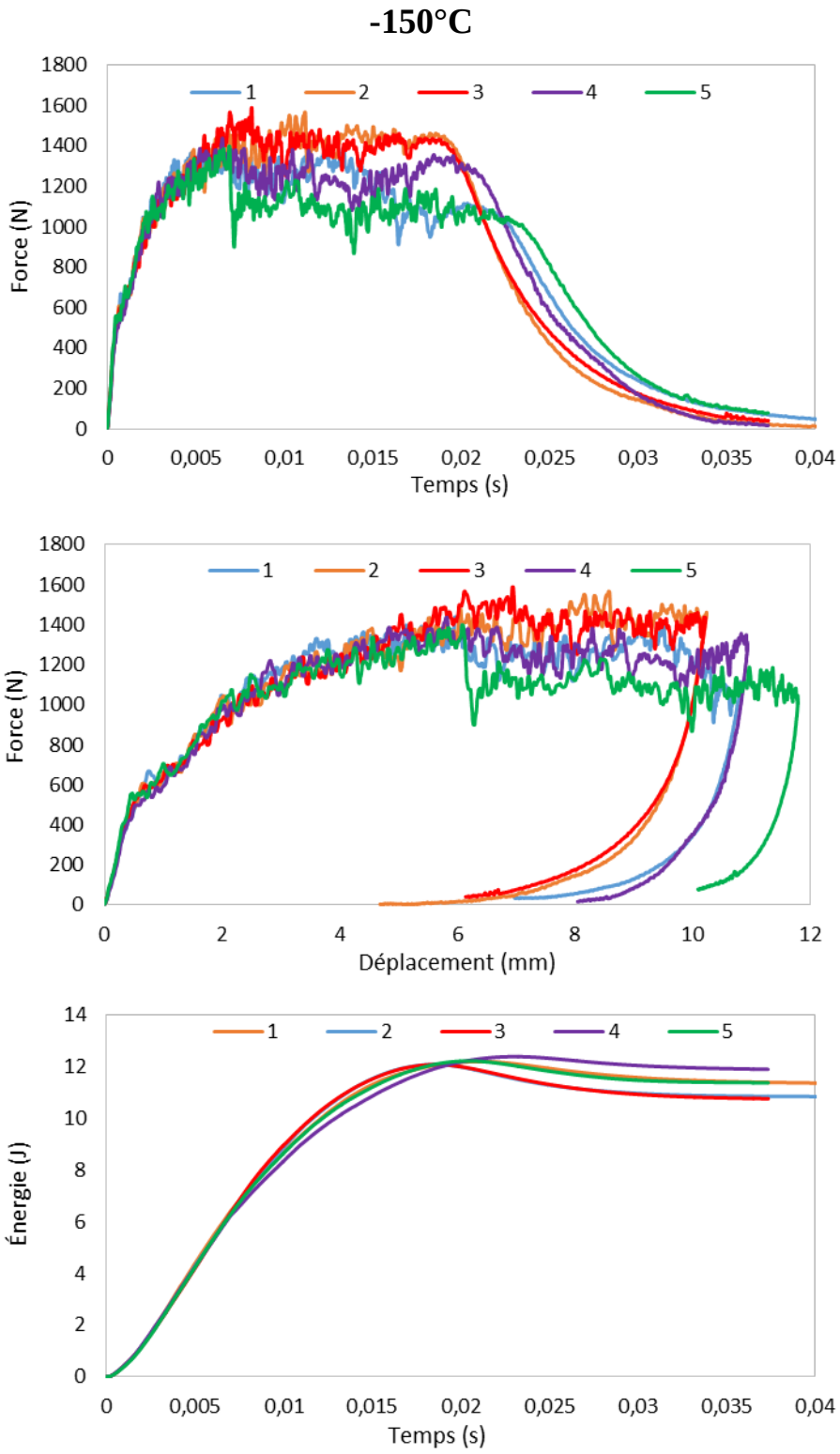


Figure A-15. Courbes force en fonction du temps, force-déplacement et énergie transmise à l'échantillon en fonction du temps pour les échantillons impactés avec l'impacteur de 25.4 mm et la masse de 20 kg à -150°C.

Annexe B. Intégration de la plasticité dans le modèle de comportement du matériau composite

Le calcul et l'intégration de la plasticité à la vumat sont basés sur les travaux de Simo et Hughes [246].

La première étape est de calculer la prédiction élastique. On calcule ensuite la valeur que prend la surface de charge. Si la valeur est inférieure ou égale à 0, on se trouve dans le domaine élastique et il n'y a pas de plasticité. Dans le cas où f prend une valeur supérieure à 0, il y a écoulement plastique. On doit donc déterminer l'incrément de déformation plastique qui permet de ramener la valeur de la surface de charge à 0.

Les expressions suivantes présentent la définition de la surface de charge en plasticité, de la contrainte effective en cisaillement et de la loi d'écrouissage :

$$f(\tilde{\sigma}_{12}, p) = \sqrt{\tilde{\sigma}_{12}{}^2} - R(p) - \sigma_y \quad \text{B-1}$$

$$\tilde{\sigma}_{12} = 2G_{12}\,(\varepsilon_{12}^t - \varepsilon_{12}^p) \quad \text{B-2}$$

$$R(p) = C\,p^k \quad \text{B-3}$$

Les taux de variation de la déformation plastique en cisaillement ($\dot{\varepsilon}_{12}^p$) et de la déformation plastique cumulée ($\dot{p}$) sont donnés par les expressions suivantes:

$$\dot{\varepsilon}_{12}^p = \dot{\lambda}\,\frac{\partial f}{\partial \sigma_{12}} = \frac{\dot{\lambda}}{(1-d_{12})}\,signe(\sigma_{12}) \quad \text{B-4}$$

$$\dot{p} = \dot{\lambda}\frac{\partial f}{\partial R} = \dot{\lambda} \quad \text{B-5}$$

où $\dot{\lambda}$ représente le multiplicateur plastique ou multiplicateur de Lagrange. Il prend une valeur nulle lorsqu'il n'y a pas d'écoulement et une valeur positive s'il y a écoulement plastique. Ce sont les conditions de Kuhn Tucker combinées à la condition de consistance qui permettent de déterminer l'évolution du multiplicateur plastique.

Condition de Kuhn Tucker [246] :

$$f\dot{\lambda} = 0 \quad \text{B-6}$$

$$f \leq 0 \quad \text{B-7}$$

$$\dot{\lambda} \geq 0 \quad \text{B-8}$$

Condition de consistance [246] :

$$\dot{\lambda}\dot{f} = 0 \qquad \text{B-9}$$

Afin d'intégrer la plasticité à la Vumat, il faut exprimer les équations sous forme d'un algorithme. :

$$f_{n+1} = \left|\tilde{\sigma}_{12_{n+1}}\right| - \sigma_y - R(p_{n+1}) \qquad \text{B-10}$$

$$\tilde{\sigma}_{12_{n+1}} = 2G_{12}\,(\varepsilon^t_{12\,n+1} - \varepsilon^p_{12\,n+1}) \qquad \text{B-11}$$

$$\varepsilon^p_{12_{n+1}} = \varepsilon^p_{12_n} + \frac{\Delta\lambda}{(1-d_{12})}\,signe(\sigma_{12\,n+1}) \qquad \text{B-12}$$

$$p_{n+1} = p_n + \Delta\lambda \qquad \text{B-13}$$

$$R(p_{n+1}) = C(p_n + \Delta\lambda)^k \qquad \text{B-14}$$

De la même façon, on peut exprimer les conditions de Kuhn Tucker en fonction des variables au pas de temps précédent *n* et au pas de temps présent *n+1* [246] :

$$f_{n+1}\,\Delta\lambda = 0 \qquad \text{B-15}$$

$$f_{n+1} \leq 0 \qquad \text{B-16}$$

$$\Delta\lambda \geq 0 \qquad \text{B-17}$$

<u>Calcul la prédiction élastique :</u>

$${f_{n+1}}^{trial} = \left|\tilde{\sigma}_{12}{}^{trial}_{n+1}\right| - \sigma_y - R(p_n) \qquad \text{B-18}$$

Si la valeur de la prédication élastique est plus petite ou égale à 0 : ${f_{n+1}}^{trial} \leq 0$,
il n'y a pas d'écoulement plastique :

$$\Delta\lambda = 0 \qquad \text{B-19}$$

$$\varepsilon^p_{12_{n+1}} = \varepsilon^p_{12_n} \qquad \text{B-20}$$

$$p_{n+1} = p_n \qquad \text{B-21}$$

$$\tilde{\sigma}_{12}{}^{trial}_{n+1} = \tilde{\sigma}_{12_{n+1}} \qquad \text{B-22}$$

Si la valeur de la prédiction élastique est plus grande que 0 : ${f_{n+1}}^{trial} > 0$,
il y a écoulement plastique et on doit calculer la valeur du multiplicateur plastique ($\Delta\lambda > 0$).

Algorithme de plasticité

On peut développer l'expression pour la contrainte effective.

$$\tilde{\sigma}_{12_{n+1}} = 2G_{12}\,(\varepsilon^{t}_{12\,n+1} - \varepsilon^{p}_{12\,n+1}) \quad \text{B-23}$$

$$\tilde{\sigma}_{12_{n+1}} = 2G_{12}\left[(\varepsilon^{t}_{12\,n} + \Delta\varepsilon^{t}_{12}) - (\varepsilon^{p}_{12\,n} + \Delta\varepsilon^{p}_{12})\right] \quad \text{B-24}$$

$$\tilde{\sigma}_{12_{n+1}} = \tilde{\sigma}_{12_n} + 2G_{12}\,\Delta\varepsilon^{t}_{12} - 2G_{12}\,\Delta\varepsilon^{p}_{12} \quad \text{B-25}$$

$$\tilde{\sigma}_{12_{n+1}} = \tilde{\sigma}_{12}{}^{trial}_{n+1} - 2G_{12}\,\Delta\varepsilon^{p}_{12} \quad \text{B-26}$$

$$\tilde{\sigma}_{12_{n+1}} = \tilde{\sigma}_{12}{}^{trial}_{n+1} - \frac{2G_{12}}{(1-d_{12_n})}\Delta\lambda\; signe(\sigma_{12\,n+1}) \quad \text{B-27}$$

$$\left|\tilde{\sigma}_{12_{n+1}}\right| = \left|\tilde{\sigma}_{12}{}^{trial}_{n+1} - \frac{2G_{12}}{(1-d_{12_n})}\Delta\lambda\; signe(\sigma_{12\,n+1})\right| \quad \text{B-28}$$

$$\left|\tilde{\sigma}_{12_{n+1}}\right| = \left|\tilde{\sigma}_{12}{}^{trial}_{n+1}\right| - \frac{2G_{12}}{(1-d_{12_n})}\Delta\lambda \quad \text{B-29}$$

On peut ensuite réécrire l'expression pour la surface de charge de la manière suivante :

$$f_{n+1} = \left|\tilde{\sigma}_{12}{}^{trial}_{n+1}\right| - \frac{2G_{12}}{(1-d_{12_n})}\Delta\lambda - \sigma_y - C(p_n + \Delta\lambda)^k \quad \text{B-30}$$

On peut mettre en évidence $f_{n+1}{}^{trial}$:

$$f_{n+1} = f_{n+1}{}^{trial} - \frac{2G_{12}}{(1-d_{12_n})}\Delta\lambda - C[(p_n + \Delta\lambda)^k - p_n^k] \quad \text{B-31}$$

Selon les conditions de de Kuhn Tucker :

$$f_{n+1}\,\Delta\lambda = 0 \quad \text{B-32}$$

Donc,

$$f_{n+1} = 0 \quad \text{B-33}$$

Finalement, pour résoudre l'équation, on utilise la méthode de Newton-Raphson. Pour ce faire, on pose :

$$\Delta\lambda = \gamma \quad \text{B-34}$$

$$f_{n+1}(\gamma_{i+1}) = f_{n+1}(\gamma_i) + f'_{n+1}(\gamma_i)(\gamma_{i+1} - \gamma_i) = 0 \quad \text{B-35}$$

$$(\gamma_{i+1} - \gamma_i) = \frac{-f_{n+1}(\gamma_i)}{f'_{n+1}(\gamma_i)} \quad \text{B-36}$$

$$f'_{n+1}(\gamma) = -\frac{2G_{12}}{(1-d_{12_n})} - Ck(p_n + \gamma)^{k-1} \quad \text{B-37}$$

$$(\gamma_{i+1} - \gamma_i) = \frac{-\left(f_{n+1}{}^{trial} - \frac{2G_{12}}{(1-d_{12_n})}\gamma_i - C[(p_n + \gamma_i)^k - p_n^k]\right)}{-\frac{2G_{12}}{(1-d_{12_n})} - Ck(p_n + \gamma_i)^{k-1}} \quad \text{B-38}$$

$$\gamma_{i+1} = \gamma_i + \frac{-\left(f_{n+1}{}^{trial} - \frac{2G_{12}}{(1-d_{12_n})}\gamma_i - C[(p_n + \gamma_i)^k - p_n^k]\right)}{-\frac{2G_{12}}{(1-d_{12_n})} - Ck(p_n + \gamma_i)^{k-1}} \quad \text{B-39}$$

On détermine l'incrément de déformation plastique en utilisant comme valeur de départ pour l'algorithme : $(\gamma_0 = 0)$.