

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC EN ABITIBI-TÉMISCAMINGUE

ÉCOLE DE GÉNIE

**ÉTUDE D'UN SYSTÈME DE CINTRAGE THERMOMÉCANIQUE POUR UN
PROFILÉ DE PVC OU DE POLYPROPYLENE**

MÉMOIRE

PRÉSENTÉ

COMME EXIGENCE PARTIELLE

DE LA MAÎTRISE EN INGÉNIERIE

PAR

GUILLAUME OUELLETTE, ING. JR

DÉCEMBRE 2018



BIBLIOTHÈQUE

Cégep de l'Abitibi-Témiscamingue
Université du Québec en Abitibi-Témiscamingue

Mise en garde

La bibliothèque du Cégep de l'Abitibi-Témiscamingue et de l'Université du Québec en Abitibi-Témiscamingue a obtenu l'autorisation de l'auteur de ce document afin de diffuser, dans un but non lucratif, une copie de son œuvre dans Depositum, site d'archives numériques, gratuit et accessible à tous.

L'auteur conserve néanmoins ses droits de propriété intellectuelle, dont son droit d'auteur, sur cette œuvre. Il est donc interdit de reproduire ou de publier en totalité ou en partie ce document sans l'autorisation de l'auteur.

Warning

The library of the Cégep de l'Abitibi-Témiscamingue and the Université du Québec en Abitibi-Témiscamingue obtained the permission of the author to use a copy of this document for non-profit purposes in order to put it in the open archives Depositum, which is free and accessible to all.

The author retains ownership of the copyright on this document. Neither the whole document, nor substantial extracts from it, may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

Maîtrise (2018)
(Ingénierie mécanique)

Université du Québec en Abitibi-Témiscamingue
Rouyn-Noranda, Québec

TITRE: Étude d'un système de cintrage thermomécanique pour un profilé de PVC ou de Polypropylène

AUTEUR: Guillaume Ouellette ing.jr, B.Ing. (génie mécanique, Université du Québec en Abitibi-Témiscamingue)

DIRECTEUR: Professeur François Godard, Ph.D., ing.

CO-DIRECTEUR : Professeur Marin Éné, Ph.D., ing.

NOMBRE DE PAGES: 314

REMERCIEMENTS

J'aimerais tout d'abord remercier mes parents, Michel et Diane, qui m'ont donné l'opportunité de connaître la physique et la mathématique.

J'aimerais remercier mes deux frères, Mathieu et Sébastien, qui m'ont fascinés et inspirés.

J'aimerais remercier mon directeur de maîtrise Pr François Godard Ph.D., ing. et mon co-directeur Pr Marin Éné Ph.D., ing. Leur patience et leurs connaissances ont rendu ce projet possible. Je tiens à les remercier pour leur dévouement.

Je tiens à remercier Patrick Jodoin pour son aide avec le logiciel Ansys.

Je remercie également M.Cristian Paquet et M.André Paquet et l'entreprise Mécanicad de m'avoir permis d'entreprendre cette étude et pour m'avoir supporté tout ce temps.

RÉSUMÉ

L'entreprise Mécanicad se spécialise dans la fabrication des conduits de ventilation en plastique pour l'industrie minière. Certains des conduits sont fabriqués avec des brides d'attache afin de les relier entre eux dans la galerie. Le mandat de ce projet était d'étudier un procédé de déformation thermomécanique de languettes de polymère capable de leur donner la forme circulaire nécessaire à la construction de ces conduits.

La méthodologie était expérimentale, phénoménologique et numérique. Un prototype ainsi qu'un banc d'essai en fluage ont permis de recueillir les données expérimentales. Celles-ci ont été comparées à un modèle de la mécanique des milieux continus ainsi qu'à une simulation avec le programme d'analyse par éléments finis Ansys et finalement extrapolées à des valeurs au-delà des intervalles étudiés expérimentalement.

Les prédictions du modèle de Burgers sont parvenues à reproduire la plupart des phénomènes observés expérimentalement pour le copolymère de polypropylène mais non pas pour le PVC. Les extrapolations du modèle de Burgers ont permis d'établir l'ordre de grandeur du temps et de la force de déformation. Bien que les simulations avec Ansys n'aient pu prédire la grandeur des déformations, elles ont toutefois pu reproduire la dépendance de la déformation permanente et des contraintes résiduelles à la température. Les extrapolations du modèle numérique ont permis d'entrevoir l'impact de la force et de la température sur la déformation ainsi que les avantages relatifs au type de chauffage.

Ces observations ont permis d'orienter l'élaboration d'une conception de cintreuse thermomécanique respectant les exigences de la compagnie mandante.

ABSTRACT

Mécanicad specializes in the manufacture of plastic ventilation ducts for the mining industry. Some of the ducts are made with flanges so they can connect to each other in mine tunnels and shafts. The mandate of this project was to study a thermomechanical deformation process of polymer bars capable of giving them the circular shape needed for the construction of these ducts.

The methodology was experimental, phenomenological and numerical. A prototype and a creep test bench were used to collect the experimental data. These data were compared to a model of continuum mechanics as well as to a simulation with the finite element analysis program Ansys and finally extrapolated to values beyond the intervals studied experimentally.

The predictions of the Burgers model were successful in reproducing most of the phenomena observed experimentally for the polypropylene copolymer but not for the PVC. Extrapolations of the Burgers model allowed to establish the order of magnitude of the time and the force of the deformation. Although the Ansys simulations have not been able to predict the magnitude of the deformations, they have nevertheless been able to reproduce the dependence of permanent deformation and residual stresses on temperature. The extrapolation of the numerical model allowed to foresee the impact of the force and the temperature on the deformation as well as the advantages relative to the type of heating.

These observations led to the development of a thermomechanical bending design that meets the requirements of the contracting company.

TABLE DES MATIÈRES

<i>Remerciements</i>	<i>iv</i>
<i>Résumé</i>	<i>v</i>
<i>Abstract</i>	<i>vi</i>
Liste des figures.....	x
Liste des tableaux.....	xxvi
Chapitre 1	1
Introduction et objectifs	1
1.1 Introduction	1
1.2 Contexte de l'étude et problématique	3
1.3 Objectifs de la recherche	6
1.4 Description des méthodes existantes de flexion des Thermoplastiques	7
Chapitre 2	15
Revue de littérature	15
2.1 La mise en forme en phase solide des polymères	15
2.2 Les propriétés des polymères en phase solide	18
2.3 Les comportements des polymères en formage à chaud	26
2.3.1 Déformation élastique et plastique	26
2.3.2 Déformation viscoélastique et viscoplastique	29
2.3.3 Les paramètres qui influencent la déformation des polymères	37
2.4 Méthodes décrivant les comportements viscoélastiques des matériaux solides .	43
2.4.1 Méthode par le principe de superposition de Boltzmann	44
2.4.2 Méthode par l'analyse dynamique mécanique	45
2.4.3 Modèle de comportement de la mécanique des milieux continus	46

Chapitre 3	53
<i>Méthode et élaboration des bancs pour les essais expérimentaux</i>	53
3.1 Méthode expérimentale	55
3.2 Schéma de la méthode	58
3.3 Bancs d'essai	59
3.3.1 Expérience #1	59
3.3.2 Expérience #2	62
3.3.3 Expérience #3	67
Chapitre 4	71
<i>Développement et paramétrisation des modèles analytiques et numériques</i>	71
4.1 Modélisation mathématique des modèles	71
4.1.1 Modèles classiques de la mécanique des milieux continus	71
4.1.2 Modèles classiques modifiés	76
4.2 Algorithme MatLab	78
4.3 Analyse numérique par ANSYS	82
4.3.1 Interface WorkBench	82
4.3.2 Simulation	84
Chapitre 5	92
<i>Résultats et discussion</i>	92
5. 1. Résultats expérimentaux	92
5. 2. Analyse des résultats expérimentaux	120
5. 3. Paramétrisation et analyse du modèle de Burgers	126
5. 4. Extrapolation du modèle de Burgers	192
5. 5. Paramétrisation et analyse du modèle numérique	198
5. 6. Comparaison des modèles prédictifs avec le modèle numérique	240
5. 7. Extrapolation du modèle numérique	250

5. 8.	Recommandations.....	276
<i>Chapitre 6</i>		278
<i>Conception de la cintreuse</i>		278
6.1	Cahier des charges	278
6.1.1	Contexte et définition du problème	278
6.1.2	Prérequis de la machine cintreuse.....	279
6.1.3	Périmètre	279
6.1.4	Contraintes	280
6.1.5	Description des critères fonctionnels.....	281
6.2	Présentation des conceptions élaborées.....	283
6.3	Matrice de décision	290
6.4	Présentation de la conception retenue.....	295
6.5	Dimensionnement des vérins et du circuit hydraulique.....	300
6.6	Règles de sécurité	306
<i>Chapitre 7</i>		309
<i>Conclusion</i>		309
<i>Références</i>		312
<i>ANNEXE A</i>		315
<i>ANNEXE B</i>		334
<i>ANNEXE C</i>		351
<i>ANNEXE D</i>		364

Liste des figures

FIGURE 1 : ADAPTEUR OU RACCORD DE VENTILATION.....	3
FIGURE 2 : CONDUIT « OBLONG ».....	3
FIGURE 3 : BRIDES D' ATTACHE SUR UN CONDUIT	4
FIGURE 4 : BRIDES D' ATTACHE NON-FUSIONNÉES.....	4
FIGURE 5 : CINTRES D' ACIER	5
FIGURE 6 : FLEXION D'UNE LANGUETTE DE POLYMÈRE	6
FIGURE 7 : TREMPAGE DANS UN BAIN DE GLYCÉRINE	7
FIGURE 8 : MOULE DU PROFILÉ	8
FIGURE 9 : PROFILÉ SORTI ET PRÉPARÉ POUR LA DÉFORMATION	8
FIGURE 10 : PROFILÉ INSÉRÉ DANS LE MOULE ET FIXÉ AU TREUIL.....	9
FIGURE 11 : ACTIVATION DU TREUIL	9
FIGURE 12 : DIRECTION PRISE PAR LE PROFILÉ.....	9
FIGURE 13 : DÉMOULAGE	10
FIGURE 14 : GÉOMÉTRIE FINALE	10
FIGURE 15 : FLEXION PAR LA « TIM-MACHINE »	11
FIGURE 16 : DÉPLACEMENT DU PROFILÉ	11
FIGURE 17 : JETS D' AIR CHAUD.....	12
FIGURE 18 : DÉBUT DE LA COURBURE.....	12
FIGURE 19 : COURBURE APRÈS 2 MINUTES.....	13
FIGURE 20 : COURBURE APRÈS 6 MINUTES.....	13
FIGURE 21 : COURBURE APRÈS 6 MINUTES.....	14
FIGURE 22 : STRUCTURE DES LIAISONS DANS LES CHAÎNES DE POLYMÈRE.....	15
FIGURE 23 : PROCÉDÉS CLASSIQUES DE MISE EN FORME EN PHASE SOLIDE	16
FIGURE 24 : FLEXION EN PHASE SOLIDE DES MÉTAUX.....	17

FIGURE 25 : MÉTHODE DE POLYMÉRISATION	18
FIGURE 26 : POLYMÉRISATION PAR CONDENSATION	19
FIGURE 27 : POLYMÉRISATION DU POLYSTYRÈNE PAR ADDITION.....	19
FIGURE 28 : TYPE DE CHAÎNE DE POLYMÈRE	20
FIGURE 29 : STRUCTURE DES CHAÎNES POUR LES DIFFÉRENTS TYPES DE POLYMÈRE	21
FIGURE 30 : ZONES AMORPHES ET CRISTALLINES DANS LA STRUCTURE D'UN POLYMÈRE	22
FIGURE 31 : CHAÎNE PRINCIPALE DANS UN POLYMÈRE SEMI-CRISTALLIN	23
FIGURE 32 : DUCTILITÉ DE DIFFÉRENTS MATÉRIAUX	24
FIGURE 33 : ORIENTATION DES CHAÎNES DANS UN TRÉFILAGE.....	25
FIGURE 34 : LOI DE HOOKE.....	26
FIGURE 35 : DÉFORMATION ÉLASTIQUE D'UN MATÉRIAU CRISTALLIN	27
FIGURE 36 : DÉFORMATION ÉLASTIQUE D'UN POLYMÈRE	27
FIGURE 37 : CONTRAINTE-DÉFORMATION D'UN MATÉRIAU ÉLASTIQUE.....	27
FIGURE 38 : ÉLASTOPLASTICITÉ	28
FIGURE 39 : DÉFORMATION PLASTIQUE DANS UN MÉTAL ET DANS UN POLYMÈRE	28
FIGURE 40 : SCHÉMA DÉCRIVANT LA VISCOÉLASTICITÉ.....	29
FIGURE 41 : PHÉNOMÈNE DE FLUAGE.....	29
FIGURE 42 : ÉCOULEMENT DE COUETTE	30
FIGURE 43 : CONTRAINTE EN FONCTION DE LA VITESSE DE CISAILLEMENT.....	31
FIGURE 44 : COURBE CONTRAINTE-DÉFORMATION TYPIQUE D'UN POLYMÈRE.....	32
FIGURE 45 : EXPÉRIENCE EN FLUAGE.....	33
FIGURE 46 : EXPÉRIENCE DE RELAXATION.....	34
FIGURE 47 : POLYMÈRE PARFAITEMENT VISCOÉLASTIQUE.....	35
FIGURE 48 : FLUAGE VISCOELASTOPLASTIQUE	35
FIGURE 49 : ÉTAPES DE FLUAGE	36

FIGURE 50 : INCIDENCE DE LA VITESSE DE CISAILLEMENT SUR L'ELASTICITÉ	38
FIGURE 51 : VISCOSITÉ EN FONCTION COMPORTEMENT	38
FIGURE 52 : DÉPENDANCE À LA TEMPÉRATURE DU MODULE DE STOCKAGE ET DU MODULE DE PERTE ...	39
FIGURE 53 : MODULE DE STOCKAGE, MODULE DE PERTE ET TANGENTE DE PERTE	40
FIGURE 54 : MODULE DE STOCKAGE EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE	41
FIGURE 55 : SCHÉMATISATION D'UN RETOUR ÉLASTIQUE DANS UNE FLEXION	42
FIGURE 56 : PRINCIPE DE SUPERPOSITION	44
FIGURE 57 : ANALYSE DYNAMIQUE MÉCANIQUE	45
FIGURE 58 : MODÈLES DE KELVIN-VOIGT EN SÉRIE	46
FIGURE 59 : RESSORT DE HOOKE	47
FIGURE 60 : AMORTISSEUR DE NEWTON	47
FIGURE 61 : MODÈLE DE MAXWELL	48
FIGURE 62 : MODÈLE DE KELVIN-VOIGT	48
FIGURE 63 : SOLIDE LINÉAIRE STANDARD ET MODÈLE À 3 PARAMÈTRES VISQUEUX	50
FIGURE 64 : MODÈLE DE BURGERS	51
FIGURE 65 : MODÈLE DE KELVIN-VOIGT GÉNÉRALISÉ	51
FIGURE 66 : MODÈLE DE MAXWELL GÉNÉRALISÉ	52
FIGURE 67 : EXEMPLE DE MODÈLE THÉORIQUE	53
FIGURE 68 : EXEMPLE D'UN MODÈLE NUMÉRIQUE	54
FIGURE 69 : MODÈLE NUMÉRIQUE D'UNE DÉFORMATION EN FLEXION	57
FIGURE 70 : SCHÉMATISATION DE L' ALGORITHME EXPÉRIMENTAL	58
FIGURE 71 : SCHÉMA DU PROTOTYPE	59
FIGURE 72 : MODÈLE 3D DU PROTOTYPE	60
FIGURE 73 : PHOTO DU PROTOTYPE	61
FIGURE 74 : MODÈLE 3D DU BANC D'ESSAI EN FLUAGE	62

FIGURE 75 : PHOTO DU BANC D'ESSAI EN FLUAGE	63
FIGURE 76 : PISTOLET À AIR CHAUD.....	63
FIGURE 77 : TIROIR TOUCHANT LE SOL	64
FIGURE 78 : TYPE DE RONDELLE UTILISÉ	64
FIGURE 79 : LANGUETTES DE POLYMÈRES TESTÉES.....	64
FIGURE 80 : LECTURE DE LA DÉFORMATION ANGULAIRE	65
FIGURE 81 : SECTION CHAUFFÉE PAR LE PISTOLET.....	65
FIGURE 82 : FOUR.....	67
FIGURE 83 : MOITIÉ DU BOÎTIER DU FOUR.....	67
FIGURE 84 : MOITIÉ DE BOÎTIER AVEC LAINE DE ROCHE ET BOIS	68
FIGURE 85 : DISPOSITION DES PLAQUETTES INFRAROUGES	68
FIGURE 86 : GOUTTIÈRE INSÉRÉE DANS LE FOUR	69
FIGURE 87 : GOUTTIÈRE INSÉRÉE AVEC VUE SUR LES PLAQUETTES.....	69
FIGURE 88 : COURBE TYPIQUE D'UN FLUAGE AVEC RETOUR.....	70
FIGURE 89 : MODÈLE DE MAXWELL	71
FIGURE 90 : MODÈLE DE KELVIN-VOIGT	73
FIGURE 91 : MODÈLE DE ZENER.....	76
FIGURE 92 : MODÈLE DE BURGERS	77
FIGURE 93 : GRAPHIQUE D'UN « CURVE FIT »	78
FIGURE 94 : INTERFACE WORKBENCH	83
FIGURE 95 : INTERFACE DES PROPRIÉTÉS DANS WORKBENCH.....	84
FIGURE 96 : « CURVE FIT » DU CISAILLEMENT VISCOÉLASTIQUE	86
FIGURE 97 : MODÈLE 3D DE LA GÉOMÉTRIE DU BANC D'ESSAI EN FLUAGE.....	87
FIGURE 98 : MAILLAGE DE LA GÉOMÉTRIE.....	88
FIGURE 99 : PROFIL DE TEMPÉRATURE POUR L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE LOCAL.....	89

FIGURE 100 : BLOCS UTILISÉS AVEC LEURS LIENS.....	89
FIGURE 101 : IMPORTATION DU PROFIL DE TEMPÉRATURE.....	89
FIGURE 102 : INTERFACE DES CONTACTS.....	90
FIGURE 103 : FORCE IMPOSÉE EN FONCTION DU TEMPS.....	91
FIGURE 104 : DESCRIPTION DES COMPOSANTES DU PROTOTYPE.....	93
FIGURE 105 : DÉFORMATION D'UNE LANGUETTE AVEC LE PROTOTYPE.....	95
FIGURE 106 : DÉFORMATION ANGULAIRE EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE LOCAL, COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE, 19,6 N).....	112
FIGURE 107 : DÉFORMATION ANGULAIRE EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE LOCAL, COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE, 28,5 N).....	113
FIGURE 108 : DÉFORMATION ANGULAIRE EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE LOCAL, COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE, 37,4 N).....	114
FIGURE 109 : DÉFORMATION ANGULAIRE EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE LOCAL, PVC, 19,6 N).....	115
FIGURE 110 : DÉFORMATION ANGULAIRE EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE LOCAL, PVC, 28,5 N).....	116
FIGURE 111 : DÉFORMATION ANGULAIRE EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE LOCAL, PVC, 37,4 N).....	117
FIGURE 112 : DÉFORMATION ANGULAIRE EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE ISOTHERME, COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE, 28,5 N).....	118
FIGURE 113 : PHOTO DE L'EXPÉRIENCE EN FLUAGE.....	126
FIGURE 114 : MODÈLE DE BURGERS ORIGINAL.....	127
FIGURE 115 : MODÈLE DE BURGERS MODIFIÉ.....	127
FIGURE 116 : SCHÉMATISATION DE LA MÉTHODE POUR MODIFIER LE MODÈLE.....	128
FIGURE 117 : EXEMPLE D'UNE PARAMÉTRISATION PAR MATLAB.....	129
FIGURE 118 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #1).....	132

FIGURE 119 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #2).....	133
FIGURE 120 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #1).....	134
FIGURE 121 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #2).....	135
FIGURE 122 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #1).....	136
FIGURE 123 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #2).....	137
FIGURE 124 : SECTIONS INFLUENCÉES PAR LES PARAMÈTRES DU MODÈLE.....	141
FIGURE 125 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE ISOTHERME (60°C) POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #1).....	145
FIGURE 126 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE ISOTHERME (75°C) POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #2).....	146
FIGURE 127 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE ISOTHERME (77.6°C) POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #3).....	147
FIGURE 128 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE ISOTHERME (81.5°C) POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #4).....	148
FIGURE 129 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE PVC AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #1).....	152
FIGURE 130 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE PVC AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #2).....	153
FIGURE 131 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE PVC AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #3).....	154
FIGURE 132 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE PVC AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #4).....	155

FIGURE 133 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE PVC AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #5).....	156
FIGURE 134 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE PVC AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #1).....	157
FIGURE 135 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE PVC AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #2).....	158
FIGURE 136 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE PVC AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #3).....	159
FIGURE 137 : MODÈLE DE BURGERS MODIFIÉ POUR LE PVC.....	160
FIGURE 138 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #3).....	164
FIGURE 139 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #5).....	165
FIGURE 140 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #2).....	166
FIGURE 141 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #6).....	167
FIGURE 142 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #4).....	168
FIGURE 143 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #7).....	169
FIGURE 144 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE ISOTHERME POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #1 @ T = 60°C).....	170
FIGURE 145 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE ISOTHERME POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #4 @ T = 81.5°C).....	171
FIGURE 146 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #3).....	175

FIGURE 147 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #4).....	176
FIGURE 148 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #1).....	177
FIGURE 149 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #2).....	178
FIGURE 150 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #1).....	179
FIGURE 151 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #2).....	180
FIGURE 152 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE ISOTHERME POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #1, @ 60 °C)	181
FIGURE 153 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE ISOTHERME POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #2, @ 75 °C)	182
FIGURE 154 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE ISOTHERME POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #3, @ 77.6 °C)	183
FIGURE 155 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE ISOTHERME POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #4, @ 81.5 °C)	184
FIGURE 156 : SECTION CHAUFFÉE AVEC LE PLUS GRAND COEFFICIENT DE CONVECTION.....	200
FIGURE 157 : SPÉCIFICATIONS DU PISTOLET À AIR CHAUD	203
FIGURE 158 : SECTION SOUMISE À UNE CONVECTION MIXTE.....	206
FIGURE 159 : DISTANCE QUI SÉPARE LES SECTIONS DE CONVECTION OPPOSÉES	207
FIGURE 160 : CONVECTION MIXTE SUR LES APPUIS.....	208
FIGURE 161 : CONDITIONS D'APPLICATION DE LA RADIATION	209
FIGURE 162 : COUPE DE LA LANGUETTE DE POLYMÈRE À T = 3000 SECONDES.....	209
FIGURE 163 : ÉVOLUTION DANS LE TEMPS DE LA TEMPÉRATURE DANS L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE LOCAL	210

FIGURE 164 : SONDES SUR LA GÉOMÉTRIE	210
FIGURE 165 : COUPE DE LA LANGUETTE À T = 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL	211
FIGURE 166 : CONDITION DE CONVECTION POUR L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE ISOTHERME	211
FIGURE 167 : COUPE DE LA LANGUETTE À T = 3000 SECONDES DANS L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE LOCAL	212
FIGURE 168 : ÉVOLUTION DE LA TEMPÉRATURE DANS L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE ISOTHERME	213
FIGURE 169 : INTERFACE DE COMMANDE DE WORKBENCH.....	214
FIGURE 170 : TRANSFORMATION DE LA VALEUR DE DÉFORMATION DIRECTIONNELLE EN DÉFORMATION ANGULAIRE	217
FIGURE 171 : DÉFORMATION TOTALE À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 19,6 N	218
FIGURE 172 : DÉFORMATION TOTALE À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 19,6 N	219
FIGURE 173 : DÉFORMATION EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 19,6 N	220
FIGURE 174 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 19,6 N.....	221
FIGURE 175 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 19,6 N.....	222
FIGURE 176 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 19,6 N	223
FIGURE 177 : DÉFORMATION TOTALE À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 60°C.....	224
FIGURE 178 : DÉFORMATION TOTALE À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 60°C	225
FIGURE 179 : DÉFORMATION EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 60°C	226

FIGURE 180 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON MISES À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 60°C.....	227
FIGURE 181 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON MISES À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 60°C.....	228
FIGURE 182 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 60°C.....	229
FIGURE 183 : ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE À L' ALLER EN CHAUFFAGE LOCAL	237
FIGURE 184 : ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE À L' ALLER EN CHAUFFAGE ISOTHERME.....	238
FIGURE 185 : ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE AU RETOUR EN CHAUFFAGE ISOTHERME	239
FIGURE 186 : COMPARAISON DU MODÈLE DE BURGERS ET DU MODÈLE NUMÉRIQUE POUR L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 19,6 N.....	241
FIGURE 187 : COMPARAISON DU MODÈLE DE BURGERS ET DU MODÈLE NUMÉRIQUE POUR L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 28,5 N.....	242
FIGURE 188 : COMPARAISON DU MODÈLE DE BURGERS ET DU MODÈLE NUMÉRIQUE POUR L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 37,4 N.....	243
FIGURE 189 : COMPARAISON DU MODÈLE DE BURGERS ET DU MODÈLE NUMÉRIQUE POUR L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 60 °C.....	244
FIGURE 190 : COMPARAISON DU MODÈLE DE BURGERS ET DU MODÈLE NUMÉRIQUE POUR L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 75 °C.....	245
FIGURE 191 : COMPARAISON DU MODÈLE DE BURGERS ET DU MODÈLE NUMÉRIQUE POUR L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 77,6 °C.....	246
FIGURE 192 : COMPARAISON DU MODÈLE DE BURGERS ET DU MODÈLE NUMÉRIQUE POUR L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 81,5 °C.....	247
FIGURE 193 : LOI D'ARRHENIUS POUR η_1	252
FIGURE 194 : PARAMÉTRISATION DU MODÈLE LINÉAIRE DU LOGARITHME NATUREL DES FACTEURS DE GLISSEMENT DE η_1	254
FIGURE 195: MODÈLE DE BURGERS TRACÉ À PARTIR DES PARAMÈTRES EXTRAPOLÉS À T = 155 °C PAR LA LOI D'ARRHENIUS.....	257

FIGURE 196 : EXTRAPOLATION À 155 °C DE LA DÉFORMATION TOTALE À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N	259
FIGURE 197 : EXTRAPOLATION À 155 °C DE LA DÉFORMATION TOTALE À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N	260
FIGURE 198 : EXTRAPOLATION À 155 °C DE LA DÉFORMATION EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N	261
FIGURE 199 : EXTRAPOLATION À 155 °C DE LA CONTRAINTE ÉQUIVALENTE À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N.....	262
FIGURE 200 : EXTRAPOLATION À 155 °C DE LA CONTRAINTE ÉQUIVALENTE À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N.....	263
FIGURE 201 : EXTRAPOLATION À 155 °C DE LA CONTRAINTE ÉQUIVALENTE EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N.....	264
FIGURE 202 : EXTRAPOLATION DE LA DÉFORMATION TOTALE À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 400 N	267
FIGURE 203 : EXTRAPOLATION DE LA DÉFORMATION TOTALE À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 400 N	268
FIGURE 204 : EXTRAPOLATION DE LA DÉFORMATION TOTALE EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 400 N.....	269
FIGURE 205 : EXTRAPOLATION DE LA CONTRAITE ÉQUIVALENTE À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 400 N	270
FIGURE 206 : EXTRAPOLATION DE LA CONTRAITE ÉQUIVALENTE À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 400 N	271
FIGURE 207 : EXTRAPOLATION DE LA CONTRAINTE ÉQUIVALENTE EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 400 N.....	272
FIGURE 208 : PIC DANS LA CONTRAINTE À T = 1500 SECONDES	274
FIGURE 209 : CONTRAINTE À T = 1500 SECONDES DANS L'EXTRAPOLATION À 400 N.....	275
FIGURE 210 : CONCEPTION #1.....	284
FIGURE 211 : CONCEPTION #2.....	285

FIGURE 212 : CONCEPTION #3.....	286
FIGURE : 213 CONCEPTION #4.....	287
FIGURE 214 : VUE EXPLOSÉE DE LA CONCEPTION DE CINTREUSE	296
FIGURE 215 : PROCÉDÉ AVEC LES DEUX RÉSERVOIRS DE GLYCÉRINE.....	298
FIGURE 216 : DCL DU VÉRIN	301
FIGURE 217 : POMPE HYDRAULIQUE DALTON SERIES 203.....	303
FIGURE 218 : VÉRIN D'UNE COURSE DE 0,914 M (36 PO).....	304
FIGURE 219 : MICRO POMPE DE HYDROLEDUC.....	305
FIGURE 220 : SECTION X DU RÈGLEMENT SUR LA SANTÉ ET LA SÉCURITÉ AU TRAVAIL	306
FIGURE 221 : SECTION XXI DU RÈGLEMENT SUR LA SANTÉ ET LA SÉCURITÉ AU TRAVAIL	307
FIGURE 222 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #3).....	316
FIGURE 223 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #4).....	317
FIGURE 224 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #5).....	318
FIGURE 225 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #6).....	319
FIGURE 226: DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #7).....	320
FIGURE 227 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #3).....	321
FIGURE 228 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #4).....	322
FIGURE 229 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #5).....	323

FIGURE 230 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #6).....	324
FIGURE 231 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #7).....	325
FIGURE 232 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #3).....	326
FIGURE 233 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #4).....	327
FIGURE 234 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #5).....	328
FIGURE 235 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #6).....	329
FIGURE 236 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #7).....	330
FIGURE 237 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #8).....	331
FIGURE 238 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #9).....	332
FIGURE 239 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #10).....	333
FIGURE 240 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #5).....	335
FIGURE 241 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #6).....	336
FIGURE 242 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 19,6 N (TEST #7).....	337
FIGURE 243 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #3).....	338

FIGURE 244 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #4).....	339
FIGURE 245 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #5).....	340
FIGURE 246 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #6).....	341
FIGURE 247 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 28,5 N (TEST #7).....	342
FIGURE 248 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #3).....	343
FIGURE 249 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #4).....	344
FIGURE 250 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #5).....	345
FIGURE 251 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #6).....	346
FIGURE 252 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #7).....	347
FIGURE 253 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #8).....	348
FIGURE 254 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #9).....	349
FIGURE 255 : DÉFORMATION EN FLUAGE AVEC CHAUFFAGE LOCAL POUR LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE AVEC UN POIDS DE 37,4 N (TEST #10).....	350
FIGURE 256 : DÉFORMATION TOTALE À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 28,5 N	352
FIGURE 257 : DÉFORMATION TOTALE À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 28,5 N	353

FIGURE 258 : DÉFORMATION EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 28,5 N	354
FIGURE 259 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 28,5 N.....	355
FIGURE 260 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 28,5 N.....	356
FIGURE 261 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 28,5 N.....	357
FIGURE 262 : DÉFORMATION TOTALE À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 37,4 N	358
FIGURE 263 : DÉFORMATION TOTALE À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 37,4 N	359
FIGURE 264 : DÉFORMATION EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 37,4 N	360
FIGURE 265 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 37,4 N.....	361
FIGURE 266 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 37,4 N.....	362
FIGURE 267 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC UN POIDS DE 37,4 N.....	363
FIGURE 268 : DÉFORMATION TOTALE À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 75°C.....	365
FIGURE 269 : DÉFORMATION TOTALE À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 75°C.....	366
FIGURE 270 : DÉFORMATION EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 75°C.....	367
FIGURE 271 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON MISES À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 75°C.....	368

FIGURE 272 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON MISES À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 75°C.....	369
FIGURE 273 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 75°C.....	370
FIGURE 274 : DÉFORMATION TOTALE À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 77,6°C	371
FIGURE 275 : DÉFORMATION TOTALE À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 77,6°C	372
FIGURE 276 : DÉFORMATION EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 77,6°C	373
FIGURE 277 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON MISES À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 77,6°C.....	374
FIGURE 278 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON MISES À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 77,6°C.....	375
FIGURE 279 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 77,6°C.....	376
FIGURE 280 : DÉFORMATION TOTALE À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 81,5°C	377
FIGURE 281 : DÉFORMATION TOTALE À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 81,5°C	378
FIGURE 282 : DÉFORMATION EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 81,5°C.....	379
FIGURE 283 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON MISES À 1500 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 81,5°C.....	380
FIGURE 284 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON MISES À 6000 SECONDES EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 81,5°C.....	381
FIGURE 285 : CONTRAINTE ÉQUIVALENTE DE VON-MISES EN FONCTION DU TEMPS EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC UN POIDS DE 28,5 N @ T = 81,5°C.....	382

Liste des tableaux

TABLEAU 1 : DÉFORMATION EN DEGRÉ EN FONCTION DU TEMPS	80
TABLEAU 2 : PROPRIÉTÉS DU COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE	85
TABLEAU 3 : DESCRIPTION DES EXPÉRIENCES EFFECTUÉES AVEC LE BANC D'ESSAI	97
TABLEAU 4 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE LOCAL, COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE, 19,6 N)	98
TABLEAU 5 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS AU RETOUR (CHAUFFAGE LOCAL, COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE, 19,6 N)	100
TABLEAU 6 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE LOCAL, COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE, 28,5 N).....	101
TABLEAU 7 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS AU RETOUR (CHAUFFAGE LOCAL, COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE, 28,5 N)	102
TABLEAU 8 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE LOCAL, COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE, 37,4 N)	103
TABLEAU 9 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS AU RETOUR (CHAUFFAGE LOCAL, COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE, 37,4 N)	104
TABLEAU 10 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE LOCAL, PVC, 19,6 N)	105
TABLEAU 11 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS AU RETOUR (CHAUFFAGE LOCAL, PVC, 19,6 N)	106
TABLEAU 12 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE LOCAL, PVC, 28,5 N).....	107
TABLEAU 13 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS AU RETOUR (CHAUFFAGE LOCAL, PVC, 28,5 N)	108
TABLEAU 14 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS EN FLUAGE (CHAUFFAGE LOCAL, PVC, 37,4 N).....	109

TABLEAU 15 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS AU RETOUR (CHAUFFAGE LOCAL, PVC, 37,4 N)	110
TABLEAU 16 : DÉFORMATION ANGULAIRE (EN DEGRÉ) EN FONCTION DU TEMPS	111
TABLEAU 17 : DONNÉES DE DÉFORMATION POUR L'ENSEMBLE DES TESTS	119
TABLEAU 18 : VALEURS PARAMÉTRÉES DES MODÈLES POUR L'EXPÉRIENCE EN FLUAGE AVEC LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE À 19,6 N	138
TABLEAU 19 : VALEURS PARAMÉTRÉES DES MODÈLES POUR L'EXPÉRIENCE EN FLUAGE AVEC LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE À 28,5 N	139
TABLEAU 20 : VALEURS PARAMÉTRÉES DES MODÈLES POUR L'EXPÉRIENCE EN FLUAGE AVEC LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE À 37,4 N	140
TABLEAU 21 : VALEURS PARAMÉTRÉES DES MODÈLES POUR L'EXPÉRIENCE EN FLUAGE EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE À 28,5 N	149
TABLEAU 22 : VALEURS PARAMÉTRÉES DES MODÈLES MODIFIÉS POUR L'EXPÉRIENCE EN FLUAGE EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE À 19,6 N	188
TABLEAU 23 : VALEURS PARAMÉTRÉES DES MODÈLES MODIFIÉS POUR L'EXPÉRIENCE EN FLUAGE EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE À 28,5 N	189
TABLEAU 24 : VALEURS PARAMÉTRÉES DES MODÈLES MODIFIÉS POUR L'EXPÉRIENCE EN FLUAGE EN CHAUFFAGE LOCAL AVEC LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE À 37,4 N	190
TABLEAU 25 : VALEURS PARAMÉTRÉES DES MODÈLES MODIFIÉS POUR L'EXPÉRIENCE EN FLUAGE EN CHAUFFAGE ISOTHERME AVEC LE COPOLYMÈRE DE POLYPROPYLENE À 28,5 N	191
TABLEAU 26 : FORCES EXTRAPOLÉES	194
TABLEAU 27 : PROPRIÉTÉS THERMOPHYSIQUES DE L' AIR À PRESSION ATMOSPHÉRIQUE	201
TABLEAU 28 : VALEURS TYPIQUES DE COEFFICIENT DE CONVECTION	205
TABLEAU 29 : DONNÉES TABULAIRES DE CONVECTION POUR L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE LOCAL ..	208
TABLEAU 30 : DONNÉES TABULAIRES DE LA CONVECTION POUR L'EXPÉRIENCE EN CHAUFFAGE ISOTHERME @ $T = 75^{\circ}\text{C}$	212
TABLEAU 31 : BARÈME D'ÉVALUATION DES SOLUTIONS	281

TABLEAU 32 : CRITÈRE ET PONDÉRATION DU BARÈME (PARTIE 1).....	291
TABLEAU 33 : CRITÈRE ET PONDÉRATION DU BARÈME (PARTIE 2).....	292
TABLEAU 34 : CRITÈRE ET PONDÉRATION DU BARÈME (PARTIE 3).....	293
TABLEAU 35 : ÉVALUATION DES CONCEPTIONS	294

CHAPITRE 1

INTRODUCTION ET OBJECTIFS

1.1 *INTRODUCTION*

Le plastique est, de nos jours, un élément commun et banal du quotidien. Il n'y a pas si longtemps de cela, le plastique était pratiquement inconnu, alors que d'autres matériaux, comme les métaux, étaient déjà utilisés et fabriqués en grande quantité. L'avènement de l'industrie de la plasturgie au 20^e siècle a propulsé son utilisation et son exploitation constamment grandissante en a fait un matériau commun et indispensable.

Les avantages que présentent les polymères sur d'autres matériaux sont indéniables; l'industrie les préfère à d'autres matériaux pour une multitude de raisons. Ils sont légers, résistants à la corrosion, relativement résistants aux chargements mécaniques et sont de très bons isolants électrique et thermique. En effet l'industrie, comme les minières, les utilise de plus en plus comme composants de leurs procédés.

Mécanicad, l'entreprise qui accueille ce projet de maîtrise dans le cadre de la bourse en milieu pratique, se spécialise dans l'élaboration et la fabrication de conduits de ventilation en plastique destinés aux mines du Québec. La compagnie a été fondée en 1999 en Abitibi-Témiscamingue où les mines abondent et où les besoins en solutions innovatrices sont nombreux.

La bourse BMP est un programme gouvernemental qui sert à financer un étudiant dans une recherche qui vise à implanter une technologie ou un procédé innovateur pour le bénéfice d'une entreprise locale. C'est dans ce contexte que l'entreprise a demandé

l'aide d'un étudiant de l'Université du Québec en Abitibi-Témiscamingue pour élaborer et implanter dans la compagnie un procédé visant à améliorer la production

En début du projet, après concertation avec le superviseur Cristian Paquet chez Mécanicad et les directeurs de maîtrise, il fût convenu qu'il serait très profitable pour la compagnie de développer un procédé capable de déformer certaines pièces de polymère dans une géométrie désirée.

Le contexte actuel de la production a d'abord été étudié afin d'identifier ce qui pouvait être amélioré et l'équipe a choisi de s'attaquer à la fabrication des brides d'attache des conduits de ventilation.

1.2 *CONTEXTE DE L'ÉTUDE ET PROBLÉMATIQUE*

Les conduits de ventilation sont fabriqués avec des feuilles de polymère de 2,438 m (8 pieds) par 1,219 m (4 pieds) qui sont fusionnées les unes aux autres pour obtenir la circonférence du diamètre désiré. Ils sont ensuite refusionnés afin de leur donner leur forme circulaire.

D'autres types de conduits sont également fabriqués par la compagnie, notamment :

- Les adaptateurs ou raccords de ventilation qui servent à orienter le réseau de ventilation dans les galeries des mines
- Les conduits dits « Oblongs » qui prennent moins de place dans la galerie mais qui conservent tout de même une section substantielle

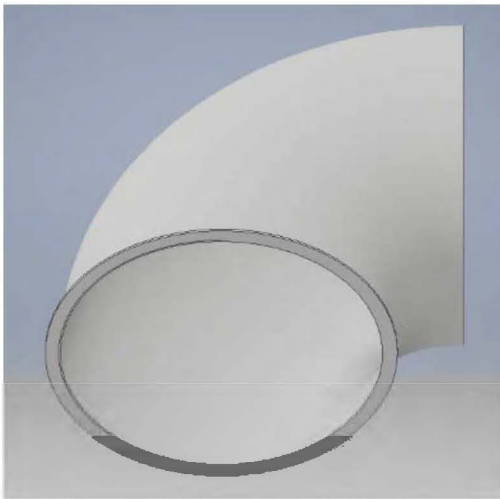


Figure 1 : Adaptateur ou raccord de ventilation



Figure 2 : Conduit « Oblong »

Le problème qui a instigué ce projet réside dans le fait que les conduits doivent être attachés avec des brides d'attache afin de construire le réseau de ventilation dans la mine, comme on peut le voir sur l'image suivante.

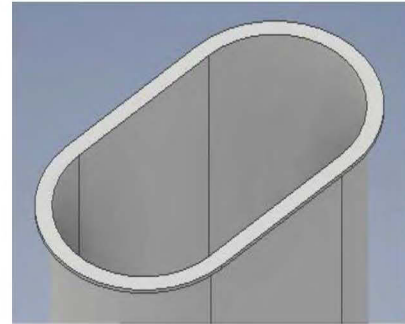


Figure 3 : Brides d'attache sur un conduit

Les languettes qui servent à fabriquer les brides d'attache sont découpées dans les feuilles de polymère avec une table de coupe numérique et ensuite fusionnées bout à bout et aux extrémités des raccords et des conduits de ventilation.

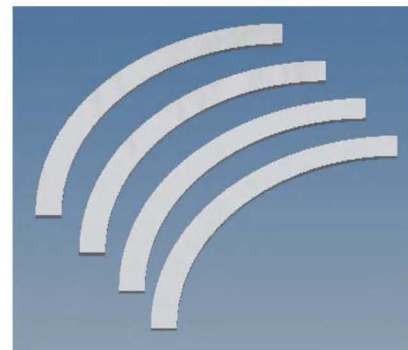


Figure 4 : Brides d'attache non fusionnées

Cette opération monopolise la table CNC, mais surtout, elle occasionne beaucoup de perte de matériau (près de 50% de la feuille n'est pas récupérable). Les coûts associés à cette étape de production étaient tels que la compagnie décida de commander les brides d'une autre compagnie qui les produit avec un moule par injection.

Un autre aspect de la production qui était concerné est le fait que certains conduits doivent être cintrés avec de l'acier. Par exemple, les conduits qui travaillent à pression négative nécessitent un renfort d'acier afin d'éviter qu'ils ne s'affaissent durant leur utilisation. Les oblongs aussi ont besoin de renforts d'acier pour conserver leur forme qui n'est pas naturelle.

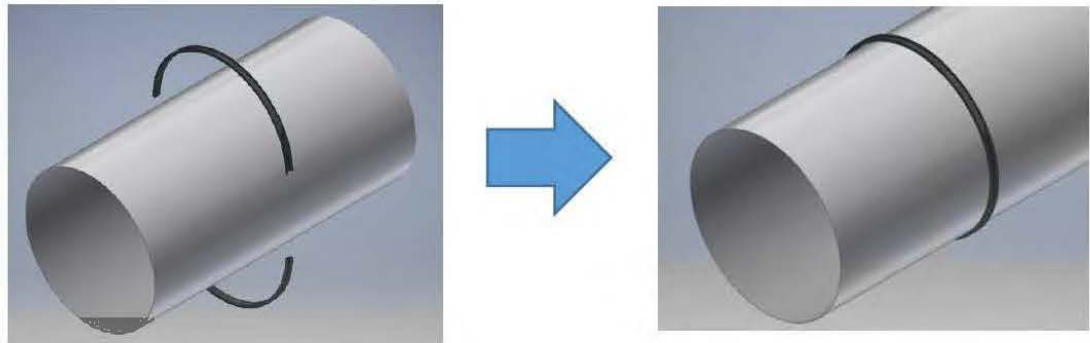


Figure 5 : Cintres d'acier

Si le procédé permettait de déformer des languettes de polymère à un rayon de courbure désiré, les brides d'attache fabriquées pourraient aussi être soudées au centre des conduits à des endroits stratégiques, structurellement parlant, pour éviter d'avoir à utiliser des renforts en fer.

Il apparût évident à ce moment que les bénéfices découlant de l'implantation d'un procédé qui permettait de donner une forme circulaire à une languette de polymère étaient énormes et que cette expertise pourrait être extrapolées ultérieurement à de nombreux autres aspects de la production.

1.3 OBJECTIFS DE LA RECHERCHE

L'objectif général du projet de recherche était d'innover et d'élaborer un procédé qui serait capable de déformer des languettes droites sur leur hauteur pour leur donner la forme circulaire désirée.



Figure 6 : Flexion d'une languette de polymère

Ce procédé devait se faire en phase solide et non en phase liquide. C'est-à-dire que le polymère est chauffé et ramolli à une température suffisamment élevée pour que les chaînes de polymère s'écoulent plus facilement et que le matériau puisse se déformer. Les mises en forme en phase liquide sont coûteuses, complexes et constitueraient un investissement qui n'est pas nécessaire compte tenu des objectifs fixés.

La difficulté est que le procédé devait être en mesure de déformer les languettes sur leur hauteur et non sur leur épaisseur. Dans ces conditions, le flambement est plus susceptible de se produire et cela s'avéra être un aspect important à considérer dans l'étude. Le procédé devait également être apte à déformer le PVC et le copolymère de polypropylène, les deux matériaux produits par l'entreprise.

Ultimement, le but était d'élaborer un procédé adaptable et polyvalent.

1.4 *DESCRIPTION DES MÉTHODES EXISTANTES DE FLEXION DES THERMOPLASTIQUES*

Pour mener à bien le projet de recherche, il était essentiel d'effectuer une revue complète de la littérature scientifique. L'idée est de profiter de l'expérience des pairs et d'utiliser le savoir collectif relatif à ce domaine précis. Le chapitre 2 se concentrera sur le volet plus scientifique de cette revue mais il parût très pertinent de se pencher sur les méthodes utilisées par l'industrie pour effectuer cette tâche précise : la flexion de profilés de thermoplastiques.

Quelques recherches ont été effectuées en début de projet pour permettre d'identifier les méthodes connues en entreprise et sont découlées de ces recherches deux méthodes.

La première consiste à chauffer le profilé de polymère dans un bain de glycérine pour ensuite le déformer instantanément.

(AslanMachine (2009). Manual hot liquid hot bending machine. USA. <https://www.youtube.com/watch?v=RRFbL3q2jm0>)



Figure 7 : Trempage dans un bain de glycérine

Ensuite, le moule servant à donner la forme au profilé est réglé pour obtenir le diamètre désiré. En fait, c'est une multitude d'attache disposée en demi-cercle qui lui donne la forme d'arche qui deviendra un cadre de fenêtre.



Figure 8 : Moule du profilé

Une fois le chauffage terminé, le profilé est sorti du bain de glycérine :



Figure 9 : Profilé sorti et préparé pour la déformation

Le profilé est ensuite inséré dans le moule et un câble rattaché à un treuil est fixé à l'extrémité du profilé.



Figure 10 : Profilé inséré dans le moule et fixé au treuil

Le treuil est ensuite activé :



Figure 11 : Activation du treuil



Figure 12 : Direction prise par le profilé

Le profilé est refroidi et ensuite démoulé :



Figure 13 : Démoulage

La géométrie désirée est obtenue :

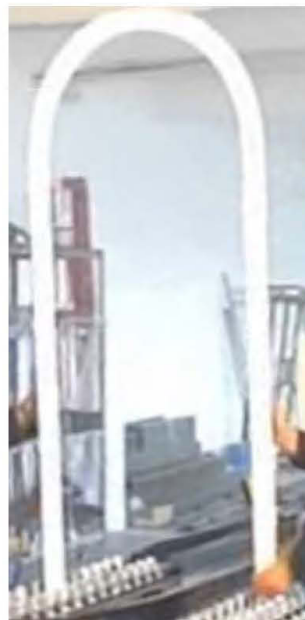


Figure 14 : Géométrie finale

La deuxième méthode consiste quant à elle à chauffer le profilé avec de l'air chaud et à le plier progressivement. Un peu à la façon des métaux, méthode plus traditionnelle, le profilé est coincé entre 3 roulettes dont une est motrice et tourne. (Turanjanin, U. (2013). Bending PVC profiles using laser and PLC controlling system. T. ING.)



Figure 15 : Flexion par la « Tim-Machine »

Le profilé se déplace de gauche à droite et ensuite de droite à gauche. Pendant ce temps, la roulette du centre (la roulette motrice) se déplace vers le bas afin de créer la courbure.



Figure 16 : Déplacement du profilé

La flexion est en fait rendue possible grâce à des jets d'air chaud qu'on aperçoit sur l'image suivante :



Figure 17 : Jets d'air chaud

Après une minute de déformation, le profilé commence à se courber.



Figure 18 : Début de la courbure

Après 2 minutes, le profilé commence à prendre forme :



Figure 19 : Courbure après 2 minutes

Après 6 minutes, la forme de fer à cheval à 180° est obtenue :

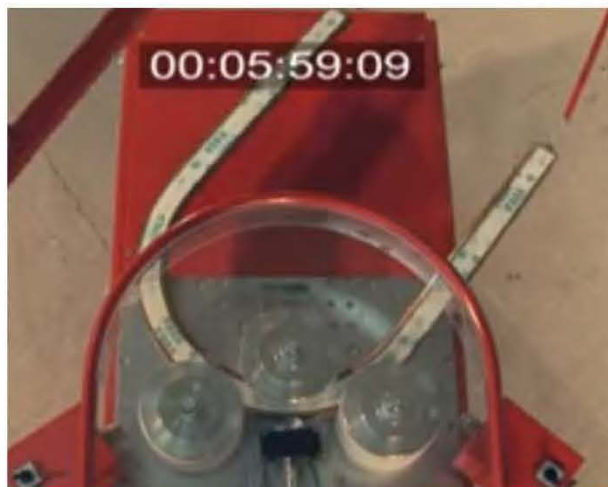


Figure 20 : Courbure après 6 minutes

Le profilé est même déformé encore davantage :

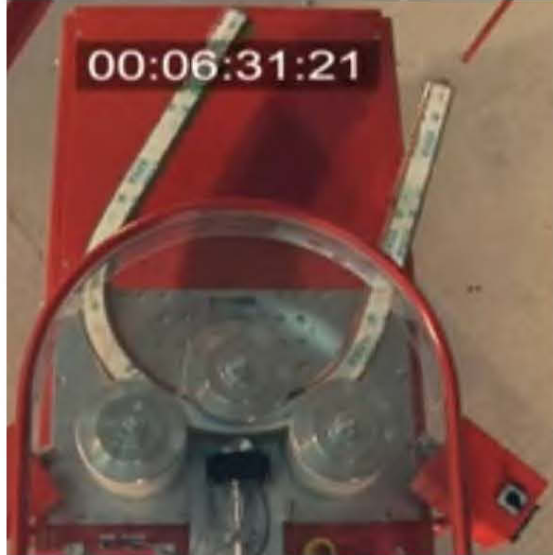


Figure 21 : Courbure après 6 minutes

Les deux méthodes montrées ici sont utilisées en entreprise et parviennent à donner une forme à 180° comme visé par cette étude. Il serait pertinent de s'attarder à ces procédés pour identifier les éléments clés et mécanismes de déformation qui contribuent au fonctionnement et à l'obtention de la géométrie désirée. L'étape suivante de l'étude fût de se pencher sur les connaissances dans la littérature de la déformation en phase solide des thermoplastiques.

CHAPITRE 2

REVUE DE LITTÉRATURE

2.1 LA MISE EN FORME EN PHASE SOLIDE DES POLYMÈRES

Traditionnellement, les polymères sont formés par des procédés de moulage bien connus de l'industrie (extrusion, soufflage, injection, etc.). Dans ces procédés, le matériau est fondu et déformé par l'application d'une pression dans le fluide (Titus 1972). En amenant le thermoplastique à une température égale ou supérieure à sa température de fusion T_m , les liaisons faibles, qui normalement retiennent les chaînes moléculaires les unes aux autres, se brisent, permettant ainsi aux chaînes de s'écouler librement. À condition d'avoir la pression nécessaire, le fondu peut alors être formé dans pratiquement n'importe quelle géométrie. Lorsqu'on refroidit suffisamment le polymère (en deçà de la température de fusion), les liaisons faibles se reforment, ramenant le thermoplastique à son état caoutchouteux mais dans la géométrie désirée.

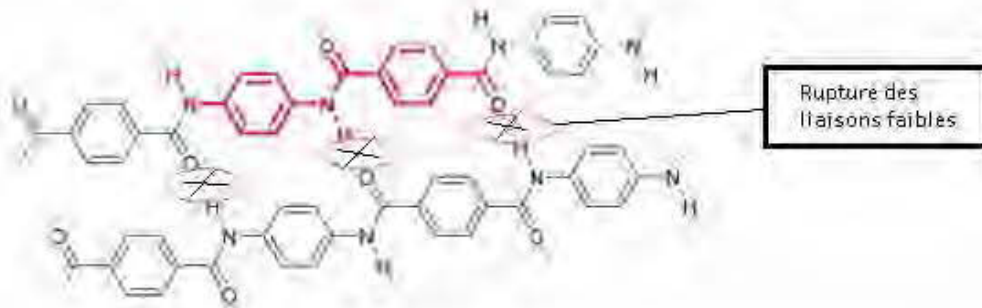


Figure 22 : Structure des liaisons dans les chaînes de polymère

De par leur faible conductivité thermique, le refroidissement des pièces fondues est très lent, ce qui limite grandement le taux de production (Bahadur 1973). Pour cette raison, la communauté scientifique durant les dernières décennies s'est aussi penchée sur la possibilité de former ces matériaux plutôt dans leur état solide, un peu à la façon des métaux. Ces recherches ayant pour but de déterminer les mécanismes de déformation à l'état solide des polymères se sont également intensifiées due à une utilisation accrue de ces derniers dans une multitude d'applications, telles que l'électronique, l'aérospatial, l'industrie automobile et les appareils ménagers (Colak 2005). Cependant, dans cette phase, le polymère ne possède pas la fluidité de l'état fondu ; l'écoulement est plus difficile, plus complexe, et les comportements en déformation sont complètement différents (Yao and Nagarajan 2004).

On distingue dans la littérature deux types de mise en forme en phase solide, le formage à froid et le formage à chaud. On appelle habituellement une mise en forme à température ambiante un formage à froid tandis qu'une mise en forme à une température située entre la température ambiante et la température de fusion est un formage à chaud (Rosato 2011). Les plus étudiés de ces procédés en phase solide sont le tréfilage, le laminage et l'estampillage (Kulkarni 1979, Chaffey, Taraiya et al. 1997, Yao and Nagarajan 2004).



Figure 23 : Procédés classiques de mise en forme en phase solide

Il est vrai que, durant les dernières années, beaucoup d'efforts ont été fournis dans l'intention de développer et comprendre davantage les techniques de fabrication de pièces de polymère à l'état solide. Cependant, on peut dire d'une certaine façon que ces technologies sont encore dans leur jeunesse (les recherches les plus vieilles datant des années soixante-dix). De plus, l'acceptabilité et l'applicabilité commerciale évoluent très lentement. En effet, il y a un manque d'uniformité dans la terminologie et l'interprétation des comportements des polymères déformés en phase solide ne fait pas consensus (Kulkarni 1979).

Les recherches traitant de la flexion des polymères en phase solide, dont cette recherche fait l'objet, sont encore plus rares que les procédés mentionnés précédemment. La flexion des métaux en phase solide est bien connue et largement utilisée par l'industrie (Feng and Champlaud 2011).

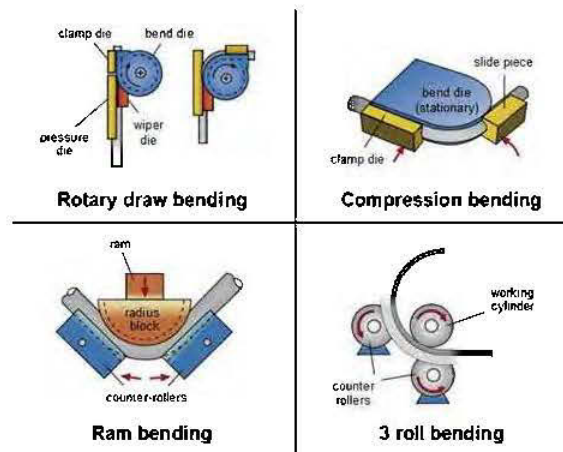


Figure 24 : Flexion en phase solide des métaux

En revanche, la flexion en phase solide des polymères, parce qu'elle est sensible à une quantité impressionnante de paramètres et parce qu'elle possède un comportement hautement non-linéaire (Khan and Zhang 2001), est bien moins connue. La majorité de ces recherches sont conduites par des entreprises privées qui brevettent leur invention et dont le secret est bien gardé (AslanMachine 2009, Turanjamin 2013).

2.2 LES PROPRIÉTÉS DES POLYMÈRES EN PHASE SOLIDE

Les polymères sont réputés pour posséder un large éventail de caractéristiques avantageuses. En effet, ces propriétés uniques en ont fait des matériaux de choix dans plusieurs applications et on les préfère maintenant souvent aux autres matériaux plus traditionnels. Parce que leur utilisation est de plus en plus fréquente, partout sur la planète, il devient alors essentiel d'approfondir nos connaissances sur leur comportement en déformation (Khan, Lopez-Pamies et al. 2006).

Ces propriétés singulières sont dues à l'arrangement des « monomères » qui composent les chaînes de polymère et ce sont ces configurations qui leur confèrent cet éventail de propriétés. Les monomères se polymérisent en se liant les uns aux autres par des liaisons covalentes ou ioniques. Il existe en fait deux méthodes de polymérisation : la polymérisation par condensation et la polymérisation par addition (ou en chaîne) (Cowie and Arrighi 2007).

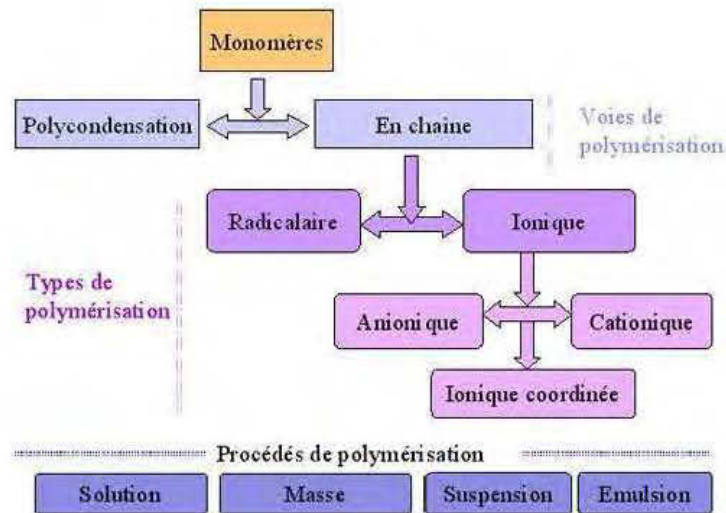


Figure 25 : Méthode de polymérisation

Dans la polymérisation par condensation, chaque étape du procédé est accompagnée de la formation d'un composant, souvent de l'eau.

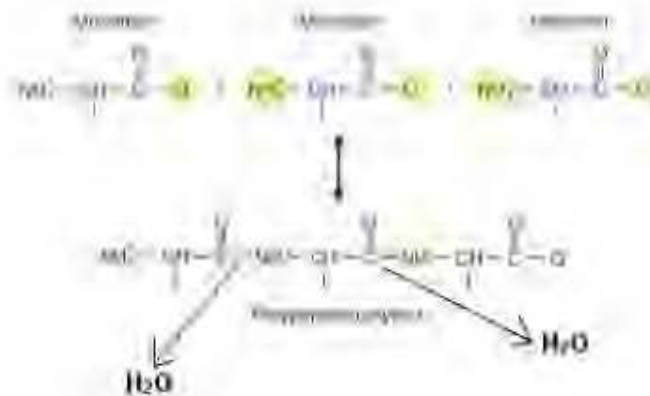


Figure 26 : Polymérisation par condensation

Dans la polymérisation par addition, les monomères réagissent pour former un polymère sans la formation d'un sous-produit. Généralement, elle est effectuée en présence d'un catalyseur

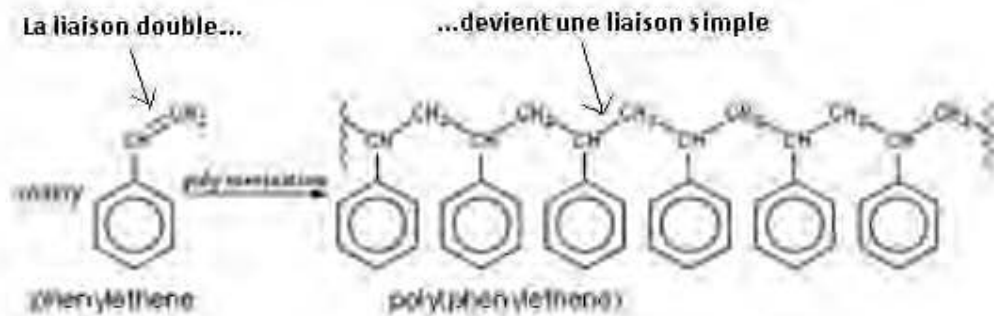


Figure 27 : Polymérisation du polystyrène par addition

Une chaîne de polymère peut contenir plusieurs milliers de monomères; ce sont des macromolécules. Ces macromolécules se lient les unes aux autres pour former le matériau à proprement dit.

C'est en fait le type de liaison entre les chaînes qui détermine le type de polymère : thermoplastique ou thermodurcissable. Ces liaisons définissent la microstructure et peuvent servir à expliquer le comportement des polymères phénoménologiquement parlant (Dusunceli and Colak 2008). Les chaînes peuvent être linéaires, ramifiées, réticulées ou en réseau (Colak 2005).

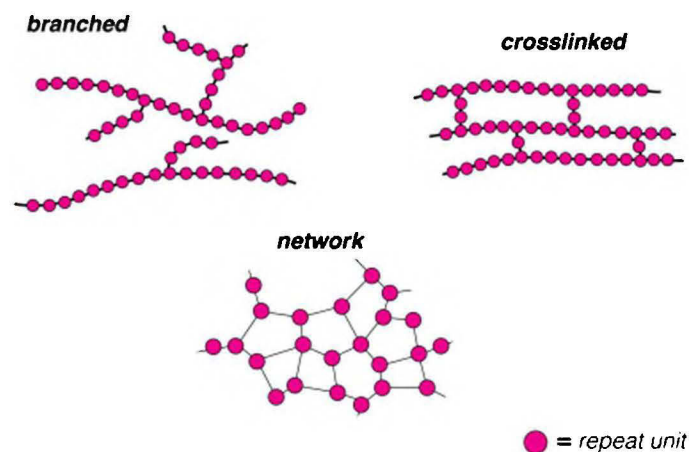


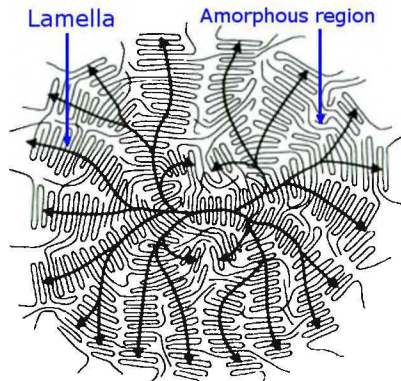
Figure 28 : Type de chaîne de polymère

Les liaisons covalentes qui amalgament les chaînes en un réseau tridimensionnel créent une microstructure complètement amorphe : ce sont les polymères thermodurcissables. Les thermodurcissables possèdent d'excellentes propriétés mécaniques, une grande stabilité thermique et une grande résistance aux attaques chimiques (Pascault, Sautereau et al. 2002). Lorsque l'arrangement des molécules ne forme pas un réseau complet mais que les chaînes se réticulent par liaison covalente, on est en présence d'un élastomère, considéré comme un thermodurcissable.



Figure 29 : Structure des chaînes pour les différents types de polymère

Les thermoplastiques sont formés par des liaisons faibles (Van der Waals ou hydrogène) qui lient les chaînes moléculaires ramifiées les unes aux autres. Ce type d'arrangement structurel permet un alignement des chaînes de polymère et crée par conséquent des zones dites cristallines.



Les molécules partent du centre du sphérolite et s'agencent en zones cristallines (lamelles) entourées de zones amorphes. On dit des thermoplastiques qu'ils sont semi-cristallins.

Figure 30 : Zones amorphes et cristallines dans la structure d'un polymère

Tout dépendant du thermoplastique, il peut présenter une cristallinité plus ou moins grande. Le PVC (poly vinyl chloride) possède généralement une faible cristallinité, tandis que le polypropylène a une cristallinité moyenne et le polyéthylène a quant à lui une cristallinité plus élevée (Bahadur 1973). Le degré de cristallinité et la grandeur et la distribution des sphérolites influencent grandement les propriétés mécaniques du thermoplastique (Colak 2005, Dusunceli and Colak 2008). De façon générale, on peut dire que les polymères plus amorphes sont davantage cassants et les polymères plus cristallins sont davantage ductiles (Yao and Nagarajan 2004, Colak 2005).

Par exemple, un polymère amorphe est davantage susceptible d'avoir une température de transition vitreuse plus élevée que la température ambiante occasionnant un comportement cassant à cette température tandis qu'un polymère semi-cristallin est davantage susceptible d'avoir une température de transition vitreuse plus basse que la température ambiante occasionnant un comportement ductile à cette température (Yao and Nagarajan 2004). La température du matériau est un facteur prédominant dans le comportement en déformation des polymères.

Dans les polymères semi-cristallins, les chaînes principales de chaque molécule de polymère sont largement influencées par la température.

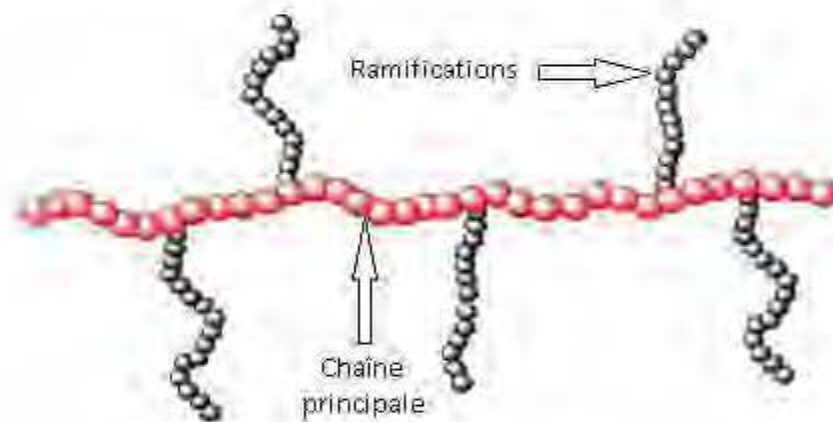


Figure 31 : Chaîne principale dans un polymère semi-cristallin

Les longues chaînes moléculaires linéaires ont des liaisons entre leurs chaînes principales qui permettent la rotation mais peu d'extension. À des températures plus basses que la température de transition vitreuse, ces longues chaînes moléculaires sont rigides et le comportement devient cassant. À des températures élevées, la rotation devient possible ce qui permet aux chaînes de se désemmêler et de bouger les unes par rapport aux autres; les comportements viscoélastique et viscoplastiques apparaissent (Colak 2005).

Les thermoplastiques sont de par leur nature relativement ductiles et c'est réellement le seul prérequis de la mise en forme en phase solide (Bahadur 1975).

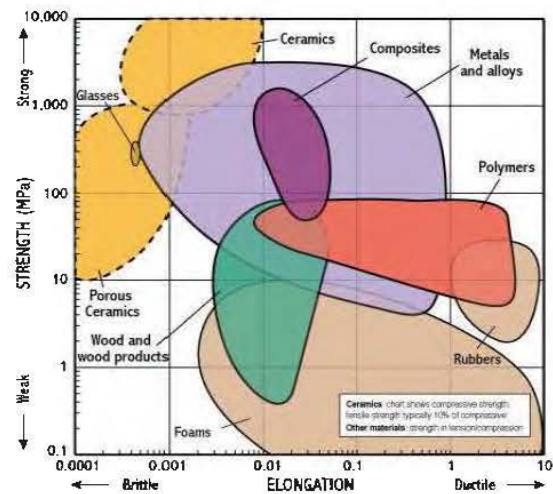


Figure 32 : Ductilité de différents matériaux

Les mises en forme en phase solide ont aussi la capacité de modifier les propriétés des polymères, un peu comme les mises en forme en phase solide des métaux.

Par exemple, une pièce de polymère tréfilée en phase solide verra sa résistance en tension et son module de Young augmenter mais perdra de la ductilité (Bahadur 1975). Il existe une corrélation directe entre les propriétés du matériau et le fait d'orienter les molécules dans un procédé de mise en forme en phase solide. La cristallinité du thermoplastique augmente systématiquement dans ce type de mise en forme parce que les chaînes moléculaires s'alignent (Aji et al. 1996). De surcroît, un changement de

propriété mécanique peut être élevée dans une direction, petit dans la deuxième direction et insignifiant dans la troisième; tout dépend de la direction du procédé (Chaffey et al. 1997).



Figure 33 : Orientation des chaînes dans un tréfilage

La compréhension fondamentale du comportement en déformation des polymères n'est pas simple; plusieurs variables à considérer sont en jeu. Incorporer toutes ces variables dans une relation qui lie contrainte et déformation est un défi de taille. En effet, contrairement à la majorité des matériaux autour de nous, ils sont visqueux mais également élastiques quand on tente de les déformer. Pour parvenir à comprendre et à prédire la réaction de ce matériau sous contraintes thermomécaniques, il faut s'attarder davantage à leur réponse à une déformation et aux paramètres qui influencent un formage à chaud.

2.3 LES COMPORTEMENTS DES POLYMÈRES EN FORMAGE À CHAUD

2.3.1 Déformation élastique et plastique

La déformation des matériaux est très complexe : chaque matériau possède son propre mode de déformation. D'ailleurs, les polymères sont reconnus pour posséder un comportement distinct compte tenu de leur dépendance au temps et à la température et de leur réponse hautement non-linéaire en déformation (Khan and Zhang 2001, Colak 2005).

Tout comme plusieurs autres matériaux, les polymères présentent une déformation élastique quand on les sollicite. La déformation élastique est définie comme étant l'aptitude à résister à une force externe en produisant une déformation réversible. Lorsque le matériau est sollicité de cette façon, des forces intermoléculaires se développent à l'intérieur du matériau et viennent contrées cette force externe (Vincent 2012). La réponse interne du matériau à la force appliquée est de plier et d'étirer les liens intramoléculaires et intermoléculaires (Dusunceli and Colak 2008). Comme la loi de Hooke le décrit, « *ut tensio, sic vis* » (la force suit l'extension), la force et la déformation sont directement proportionnels l'une à l'autre (Bazergui et al, 2002) :

$$F = kx \text{ OU } \sigma = E\varepsilon$$

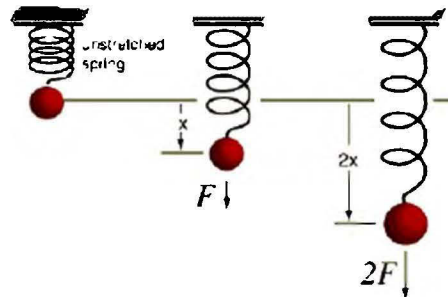


Figure 34 : Loi de Hooke

Les raisons qui produisent ce comportement élastique peut être complètement différent d'un matériau à l'autre. En effet, pour les métaux, les cristallins au sein de la structure changent de forme lorsqu'on soumet le matériau à une force et gagnent en énergie interne. Quand la force est retirée, les cristallins retrouvent leur forme et position initiale (Bailon et Dorlot 2000).

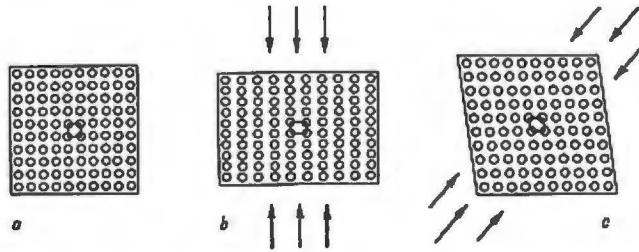


Figure 35 : Déformation élastique d'un matériau cristallin

En revanche, dans les polymères, ce mécanisme est causé par l'étirement des chaînes moléculaires qui s'alignent et gagnent également en énergie interne (Bailon et Dorlot 2000, Dusunceli and Colak 2008).

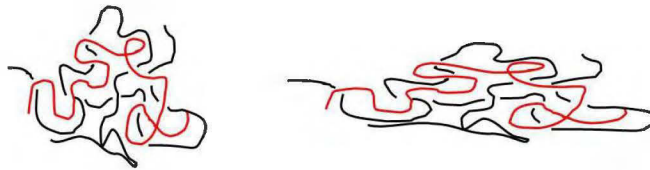


Figure 36 : Déformation élastique d'un polymère

Quand ces matériaux sont déformés, cette énergie est emmagasinée dans la déformation des liens atomiques ou moléculaires et c'est cette énergie précisément qui ramène le matériau à sa forme initiale (Vincent 2012).

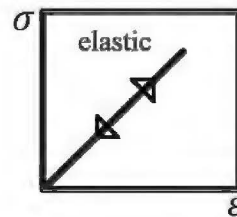


Figure 37 : Contrainte-déformation d'un matériau élastique

Toutefois, cela n'est vrai que pour de petites déformations; au-delà d'un certain degré de déformation, les liaisons intramoléculaires ou intermoléculaires se brisent et une déformation permanente se produit. D'un point de vue énergétique, cette énergie interne peut être dissipée de multiples façons : en chaleur, en son, en énergie cinétique et bien entendu, en déformation plastique (Vincent 2012). L'élasticité d'un matériel est fonction de son module de Young (ou module de cisaillement) et de sa limite élastique R_e (Baïlon et Dorlot 2000). On nomme ce comportement l'élasto-plasticité.

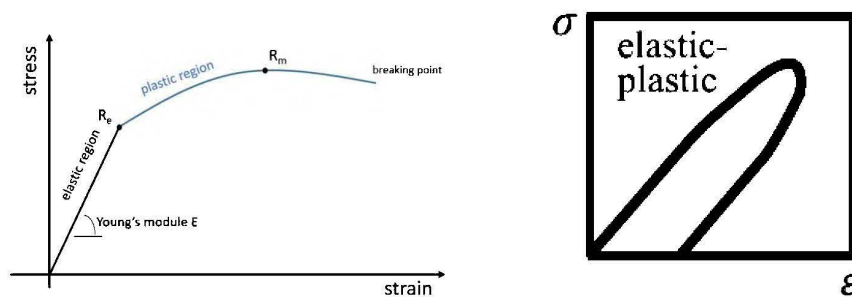


Figure 38 : Élastoplasticité

La déformation plastique dans les métaux est causée par la dislocation des cristallins et des plans cristallographiques tandis que les mécanismes qui régissent ce type de déformation dans les polymères sont plutôt expliqués en considérant la structure moléculaire du matériau. La flexibilité des chaînes moléculaires et leur niveau d'enchevêtrement sont responsables de ces comportements inélastiques (Khan and Zhang 2001).

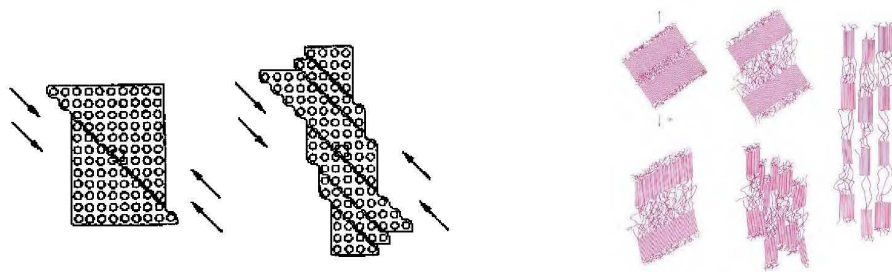


Figure 39 : Déformation plastique dans un métal et dans un polymère

Les polymères sont complexes en ce sens qu'au-dessus de leur température de transition vitreuse mais en deçà de leur température de fusion, ils présentent non seulement un comportement élastique et plastique en déformation mais également un comportement visqueux, comme les fluides. Les propriétés mécaniques d'un matériau cristallin et d'un caoutchouc « idéal » peuvent être décrites en terme de contraintes et de déformations seulement mais pas les polymères : la description mathématique des matériaux viscoélastiques nécessitent d'introduire une autre variable – le temps (Vincent 2012).

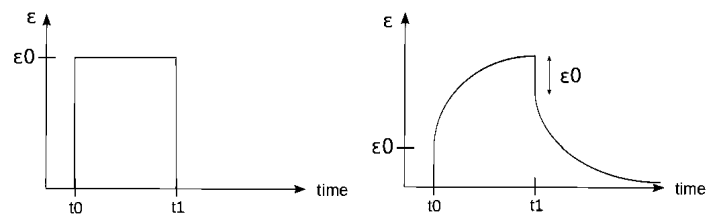


Figure 40 : Schéma décrivant la viscoélasticité

2.3.2 Déformation viscoélastique et viscoplastique

Même à ce jour, les mécanismes à l'origine de ces comportements visqueux dans les polymères sont encore mal connus, en comparaison par exemple à nos connaissances sur les mécanismes régissant la déformation dans les métaux (Yao and Nagarajan 2004). Cette dépendance au temps donne lieu à des phénomènes de retardation dans la déformation que ce soit pendant l'application de la force ou après. On nomme ces phénomènes typiques des polymères le fluage (« creep ») et la relaxation (Baïlon et Dorlot 2000).

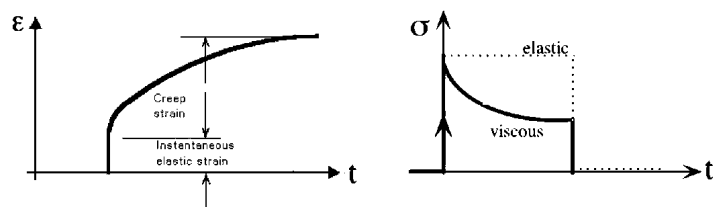


Figure 41 : Phénomène de fluage

La viscosité dynamique μ est définie comme étant l'aptitude à résister à une contrainte appliquée en cisaillement dans un fluide (Morrison 2001). On peut mathématiquement modéliser ce phénomène visqueux par la loi de Newton de viscosité :

$$\tau = \mu \frac{\partial u}{\partial y}$$

Pour une contrainte de cisaillement donnée, le gradient de vitesse (appelée aussi vitesse de cisaillement ou $\dot{\gamma}$) va diminuer si la viscosité augmente. En d'autres mots, $\dot{\gamma}$ est directement proportionnel à τ .

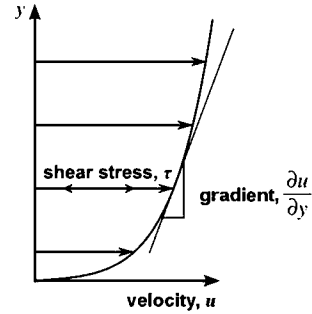


Figure 42 : Écoulement de Couette

Cette loi de comportement n'est toutefois valable que pour les fluides newtoniens. Un fluide newtonien se définit par le fait que sa viscosité ne varie pas avec la vitesse de cisaillement (Vincent 2012). L'eau, par exemple, est considéré comme un fluide newtonien. Dans ce cas, la viscosité est fonction de la température mais reste constante si on fait varier la vitesse de cisaillement. La viscosité des polymères, dite complexe, va quant à elle être fonction de la température mais également de la vitesse de cisaillement. On appelle ce type de fluide des fluides non-newtoniens (Morrison 2001). On écrira plutôt la loi de comportement de la façon suivante :

$$\tau = \eta(\dot{\gamma})\dot{\gamma} \quad \text{Fluide newtonnien généralisé}$$

Où $\dot{\gamma}$ est la vitesse de cisaillement ou le gradient de la vitesse et où η remplace μ pour signifier qu'on est en présence d'un fluide non-newtonien (Morrison 2001).

Quand la vitesse de cisaillement augmente dans un fluide non-newtonien, la viscosité η peut augmenter ou diminuer selon le type de fluide. On dit d'un fluide non-newtonien qu'il est rhéofluidifiant lorsque sa viscosité diminue si on augmente la vitesse de cisaillement et on dit qu'un fluide non-newtonien est rhéoépaississant (ou dilatant) si sa viscosité augmente lorsque qu'on augmente la vitesse avec laquelle on le cisaille.

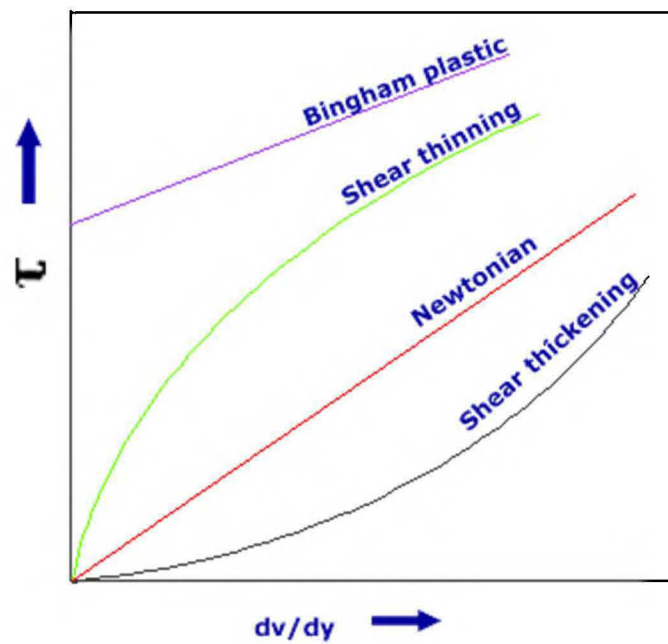


Figure 43 : Contrainte en fonction de la vitesse de cisaillement

Les fluides de Bingham sont les fluides non-newtoniens qui ne s'écouleront pas avant d'atteindre une valeur minimale de contrainte de cisaillement, comme la mayonnaise par exemple (Morrison 2001).

Une courbe typique contrainte-déformation d'un polymère est séparée en trois parties : la région élastique ou hookéenne, la région de glissement des chaînes et la région de durcissement et ces régions sont grandement affectées par les changements dans la vitesse de déformation $\frac{d\epsilon}{dt}$ et dans la température T (Yao and Nagarajan 2004).

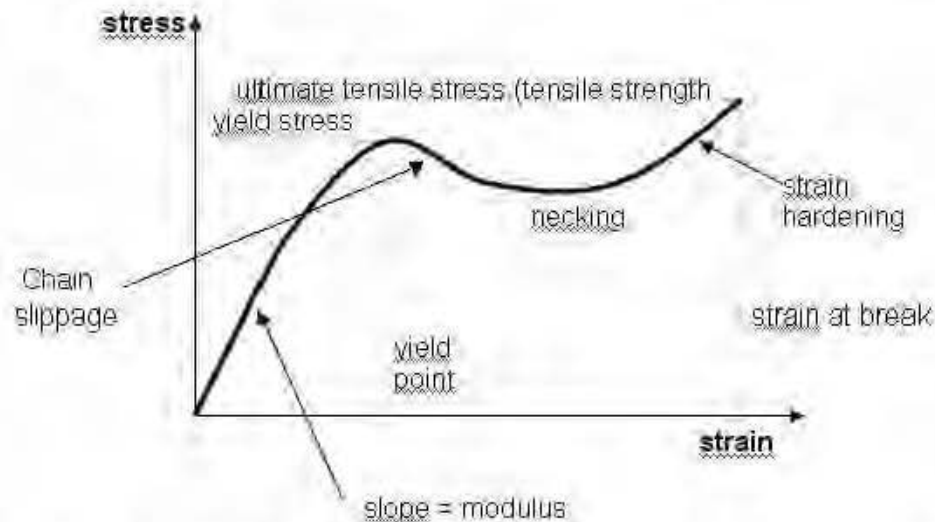


Figure 44 : Courbe contrainte-déformation typique d'un polymère

Les études sur la relation qui lie contraintes et déformations montrent que le comportement mécanique en déformation des polymères n'est pas elasto-viscoplastique (élastique dans la région hookéenne et visco-plastique dans la région plastique) ni viscoélastique-plastique (viscoélastique dans la région hookéenne et uniquement plastique dans la région plastique) (Dusunçeli and Colak 2008). Ces deux hypothèses, c'est-à-dire élasto-viscoplastique et viscoélastique-plastique ne suffisent pas à décrire le comportement mécanique des polymères en déformation. Les modèles de comportement doivent être basés sur un comportement viscoélastique-viscoplastique qui inclut à la fois le mécanisme de déformation non-linéaire viscoélastique et le mécanisme de déformation non-linéaire viscoplastique (Khan and Zhang 2001).

Il existe deux types d'expériences transitoires pour caractériser les matériaux viscoélastiques. Elles impliquent de déformer le matériau et de suivre sa réponse dans le temps. Dans la première expérience, le matériau est soumis à une contrainte constante et l'évolution de la déformation ε est enregistrée dans le temps. On l'appelle l'expérience de fluage. Lorsque sous contrainte, les molécules dans le matériau effectuent des rotations et s'écoulent les unes par rapport aux autres à un taux régi par la viscosité mais également la contrainte appliquée, la température et le temps pendant lequel on sollicite le matériau (Vincent 2012).

$$\varepsilon_{creep} = f(\sigma, T, t)$$

La figure suivante montre l'évolution de la déformation pour une contrainte constante σ_0 en fonction du log du temps :

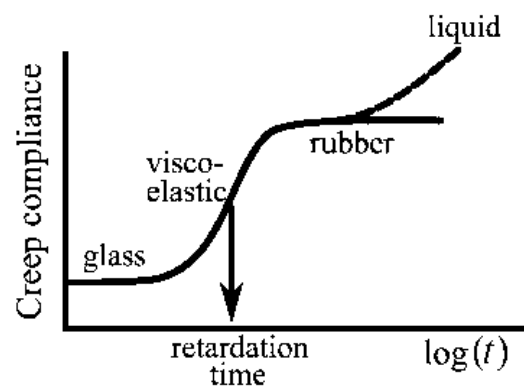


Figure 45 : Expérience en fluage

Le paramètre $J(t)$, appelé la complaisance en fluage du matériau, est obtenu comme suit :

$$J(t) = \frac{\varepsilon}{\sigma_0}$$

et est interprété comme étant l'inverse de la rigidité (Vincent 2012).

L'autre expérience transitoire qui caractérise un matériau viscoélastique est le test de relaxation. Dans celle-ci, on mesure dans le temps l'évolution de la force nécessaire (ou la contrainte) sur le matériau pour qu'un allongement choisi arbitrairement reste constant. Les molécules vont se déplacer les unes par rapport aux autres et la force requise pour conserver la déformation constante diminuera; le matériau se relaxe (Vincent 2012).

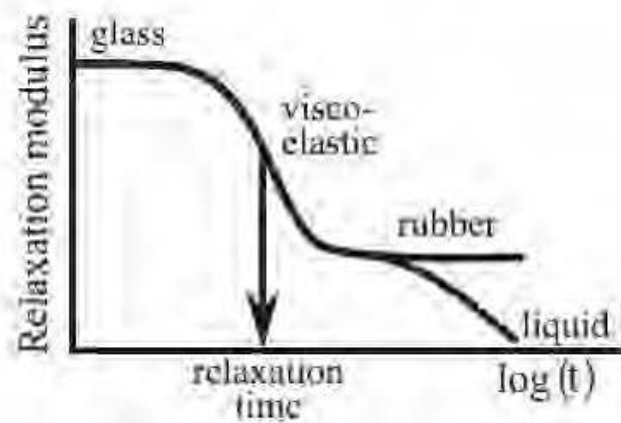


Figure 46 : Expérience de relaxation

La figure précédente montre l'évolution de la contrainte dans le matériau pour une déformation constante ϵ_0 . Le paramètre $E_{relaxation}$, appelé le module de relaxation du matériau, est obtenu comme suit :

$$E(t) = \frac{\sigma(t)}{\epsilon_0}$$

Une des différences entre le comportement des métaux et des polymères est le retour après retrait de la force. Lorsqu'on retire la force, l'allongement va diminuer instantanément (retour élastique) mais va également diminuer ensuite (retour viscoélastique) (Dusunceli and Colak 2008). Dans les métaux, ce retour après retrait de la force est petit mais dans les polymères, il est substantiel et dépend de plusieurs facteurs, notamment de la vitesse avec laquelle on l'a déformé (Colak 2005). Un polymère qui serait parfaitement viscoélastique reprendrait sa forme initiale une fois la force de déformation retirée si on lui donne suffisamment de temps : un retour instantané correspondant au retour élastique et un retour retardé correspondant au retour viscoélastique (Vincent 2012).

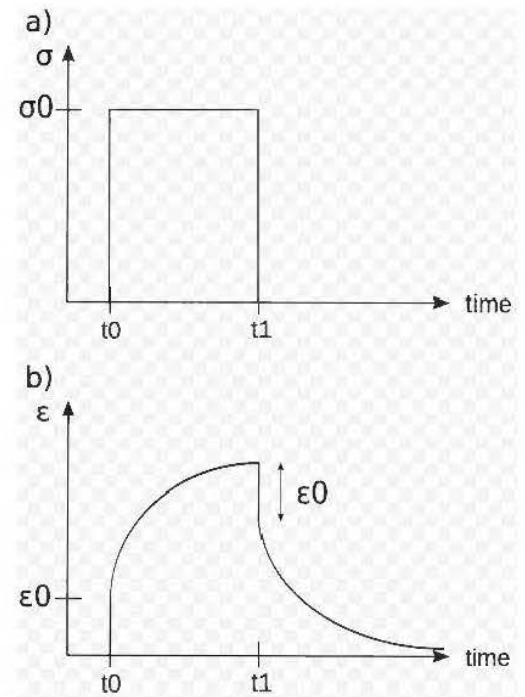


Figure 47 : Polymère parfaitement viscoélastique

Un tel polymère parfaitement viscoélastique signifierait qu'il pourrait s'allonger à l'infini mais la réalité est, bien entendu, tout autre. Comme mentionné, au-delà d'un certain point, la limite d'élasticité (ou plutôt de viscoélasticité) est dépassée et les liaisons intermoléculaires et intramoléculaires se brisent et une déformation permanente se produit.

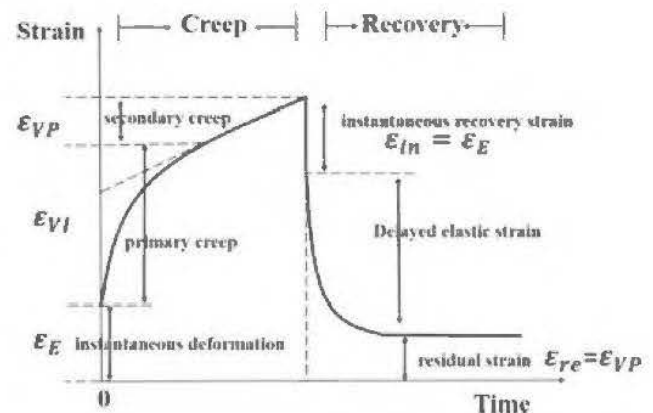


Figure 48 : Fluage viscoelastoplastique

Il existe trois niveaux de fluage qui peuvent possiblement se développer dans le temps dans une déformation en fluage. En deçà d'un certain niveau de contrainte et de temps, le fluage est primaire; la déformation est dans la région viscoélastique et aucune déformation résiduelle ne sera présente. Si la contrainte appliquée pour un test donné est plus élevée, le matériau sera en mesure ensuite d'entrer en fluage secondaire où la déformation évoluera plus linéairement dans le temps : une déformation permanente résiduelle réside. Le fluage tertiaire se produit pour de grandes contraintes. À ce point, la déformation s'emballé : elle devient hautement non-linéaire et c'est éventuellement la rupture (Krempl and Khan 2003).

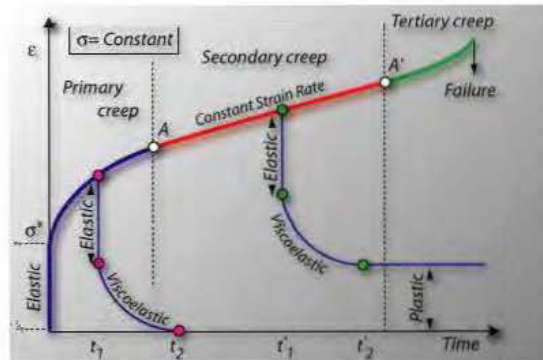


Figure 49 : Étapes de fluage

Il reste beaucoup à faire et à comprendre à la mathématique de la viscoélasticité et de la viscoplasticité des polymères (Vincent 2012). La grandeur du retour, plus précisément la combinaison du retour élastique et du retour viscoélastique, est fonction d'une quantité importante de paramètres et de variables et ce type de déformation est non-linéaire de par sa nature ce qui rend l'intégration de tous ces éléments pour le moins difficile. Pour ce qui a trait à un procédé industriel thermomécanique de mise en forme en phase solide, il semble que le retour viscoélastique demeure le problème principal (Yao and Nagarajan 2004). Les entraves au développement de tels procédés sont en partie attribuées au manque de connaissance de la déformation et du retour viscoélastique des polymères et il incombe de se pencher davantage sur les paramètres qui influencent ces déformations en phase solide (Yao and Nagarajan 2004).

2.3.3 Les paramètres qui influencent la déformation des polymères

Il n'est pas surprenant qu'autant d'énergie ait été consacré à la compréhension des mécanismes à l'origine des comportements en déformation des polymères en phase solide (en excluant la flexion). Les polymères sont de plus en plus utilisés en industrie; ils remplacent le métal dans de nombreuses applications et, par conséquent, on s'attend à ce qu'ils performant autant que ces derniers (Dusunceli and Colak 2008). Ces nombreuses recherches ont également permis de comprendre que ce type de déformation est très complexe de par sa dépendance à plusieurs facteurs.

Tout d'abord, la déformation en phase solide des polymères dépend du temps et, de surcroît, cette dépendance au temps prend plusieurs formes. En effet, la portion de la déformation qui demeurera permanente et celle qui sera récupérée par le retour viscoélastique dépend du temps pendant lequel on déforme (Khan and Zhang 2001) mais dépend également du temps de relaxation, c'est-à-dire du temps pendant lequel on garde la pièce contrainte sans la déformer davantage. L'application d'un temps de relaxation relaxe partiellement les contraintes dans le matériau ce qui réduit la grandeur du retour viscoélastique (Yao and Nagarajan 2004).

Bien entendu, la déformation va dépendre de la grandeur de la contrainte appliquée mais également de la viscosité du matériau et puisque la viscosité elle-même est dépendante de la vitesse de déformation (parce que les polymères sont non-newtoniens), la prédiction du comportement en déformation se complexifie (Morrison 2001).

Lorsqu'on double la force appliquée dans un fluide newtonien, la vitesse de cisaillement va doubler également, la viscosité étant constante.

$$\frac{F}{A} = \mu \frac{\partial u}{\partial y}$$

Cependant dans un fluide non-newtonien, si la force est doublée, on observera une variation de plus ou moins le double de la vitesse de cisaillement, tout dépendamment si le fluide est rhéofluidifiant ou rhéoépaississant (Vincent 2012).

Pour des déformations inférieures à 1%, on n'observe généralement pas de dépendance à la vitesse de déformation; le comportement mécanique est considéré élastique (Dusunceli and Colak 2008). Par contre, lorsque la déformation augmente, le module du retour élastique (la pente de la courbe de retour) va varier avec la vitesse de déformation (Yao and Nagarajan 2004).

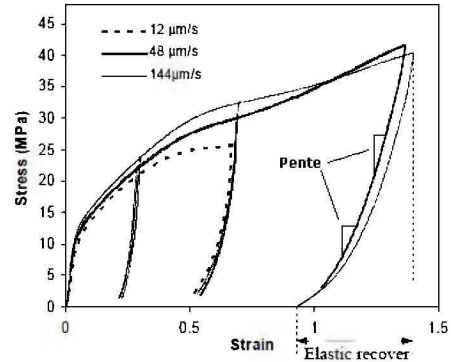


Figure 50 : Incidence de la vitesse de cisaillement sur l'élasticité

Par exemple, augmenter la vitesse de cisaillement dans un fluide qui présente un comportement rhéofluidifiant réduira la grandeur du retour viscoélastique tandis qu'une augmentation de la vitesse de cisaillement dans un fluide présentant un comportement rhéoépaississant augmentera la valeur du retour viscoélastique (Dusunceli and Colak 2008).

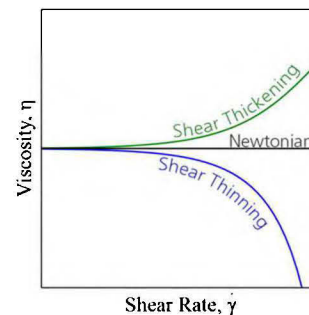


Figure 51 : Viscosité en fonction comportement

La déformation en phase solide des polymères dépend du temps, de la viscosité, de la vitesse de déformation et de la grandeur de la contrainte appliquée mais également, et surtout, de la température (Dusunceli and Colak 2008, Jia, Peng et al. 2011). On peut donc écrire :

$$\varepsilon = f(\eta, \sigma, T, t, \dot{\varepsilon})$$

Contrairement aux matériaux purement élastiques, les matériaux viscoélastiques possèdent une composante élastique appelée module de stockage et une composante visqueuse appelé module de perte, définis comme étant E' et E'' (ou G' et G'' en cisaillement), respectivement. Le module de stockage est ce qui caractérise la rigidité du matériau viscoélastique tandis que le module de perte caractérise le comportement visqueux.

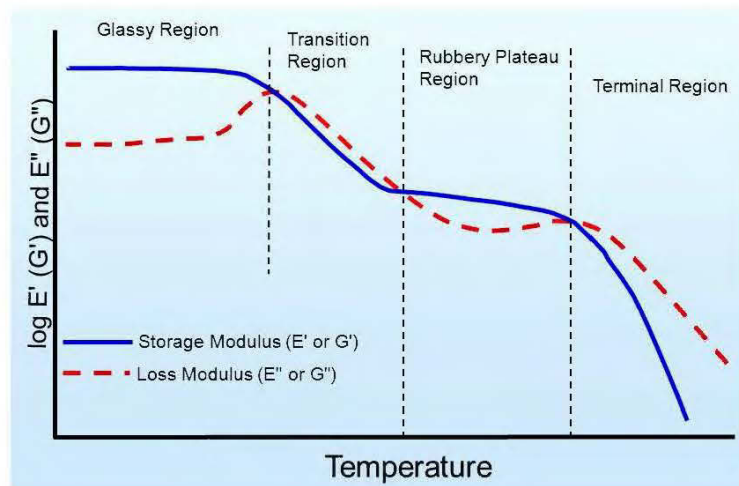


Figure 52 : Dépendance à la température du module de stockage et du module de perte

Plus le module de stockage diminue, plus le comportement élastique diminue; tandis que plus le module de perte diminue, plus le comportement visqueux et donc la viscosité diminue. La diminution de ces 2 modules contribue à faciliter l'écoulement.

On peut considérer le module de stockage et le module de perte comme ayant une dualité : les deux évoluent avec la température et les deux affectent le comportement en déformation du polymère. Pour tenir compte de cette dualité entre la portion élastique et la portion visqueuse du matériau, on définit le module complexe :

$$G^* = G' + G''i$$

G' étant la partie réelle de G^* qui correspond à l'énergie conservée et qui peut être entièrement récupérée et G'' étant la partie imaginaire du module complexe qui correspond à l'énergie dissipée et perdue. Le facteur d'amortissement ou la tangente de perte est le rapport du module de perte sur le module de stockage :

$$\tan \delta = \frac{G''}{G'}$$

Où δ correspond à l'angle de déphasage entre la contrainte et la déformation. Le sommet de la courbe du facteur d'amortissement correspond à la température de transition vitreuse du matériau (Hay and Herbert 2013).

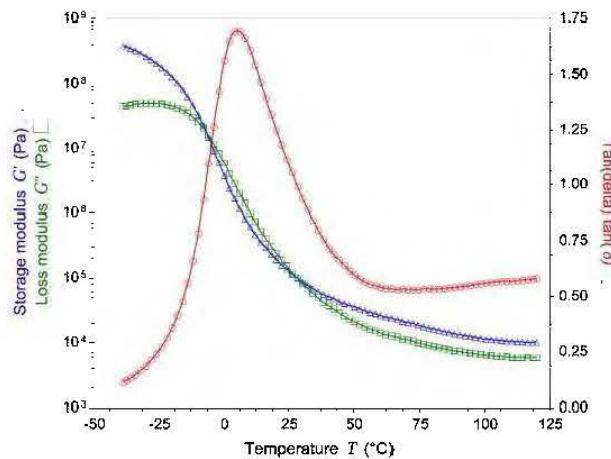


Figure 53 : Module de stockage, module de perte et tangente de perte

À des températures au-dessous de la température de transition vitreuse, les longues chaînes moléculaires sont rigides et le matériau présente un comportement friable et cassant. À de hautes températures, les chaînes principales peuvent effectuer des rotations et peuvent se déenchevêtrer et bouger les unes par rapport aux autres résultant en un comportement viscoélastique et viscoplastique (Bardenhagen, Stout et al. 1997).

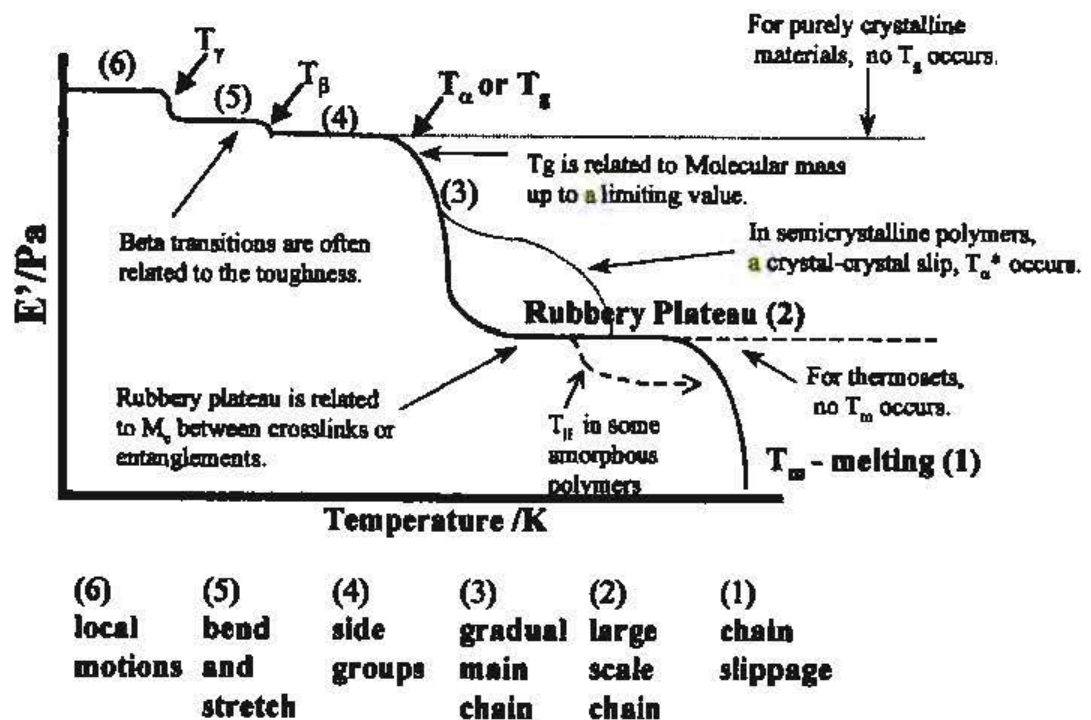


Figure 54 : Module de stockage en fonction de la température

Les déformations en phase solide des polymères se situe dans les sections (2) et (3).

La complexité du comportement de déformation en phase solide des polymères et la difficulté à obtenir des données expérimentales pertinentes rendent très difficile la constitution de modèles de comportement reliant contraintes et déformation. Il faut considérer les paramètres suivants dans le développement d'une loi de comportement appropriée (Colak 2005) :

1. Les déformations sont hautement non-linéaires et dépendent de la vitesse de déformation et de la température.
2. La courbe de retour viscoélastique est non-linéaire, contrairement aux métaux.
3. Le retour viscoélastique lorsque la contrainte est retirée est significatif, contrairement aux métaux.

L'étude d'une déformation en phase solide d'un polymère consiste donc à trouver les conditions optimales de température, de vitesse de déformation et de temps de relaxation qui minimisera le retour viscoélastique.

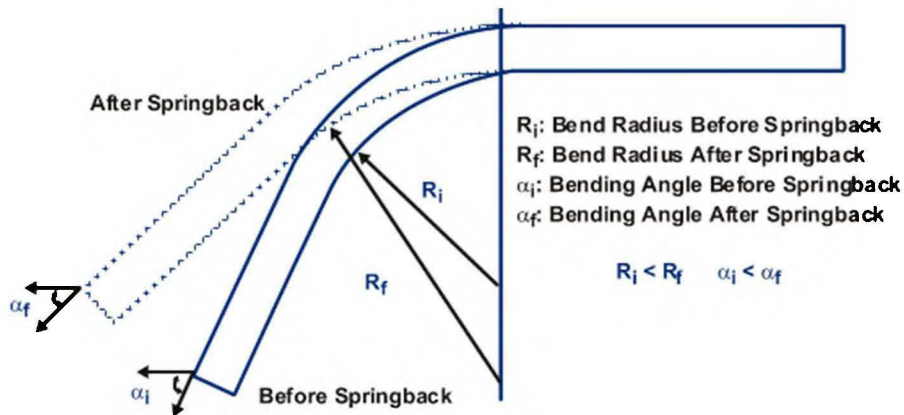


Figure 55 : Schématisation d'un retour élastique dans une flexion

2.4 *MÉTHODES DÉCRIVANT LES COMPORTEMENTS VISCOÉLASTIQUES DES MATÉRIAUX SOLIDES*

Durant les dernières années, un nombre imposant de modèles de comportement (ou équations constitutives) de déformation ont été développés afin de décrire les comportements mécaniques dépendant du temps des polymères (Colak 2005).

L'étude de la viscoélasticité s'attarde sur les matériaux qui démontrent des effets dépendant de la vitesse de déformation en réponse à une contrainte appliquée. Ces effets, qui dépendent du temps, se manifestent sous la forme de fluage et de relaxation dans le matériau et influencent la distribution des contraintes et des déformations subies par le matériau (Findley and Davis 2013).

Il y a trois grandes méthodes utilisées qui servent à décrire le comportement viscoélastique, qui sont tous inter reliés.

2.4.1 Méthode par le principe de superposition de Boltzmann

La première méthode pour modéliser mathématiquement la viscoélasticité linéaire est donnée par le principe de superposition de Boltzmann. Ce principe stipule que le fluage est une fonction de l'historique de chargement du matériau. Chaque chargement contribue indépendamment à la déformation finale qui peut être obtenu par la simple addition de chaque contribution. On l'exprime mathématiquement de la façon suivante :

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma(t)}{G_0} + \int_{-\infty}^t J(t - \tau) \frac{d\sigma(\tau)}{d\tau} d\tau$$

Où $\varepsilon(t)$ est la déformation au temps t , $\sigma(t)$ est la contrainte uniaxiale dépendante du temps, G_0 est le module d'élasticité instantané et $J(t)$ la complaisance en fluage (Ward and Pinnock 1966). La relaxation peut être exprimée d'une manière similaire de la façon suivante :

$$\sigma(t) = G_0\varepsilon(t) + \int_{-\infty}^t G(t - \tau) \frac{d\varepsilon(\tau)}{d\tau} d\tau$$

Où $\sigma(t)$ est la contrainte au temps t , $\varepsilon(t)$ est la déformation uniaxiale dépendante du temps et $G(t)$ est le module de relaxation (Ward and Pinnock 1966). Le principe de superposition de Boltzmann est parfois appelé la représentation intégrale de la viscoélasticité linéaire parce qu'il définit une équation intégrale (Vincent 2012).

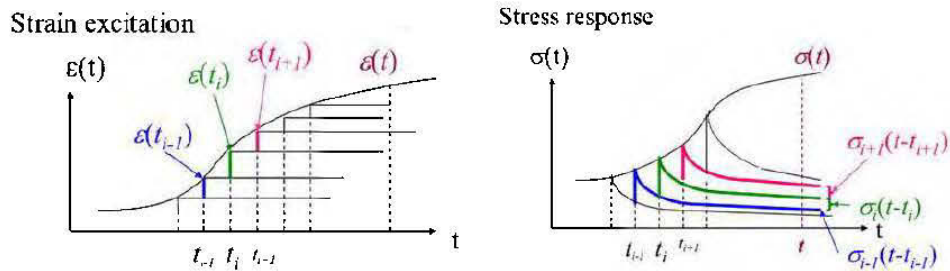


Figure 56 : Principe de superposition

2.4.2 Méthode par l'analyse dynamique mécanique

Une autre approche servant à décrire les comportements viscoélastiques des matériaux est le modèle moléculaire. Dans ce type d'analyses, on effectue plutôt des tests dynamiques au lieu d'expériences en fluage et en relaxation. Les tests dynamiques permettent d'accomplir davantage que les tests transitoires parce qu'ils sont plus versatiles et couvrent un plus grand éventail de conditions (Vincent 2012). L'échantillon est soumis à une déformation qui varie sinusoidalement avec le temps à une fréquence ω . Un matériau viscoélastique a une réponse qui est partiellement élastique et partiellement visqueuse.

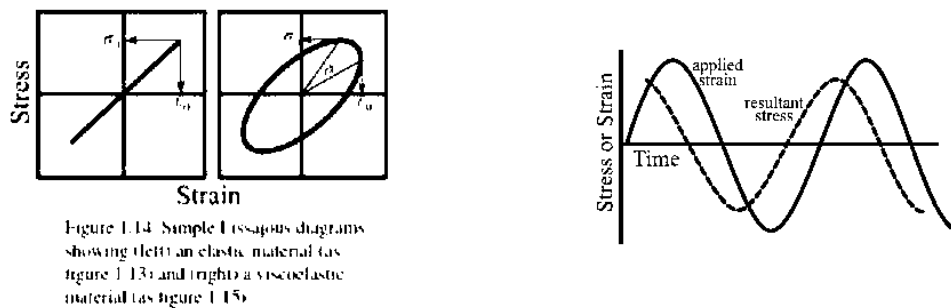


Figure 57 : Analyse dynamique mécanique

On mesure un module à la valeur maximale de déformation et à la valeur maximale de vitesse de déformation qui sont, respectivement, le module élastique G' et le module visqueux G'' . Le module complexe G^* est le ratio de la contrainte maximale sur la déformation maximale et on écrit :

$$\sigma_0 = \varepsilon_0 G^* \sin(\omega t + \delta)$$

La composante réelle de la viscosité appelée viscosité dynamique η est calculée à partir de la fréquence et du module visqueux :

$$\eta = \frac{G''}{\omega}$$

2.4.3 Modèle de comportement de la mécanique des milieux continus

La troisième méthode nous donne une équation différentielle linéaire et est appelée la représentation différentielle. Elle relie la contrainte à la déformation par une équation différentielle de la forme $P\sigma = Q\varepsilon$ où P et Q sont des opérateurs différentiels fonction du temps (Ward and Pinnock 1966). L'équation a la forme :

$$a_0\sigma + a_1 \frac{d\sigma}{dt} + a_2 \frac{d^2\sigma}{dt^2} + \dots = b_0\varepsilon + b_1 \frac{d\varepsilon}{dt} + b_2 \frac{d^2\varepsilon}{dt^2} + \dots$$

laquelle est suffisamment précise pour représenter des données expérimentales obtenues sur un intervalle de temps limité en incluant un ou deux termes de l'équation. Les paramètres a_i et b_i sont des coefficients fonction des différentes constantes de ressort G et de viscosité η des modèles et dépendent de l'arrangement spécifique des éléments dans le modèle (Mase 1970). Cette méthode est considérée par plusieurs comme étant un bon point de départ pour tenter de modéliser un comportement viscoélastique (Vincent 2012).

Les modèles mécaniques sont construits en utilisant des assemblages de ressort hookéen et d'amortisseurs newtoniens.

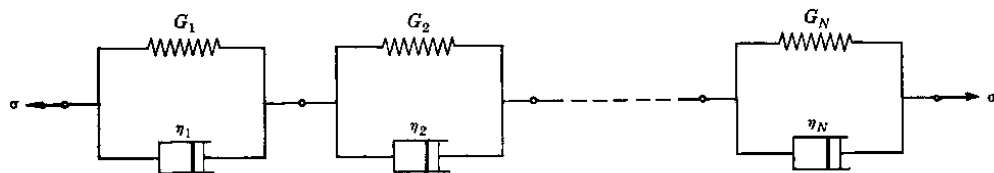
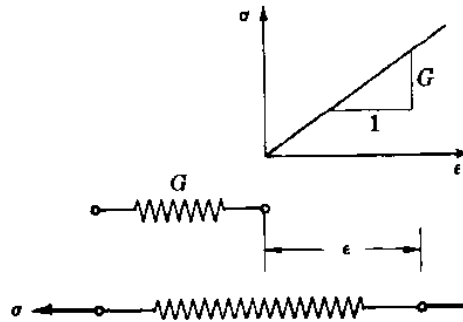


Figure 58 : Modèles de Kelvin-Voigt en série

On représente un solide parfaitement élastique avec un ressort de Hooke ayant une constante de ressort G :



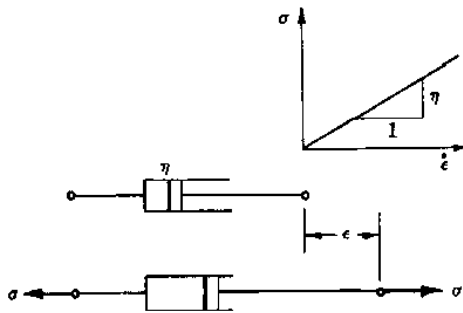
On obtient la contrainte par l'équation de Hooke :

$$\sigma = G\epsilon$$

Figure 59 : Ressort de Hooke

Où G est constante d'élasticité du ressort et ϵ la déformation.

On représente d'une façon analogue un fluide visqueux par l'amortisseur newtonien qui suit :



On obtient la contrainte par l'équation de Newton :

$$\sigma = \eta\dot{\epsilon}$$

Figure 60 : Amortisseur de Newton

Où η est la viscosité de l'amortisseur et $\dot{\epsilon}$ la vitesse de déformation (Mase 1970).

Le modèle de Maxwell est une combinaison d'un ressort et d'amortisseur en série :



Figure 61 : Modèle de Maxwell

et la relation contrainte-déformation est donnée par :

$$\frac{\dot{\sigma}}{G} + \frac{\sigma}{\eta} = \dot{\varepsilon}$$

Le modèle de Kelvin-Voigt est quant à lui une combinaison d'un ressort et d'un amortisseur en parallèle :

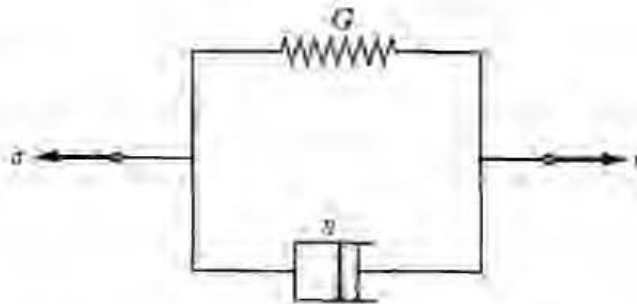


Figure 62 : Modèle de Kelvin-Voigt

et la relation contrainte-déformation est donnée par :

$$\sigma = G\varepsilon + \eta\dot{\varepsilon}$$

(Mase 1970).

Les deux modèles ont leur raison d'être. Le modèle de Maxwell n'est pas utile pour modéliser le fluage, puisque sous une contrainte constante, l'amortisseur permettra un écoulement visqueux et le ressort subira une tension constante. On observe alors uniquement la nature newtonienne du fluide dans l'amortisseur ce qui ne correspond pas à la réalité des expériences en fluage (Vincent 2012). Le modèle de Maxwell est en revanche adapté à la modélisation du phénomène de relaxation (Ward and Pinnock 1966). Par exemple, le modèle de Maxwell est en mesure d'expliquer que le retour élastique diminuera si on laisse un temps de relaxation. En effet, cette relaxation donne du temps à l'amortisseur de s'écouler diminuant de ce fait la contrainte dans le ressort et par le fait même le retour élastique lorsque la contrainte est retirée. Ce modèle est également en mesure d'expliquer les effets d'élasticité instantanée. Pour une vitesse de déformation ε_1 plus petite qu'une vitesse de déformation ε_2 , une plus grande quantité d'énergie sera dissipée par l'amortisseur et moins d'énergie sera emmagasinée dans le ressort (Yao and Nagarajan 2004). Ce phénomène se manifeste dans un polymère présentant un comportement rhéoépaississant (Morrison 2001).

Le modèle de Kelvin-Voigt est capable en revanche de très bien modéliser les phénomènes de fluage. Par exemple, dans un polymère qui présente un comportement rhéofluidifiant, le retour élastique sera plus élevé pour une vitesse de déformation ε_1 plus petite qu'une vitesse de déformation ε_2 . Ce phénomène de retardement ne peut être expliqué par le modèle de Maxwell mais peut l'être par le modèle de Kelvin-Voigt. Pour la même contrainte, l'énergie élastique emmagasinée dans le modèle de Kelvin-Voigt augmentera avec une diminution de vitesse de déformation. Dans ce cas, l'énergie élastique ne produira pas de retour élastique instantané si la contrainte est retirée immédiatement suivant la déformation. Par contre, une partie de cette énergie élastique contribuera à un éventuel retour élastique si un temps de relaxation est appliqué (Yao and Nagarajan 2004).

On sait que le comportement élastique et le comportement viscoélastique des polymères sont grandement affectés par la déformation, la vitesse de déformation et le temps de relaxation. Le modèle de Maxwell et le modèle de Kelvin-Voigt sont en mesure chacun d'expliquer une partie du comportement viscoélastique mais ni l'un ni l'autre est en mesure d'expliquer le phénomène intégralement. Il n'existe que peu de matériaux, par exemple les polymères à poids moléculaire très petit, dont le comportement peut être interprété uniquement en terme de ces deux modèles (Ward and Pinnock 1966). Toutefois, il est possible de combiner ces modèles pour les rendre plus flexible et plus fidèle à la réalité (Mase 1970).

Par exemple, un modèle à trois paramètres construit à partir de deux ressorts et d'un amortisseur ou à partir d'un ressort et deux amortisseurs parviennent à donner une représentation approximative du comportement des polymères. On les appelle, respectivement, le « solide linéaire standard » ou « modèle de Zener » et le « modèle à trois paramètres visqueux » (Yao and Nagarajan 2004).

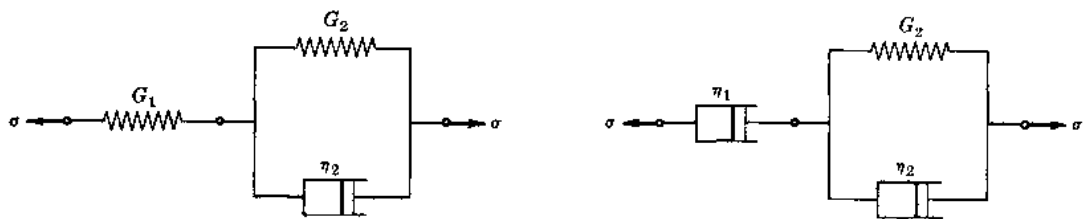


Figure 63 : Solide linéaire standard et modèle à 3 paramètres visqueux

D'un point de vue de la forme de leur équation constitutive, un modèle de Maxwell en parallèle avec un ressort est analogue au « solide linéaire standard » et un modèle de Maxwell en parallèle avec un amortisseur est analogue au modèle à trois paramètres visqueux (Mase 1970). Ces modèles à trois paramètres sont capable d'intégrer qualitativement le procédé de retour élastique en incluant à la fois le retour élastique instantané (dans le cas du solide linéaire standard) et le retour viscoélastique (Yao and Nagarajan 2004).

Un modèle à quatre paramètres constitué d'un modèle Maxwell en série avec un modèle Kelvin-Voigt, également appelé modèle de Burgers, est un autre exemple des modèles de déformation construits dans la mécanique des milieux continus. C'est un des modèles les plus utilisés dans la littérature pour la modélisation d'une déformation en fluage (Jia, Peng et al. 2011).

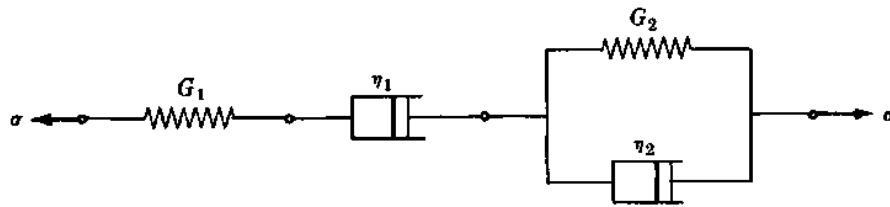


Figure 64 : Modèle de Burgers

Ce genre de modèle à quatre paramètres est capable d'intégrer et de représenter les trois réponses de base en viscoélasticité, à savoir, la réponse élastique instantanée compte tenu du ressort libre G_1 , l'écoulement visqueux dû à l'amortisseur libre η_1 et finalement la réponse élastique retardée provenant du Kelvin-Voigt (Mase 1970).

On peut également généraliser les modèles de base pour obtenir, respectivement, le modèle de Kelvin-Voigt généralisé et le modèle de Maxwell généralisé :

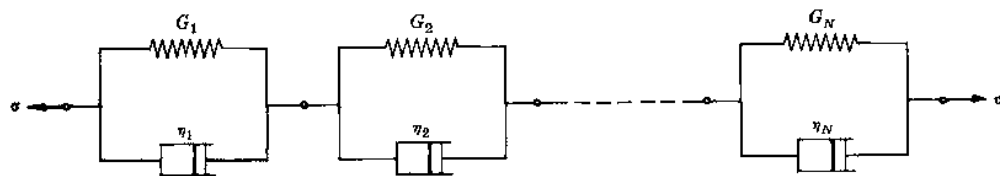


Figure 65 : Modèle de Kelvin-Voigt généralisé

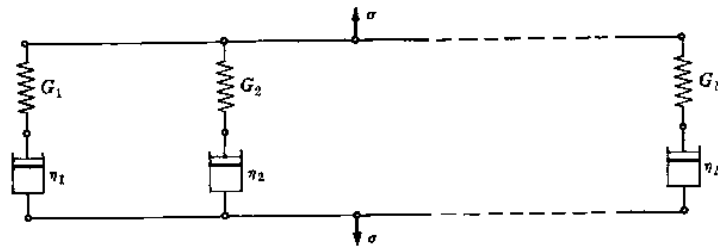


Fig. 9-6

Figure 66 : Modèle de Maxwell généralisé

On peut développer des modèles de plus en plus complexe encore et encore mais on n'obtiendra tout de même pas de théorie unifiée; ces modèles demeurent des modèles phénoménologiques qui ne peuvent qu'apprécier qualitativement les comportements en déformation. Plus de recherches fondamentales sont nécessaires (Vincent 2012).

Les polymères présentent un comportement linéaire pour de petites valeurs de contraintes et de déformations mais la non-linéarité apparaît pour de grandes déformations. La mathématique de la viscoélasticité à de grandes valeurs de déformation reste à travailler (Vincent 2012). En revanche, les méthodes existantes, en particulier l'approche différentielle, basées sur la viscoélasticité linéaire, ont souvent donné de très bons résultats, et ce, même pour de grandes déformations (Khan and Zhang 2001, Yao and Nagarajan 2004, Jia, Peng et al. 2011). Les résultats de ces analyses peuvent servir à prédire le comportement en grande déformation s'ils sont jumelés à d'autres méthodes plus modernes et demeurent un outil précieux s'ils sont interprétés avec soin.

La revue de littérature a permis d'identifier les comportements des polymères en phase solide et d'identifier les méthodes utilisées dans la littérature pour les caractériser. Le prochain chapitre traitera de la méthode utilisée dans cette étude.

CHAPITRE 3

MÉTHODE ET ÉLABORATION DES BANCS POUR LES ESSAIS EXPÉRIMENTAUX

Deux grandes méthodes expérimentales sont utilisées dans la littérature pour la caractérisation et la prédiction d'un comportement mécanique.

La première méthode, plus classique, consiste à recueillir des données expérimentales et de les confronter à des modèles de comportements théoriques ou phénoménologiques.

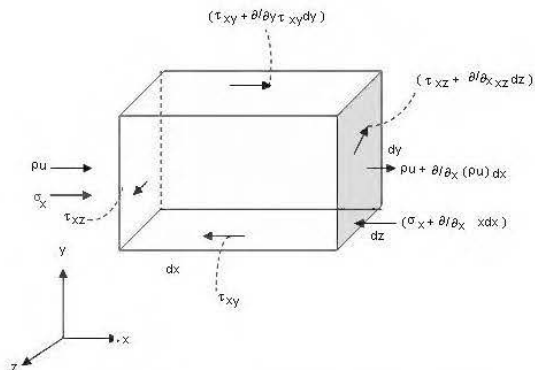


Figure 67 : Exemple de modèle théorique

Ce type d'études vérifie quelles lois peuvent prédire et retrouver les données expérimentales recueillies. Contrairement à la recherche fondamentale, la recherche phénoménologique cherche à peaufiner les modèles et les lois de comportement par essai et erreur dans le but de retrouver les données expérimentales. Ces méthodes dites analytiques ont fait leur preuve, bien évidemment. Par contre, elles demeurent fastidieuses et sont parfois moins adaptées à certains types d'expérience qui rendent le développement complexe. En effet, certaines géométries n'ont pas de solution analytique.

D'autres méthodes, plus récentes, font appel au calcul numérique et aux notions d'éléments finis. Bien que les résultats qu'elles produisent sont moins « parfaits », la puissance actuelle des ordinateurs permet d'obtenir une approximation qui est si près de la réalité qu'on peut confondre leurs résultats avec ceux que prédiraient la théorie, à toutes fins pratiques. Les logiciels de simulation mécanique comme ANSYS et Abaqus et les logiciels de simulation mathématique comme MatLab permettent d'effectuer une analyse rigoureuse d'un phénomène à condition de bien cerner le problème et les paramètres y jouant un rôle.

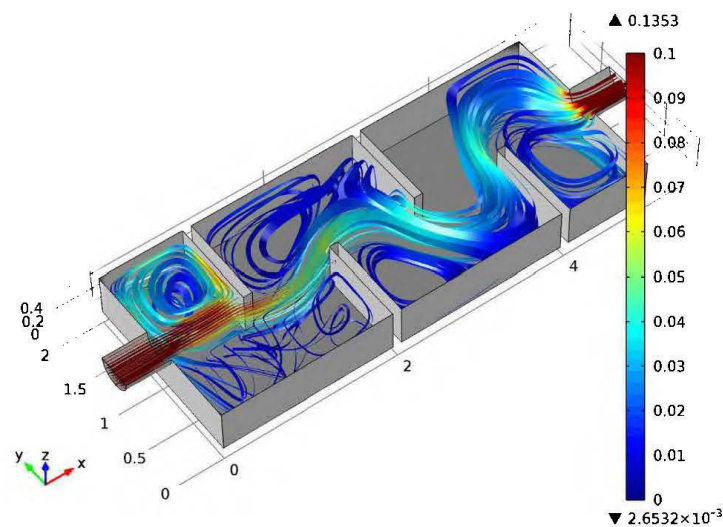


Figure 68 : Exemple d'un modèle numérique

Ce projet de maîtrise empruntera aux deux méthodes, c'est-à-dire la méthode analytique (phénoménologique) et la méthode des éléments finis. Les données expérimentales recueillies seront comparées aux prédictions des lois de comportement en déformation de la mécanique des milieux continus mais seront également comparées aux prédictions obtenues par le logiciel ANSYS.

3.1 *MÉTHODE EXPÉRIMENTALE*

La méthodologie qui fût employée contenait trois volets :

- Expérimental
- Analytique phénoménologique
- Numérique

Approche expérimentale :

Deux bancs d'essai ont été construit pour la collecte de données expérimentales sur la déformation viscoélasto-plastique du copolymère de polypropylène et PVC.

Le premier visait à faire une collecte de données expérimentales qualitatives du procédé de déformation étudié. Il visait, d'une part, à identifier la grandeur des valeurs des variables en jeu, à savoir, la température et le taux de variation de température, les forces, les vitesses d'application des forces ainsi que le temps nécessaire à la déformation des languettes de polymère. D'autre part, il visait à étudier les méthodes de chauffage et la faisabilité générale du procédé.

Le deuxième banc d'essai, le noyau de la recherche, consistait à récolter des données expérimentales quantitatives en fluage et en recouvrance. Plus précisément, il visait à mesurer l'évolution de la déformation angulaire subie par les languettes de polymère en fonction du temps, et ce, durant l'application de la force (viscoélasto-plastique) et après le retrait de la force (viscoélastique). Ainsi, il devient possible de vérifier si les modèles de déformation analytiques et numériques parviennent à lier contrainte, déformation et temps.

Approche analytique phénoménologique :

Parce qu'ils sont un bon point de départ pour une analyse en déformation et parce que la littérature regorge d'études les utilisant, les modèles de déformation de la mécanique des milieux continus ont été choisis pour l'étude de ce projet de recherche. Ces modèles permettent de créer une loi de comportement qui sert à décrire la relation qui existe entre la contrainte et la déformation. De ce fait, il devient possible de corréler la grandeur de la déformation avec la force appliquée à la géométrie à travers ces paramètres qui constituent les modèles. Et plus encore, ces équations peuvent non seulement modéliser les comportements élastiques et plastiques mais sont à même d'anticiper la déformation viscoélastique dans le temps subie par des matériaux comme les polymères. Ultiment, la capacité de prédire la grandeur de cette déformation et son profil dans le temps pour différentes contraintes et temps d'application devrait s'avérer fort utile pour la conception d'une machine cintruse.

Le deuxième volet consistait à analyser les données expérimentales recueillies avec le banc d'essai en fluage à l'aide de ces modèles de la mécanique des milieux continus. Les données expérimentales obtenues dans les tests en fluage peuvent servir à paramétrer ces modèles, c'est-à-dire quantifier l'élasticité et la viscosité du matériau dans sa déformation. Ces modèles peuvent ensuite être extrapolés pour ainsi prédire le comportement du matériau dans un éventuel mécanisme de cintrage.

Approche numérique :

Afin de s'assurer de « l'exactitude » des prédictions des modèles de la mécanique des milieux continus, une étude par éléments finis sera aussi considérée. Il existe une multitude de programmes qui permettent d'effectuer ce type d'analyse et les résultats de ces analyses sont extrêmement précis et peuvent même dans certains cas prendre en compte des comportements spécifiques de matériaux plus particuliers, comme les polymères.

Par exemple, la géométrie et les conditions exactes des tests avec les bancs d'essai pourront être repris et les résultats de ces analyses corrélées avec les résultats expérimentaux. Il faut par contre que les conditions aux frontières (profil de température, grandeur d'application de la force, etc.) soient appliquées avec soin pour que les modèles convergent vers une solution acceptable.

Le troisième volet consistait donc à simuler l'expérience réalisée avec le banc d'essai en fluage avec l'aide d'un tel programme afin de corroborer ces résultats avec ceux expérimentaux et phénoménologiques.

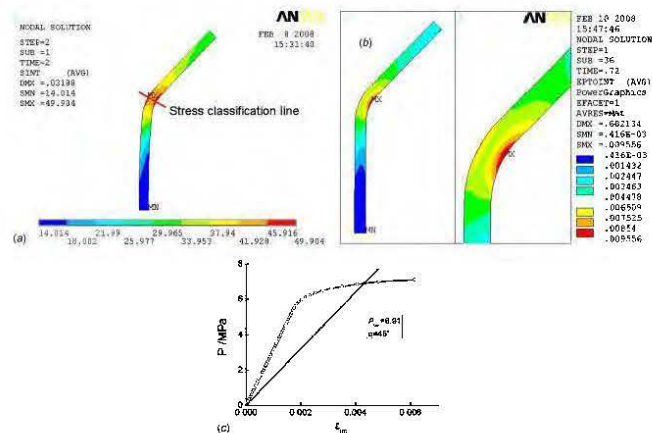


Figure 69 : Modèle numérique d'une déformation en flexion

3.2 SCHÉMA DE LA MÉTHODE

La première étape de ce projet de recherche consistait à effectuer une revue de littérature rigoureuse de l'état des connaissances en mise en forme en phase solide des polymères. Une fois les paramètres clés identifiés, les bancs d'essai servent à vérifier la validité des modèles. Parce que l'approche est phénoménologique, les premières prédictions des modèles constitutifs allaient probablement être non concluantes. Les modèles doivent alors être retravaillés jusqu'à obtention de résultats concluants. Les simulations numériques ne sont pas automatiquement concluantes non plus. Il faut étudier les conditions aux frontières imposées au problème et rectifier. Les résultats sont ensuite analysés et le procédé est finalement dimensionné.

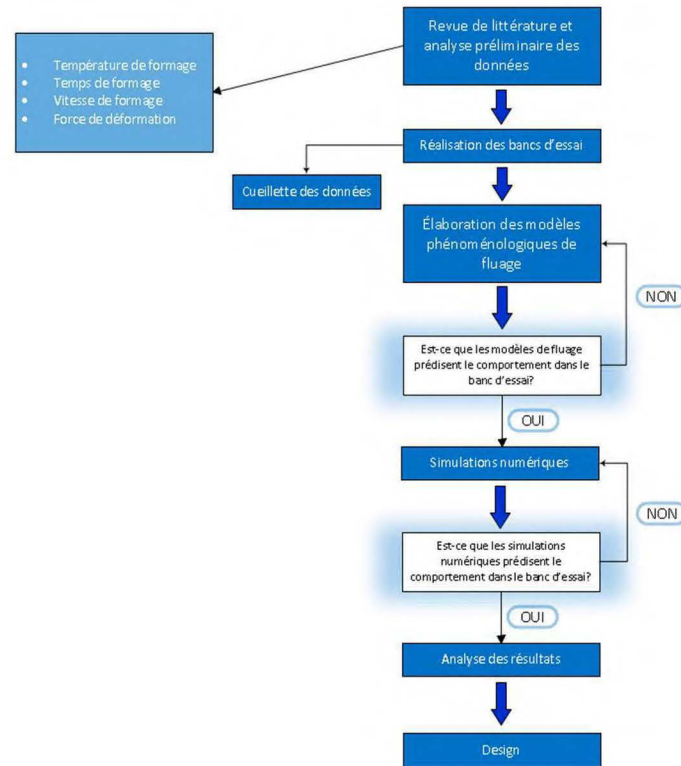


Figure 70 : Schématisation de l'algorithme expérimental

3.3 BANCS D'ESSAI

3.3.1 Expérience #1

Le prototype de cintreuse fût d'abord élaboré sur papier. L'objectif de cet exercice était de développer un mécanisme inspiré d'une cintreuse à métal qui incorporerait une composante servant à chauffer et ramollir le polymère. Le prototype devait avoir la capacité de non seulement appliquer une force (en rouge) pour déformer une languette de polymère mais de permettre que le point d'application de la force soit mobile (en vert).

Le mécanisme fût ensuite entièrement modélisé sur Inventor. Le but du prototype était d'étudier la faisabilité d'un tel procédé et plus spécifiquement de:

- Étudier la méthode de chauffage : convection forcée ou radiation.
- Déterminer la compatibilité géométrique du procédé.
- Déterminer la grandeur des forces à appliquer.
- Déterminer la malléabilité des deux types de polymère.
- Déterminer les vitesses de déformation fonctionnelle.
- Observer la grandeur du retour viscoélastique.

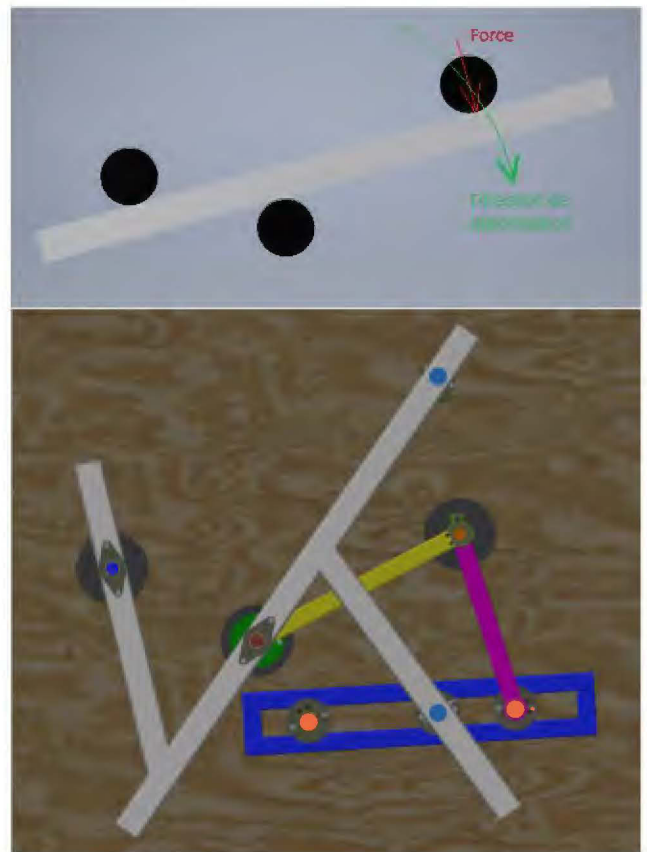


Figure 71 : Schéma du prototype

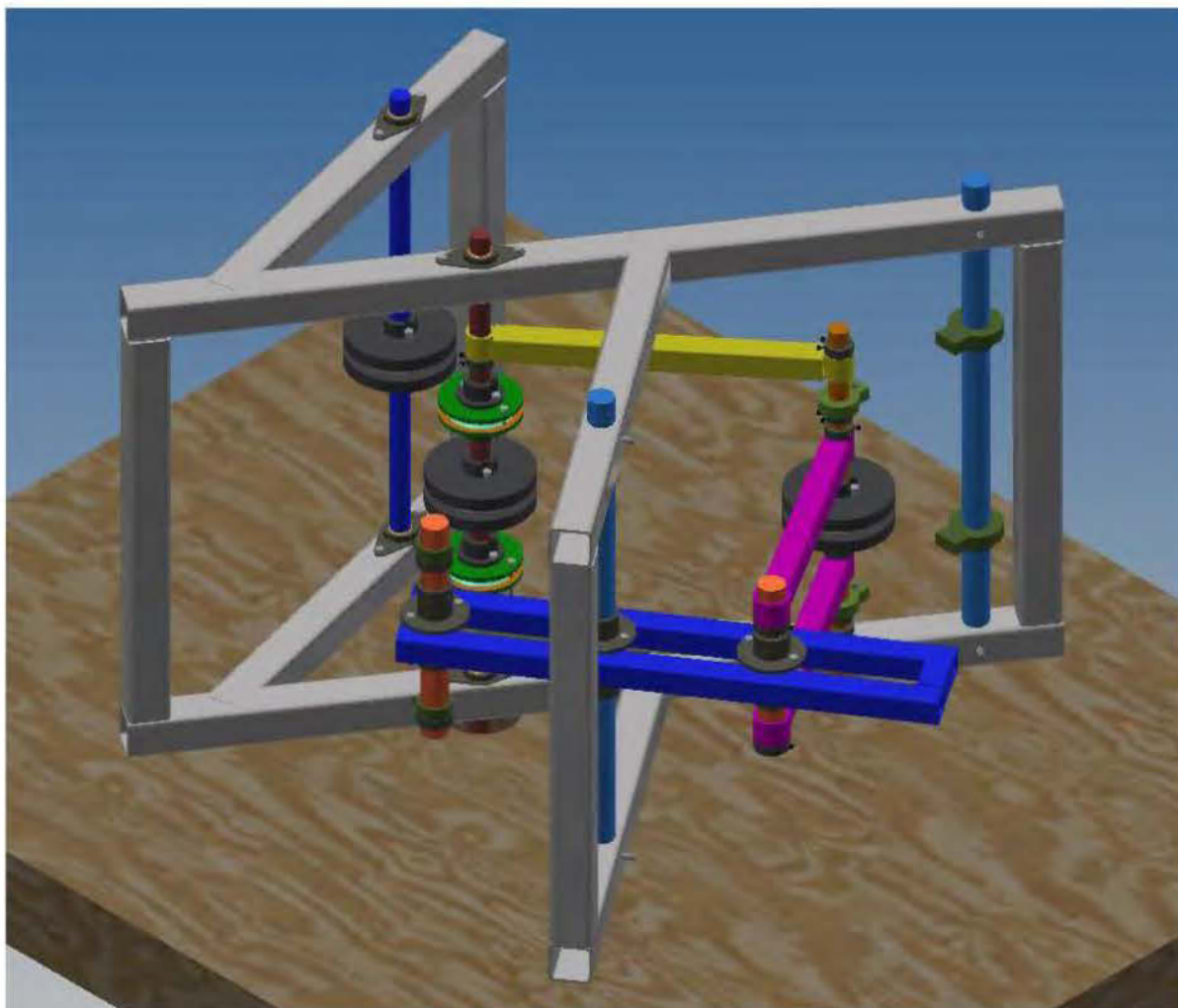


Figure 72 : Modèle 3D du prototype



Figure 73 : Photo du prototype

Les pièces qui ont été utilisées pour la fabrication ont soit été fournis par Mécanicad ou achetés en magasin. La confection et la taille des pièces composantes du système ont été faites avec des outils professionnels dans l'usine chez Mécanicad. L'assemblage et les soudures ont également été réalisés à la compagnie.

3.3.2 Expérience #2

Le banc d'essai en fluage devait permettre d'appliquer une force constante suffisamment grande sur une languette de polymère pour parvenir à la déformer. Il fallait penser à une façon de déformer le matériau tout en gardant la force constante. Il fût convenu que la force motrice idéale était la gravité.

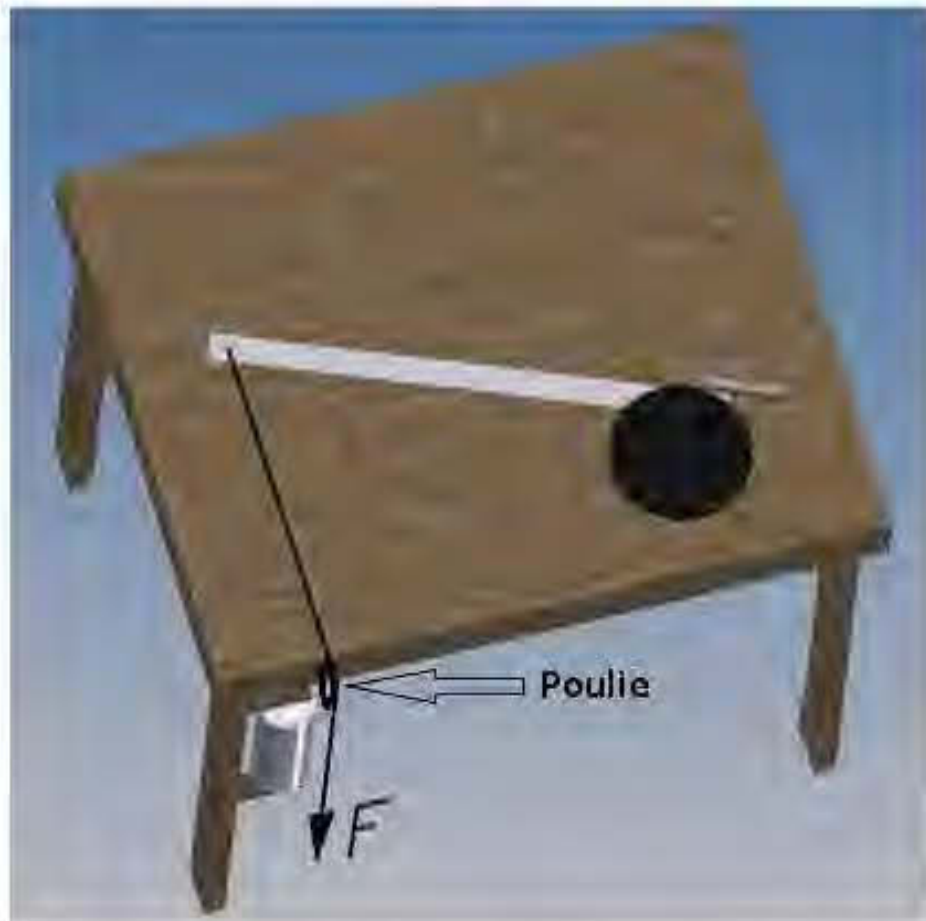


Figure 74 : Modèle 3D du banc d'essai en fluage

Un poids est accroché à l'extrémité d'un câble dont l'autre extrémité est attachée sur la languette à déformer par l'intermédiaire d'une poulie. Le poids est arbitraire et permet d'appliquer la contrainte désirée.

L'intérêt de ce banc d'essai était de mesurer dans le temps la déformation subie par la languette de polymère pour une contrainte constante et une température constante. Les polymères sont très sensibles à la température lorsqu'on parle de déformation et dans l'optique d'assurer que les analyses en fluage soient les plus exactes possibles et facile à interpréter, la température ne fût pas choisie comme un facteur variable dans cette expérience. Le chauffage de la pièce à déformer a été effectué par un pistolet à air chaud possédant une puissance de 2000 W.



Figure 75 : Photo du banc d'essai en fluage

La pièce de polymère était chauffée pendant exactement 1 minute avant que le poids ne soit appliqué. La position exacte du pistolet était inscrite sur la table. Ainsi, les conditions de température ne variaient pas pour chaque expérience effectuée avec chaque type de polymère.



Figure 76 : Pistolet à air chaud

Pour l'étape de fluage, c'est-à-dire pendant l'application de la contrainte, la déformation angulaire était mesurée à chaque minute jusqu'à ce que le tiroir contenant les poids touche le sol.

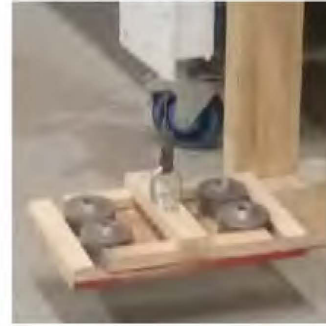


Figure 77 : Tiroir touchant le sol

Les poids servant à déformer la pièce de polymère était en fait des rondelles de métal et chacune pèse 45,4 grammes. En tout, trois masses différentes ont été appliqués aux deux types de polymères, à savoir 2 Kg, 2,9 Kg et 3,8 Kg (19,6 N, 28,5 N et 37,4 N).



Figure 78 : Type de rondelle utilisé



Figure 79 : languettes de polymères testées

Aire de la section de la languette :

$$A = \frac{3}{8} * 0,0254 * 2 * 0,0254 = 483,9 \times 10^{-6} m^2$$

La contrainte en cisaillement moyenne dans la section est donnée par :

$$\tau_1 = \frac{F}{A} = \frac{19.6}{483,9 \times 10^{-6}} = 40504 Pa$$

$$\tau_2 = \frac{28.5}{483,9 \times 10^{-6}} = 50896 Pa$$

$$\tau_3 = \frac{37.4}{483,9 \times 10^{-6}} = 77289 Pa$$

Le dessin suivant montre les lignes qui définissent les angles servant à lire la déformation angulaire:



Figure 80 : Lecture de la déformation angulaire

Le pistolet à air chaud chauffait là où la languette fléchissait, c'est-à-dire, au pivot, comme on peut le voir dans l'image suivante.



Figure 81 : Section chauffée par le pistolet

La température fût mesurée à l'aide d'un thermomètre à surface. À l'endroit où la languette était le plus chauffée, le polymère avait une température de 124,6 °C et de 123,1 °C à 0,1 *m* vers l'extrémité de la languette.

Une fois que le tiroir touchait le sol, le test de recouvrance commençait.

La première étape était de fermer le pistolet à air chaud et d'attendre 60 secondes. Ensuite, le poids est enlevé et la première mesure, celle du retour élastique instantané est prise au temps zéro. Par après, le retour de déformation est mesuré à chaque 15 secondes à l'aide des lignes d'angle pendant 3 minutes. Finalement, deux lectures supplémentaires sont prises à 4 et 5 minutes, respectivement, et une dernière quelques heures après. Cette dernière représente le temps où le retour viscoélastique est, en termes pratiques, terminé

3.3.3 Expérience #3

Le test #3 se voulait être une continuité du test #2. Le mécanisme de chauffage local par pistolet à air chaud n'allait peut-être pas s'avérer être le système adéquat. Il fallait donc explorer d'autres avenues et comparer les différentes méthodes de chauffage. Pour cette raison, un troisième banc d'essai fût élaboré; un avec un profil de température isotherme dans la pièce à déformer.

Pour y parvenir, un four fût construit.



Figure 82 : Four

Tout d'abord, deux pièces de métal qui s'emboîtent ont été fabriquées. Celles-ci ont été soudées et taillées chez Mécanicad et constituaient l'espace qui servait à chauffer la languette de polymère. Des trous ont également été taillés dans chacune des pièces pour y accueillir des plaquettes infrarouges qui allaient servir à chauffer le polymère.

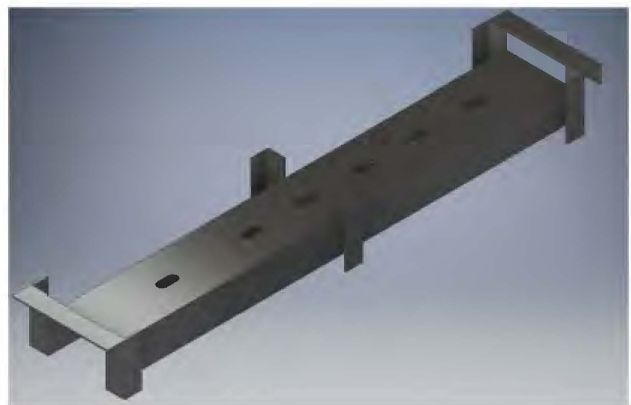


Figure 83 : Moitié du boîtier du four

Autour de ces enceintes de métal, de la laine de roche a été ajoutée pour éviter les pertes de chaleur et pour concentrer cette dernière. Le tout fût cloisonné dans une boîte de bois.

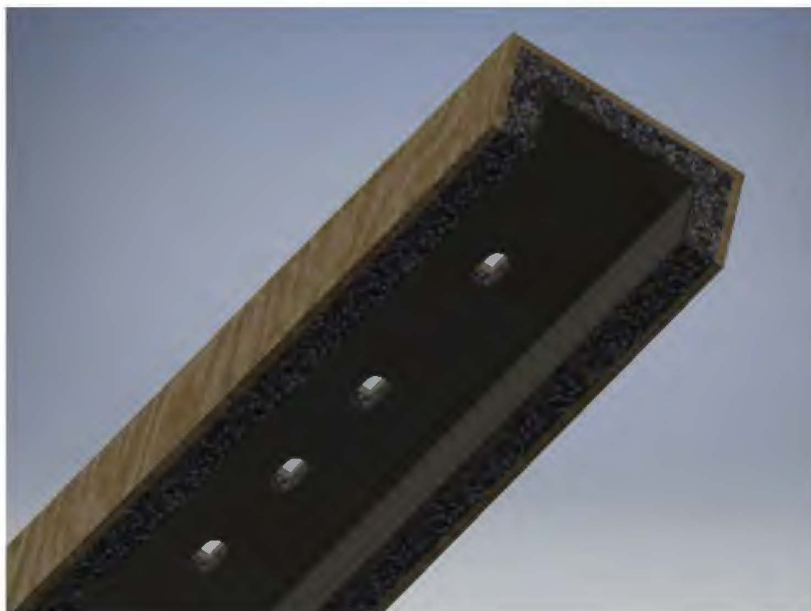


Figure 84 : Moitié de boîtier avec laine de roche et bois

Les plaquettes infrarouges qui servaient à chauffer ont ensuite été insérées dans chaque moitié de four.

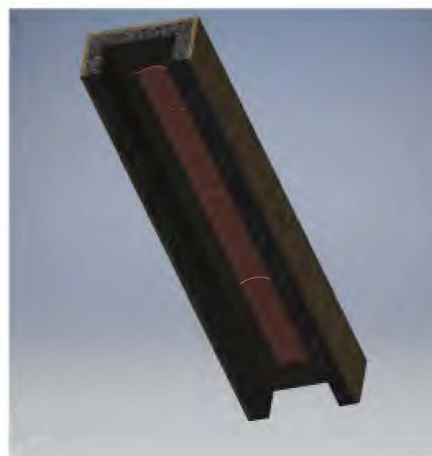


Figure 85 : Disposition des plaquettes infrarouges

Les deux moitiés ont ensuite été assemblées et les plaquettes infrarouges reliées en parallèle sur un circuit 220 V. La languette de polymère est immergée dans un bain d'eau en aluminium fabriqué avec une gouttière scellée aux extrémités avec du silicone haute température.



Figure 86 : Gouttière insérée dans le four

La température de l'eau est mesurée avec un thermomètre jusqu'à ce qu'elle atteigne la température désirée pour un test donné. La consigne sur le contrôleur est ensuite réglée pour garder la température constante pendant 20 minutes, temps pendant lequel la languette de polymère est chauffée avant le test.



Figure 87 : Gouttière insérée avec vue sur les plaquettes

La languette est ensuite testée en fluage comme au test #2.

En résumé, ces bancs d'essai (Test #2 et Test #3) ont permis :

- D'effectuer des tests de fluage (« creep ») et de retour (« recovery »)
- D'appliquer trois contraintes différentes
- De mesurer le degré de déformation en fonction du temps
- De mesurer le retour viscoélastique
- De mesurer la déformation permanente

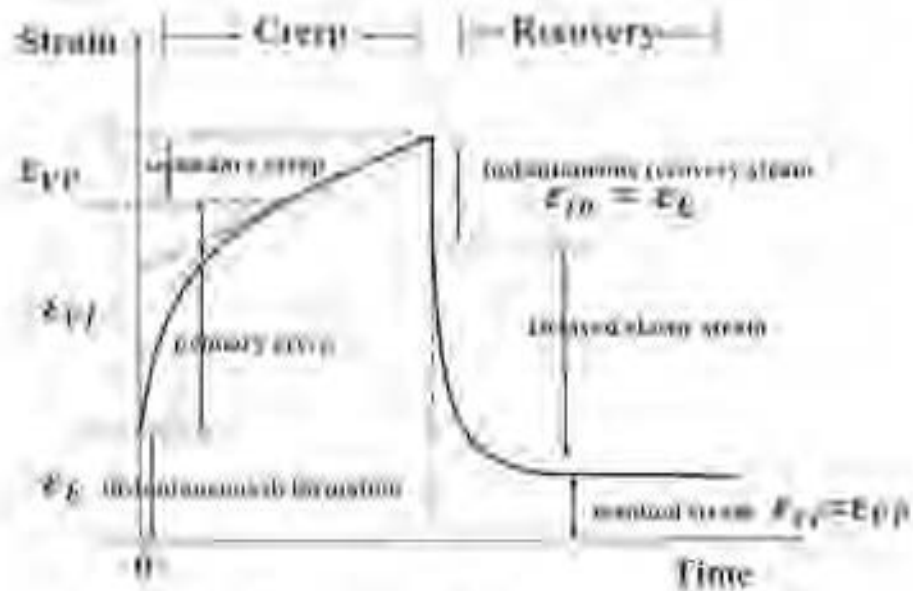


Figure 88 : Courbe typique d'un fluage avec retour

Ce dernier chapitre a traité de la méthode expérimentale et des diverses expériences effectuées dans le cadre de cette étude. Il montre comment les comportements identifiés au chapitre 2 allaient être quantifiés. Le prochain chapitre décrira les méthodes d'analyse choisies ainsi que le cadre de leurs applications.

4.1 **MODÉLISATION MATHÉMATIQUE DES MODÈLES**

4.1.1 **Modèles classiques de la mécanique des milieux continus**

Les modèles utilisés par la mécanique des milieux continus possèdent chacun sa loi de comportement. Par exemple, le modèle de Maxwell, qui est composé d'un ressort et d'un amortisseur en série est défini de la façon suivante :



$$\varepsilon_{total} = \varepsilon_G + \varepsilon_\eta$$

Où

$$\varepsilon = \varepsilon_1 + \varepsilon_2$$

Figure 89 : Modèle de Maxwell

Avec $\sigma = \sigma_1 = \sigma_2 \rightarrow \sigma_1 = G\varepsilon_1$ et $\sigma_2 = \eta\dot{\varepsilon}_2$

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_1 + \dot{\varepsilon}_2$$

$$\varepsilon_1 = \frac{\sigma}{G} \rightarrow \dot{\varepsilon}_1 = \frac{\dot{\sigma}}{G}$$

$$\dot{\varepsilon}_2 = \frac{\sigma}{\eta}$$

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{G} + \frac{\sigma}{\eta} \quad \text{OU} \quad \dot{\gamma} = \frac{\dot{\tau}}{G} + \frac{\tau}{\eta}$$

Pour définir la réponse en fluage, on résout pour la valeur de ε et on pose la contrainte égale à une constante :

$$\varepsilon = \int \dot{\varepsilon} dt$$

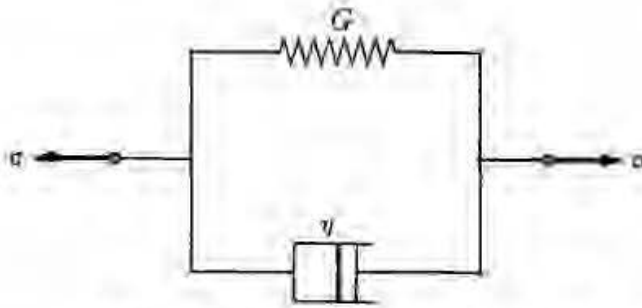
$$\varepsilon = \int \left(\frac{\dot{\sigma}}{G} + \frac{\sigma}{\eta} \right) dt$$

$$\varepsilon = \frac{\sigma_0}{\eta} t + \frac{\sigma_0}{G} \quad \text{OU} \quad \gamma = \frac{\tau_0}{\eta} t + \frac{\tau_0}{G}$$

L'équation en fluage est donc :

$$\varepsilon = f(\sigma_0, t, G, \eta)$$

Le modèle de Kelvin-Voigt, qui est composé d'un ressort et d'un amortisseur en parallèle est défini d'une façon analogue :



$$\sigma_{total} = \sigma_G + \sigma_\eta$$

Ou

$$\sigma = \sigma_1 + \sigma_2$$

Figure 90 : Modèle de Kelvin-Voigt

Avec $\varepsilon = \varepsilon_1 = \varepsilon_2 \rightarrow \varepsilon_1 = \frac{\sigma_1}{G}$ et $\dot{\varepsilon}_2 = \frac{\sigma_2}{\eta}$

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_1 = \dot{\varepsilon}_2$$

$$\sigma_1 = G\varepsilon \text{ et } \sigma_2 = \eta\dot{\varepsilon}$$

$$\sigma = G\varepsilon + \eta\dot{\varepsilon}$$

Ou

$$\tau = G\gamma + \eta\dot{\gamma}$$

Pour définir la réponse en fluage, on résout l'équation différentielle pour ε et on pose la contrainte égale à une constante :

$$\sigma = G\varepsilon + \eta \frac{d\varepsilon}{dt}$$

$$\frac{d\varepsilon}{dt} + \frac{G}{\eta}\varepsilon = \frac{\sigma}{\eta}$$

La solution naturelle est :

$$\lambda + \frac{G}{\eta} = 0 \quad \rightarrow \quad \lambda = -\frac{G}{\eta}$$

$$\varepsilon_{Nat.} = Ae^{\left(-\frac{G}{\eta}t\right)}$$

Et la solution forcée est :

$$\varepsilon_{For.} = B \quad 0 + \frac{G}{\eta}B = \frac{\sigma}{\eta}$$

$$B = \frac{\sigma}{G}$$

Donc, on obtient la solution générale :

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_{Nat.} + \varepsilon_{For.} = Ae^{\left(-\frac{G}{\eta}t\right)} + \frac{\sigma}{G}$$

Et finalement la solution particulière :

$$\text{à } t = 0 \quad \rightarrow \quad \sigma = \sigma_0 \quad \text{et} \quad \varepsilon(t) = 0$$

$$0 = Ae^{(0)} + \frac{\sigma_0}{G} \quad \rightarrow \quad A = -\frac{\sigma_0}{G}$$

Ce qui donne :

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{G} \left[1 - e^{\left(-\frac{G}{\eta}t\right)} \right]$$

L'équation en fluage est donc :

$$\varepsilon = f(\sigma_0, t, G, \eta)$$

Pour obtenir la solution au retour, c'est-à-dire une fois la force retirée, on pose :

$$\sigma = G\varepsilon + \eta \frac{d\varepsilon}{dt}$$

$$\frac{d\varepsilon}{dt} + \frac{G}{\eta} \varepsilon = \frac{\sigma}{\eta}$$

La solution naturelle est :

$$\lambda + \frac{G}{\eta} = 0 \quad \rightarrow \quad \lambda = -\frac{G}{\eta}$$

$$\varepsilon_{Nat.} = Ae^{\left(-\frac{G}{\eta}t\right)}$$

Et la solution forcée est nulle, donc $\varepsilon_{For.} = 0$

Donc, on obtient la solution générale :

$$\varepsilon_{retour}(t) = \varepsilon_{Nat.} + \varepsilon_{For.} = Ae^{\left(-\frac{G}{\eta}t\right)}$$

Et finalement la solution particulière :

$$\text{à } t = 0 \quad \rightarrow \quad \sigma = 0 \quad \text{et} \quad \varepsilon_{retour}(0) = \varepsilon_{fluage}(t_{final, aller})$$

$$\varepsilon_{fluage}(t_{final, aller}) = Ae^{(0)} \quad \rightarrow \quad A = \varepsilon_{fluage}(t_{final, aller})$$

Ce qui donne :

$$\varepsilon_{retour}(t) = \varepsilon_{fluage}(t_{final, aller})e^{\left(-\frac{G}{\eta}t\right)}$$

4.1.2 Modèles classiques modifiés

Comme discuté, les modèles de Maxwell et de Kelvin-Voigt modélisent une partie du comportement viscoélastique mais ni l'un ni l'autre est en mesure d'expliquer le phénomène dans son intégralité. Le modèle de Zener peut quant à lui donner une représentation approximative du comportement viscoélastique des polymères. Sa réponse en fluage correspond à la réponse en fluage d'un modèle de Kelvin-Voigt auquel on ajoute un terme ε relatif au ressort supplémentaire :

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{G_1} + \frac{\sigma_0}{G_2} \left[1 - e\left(-\frac{G_2 t}{\eta_2}\right) \right]$$

Où l'indice 1 est relatif au ressort libre et l'indice 2 au modèle de Kelvin-Voigt

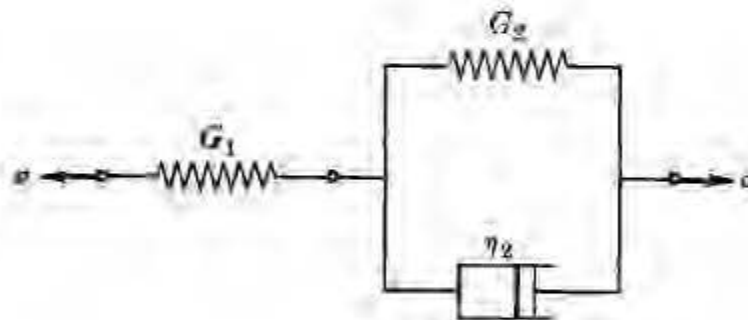


Figure 91 : Modèle de Zener

Un des modèles les plus utilisés dans la littérature est le modèle de Burgers. Celui-ci, à quatre paramètres, est capable d'intégrer et de représenter les trois réponses de base en viscoélasticité, à savoir, la réponse élastique instantanée compte tenu du ressort libre G_1 , l'écoulement visqueux dû à l'amortisseur libre η_1 et finalement la réponse viscoélastique retardée provenant du Kelvin-Voigt. On peut le voir comme un modèle de Maxwell en série avec un modèle de Kelvin-Voigt.

On obtient la réponse en fluage en additionnant les réponses en fluage d'un modèle de Maxwell à un modèle de Kelvin-Voigt :

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{G_1} + \frac{\sigma_0}{\eta_1} t + \frac{\sigma_0}{G_2} \left[1 - e^{\left(-\frac{G_2 t}{\eta_2} \right)} \right]$$

Où l'indice 1 est relatif au modèle de Maxwell et l'indice 2 au modèle de Kelvin-Voigt.

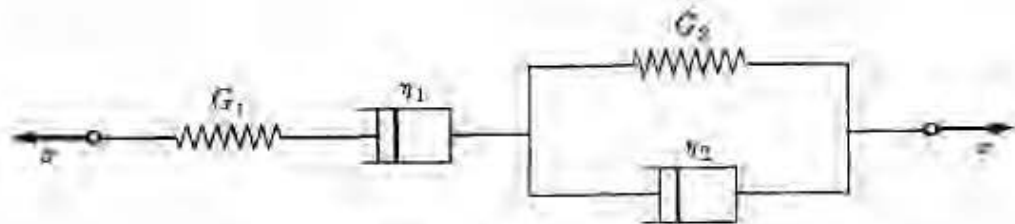


Figure 92 : Modèle de Burgers

L'analyse des données préliminaires montra que les trois comportements se manifestent, à savoir, une réponse élastique instantanée, un écoulement visqueux et une réponse élastique retardée.

Le modèle choisi pour l'analyse des données de fluage fût le modèle de Burgers.

4.2 ALGORITHME MATLAB

La paramétrisation est un procédé qui sert à la détermination et à la définition des paramètres constituant un modèle. L'objectif est de déterminer la valeur des paramètres qui permettront à une équation mathématique donnée de prédire une série de données expérimentales. Dans le cas qui nous incombe, ce procédé consiste tout d'abord à effectuer une modélisation mathématique liant déformation, contrainte et temps par les paramètres du modèle en question. Une fois la réponse en fluage ou en relaxation obtenue, la paramétrisation à proprement dit consiste à identifier la valeur des paramètres qui minimiseront l'écart entre la prédiction du modèle et les résultats expérimentaux. On nomme ce procédé lissage de courbe :

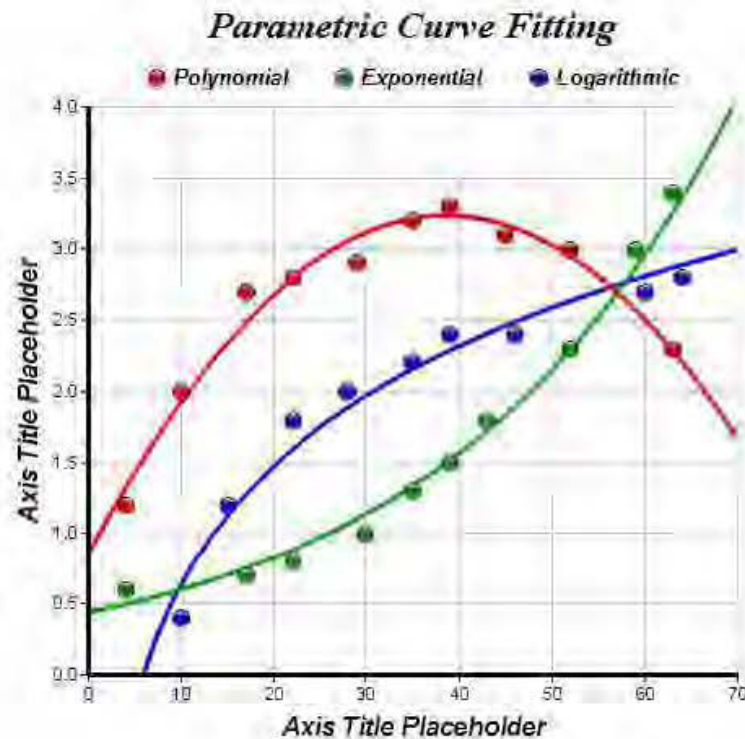


Figure 93 : Graphique d'un « curve fit »

Pour paramétrer les modèles de la mécanique des milieux continus utilisés dans cette recherche, le programme Matlab a été utilisé. Ce programme permet de définir un algorithme qui calcule par itération la valeur des paramètres qui minimise l'écart entre les données prédites par un modèle et celles obtenues expérimentalement (méthode des moindres carrés). Plus spécifiquement, l'algorithme calcule la somme du carré des écarts entre données prédites et données expérimentales. Pour déterminer la direction de modifications des estimés des paramètres qui minimise cette somme, la méthode de Newton-Raphson est utilisée. L'algorithme développé fonctionne de la façon suivante :

1. Les données expérimentales (déformation angulaire expérimentale γ_i et temps expérimental t_i) sont lues et placées dans une variable.
2. Le modèle mécanique de fluage est défini sous forme d'équation dont les variables sont les paramètres du modèle. Cette équation correspond à la déformation angulaire γ_m prédite par le modèle. Pour le modèle de Burgers :

$$\gamma_m(t, G_1, \eta_1, G_2, \eta_2) = \frac{\sigma_0}{G_1} + \frac{\sigma_0}{\eta_1} t + \frac{\sigma_0}{G_2} \left[1 - e^{\left(-\frac{G_2}{\eta_2} t\right)} \right]$$

3. Après avoir imposé arbitrairement une valeur à chacun des paramètres (estimés initiaux), l'algorithme génère une courbe, laquelle peut être comparée visuellement avec les données expérimentales.
4. Si la courbe correspond approximativement aux données expérimentales, on passe à l'étape 5. Sinon, on repasse à l'étape 3 en modifiant les paramètres imposés.
5. La déformation angulaire expérimentale γ_i est placée dans une variable et le temps expérimental t_i est placé dans une autre variable.

6. La somme des moindres carrés est définie de la façon suivante :

$$SMC = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n (\gamma_m - \gamma_i)^2$$

Où n est le nombre de données dans une série expérimentale.

7. Pour une série de données expérimentales, par exemple :

Tableau 1 : Déformation en degré en fonction du temps

Temps (min)	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Déformation (degrés)	3	5,5	7,5	10,5	12	13,5	16	17,5	19	20,1	20,5

On remplace, pour la première sommation, γ_i par la valeur γ_1 et on substitue t_1 dans γ_m . On fait de même pour la deuxième sommation jusqu'à n :

$$SMC = F = \frac{1}{2} \left[\left[\frac{\sigma_0}{G_1} + \frac{\sigma_0}{\eta_1} t_1 + \frac{\sigma_0}{G_2} \left[1 - e^{\left(-\frac{G_2}{\eta_2} t_1 \right)} \right] - \gamma_1 \right]^2 + \dots + \left[\frac{\sigma_0}{G_1} + \frac{\sigma_0}{\eta_1} t_n + \frac{\sigma_0}{G_2} \left[1 - e^{\left(-\frac{G_2}{\eta_2} t_n \right)} \right] - \gamma_n \right]^2 \right]$$

Les seules variables restantes sont les 4 paramètres.

8. Le gradient et la matrice Hessienne de la somme des moindres carrés est calculé :

$$H = \begin{bmatrix} \frac{\partial^2 F}{\partial G_1^2} & \frac{\partial^2 F}{\partial G_1 \partial \eta_1} & \frac{\partial^2 F}{\partial G_1 \partial G_2} & \frac{\partial^2 F}{\partial G_1 \partial \eta_2} \\ \frac{\partial^2 F}{\partial \eta_1 \partial G_1} & \frac{\partial^2 F}{\partial \eta_1^2} & \frac{\partial^2 F}{\partial \eta_1 \partial G_2} & \frac{\partial^2 F}{\partial \eta_1 \partial \eta_2} \\ \frac{\partial^2 F}{\partial G_2 \partial G_1} & \frac{\partial^2 F}{\partial G_2 \partial \eta_1} & \frac{\partial^2 F}{\partial G_2^2} & \frac{\partial^2 F}{\partial G_2 \partial \eta_2} \\ \frac{\partial^2 F}{\partial \eta_2 \partial G_1} & \frac{\partial^2 F}{\partial \eta_2 \partial \eta_1} & \frac{\partial^2 F}{\partial \eta_2 \partial G_2} & \frac{\partial^2 F}{\partial \eta_2^2} \end{bmatrix}$$

9. Les paramètres imposés arbitrairement sont substitués dans les 4 paramètres du modèle.
10. La variation des paramètres, $\Delta Paramètres$, est initialisé à zéro.
11. Le processus d'itération de Newton-Raphson s'effectue à cette étape. Il consiste à calculer à chaque itération la valeur $\Delta Paramètres$:
- $\Delta Paramètres_i = Jacobien^{-1}_i \times Résidus_i$
Le Jacobien est calculée en substituant les valeurs des paramètres dans la matrice Hessienne.
Les résidus sont calculés en substituant les valeurs des paramètres dans le gradient de la somme des moindres carrés
 - $Paramètres_{i+1} = Paramètres_i + \Delta Paramètres_i$.
 - La sommes des moindres carrés est calculée et enregistrée pour chaque itération.
12. Si le critère de convergence est respecté, on passe à l'étape 13. Sinon, on recommence à l'étape 11 avec une nouvelle itération. Si le nombre maximal d'itération est atteint, l'algorithme se termine.
13. Les graphiques sont tracés.

4.3 ANALYSE NUMÉRIQUE PAR ANSYS

Le programme ANSYS est souvent cité dans les recherches sur les comportements en déformation des polymères. Ce programme s'est fait améliorer depuis les années et de nombreux modules adaptés à différents types de simulation y ont été ajoutés.

4.3.1 Interface WorkBench

Lorsque l'on travaille avec ANSYS, il incombe d'effectuer une recherche détaillée des paramètres et des propriétés qui doivent être considérés afin que le logiciel intègre le type de matériau et le type de simulation que l'on tente d'effectuer. Cette condition est essentielle pour que la simulation soit représentative de la réalité. Par exemple, le module MISO, qui signifie « Multilinear isotropic hardening » ou « écouissage isotrope multilinéaire » en français, permet de fournir des données expérimentales de déformation inélastique non-linéaire au programme et celui-ci approxime la solution non-linéaire en se servant de ces données. Utiliser ces modules dans une simulation de déformation d'un matériau qui n'est pas parfaitement élastique est essentiel parce qu'il permet de prendre en compte la non-linéarité du domaine plastique de la déformation.

Le module de cisaillement viscoélastique est un prérequis nécessaire lorsqu'on tente de simuler une déformation d'un polymère. Comme mentionné, les polymères montrent un comportement non-linéaire dans le domaine viscoélastique et dans le domaine viscoplastique et ce module permet de prendre en compte les changements dans la viscosité des polymères en fournissant des données quantitatives de l'évolution du module de cisaillement G dans le temps.

Ansys fonctionne par bloc. Ceux-ci sont glissés de la liste déroulante à gauche vers l'interface Workbench à droite. Ainsi, on définit un bloc, par exemple, « Conditions thermiques », et le ou les blocs suivants, dans l'image « viscoélastique » et « fluage », utilisent les données d'entrée comme conditions aux frontières initiales de la simulation. On commence tout d'abord par glisser et définir le bloc « Conditions thermiques ».

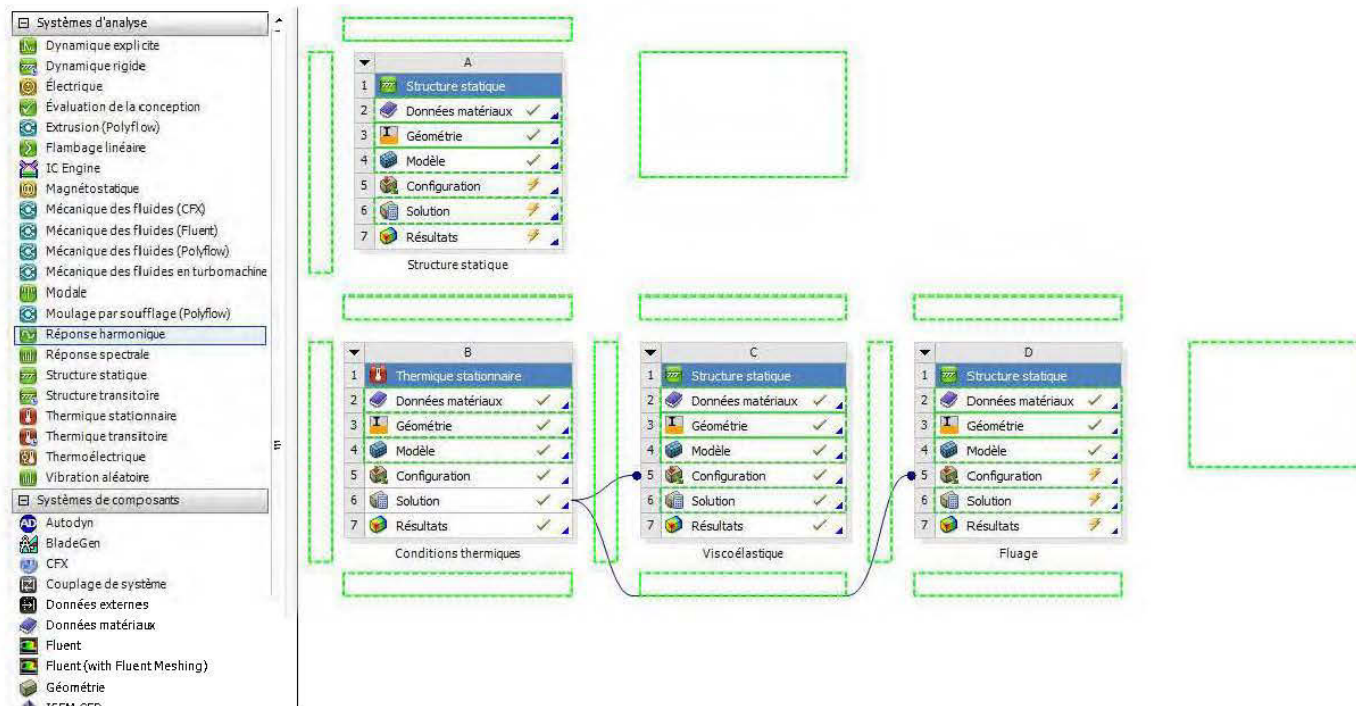


Figure 94 : Interface Workbench

4.3.2 Simulation

1^{ère} étape : définition des propriétés

Les modules qui simulent les déformations inélastiques discutés précédemment sont définis en cliquant sur « Données matériaux » du bloc « Conditions thermiques ». Ces modules sont des additions que l'on fait aux propriétés du matériau. Outre les propriétés en tension, en compression, en densité, en cisaillement, etc. (Module de Young, Module de cisaillement, densité, etc.), on rajoute des propriétés non-linéaires propres au comportement viscoélastique et viscoplastique encadré en rouge sur la figure suivante :

Matériau définie entièrement par l'utilisateur

	A	B	C	D	E
	Propriété	Valeur	Unité		
2	Masse volumique	910	kg m ⁻³		
3	Coefficient isotrope sécant de dilatation thermique				
6	Elasticité isotrope				
7	Dériver de	Module de cisail...			
8	Module de Young	1,3445E+09	Pa		
9	Coefficient de Poisson	0,44567			
10	Module de compressibilité	4,1248E+09	Pa		
11	Module de cisaillement	4,65E+08	Pa		
12	Field Variables				
16	Limite d'élasticité en traction	2,3442E+07	Pa		
17	Limite d'élasticité en compression	0	Pa		
18	Limite à la rupture en traction	1,77E+07	Pa		
19	Limite à la rupture en compression	0	Pa		
20	Cisaillement viscoélastique				
21	Cisaillement viscoélastique 1	Tabulaire			
24	Relaxation de cisaillement Prony	Tabulaire			
25	Nombre de termes	2			
26	Modules() relatifs: Echelle	1			
27	Modules() relatifs: Décalage	0			
28	Temps de relaxation(): Echelle	1			
29	Temps de relaxation(): Décalage	0	s		

Figure 95 : Interface des propriétés dans Workbench

Les propriétés suivantes du matériau étudié, à savoir le copolymère de polypropylène proviennent des fabricants, SIMONA:

Tableau 2 : Propriétés du copolymère de polypropylène

Trade name: **SIMONA® PP-Copolymer natural**

Date of printing: 24.11.2016

SIMONA® PP-Copolymer natural

Data sheet update	01.10.2014
Density, g/cc , D-792	0.910
Tensile Strength at yield, psi , D-638	3,400
Tensile Modulus, psi , D-638	195,000
Izod Impact (notched), ft.lbs./in. , D-256	14
Shore Hardness, (1 s), ISO 868	74
Coefficient of Thermal Expansion, in./in./°C , D-696	1.6 x 10 ⁻⁴
Crystalline melting range, °F , DSC (10 °C/min)	320° F - 327.2° F
Temperature Range, °F	-4 to +176
FDA regulations 21 Chapter 1, part 177.2510 for contact with food stuffs	yes

Les propriétés, telles que la masse volumique, le module de Young, la limite d'élasticité, le coefficient d'expansion thermique et la conductivité thermique sont entrées manuellement dans le programme à partir des données de propriétés fournies par les fabricants. On rajoute le module de cisaillement viscoélastique auquel on fournit des données sous forme tabulaire. Celles-ci proviennent des données expérimentales de fluage recueillies et représentent le module de cisaillement G en fonction du temps. Un exemple de calcul est présenté à la section 5.5.

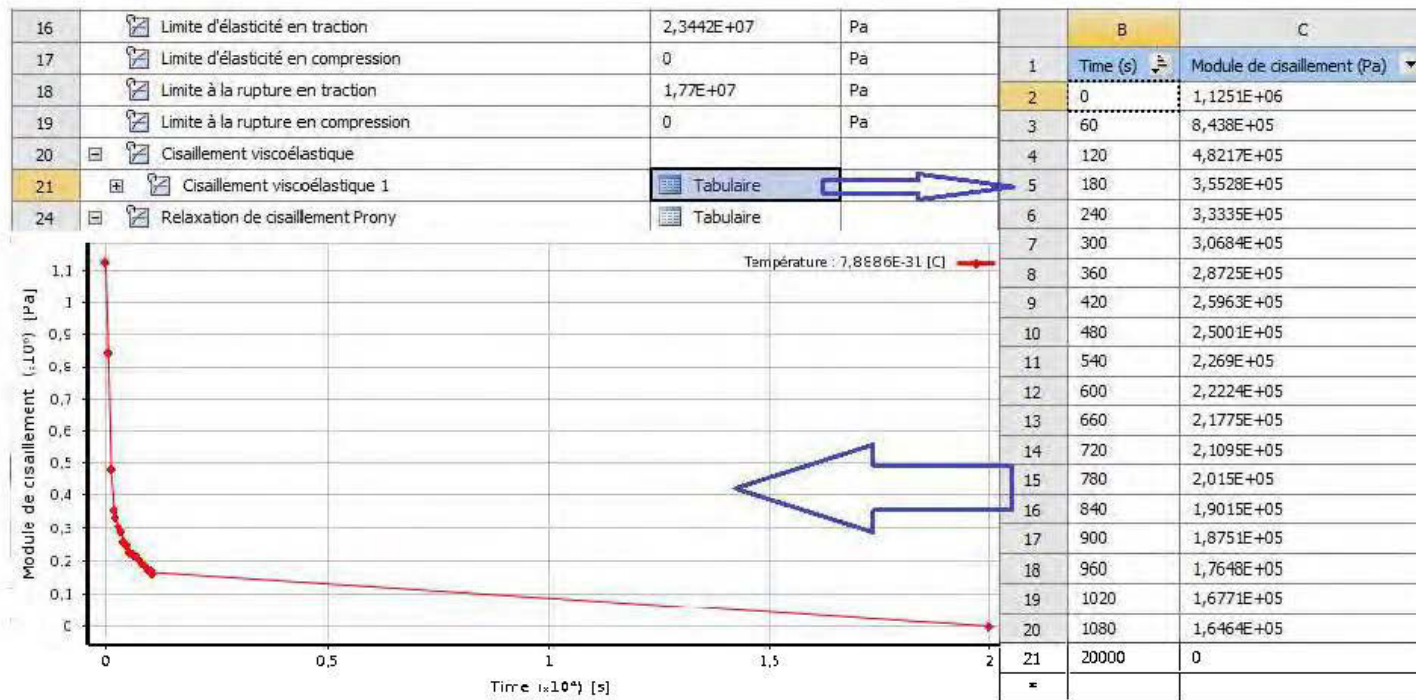


Figure 96 : « Curve fit » du cisaillement viscoélastique

2^e étape : Définition du modèle géométrique

La géométrie dont on désire simuler la déformation est modélisée sur Inventor. Dans le cas présent, la modélisation par Inventor est en fait un assemblage qui reproduit le banc d'essai en fluage.

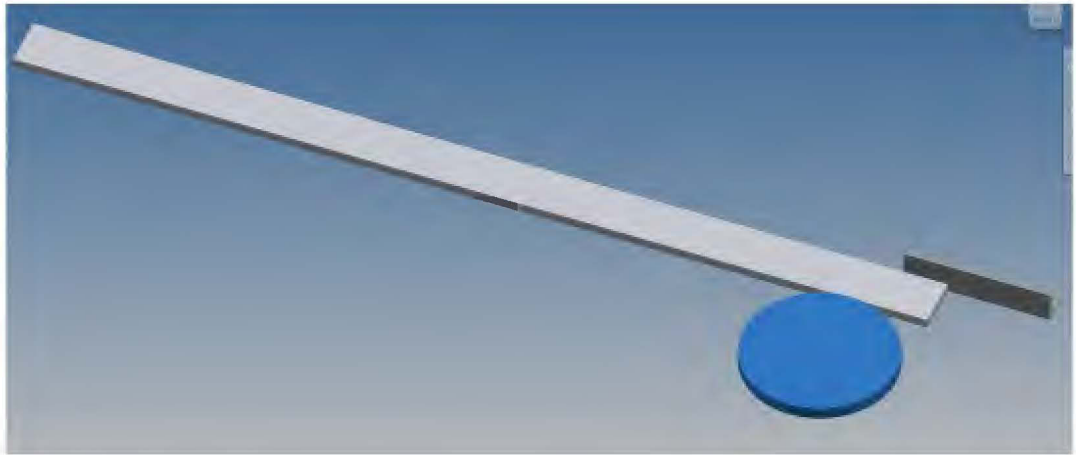


Figure 97 : Modèle 3D de la géométrie du banc d'essai en fluage

La rondelle de plastique, l'équerre d'aluminium et, bien entendu, la languette de copolymère sont trois pièces modélisées distinctement. Les dimensions des pièces et leurs positions les unes par rapport aux autres sont les mêmes que celles du banc d'essai. L'assemblage Inventor est importé dans ANSYS. Le programme Mechanical (sous-programme de ANSYS workbench) est lancé pour effectuer la simulation à proprement dit.

3^e étape : Maillage et définitions des conditions thermiques

ANSYS mechanical génère automatiquement un maillage. On peut, à travers des commandes, définir la taille et les configurations des éléments finis du modèle si on ne veut pas utiliser le maillage automatique.

Pour parvenir à déterminer quel type de maillage à utiliser dans cette étude, plusieurs essais ont été faits. Certains types de maillage n'arrivaient tout simplement pas à converger. D'autres, bien qu'ils convergeaient, étaient générés automatiquement par Ansys et présentaient une répartition d'éléments très différents. En fait, Ansys possède un outil intégré qui permet d'évaluer la qualité des éléments et c'est justement cet outil qui a servi à déterminer le choix du maillage qui présentait la meilleure qualité. La taille des éléments dans cette modélisation a été choisie de façon à avoir 4 éléments sur la largeur de la languette de polymère.

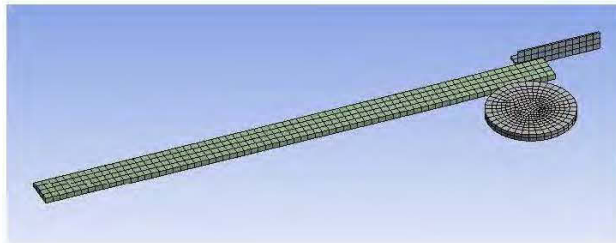


Figure 98 : Maillage de la géométrie

La température initiale est définie, ici 23 °C, et les conditions de convection sont également définies. D'abord, une convection avec un coefficient de convection de $15 \frac{W}{m^2K}$ et avec une température de fluide de 23 °C est appliquée sur l'ensemble de la languette de plastique pour représenter la convection naturelle. Ensuite, une convection avec un coefficient de convection $56,8 \frac{W}{m^2K}$ (dont la valeur est calculée au chapitre 5.5) et avec une température de fluide de 144 °C, pour représenter la convection forcée du pistolet à air chaud, est appliquée sur une section de la languette. La section choisie

correspond à la section chauffée par le pistolet et aux températures mesurées dans le banc d'essai.

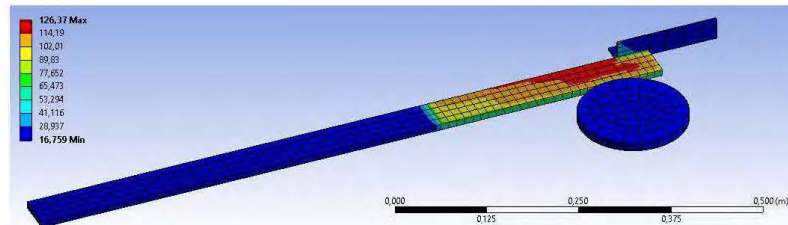


Figure 99 : Profil de température pour l'expérience en chauffage local

Les résultats du bloc de la simulation de l'analyse thermique sont ensuite reliés au bloc de l'analyse viscoélastique :

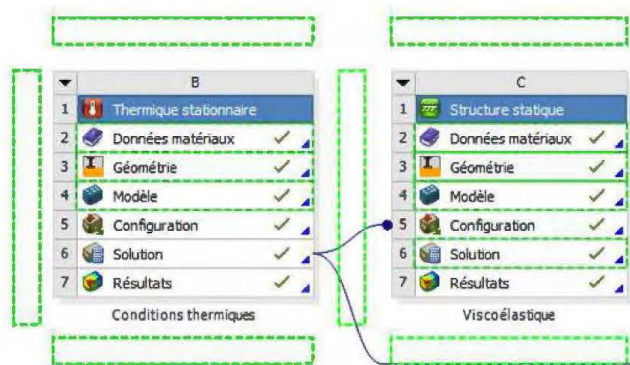


Figure 100 : Blocs utilisés avec leurs liens

La distribution de la température est importée dans la simulation en déformation comme conditions aux frontières.

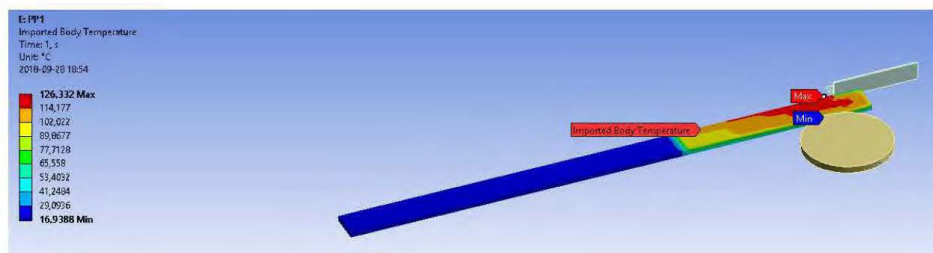


Figure 101 : Importation du profil de température

4^e étape : Définition des points de contact

Les contacts entre pièces de l'assemblage ont une grande importance pour ce qui est de la convergence de la simulation. Il existe plusieurs possibilités de contact, tels que « lié totalement », « glissement avec frottement », « glissement sans frottement », etc. Pour que la solution converge il est nécessaire de choisir des types de contact qui limitent suffisamment les degrés de liberté des pièces simulées mais sans non plus trop les contraindre. La suppression de tous les degrés de liberté des contacts assurerait la convergence de la solution mais ne serait toutefois pas une représentation fidèle de la réalité. Il importe de garder en tête que les contacts entre pièces doivent être similaires aux contacts du banc d'essai.

Dans le test en fluage, la languette de polymère glisse par rapport à l'équerre d'aluminium mais ne glisse pas par rapport à la rondelle. Les contacts ont été définis pour aller dans ce sens : « lié totalement » entre la languette et la rondelle et « glissement avec frottement » avec un coefficient de frottement de 0,2 entre la languette et l'équerre d'aluminium.



Figure 102 : Interface des contacts

5^e étape : Application de la force de déformation

La force est appliquée sur un nœud du maillage situé à 50,8 mm (2") de l'extrémité de la languette de polymère, comme dans le banc d'essai. La simulation est séparée en étape pour être fidèle à la réalité. Dans l'image suivante, la force de 28 N est appliquée progressivement dans les 10 premières secondes et la sollicitation demeure jusqu'à 1080 secondes, qui correspond à la durée de 18 minutes de ce test spécifique. La force est ensuite retirée pour une durée de 5 minutes, correspondant au temps alloué au retour viscoélastique dans le test en fluage.

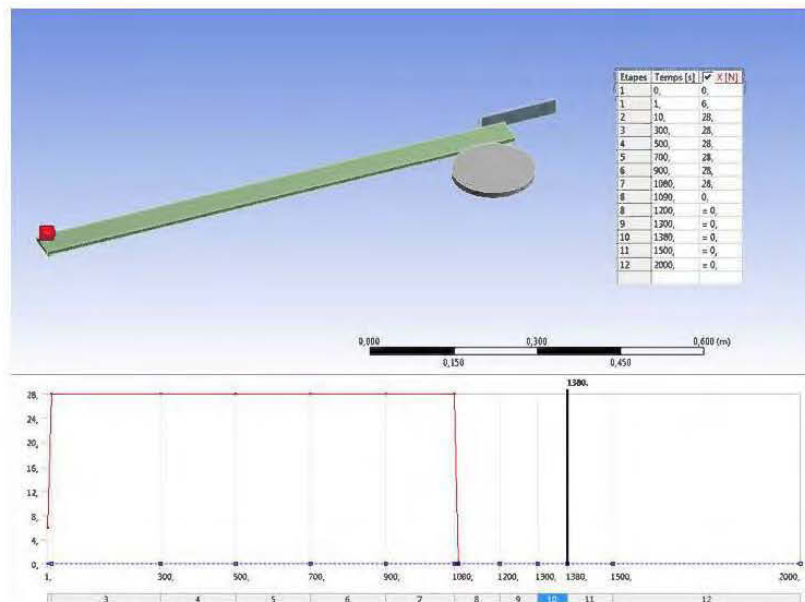


Figure 103 : Force imposée en fonction du temps

Ce chapitre a développé les modèles analytique et numérique et présenter le cadre de leur application. Le choix du modèle de la mécanique des milieux continus, l'algorithme d'optimisation de la somme des moindres carrés et les conditions de simulation dans Ansys montrent comment les résultats présentés au prochain chapitre ont été obtenus.

CHAPITRE 5

RÉSULTATS ET DISCUSSION

5. 1. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

L'analyse des modèles analytiques et numériques permet de décrire mathématiquement et d'extrapoler les comportements observés mais l'analyse des données expérimentales, en soit, peut révéler autant, sinon plus d'informations sur ces comportements.

Le prototype construit a été un excellent point d'entrée sur une étude de cintrage thermomécanique. Ce type de conception étant plutôt rare dans la littérature et dans l'industrie, les données qualitatives recueillies ont permis de déterminer la faisabilité technique d'un tel dispositif. Tel que mentionné au chapitre 3, l'objectif derrière cette conception était de :

- Étudier la méthode de chauffage : convection forcée ou radiation.
- Déterminer la compatibilité géométrique du procédé.
- Déterminer la grandeur des forces à appliquer.
- Déterminer la malléabilité des deux types de polymère.
- Déterminer les vitesses de déformation fonctionnelle.

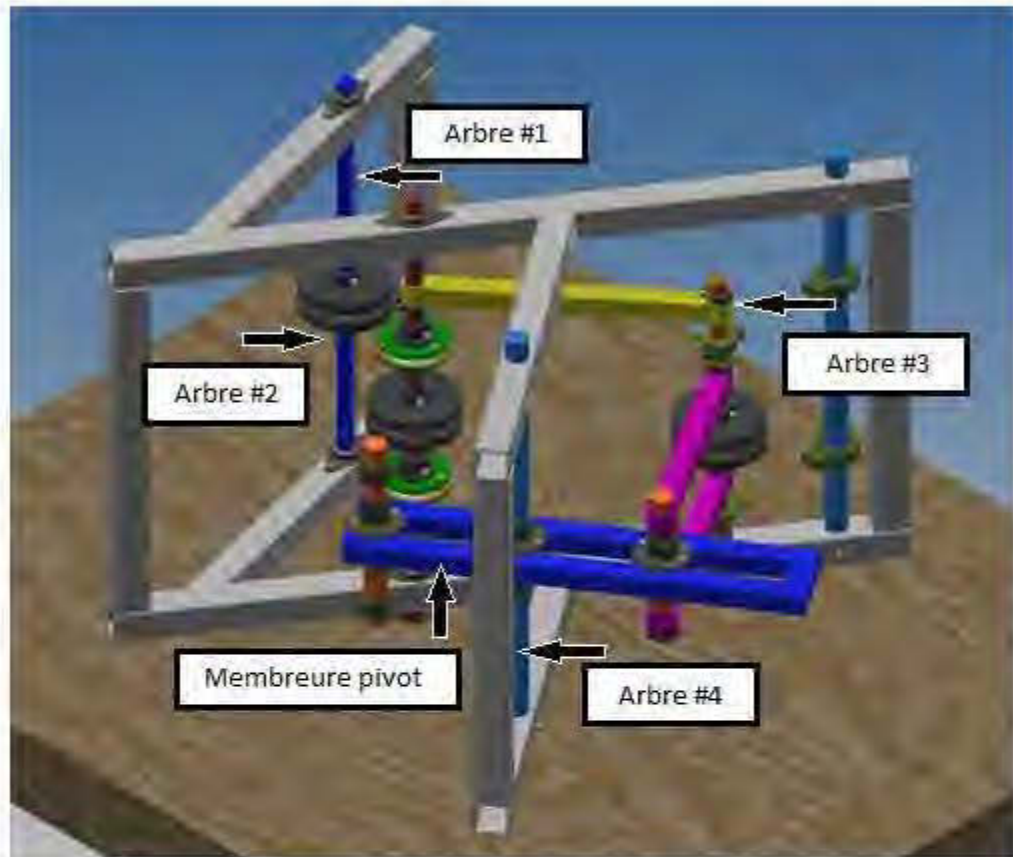


Figure 104 : Description des composantes du prototype

Tout d'abord, les conditions et l'effet de la température furent étudiés. Les deux méthodes de chauffage s'avérèrent efficace; que ce soit la convection forcée ou la radiation, les deux matériaux devenaient substantiellement plus malléables quand ils étaient chauffés et ce, pour le copolymère de polypropylène comme pour le PVC.

Puisque la languette de polymère se déplaçait de gauche à droite (tout dépendant si la perceuse était en mode avance ou en mode recul), elle était chauffée à chaque instant à une position différente sur le sens de sa longueur (par rapport à la machine, entre l'arbre #1 et l'arbre #2). La vitesse de déplacement (et donc le flux de chaleur) était fonction de la vitesse avec laquelle la perceuse entraînait la languette (en d'autres termes, le degré avec lequel le bouton de la perceuse était enfoncée). Le test a permis de constater que si la vitesse de la languette était trop élevée, celle-ci n'avait pas suffisamment le temps de chauffer et l'application d'une force, même relativement petite, provoquait le voilement de la languette. Si en revanche la vitesse était suffisamment petite, le matériau semblait avoir le temps de se réchauffer et le matériau se déformait comme désiré au lieu de se voiler.

La géométrie considérée lors de la conception du prototype n'était pas idéale. En effet, les deux extrémités de la languette (environ 28 cm à chaque extrémité) ne pouvaient pas être déformées étant donné que la portion de la languette comprise entre les points d'appui en fin de course (Arbre #1 et #2 et Arbre #2 et #3) n'était en fait jamais chauffée. Également, la membrure pivot ne pouvait pas être réglée trop à droite (elle fût conçue dans cet objectif, c'est-à-dire avec la possibilité de fixer son point de pivot à n'importe quelle position de sa rainure) parce qu'une collision se produisait entre l'arbre #2 et celle-ci. Néanmoins, cette observation révéla qu'ultimement la conception, advenant qu'elle soit semblable, devra être pensée en conséquence.

Deuxièmement, mentionnons que la force appliquée sur la languette est réglable en déplaçant le point d'ancrage des deux ressorts attachés à la membrure pivot, permettant ainsi de contrôler non seulement la force mais également la vitesse de déformation de la languette. Si la tension dans les ressorts n'était pas suffisamment grande, les roulettes de caoutchouc (sur l'arbre #1, #2 et #3) ne permettaient pas l'entraînement de la languette; celle-ci glissait et n'avancait pas. Il faut noter toutefois que l'utilisation de ressort dans la conception avait comme conséquence de diminuer

progressivement la force appliquée lorsque la déformation était induite; la déformation des ressorts diminuait en même temps que la déformation de la languette augmentait réduisant ainsi la force qu'ils appliquaient.

Finalement, les rondelles servant à entrainer la languette ont été flanquées avec des disques, de part et d'autre, afin de guider la languette de polymère. Ces guides, de par leur agencement, façonnaient une rainure qui empêchait la languette de s'extirper du plan de déformation, essentiellement, de se voiler. Cependant, le PVC, s'il était trop chauffé, finissait par se voiler; la force, même si elle diminuait dans le temps, l'emportait et le PVC cédait et se déformait rapidement. Tout de même, après quarante-cinq minutes d'opération, une languette de 1,37 m du copolymère de polypropylène est parvenue à se déformer avec un rayon de courbure correspondant à un conduit de ventilation de 1,83 m de diamètre sans voilement notable.



Figure 105 : Déformation d'une languette avec le prototype

Les nombreux tests effectués en fluage ont permis de mesurer l'impact de plusieurs variables, comme le poids appliqué à la géométrie, la température et la vitesse de déformation pour ne citer que celles-ci. La répétition des tests, (plusieurs échantillons testés dans les mêmes conditions afin d'augmenter la population) a permis de mettre en lumière la grandeur et la vitesse de la déformation dans les différents stages de fluage ainsi que la grandeur et la vitesse du retour viscoélastique. Il va sans dire que ces résultats méritent qu'on s'y attarde.

En tout, dix expériences différentes ont été effectuées; six en chauffage local (avec le pistolet à air chaud) et quatre en chauffage isotherme (avec le four). Parmi les six expériences effectuées en chauffage local, trois ont été effectuées avec le copolymère de polypropylène et trois avec le PVC tandis que les quatre expériences en chauffage isotherme ont été effectuées avec le copolymère de polypropylène seulement.

Les trois expériences en chauffage local avec le copolymère de polypropylène correspondent aux trois poids testés, respectivement, 19,6 N, 28,5 N et 37,4 N. Les trois expériences en chauffage local avec le PVC correspondent également aux mêmes trois poids. Les quatre expériences en chauffage isotherme (avec le copolymère de polypropylène) correspondent quant à elles aux quatre températures testées, qui sont respectivement 60, 75, 77,6 et 81,5 °C, toutes avec un poids de 28,5 N.

Les résultats expérimentaux sont présentés dans cet ordre : Les trois tests en chauffage local avec le copolymère de polypropylène, les trois tests en chauffage local avec le PVC et finalement les quatre tests en chauffage isotherme avec le copolymère de polypropylène.

Tableau 3 : Description des expériences effectuées avec le banc d'essai

Expériences effectuées									
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Chauffage Local						Chauffage isotherme (avec un poids de 28.5 N)			
Copoly PP			PVC			Copoly PP			
(Poids, en Newton)			(Poids, en Newton)			(Température, en Celcius)			
19,6	28,5	37,4	19,6	28,5	37,4	60	75	77,6	81,5

Tableau 4 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps en fluage (Chauffage local, Copolymère de polypropylène, 19,6 N)

Déformation angulaire en fonction du temps en fluage							
# Test	1	2	3	4	5	6	7
Temps (En min.)							
0	2	2	2	2	2	2	2
1	4	5	5,5	5	5,5	5	6
2	6	5,25	6	6	6,75	6	7
3	7	7,5	6	7	8	7	9
4	8,5	8	7	8,5	9	8,5	10
5	10	9	8	10	9,5	8,5	10,5
6	11	9,5	9	10,75	10	9,25	11
7	11,5	10,125	9,75	11	10,75	10	11,5
8	11,5	10,75	10,25	12	11	10,375	12
9	12	11,25	10,5	12,5	11,5	10,75	12,625
10	12,5	11,5	10,75	12,75	11,75	11,25	13
11	13	12	11	13,25	12,25	11,5	13,625
12	13,5	12,375	11,5	13,625	12,625	11,75	14,125
13	14	12,75	11,75	14,25	13,25	12	
14	14	13	12	15	13,5	12,375	14,75
15	15	13,25	12,25	15,25	14	12,625	14,875

Déformation angulaire (en degrés) en fonction du temps en fluage (Suite)							
16	16	13,5	12,5	16,125	14	12,875	15
17	16,5	14	12,875	17	14,5	13,125	15,125
18	16,5	14,5	13	17	15	13,5	15,5
19	16,5	14,625	13,25	17,5	15,5	13,75	15,5
20	17	15	13,75	17,5	15,75	14	15,625
21	17	15,125	14	17,75	16,25	14,75	15,75
22	17,5	15,375	14,5	18	17	15,125	16,125
23	18	15,625	14,75	18	17,5		17
24	18	15,75	15,25	18,25	17,75		17,125
25	18,5	16,5	15,5	19	17,75		17,5
26	19	16,75	15,75		18		17,75
27	19	17	16		18		18,125
28	19,5	17,125	16,625		19		18,5
29	19,5	17,75	17		20		19
30	20	18					19,5
31		18,125					20
32		18,5					
33		18,75					
34		19					
35		19,5					

Tableau 5 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps au retour (Chauffage local, Copolymère de polypropylène, 19,6 N)

Déformation angulaire en fonction du temps au retour							
# Test	1	2	3	4	5	6	7
Temps (En sec.)							
1			7,5	10	12	10	12
15			6,5	10	11	8,5	12
30			6	9	10	8,25	10
45			6	8	10	7,75	10
60			5,5	7,875	10	7,25	9,5
75			5,5	7	9	7,25	9,5
90			5	6,875	8,5	7	9,25
105			4,75	6,5	8,125	7	9,125
120			4,75	6,25	8,125	7	9,125
180			4,25	6,25	8,125	6	9,125
240			3,75	6,125	8	5,5	9
300			3,75	6,125	8	5,25	8,25
100000			3,5	5,875	6,5	5	8

**Tableau 6 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps en fluage
(Chauffage local, Copolymère de polypropylène, 28,5 N)**

Déformation angulaire en fonction du temps en fluage							
# Test	1	2	3	4	5	6	7
Temps (En min.)							
0	3	2,5	3,5	2	2,5	2,25	3
1	5	6	5,5		5	5,25	5
2	7	9	7,875	5,75	8	7	6,5
3	8,875	11	10	8	9,5	9,375	9
4	10,5	12	11,625	9,75	11,5	10,5	11
5	11,375	13,25	13,5	11	12,5	11,625	11,5
6	12,75	14,75	14,5	11,75	13,75	12,375	12,5
7	13,875	16	15	12,5	15,125	13,5	13,5
8	15	17,75	16	13,875	16	14,75	14
9	15,5	18,5	17,125	15	17,5	15,375	15
10	17	19,375	18	16,25	18,25	16,625	16,5
11	18	20,125	18,625	17,25	19	17	17,5
12	19,25	20,5	19,5	18	20	17,5	19
13	20		20	19	20,5	18	19,375
14	20,125		20,5	20		19	19,875
15	20,5			20,5		20	

Tableau 7 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps au retour (Chauffage local, Copolymère de polypropylène, 28,5 N)

Déformation angulaire en fonction du temps au retour							
# Test	1	2	3	4	5	6	7
Temps (En sec.)							
1	10	11	10	11	10	11,5	9
15	9	9,5	9	9,5	8	10	8
30	8	9	8	8,75	7,5	9,5	6,875
45	7,5	8,125	7,75	8	7,25	9,25	6,5
60	7	8	7,25	7,75	7	9	5,75
75	6,75	7,75	6,75	7,5	6,75	8,75	5,75
90	6,5	7,5	6,5	7,25	6,5	8,5	4,75
105	6,25	7,5	6,375	7	6,5	8,25	4,75
120	6,125	7,25	6,25	7	6,375	8,25	4,75
180	6	6,375	6	6,5	6	7,25	4,75
240	5,5	6,375	5,375	6	5,75	6,75	4,75
300	5	6	5	5,75	5,75	6,25	4,75
100000	4,5	6	5	5,75	5,375	6,25	4

Tableau 8 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps en fluage (Chauffage local, Copolymère de polypropylène, 37,4 N)

Déformation angulaire en fonction du temps en fluage										
# Test	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Temps (En min.)										
0	4	5	5	5,5	5	4	4	4,25	4,25	4
1	6	7	6	7,5	7	7	5	6	6	6
2	7,25	9,5	8,25	10	10	10	8	7	8	9
3	10,375	12,5	10	12	11,5	11	10	10	11	11
4	12	13,5	11,25	13	13,25	13	12	12	12,5	12,375
5	14	15,5	12,5	15	15,75	14	13,75	13	16	14
6	16	17,75	15	17,25	17,25	15,125	15	15	17,5	15,5
7	17	18,5	16	18,25	18,25	17	17,25	17	18	17,5
8		19,5	18	19,25	19	18,125	18	18	19,125	18,125
9	19	20,125	18,75	19,5	20	19	19	19	20,125	18,625
10	20,125	20,5	19,25	20,125	20,125	20	20	20	20,5	19,25
11	20,5		20,125	20,5	20,5	20,5	20,5	20,125		20,125
12			20,5					20,5		20,5

Tableau 9 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps au retour (Chauffage local, Copolymère de polypropylène, 37,4 N)

Déformation angulaire en fonction du temps au retour										
# Test	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Temps (En sec.)										
1	10	10	10	10	10	10	10	10	10	10
15	8	8	7,5	8,25	8	8	7,5	7,5	7,75	8
30	7	7,5	7	7,5	7,25	7	7	7	7	7
45	6,5	7,25	6,5	7,25	7	6,5	6,75	6,25	6,5	6,5
60	6,25	6,5	6,25	7	6,75	6,25	6,5	6,25	6,25	6,25
75	6	6,25	6,125	6,625	6,5	6	6,125	5,75	6,125	6
90	5,75	6,25	6	6,25	6,25	5,75	6	5,625	6	5,75
105	5,5	6,25	5,875	6,125	6,25	5,75	5,75	5,375	5,75	5,5
120	5,25	6	5,75	6,125	6,25	5,75	5,5	5,25	5,75	5,375
180	5,125	5,5	5	5,5	6	5,5	5,25	5,125	5,25	5
240	5	5,25	4,75	5,125	5,5	5	5	4,75	5,125	4,75
300	4,5	5	4,5	5	5,25	4,625	4,75	4,5	5	4,5
100000	4,25	4,75	3,5	4,5	4,75	4,5	4,5	4,25	4,25	4,375

Tableau 10 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps en fluage (Chauffage local, PVC , 19,6 N)

Déformation angulaire en fonction du temps en fluage					
# Test	1	2	3	4	5
Temps (En min.)					
0	3	2,5	3	3	3
1	4	3,5	3,5	4	4
2	4,5	4	4,5	4,5	4,5
3	5	4,5	4,75	5	5
4	6	5	5	5,5	5,5
5	6,5	5,5	6	6	6
6	8	6	8	7	7,5
7	11,5	8	10,5	8,75	9
8	18	11	15	11	12
9	20,5	17	20,5	14	17
10		20,5		18,5	20,5
11				20,5	

Tableau 11 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps au retour (Chauffage local, PVC , 19,6 N)

Déformation angulaire en fonction du temps au retour					
# Test	1	2	3	4	5
Temps (En sec.)					
1	19	18	18	18	17
15	18	11	18,5	17,75	16,5
30	17,5	8,5	17	17,5	16
45	17,5	7,5	17	17	16
60	17,5	7,5	17	17	16
75	17,5	7,5	17	17	16
90	17,5	7,5	17	17	16
105	17,5	7,5	17	17	16
120	17,5	7,5	17	17	16
180	17,5	7,5	17	17	16
240	17,5	7,5	17	17	16
300	17,5	7,5	17	17	16
100000	17,5	7,5	17	17	16

Tableau 12 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps en fluage (Chauffage local, PVC, 28,5 N)

Déformation angulaire en fonction du temps en fluage					
# Test	1	2	3	4	5
Temps (En min.)					
0	3	3	3	3	3,5
1	4	4	4,5	4,5	4,5
2	4,75	5	5	5	5
3	5	6	5,5	5,5	6,5
4	6,5	6,5	6,5	6,5	8
5	8,5	8,5	7,5	7,5	11
6	14	10,5	9	8,5	13,5
7	20,5	13	11	10	17,5
8		17	13	11,5	20,5
9		20,5	17	13	
10			20,5	15,5	
11				17,5	
12				20,5	

Tableau 13 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps au retour (Chauffage local, PVC , 28,5 N)

Déformation angulaire en fonction du temps au retour					
# Test	1	2	3	4	5
Temps (En sec.)					
1	17	15	16	14	15
15	16	13	14,5	13	13,5
30	15,5	12	14	12	13,5
45	15,25	12	14	11,5	13,5
60	15	12	13,75	10,5	13
75	15	12	13,5	10,5	13
90	15	12	13,5	10,5	13
105	15	12	13,5	10,5	13
120	14,75	12	13,5	10,5	13
180	14,5	12	13,5	10,5	13
240	14,5	12	13,5	10,5	13
300	14,5	12	13,5	10,5	13
100000	14,5	12	13,5	10,5	13

Tableau 14 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps en fluage (Chauffage local, PVC, 37,4 N)

Déformation angulaire en fonction du temps en fluage					
# Test	1	2	3	4	5
Temps (En min.)					
0	3,5	4	4	4	4,5
1	5	5	5,5	5	5
2	6	5,5	6	6	6
3	8,5	6,5	7,5	7	9
4	11,5	8	10	10	14
5	17	11	13,5	13	20,5
6	20,5	14	18	18	
7		20,5	20,5	20,5	

Tableau 15 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps au retour (Chauffage local, PVC , 37,4 N)

Déformation angulaire en fonction du temps au retour					
# Test	1	2	3	4	5
Temps (En sec.)					
1	15	14	15	15	15
15	13,5	11,5	14	13	14
30	13	10,5	13	12,5	13
45	13	10,5	13	12,5	13
60	12,5	10	13	12	13
75	12	10	13	12	13
90	12	10	13	12	13
105	12	10	13	12	13
120	12	10	13	12	13
180	12	10	13	12	13
240	12	10	13	12	13
300	12	10	13	12	13
100000	12	10	13	12	13

**Tableau 16 : Déformation angulaire (en degré) en fonction du temps
(Chauffage isotherme, Copolymère de polypropylène, 28,5 N)**

Déformation angulaire en fonction du temps									
Aller					Retour				
# Test	1	2	3	4	# Test	1	2	3	4
Temp. (°C)	60	75	77,6	81,5	Temp. (°C)	60	75	77,6	81,5
Temps (En min.)					Temps (En sec.)				
0	8	7	9	11	0	6	6	7	10
1	10	8	11	15	15	5	5,5	6	9
2	11	10	12	17	30	4,5	5	5,5	8,5
3	12	11	13	18	45	4,5	4,5	5,5	8,5
4	12	12	13,5	18	60	4,5	4,5	5,5	8,5
5	13	14	14	19	75	4,5	4,5	5,5	8,5
6	13	14	14,5	19	90	4,5	4,5	5,5	8,5
7	13,5	14,5	14,5	19	105	4	4,5	5,5	8,5
8	13,5	15	15	19	120	4	4,5	5,5	8,5
9	13,5	15	15	19	3	4	4,5	5,5	8,25
10		15		19	4	4	4,5	5,5	8
11				19	5	4	4,5	5	7,75
12					100000	3,5	4	4	5,5

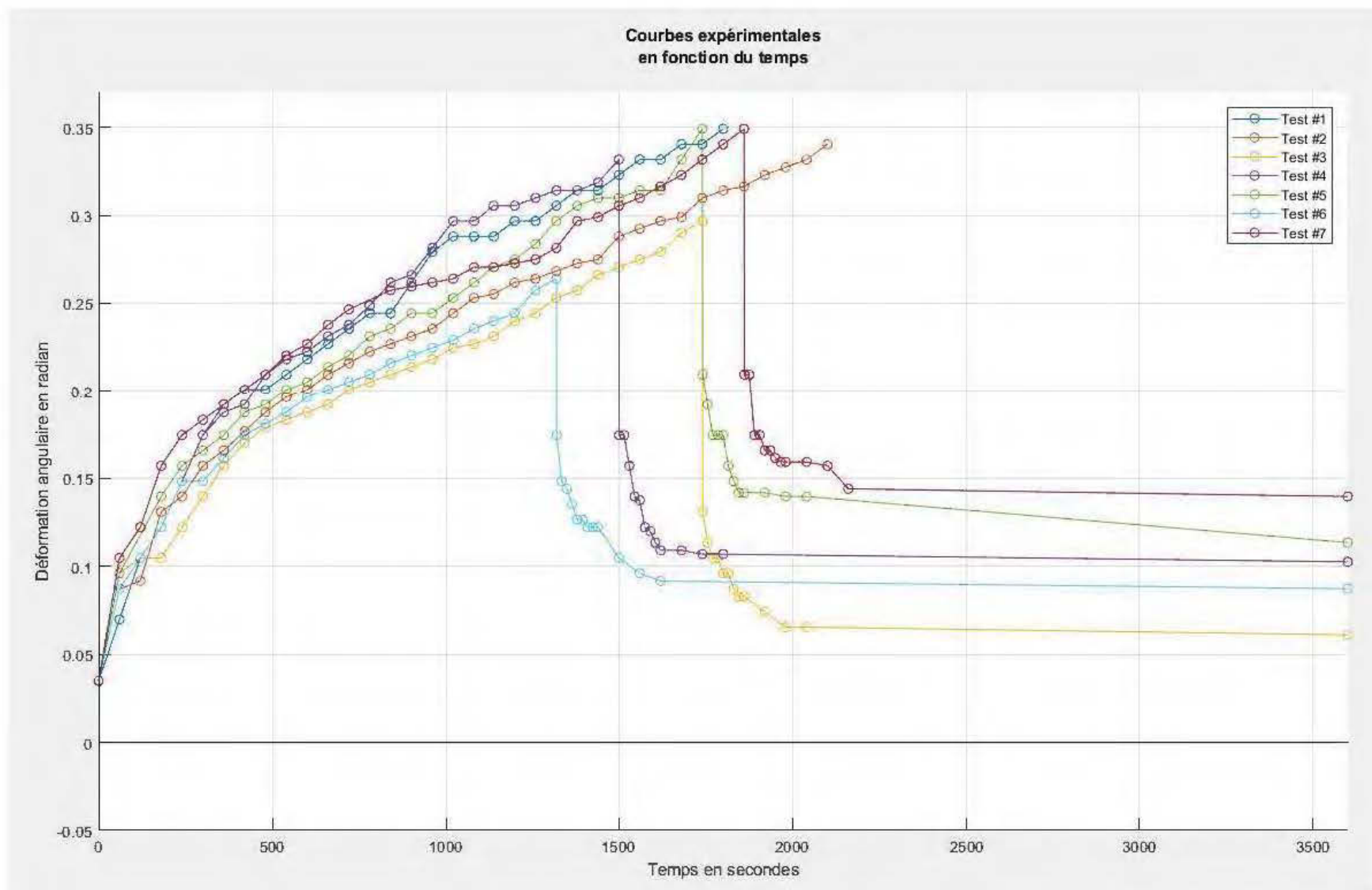


Figure 106 : Déformation angulaire en fonction du temps en fluage (Chauffage local, Copolymère de polypropylène, 19,6 N)

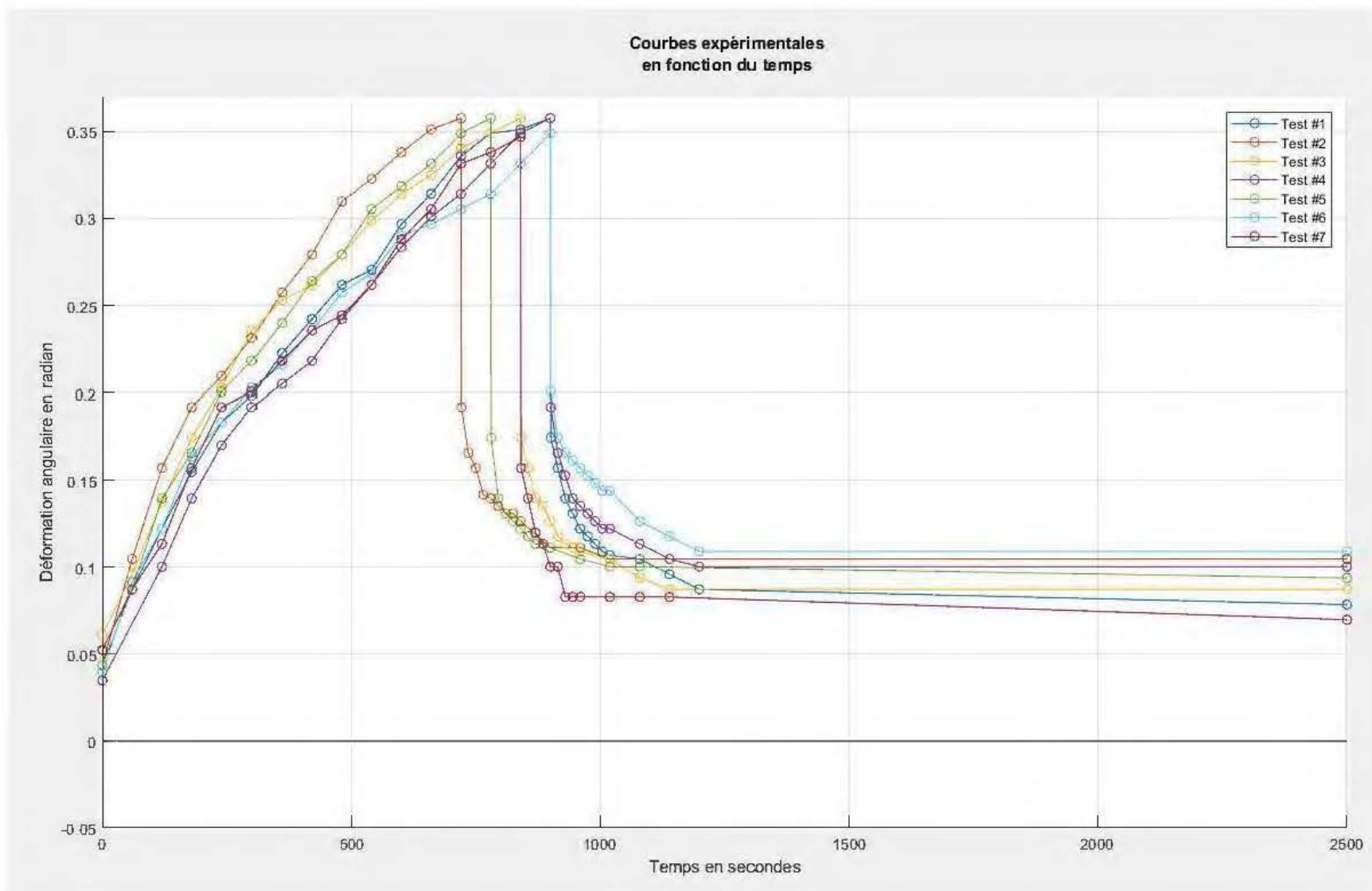


Figure 107 : Déformation angulaire en fonction du temps en fluage (Chauffage local, Copolymère de polypropylène, 28,5 N)

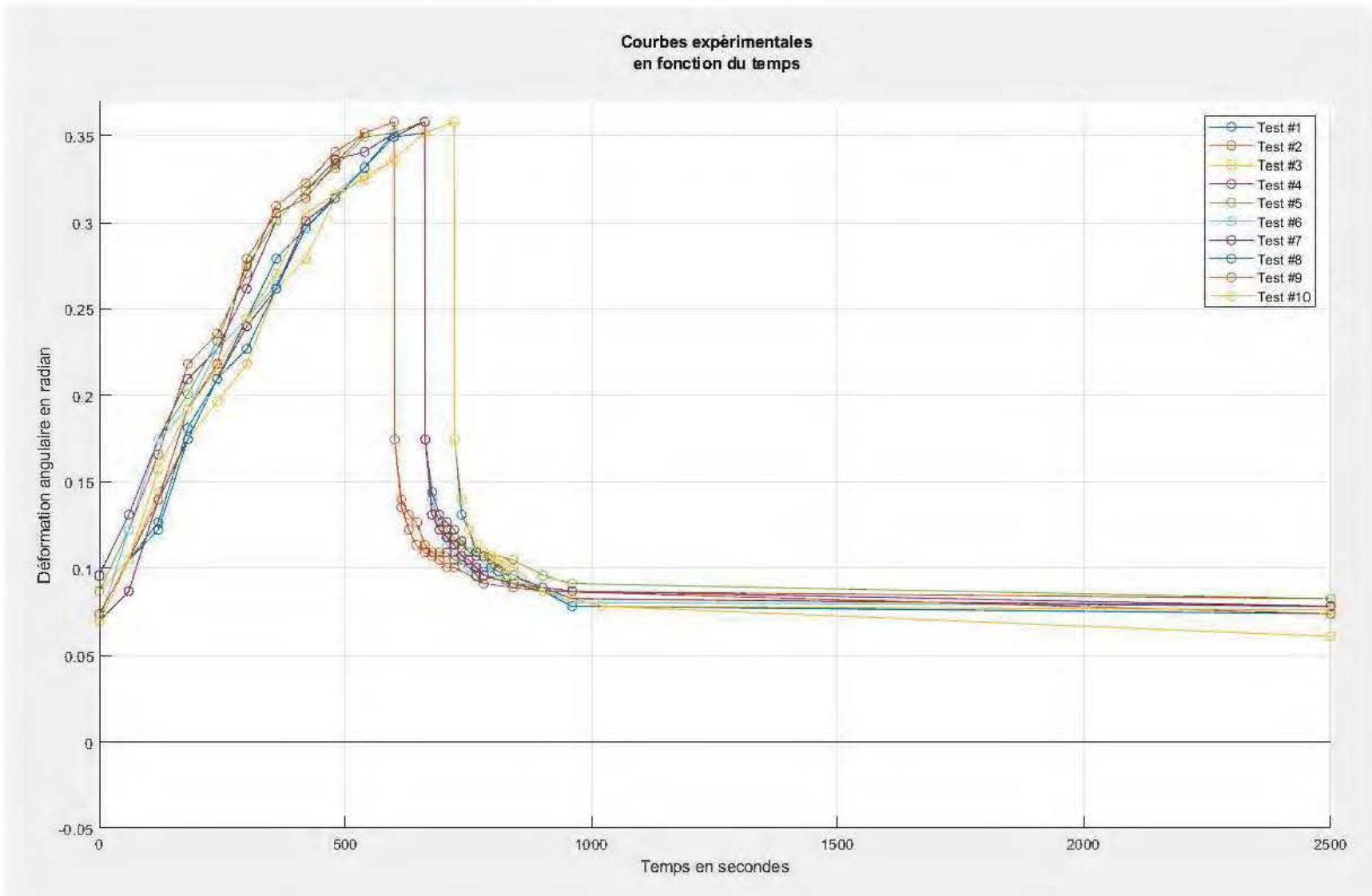


Figure 108 : Déformation angulaire en fonction du temps en fluage (Chauffage local, Copolymère de polypropylène, 37,4 N)

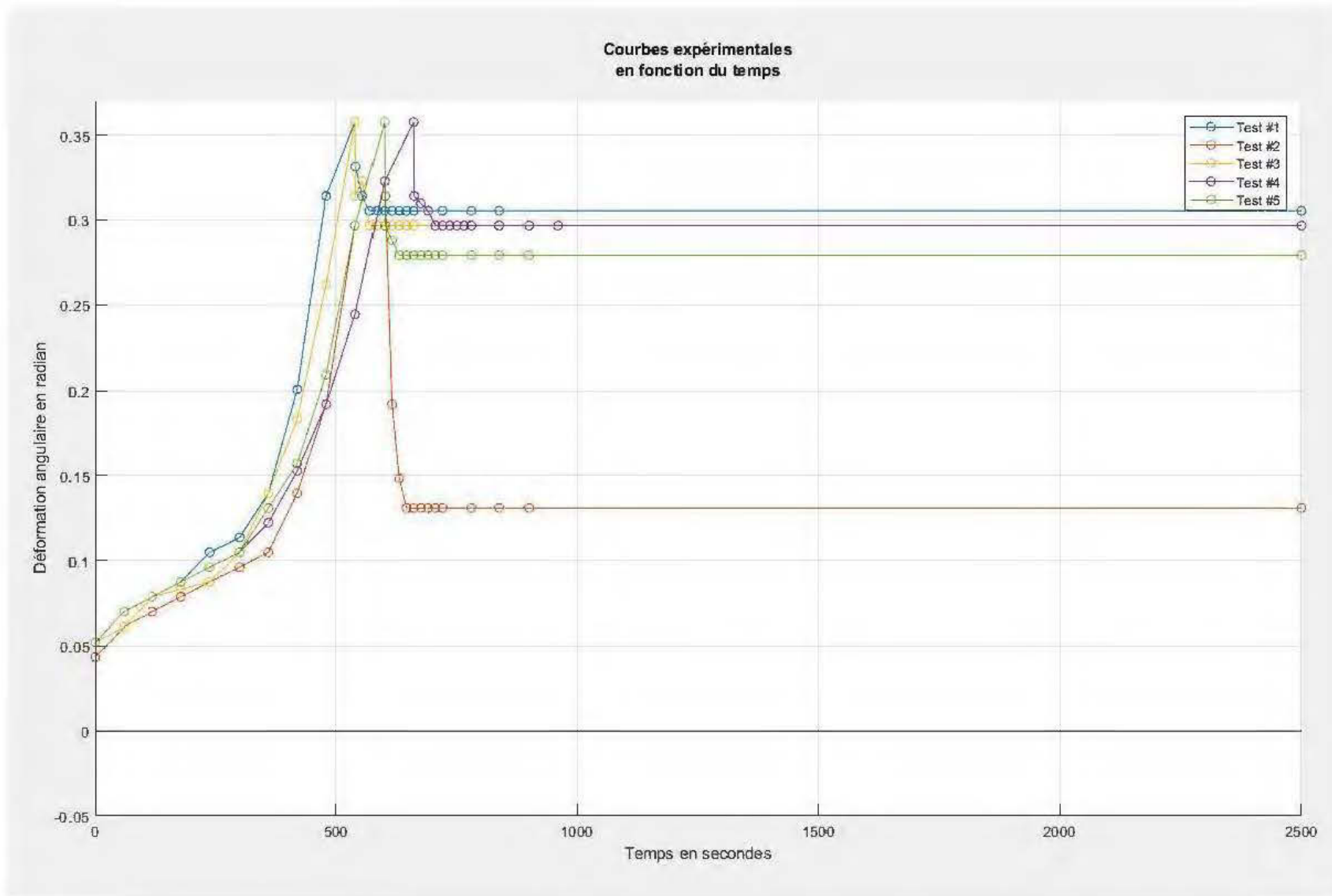


Figure 109 : Déformation angulaire en fonction du temps en fluage (Chauffage local, PVC, 19,6 N)

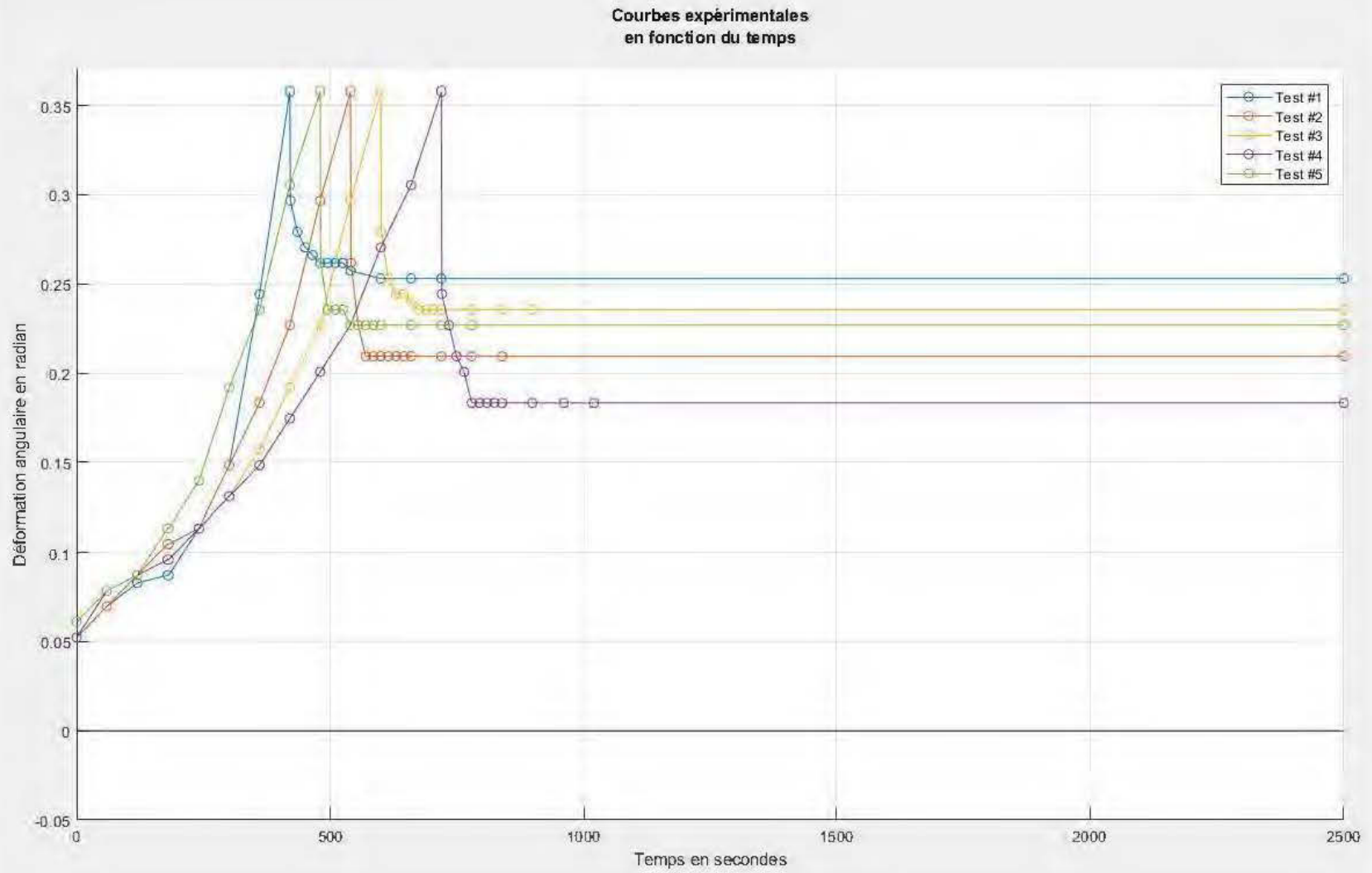


Figure 110 : Déformation angulaire en fonction du temps en fluage (Chauffage local, PVC, 28,5 N)

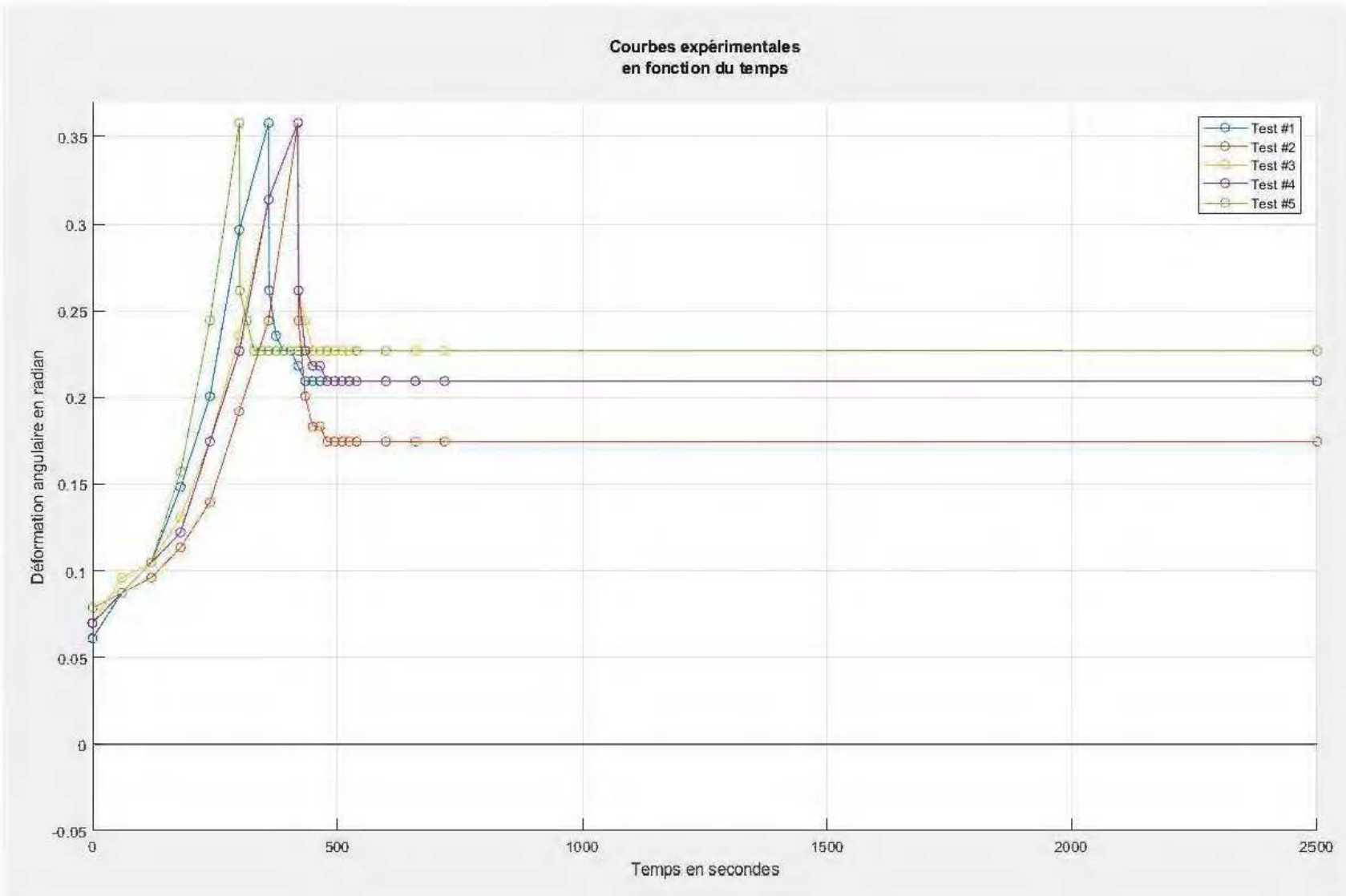


Figure 111 : Déformation angulaire en fonction du temps en fluage (Chauffage local, PVC, 37,4 N)

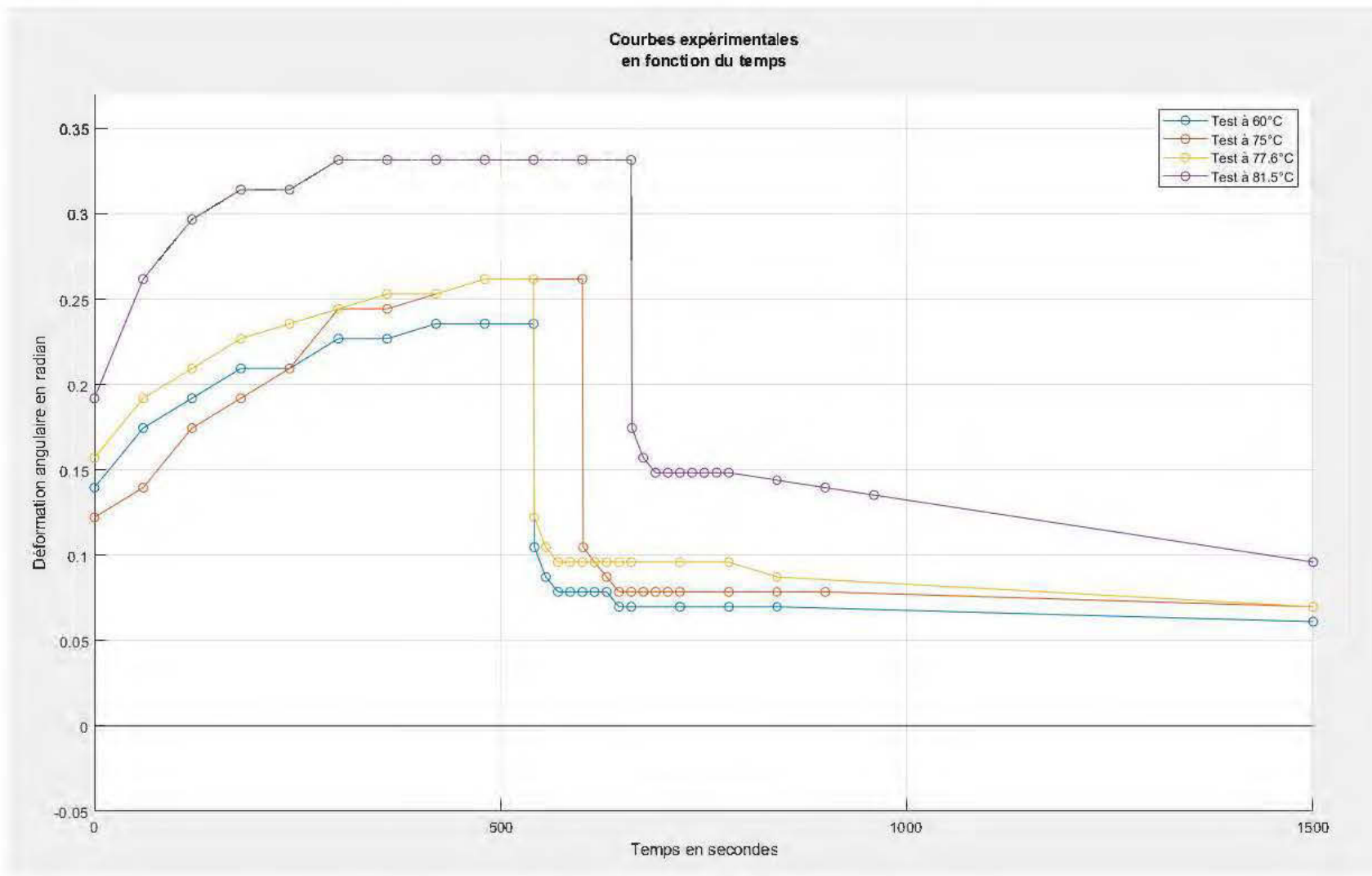


Figure 112 : Déformation angulaire en fonction du temps en fluage (Chauffage isotherme, Copolymère de polypropylène, 28,5 N)

Le tableau suivant montre des données sur les expériences en chauffage local et en chauffage isotherme. Pour les données en chauffage local, la moyenne des échantillons a été calculée pour une série de tests donnée. Pour les données en chauffage isotherme, la valeur exacte est inscrite dans la colonne moyenne (parce qu'un seul échantillon par expérience en isotherme).

Tableau 17 : Données de déformation pour l'ensemble des tests

Données de déformation								
	Déformation permanente		Déformation élastique à l'aller		Déformation élastique au retour		Déformation viscoélastique au retour	
	Moyenne	Écart-type	Moyenne	Écart-type	Moyenne	Écart-type	Moyenne	Écart-type
Échantillons								
PP1	0,101	0,029	0,035	0,000	0,138	0,030	0,079	0,012
PP2	0,092	0,014	0,047	0,009	0,174	0,015	0,089	0,005
PP3	0,076	0,006	0,079	0,010	0,183	0,000	0,098	0,006
PVC1	0,262	0,074	0,051	0,004	0,044	0,012	0,052	0,073
PVC2	0,222	0,027	0,054	0,004	0,089	0,020	0,047	0,010
PVC3	0,209	0,021	0,070	0,006	0,099	0,008	0,049	0,015
PP Iso1	0,061	N/A	0,140	N/A	0,131	N/A	0,044	N/A
PP iso 2	0,070	N/A	0,122	N/A	0,157	N/A	0,035	N/A
PP iso 3	0,070	N/A	0,157	N/A	0,140	N/A	0,052	N/A
PP iso 4	0,096	N/A	0,192	N/A	0,157	N/A	0,079	N/A

5. 2. ANALYSE DES RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

L'analyse des données de déformation expérimentales révéla beaucoup sur les comportements des deux polymères dans les différentes conditions de tests. Une déformation en fluage peut se caractériser par trois phases distinctes : la déformation élastique, la déformation viscoélastique et la déformation permanente. Dans chacune de ces phases, on peut s'interroger sur l'impact des différentes variables des conditions des tests, à savoir, l'impact du poids appliqué, de la température et du type de chauffage et finalement du temps d'application de la force (en d'autres mots, de la vitesse de déformation). Ce sous chapitre propose d'analyser les différentes corrélations entre le comportement des polymères durant ces trois phases et les variables en jeu.

Déformation élastique

Tout d'abord, la déformation élastique à l'aller en chauffage local augmente lorsque plus de poids est ajouté, et ce, que ce soit avec le copolymère de polypropylène ou avec le PVC. Par contre, la déformation élastique au retour est beaucoup plus grande qu'à l'aller. Dans le cas du copolymère de polypropylène, la déformation élastique au retour est jusqu'à quatre fois plus élevée qu'à l'aller. Pour le PVC, elle est plus grande également mais de façon moins prononcée qu'avec le copolymère de polypropylène (environ 1 fois et demi).

Ensuite, la déformation élastique instantanée à l'aller semble augmenter avec la température pour les échantillons testés en chauffage isotherme (du moins, pour le test à 81,5 °C). Elle semble également augmentée avec la température au retour mais il est intéressant de constater que pour une température donnée, la déformation élastique est un peu plus basse au retour qu'à l'aller, contrairement au copolymère de polypropylène en chauffage local.

Déformation viscoélastique

D'entrée de jeu, il apparaît évident dans les différents graphiques des tests en chauffage local effectués sur le copolymère de polypropylène que la déformation viscoélastique au retour est plus petite que la déformation viscoélastique à l'aller. En effet, le temps nécessaire pour que la courbe à l'allée ait une allure linéaire (une déformation purement visqueuse) est plus élevée que le temps nécessaire pour que la déformation viscoélastique au retour ne varie presque plus. Il est fort possible que la fermeture du pistolet à air chaud fasse chuter la température rapidement et augmente de ce fait rapidement la viscosité du copolymère de polypropylène. Il est raisonnable de penser que des contraintes résident dans le matériau, ce qui a pour effet de diminuer la grandeur du retour viscoélastique et donc d'augmenter la grandeur de la déformation permanente.

Et plus encore, le fait d'augmenter le poids appliqué en chauffage local semble augmenter le temps de déformation viscoélastique à l'aller. Effectivement, en plus d'avoir une déformation viscoélastique à l'aller plus grande qu'au retour, il semblerait que l'ajout de poids accentue ce phénomène. L'augmentation de la force appliquée tend à augmenter le temps nécessaire pour que le matériau se déforme uniquement de façon visqueuse. En effet, dans le cas du copolymère de polypropylène déformé avec un poids de $37,4\text{ N}$, la déformation totale atteint son point maximal (c'est-à-dire lorsque le plateau de rondelles de métal touche le sol) avant même que la déformation viscoélastique à l'aller ne soit terminée. Les graphiques à $37,4\text{ N}$ sur le copolymère de polypropylène montrent bien que la portion de la courbe linéaire n'apparaît jamais. En d'autres mots, il convient d'affirmer que plus la force augmente, plus la déformation permanente semble diminuer.

En résumé, le fait de diminuer la grandeur du poids appliqué et le fait de refroidir le matériau semble contribuer à augmenter la déformation permanente.

En chauffage local avec le PVC, les graphiques montrent qu'un comportement viscoélastique est notable en début de fluage mais que la déformation semble s'emballer à un certain point. En effet, après environ huit minutes de chauffage sous un poids de $19,6\text{ N}$, le matériau cède et la déformation augmente drastiquement. Cette augmentation subite s'apparente à un comportement viscoélastique (de par sa concavité) mais qui posséderait une rigidité et une viscosité différente de la portion viscoélastique avant l'emballement.

Ce temps pour que la déformation s'emballer semble diminuer lorsque le poids est plus grand (environ 5 minutes avec un poids de $37,4\text{ N}$). Il faut noter que la viscosité semble grande avant ce temps d'emballement, la vitesse de déformation viscoélastique étant très petite, plus petite qu'avec le copolymère de polypropylène. C'est peut-être le caractère amorphe de ce matériau qui lui donne ce comportement, contrairement au copolymère de polypropylène qui possède des zones cristallines. Une autre explication possible serait que la température de ramollissement du matériau a été atteinte dans le PVC (aux environs de 120 °C) dans les conditions de chauffage local et qu'il serait possible de reproduire ce phénomène d'emballement avec le copolymère de polypropylène à condition de chauffer jusqu'à ce point de ramollissement, qui correspond à une température juste en deçà de la température de fusion de 160 °C .

Au retour, il est aisé de constater que le temps de déformation viscoélastique est très court, si bien qu'il se confond avec le retour élastique instantané. Mise à part l'échantillon #2 avec un poids de $19,6\text{ N}$, la grandeur de la déformation viscoélastique au retour est également très petite. Par contre, en augmentant le poids appliqué, la grandeur du retour viscoélastique, tout comme le temps de viscoélasticité, tend à augmenter et à produire une déformation permanente plus petite, exactement comme le copolymère de polypropylène. Ce comportement se manifestant avec les deux

polymères, il serait tout à fait indiqué de le considérer dans la conception d'une éventuelle cintreuse.

Dans le test en chauffage isotherme, le temps et la grandeur de la déformation viscoélastique à l'aller ne semble pas être fonction de la température mais semble l'être durant le retour. En effet, les échantillons montrent que la température impacte sur le temps de viscoélasticité au retour; plus la température augmente, plus la vitesse de déformation au retour semble augmenter également (plus le temps de déformation viscoélastique est petit). Il aurait été normal de s'attendre que la vitesse de la déformation viscoélastique à l'aller augmente avec la température (effet sur la viscosité) mais il est prudent de dire que ce n'est pas le cas.

Cette différence dans le comportement entre l'aller et le retour, également observable dans la déformation élastique, pourrait être expliquée par le type de chauffage des tests sur le copolymère de polypropylène. Dans le test en chauffage local, le pistolet à air chaud était éteint entre la déformation à l'aller et la déformation au retour (une minute avant le retrait de la force) tandis qu'en chauffage isotherme, la languette cessait d'être chauffée avant le test à l'aller, c'est-à-dire, au moment où cette dernière était sortie du four. Effectivement, le graphique des fluages en chauffage isotherme montre bien que le seul échantillon à atteindre une valeur de déformation totale en fluage avoisinant $0,358 \text{ rad}$ ($20,5^\circ$) est en fait le test #4 à $81,5 \text{ }^\circ\text{C}$. Non seulement il ne parvient pas à atteindre tout à fait la valeur de $0,358 \text{ rad}$ mais en plus il se stabilise à cette valeur inférieure à $0,358 \text{ rad}$ bien avant que le test ne s'achève. Les sept tests effectués en chauffage local avec ce même poids, c'est-à-dire $28,5 \text{ N}$, ont tous réussi à atteindre la valeur maximale de déformation permise par l'installation. Mais encore, le graphique en chauffage local avec le copolymère de polypropylène à $28,5 \text{ N}$ montre bien que la déformation aurait pu se poursuivre si le plateau de rondelles aurait pu descendre davantage.

Il est fort probable que la température, durant le test en chauffage isotherme ait chuté durant l'aller limitant de ce fait la déformation due à une augmentation de la rigidité et de la viscosité, bien que la languette fût chauffée durant 20 minutes avant le test. En chauffage local par contre, bien que seulement une partie de la languette n'ait été chauffée, et ce, seulement 1 minute avant le début du test, le chauffage à proprement dit s'est fait durant tout le temps du test à l'aller. Les deux tests se faisait en régime transitoire : l'expérience en chauffage local réchauffait la languette durant le fluage tandis que l'expérience en chauffage isotherme refroidissait la languette durant le fluage.

Il est fort probable que la température, durant le test en chauffage isotherme est resté à peu près la même durant l'aller et le retour (ce polymère étant un mauvais conducteur de chaleur). En effet, le calcul au chapitre 3 montre que le profil de température était le même à travers toute la géométrie (de la surface jusqu'au centre) en chauffage isotherme. En chauffage local par contre, seulement une partie de la languette était chauffée et seulement 1 minute avant le début du test, contrairement à 20 minutes dans l'exercice en chauffage isotherme. Le régime permanent fût atteint pour le chauffage isotherme tandis qu'il est raisonnable de croire que le transfert de chaleur se faisait en régime transitoire en chauffage local.)

Déformation permanente

Il est clair que la déformation permanente est une fonction du poids appliqué. Avec le copolymère de polypropylène tout comme avec le PVC, la déformation permanente en chauffage local tend à diminuer avec un poids plus grand. La plus grande déformation permanente a été obtenue avec un poids de 19,6 N avec le copolymère de polypropylène et avec le PVC.

La température semble avoir un impact non-négligeable sur la déformation permanente également. Plus la température augmente, plus la déformation permanente tend à être élevée. En effet, les tests démontrent que la déformation permanente tend à se maximiser quand la vitesse de déformation viscoélastique au retour augmente. Ce résultat n'est pas surprenant compte tenu du fait qu'augmenter la température fait normalement décroître la viscosité d'un matériau et permet de produire une plus grande déformation purement visqueuse.

Les données recueillies expérimentalement ont permis d'interpréter l'influence des paramètres clés sur le fluage et sur le retour des échantillons testés. Ces données et leur analyse expliquent les phénomènes observés dans les conditions des tests mais ne peuvent prédire le comportement en déformation en dehors des intervalles étudiés des différentes variables. Le sous-chapitre suivant propose de modéliser mathématiquement le phénomène par la mécanique des milieux continus afin de prédire cette déformation au-delà des intervalles étudiés.

5. 3. PARAMÉTRISATION ET ANALYSE DU MODÈLE DE BURGERS

La mécanique des milieux continus est un outil précieux dans l'analyse d'un comportement en déformation de matériaux réels qui ne peuvent être modélisés par la loi de Hooke ou la loi de Newton de viscosité seulement. Et plus encore, cette méthode est d'autant plus utile pour des matériaux comme les polymères de nature hautement viscoélastique. L'objectif de ce sous-chapitre est de modéliser les expériences en fluage et de prédire ce comportement visco-elastoplastique afin de prévoir la réponse suite à la variation d'un ou plusieurs paramètres. Ultimement, l'objectif est de dimensionner un mécanisme qui possèdera les caractéristiques nécessaires pour réaliser le procédé désiré.



Figure 113 : Photo de l'expérience en fluage

Le sous-chapitre précédent a démontré qu'une déformation élastique instantanée se produit suite à l'application d'un poids. Ce comportement a pu être observé dans chaque test de fluage et la grandeur de cette déformation élastique instantanée est semblable pour tous les tests effectués à une contrainte donnée sur un même polymère. Il peut être modélisé par le ressort libre de rigidité G_1 du modèle de Burgers :

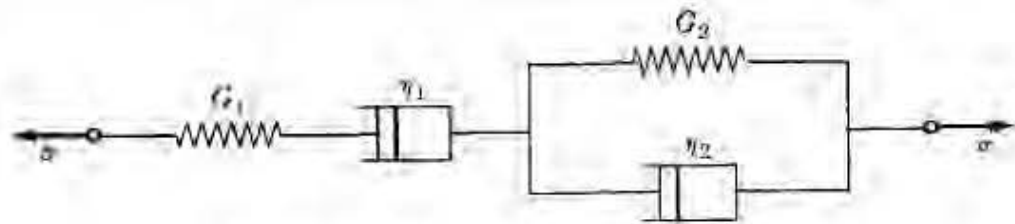


Figure 114 : Modèle de Burgers original

Afin de faciliter la convergence du calcul itératif, la déformation élastique initiale instantanée a été retranchée à chaque valeur d'une série expérimentale donnée. Ainsi, le modèle ne contenait plus que trois paramètres au lieu de quatre.

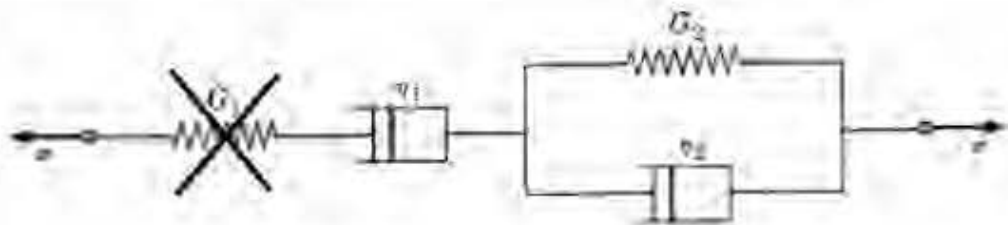


Figure 115 : Modèle de Burgers modifié

De cette façon, la première valeur de déformation angulaire est de zéro :

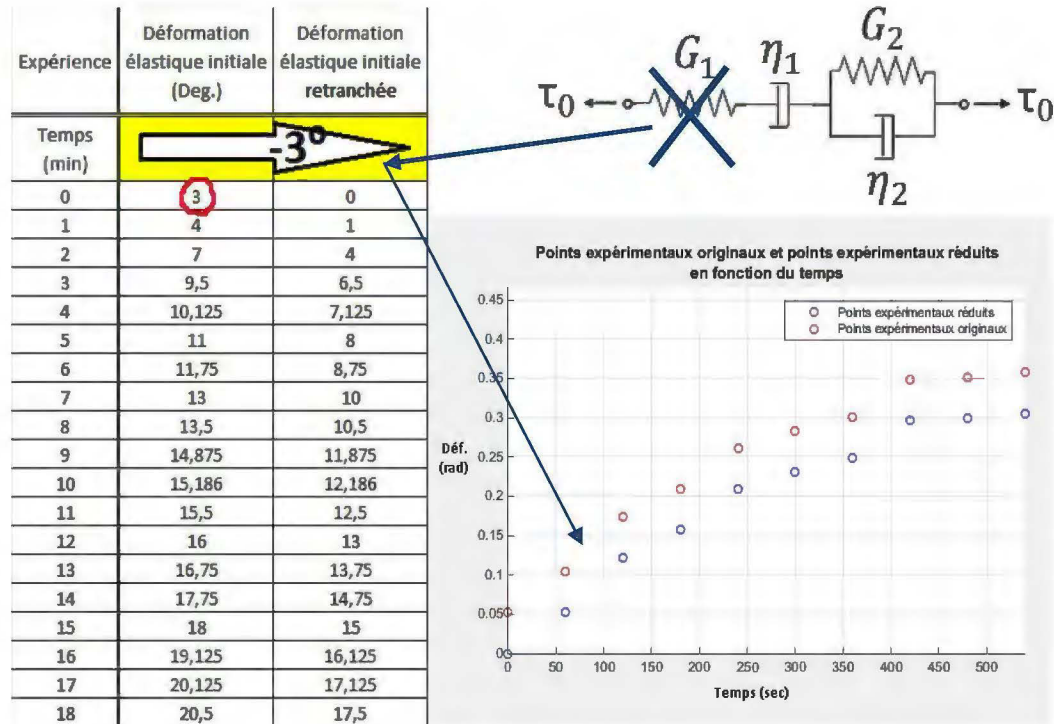


Figure 116 : Schématisation de la méthode pour modifier le modèle

Le terme dans le modèle mathématique est supprimé :

$$y_m = \frac{\sigma_0}{G_1} + \frac{\sigma_0}{\eta_1} t + \frac{\sigma_0}{G_2} \left[1 - e^{-\left(\frac{G_2}{\eta_2} t\right)} \right]$$

Matlab construit deux graphiques. Le premier montre la courbe générée par les paramètres choisis arbitrairement en début d'algorithme et le deuxième montre la courbe du modèle paramétré après le processus de Newton-Raphson. À la page suivante, on peut voir les graphiques générés par Matlab pour le test #1 en fluage avec le copolymère de polypropylène pour une force de 28,5 N.

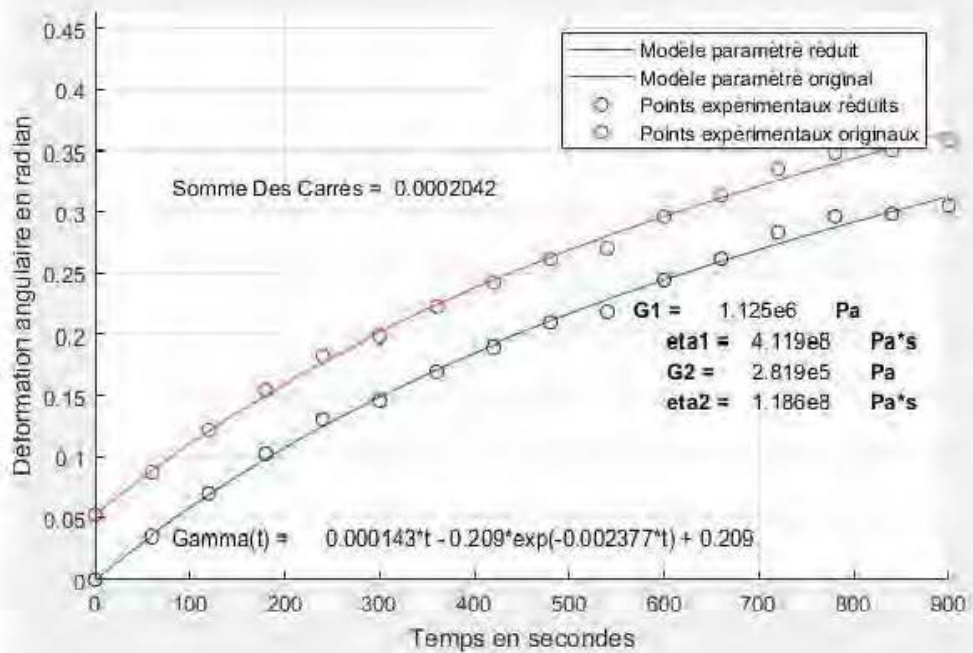
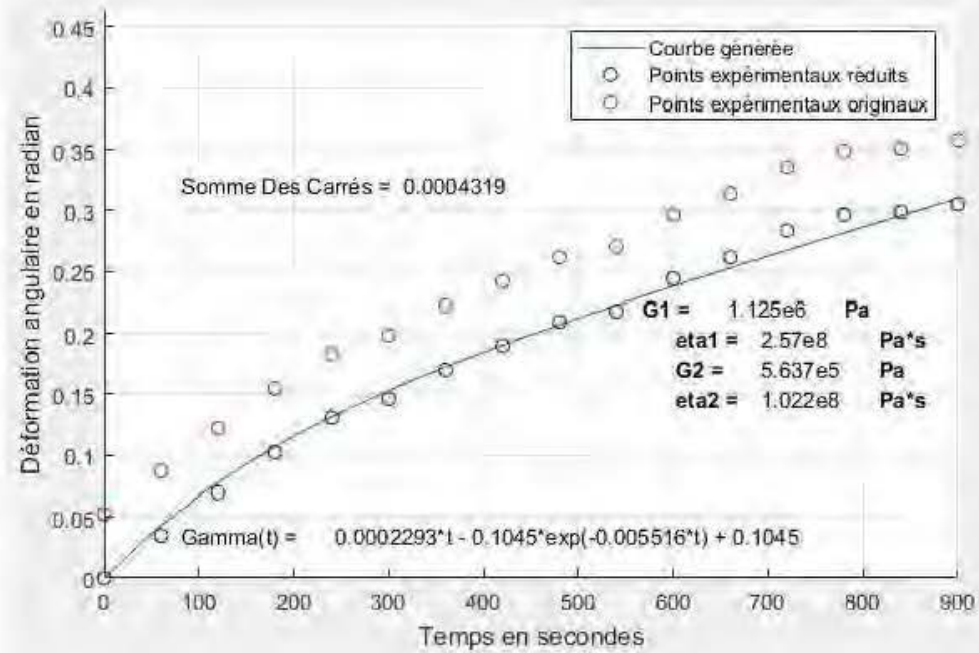


Figure 117 : Exemple d'une paramétrisation par matlab

Une fois la paramétrisation effectuée, la valeur de la déformation élastique instantanée est restituée à la série de données et la valeur du paramètre G_1 est calculée à partir de la déformation élastique instantanée et de la contrainte appliquée. L'équation mathématique de la déformation peut ensuite être modélisée (en incluant le terme relatif à la déformation permanente) à partir des paramètres issus de la convergence :

$$\gamma(t) = \frac{\tau_0}{G_1} + \frac{\tau_0}{\eta_1} t + \frac{\tau_0}{G_2} \left[1 - e^{\left(-\frac{G_2}{\eta_2} t\right)} \right]$$

Par exemple, à partir des paramètres trouvés par l'algorithme dans l'exemple précédent :

$$G_1 = 1125\ 600\ Pa$$

$$\eta_1 = 411\ 900\ 000\ Pa \cdot s$$

$$G_2 = 281\ 900\ Pa$$

$$\eta_2 = 118\ 600\ 000\ Pa \cdot s$$

On peut réécrire l'équation en fluage :

$$\gamma(t) = 0,05236 + 0,000143t + 0,209 \left[1 - e^{(-0,002377t)} \right]$$

À noter que l'équation apparaissant sur les graphiques de paramétrisation correspond à l'équation du modèle à laquelle on a soustrait la valeur de la déformation élastique instantanée. En d'autres mots, elle décrit la relation en fluage d'un modèle composé d'un Kelvin-Voigt en série avec un amortisseur libre. Elle est de forme :

$$\gamma(t) = \frac{\tau_0}{\eta_1} t + \frac{\tau_0}{G_2} \left[1 - e^{\left(-\frac{G_2 t}{\eta_2}\right)} \right]$$

Le code Matlab calcule la somme des carrés avant et après la paramétrisation du modèle. Lorsque celle-ci converge vers une valeur inférieure, la courbe estimée épouse les points expérimentaux et le « curve fitting » s'effectue. Chaque échantillon de chaque expérience a été paramétré afin de comparer les prédictions modélisées; l'influence des variables spécifiques à chaque test peut alors être quantifiée, et ce, même dans des conditions qui divergent de celles des tests. Les graphiques et tableaux qui suivent montrent les résultats des modèles de fluage du copolymère de polypropylène. Les autres tests sont présentés à l'ANNEXE A.

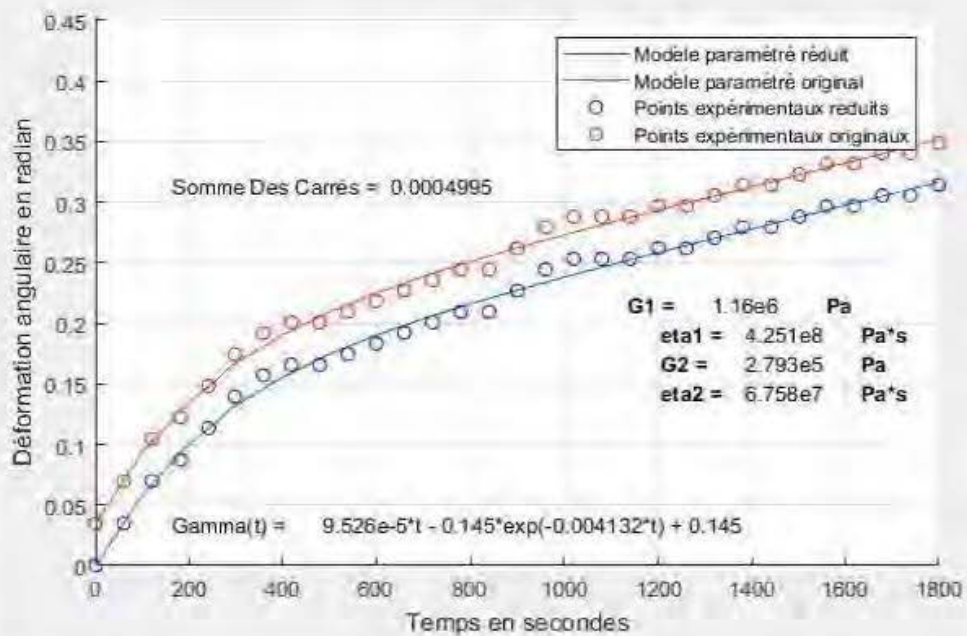
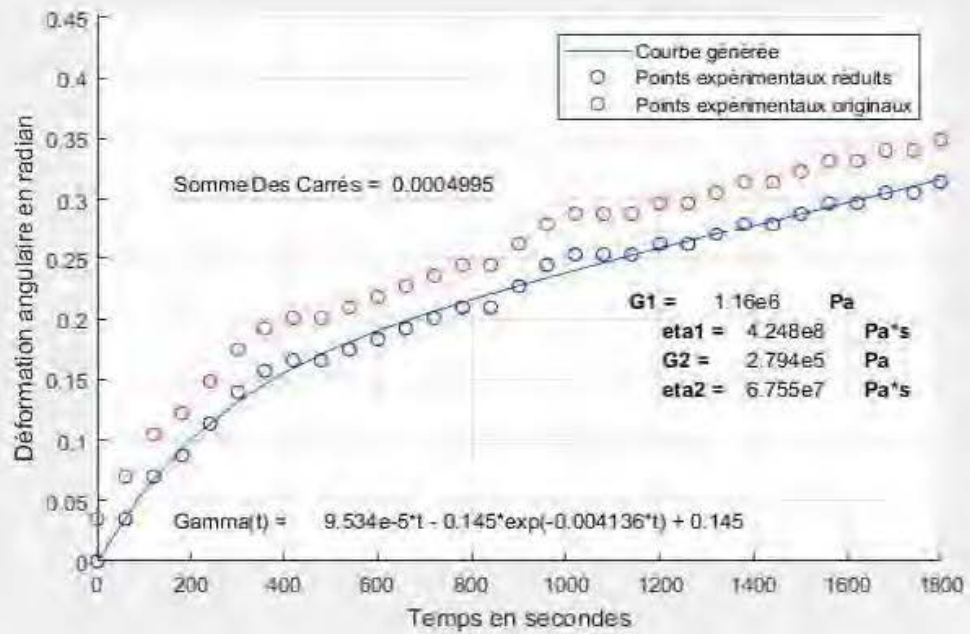


Figure 118 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #1)

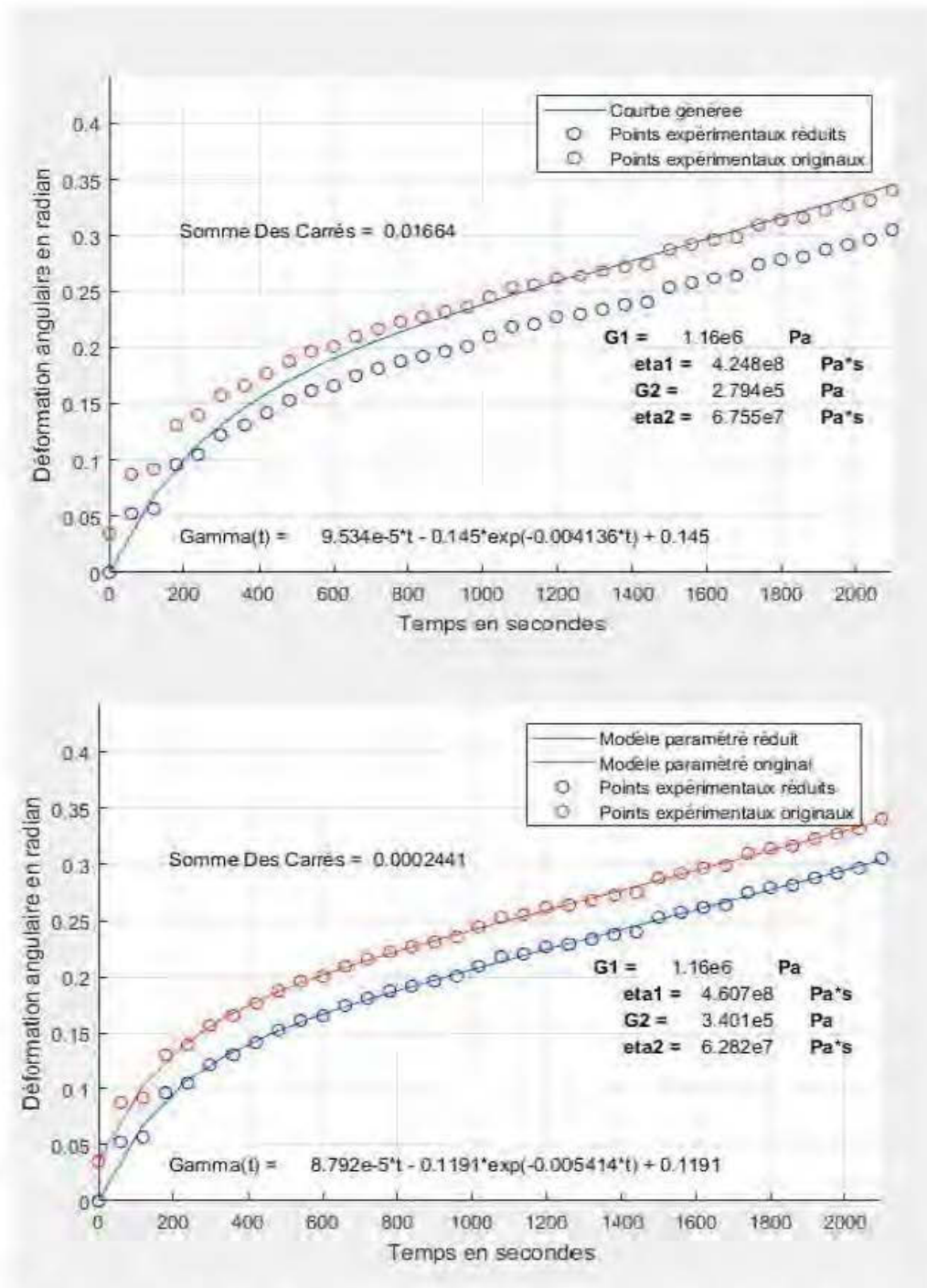


Figure 119 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #2)

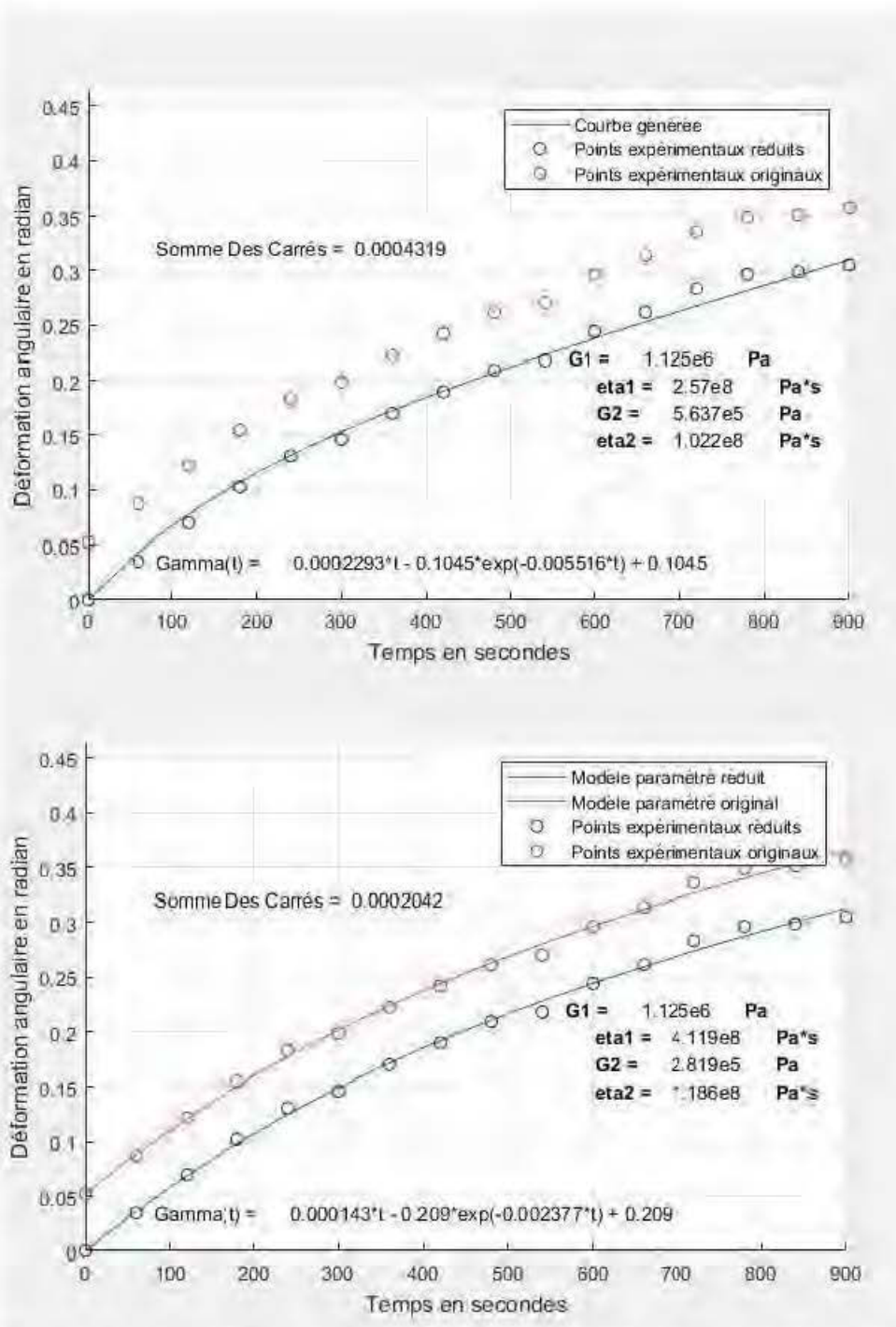


Figure 120 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #1)

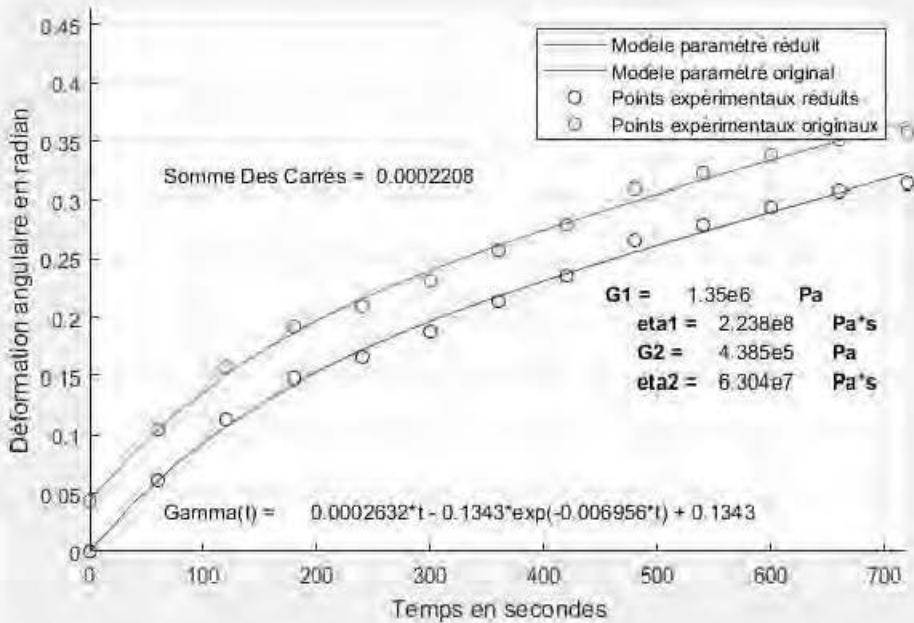
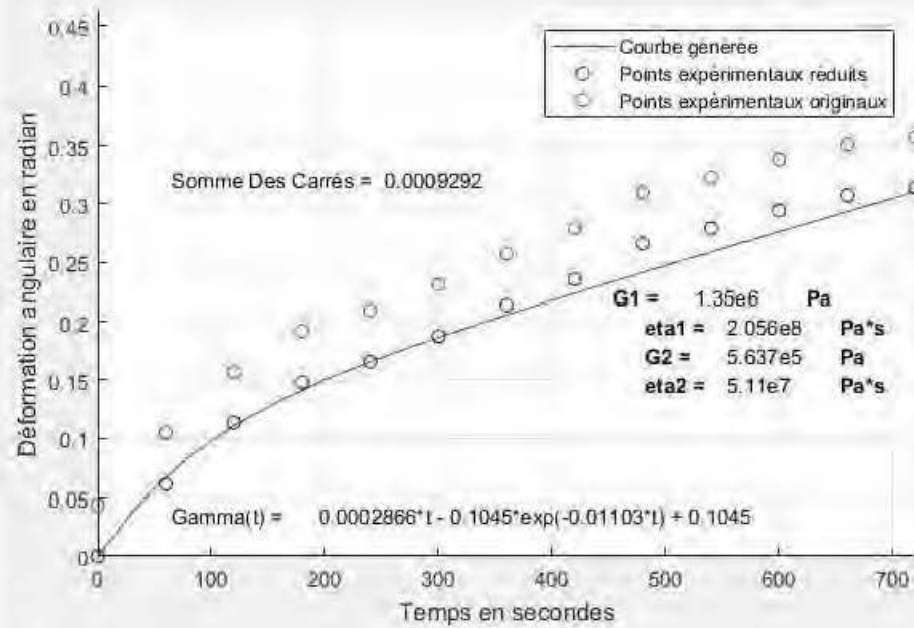


Figure 121 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #2)

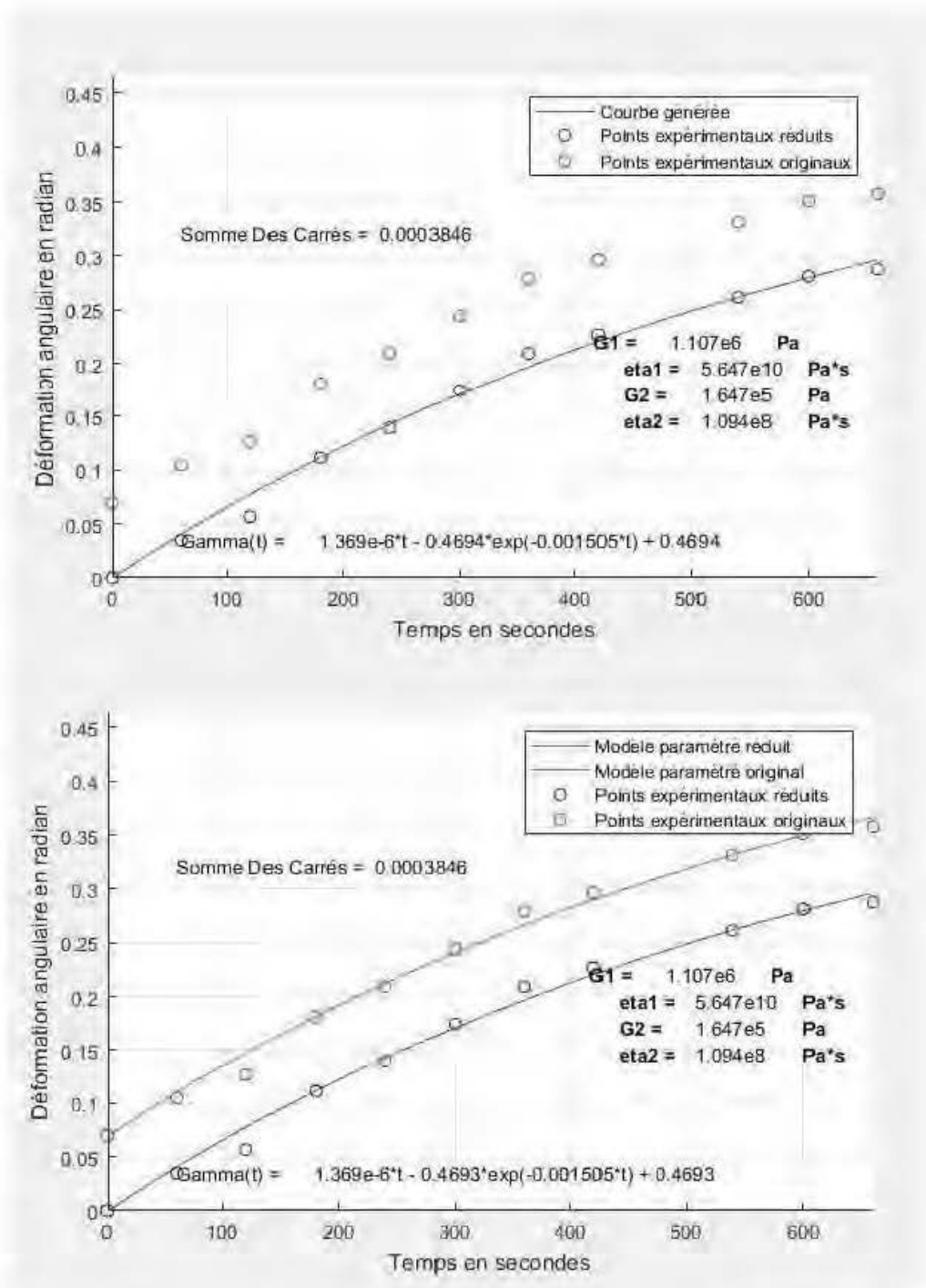


Figure 122 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #1)

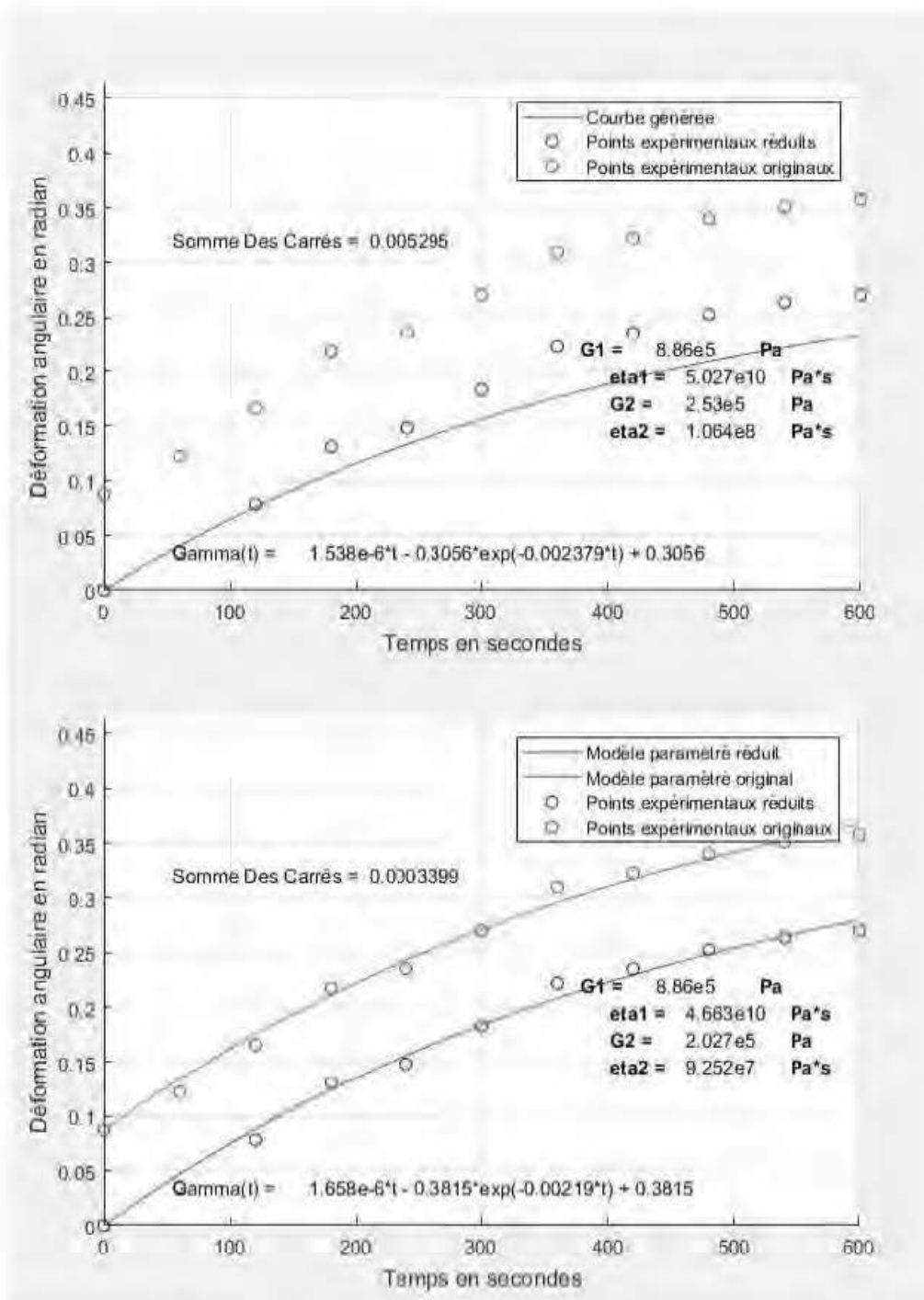


Figure 123 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #2)

Tableau 18 : Valeurs paramétrées des modèles pour l'expérience en fluage avec le copolymère de polypropylène à 19,6 N

Valeurs paramétrées des modèles					
	Paramètres				SDC
# Test	G₁ (Pa)	η₁ (Pa·s)	G₂ (Pa)	η₂ (Pa·s)	-
1	1,160E+06	4,248E+08	2,794E+05	6,755E+07	0,0004995
2	1,160E+06	4,607E+08	3,401E+05	6,282E+07	0,0002441
3	1,160E+06	4,370E+08	4,213E+05	6,199E+07	0,0006113
4	1,160E+06	3,911E+08	2,814E+05	6,835E+07	0,000539
5	1,160E+06	3,442E+08	4,015E+05	3,525E+07	0,0002387
6	1,160E+06	4,422E+08	3,907E+05	5,240E+07	0,0001568
7	1,160E+06	4,508E+08	2,940E+05	3,734E+07	0,0005103
Moy	1,160E+06	4,215E+08	3,441E+05	5,510E+07	0,000399957
σ	0,000E+00	4,077E+07	6,065E+04	1,387E+07	0,00018051

Tableau 19 : Valeurs paramétrées des modèles pour l'expérience en fluage avec le copolymère de polypropylène à 28,5 N

Valeurs paramétrées des modèles					
	Paramètres				SDC
	G₁ (Pa)	η₁ (Pa·s)	G₂ (Pa)	η₂ (Pa·s)	-
1	1,125E+06	4,119E+08	2,819E+05	1,186E+08	0,0002042
2	1,350E+06	2,238E+08	4,385E+05	6,304E+07	0,0002208
3	9,643E+05	6,471E+08	2,412E+05	8,686E+07	0,0001298
4	1,688E+06	2,283E+08	6,121E+05	1,267E+08	0,0001505
5	1,350E+06	2,694E+08	3,886E+05	8,622E+07	0,0000922
6	1,500E+06	2,907E+08	4,734E+05	7,926E+07	0,000132
7	1,125E+06	2,263E+08	7,225E+05	1,218E+08	0,0003834
Moy	1,300E+06	3,282E+08	4,512E+05	9,750E+07	0,000187557
σ	2,482E+05	1,554E+08	1,717E+05	2,466E+07	9,7147E-05

Tableau 20 : Valeurs paramétrées des modèles pour l'expérience en fluage avec le copolymère de polypropylène à 37,4 N

Valeurs paramétrées des modèles					
	Paramètres				SDC
# Test	G₁ (Pa)	η₁ (Pa·s)	G₂ (Pa)	η₂ (Pa·s)	-
1	1,107E+06	5,647E+10	1,647E+05	1,094E+08	0,0003846
2	8,860E+05	4,663E+10	2,027E+05	9,252E+07	0,0003399
3	8,860E+05	5,284E+10	1,396E+05	1,413E+08	0,0005423
4	8,054E+05	5,472E+10	2,175E+05	1,008E+08	0,0003615
5	8,860E+05	5,326E+10	2,191E+05	9,213E+07	0,0003622
6	1,107E+06	3,790E+10	2,101E+05	9,261E+07	0,0002715
7	1,107E+06	3,810E+10	1,540E+05	1,143E+08	0,0004026
8	1,042E+06	5,328E+10	1,642E+05	1,183E+08	0,0007151
9	1,042E+06	5,573E+10	1,689E+05	9,788E+07	0,000848
10	1,107E+06	4,327E+10	2,132E+05	9,479E+07	0,0002074
Moy	9,975E+05	4,922E+10	1,854E+05	1,054E+08	0,00044351
σ	1,120E+05	6,726E+09	2,908E+04	1,574E+07	0,000199407

La paramétrisation du modèle de Burgers avait comme premier objectif de prédire les expériences effectuées en fluage, plus spécifiquement, durant l'application de la force et avant son retrait. La convergence des paramètres permet de modéliser mathématiquement ces équations qui devraient être en mesure de lier dans le temps la grandeur de la déformation à la contrainte appliquée dans un profil de température donné.

$$\gamma(t) = \frac{\tau_0}{G_1} + \frac{\tau_0}{\eta_1} t + \frac{\tau_0}{G_2} \left[1 - e^{\left(\frac{-G_2 t}{\eta_2} \right)} \right]$$

Le paramètre G_1 dans l'équation en fluage de Burgers est relatif à la déformation élastique instantanée fonction de la contrainte appliquée. Le paramètre η_1 quant à lui est relatif à la déformation visqueuse ou permanente qui est fonction de la contrainte appliquée et du temps d'application. Le paramètre G_2 limite la grandeur totale de la déformation viscoélastique et impacte le temps de déformation viscoélastique; il influence ces deux variables dès qu'il change. Le paramètre η_2 a la particularité de n'influencer que le temps de déformation viscoélastique; à lui seul, il peut caractériser le profil de la vitesse de déformation viscoélastique.

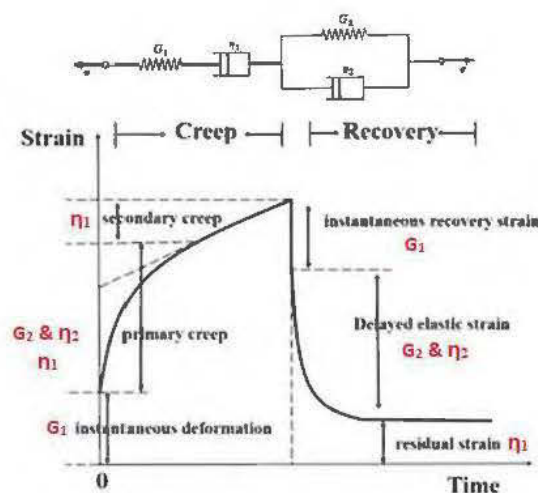


Figure 124 : Sections influencées par les paramètres du modèle

Déformation à l'aller (fluage) du copolymère de polypropylène

Le poids appliqué influence beaucoup la valeur des différents paramètres composant le modèle de Burgers, ce qui n'est pas étonnant compte tenu des constats tirés du sous chapitre 6.2. Effectivement, la dynamique de déformation change avec le poids appliqué et a des répercussions notables sur ces paramètres.

La déformation viscoélastique à l'aller (fluage primaire) est fonction des deux paramètres, G_2 et η_2 . Par contre, il faut garder en tête que la déformation en fluage primaire est aussi fonction du paramètre η_1 , qui cause la déformation visqueuse. En effet, la déformation en fluage primaire est :

$$\gamma_{Fluage\ primaire}(t) = \frac{\tau_0}{\eta_1} t + \frac{\tau_0}{G_2} \left[1 - e^{\left(-\frac{G_2}{\eta_2} t\right)} \right]$$

Dans la prévision des modèles, on remarque que plus la force augmente, plus le rapport $\frac{G_2}{\eta_2}$ diminue (G_2 diminue et η_2 augmente). Cela a pour impact de rallonger le temps de déformation viscoélastique. Également, puisque G_2 augmente, la grandeur totale de la déformation viscoélastique augmente. Lorsque la languette est soumise à une force de 37,4 N, le temps requis pour que la déformation viscoélastique s'effectue devient si grand que cette dernière n'a pas le temps de se terminer. Si bien que le facteur :

$$\left[1 - e^{\left(-\frac{G_2}{\eta_2} t\right)} \right]$$

n'atteint jamais la valeur de 1 quand le plateau contenant les rondelles touche le sol (autrement dit, lorsque la déformation angulaire de la languette atteint 20,5°). Cela a pour impact de ne jamais occasionner de déformation purement visqueuse. Préférentiellement, c'est cette dernière déformation qui est recherchée; c'est elle qui est

utile au résultat escompté. D'un point de vue technique et géométrique, si la majeure partie de la déformation maximale permise par une machine cintruse est viscoélastique, le retour viscoélastique sera lui aussi vraisemblablement grand et la portion de déformation induite par la déformation permanente sera réduite. Il est pertinent de prendre note de cette dépendance à la contrainte appliquée.

Après observation de l'influence de la force sur les paramètres des modèles, il apparaît évident que celle-ci a un très grand impact sur la valeur convergée de ces paramètres. En effet, un changement aussi petit que 9 N dans le poids (809 grammes) suffit pour transformer complètement la valeur des paramètres.

Par exemple, la valeur du paramètre G_1 (relatif à la déformation élastique instantanée) semble augmenter avec un poids de 28,5 N comparée à sa valeur avec un poids de 19,6 N. Par contre, elle devient plus petite (997500 Pa en moyenne) lorsque la languette est soumise à un poids de 37,4 N. Cette tendance, d'augmenter de 19,6 N à 28,5 N et de diminuer, de 28,5 N à 37,4 N, est également observable avec le paramètre G_2 (Tableaux 21, 22 et 23). Le paramètre η_2 lui, en revanche, semble augmenter à chaque fois que le poids augmente. Cette fluctuation dans la valeur des paramètres G_1 et G_2 pourrait être expliquée par le fait que la valeur de η_1 semble diminuer de 19,6 N à 28,5 N mais se voit par contre centuplée lorsque le modèle converge pour un poids de 37,4 N. En effet, il est en moyenne 100 fois plus élevé lorsque la languette est soumise à un poids de 37,4 N en comparaison aux deux autres poids. Il est raisonnable de croire que le fait que la déformation viscoélastique n'ait pas le temps de se compléter entièrement avec un poids de 37,4 N a un effet sur la convergence du paramètre. Prolonger l'expérience, c'est-à-dire permettre une déformation angulaire totale supérieure à 20,5°, aurait sans aucun doute donné des résultats davantage probants.

De plus, la convergence de ce paramètre à une valeur aussi grande a comme impact de rendre le terme de déformation permanente insignifiant. Par exemple, si on calcule la valeur prédite de la déformation après 700 secondes de fluage à 37,4 N en utilisant la moyenne de η_1 pour cette série de tests (Voir Tableau 21), on obtient :

$$\gamma_{perm.}(t) = \frac{\tau_0}{\eta_1}(t)$$

$$\gamma_{perm.}(700) = \frac{F/A}{\eta_1}(700) = \frac{37,4 / (0,009525 * 0,0508)}{4,922 \cdot 10^{10}}(700) = 1,099 \cdot 10^{-3} \text{ rad}$$

Et pourtant, dans les résultats expérimentaux, la déformation permanente à 37,4 N n'est pas du tout négligeable.

Aux vues de ces conclusions, il serait plus qu'indiqué de rester prudent dans l'interprétation des résultats du modèle si celui-ci est extrapolé.

Une fois l'influence du poids appliqué sur les paramètres du modèle, il fallait vérifier leur dépendance à la température. Les graphiques qui suivent montrent la convergence des modèles à partir des résultats expérimentaux obtenus pour le copolymère de polypropylène à des températures différentes (avec le banc d'essai #3).

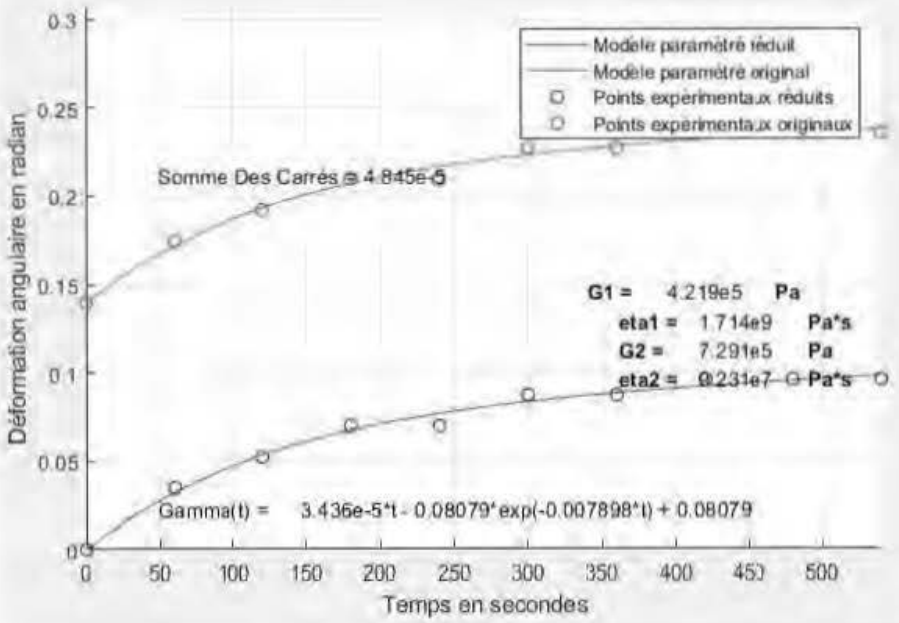
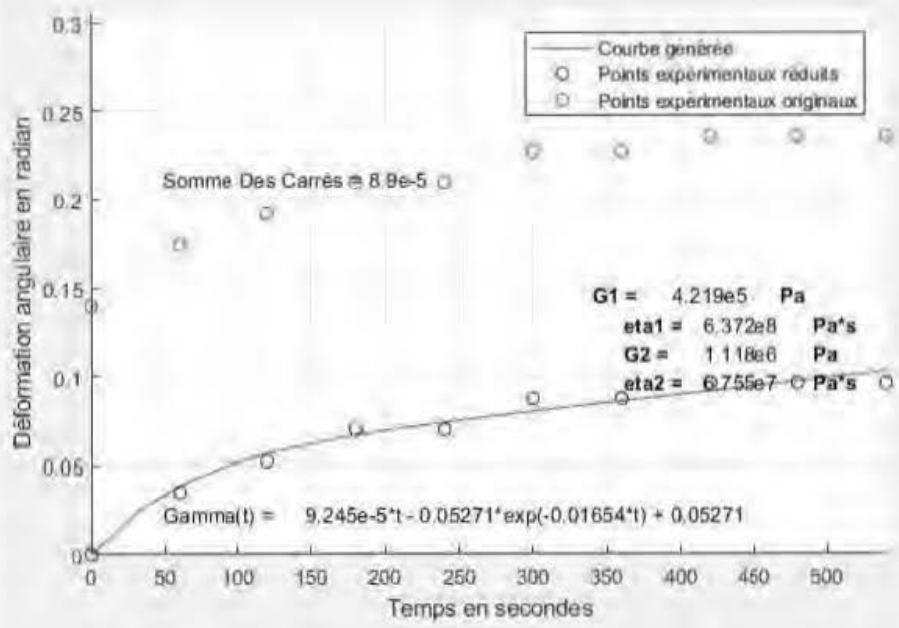


Figure 125 : Déformation en fluage avec chauffage isotherme (60°C) pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #1)

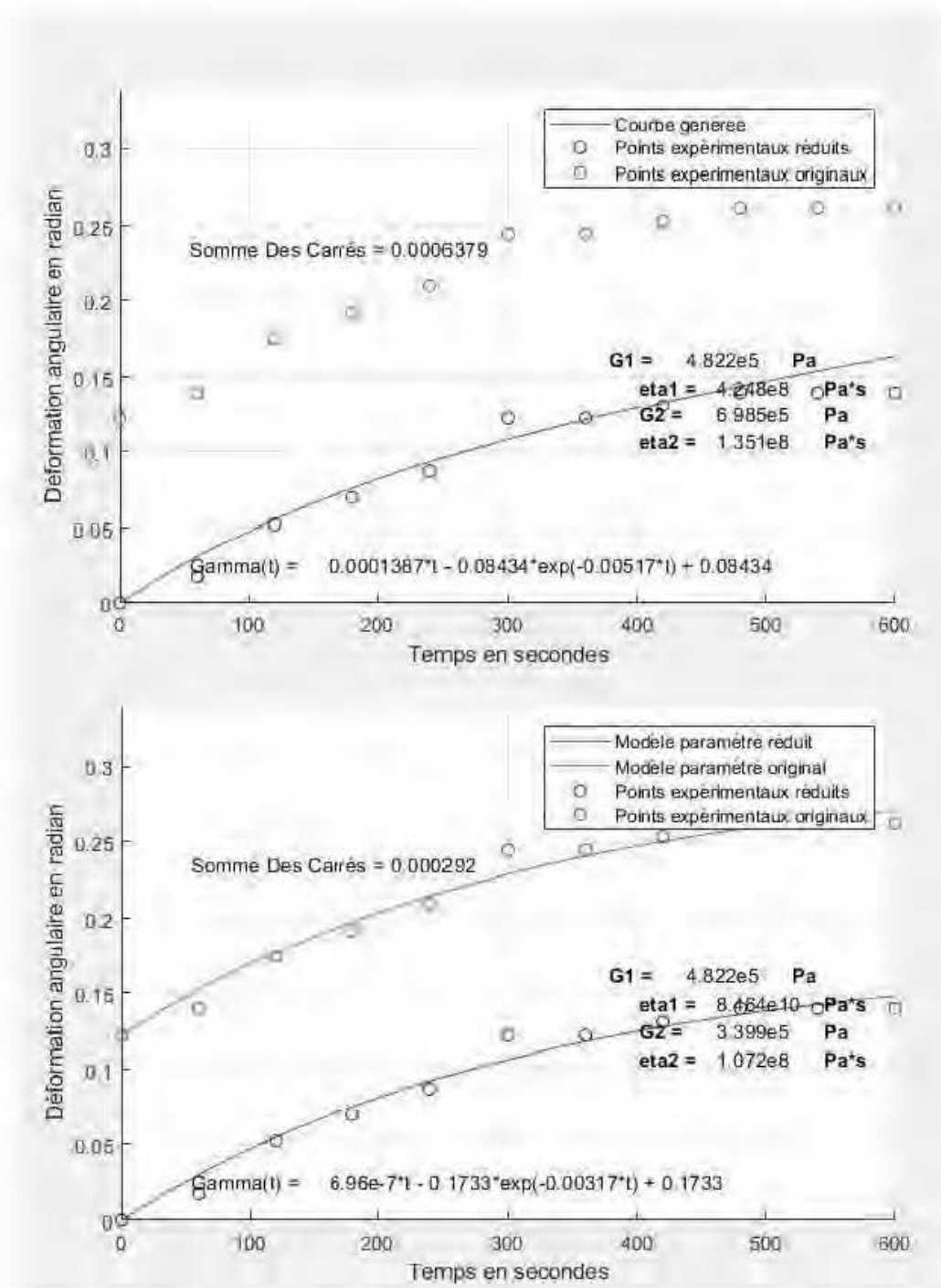


Figure 126 : Déformation en fluage avec chauffage isotherme (75°C) pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #2)

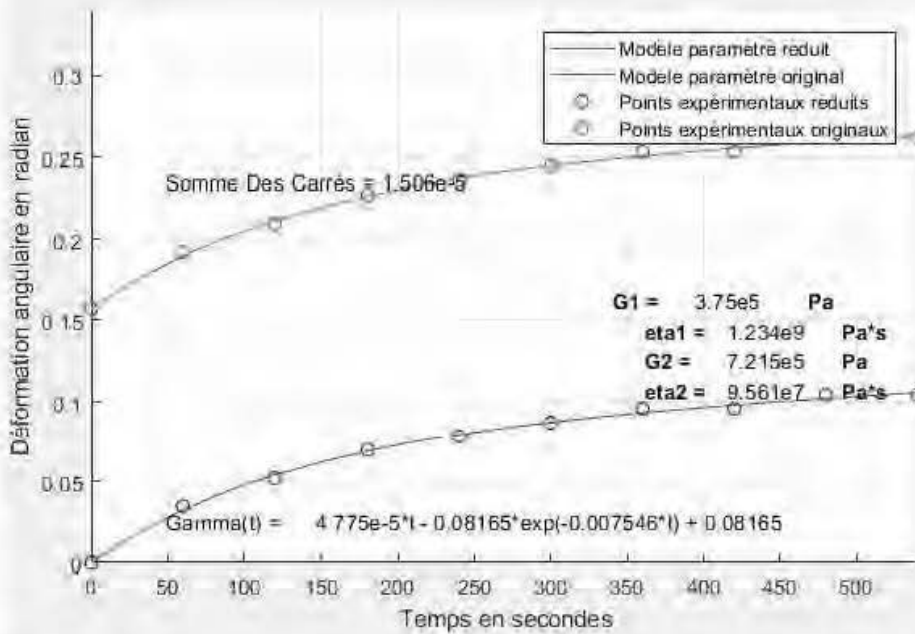
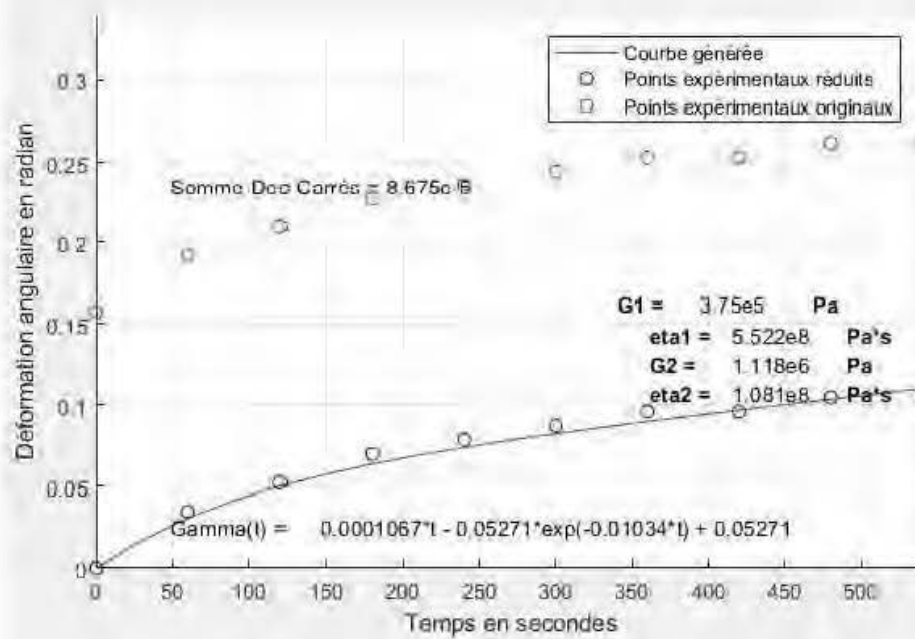


Figure 127 : Déformation en fluage avec chauffage isotherme (77.6°C) pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #3)

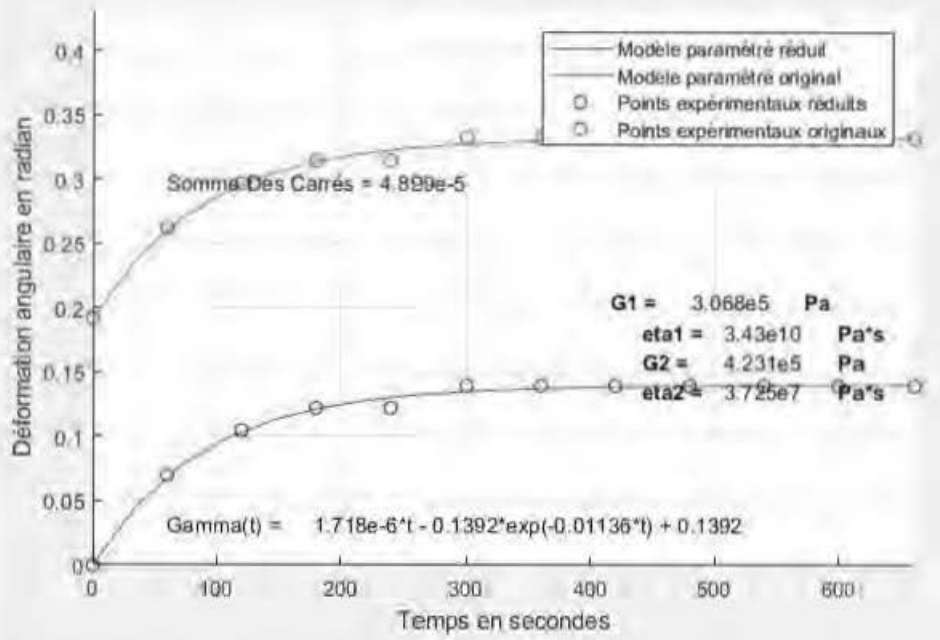
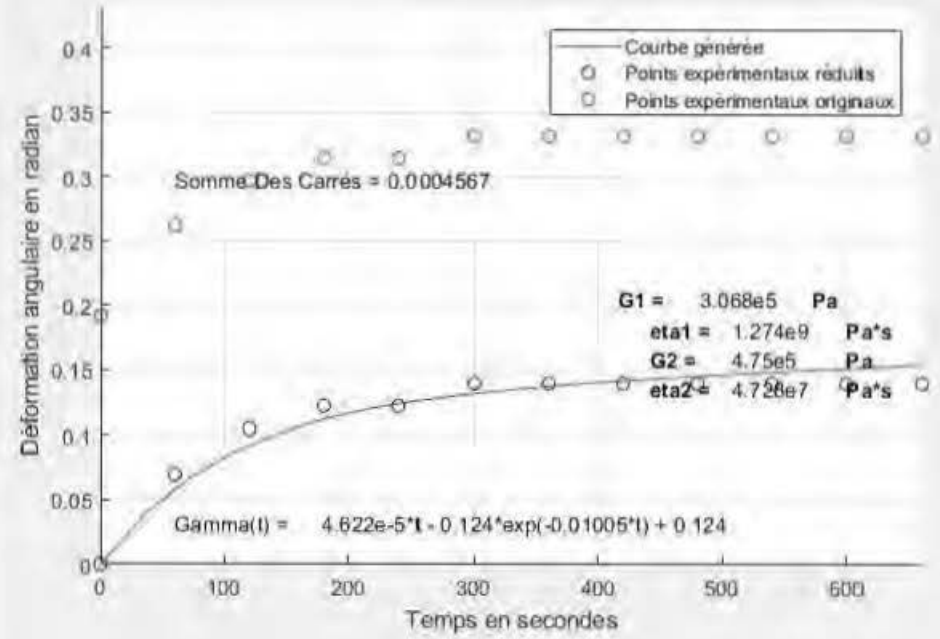


Figure 128 : Déformation en fluage avec chauffage isotherme (81.5°C) pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #4)

Tableau 21 : Valeurs paramétrées des modèles pour l'expérience en fluage en chauffage isotherme avec le copolymère de polypropylène à 28,5 N

Valeurs paramétrées des modèles						
		Paramètres				SDC
# Test	Temp. (°C)	G₁ (Pa)	η₁ (Pa·s)	G₂ (Pa)	η₂ (Pa·s)	-
1	60	4,219E+05	1,714E+09	7,291E+05	9,231E+07	0,00004845
2	75	4,822E+05	8,464E+10	3,399E+05	1,072E+08	0,000292
3	77,6	3,750E+05	1,234E+09	7,215E+05	9,561E+07	0,00001506
4	81,5	3,068E+05	3,430E+10	4,231E+05	3,725E+07	0,00004899

Le temps pour obtenir la déformation maximale et la grandeur de la déformation ne semble pas être particulièrement fonction de la température durant le fluage mise à part la déformation pour le test à 81.5 °C. Du moins, c'est ce qui peut être constaté pour la déformation viscoélastique en fluage. Toutefois, tous les paramètres fluctuent et aucun d'entre eux ne semble non plus rester stable. Néanmoins, comme mentionné lors de l'analyse des résultats expérimentaux, la déformation élastique semble avoir tendance à légèrement augmenter durant la déformation à l'aller avec la température. Le paramètre G_1 tend à diminuer avec la température ce qui peut être interprété comme une diminution de la rigidité du matériau à une température plus élevée. Le paramètre G_2 semble diminuer aussi avec la température ayant comme impact d'augmenter la grandeur totale de la déformation viscoélastique. Il est cependant pertinent de mentionner que la déformation viscoélastique ne semble pas avoir atteint sa fin, c'est-à-dire que le terme :

$$\left[1 - e^{\left(\frac{G_2}{\eta_2}\right)t} \right]$$

ne semble pas atteindre la valeur de 1. À tout le moins, c'est le cas pour le test #1, #2 et #3. Dans le test #4, la courbe semble commencer à varier linéairement à partir de 300 ou 350 secondes. En revanche, il est clair que la pente à partir de ce point égale zéro à toutes fins pratiques. Cette tendance des trois premiers tests en chauffage isotherme à ne pas terminer la totalité de la déformation viscoélastique peut s'expliquer par le fait que la température descend suffisamment durant le fluage en chauffage isotherme pour que le paramètre η_2 augmente au point de rallonger de beaucoup le temps de déformation viscoélastique. Bien que le paramètre η_2 semble suffisamment petit dans le test #4 pour terminer la déformation viscoélastique, η_1 semble suffisamment grand pour ne provoquer aucune déformation permanente au-delà de ces 300 ou 350 secondes. En effet, la languette semble se refroidir suffisamment pour stopper la déformation, et ce, malgré la pauvre conductivité thermique du matériau.

Il convient toutefois de mentionner ici que ces tendances ne sont pas parfaitement claires. En effet, η_1 prend des valeurs suffisamment grandes pour presque neutraliser le terme de déformation permanente, ce qui n'est pas le cas en réalité comme mentionné dans l'analyse des résultats expérimentaux au sous chapitre 6.2. Cela pourrait être expliqué par la recherche de l'algorithme de Newton-Raphson d'une convergence de la somme des carrés minimale. Cela dit, il serait normal de s'attendre que la viscosité du matériau (η_1 et η_2) diminue avec la température induisant de ce fait une déformation viscoélastique en un temps plus court (vitesse de déformation viscoélastique plus grande) et une déformation permanente plus grande, comportements causés par η_2 et η_1 , respectivement. De la même façon, G_1 et G_2 devraient normalement diminuer avec l'augmentation de la température, augmentant, respectivement, la grandeur de la déformation élastique et de la déformation viscoélastique. À juste titre, la déformation totale, somme de la déformation élastique, viscoélastique et permanente, est maximale dans le test avec la température la plus élevée.

La section suivante présente quelques graphiques issus de la paramétrisation du modèle de Burgers pour le PVC. Ce matériau se comporte très différemment du copolymère de polypropylène en fluage; les explications qui vont suivre montreront que ce n'est pas tous les types de polymère qui peuvent être approximé par ce modèle.

Déformation à l'aller (fluage) du PVC

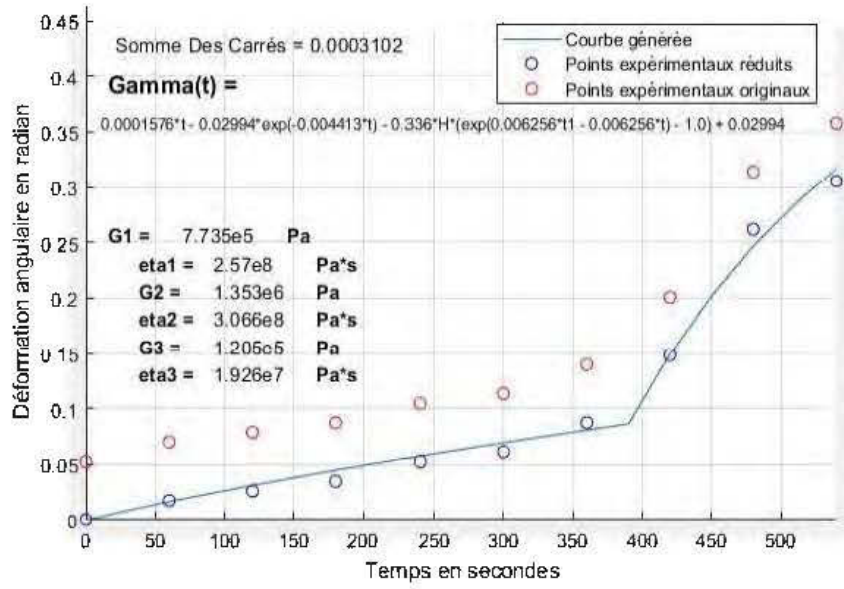


Figure 129 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le PVC avec un poids de 19,6 N (Test #1)

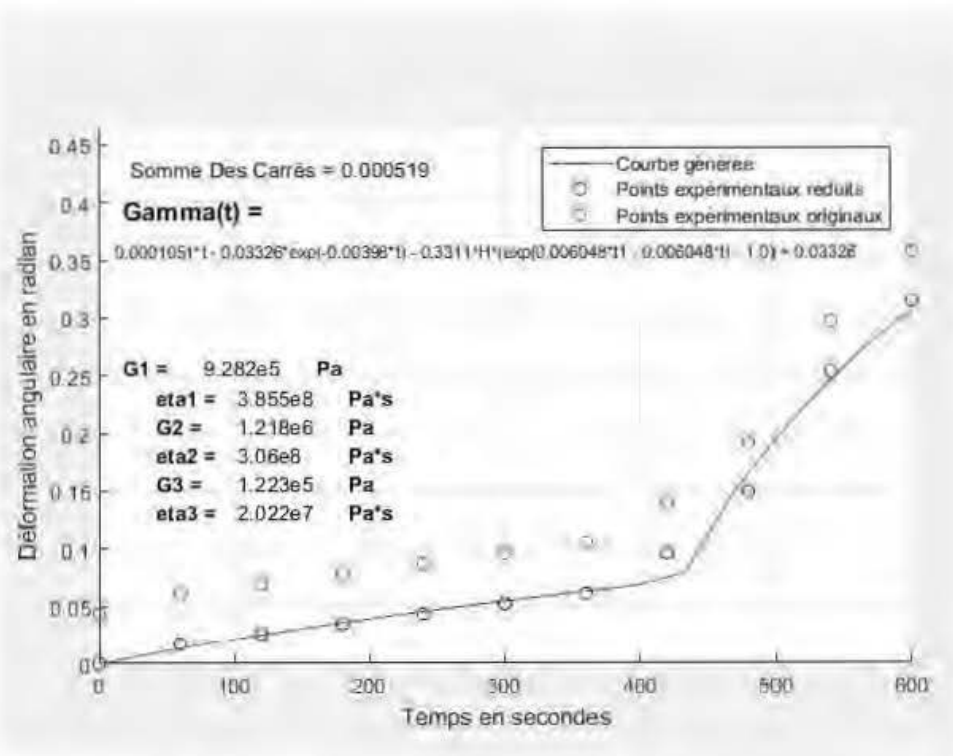


Figure 130 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le PVC avec un poids de 19,6 N (Test #2)

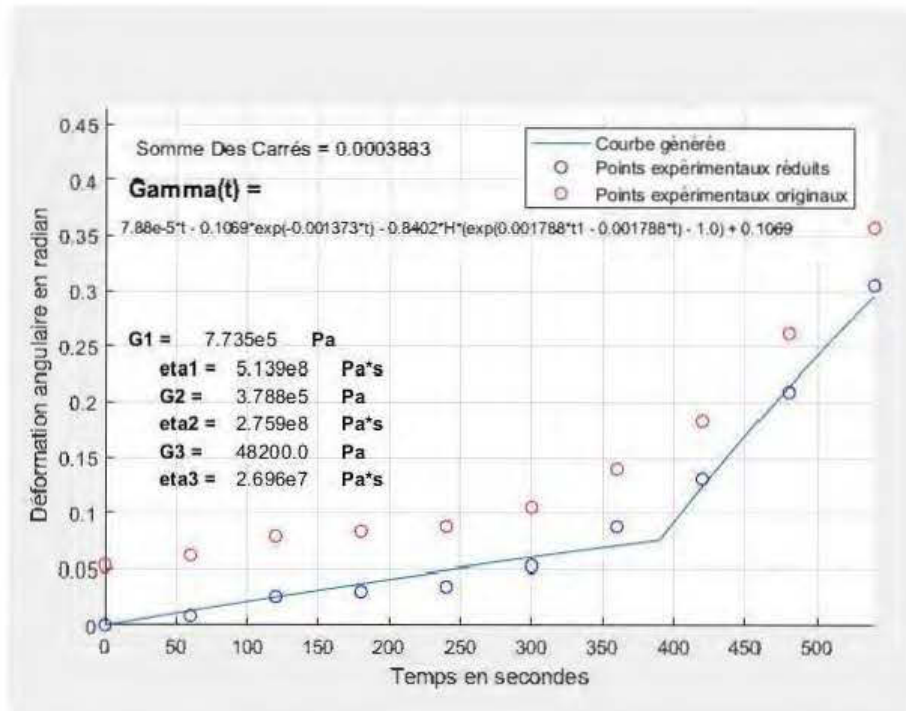


Figure 131 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le PVC avec un poids de 19,6 N (Test #3)

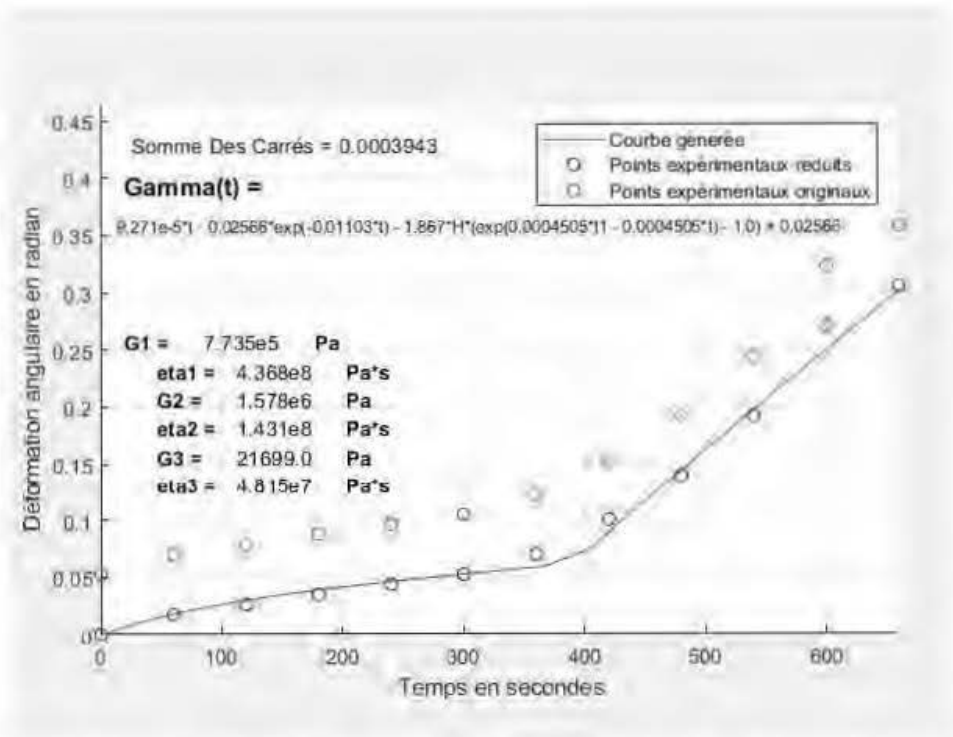


Figure 132 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le PVC avec un poids de 19,6 N (Test #4)

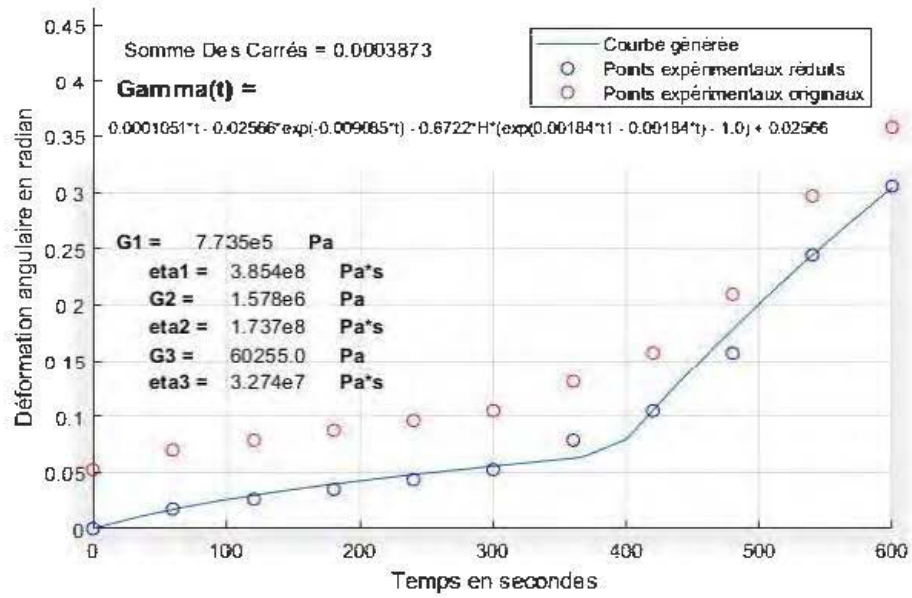


Figure 133 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le PVC avec un poids de 19,6 N (Test #5)

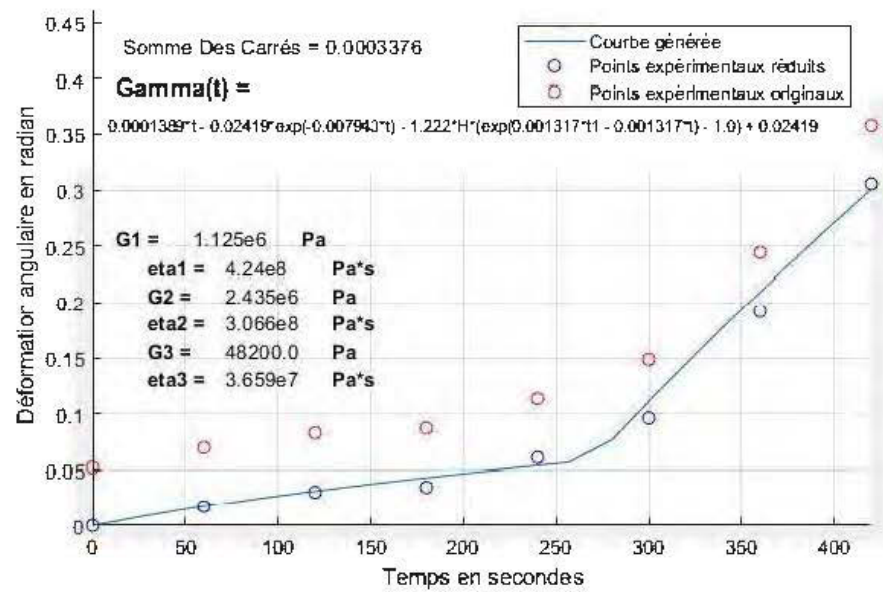


Figure 134 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le PVC avec un poids de 28,5 N (Test #1)

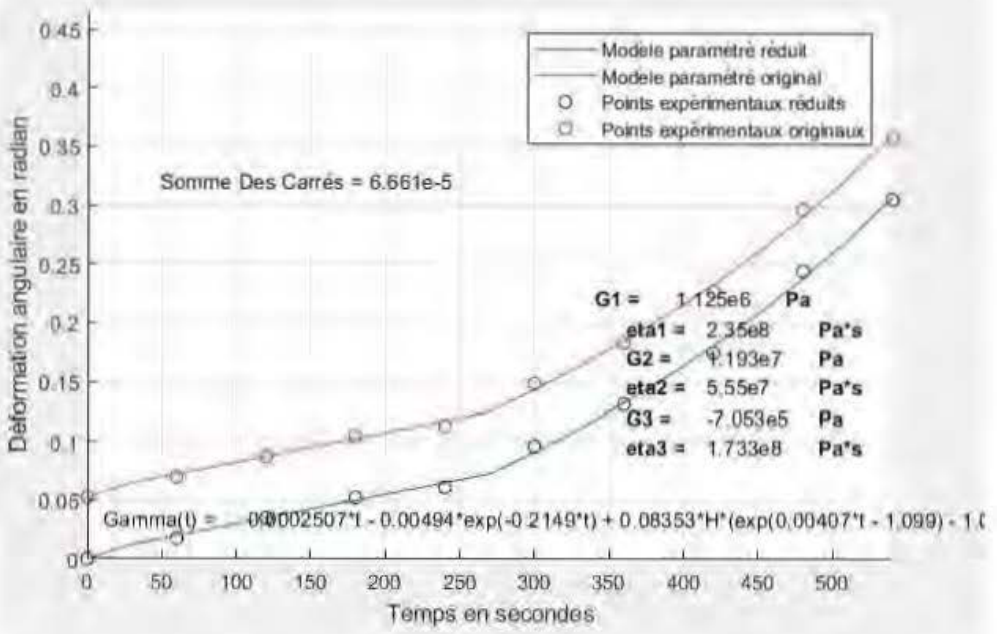
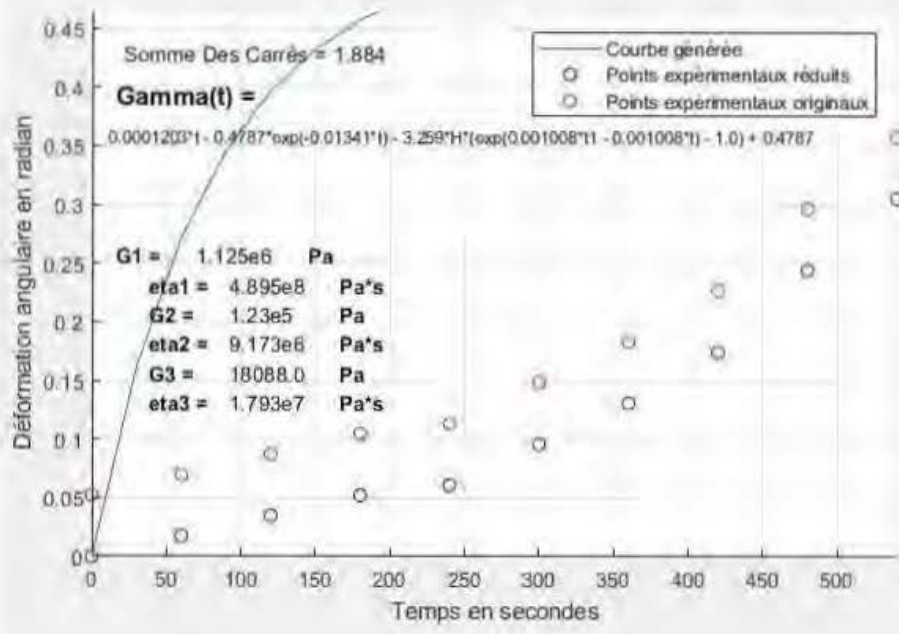


Figure 135 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le PVC avec un poids de 28,5 N (Test #2)

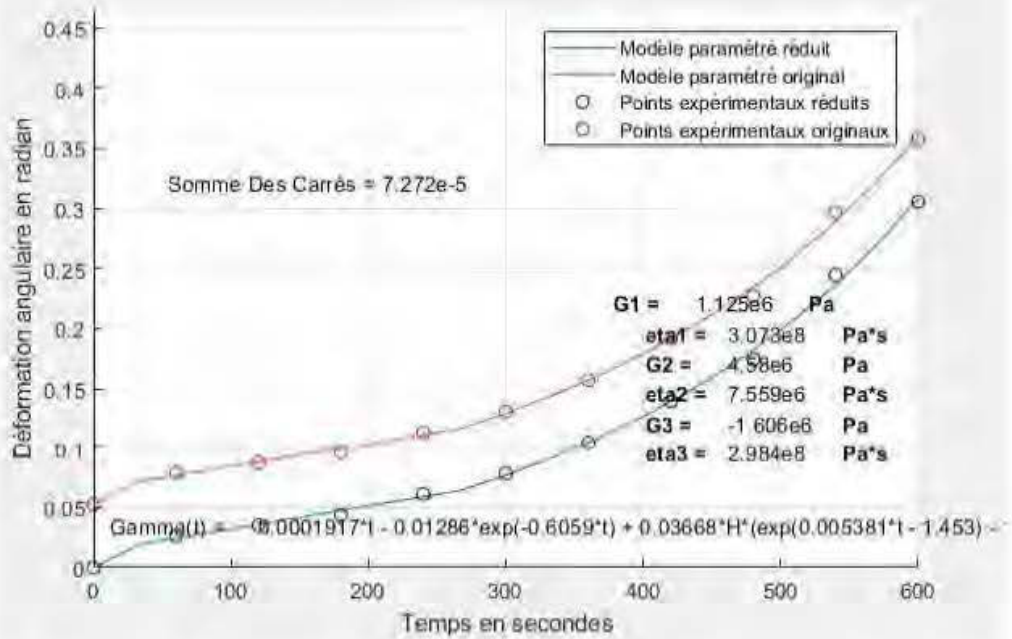
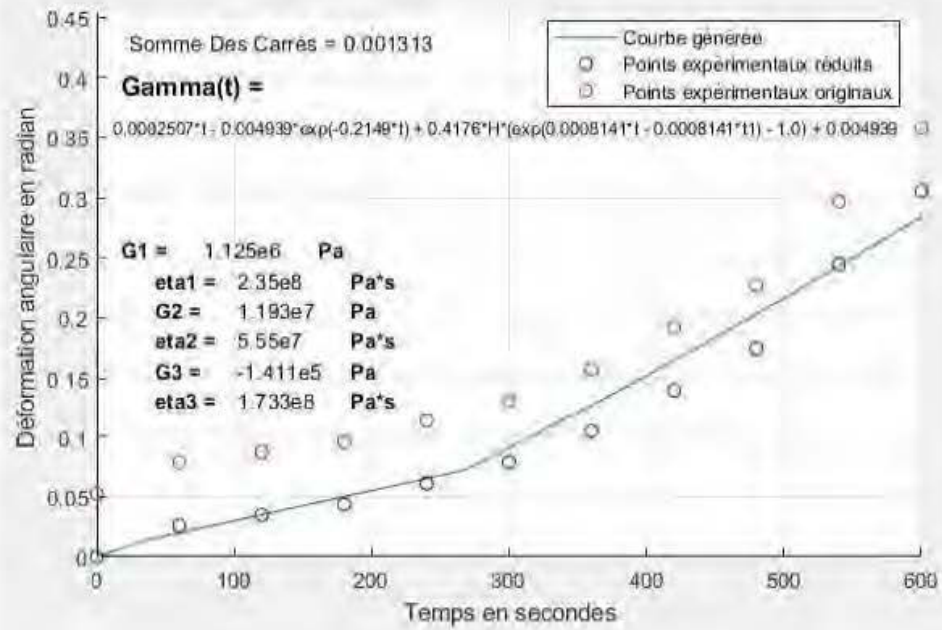


Figure 136 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le PVC avec un poids de 28,5 N (Test #3)

Comme mentionné au sous chapitre traitant de la déformation en fluage du PVC, un comportement viscoélastique semble se manifester en début de fluage; la forme concave typique d'une déformation viscoélastique est observable dans les graphiques présentés, plus particulièrement pour les échantillons testés à 19,6 N. Au-delà de ce point, le matériau semble céder et provoquer une déformation sévère. La forme de l'équation après ce point semble également posséder cette concavité viscoélastique mais avec des paramètres complètement différents. Pour attaquer cette disparité, un modèle sur mesure a été construit, un qui pourrait approximer la forme de la courbe de déformation des échantillons de PVC. Puisque le matériau semble manifester un deuxième comportement viscoélastique retardé, le modèle choisi fût un modèle de Burgers en série avec un deuxième élément de Voigt-Kelvin.

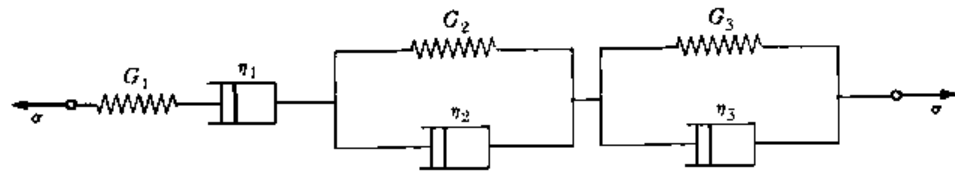


Figure 137 : Modèle de Burgers modifié pour le PVC

Il possède 6 paramètres au lieu de quatre et son équation est :

$$\gamma_{PVC,Fluage}(t) = \frac{\tau_0}{\eta_1} t + \frac{\tau_0}{G_2} \left[1 - e\left(-\frac{G_2}{\eta_2} t\right) \right] + \frac{\tau_0}{G_3} \left[1 - e\left(-\frac{G_3}{\eta_3} (t-t_0)\right) \right]$$

où G_3 et η_3 sont relatifs au deuxième élément Voigt-Kelvin et où t_0 est le temps où le deuxième comportement viscoélastique se manifeste.

Les graphiques du test en fluage avec chauffage local pour le PVC soumis à un poids de $19,6 N$ ne montrent que le graphique dont les paramètres ont été choisis arbitrairement; la convergence n'a pas eu lieu. Lorsque l'algorithme Matlab ne peut converger à une somme des moindres carrés inférieure à celle calculée pour la courbe arbitraire, dans les faits il diverge, il n'affiche que le premier graphique. Pour les trois échantillons présentés aux figures 156, 157 et 158, l'algorithme est parvenu à converger. D'emblée, il apparaît manifeste que la valeur paramétrisée négative G_3 n'a aucune signification physique.

Force est de constater que le modèle de Burgers n'est pas adapté à une modélisation mathématique du comportement en déformation du PVC. En effet, ce modèle ne parvient pas à prendre en compte la double concavité de la courbe expérimentale à $19,6 N$ et converge à une courbe de forme convexe pour un poids de $28,5 N$. La non-linéarité du comportement en fluage mesuré avec le PVC ne peut être modélisée avec un modèle linéaire de Burgers. Il faudra se rabattre sur les prédictions du modèle numérique et les résultats expérimentaux pour le dimensionnement d'une machine cintreuse.

Déformation au retour (recouvrance) du copolymère de polypropylène

De pouvoir prédire la déformation d'un polymère en fluage est un aspect important du dimensionnement d'une machine cintruse. Par exemple, de comprendre l'impact de la force appliquée et de la température en fluage sur la déformation permanente donne de très bonnes indications sur les variables à contrôler dans un tel mécanisme. Par contre, il est tout aussi important d'être capable de contrôler la recouvrance du matériau. En effet, si les variables influençant la recouvrance du matériau sont inconnues, il serait difficile de prévoir la grandeur de la déformation suite au fluage. Pour cette raison, cette section abordera l'analyse des modèles et de leurs paramètres qui décrivent le comportement après le retrait de la force appliquée.

La recouvrance du copolymère de polypropylène peut être modélisée avec les paramètres trouvés du modèle de Burgers durant le fluage. L'algorithme programmé pour l'étude de la recouvrance trace tout d'abord le modèle paramétré pour le fluage et estime, à l'aide des mêmes paramètres, la déformation suite au retrait de la force. Cette courbe est juxtaposée aux données expérimentales aux fins d'analyse.

La solution au retour pour un élément Voigt-Kelvin, comme élaborée au sous-chapitre 4.1.1 est :

$$\gamma_{retour}(t) = \gamma_{aller}(t_{final,aller})e^{\left(\frac{-G}{\eta}t\right)}$$

Pour incorporer cette solution de retour viscoélastique à un modèle de Burgers, il faut prendre en considération le retour élastique et la déformation viscoélastique totale durant le fluage.

Le retour élastique correspond théoriquement à la déformation élastique durant le fluage, c'est-à-dire :

$$\gamma_{retour\ elastique} = \frac{\tau_0}{G_1}$$

La déformation viscoélastique totale de l'élément Kelvin-Voigt au temps $t_{final, aller}$ en fluage est donnée par :

$$\gamma_{VK, aller}(t_{f, aller}) = \gamma_{Total, aller}(t_{f, aller}) - \frac{\tau_0}{G_1} - \frac{\tau_0}{\eta_1} \cdot t_{f, aller}$$

qu'on posera égale à A afin d'alléger l'équation.

L'équation fonction du temps de la déformation viscoélastique au retour est donc de :

$$\gamma_{retour}(t) = \gamma_{aller}(t_{f, aller}) - \gamma_{retour}(t_{init, retour}) - \left[A - A \cdot e^{\left(\frac{G_2}{\eta_2} \cdot (t - t_{f, aller}) \right)} \right]$$

$$\text{Où } A = \gamma_{Total, aller}(t_{f, aller}) - \frac{\tau_0}{G_1} - \frac{\tau_0}{\eta_1} \cdot t_{f, aller}$$

Le graphique pour un échantillon donné est ensuite tracé. Les pages qui suivent présentent quelques graphiques montrant la modélisation au retour pour certaines des expériences en chauffage local et quelques-unes des expériences en chauffage isotherme avec le copolymère de polypropylène.

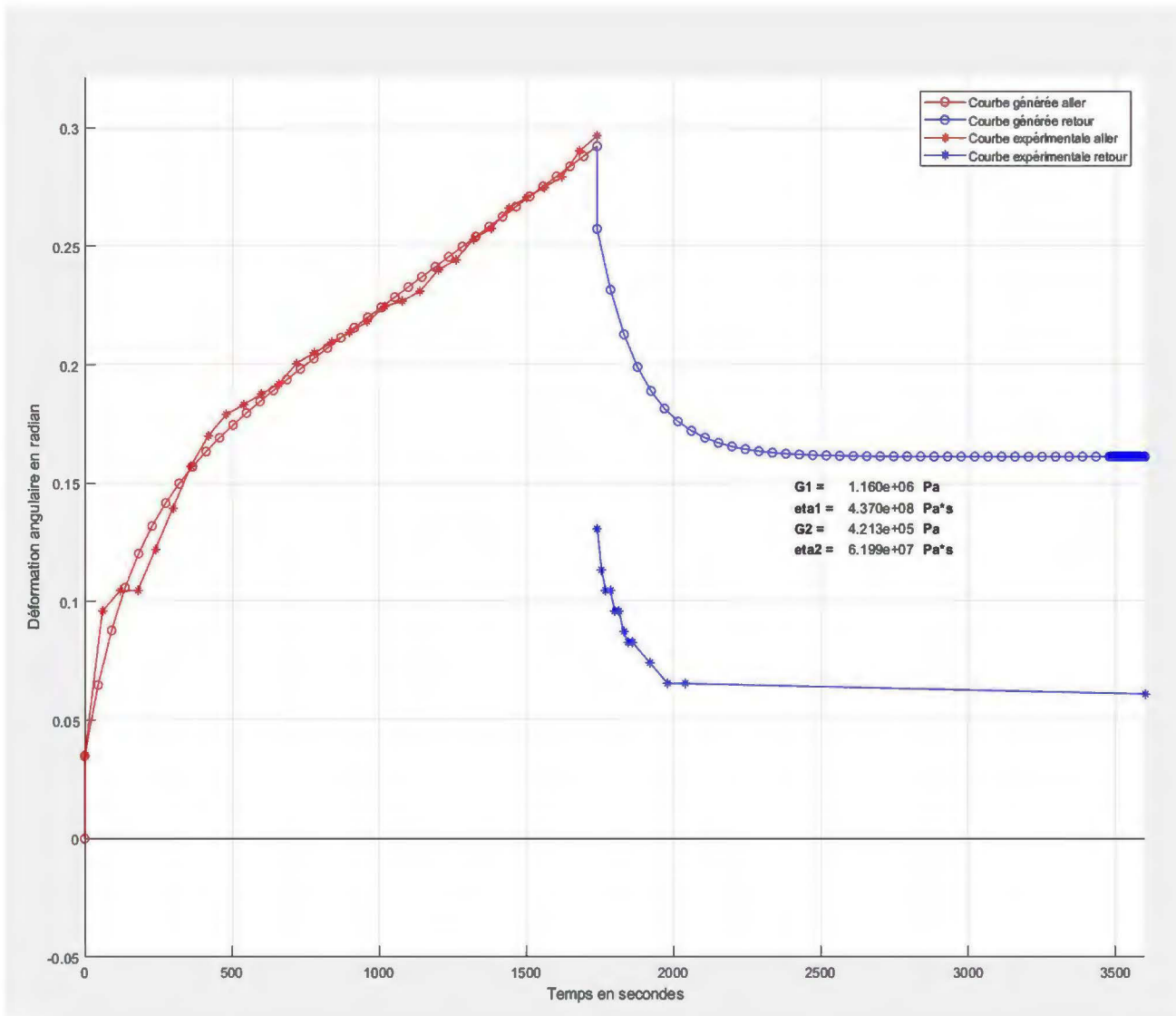


Figure 138 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #3)

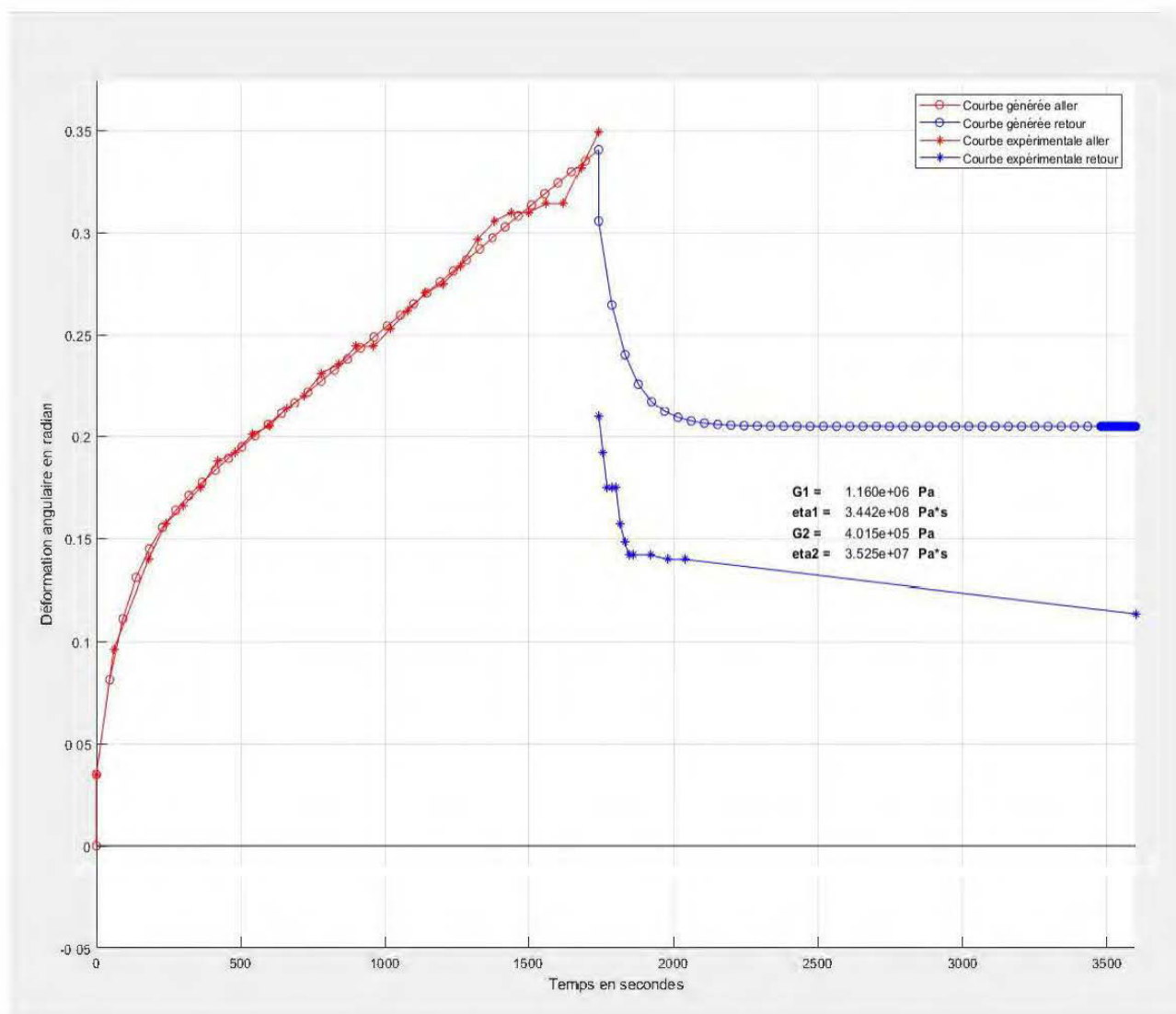


Figure 139 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #5)

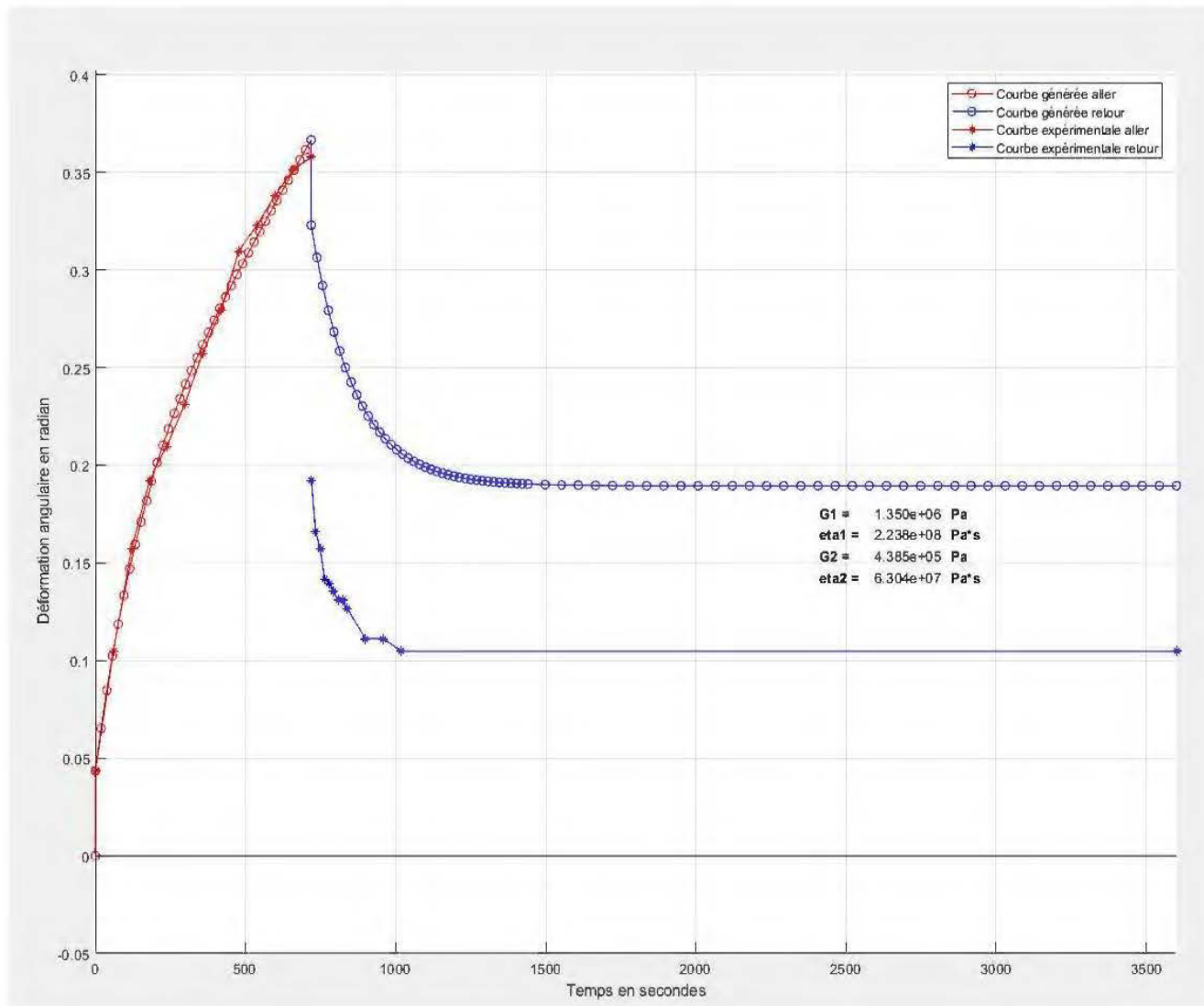


Figure 140 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #2)

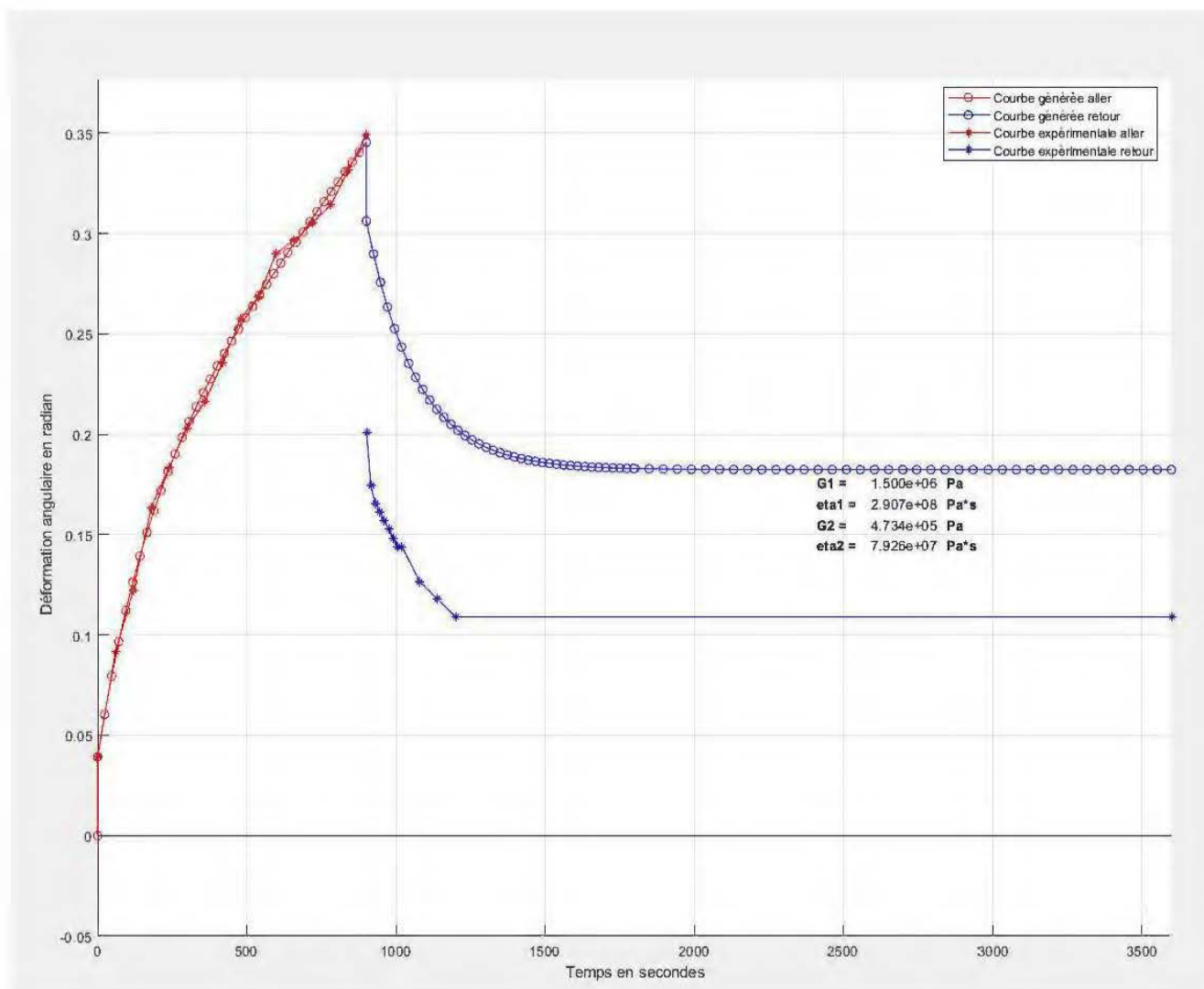


Figure 141 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #6)

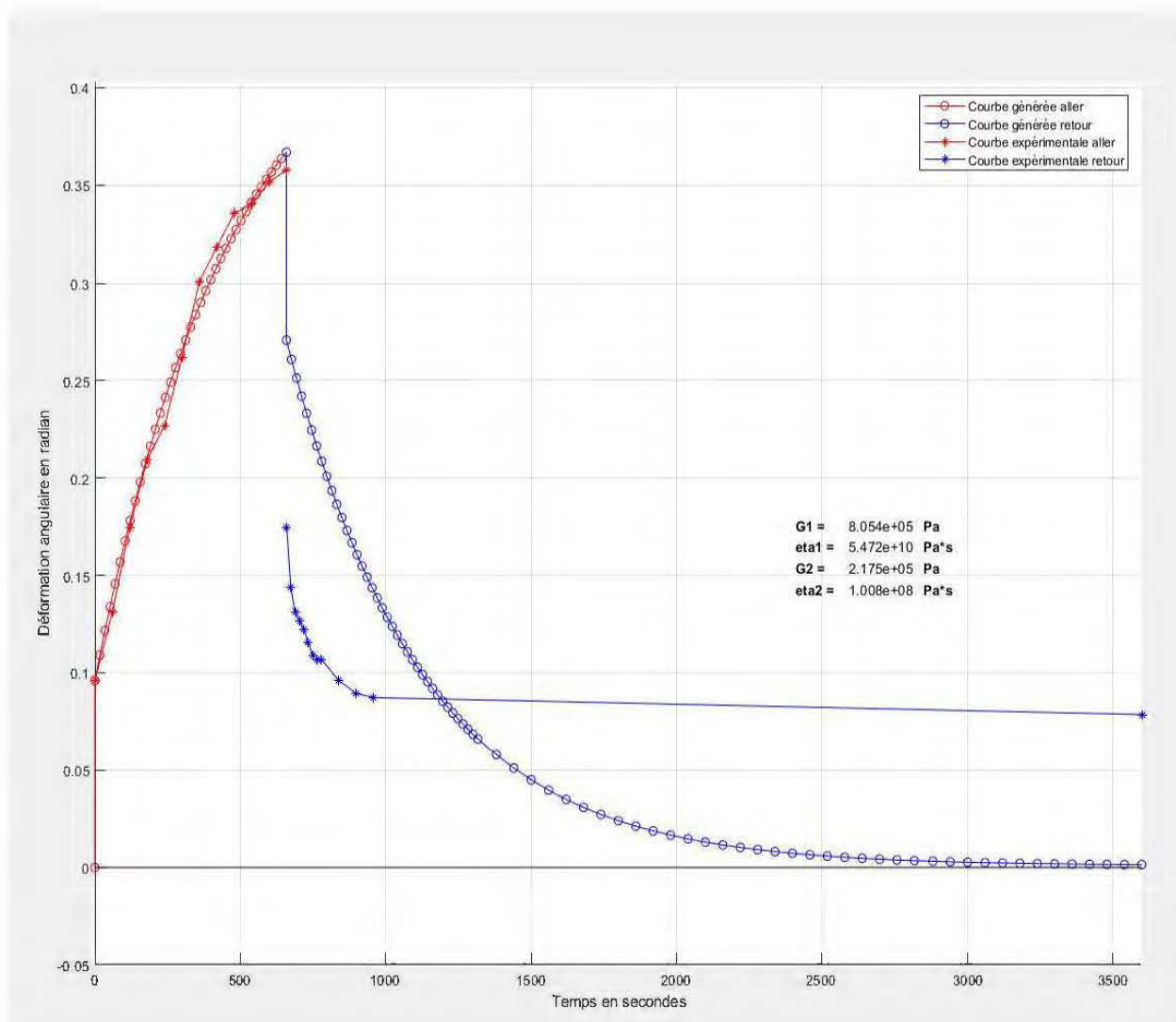


Figure 142 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #4)

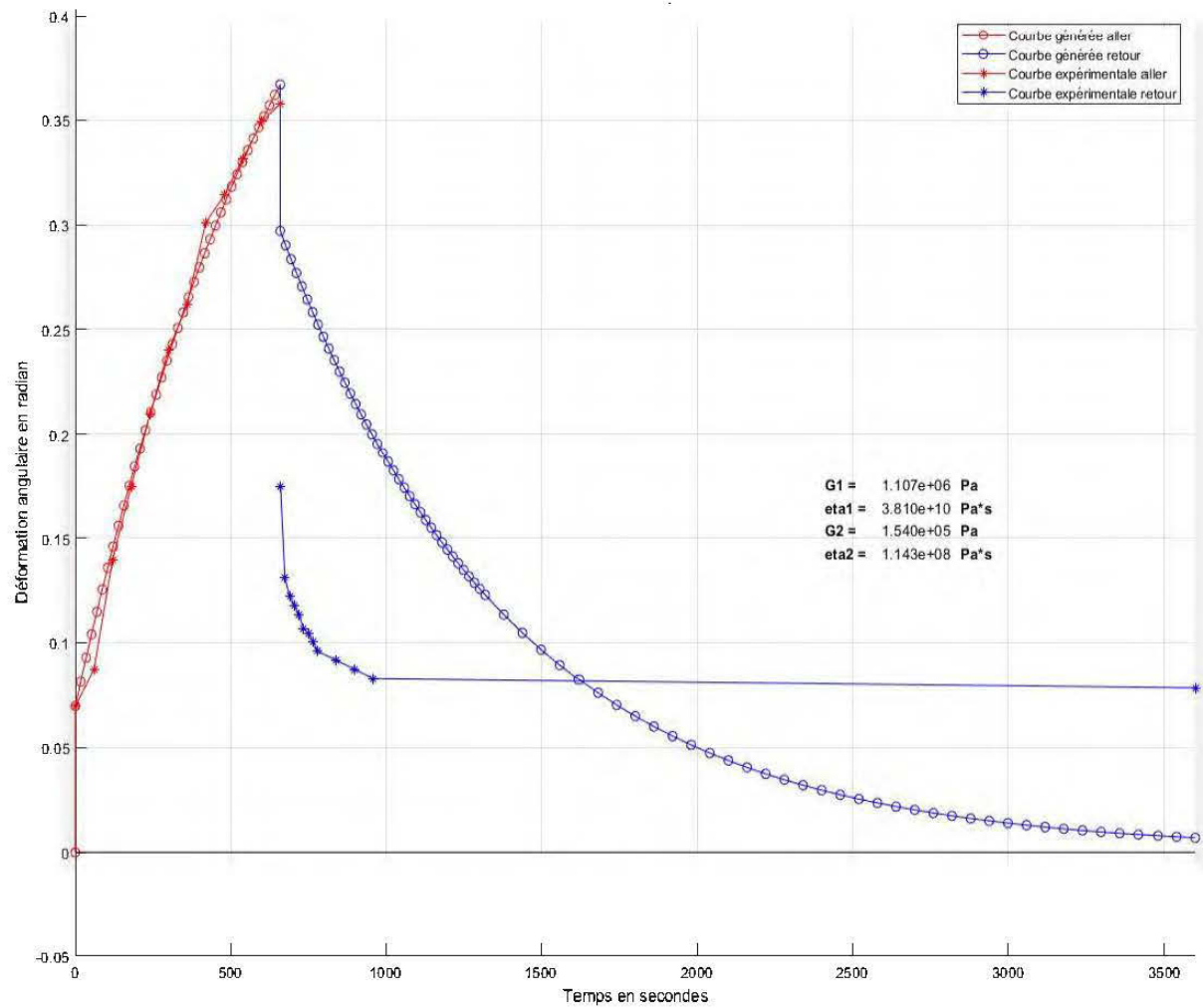


Figure 143 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #7)

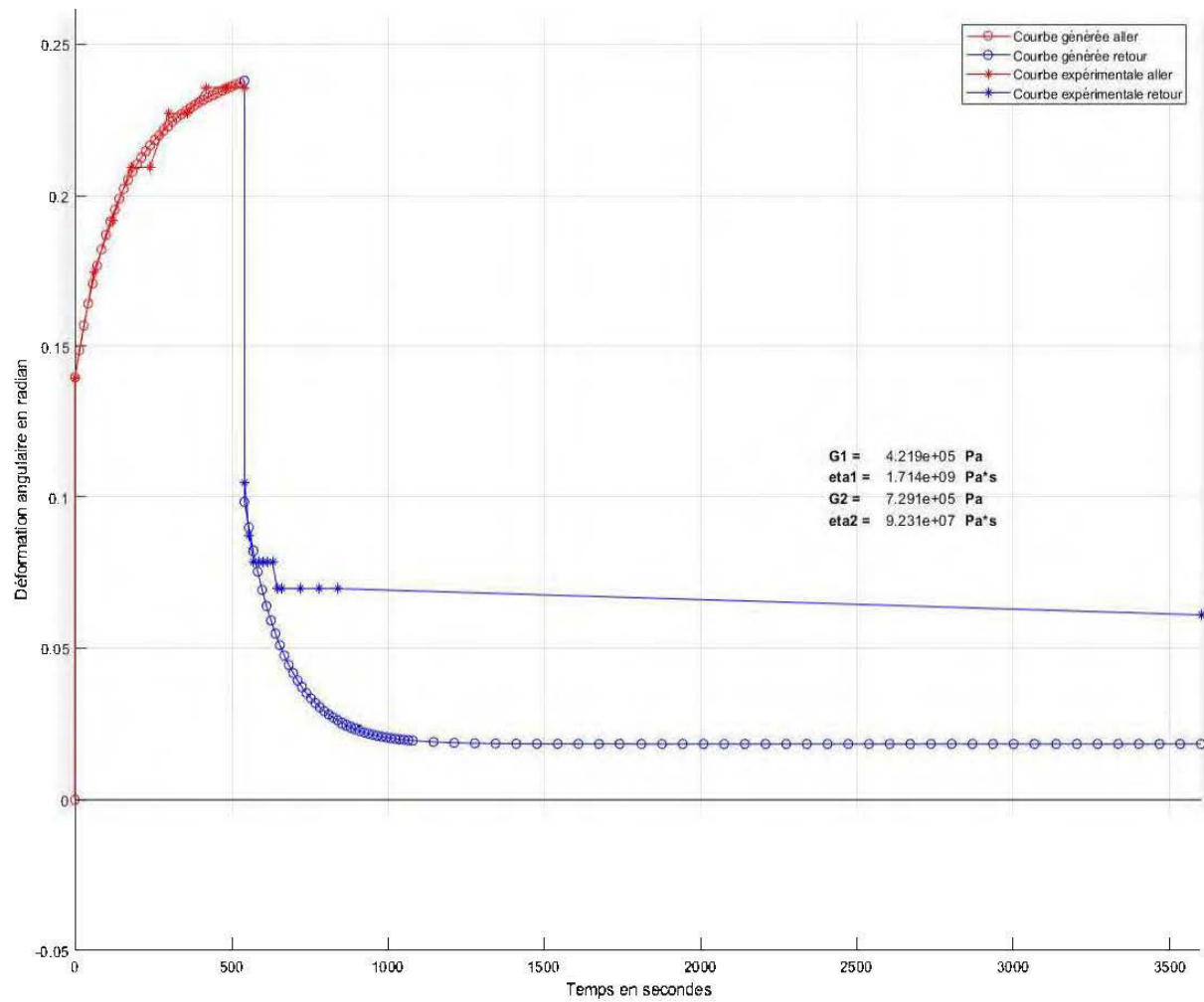


Figure 144 : Déformation en fluage avec chauffage isotherme pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #1 @ T = 60°C)

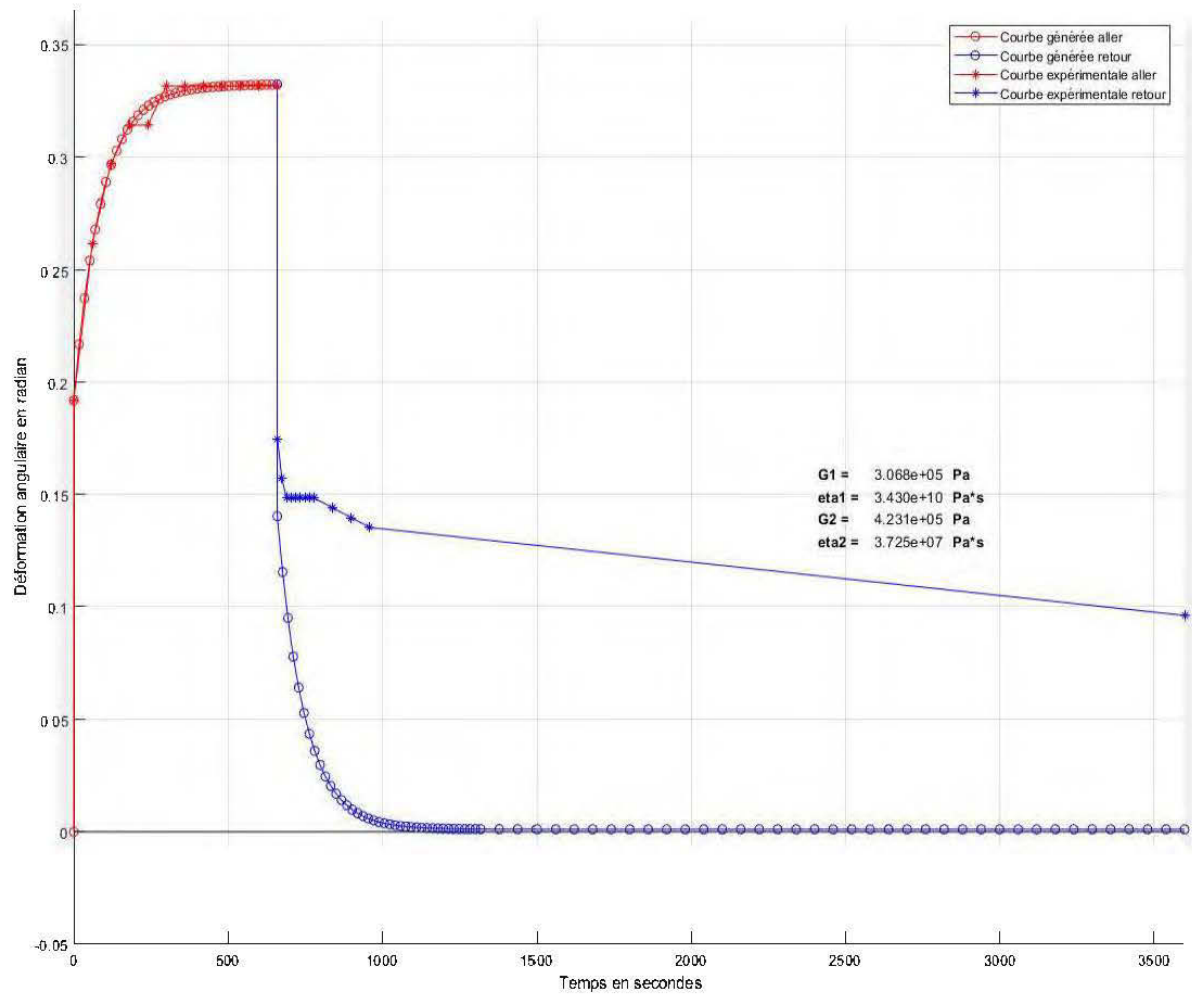


Figure 145 : Déformation en fluage avec chauffage isotherme pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #4 @ T = 81.5°C)

L'analyse des graphiques tracés par l'algorithme révèle qu'il existe une différence notable entre la prédiction des modèles et les résultats expérimentaux pour la recouvrance. Les tendances alléguées dans les paragraphes qui suivent sont observables dans tous les échantillons d'une expérience donnée.

Premièrement, il est clair que la déformation permanente prédite par les modèles est beaucoup trop élevée pour les échantillons testés à 19,6 N et 28,5 N en chauffage local. À l'opposé, la déformation permanente prédite par les modèles pour les échantillons testés à 37,4 N en chauffage local et les quatre expériences réalisées en chauffage isotherme est bien en deçà des résultats des expériences réels. Cette dernière constatation n'est pas étonnante compte tenu du fait que les modélisations en fluage de ces tests ont fait converger η_1 à une valeur beaucoup trop grande. Cela a comme impact de neutraliser le terme de déformation permanente tel que mentionné plus tôt dans ce chapitre. Manifestement, la valeur de η_1 change durant le déroulement des expériences, ce qui est probablement relié au caractère transitoire du transfert de chaleur (la température semble monter durant le test en chauffage local et diminuer durant le test en chauffage isotherme).

Bien entendu, de par la nature du modèle mathématique en recouvrance, le retour élastique prédit par le modèle est exactement le même qu'au début du fluage. Cependant, le retour élastique est substantiellement plus grand au retour qu'à l'aller dans les données expérimentales obtenues en chauffage local. Dans les données expérimentales obtenues en chauffage isotherme, et donc dans les prédictions du modèle, le retour élastique est sensiblement le même que la déformation élastique instantanée en fluage.

La prédiction de l'élément Voigt-Kelvin au retour ne semble pas non plus refléter les résultats obtenus expérimentalement. En effet, le retour viscoélastique se fait dans un temps plus court en réalité que les modèles ne l'estiment, et ce, pour les expériences en chauffage local comme pour les expériences en chauffage isotherme; les échantillons testés en chauffage local à $37,4 N$ montrent à plus forte raison cette tendance.

Il y a deux explications possibles à cet écart.

La première est que la valeur prévue par le modèle pour G_2 pourrait être plus petite qu'en réalité et que la valeur prévue par le modèle pour η_2 pourrait être plus grande qu'en réalité. Advenant le cas, l'impact sur le rapport G_2/η_2 s'en trouverait diminué, ce qui résulte en une augmentation du temps nécessaire pour effectuer la totalité de la déformation viscoélastique. Cette explication est plausible compte tenu des changements de température durant les expériences.

Une autre explication serait en lien avec le terme pré-exponentiel A . En effet, la grandeur totale de la déformation viscoélastique durant le retour est fonction de ce terme, qui lui, dépend de la valeur qu'on lui impose, qui, dans le cas qui nous incombe, correspond à la valeur prédite par le modèle de la déformation permanente en fin de fluage combinée à la valeur de la déformation élastique instantanée en début de fluage. À propos, ces grandeurs prévues par le modèle sont toutes sauf exactes. Il est plus que raisonnable de penser que cette condition initiale à la déformation de l'élément Voigt-Kelvin n'est pas la bonne. Cette observation ayant été soulevée déjà précédemment donne davantage de légitimité à cette hypothèse.

C'est dans l'optique que cette dernière hypothèse est valable que l'algorithme a été modifié pour prendre en compte ces changements de l'aller au retour.

Au lieu de calculer A avec les trois termes proposés, c'est-à-dire :

$$A = \gamma_{Total,aller}(t_{f,aller}) - \frac{\tau_0}{G_1} - \frac{\tau_0}{\eta_1} \cdot t_{f,aller}$$

la valeur du deuxième et troisième terme sera modifiée en fonction des données expérimentales connues du retour.

Le deuxième terme prendra la valeur de la déformation élastique instantanée au retour mesurée au retour et le troisième terme prendra la valeur de la déformation permanente mesurée en fin d'expérience. Ce qui donne :

$$A = \gamma_{Total,aller}(t_{f,aller}) - \gamma_{Retour}(t_{init.,retour}) - \gamma_{Retour}(t_{f,retour})$$

Les graphiques qui suivent montrent les résultats issus de cette modification. Les autres tests sont présentés à l'ANNEXE B.

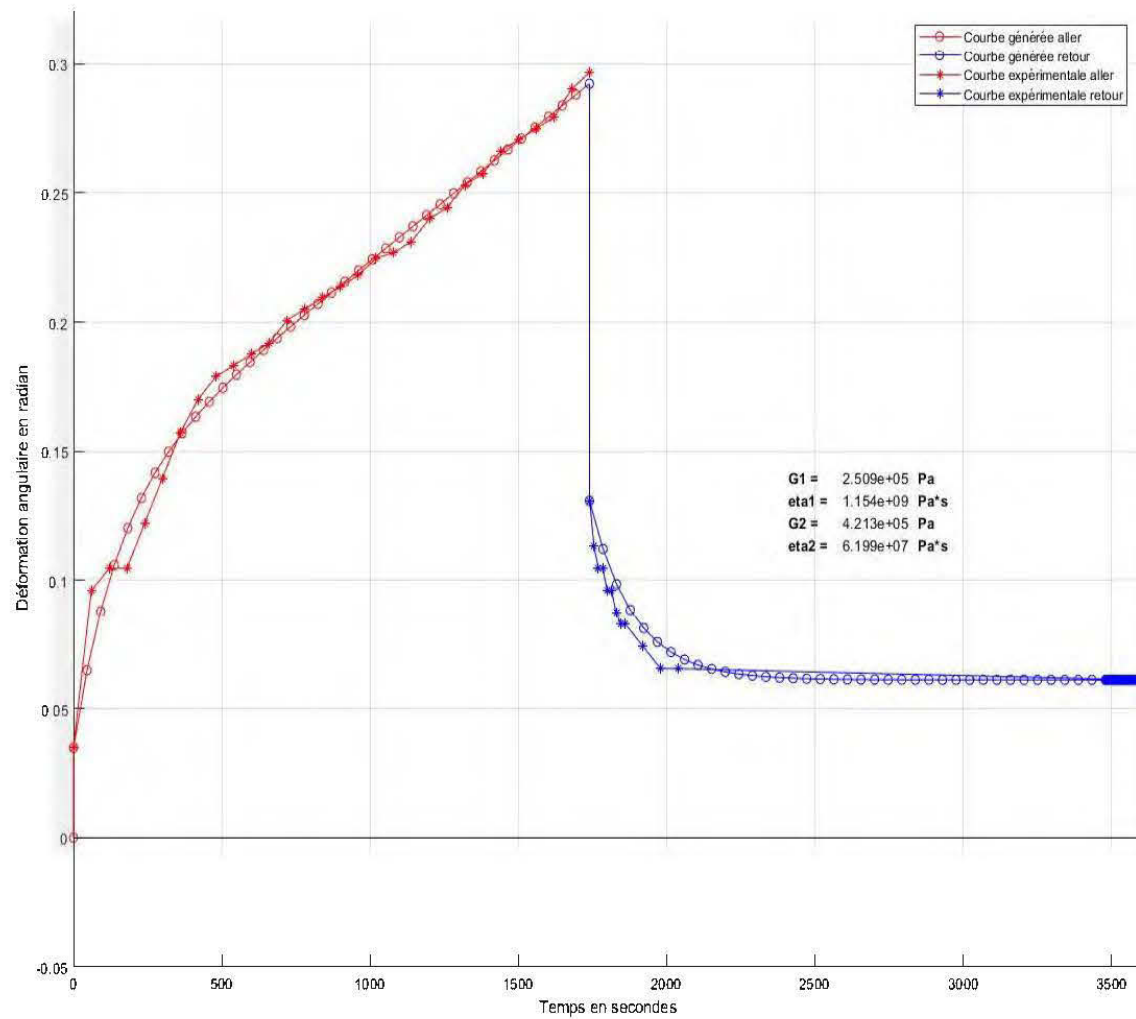


Figure 146 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #3)

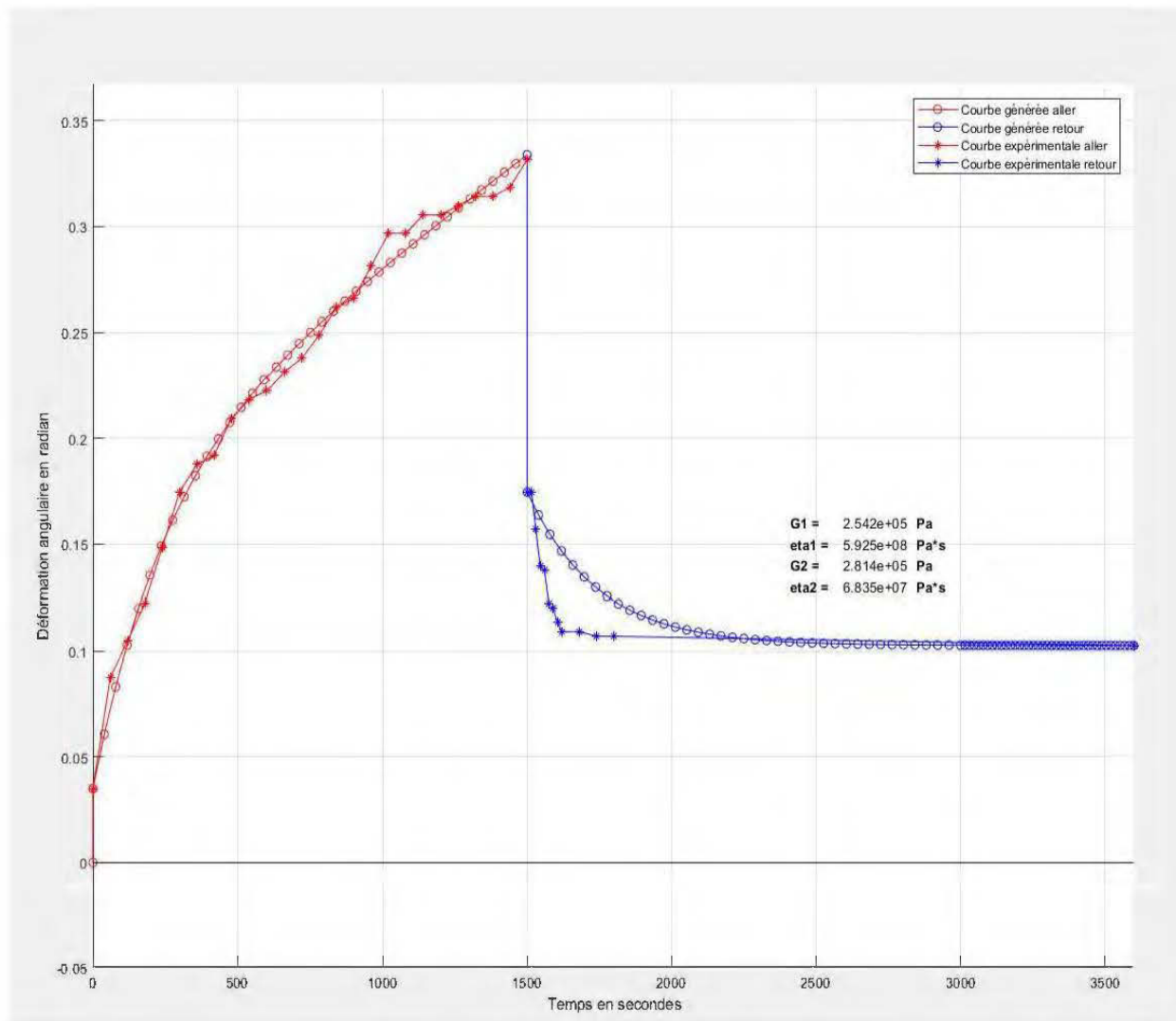


Figure 147 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #4)

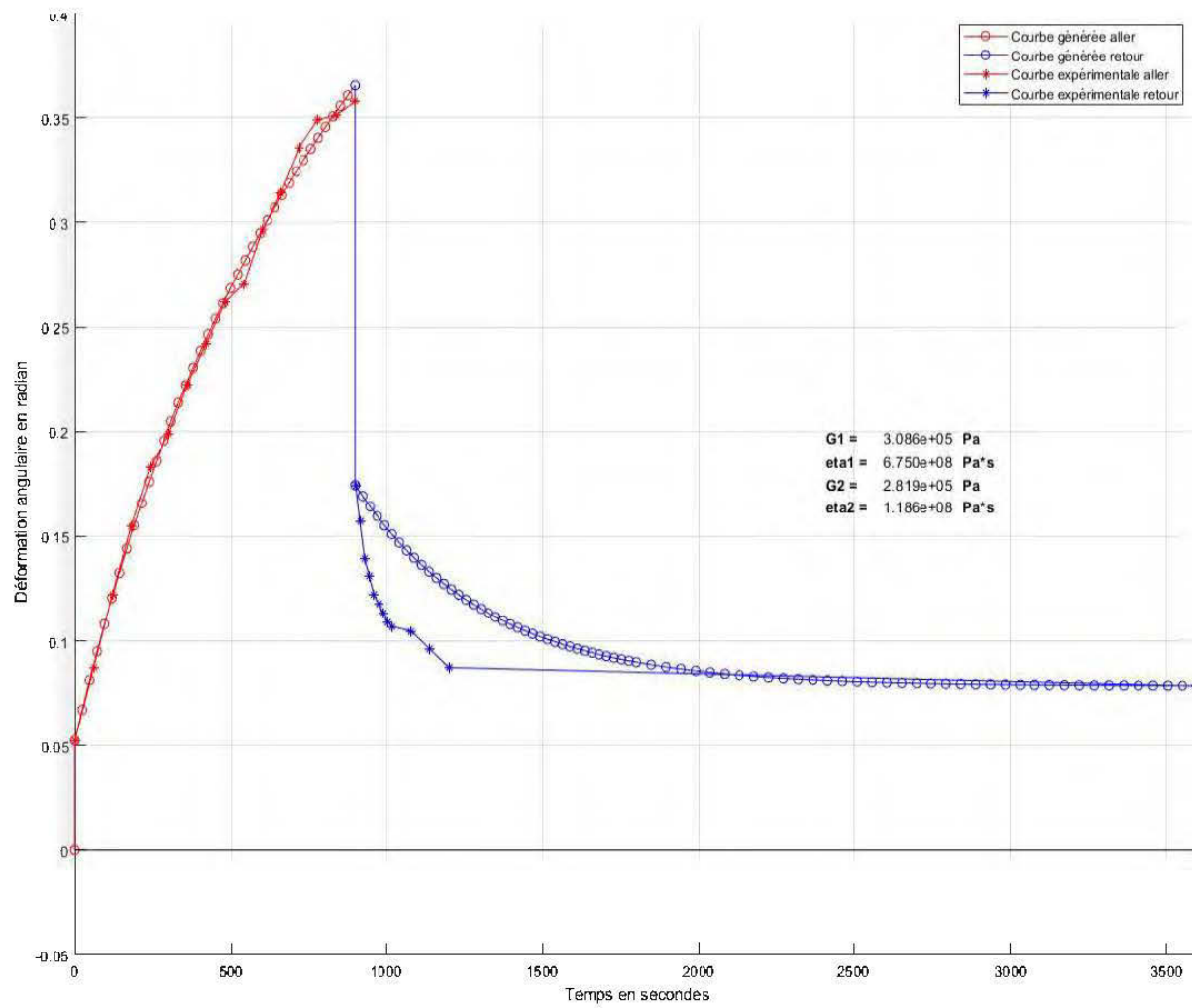


Figure 148 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #1)

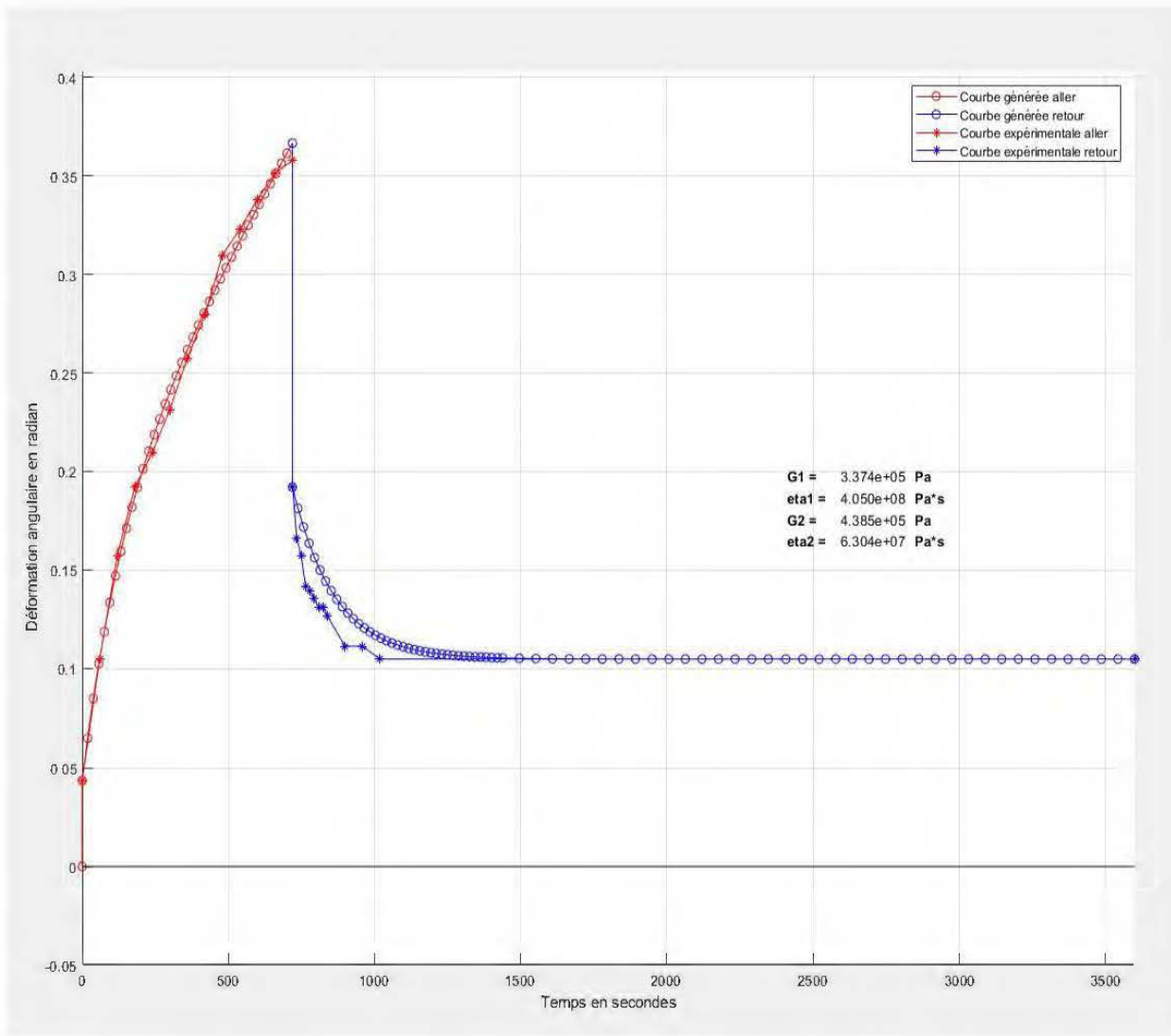


Figure 149 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #2)

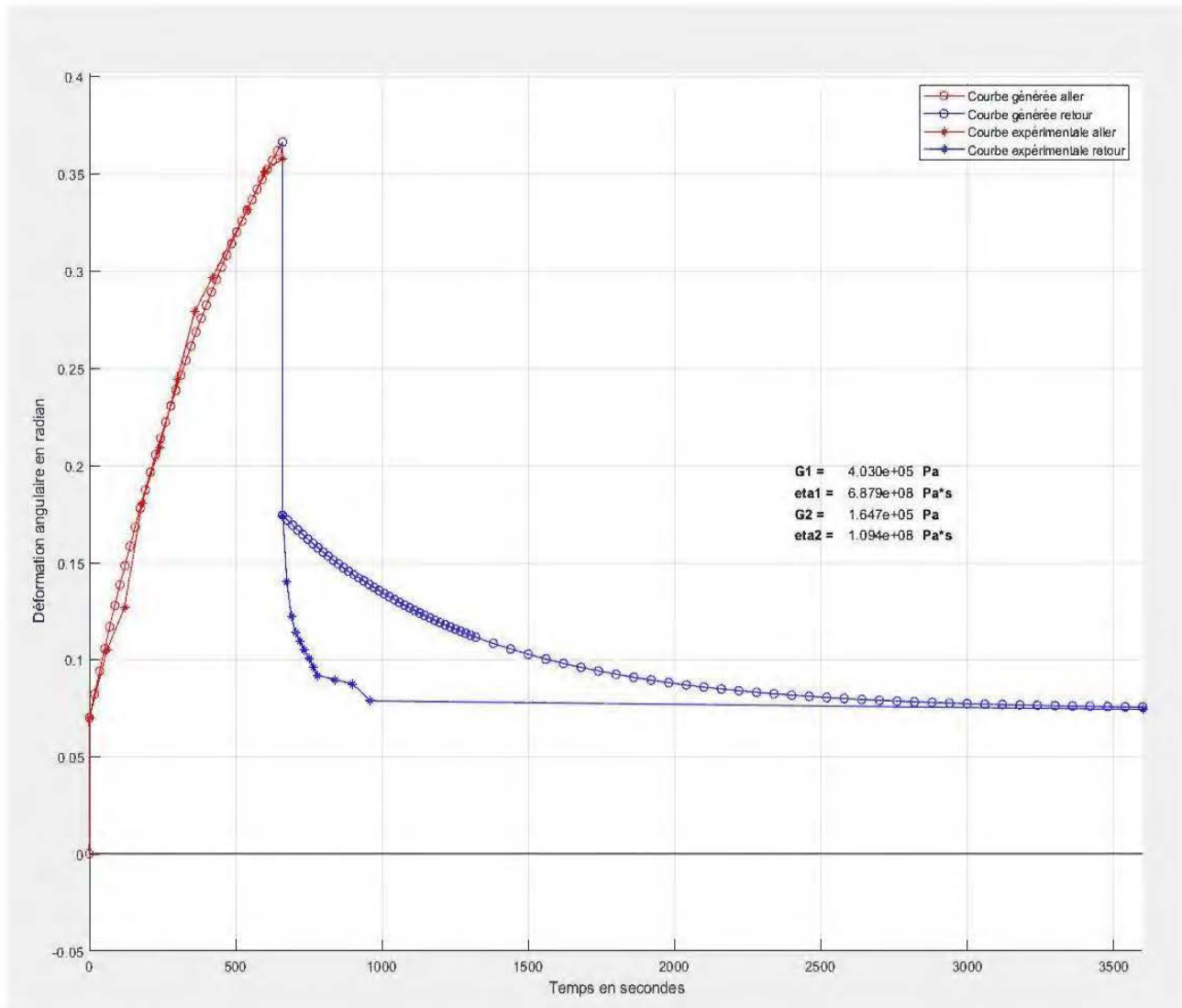


Figure 150 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #1)

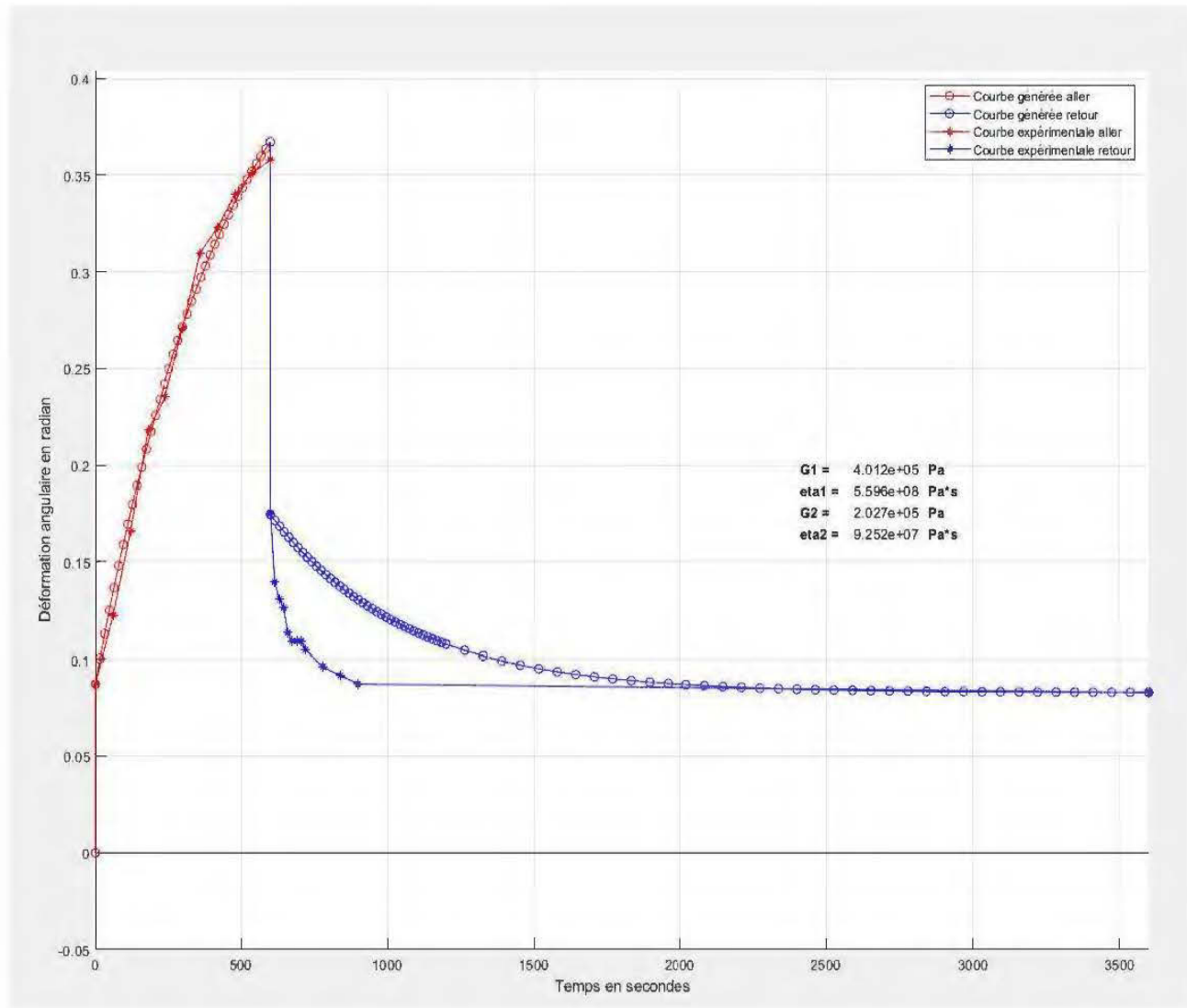


Figure 151 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #2)

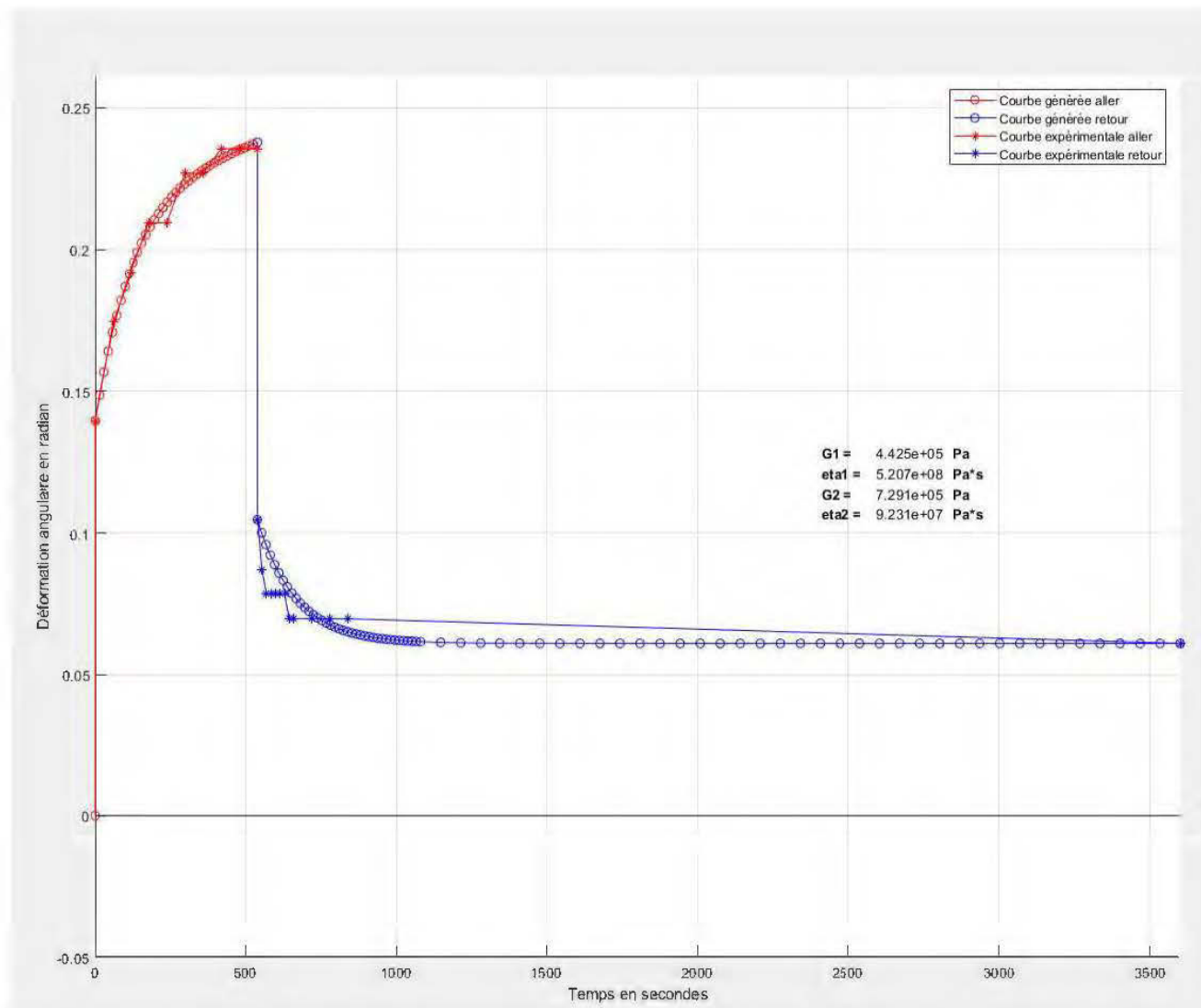


Figure 152 : Déformation en fluage avec chauffage isotherme pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #1, @ 60 °C)

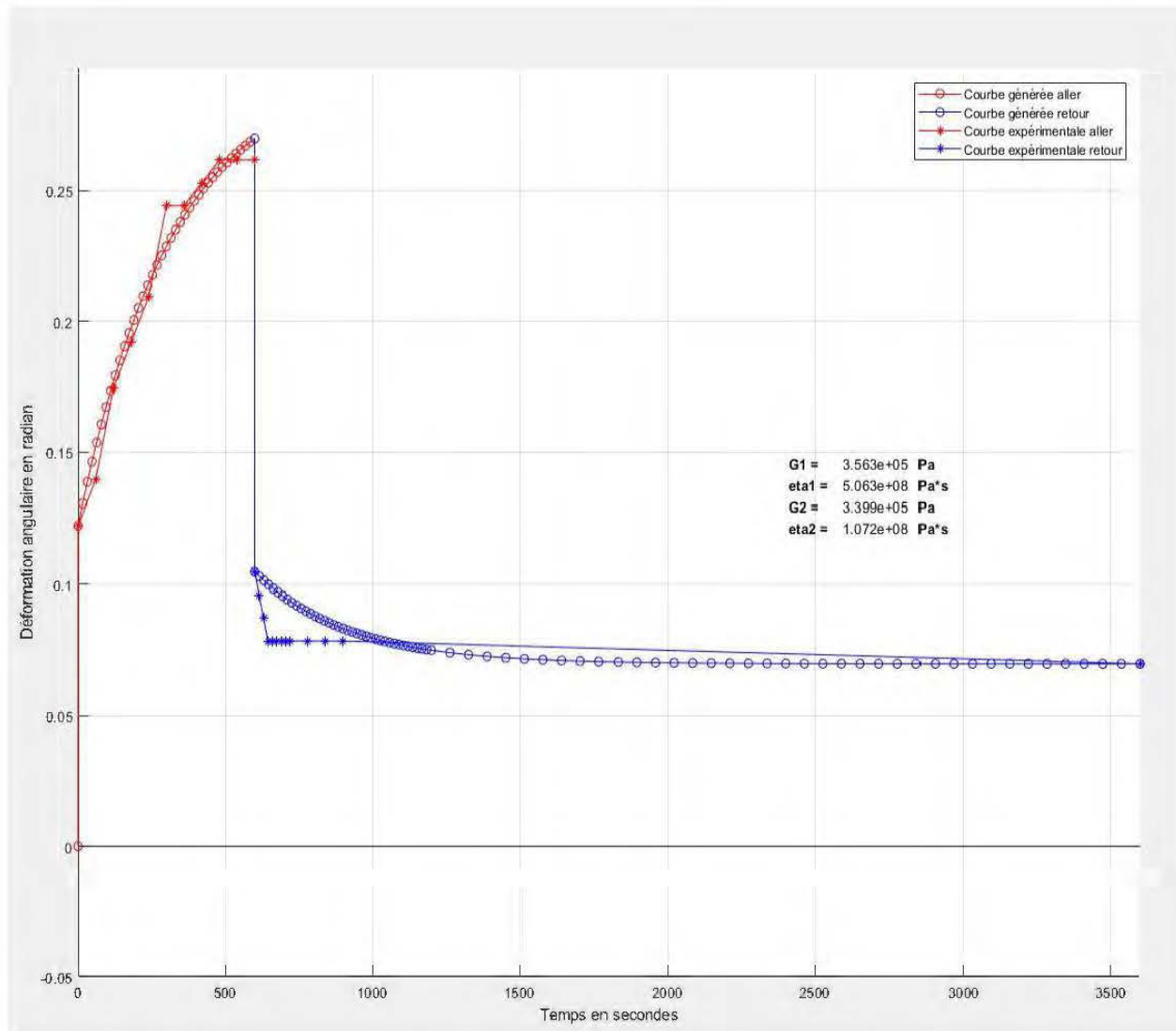


Figure 153 : Déformation en fluage avec chauffage isotherme pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #2, @ 75 °C)

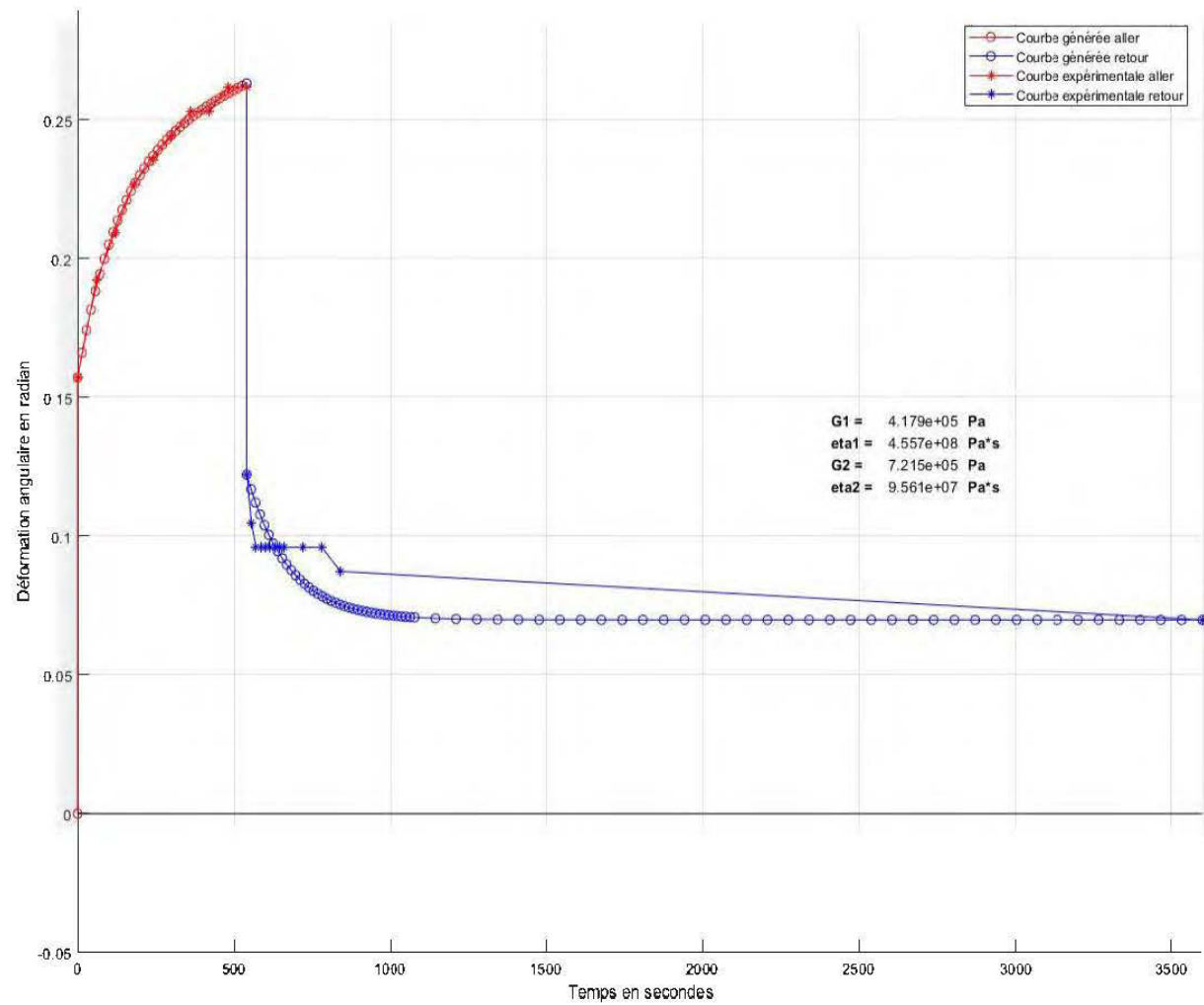


Figure 154 : Déformation en fluage avec chauffage isotherme pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #3, @ 77.6 °C)

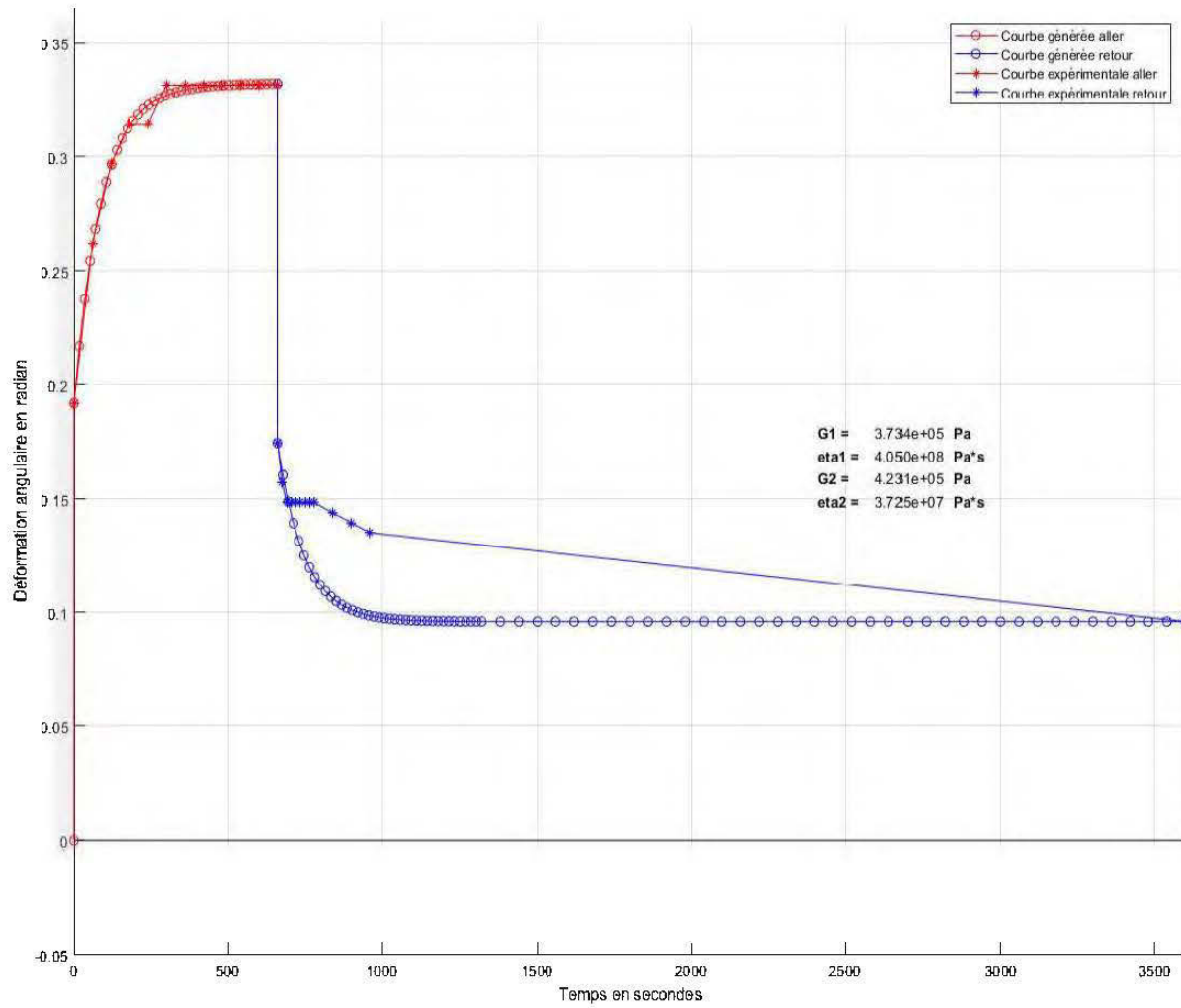


Figure 155 : Déformation en fluage avec chauffage isotherme pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #4, @ 81.5 °C)

Les graphiques et derniers résultats montrent sans surprise que les paramètres des modèles semblent varier de l'aller au retour. Il est plus que probable que ces variations soient occasionnées par les changements dans les conditions de température, comme mentionné précédemment.

La valeur du paramètre η_1 a pu être déterminée à partir du temps d'application de la charge et de la connaissance de la déformation expérimentale permanente; il ne prend désormais plus la valeur convergée à 10^9 ou 10^{10} . D'une façon analogue, le paramètre G_1 a pu être déterminée à partir de la valeur expérimentale de la déformation élastique au retour. Ainsi, il ne restait que les paramètres η_2 et G_2 de l'élément Voigt-Kelvin qui n'étaient pas déterminés.

L'artifice utilisé a permis d'isoler le comportement de l'élément Voigt-Kelvin et d'analyser les changements qui s'opèrent pour ses deux paramètres η_2 et G_2 de l'aller au retour.

Il faut mentionner ici que le fait de modéliser la recouvrance par le modèle de Burgers a ses désavantages. En effet, la contrainte appliquée durant le fluage n'est plus une condition pendant la recouvrance; elle joue uniquement le rôle de condition initiale dans l'élément Voigt-Kelvin en recouvrance. Le paramètre G_2 dans le modèle de Burgers en fluage impacte sur le rapport G_2/η_2 qui caractérise le temps de déformation viscoélastique mais également sur la grandeur de la déformation viscoélastique par le facteur τ_0/G_2 . Cependant, ce facteur n'existe plus dans la définition de l'élément Voigt-Kelvin en recouvrance; il est confondu dans le paramètre A imposé.

$$\gamma_{retour}(t) = \gamma_{aller}(t_{f,aller}) - \frac{\tau_0}{G_1} - \left[A - A \cdot e^{\left(-\frac{G_2}{\eta_2} \cdot (t - t_{f,aller}) \right)} \right]$$

Le paramètre G_2 perd ainsi sa double influence; il n'influence que le rapport du temps de déformation, tout comme η_2 . Il est donc plus indiqué de discuter en termes de rapport de temps de déformation viscoélastique seulement et non pas de la valeur respective de G_2 et η_2 .

Pour les prédictions en chauffage local avec un poids de 19,6 N, trois des cinq prédictions montrent que le rapport G_2/η_2 est essentiellement le même à l'aller et au retour. Toutefois, les deux autres montrent un temps de déformation viscoélastique prévu plus long qu'il ne l'est en réalité. Cette tendance à prédire un temps de modélisation plus long que dans les expériences réelles semble s'accroître dans les modélisations en chauffage local à 28,5 N. Plus encore, à 37,4 N le rapport G_2/η_2 devient si petit que le temps de déformation augmente substantiellement; de 300 secondes à 1000 secondes en moyenne pour l'expérience à 28,5 N et de 300 secondes à 1500 secondes en moyenne pour l'expérience à 37,4 N.

Pour les expériences en chauffage isotherme, il semblerait que plus la température augmente, plus le temps de déformation viscoélastique prévue par le modèle s'éloigne des temps de déformation viscoélastique expérimentaux.

Manifestement, les modèles ne prédisent pas les changements des paramètres G_2 et η_2 dus à la variation de la température. Il est raisonnable de croire qu'en réalité la languette se refroidit suffisamment pour influencer le temps de déformation viscoélastique et les contraintes résiduelles subsistant dans le matériau.

Les pages suivantes montrent les tableaux des valeurs des paramètres modifiés.

Tableau 22 : Valeurs paramétrées des modèles modifiés pour l'expérience en fluage en chauffage local avec le copolymère de polypropylène à 19,6 N

Valeurs paramétrées des modèles modifiés				
	Paramètres			
# Test	G₁ (Pa)	η₁ (Pa·s)	G₂ (Pa)	η₂ (Pa·s)
3	2,509E+05	1,154E+09	4,213E+05	6,199E+07
4	2,542E+05	5,925E+08	2,814E+05	6,835E+07
5	3,090E+05	6,212E+08	4,015E+05	3,525E+07
6	4,769E+05	6,126E+08	3,907E+05	5,240E+07
7	3,108E+05	5,395E+08	2,940E+05	3,734E+07
Moy.	3,204E+05	7,040E+08	3,578E+05	5,107E+07
σ	9,210E+04	2,536E+08	6,506E+04	1,465E+07

Tableau 23 : Valeurs paramétrées des modèles modifiés pour l'expérience en fluage en chauffage local avec le copolymère de polypropylène à 28,5 N

Valeurs paramétrées des modèles modifiés				
	Paramètres			
# Test	G₁ (Pa)	η₁ (Pa·s)	G₂ (Pa)	η₂ (Pa·s)
1	3,086E+05	6,750E+08	2,819E+05	1,186E+08
2	3,374E+05	4,050E+08	4,385E+05	6,304E+07
3	3,209E+05	5,670E+08	2,412E+05	8,686E+07
4	3,462E+05	5,283E+08	6,121E+05	1,267E+08
5	3,154E+05	4,898E+08	3,886E+05	8,622E+07
6	4,068E+05	4,860E+08	4,734E+05	7,926E+07
7	3,022E+05	7,088E+08	7,225E+05	1,218E+08
Moy.	3,339E+05	5,514E+08	4,512E+05	9,750E+07
σ	3,567E+04	1,083E+08	1,717E+05	2,466E+07

Tableau 24 : Valeurs paramétrées des modèles modifiés pour l'expérience en fluage en chauffage local avec le copolymère de polypropylène à 37,4 N

Valeurs paramétrées des modèles modifiés				
	Paramètres			
# Test	G₁ (Pa)	η₁ (Pa·s)	G₂ (Pa)	η₂ (Pa·s)
1	4,030E+05	6,879E+08	1,647E+05	1,094E+08
2	4,012E+05	5,596E+08	2,027E+05	9,252E+07
3	3,951E+05	9,113E+08	1,396E+05	1,413E+08
4	4,021E+05	6,497E+08	2,175E+05	1,008E+08
5	4,003E+05	6,155E+08	2,191E+05	9,213E+07
6	4,241E+05	6,497E+08	2,101E+05	9,261E+07
7	4,019E+05	6,497E+08	1,540E+05	1,143E+08
8	3,900E+05	7,505E+08	1,642E+05	1,183E+08
9	3,951E+05	6,254E+08	1,689E+05	9,788E+07
10	4,125E+05	7,290E+08	2,132E+05	9,479E+07
Moy.	4,025E+05	6,828E+08	1,854E+05	1,054E+08
σ	9,659E+03	9,732E+07	2,997E+04	1,580E+07

Tableau 25 : Valeurs paramétrées des modèles modifiés pour l'expérience en fluage en chauffage isotherme avec le copolymère de polypropylène à 28,5 N

Valeurs paramétrées des modèles modifiés au retour					
		Paramètres			
# Test	Temp. (°C)	G₁ (Pa)	η₁ (Pa·s)	G₂ (Pa)	η₂ (Pa·s)
1	60	4,425E+05	5,207E+08	7,291E+05	9,231E+07
2	75	3,563E+05	5,063E+08	3,399E+05	1,072E+08
3	77,6	4,179E+05	4,557E+08	7,215E+05	9,561E+07
4	81,5	3,734E+05	4,050E+08	4,231E+05	3,725E+07

5. 4. EXTRAPOLATION DU MODÈLE DE BURGERS

Une fois les modèles paramétrisés, il devient possible de les extrapoler, par exemple en modifiant la contrainte appliquée ou en modifiant le temps d'application de la force en fluage.

À partir des moyennes calculées, le temps nécessaire à l'obtention d'une déformation permanente de 180° ($1,57 \text{ rad}$) peut être estimé. Par exemple, pour l'expérience en chauffage local avec un poids de $19,6 \text{ N}$, la déformation permanente est égale à :

$$\gamma_{perm.}(t) = \frac{\tau_0}{\eta_1} t$$

Et en isolant t et en imposant une valeur de $1,57 \text{ rad}$ à la déformation permanente:

$$t = 1,57 \text{ rad} \cdot \frac{\eta_1}{\tau_0}$$

$$t = 1,57 \text{ rad} \cdot \frac{7,040 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}}{19,6 \text{ N} / (0,009525 \text{ m} * 0,0508 \text{ m})}$$

$$t = 27125 \text{ sec} \approx 7,5 \text{ heures}$$

Donc, un temps de $7,5 \text{ heures}$ est nécessaire pour obtenir une déformation permanente de 180° avec un poids de $19,6 \text{ N}$ dans un chauffage qui s'apparente à la convection forcée avec un pistolet à air chaud.

Des calculs similaires peuvent être faits pour les expériences avec un poids de 28,5 N et de 37,4 N. Ceux-ci montrent que le temps requis pour obtenir une déformation de 180° avec un poids de 28,5 N et de 37,4 N dans des conditions qui s'apparente à la convection forcée avec un pistolet à air chaud est de 4,1 heures et de 3,9 heures, respectivement. Bien entendu, ces temps sont beaucoup trop longs pour être compatibles avec la réalité industrielle; le temps requis ne devrait guère dépasser 20 à 30 minutes.

Il faut garder en tête que les poids appliqués ne sont peut-être pas assez grands; il faut possiblement augmenter la contrainte induite en début de fluage. Afin de confirmer ou d'infirmer cette possibilité, la contrainte fût isolée dans le calcul de la déformation permanente en imposant un temps de 30 minutes.

$$\gamma_{perm.}(t) = \frac{\tau_0}{\eta_1} t$$

En isolant τ_0 :

$$\tau_0 = \frac{1,57 \text{ rad} \cdot \eta_1}{t}$$

Pour la viscosité dans l'expérience avec un poids de 19,6 N :

$$\tau_0 = \frac{1,57 \text{ rad} \cdot 7,040 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}}{30 \cdot 60 \text{ sec.}}$$

$$\tau_0 = 614044 \text{ Pa}$$

Qui équivaut à un poids de :

$$F = \tau_0 \cdot A = 614044 \cdot (0,009525 \text{ m} \cdot 0,0508 \text{ m}) = 297 \text{ N}$$

Le calcul peut être refait pour les viscosités trouvées dans les deux autres expériences en chauffage local. La force nécessaire pour obtenir une déformation permanente de 180° dans des conditions qui s'apparente à la convection forcée avec un pistolet à air chaud pour les viscosités des tests avec un poids de $28,5\text{ N}$ et $37,4\text{ N}$ est de 233 N et de 288 N , respectivement.

Le même exercice peut être fait pour les expériences réalisées en chauffage isotherme. Le poids requis pour obtenir une déformation de 180° pour les températures de 60°C , 75°C , $77,6^\circ\text{C}$ et $81,5^\circ\text{C}$ sont respectivement de 220 N , 214 N , 192 N et 171 N . En résumé :

Tableau 26 : Forces extrapolées

Force pour obtenir 180° de déformation permanente				
	Test #1	Test #2	Test #3	Test #4
Temp.	60°C	75°C	$77,6^\circ\text{C}$	$81,5^\circ\text{C}$
Force (N)	297	220	214	192

La viscosité η_1 ne change pas de façon progressive dans les tests en chauffage local, ce qui est normal compte tenu du fait que les conditions de chauffage sont essentiellement les mêmes dans ces 3 expériences. Le poids qui serait requis pour obtenir une déformation permanente de 180° devrait être environ dix fois plus élevé que ceux appliqués dans ces expériences. Toutefois, les paramètres changent de façon non négligeable lorsque qu'on passe de $19,6\text{ N}$ à $28,5\text{ N}$ ou de $28,5\text{ N}$ à $37,4\text{ N}$. Il est évident que le fait d'appliquer un poids de 200 N changerait de beaucoup la valeur des

paramètres du modèle; avec les données issues des modélisations, il serait impertinent d'essayer d'estimer la valeur des paramètres pour un poids aussi grand.

Cependant, la viscosité η_1 semble diminuer lorsque la température augmente dans les expériences en chauffage isotherme, ce qui a comme impact de diminuer la force nécessaire à l'obtention d'une déformation permanente satisfaisante. Il serait très indiqué d'en tenir compte dans la conception. Mais ici encore, ces forces sont beaucoup trop différentes de celle appliquée durant ces expériences (28,5 N) pour pouvoir estimer la valeur des paramètres sous un poids de 200 N. Dans tous les cas, il est évident qu'un poids plus élevé que 37,4 N est nécessaire pour obtenir une déformation permanente de 180°, à moins, bien entendu, d'augmenter encore davantage la température.

Conclusion

Les expériences avec le prototype de cintreuse et le banc d'essai en fluage ont démontré qu'une trop grande force appliquée avec une vitesse de déformation trop élevée ont tendance à voiler le matériau. Il faudrait possiblement considérer dans la conception des guides ou des brides qui empêcheraient la languette de se voiler si le concept de machine force avec intensité et rapidement.

Ce qui a également pu être mis en lumière à travers les analyses des données expérimentales et des modèles phénoménologiques sont les facteurs qui influencent la grandeur du retour viscoélastique. Appliquer une trop grande contrainte cause un grand retour viscoélastique et donc une plus petite déformation permanente. Par contre, en augmentant la température, la contrainte appliquée peut être plus élevée sans pour autant causer un plus grand retour viscoélastique, ce qui permet d'obtenir la déformation permanente désirée dans un temps plus court.

Avec un chauffage de type convection forcée comme avec le pistolet à air chaud, plusieurs heures sont nécessaires pour obtenir 180° de déformation permanente avec un poids de 20 à 40 *N*. Les données expérimentales et les modélisations confirment donc que pour obtenir une déformation permanente de 180° dans un temps raisonnable, quelques minutes, la température doit être suffisamment grande pour minimiser la grandeur du retour viscoélastique avec une force plus élevée. En somme, il faut augmenter la température pour pouvoir augmenter la contrainte. Les contraintes internes ont en fait le temps de se relaxer et aucun retour viscoélastique n'est alors induit.

À l'opposé, il est possible de causer une grande déformation avec une force très élevée, et ce, même avec une température modérée. Pour éviter dans ce cas de causer un retour viscoélastique, il est essentiel de refroidir le matériau avant de retirer la force appliquée. De cette façon, il réside des contraintes dans le matériau; la viscosité de la portion viscoélastique devient suffisamment grande pour empêcher toute déformation supplémentaire.

En résumé, ou bien la vitesse de déformation est élevée et le matériau est refroidi, ce qui induit des contraintes résiduelles, ou bien la vitesse de déformation est plus modérée, permettant ainsi aux contraintes internes de se relaxer. À propos, il s'avère que ces deux méthodes sont utilisées en industrie, comme mentionné au chapitre 1.

Il n'en demeure pas moins, aux vues des conclusions tirées jusqu'à maintenant, que l'idéal est de chauffer le matériau le plus possible jusqu'à son point de ramollissement afin de pouvoir augmenter la vitesse de déformation.

5. 5. PARAMÉTRISATION ET ANALYSE DU MODÈLE NUMÉRIQUE

Les analyses des résultats expérimentaux et des résultats des prédictions des modèles de la mécanique des milieux continus ont permis d'observer et de quantifier l'impact des variables sur le comportement en déformation. Ce chapitre propose de comparer les analyses faites avec ANSYS de la déformation du copolymère avec ces constats sur l'influence de la force et de la température sur la déformation observée avec les résultats expérimentaux et phénoménologique. Dès lors, il sera possible de confirmer si oui ou non ANSYS parvient à reproduire les expériences en fluage et, si tel est le cas, d'extrapoler pour observer le comportement au-delà des intervalles étudiés.

Ce qu'il faudra tenter de confirmer ou d'infirmier sont les conclusions tirées jusqu'à maintenant dans le chapitre 6.

À l'aller :

1. Le temps et la grandeur de la déformation viscoélastique tend à augmenter avec un poids plus grand
2. La déformation élastique tend à augmenter avec une température plus élevée
3. Le temps et la grandeur de la déformation viscoélastique ne semble pas être influencée par la température

Au retour :

1. La grandeur du retour viscoélastique tend à augmenter avec un poids plus grand
2. La grandeur de la déformation permanente tend à diminuer avec un poids plus grand
3. Le temps de déformation viscoélastique au retour tend à diminuer avec une température plus élevée
4. La déformation permanente tend à augmenter avec une température plus élevée

Analyse du transfert de chaleur en chauffage local et isotherme

Il existe deux types d'analyse de transfert de chaleur dans ANSYS, le régime permanent et le régime transitoire. Ce dernier, bien que très précis, monopolise beaucoup de puissance de processeur et n'est pas très pratique lorsque l'on veut effectuer plusieurs analyses. En revanche, l'analyse en régime permanent permet de se faire beaucoup plus rapidement. Bien que la réalité physique soit que les échanges de chaleur se font en régime transitoire, il est toutefois possible d'imposer des conditions dans le temps dans un régime permanent. En effet, les conditions de température seront ponctuelles, c'est-à-dire qu'elles peuvent être changées aux pas de temps désirés mais ne varieront pas progressivement. Il incombe néanmoins de vérifier si les conditions de température choisies en régime permanent reflétaient la réalité. Dans cette optique, une analyse en régime transitoire du chauffage local et isotherme a été effectuée.

Une fois le maillage terminé, les conditions de convection sont imposées au système. Dans l'image qui suit, la languette de polymère a été séparée en plusieurs sections afin de pouvoir appliquer des convections avec des températures et des coefficients de convection différents à chaque section. La section en vert de l'image suivante correspond à la section de la languette qui était le plus chauffée.

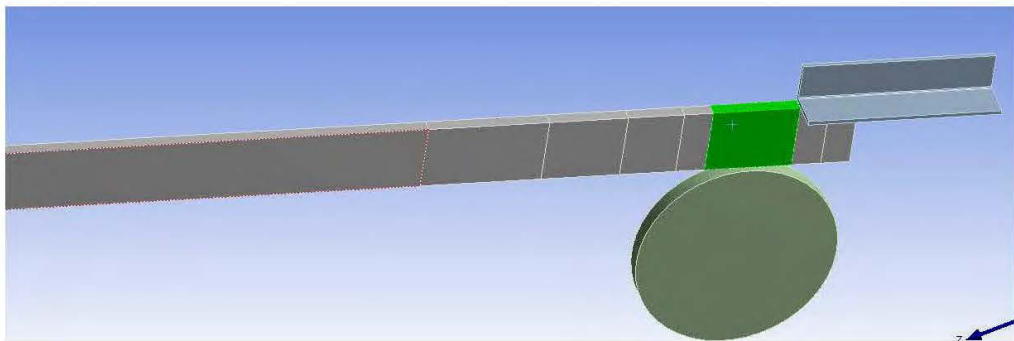


Figure 156 : Section chauffée avec le plus grand coefficient de convection

Pour établir la valeur du coefficient de convection, l'équation pour les écoulements externes en transfert de chaleur est utilisée :

$$\overline{Nu}_x = \frac{\overline{h}_L L}{k} = 0,664 Re_L^{1/2} Pr^{1/3} \quad Pr > 0,6$$

Le nombre de Prandtl, la conduction thermique k et la viscosité dynamique μ peuvent être déterminés à partir du tableau suivant qui provient du livre « Fundamentals of heat and mass transfer » (L. Bergman 2011) :

Tableau 27 : Propriétés thermophysiques de l'air à pression atmosphérique

TABLE A.4 Thermophysical Properties of Gases at Atmospheric Pressure^a

T (K)	ρ (kg/m ³)	c_p (kJ/kg · K)	$\mu \cdot 10^7$ (N · s/m ²)	$\nu \cdot 10^6$ (m ² /s)	$k \cdot 10^3$ (W/m · K)	$\alpha \cdot 10^6$ (m ² /s)	Pr
Air							
100	3.5562	1.032	71.1	2.00	9.34	2.54	0.786
150	2.3364	1.012	103.4	4.426	13.8	5.84	0.758
200	1.7458	1.007	132.5	7.590	18.1	10.3	0.737
250	1.3947	1.006	159.6	11.44	22.3	15.9	0.720
300	1.1614	1.007	184.6	15.89	26.3	22.5	0.707
350	0.9950	1.009	208.2	20.92	30.0	29.9	0.700
400	0.8711	1.014	230.1	26.41	33.8	38.3	0.690
450	0.7740	1.021	250.7	32.39	37.3	47.2	0.686
500	0.6964	1.030	270.1	38.79	40.7	56.7	0.684
550	0.6329	1.040	288.4	45.57	43.9	66.7	0.683

La température du film dans la sous-couche visqueuse est déterminée avec les moyennes. La languette a une température de 23 °C au début du chauffage et atteint une valeur stable de 125 °C en régime permanent. Donc :

$$T_{sur,moy.} = \frac{T_{sur,f} - T_{sur,i}}{2} = \frac{125 + 23}{2} = 74 \text{ °C}$$

De la même façon, la moyenne entre la température du film T_{film} à la sortie du pistolet à air chaud et $T_{sur.,moy.}$ donne la température moyenne du film :

$$T_{film,moy.} = \frac{T_{film} - T_{sur.,moy.}}{2} = \frac{144 + 74}{2} = 109 \text{ °C} = 382 \text{ K}$$

Pour la viscosité dynamique, la valeur est déterminée par interpolation :

$$\begin{aligned} \mu_{air @ 382K} &= \left[208,2 + (230,1 + 208,2) \cdot \frac{(382 - 350)}{(400 - 350)} \right] \cdot 10^{-7} \\ &= 222,16 \cdot 10^{-7} \frac{N \cdot s}{m^2} \end{aligned}$$

Similairement, la valeur du nombre de Prandtl et de la conductivité thermique peuvent être déterminées :

$$k_{air @ 382K} = \left[30 + (33,8 + 30) \cdot \frac{(382 - 350)}{(400 - 350)} \right] \cdot 10^{-3} = 32,432 \cdot 10^{-3} \frac{W}{m \cdot K}$$

et

$$Pr_{air @ 382K} = 0,7 - (0,7 + 0,69) \cdot \frac{(382 - 350)}{(400 - 350)} = 0,6936$$

Le nombre de Reynolds est calculé à partir de l'équation suivante :

$$Re = \frac{v \cdot L_c \cdot \rho}{\mu}$$

Où v est la vitesse du fluide et L_c est la longueur caractéristique qui correspond ici à la largeur de la languette, soit $0,0508 \text{ m}$.

La densité de l'air est donnée dans la table A.4 tirée du livre « Fundamentals of heat and mass transfer » :

$$\rho_{air @ 382 K} = 0,9950 - \frac{382 - 350}{400 - 350} \cdot (0,9950 - 0,8711) = 0,9157 \frac{kg}{m^3}$$

La vitesse v du fluide est déterminée à partir du débit du pistolet à air chaud donné par le fabricant.

MasterFlow Heat Blower 500°, 120V



MasterFlow Heat Blower 500°F, 120V AH-501

Heavy-duty, industrial quality, continuous duty
heat blower

3 models produce 300°F, 500°F or 750°F. High temperatures accommodate many heating, drying & shrinking applications
High air flow rating - [47 CFM] at 2200 FPM means jobs get done fast
Brushless induction type motor for quiet continuous duty operation
Rubber backed stand, permits 90° non-slip adjustability. Use in any position or mount on equipment

Figure 157 : Spécifications du pistolet à air chaud

Le débit est donc :

$$Q = 47 \text{ CFM} = 0,02218 \frac{m^3}{s}$$

Le pistolet à air chaud a un diamètre de $D = 0,0508 \text{ m}$ ce qui donne une section de :

$$A = \frac{\pi \cdot 0,0508^2}{4} = 2,023 \cdot 10^{-3} \text{ m}^2$$

Finalement, la vitesse est donnée par :

$$v = \frac{Q}{A} = \frac{0,02218}{2,023 \cdot 10^{-3}} = 10,94 \frac{m}{s}$$

Le nombre de Reynolds de cet écoulement correspond donc à :

$$Re = \frac{v \cdot L_c \cdot \rho}{\mu} = \frac{10,94 \cdot 0,0508 \cdot 0,9157}{222,16 \cdot 10^{-7}} = 22914$$

Le coefficient de convection moyen de l'écoulement est donc :

$$\bar{h}_L = \frac{k}{L} 0,664 \cdot Re_L^{1/2} Pr^{1/3}$$
$$\bar{h}_L = \frac{32,432 \cdot 10^{-3}}{0,0508} \cdot 0,664 \cdot 22914^{\frac{1}{2}} \cdot 0,6936^{\frac{1}{3}} = 56,8 \frac{W}{m^2K}$$

D'ailleurs, en se référant au tableau suivant du livre « Fundamentals of heat and mass transfer » (L. Bergman 2011), les valeurs typiques d'un coefficient de transfert de chaleur par convection peuvent être observées :

Tableau 28 : Valeurs typiques de coefficient de convection

TABLE 1.1 Typical values of the convection heat transfer coefficient

Process	h (W/m ² · K)
Free convection	
Gases	2–25
Liquids	50–1000
Forced convection	
Gases	25–250
Liquids	100–20,000
Convection with phase change	
Boiling or condensation	2500–100,000

On remarque que la valeur trouvée se situe dans les intervalles cités.

Subséquentement, on impose des conditions de convection différentes à chaque section pour simuler la réalité. Sur la figure qui suit, la section qui subissait la moins grande convection est l'extrémité de la languette. La pièce dans laquelle les expériences ont été effectuées était très aérée. Dans ce cas, l'extrémité de la languette en question (montrée dans la figure suivante) était plutôt sujette à une convection mixte. À partir du tableau précédent, la valeur du coefficient de convection utilisé dans Ansys a été estimée à $15 \frac{W}{m^2 \cdot K}$.

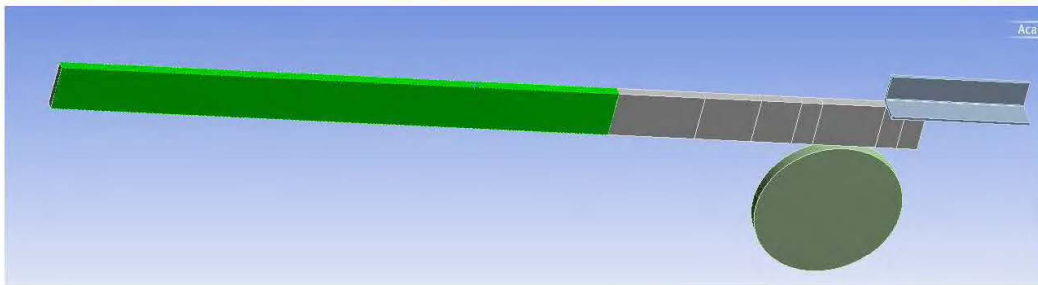


Figure 158 : Section soumise à une convection mixte

Pour déterminer la valeur du coefficient de convection pour les sections qui n'étaient pas directement exposées au jet du pistolet à air chaud mais qui était suffisamment près pour que la convection soit supérieure à la convection mixte pré établie, une interpolation linéaire fût utilisée entre le coefficient de $56,8 \frac{W}{m^2 \cdot K}$ et $15 \frac{W}{m^2 \cdot K}$.

La distance qui sépare les deux sections à la figure suivante, c'est-à-dire la section avec la convection maximale et la section avec la convection minimale, est de $0,216 \text{ m}$.



Figure 159 : Distance qui sépare les sections de convection opposées

Les distances qui séparent la section avec la convection maximale avec le centre des quatre autres sections (en s'en allant vers la section avec la convection minimale) sont respectivement de $0,011 \text{ m}$, $0,044 \text{ m}$, $0,095 \text{ m}$ et $0,143 \text{ m}$.

Les quatre coefficients sont donc de :

$$h_2 = 15 + \frac{(0,216 - 0,011)}{0,216} \cdot (56,8 - 15) \approx 57 \frac{W}{m^2K}$$

$$h_3 = 15 + \frac{(0,216 - 0,044)}{0,216} \cdot (56,8 - 15) \approx 50 \frac{W}{m^2K}$$

$$h_4 = 15 + \frac{(0,216 - 0,095)}{0,216} \cdot (56,8 - 15) \approx 40 \frac{W}{m^2K}$$

$$h_5 = 15 + \frac{(0,216 - 0,143)}{0,216} \cdot (56,8 - 15) \approx 30 \frac{W}{m^2K}$$

h_1 étant la convection maximale de $56,8 \frac{W}{m^2K}$.

Les deux autres pièces, la rondelle et le fer angle, sont imposées avec les mêmes conditions de convection mixte de l'air environnante, à savoir, $15 \frac{W}{m^2 \cdot K}$ à une température de 22°C.

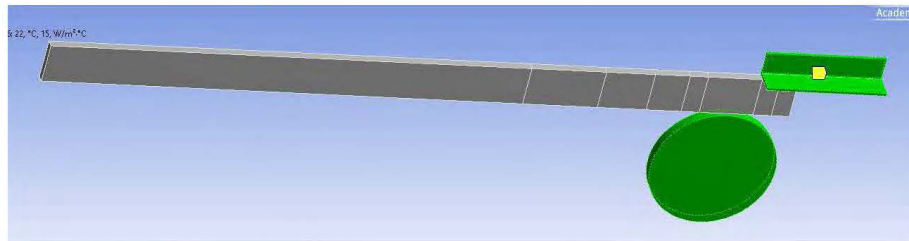


Figure 160 : Convection mixte sur les appuis

Les conditions de convection sont entrées dans une table pour les définir dans le temps. Les propriétés thermiques du matériau sont définies dans le bloc « données du matériau ».

Tableau 29 : Données tabulaires de convection pour l'expérience en chauffage local

	Steps	Time [s]	✓ Convection Coefficient [W/m²·°C]	✓ Temperature [°C]
1	1	0,	59,	144,
2	1	1,	59,	144,
3	2	100,	59,	144,
4	3	500,	= 59,	144,
5	4	1000,	= 59,	144,
6	5	2000,	= 59,	144,
7	6	3000,	59,	144,
8	7	3001,	15,	22,
9	8	3100,	= 15,	= 22,
10	9	3500,	= 15,	= 22,
11	10	4000,	= 15,	= 22,
12	11	5000,	= 15,	= 22,
13	12	6000,	= 15,	= 22,

Par exemple, pour la convection de la section directement exposée au pistolet à air chaud, le coefficient et la température sont respectivement de $56,8 \frac{W}{m^2 \cdot K}$ et 144°C pour les 3000 premières secondes et de $15 \frac{W}{m^2 \cdot K}$ et 22°C au temps égal à 3001 secondes jusqu'à 6000 secondes.

Finalement, une condition de radiation est ajoutée qui représente l'échange de chaleur de la languette vers l'environnement par radiation. Les polymères dans le livre « Fundamentals of heat and mass transfer » (L. Bergman 2011) ont généralement une valeur de 0,84 ou 0,85 d'émissivité. La valeur choisie est 0,84 et les sections où la radiation est appliquée sont les suivantes :

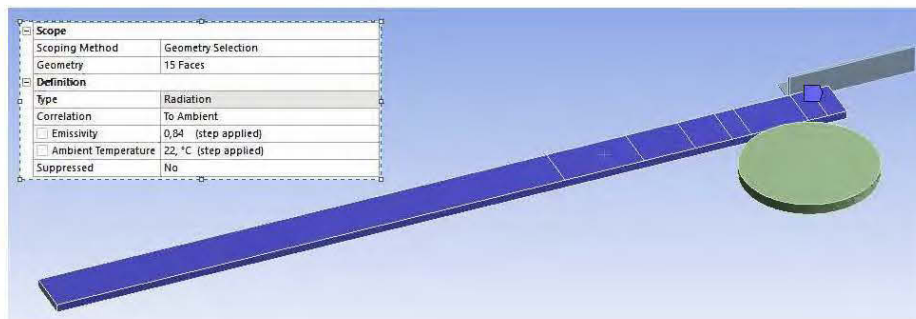


Figure 161 : Conditions d'application de la radiation

L'image suivante montre une coupe de la languette et le profil de la température à la surface et à l'intérieur de celle-ci au temps $t = 3000 \text{ sec}$.

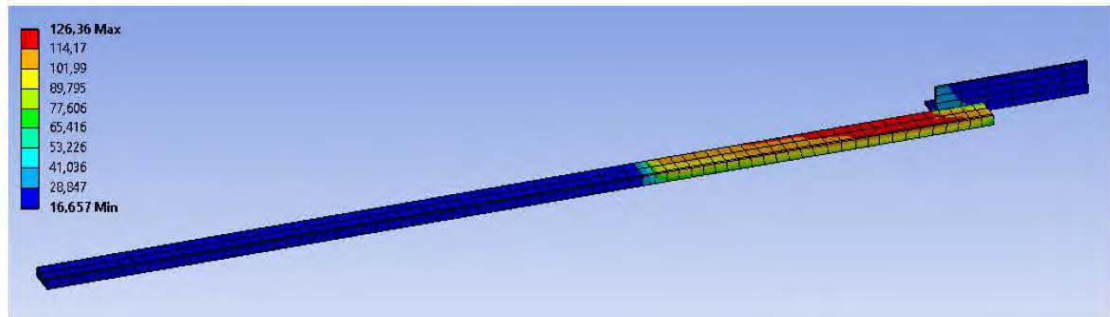


Figure 162 : Coupe de la languette de polymère à $t = 3000$ secondes

La température à la surface de la languette est de 126,36 °C à son plus chaud et diminue progressivement lorsque l'on s'éloigne de la section chauffée par le pistolet à air chaud. La mesure expérimentale avec le thermomètre à surface indiquait 124,6 °C ce qui est très près du résultat prédit par Ansys.

La température diminue également vers l'intérieur de la pièce, ce qui peut être expliquée par la pauvre conduction thermique du matériau. Le graphique suivant montre l'évolution de la température dans la géométrie en fonction du temps (La courbe verte correspond au maximum dans la géométrie, la rouge au minimum et la bleue à la moyenne).

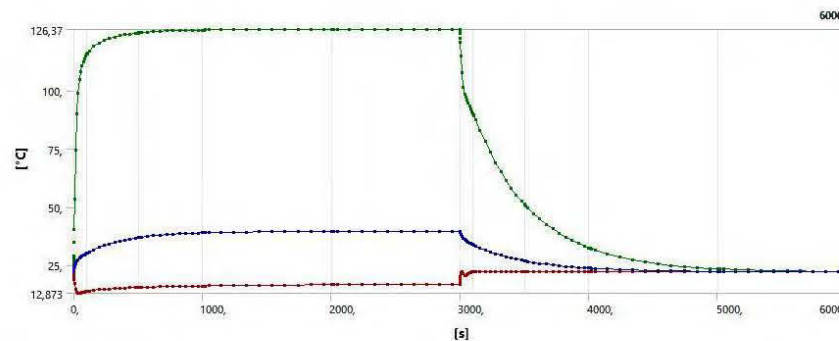


Figure 163 : Évolution dans le temps de la température dans l'expérience en chauffage local

La courbe du minimum montre une valeur de 12,873 °C ce qui est impossible étant donné que la température de la pièce est de 22 °C. C'est une inconsistance qui ne peut être expliquée. D'ailleurs, la figure précédente montre un minimum dans la pièce de 16,657 °C ce qui est en contradiction directe avec la valeur du graphique. En revanche, l'option « sonde » de Ansys permet de lire la valeur de la température à un endroit désiré de la géométrie et montre bien que la température de la languette dans la section en bleue est de 22 °C :

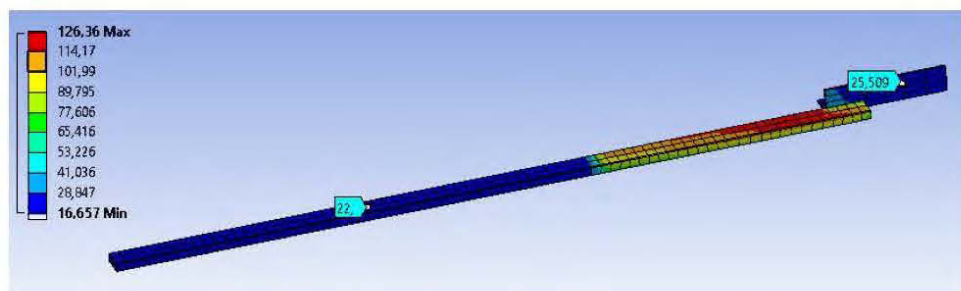


Figure 164 : Sondes sur la géométrie

Puisque la question est de savoir la température à la section chauffée par le pistolet à air chaud, il faut s'attarder à la courbe en vert.

Il est aisé de constater que le régime permanent est atteint quelques minutes. En revanche, la température chute rapidement lorsque le pistolet à air chaud est fermé, exactement comme suspecté plus tôt dans le chapitre. À la fin, la température n'atteint guère plus de 22 °C.

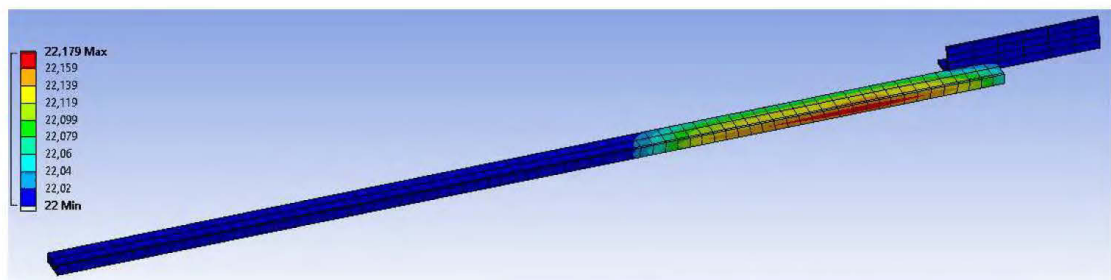


Figure 165 : Coupe de la languette à $t = 6000$ secondes en chauffage local

Une analyse semblable a été effectuée pour l'expérience en chauffage isotherme avec le four.

La condition de convection sur la languette fût appliquée sur l'entièreté de celle-ci.

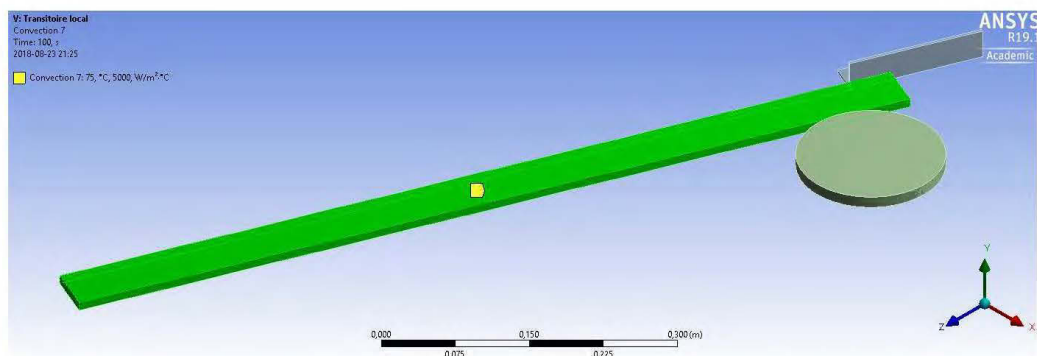


Figure 166 : Condition de convection pour l'expérience en chauffage isotherme

Le tableau suivant montre les conditions de convection dans le temps pour le test isotherme à 75 °C.

Tableau 30 : Données tabulaires de la convection pour l'expérience en chauffage isotherme @ $T = 75\text{ °C}$

	Steps	Time [s]	✓ Convection Coefficient [W/m ² .°C]	✓ Temperature [°C]
1	1	0,	1000,	75,
2	1	1,	1000,	75,
3	2	100,	= 1000,	75,
4	3	500,	= 1000,	= 75,
5	4	1000,	= 1000,	= 75,
6	5	2000,	1000,	75,
7	6	3000,	1000,	75,
8	7	3001,	15,	22,
9	8	3100,	= 15,	= 22,
10	9	3500,	= 15,	= 22,
11	10	4000,	= 15,	= 22,
12	11	5000,	= 15,	= 22,
13	12	6000,	= 15,	= 22,

À partir du livre « Fundamentals of heat and mass transfer » (L. Bergman 2011), une valeur de coefficient de convection de $1000 \frac{W}{m^2K}$ a été choisie pour la simulation en chauffage isotherme.

L'image suivante montre une coupe de la languette et le profil de la température à la surface et à l'intérieur de celle-ci au temps $t = 3000\text{ sec}$.

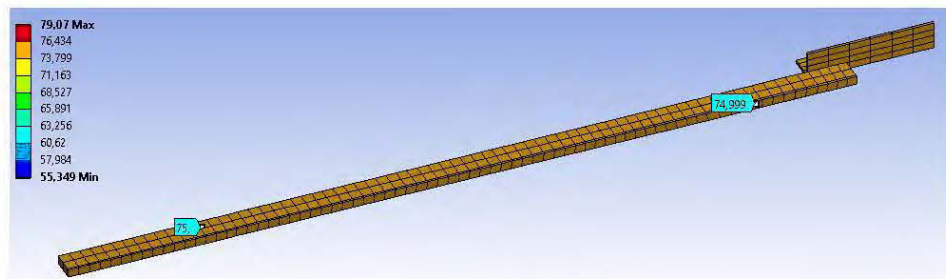


Figure 167 : Coupe de la languette à $t = 3000$ secondes dans l'expérience en chauffage local

L'intérieur de la géométrie a atteint la température de 75 °C. Également, l'évolution dans le temps de la température peut être observée dans le graphique suivant :

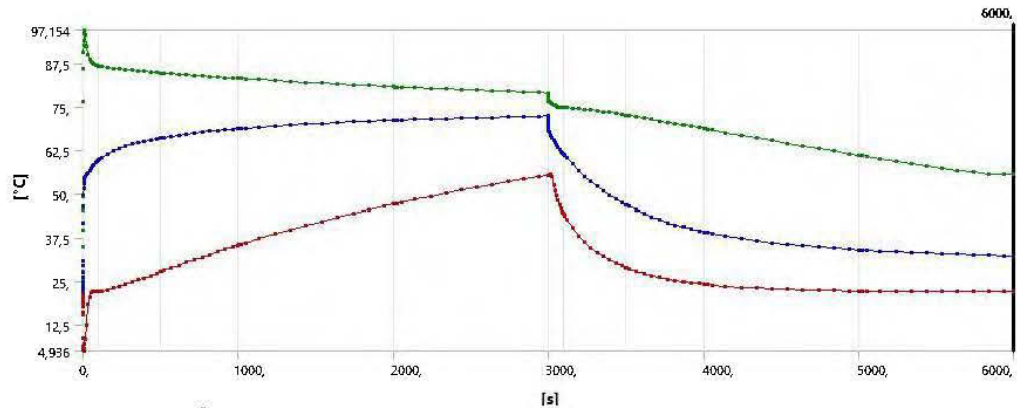


Figure 168 : Évolution de la température dans l'expérience en chauffage isotherme

Ici encore, le régime permanent est rapidement atteint, ce qui prouve que la languette était bel et bien à une température isotherme, dans le cas présent, 75 °C, après les 20 minutes de chauffage dans le four. La température chute rapidement une fois sortie du four prouvant de ce fait l'hypothèse énoncée plus tôt. Il est donc tout à fait indiqué d'utiliser le module de transfert de chaleur d'ANSYS en régime permanent pour alléger les analyses en déformation. Bien entendu, il faut utiliser des conditions et des pas de temps qui reflètent bien l'analyse en régime transitoire.

Analyse en déformation viscoélastoplastique des expériences du banc d'essai

Les diverses expériences du banc d'essai, d'abord en chauffage local et ensuite en chauffage isotherme, seront présentées dans les prochaines pages. Le but est de déterminer si les mêmes comportements observés en réalité sont reproduits par ANSYS. Voici un exemple de l'interface WorkBench qui sert à commander les différentes analyses et leurs dépendances.



Figure 169 : Interface de commande de Workbench

Le bloc « Engineering Data » fournit les données matériaux au module d'analyse en transfert de chaleur en régime permanent « Chauffage Local ». Le même modèle, c'est-à-dire la géométrie, les contacts, le maillage, etc est utilisé par « PP1 » et est fourni par « Chauffage Local ». Également, la solution de l'analyse en transfert de chaleur, plus spécifiquement, les conditions dans le temps de température sont fournies au module « PP1 C'est dans le sous-programme « Mechanical » que se déroule l'analyse en déformation.

Pour simuler le comportement viscoélastique du matériau, ANSYS requiert l'évolution du module de cisaillement dans le temps, comme mentionné au chapitre 5.

Les données qui ont servies à définir la viscoélasticité dans ANSYS ont été obtenues avec l'algorithme de Matlab qui trace les courbes en fonction de l'équation en fluage paramétrée du modèle de Burgers. La moyenne de chaque paramètre des tableaux 22, 23 et 24 a été utilisée pour chaque test en chauffage local et parce qu'il n'y avait qu'un seul échantillon par expérience en chauffage isotherme, les données qui ont servies à définir la viscoélasticité ont été obtenu en traçant les courbes avec les paramètres de chaque expérience du tableau 25.

Par exemple pour le test en chauffage local avec le copolymère de polypropylène avec une force de 28,5 N, l'équation en fluage du modèle de Burgers est :

$$\gamma(t) = \frac{\tau_0}{3,339 \cdot 10^5} + \frac{\tau_0}{5,514 \cdot 10^8} t + \frac{\tau_0}{4,512 \cdot 10^5} \left[1 - e^{\left(\frac{4,512 \cdot 10^5}{9,750 \cdot 10^7} t \right)} \right]$$

$$\text{Avec } \tau_0 = 58900 \text{ Pa}$$

La valeur de la déformation angulaire peut donc être calculée par rapport au temps.

Dans le modèle de Hooke, la relation contrainte-déformation est :

$$\tau = G \cdot \gamma$$

Pour toutes les valeurs de temps de l'équation de Burgers ($t = t_1 : t_n$), le module de cisaillement fourni à ANSYS est obtenu en isolant G dans l'équation précédente en prenant $\tau = \tau_0$ pour un fluage:

$$G(t_1) = \frac{\tau_0}{\gamma(t_1)}$$

$$G(t_2) = \frac{\tau_0}{\gamma(t_2)}$$

...

$$G(t_n) = \frac{\tau_0}{\gamma(t_n)}$$

Par exemple, pour le test #1 de l'expérience en chauffage local avec un poids de 28.5 N, :

$$G(1) = \frac{58900 \text{ Pa}}{0,052 \text{ rad}} = 1,133 \text{ MPa}$$

$$G(60) = \frac{58900 \text{ Pa}}{0,067 \text{ rad}} = 0,879 \text{ MPa}$$

...

$$G(900) = \frac{58900 \text{ Pa}}{0,365 \text{ rad}} = 0,161 \text{ MPa}$$

Aux pages suivantes, les schémas des 7 analyses de ANSYS sont présentés, les 3 en chauffage local et les 4 en chauffage isotherme. Toutes les analyses se déroulent sur 6000 secondes avec la force appliquée de 0 à 1500 secondes. Les autres tests sont présentés à l'ANNEXE C et D.

Il faut noter ici que la déformation calculée par Ansys est la déformation totale directionnelle exprimée en mètre contrairement aux analyses des résultats expérimentaux et du modèle de Burgers qui était en radian.

Pour ramener la valeur de la déformation totale directionnelle en radian, le calcul suivant peut être fait de la façon suivante:

$$\varepsilon_{Ansys} = r \cdot \gamma_{Burger}$$

Où r correspond à la grandeur du levier.

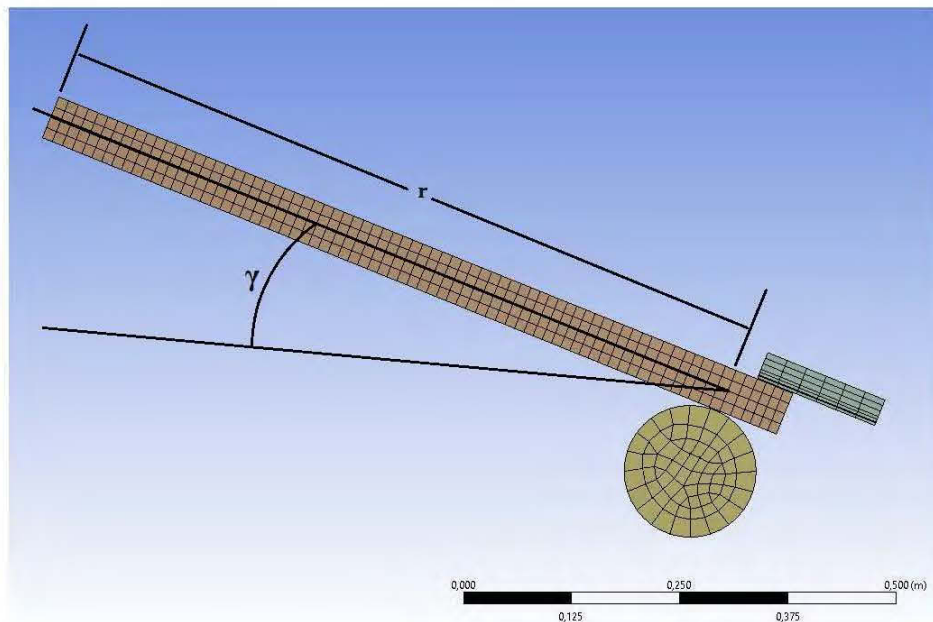


Figure 170 : Transformation de la valeur de déformation directionnelle en déformation angulaire

Donc en divisant la valeur de la déformation totale directionnelle par la grandeur du levier, qui est de 0,75 m, on obtient la déformation angulaire en radians.

$$\gamma_{Ansys} = \frac{\varepsilon_{Ansys}}{r}$$

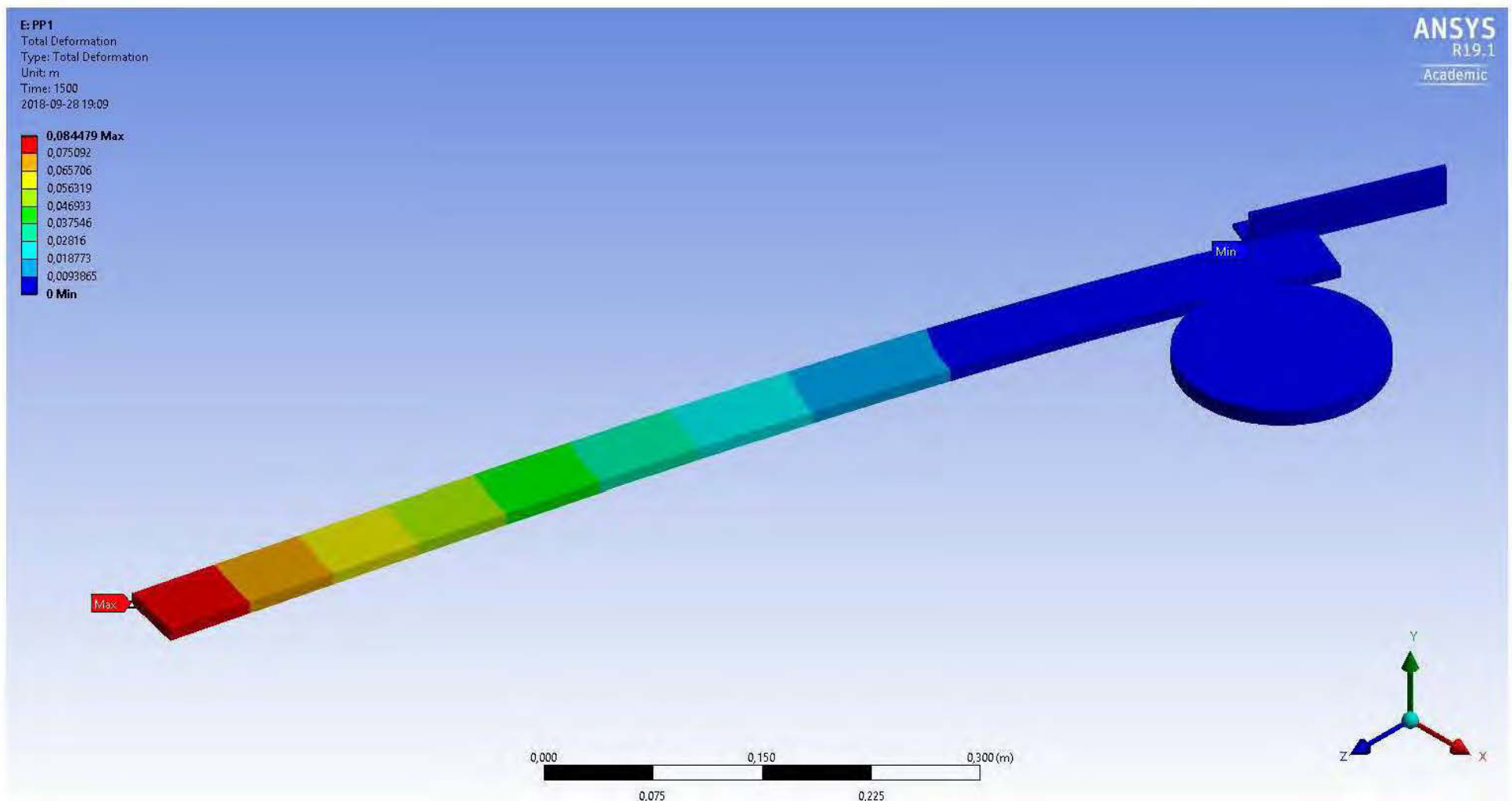


Figure 171 : Déformation totale à 1500 secondes en chauffage local avec un poids de 19,6 N

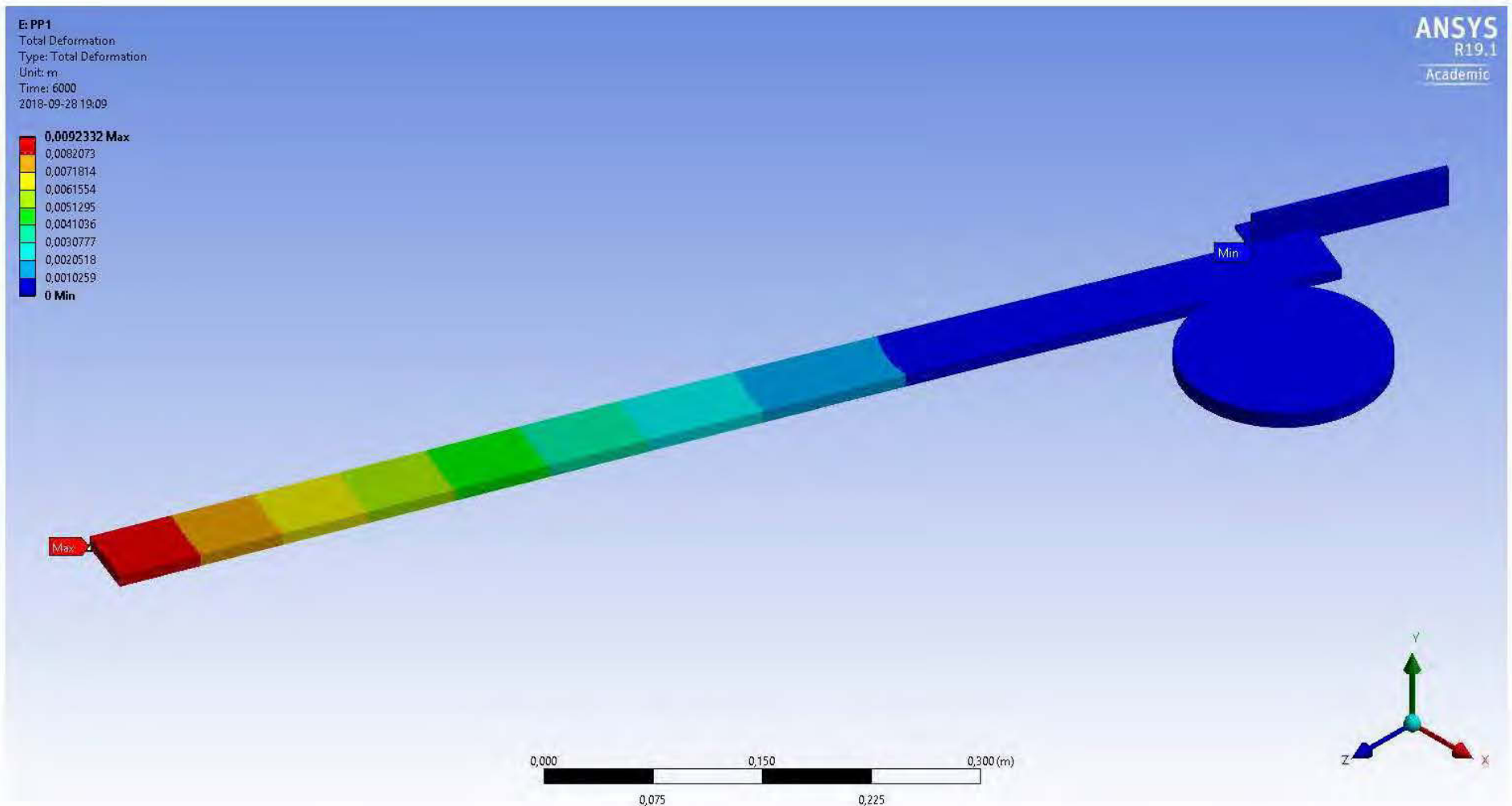


Figure 172 : Déformation totale à 6000 secondes en chauffage local avec un poids de 19,6 N

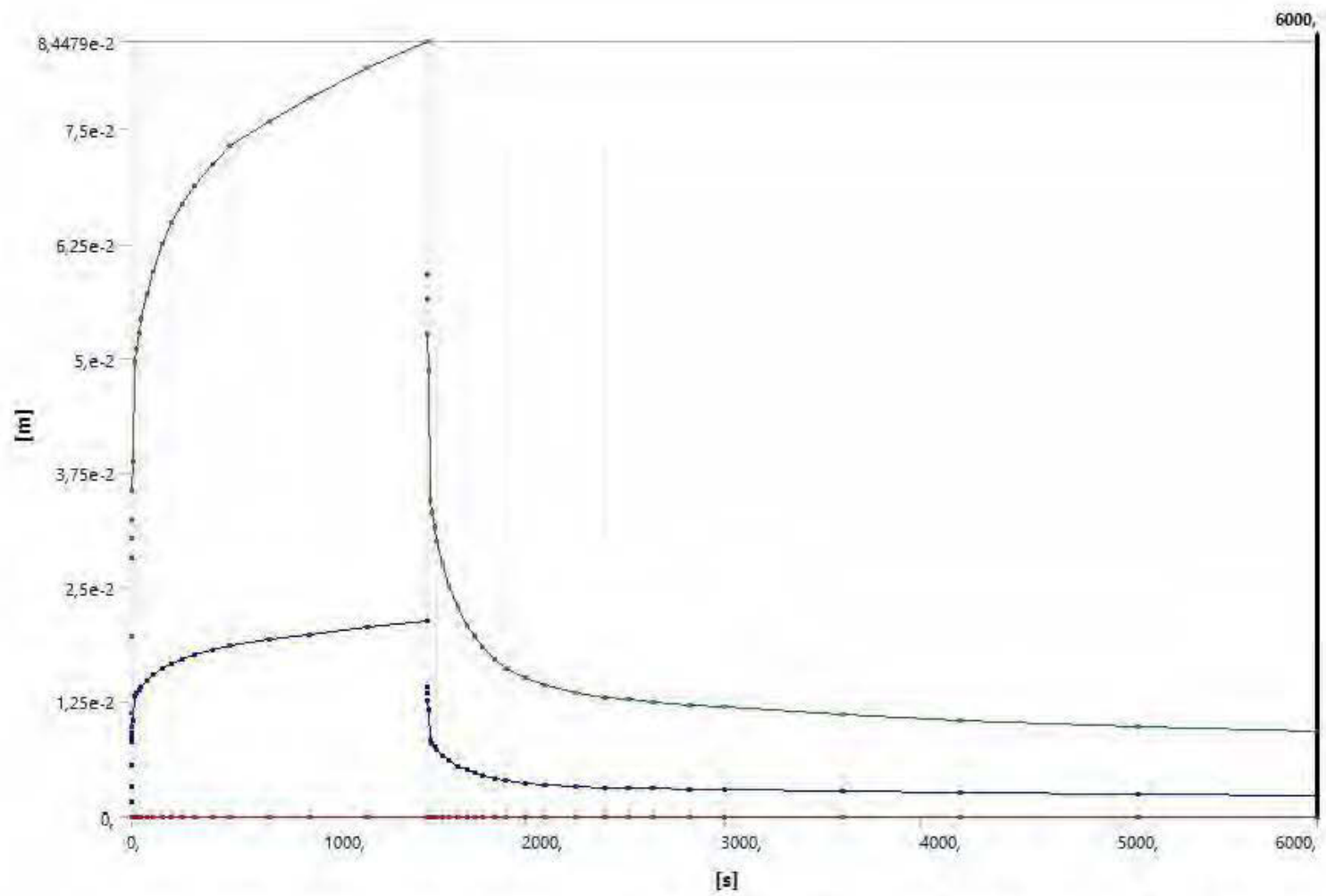


Figure 173 : Déformation en fonction du temps en chauffage local avec un poids de 19,6 N

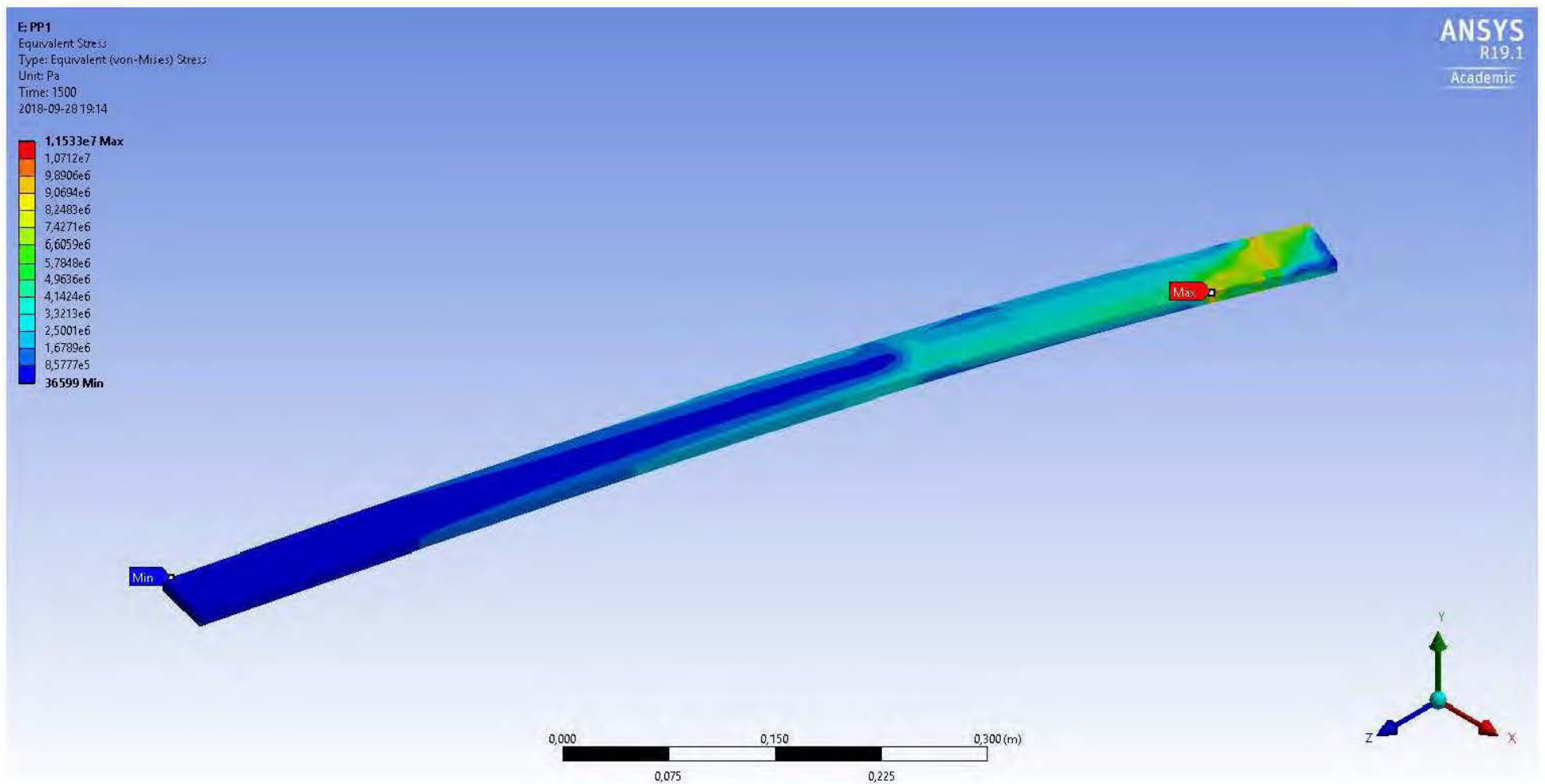


Figure 174 : Contrainte équivalente de Von-Mises à 1500 secondes en chauffage local avec un poids de 19,6 N

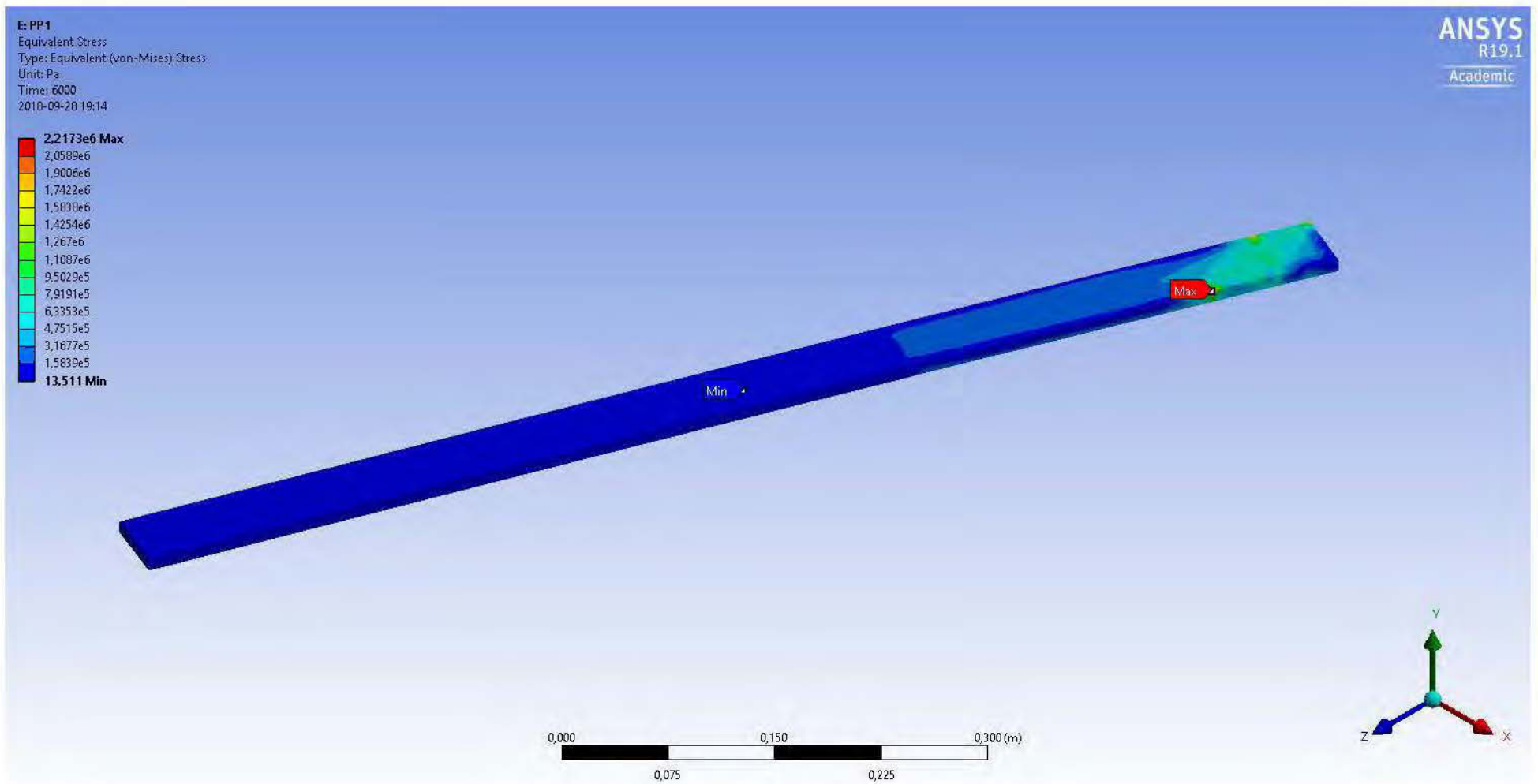


Figure 175 : Contrainte équivalente de Von-Mises à 6000 secondes en chauffage local avec un poids de 19,6 N

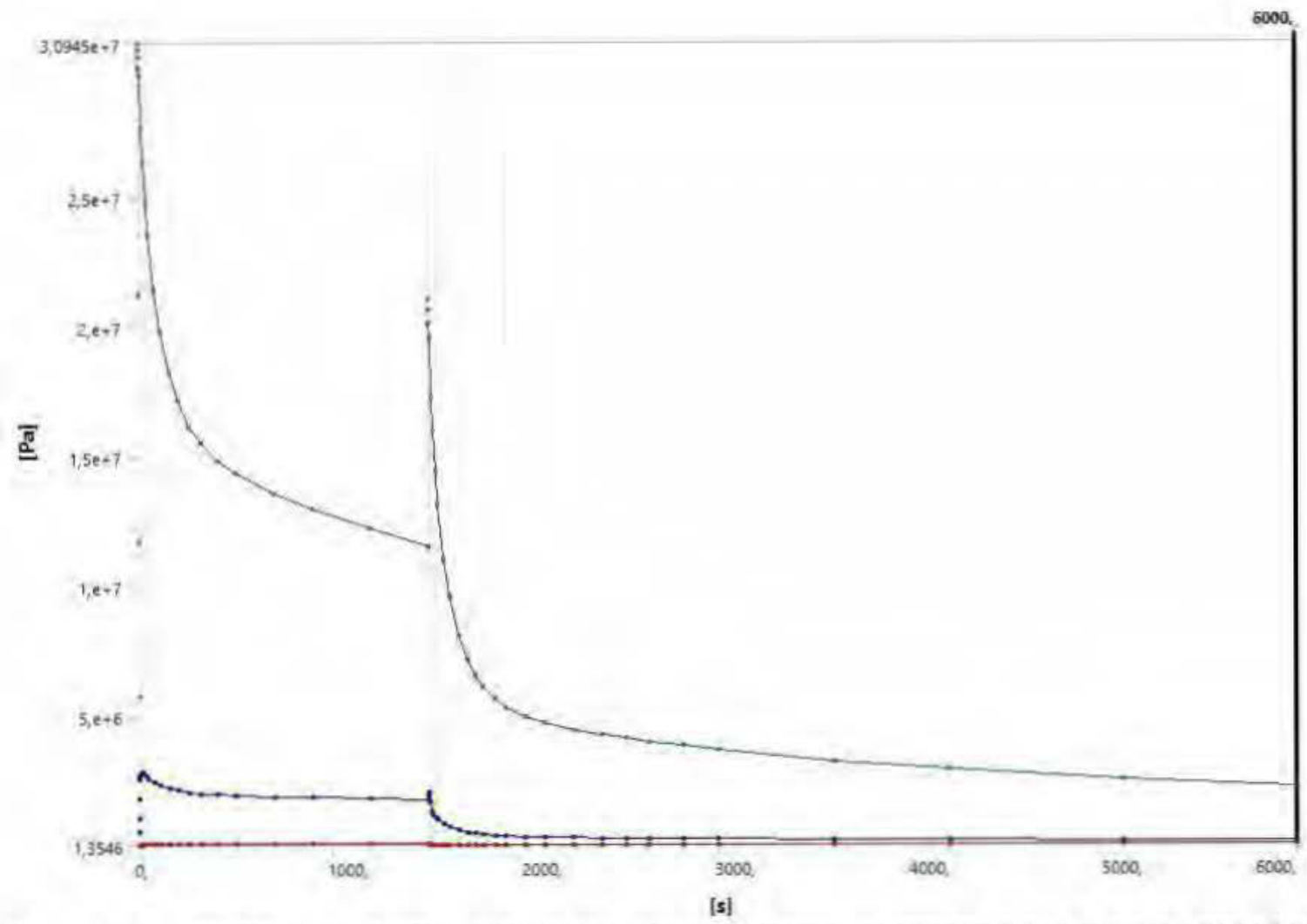


Figure 176 : Contrainte équivalente de Von-Mises en fonction du temps en chauffage local avec un poids de 19,6 N

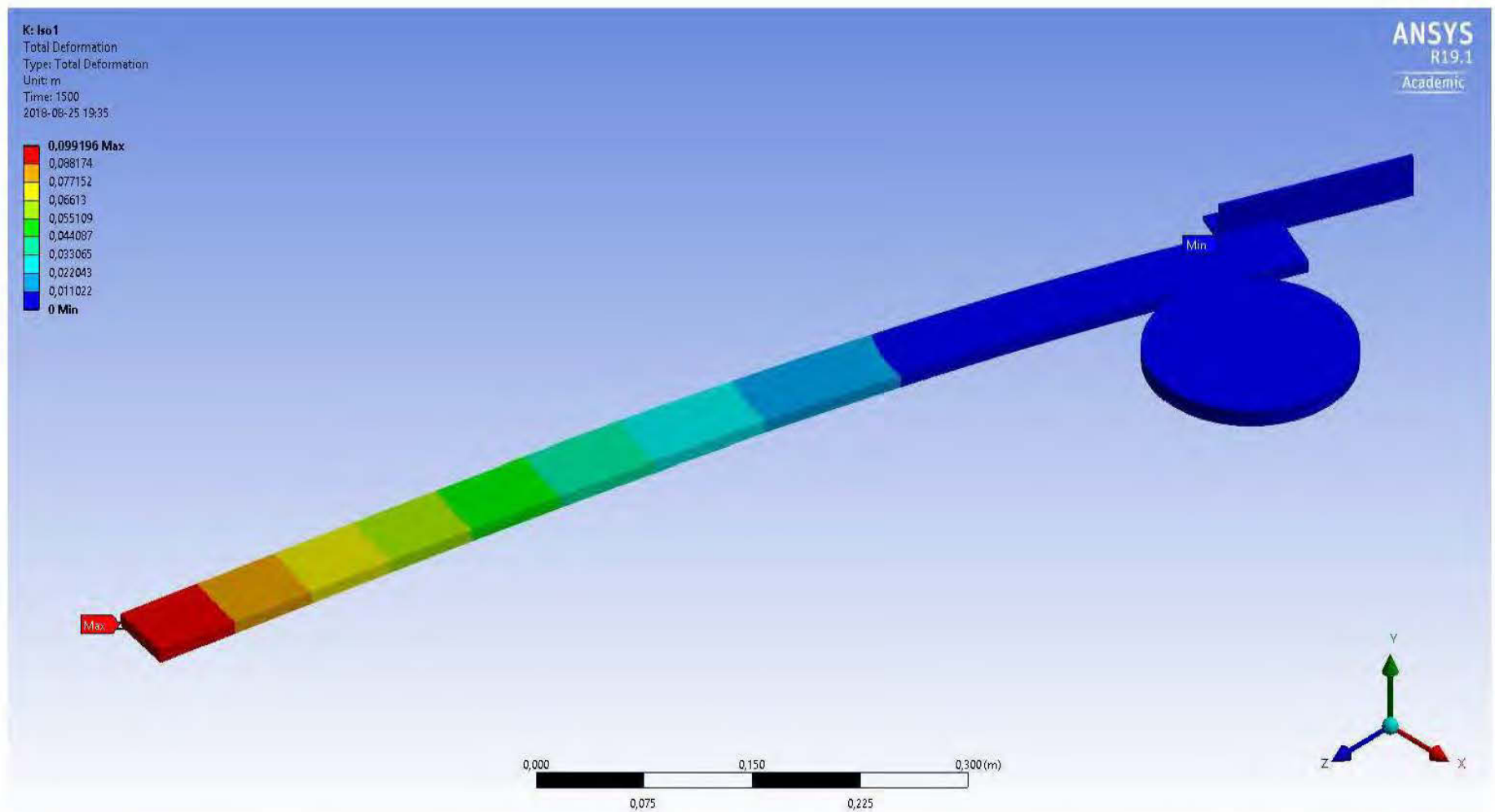


Figure 177 : Déformation totale à 1500 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 60°C

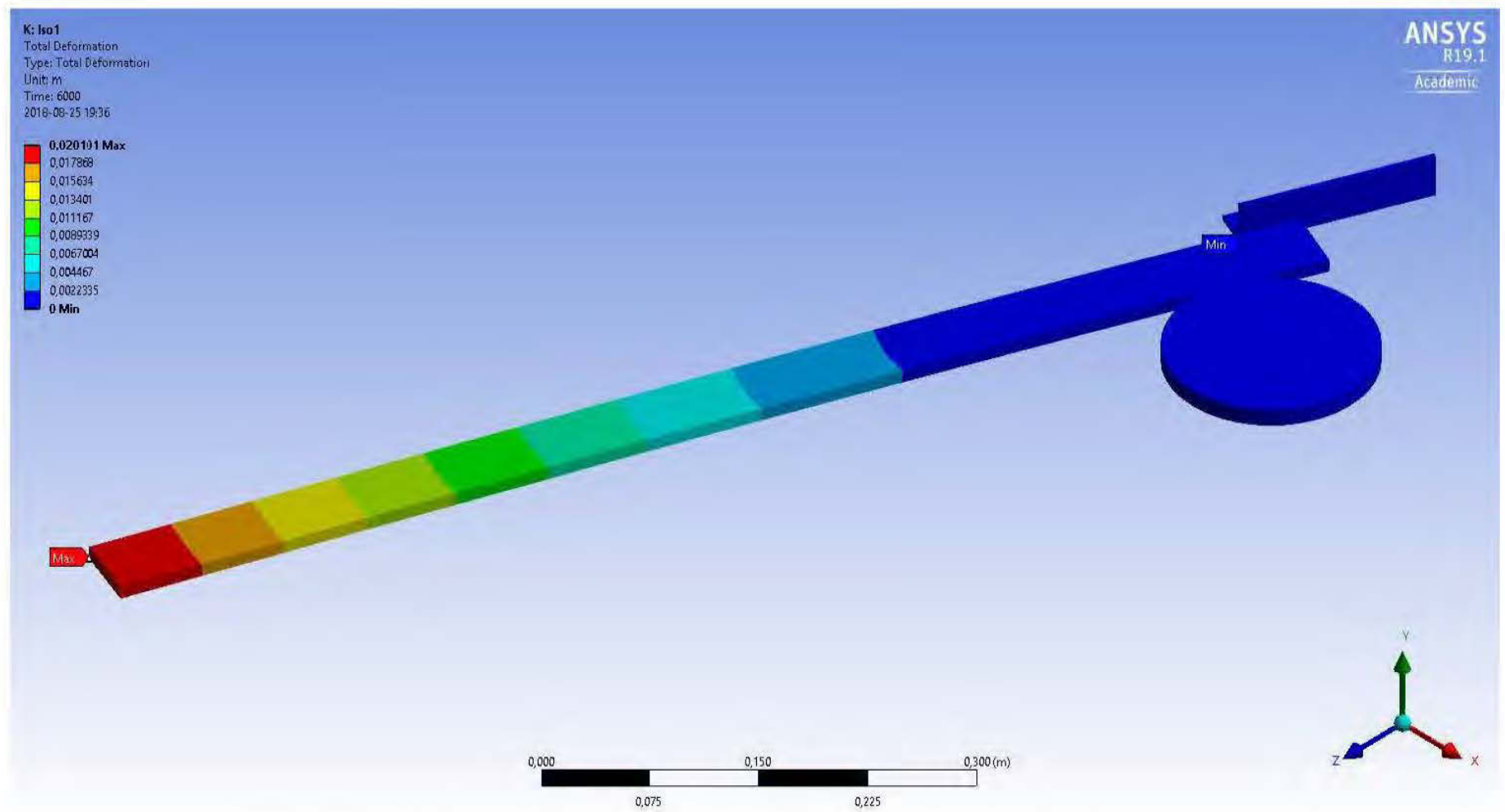


Figure 178 : Déformation totale à 6000 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 60°C

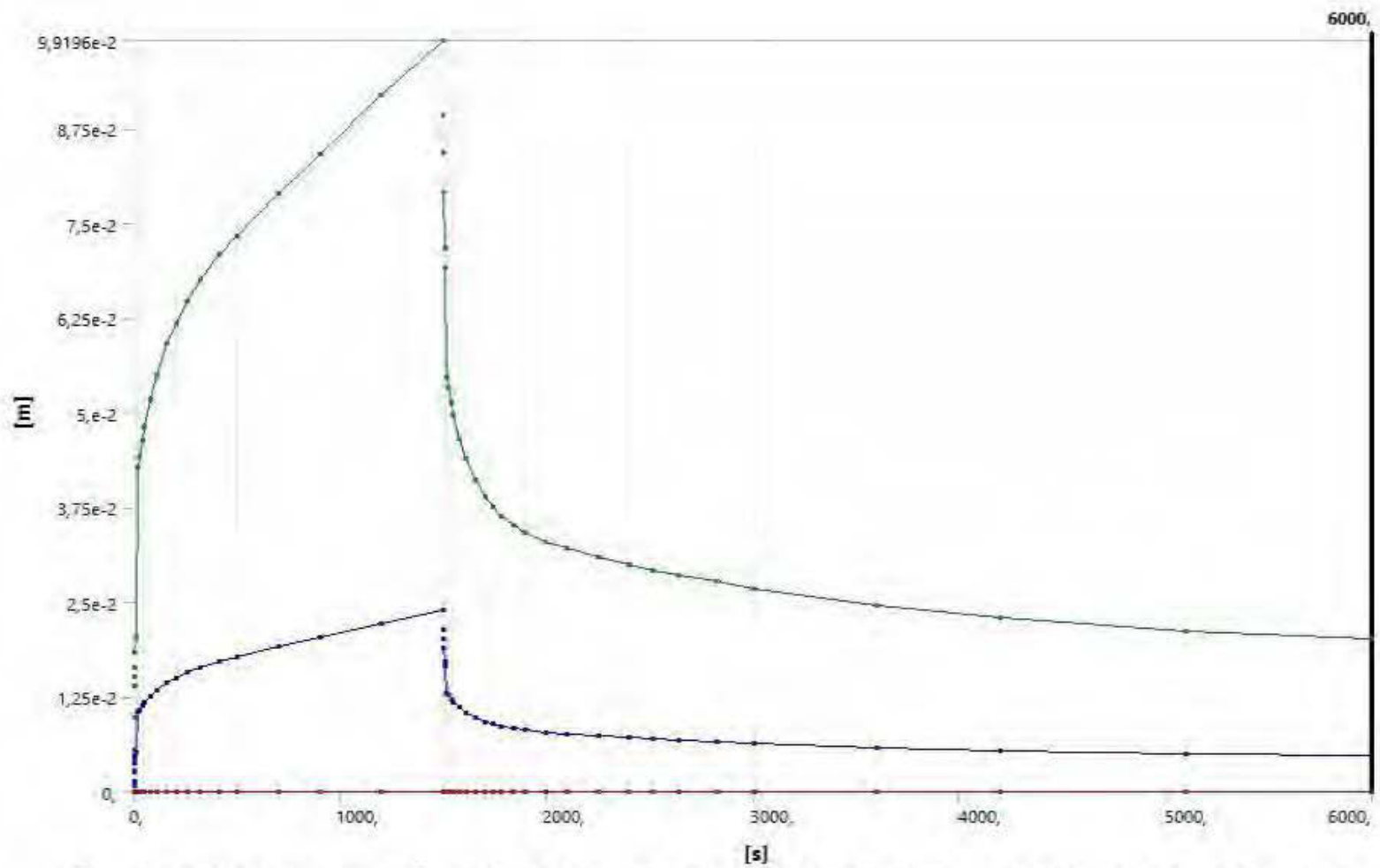


Figure 179 : Déformation en fonction du temps en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 60°C

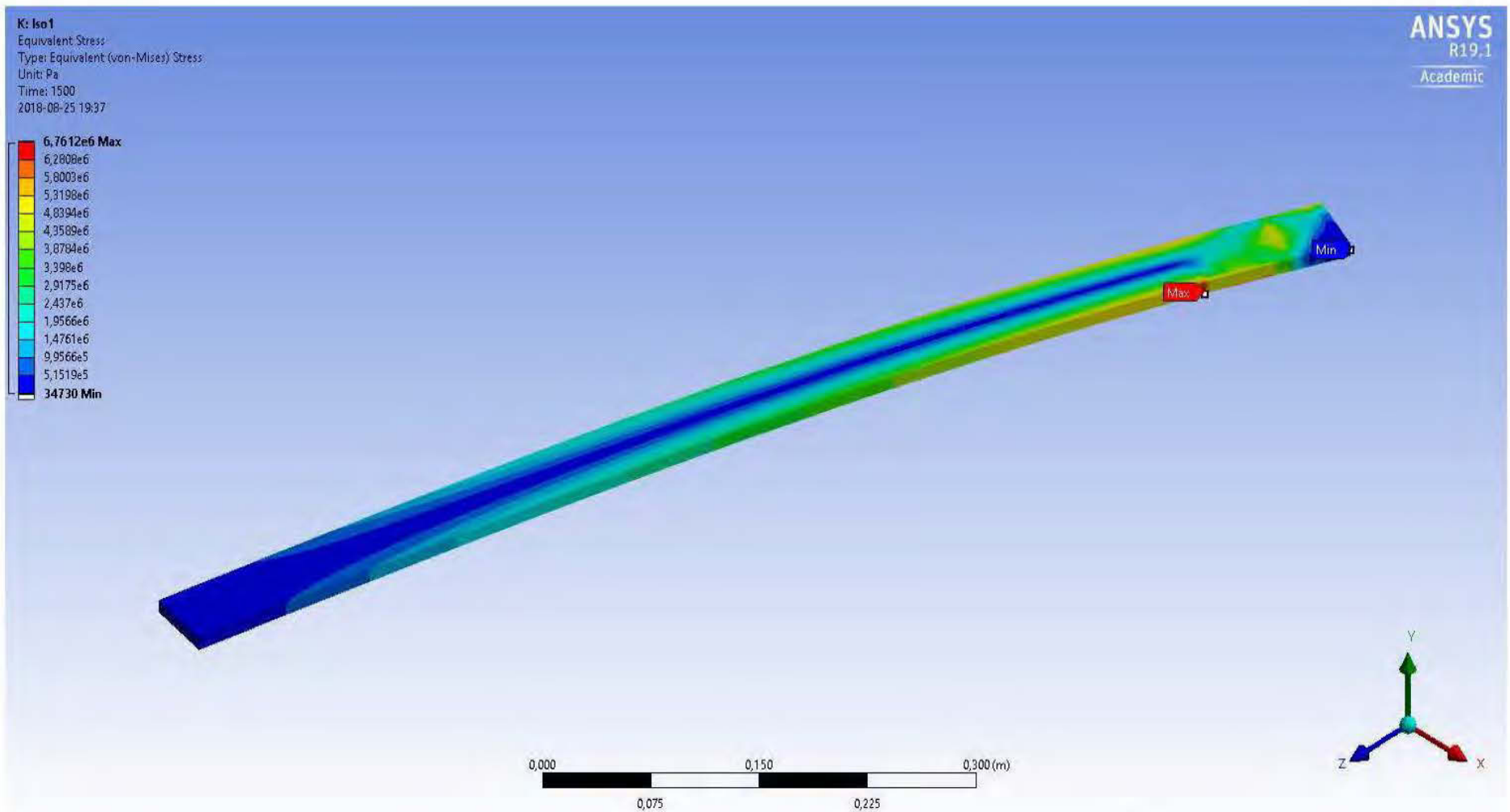


Figure 180 : Contrainte équivalente de Von Mises à 1500 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 60°C

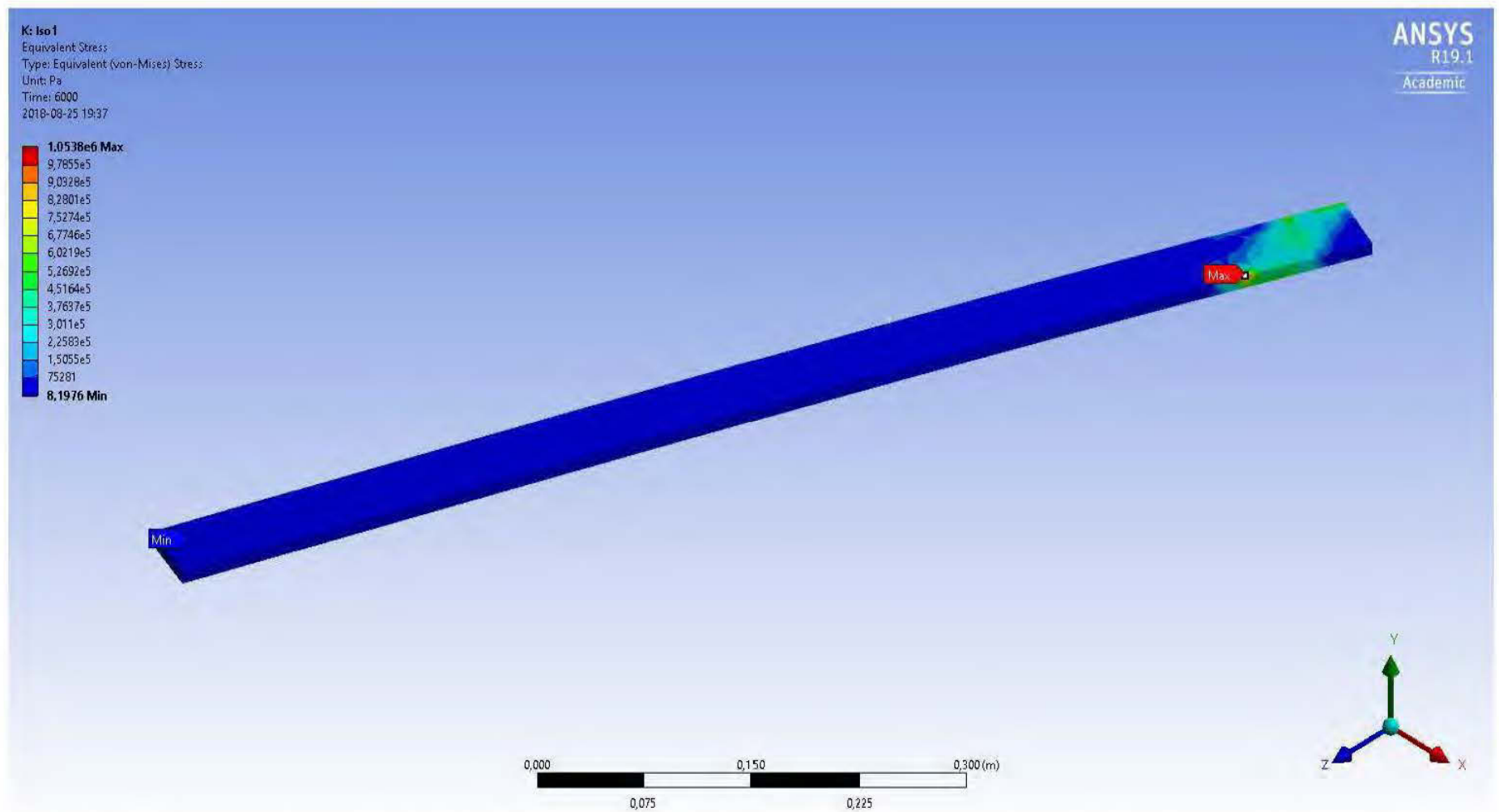


Figure 181 : Contrainte équivalente de Von Mises à 6000 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 60°C

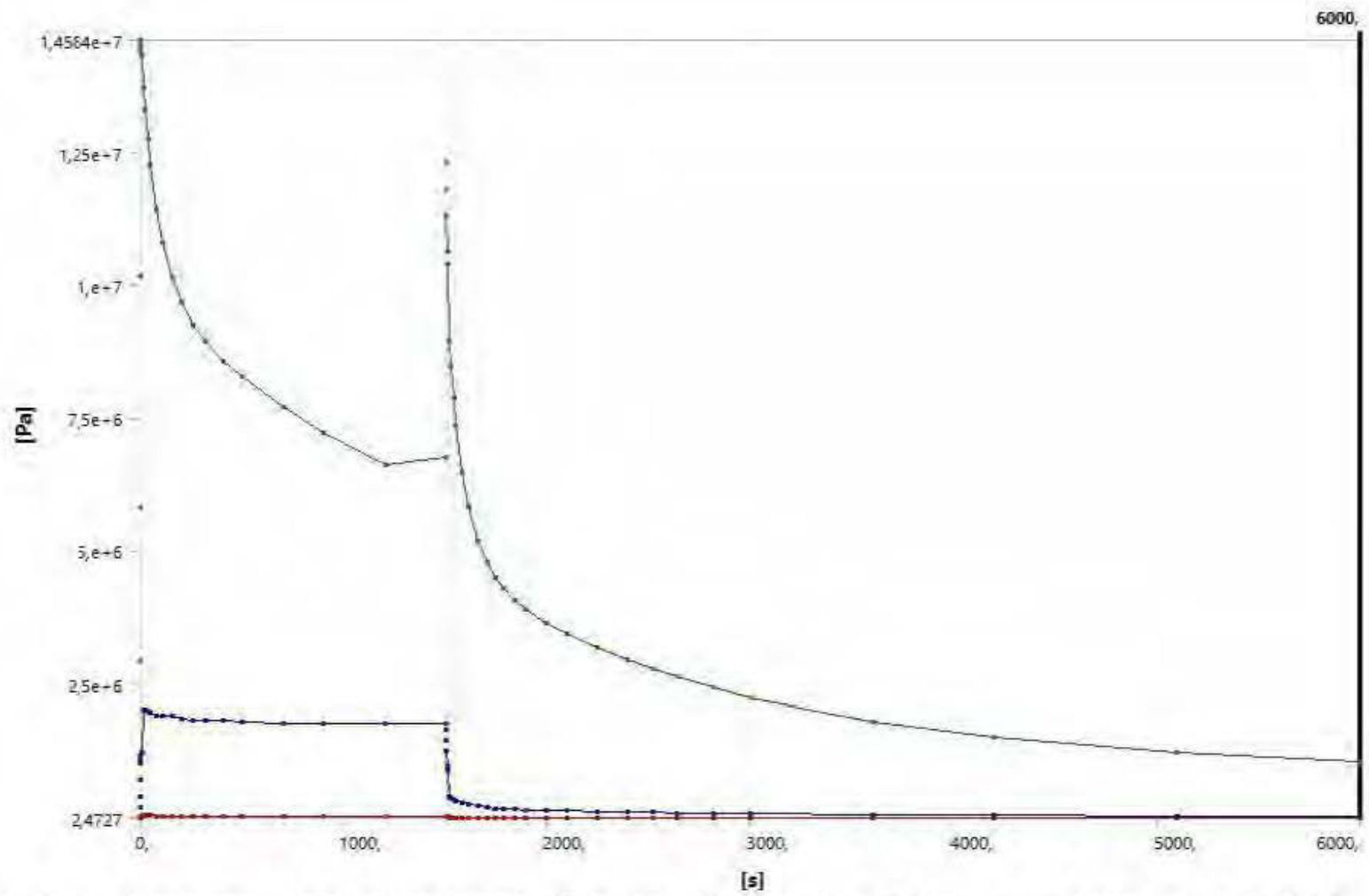


Figure 182 : Contrainte équivalente de Von-Mises en fonction du temps en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 60°C

Analyse de la déformation en fonction du poids appliqué

Une des observations notées dans les analyses des résultats expérimentaux et dans l'analyse des modèles phénoménologiques est que le temps de la déformation viscoélastique avait tendance à augmenter avec un poids plus grand. Il est difficile d'observer la fin de la portion viscoélastique dans les données issues d'ANSYS. En effet, il faut savoir déterminer le début de la portion linéaire pour noter la fin de la portion viscoélastique. Les courbes dans ANSYS ne deviennent jamais totalement linéaires; il est nécessaire d'identifier la portion où la pente ne varie plus beaucoup. Tous les graphiques en chauffage local semblent devenir linéaires aux environs de 500 *secondes*. Contrairement à ce qui a été observé dans les analyses des résultats expérimentaux et dans l'analyse du modèle de Burgers, le temps de la déformation viscoélastique ne semble pas augmenter.

Il n'est pas évident d'évaluer la grandeur de la déformation viscoélastique étant donné qu'une portion de la courbe dans ANSYS est associée à la déformation permanente. Contrairement aux analyses faites avec le modèle de Burgers, il n'est pas possible d'isoler la valeur de la déformation viscoélastique. La valeur de la déformation élastique peut tout de même être soustraite à la valeur de la déformation au temps où la pente ne varie presque plus.

$$F = 19,6N \rightarrow \varepsilon_{\text{élas.},\text{Aller}} = 0,05 \text{ m et } \varepsilon_{\text{totale},\text{Aller}}(500) = 0,0725 \text{ m}$$

$$\varepsilon_{\text{visc.élas.},\text{Aller}}(500) \approx 0,0725 - 0,035 = 0,0375 \text{ m}$$

Et de façon analogue avec les deux autres poids :

$$F = 28,5N \rightarrow \varepsilon_{\text{visc.élas.},\text{Aller}}(500) \approx 0,168 - 0,047 = 0,121 \text{ m}$$

$$F = 37,4N \rightarrow \varepsilon_{\text{visc.élas.},\text{Aller}}(500) \approx 0,130 - 0,045 = 0,085 \text{ m}$$

La déformation viscoélastique semble augmenter un peu avec un poids plus grand, du moins en comparant le graphique à 19,6 N et celui à 37,4 N. Ce résultat est similaire aux analyses des résultats expérimentaux et du modèle de Burgers. Il incombe de mentionner que le graphique à 28,5 N converge à une valeur bien plus élevée que le graphique à 37,4 N, ce qui est inattendu. Également, calculer la déformation viscoélastique dans les modèles d'Ansys n'est pas évident; il faut y aller d'approximations et de déductions.

Les conclusions des analyses des résultats expérimentaux et du modèle de Burgers soulevaient également que le retour viscoélastique avait tendance à augmenter avec un poids plus grand et que la déformation permanente, elle, tendait à diminuer. Après le retour élastique, la valeur de la déformation totale directionnelle est de 0,035 m avec une force appliquée de 19,6 N et la déformation permanente est de 0,0075 m, si on estime l'asymptote. La grandeur du retour viscoélastique est estimée en soustrayant la déformation permanente à la valeur de déformation après le retour élastique, dans le cas qui nous incombe, 1501 secondes :

$$F = 19,6N \rightarrow \varepsilon_{totale,Retour}(1501) = 0,035 \text{ m et } \varepsilon_{perm.,Retour} = 0,0075 \text{ m}$$

$$\varepsilon_{visc.élas.,Retour} \approx 0,035 - 0,0075 = 0,0275 \text{ m}$$

De façon analogue :

$$F = 28,5N \rightarrow \varepsilon_{visc.élas.,Retour} \approx 0,232 - 0,067 = 0,165 \text{ m}$$

$$F = 37,4N \rightarrow \varepsilon_{visc.élas.,Retour} \approx 0,104 - 0,02 = 0,084 \text{ m}$$

Et la déformation permanente, en estimant l'asymptote :

$$F = 19,6N \rightarrow \varepsilon_{perm.} \approx 0,0075 m$$

$$F = 28,5N \rightarrow \varepsilon_{perm.} \approx 0,067 m$$

$$F = 37,4N \rightarrow \varepsilon_{perm.} \approx 0,02 m$$

La valeur de la déformation viscoélastique au retour semble augmenter de 19,6 *N* à 28,5 *N* et descend à 0,084 *m* à 37,4 *N*. En comparaison avec les analyses des résultats expérimentaux et du modèle de Burgers, la grandeur du retour viscoélastique aurait dû augmenter avec le poids. Tout de même, la valeur augmente à 37,4 *N* en comparaison d'avec 19,6 *N*. L'analyse de la déformation permanente donne des résultats un peu similaires; elle aurait normalement dû diminuer avec un poids qui augmente mais elle semble augmenter de 19,6 *N* à 28,5 *N* pour diminuer à 37,4 *N*. Il aurait été normal de s'attendre, comme dans les résultats du chapitre 6.2 et 6.3, que la valeur de la déformation permanente soit à son plus bas pour la force la plus élevée.

Analyse de la déformation en fonction de la température

Les analyses des résultats expérimentaux et du modèle de Burgers ont démontré que la température n'avait pas d'impact sur la déformation viscoélastique à l'aller mais en avait sur la déformation élastique instantanée. En effet, ces résultats ont permis de remarquer que plus la température augmentait, plus la déformation élastique instantanée tendait à augmenter. Ce résultat est également observable dans les simulations Ansys en chauffage isotherme.

$$F = 28,5N @ T = 60^{\circ}C \rightarrow \varepsilon_{\text{élas.,Aller}} = 0,0425 m$$

$$F = 28,5N @ T = 75^{\circ}C \rightarrow \varepsilon_{\text{élas.,Aller}} = 0,045 m$$

$$F = 28,5N @ T = 77,6^{\circ}C \rightarrow \varepsilon_{\text{élas.,Aller}} = 0,0465 m$$

$$F = 28,5N @ T = 81,5^{\circ}C \rightarrow \varepsilon_{\text{élas.,Aller}} = 0,047 m$$

Plus important encore, la déformation viscoélastique au retour tendait à diminuer laissant une plus grande déformation permanente dans les analyses des résultats expérimentaux et du modèle de Burgers.

La valeur de la déformation permanente dans les quatre expériences en chauffage isotherme est lu directement sur les graphiques à partir de l'estimation de la valeur de l'asymptote, comme mentionné précédemment :

$$F = 28,5N @ T = 60^{\circ}C \rightarrow \varepsilon_{perm.} = 0,0175 m$$

$$F = 28,5N @ T = 75^{\circ}C \rightarrow \varepsilon_{perm.} = 0,015 m$$

$$F = 28,5N @ T = 77,6^{\circ}C \rightarrow \varepsilon_{perm.} = 0,017 m$$

$$F = 28,5N @ T = 81,5^{\circ}C \rightarrow \varepsilon_{perm.} = 0,021 m$$

Mise à part le résultat à $60^{\circ}C$, il semblerait que la déformation permanente tend à augmenter avec la température, comme dans les analyses des résultats expérimentaux et du modèle de Burgers. Il sera à propos de vérifier si cette tendance se poursuit lorsque l'analyse en chauffage isotherme sera extrapolée à des températures plus élevées.

Il est plutôt difficile d'évaluer le temps de déformation viscoélastique au retour étant donné que la valeur de l'asymptote n'est pas atteinte dans aucun des tests. Il est tout de même possible de s'interroger sur la grandeur de la déformation viscoélastique au retour. Pour obtenir la déformation viscoélastique au retour, on soustrait de la valeur de la déformation totale après le retour élastique la valeur de la déformation permanente. Par exemple, pour le test à une température de 60°C :

$$F = 28,5N @ T = 60^{\circ}C \rightarrow \varepsilon_{visc.\acute{e}las.,Retour} \approx 0,083 - 0,017 = 0,066m$$

Et similairement pour les autres températures :

$$F = 28,5N @ T = 75^{\circ}C \rightarrow \varepsilon_{visc.\acute{e}las.,Retour} \approx 0,076 - 0,015 = 0,061 m$$

$$F = 28,5N @ T = 77,6^{\circ}C \rightarrow \varepsilon_{visc.\acute{e}las.,Retour} \approx 0,069 - 0,017 = 0,052 m$$

$$F = 28,5N @ T = 81,5^{\circ}C \rightarrow \varepsilon_{visc.\acute{e}las.,Retour} \approx 0,09 - 0,021 = 0,069 m$$

La déformation viscoélastique au retour semble diminuer avec une température qui augmente mais elle remonte à $T = 81,5^{\circ}C$. Néanmoins, une tendance se dégage de 60°C à 77,6°C comme dans les analyses des résultats expérimentaux et du modèle de Burgers.

Les extrapolations des sept expériences du banc d'essai en fluage révéleront tout de même de précieuses informations sur le comportement en déformation pour des poids et/ou des températures plus élevés compte tenu du fait que plusieurs des mécanismes présents dans les expériences semblent captés par les analyses du modèle numérique.

Analyse de la contrainte équivalente de Von-Mises

Les graphiques de la contrainte dans le matériau révèlent que la contrainte ne change pas vraiment lorsqu'un poids plus grand est appliqué. Il aurait été attendu que la contrainte augmente avec le poids mais ce ne semble pas le cas. En revanche, elle semble augmenter lorsque la température est plus grande. Ce comportement est plutôt surprenant puisque la même force (28,5 N) a été appliquée pour les quatre expériences en chauffage isotherme et celle-ci est appliquée, comme dans la réalité, quasi instantanément dans le modèle numérique (dans l'espace de 1 seconde).

Après l'application « instantanée » de la force, la contrainte semble se relaxer jusqu'au retrait de la force à 1500 *secondes*. Dans la simulation à 28,5 N et à 37,4 N, la contrainte se relaxe très rapidement et remonte même légèrement. À l'opposé, pour la simulation à 19,6 N et pour les simulations en chauffage isotherme, la contrainte prend plus de temps à se relaxer et semble continuer à descendre progressivement.

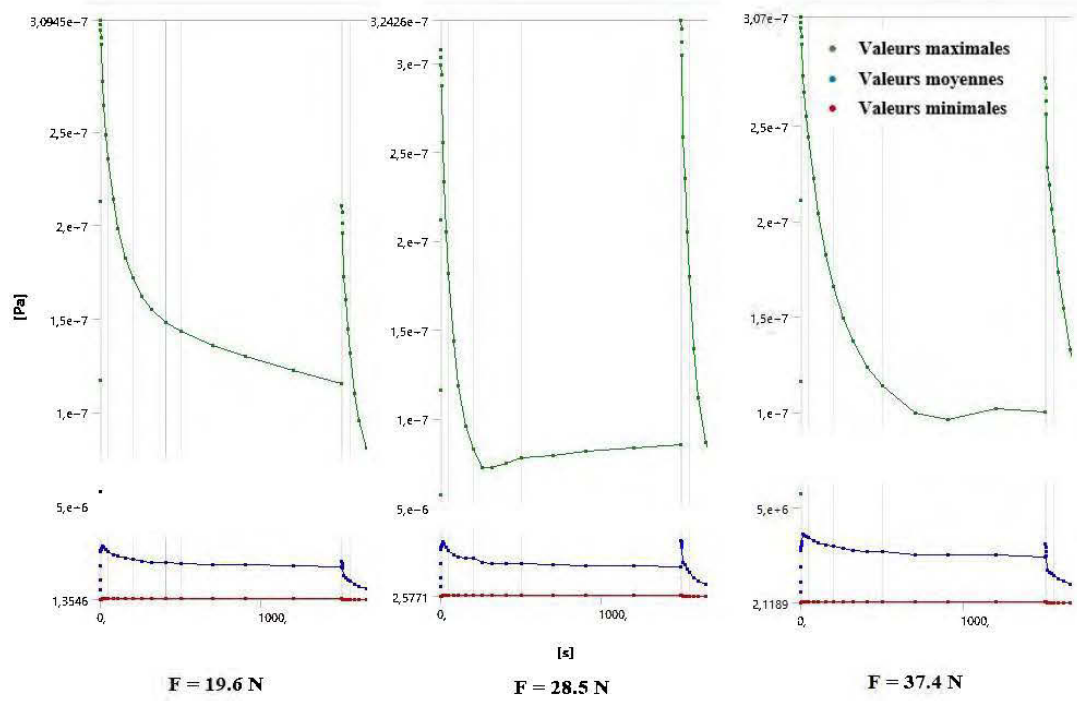


Figure 183 : Évolution de la contrainte à l'aller en chauffage local

Dans les expériences en chauffage isotherme, la contrainte semble se relaxer plus facilement à des températures plus élevées.

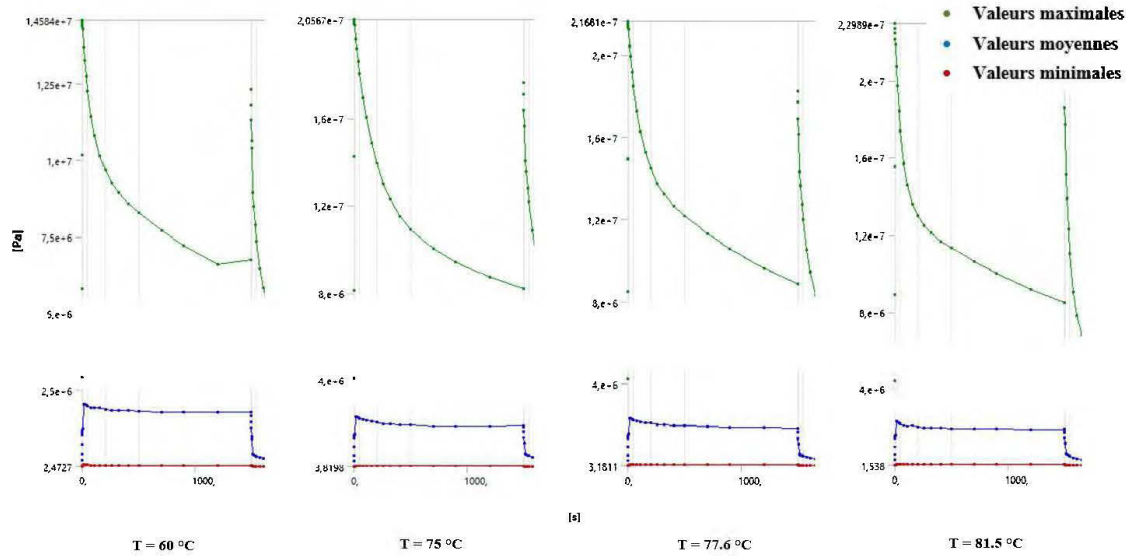


Figure 184 : Évolution de la contrainte à l'aller en chauffage isotherme

La pente de relaxation immédiatement après l'application de la force semble s'accroître (négativement) lorsque la température augmente.

Pour la relaxation des contraintes au retour, le graphique suivant est présenté, de la plus petite température à la plus grande :

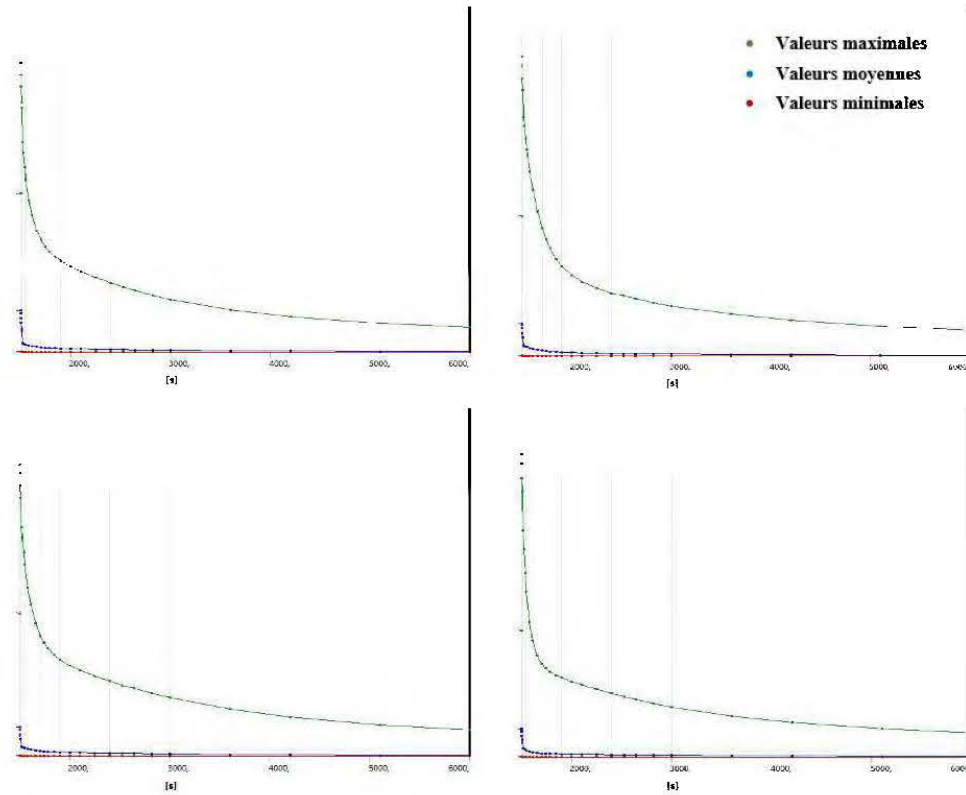
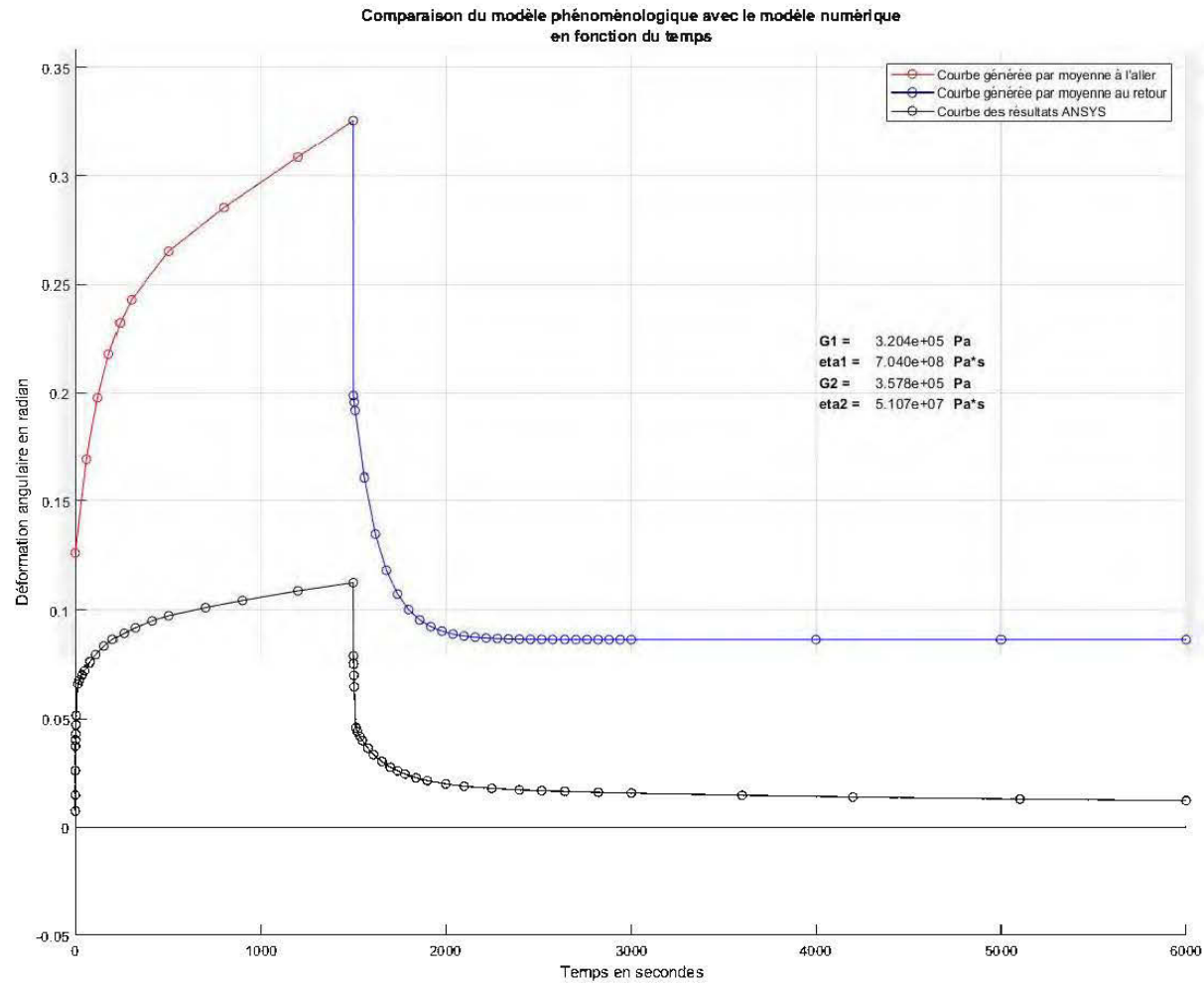


Figure 185 : Évolution de la contrainte au retour en chauffage isotherme

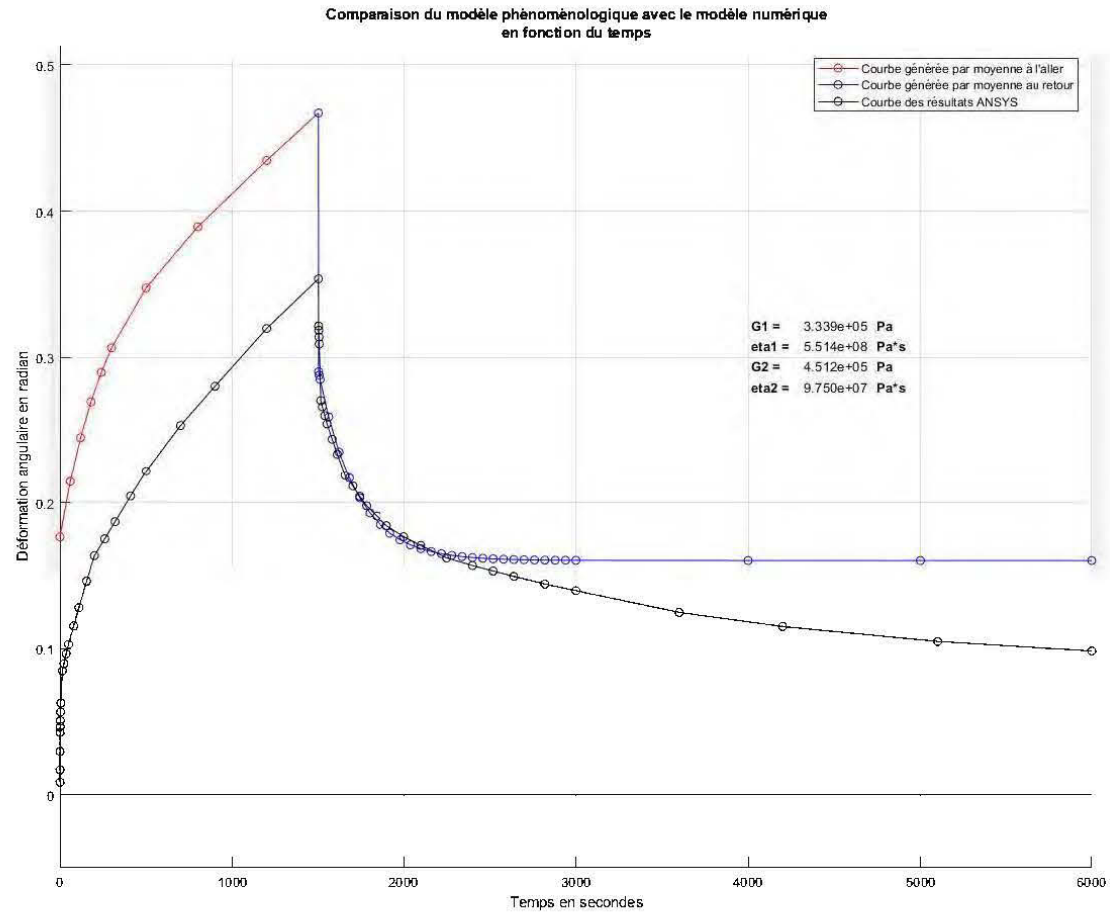
La contrainte se relaxe plus rapidement quand la température augmente. Il faut noter toutefois que la condition de température à ce temps dans l'analyse numérique était la même pour toutes les simulations en chauffage isotherme, c'est-à-dire, une température de 22°C partout dans la géométrie, et ce, à partir du retrait de la force à 1500 secondes. Il faut comprendre que le matériau subit néanmoins les conditions de contrainte et de déformation de l'aller.

5. 6. COMPARAISON DES MODÈLES PRÉDICTIFS AVEC LE MODÈLE NUMÉRIQUE

Afin de valider les modèles numériques, sept graphiques ont été tracés avec Matlab. Les données issues du modèle numérique ont été ramenées en radian et tracées sur le même graphique du modèle de Burgers. Pour les trois expériences en chauffage local, les paramètres qui ont servis à tracer les courbes du modèle de Burgers sont les moyennes des paramètres obtenus pour tous les échantillons d'une même expérience.



**Figure 186 : Comparaison du modèle de Burgers et du modèle numérique pour
l'expérience en chauffage local avec un poids de 19,6 N**



**Figure 187 : Comparaison du modèle de Burgers et du modèle numérique
pour l'expérience en chauffage local avec un poids de 28,5 N**

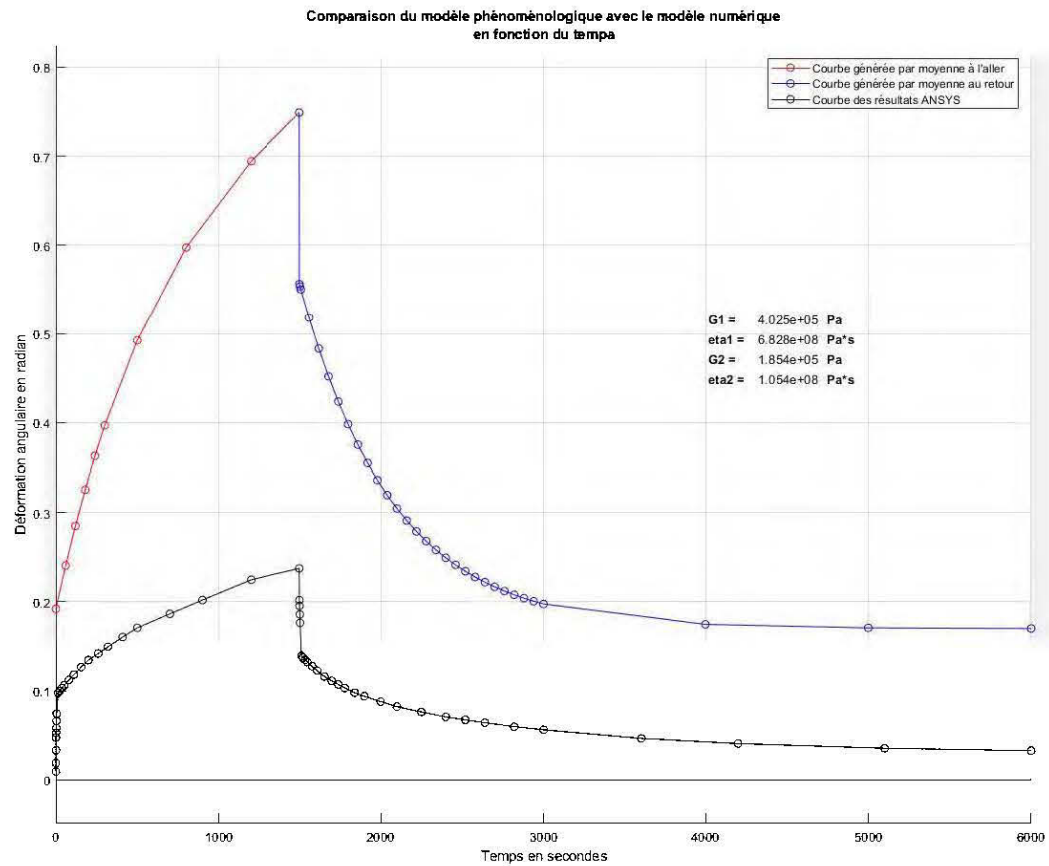
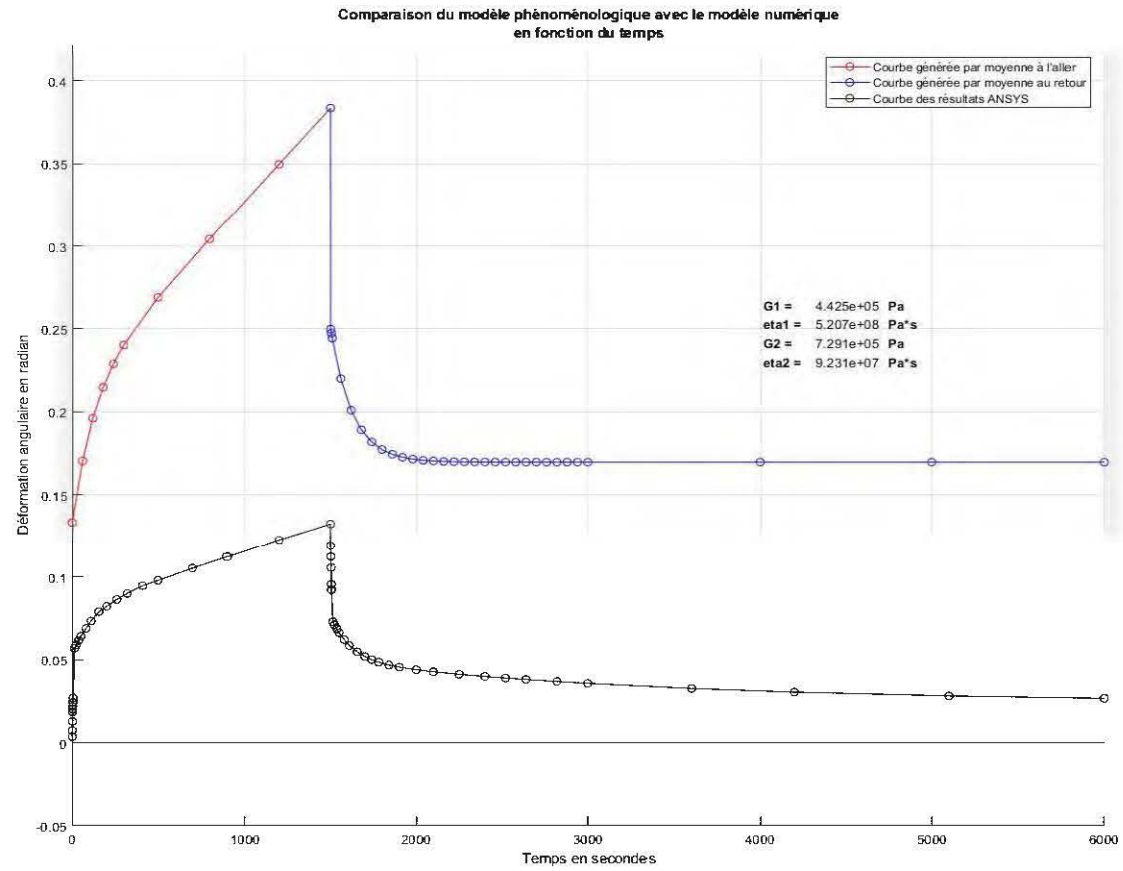


Figure 188 : Comparaison du modèle de Burgers et du modèle numérique pour l'expérience en chauffage local avec un poids de 37,4 N



**Figure 189 : Comparaison du modèle de Burgers et du modèle numérique
pour l'expérience en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 60 °C**

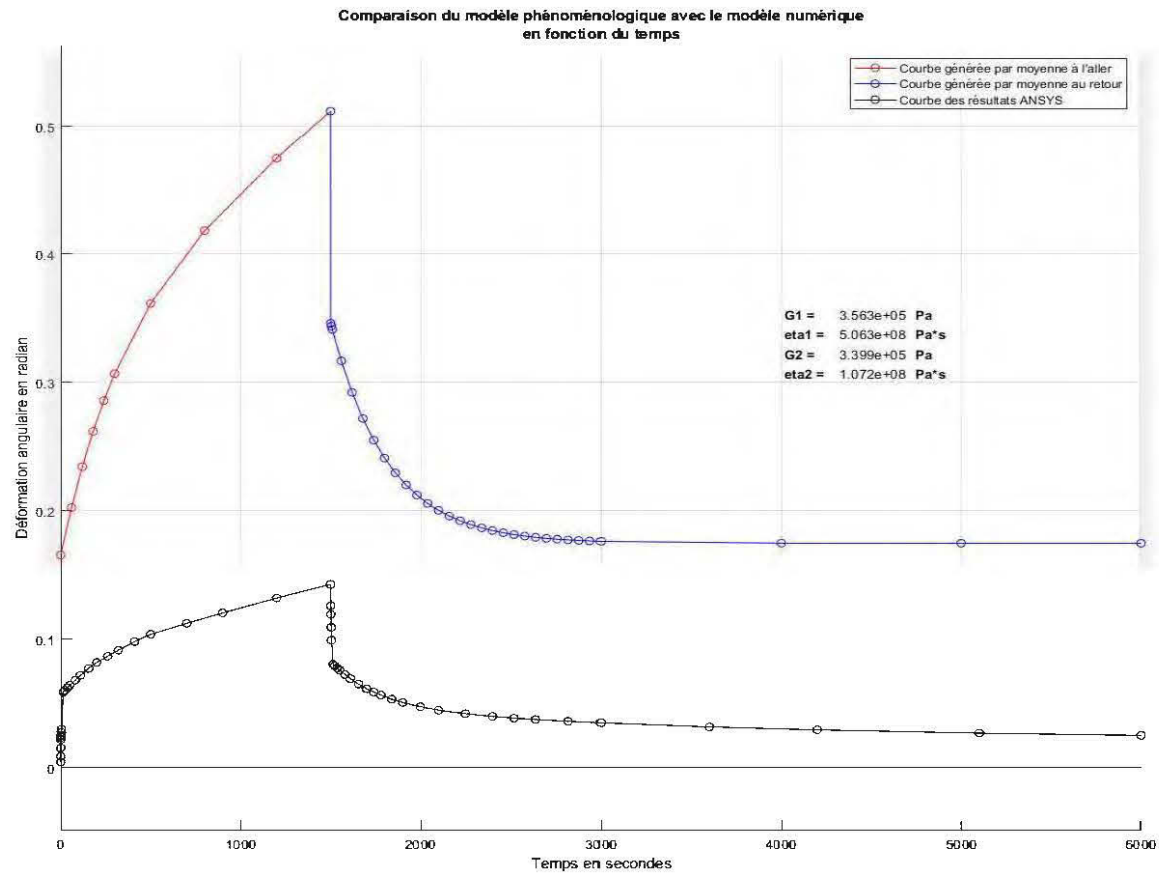


Figure 190 : Comparaison du modèle de Burgers et du modèle numérique pour l'expérience en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 75 °C

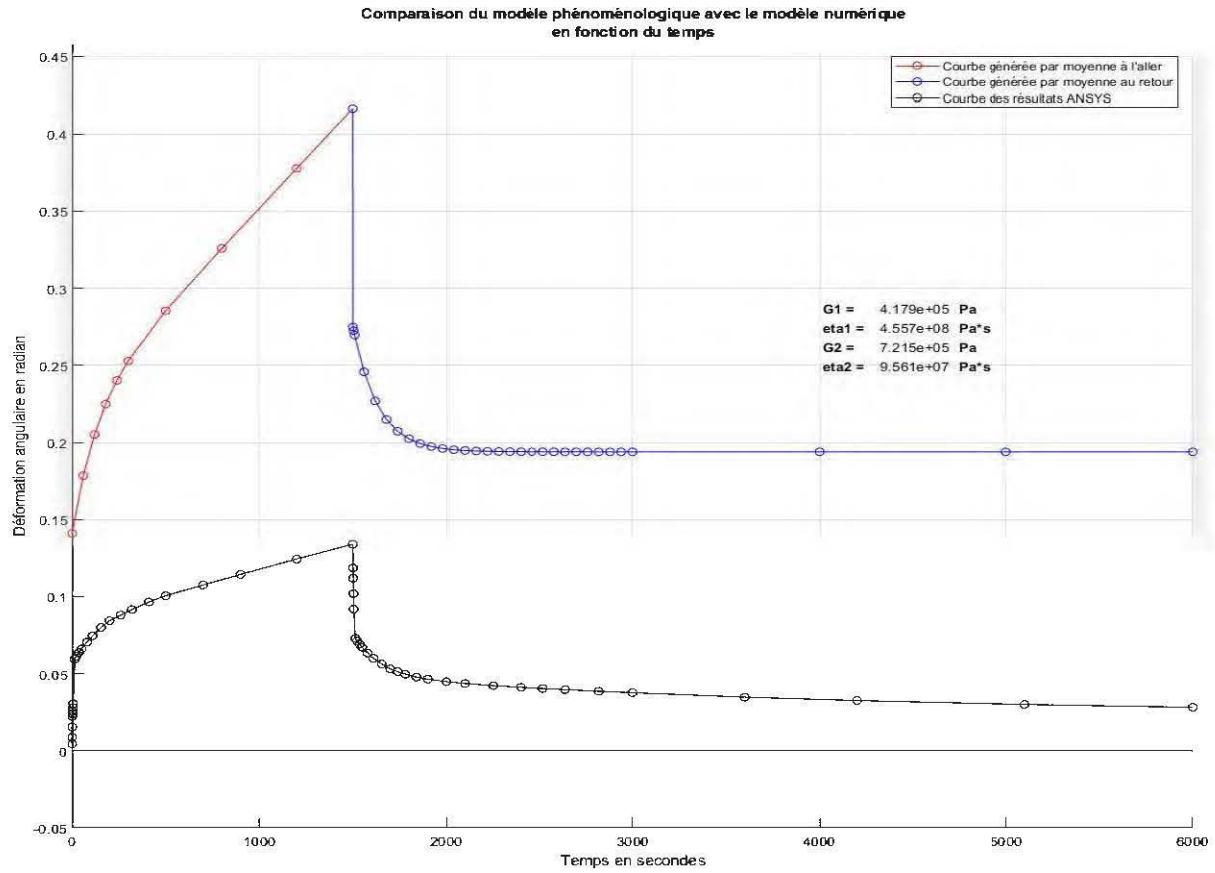


Figure 191 : Comparaison du modèle de Burgers et du modèle numérique pour l'expérience en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 77,6 °C

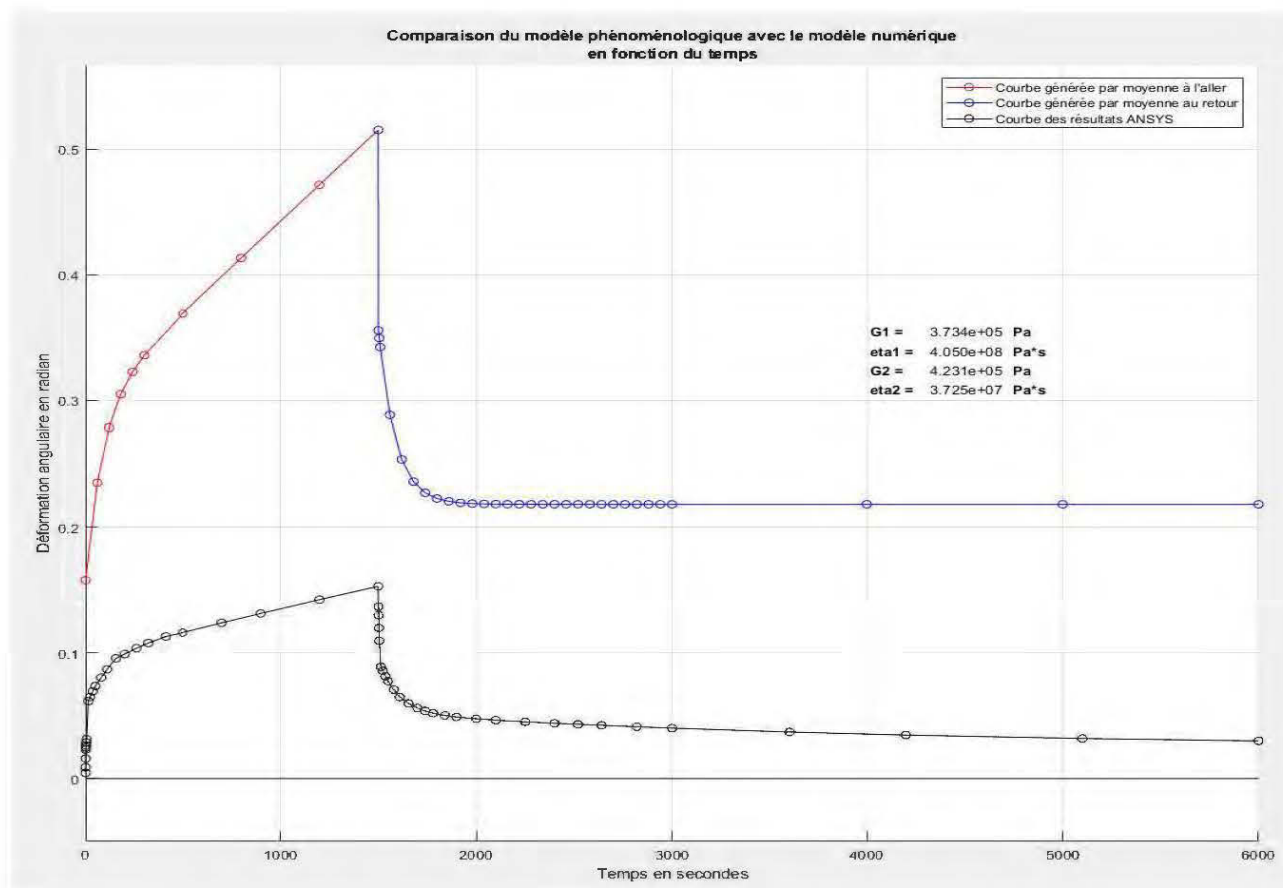


Figure 192 : Comparaison du modèle de Burgers et du modèle numérique pour l'expérience en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 81,5 °C

Mise à part peut-être le graphique pour le chauffage local avec un poids de 28,5 N, les prédictions des modèles numériques ne sont pas satisfaisantes. La déformation totale obtenue après 1500 *secondes* d'application de la force est très loin du résultat observé dans les expériences. Même chose pour la déformation élastique et la déformation permanente; les simulations prédisent des valeurs bien en deçà des expériences réalisées en fluage. Mais encore, la prédiction en chauffage local avec un poids de 28,5 N n'est guère satisfaisante non plus. Oui les prédictions Ansys pour cette expérience sont un peu plus près du modèle de Burgers mais il est évident que c'est inconvenable. Qui plus est, la prédiction Ansys du modèle en chauffage local à 28,5 N est si différente en valeur et en allure aux autres qu'il serait plus prudent de l'écarter.

Cependant, il est pertinent de remarquer que les simulations en chauffage local à 19,6 N et 28,5 N sont les deux expériences dans lesquelles le paramètre η_1 n'as pas convergé à une valeur de 10^9 ou 10^{10} Pa · s dans le modèle de Burgers. Il convient ici de se remémorer que la déformation permanente se faisait neutraliser dans le modèle de Burgers en chauffage local à 37,4 N et en chauffage isotherme. Ce sont les paramètres modifiés, ceux déduis à travers l'artifice en fonction de la déformation permanente observée, qui ont servis comme données sous forme tabulaire aux propriétés du matériau dans Ansys. Ce n'est certainement pas une coïncidence fortuite que le modèle numérique en chauffage local à 28,5 N soit différent des autres. Également, la déformation totale juste avant le retrait de la force dans le modèle numérique à 19,6 N semble s'écarter du résultat attendu. D'ailleurs, d'autres comportements prédits par le modèle numérique dans cette dernière simulation semblent s'écarter de la réalité attendue, notamment la valeur de la déformation viscoélastique au retour. Il pourrait être pertinent d'invalider ce modèle numérique également. Les données viscoélastiques fournies à Ansys servent à simuler la déformation à l'aller mais également au retour; il fallait trancher sur la série de données qui devait être fournie à Ansys et celle issue des paramètres modifiés semblaient la plus appropriée parce qu'elles incluait la déformation en recouvrance.

Cela dit, et c'est sûrement le point le plus pertinent à soulever, le calcul qui lie la déformation totale directionnelle d'Ansys à la déformation angulaire des résultats expérimentaux et donc des prédictions du modèle de Burgers n'est peut-être pas le bon (voir la figure 205). Il aurait fallu mesurer avec une règle un point arbitraire sur la languette avant la déformation et après la déformation pour voir si la méthode de calcul était exacte. Et plus encore, les données recueillies expérimentalement ont été effectuées à l'œil, comme mentionné au chapitre 3, et il est plus qu'envisageable qu'une erreur de mesure répétée ait pu avoir un impact sur l'équivalence entre déformation totale directionnelle et déformation angulaire.

Néanmoins, la forme des courbes est fidèle à la réalité des expériences en fluage. Par exemple, le temps de déformation viscoélastique au retour semble être le même dans la plupart des simulations ce qui pourrait être encourageant pour des extrapolations des modèles. En effet, de savoir prédire le temps de déformation viscoélastique au retour est essentiel à la conception d'une cintreuse. Qui plus est, si une extrapolation à une température de ramollissement du matériau prédit une grandeur de la déformation viscoélastique nulle au retour, il serait raisonnable de penser que ce serait le cas dans une expérience réelle. Cela aussi pourrait s'avérer utile pour une conception de machine. La portion plus coudée (qui correspond au mécanisme viscoélastique) de la déformation à l'aller semble, bien que de grandeur différente, se passer durant le même temps dans les simulations. Cela également est essentiel comme information dans une conception industrielle. Il faut toutefois noter que la plupart des tendances observées dans les résultats expérimentaux et dans l'analyse du modèle de Burgers ne semblent pas être reproduites. Avec des interprétations très prudentes, les extrapolations pourraient être un outil précieux pour la suite.

5. 7. EXTRAPOLATION DU MODÈLE NUMÉRIQUE

Pour déterminer le comportement en déformation au-delà des intervalles des expériences en fluage, la première étape fût d'essayer d'augmenter la température près de la température de ramollissement. Puisque la température de fusion du copolymère de polypropylène est de 160 °C (Voir chapitre 5), elle fût imposée à 155 °C. Pour obtenir les données tabulaires viscoélastiques qui devaient être fournis à Ansys à cette température, il était nécessaire de calculer les paramètres du modèle de Burgers qui représentaient cette condition de température. La première approche fût de vérifier si les paramètres pouvaient être extrapolés avec une loi d'Arrhenius. Cette loi stipule qu'on peut déterminer une valeur extrapolée à l'aide d'un facteur de glissement. Par exemple, pour le paramètre η_1 :

$$\eta_1(T) = \frac{\eta_1(T_0)}{a_T}$$

où a_T est le facteur de glissement et $\eta_1(T_0)$ est la valeur de η_1 à la température de référence, ici 60 °C.

La loi d'Arrhenius s'écrit comme suit :

$$a_T = A e^{\left(\frac{E_a}{RT}\right)}$$

où A est une constante à déterminer, E_a est l'énergie d'activation, R est la constante des gaz et T la température.

En prenant le logarithme naturel de la loi d'Arrhenius, elle s'écrit :

$$\ln(a_T) = \ln\left(Ae^{\left(-\frac{E_a}{RT}\right)}\right)$$

$$\ln(a_T) = -\frac{E_a}{R}\left(\frac{1}{T}\right) + \ln(A)$$

qui correspond à une équation de la forme $y = mx + b$

Pour vérifier si η_1 suit une loi d'Arrhenius, on calcule d'abord les facteurs de glissement aux températures connues :

$$a_{T,@ 60^\circ C} = \frac{\eta_1(T_0)}{\eta_1(60^\circ C)} = \frac{5,207 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}}{5,207 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}} = 1$$

$$a_{T,@ 75^\circ C} = \frac{\eta_1(T_0)}{\eta_1(75^\circ C)} = \frac{5,207 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}}{5,063 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}} = 1,0284$$

$$a_{T,@ 77,6^\circ C} = \frac{\eta_1(T_0)}{\eta_1(77,6^\circ C)} = \frac{5,207 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}}{4,557 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}} = 1,1426$$

$$a_{T,@ 81,5^\circ C} = \frac{\eta_1(T_0)}{\eta_1(81,5^\circ C)} = \frac{5,207 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}}{4,050 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}} = 1,2857$$

Les logarithmes naturels des facteurs de glissement sont :

$$\ln(a_{T,@ 60^\circ C}) = 0$$

$$\ln(a_{T,@ 75^\circ C}) = 0,0280$$

$$\ln(a_{T,@ 77,6^\circ C}) = 0,1333$$

$$\ln(a_{T,@ 81,5^\circ C}) = 0,2513$$

De façon analogue, l'inverse des températures est calculé :

$$\frac{1}{T_{@60^{\circ}C}} = \frac{1}{60 + 273} = 0,003003 \text{ K}^{-1}$$

$$\frac{1}{T_{@75^{\circ}C}} = \frac{1}{75 + 273} = 0,0028736 \text{ K}^{-1}$$

$$\frac{1}{T_{@77,6^{\circ}C}} = \frac{1}{77,6 + 273} = 0,0028523 \text{ K}^{-1}$$

$$\frac{1}{T_{@81,5^{\circ}C}} = \frac{1}{81,5 + 273} = 0,0028209 \text{ K}^{-1}$$

Le graphique suivant peut être tracé :

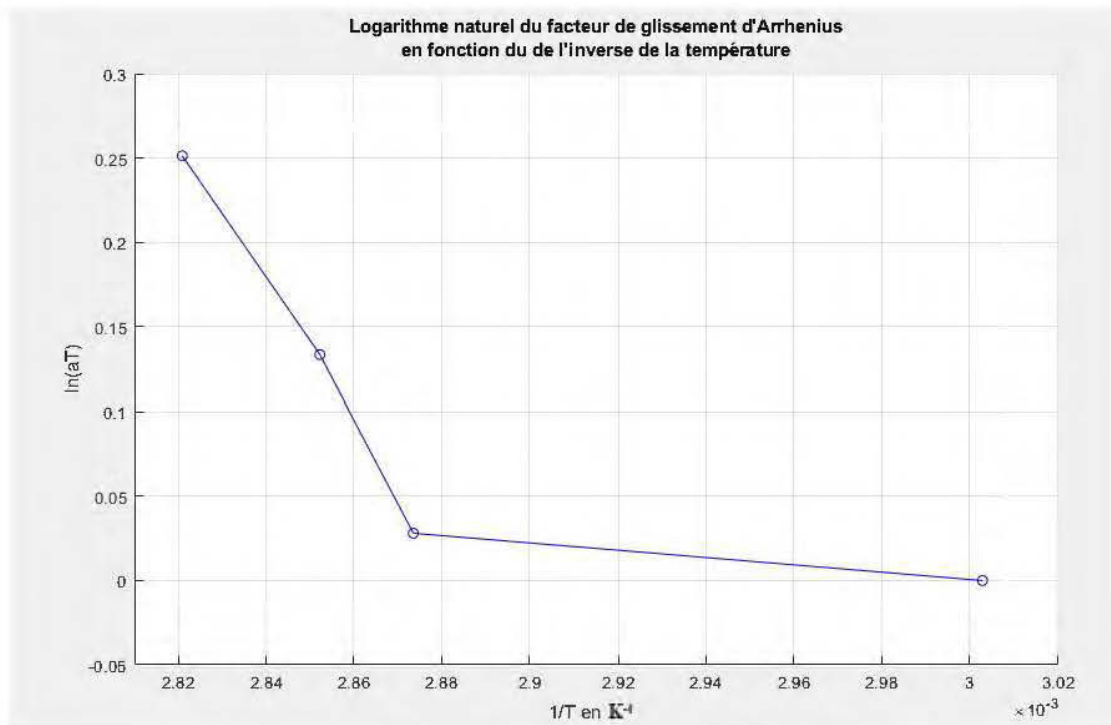


Figure 193 : Loi d'Arrhenius pour η_1

Il est aisé de constater que η_1 ne suit malheureusement pas une loi d'Arrhenius. Il serait en revanche possible de tracer une droite pour les 3 premiers points, parce qu'ils semblent suivre une tendance linéaire, en excluant le 4^e point.

$$a_{T,@ 75^{\circ}C} = \frac{\eta_1(T_0)}{\eta_1(60^{\circ}C)} = \frac{5,063 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}}{5,063 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}} = 1$$

$$a_{T,@ 77,5^{\circ}C} = \frac{\eta_1(T_0)}{\eta_1(75^{\circ}C)} = \frac{5,063 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}}{4,557 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}} = 1,111$$

$$a_{T,@ 81,5^{\circ}C} = \frac{\eta_1(T_0)}{\eta_1(77,6^{\circ}C)} = \frac{5,063 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}}{4,050 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}} = 1,2501$$

Les logarithmes naturels des facteurs de glissement sont :

$$\ln(a_{T,@ 75^{\circ}C}) = 0$$

$$\ln(a_{T,@ 77,6^{\circ}C}) = 0,10529$$

$$\ln(a_{T,@ 81,5^{\circ}C}) = 0,22324$$

De façon analogue, l'inverse des températures est calculé :

$$\frac{1}{T_{@75^{\circ}C}} = \frac{1}{75 + 273} = 0,0028736$$

$$\frac{1}{T_{@77,6^{\circ}C}} = \frac{1}{77,6 + 273} = 0,0028523$$

$$\frac{1}{T_{@81,5^{\circ}C}} = \frac{1}{81,5 + 273} = 0,0028209$$

Avec la forme :

$$\ln(a_T) = m \left(\frac{1}{T} \right) + b$$

On peut calculer par itération la valeur des paramètres qui minimise la somme des moindres carrés :

$$m = -4237 \text{ et } b = 12,18$$

$$\ln(a_T) = -4237 \left(\frac{1}{T} \right) + 12,18$$

Qui donne le graphique suivant pour un $smc = 7,5601 \cdot 10^{-5}$

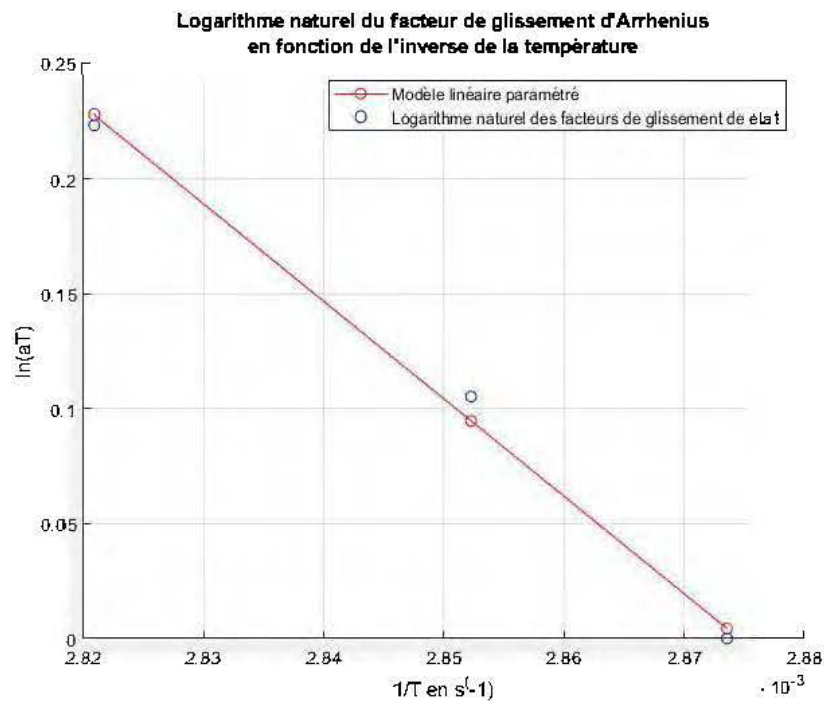


Figure 194 : Paramétrisation du modèle linéaire du logarithme naturel des facteurs de glissement de état 1

L'équation du facteur de glissement en fonction de la température est :

$$a_T = e^{\left(-4237\left(\frac{1}{T}\right)+12,18\right)}$$

Le facteur de glissement pour η_1 à $T = 155 \text{ }^\circ\text{C}$ est :

$$a_T = e^{\left(-4237\left(\frac{1}{155+273}\right)+12,18\right)} = 9,78$$

Finalement, η_1 à $T = 155 \text{ }^\circ\text{C}$ est :

$$\eta_1(155^\circ\text{C}) = \frac{\eta_1(T_0)}{a_{T,@ 155^\circ\text{C}}} = \frac{5,063 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}}{9,78} = 0,5177 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}$$

À partir du tableau suivant, montré au chapitre 6.3 :

Valeurs paramétrées des modèles modifiés au retour					
		Paramètres			
# Test	Temp. (°C)	G_1 (Pa)	η_1 (Pa·s)	G_2 (Pa)	η_2 (Pa·s)
1	60	4,425E+05	5,207E+08	7,291E+05	9,231E+07
2	75	3,563E+05	5,063E+08	3,399E+05	1,072E+08
3	77,6	4,179E+05	4,557E+08	7,215E+05	9,561E+07
4	81,5	3,734E+05	4,050E+08	4,231E+05	3,725E+07

Il devient clair que les autres paramètres, G_1 , G_2 et η_2 ne suivent pas une loi d'Arrhenius. En effet, les valeurs pour ces autres paramètres oscillent et il sera évidemment impossible de trouver la valeur de la droite. En revanche, il est tout de même possible d'effectuer une extrapolation à partir de la loi d'Arrhenius avec les paramètres $60 \text{ }^\circ\text{C}$ et $81,5 \text{ }^\circ\text{C}$.

D'une façon similaire, on peut déterminer la valeur de la pente qui passe par les deux coordonnées $(\ln a_T, 1/T)$ et retrouver la valeur de b . La valeur du facteur de glissement des paramètres G_1, G_2 et η_2 est obtenue et donne la valeur de ces paramètres extrapolés à 155 °C. Avec η_1 calculé précédemment :

$$G_1(155^\circ C) = 237710 \text{ Pa}$$

$$\eta_1(155^\circ C) = 0,5177 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot s$$

$$G_2(155^\circ C) = 99498 \text{ Pa}$$

$$\eta_2(155^\circ C) = 3,333 \cdot 10^6 \text{ Pa} \cdot s$$

Ce qui donne, une fois tracé, le graphique présenté à la page suivante.

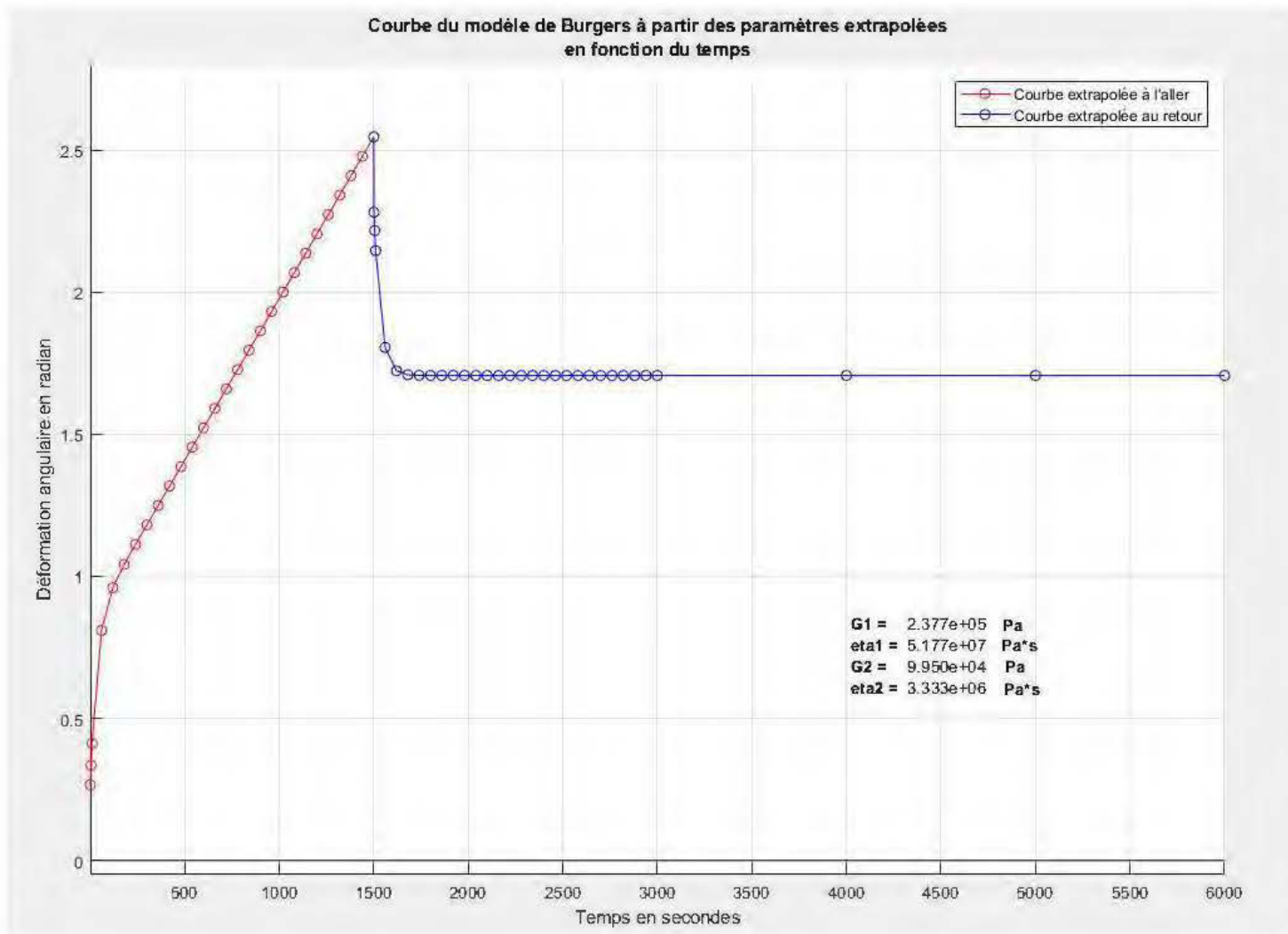


Figure 195: Modèle de Burgers tracé à partir des paramètres extrapolés à T = 155 °C par la Loi d'Arrhenius

Tout d'abord, le graphique montre que la déformation permanente obtenue est beaucoup plus grande que dans les analyses du modèle de Burgers du chapitre 6.3. En effet, la valeur de η_1 qui est plus petite contribue à augmenter la déformation permanente dans un temps donné. En revanche, la grandeur de la déformation viscoélastique à l'aller et au retour est plus grande qu'escomptée. Les données de déformation dans le temps peuvent être utilisées pour calculer le module de cisaillement G qui peut être ensuite fourni à Ansys. Les résultats de la simulation sont présentés dans les graphiques des pages suivantes.

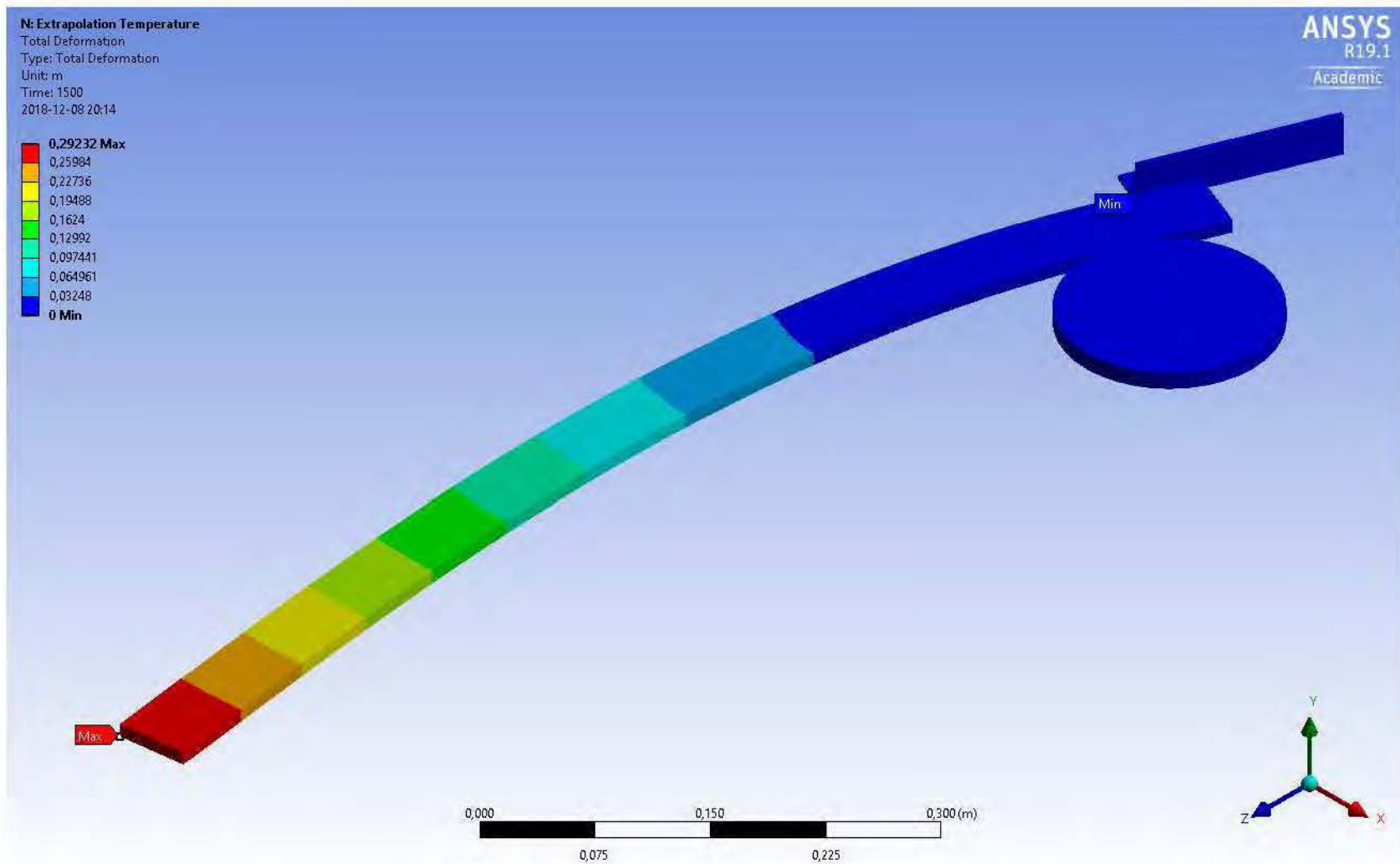


Figure 196 : Extrapolation à 155 °C de la déformation totale à 1500 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N

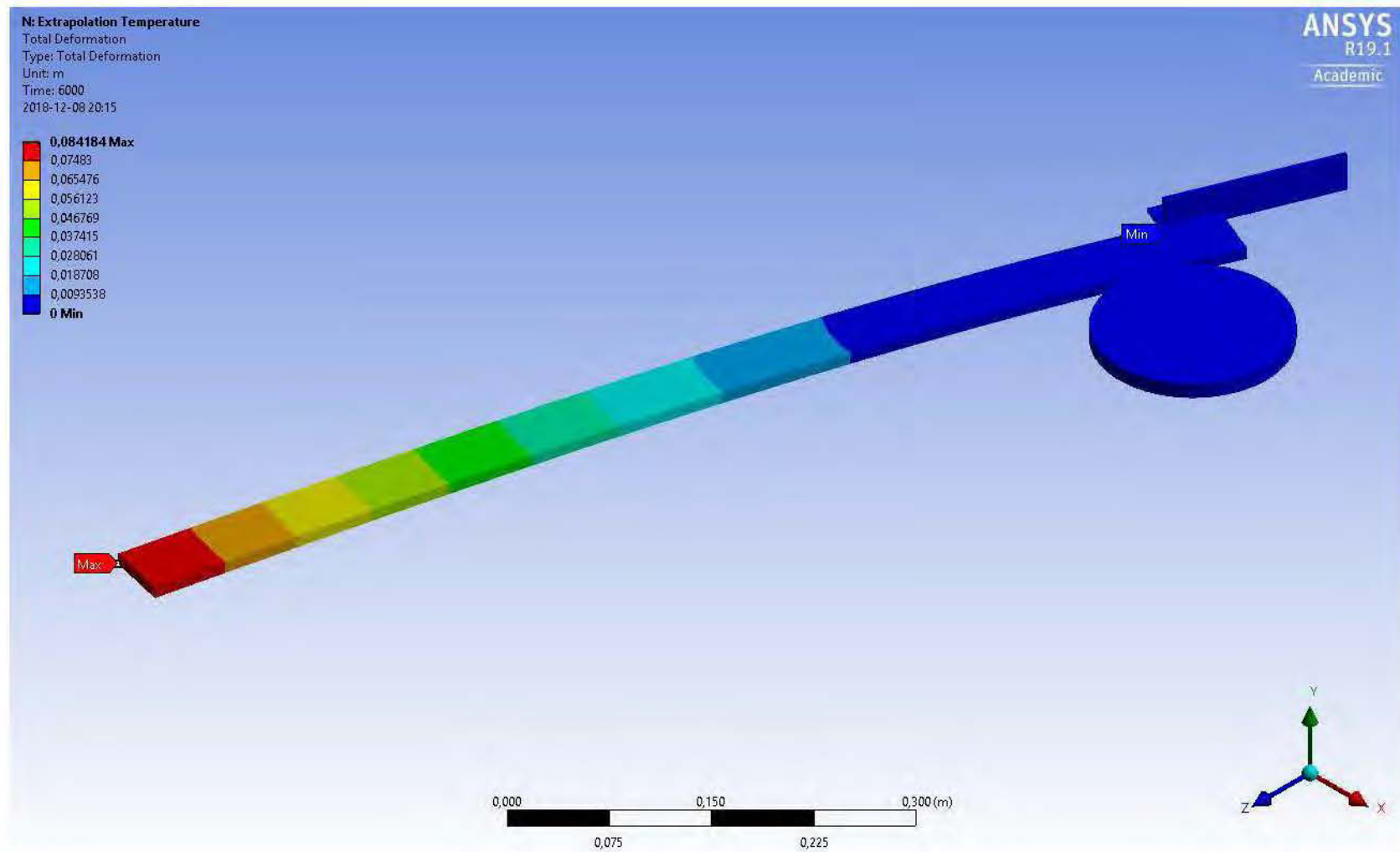


Figure 197 : Extrapolation à 155 °C de la déformation totale à 6000 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N

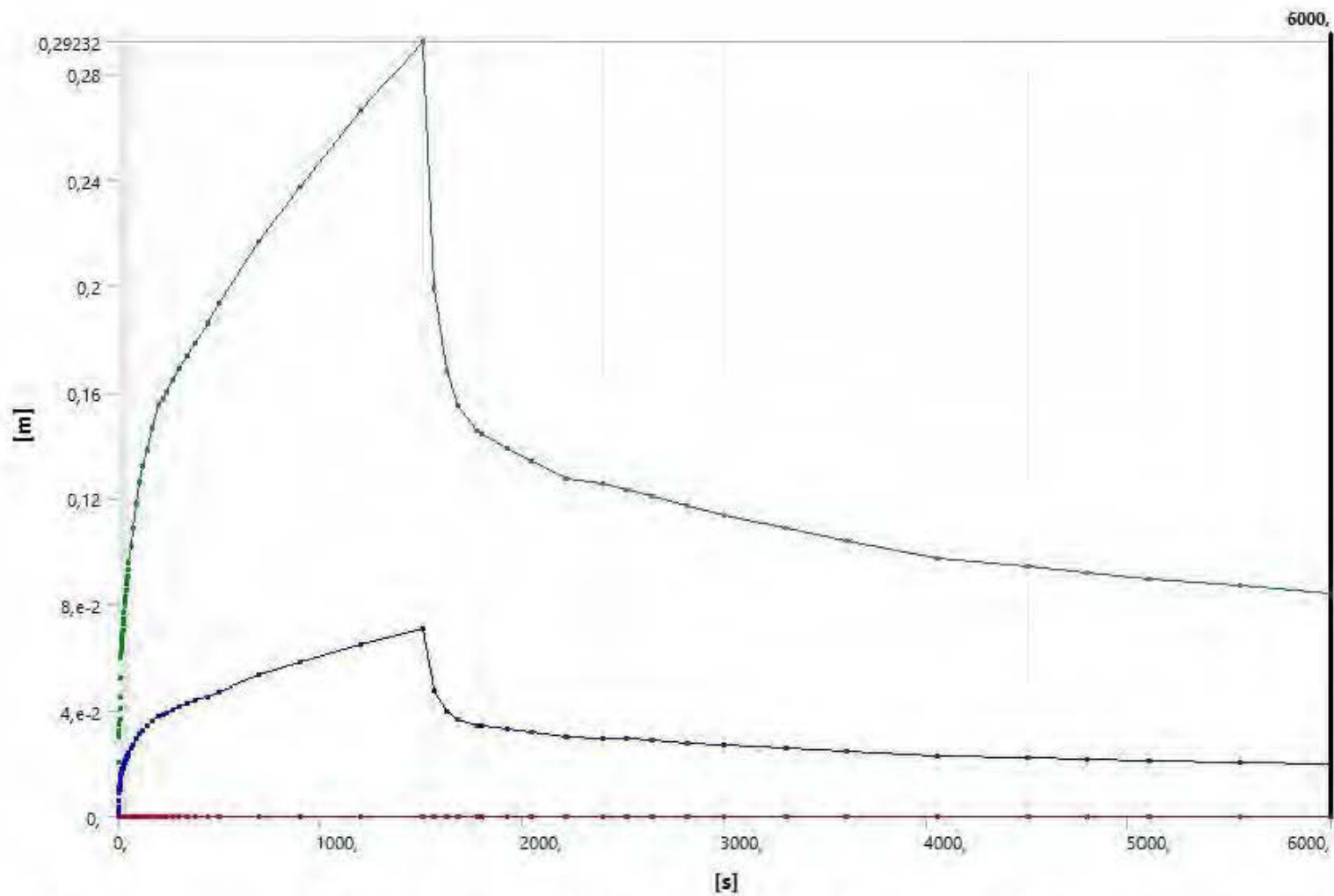


Figure 198 : Extrapolation à 155 °C de la déformation en fonction du temps en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N

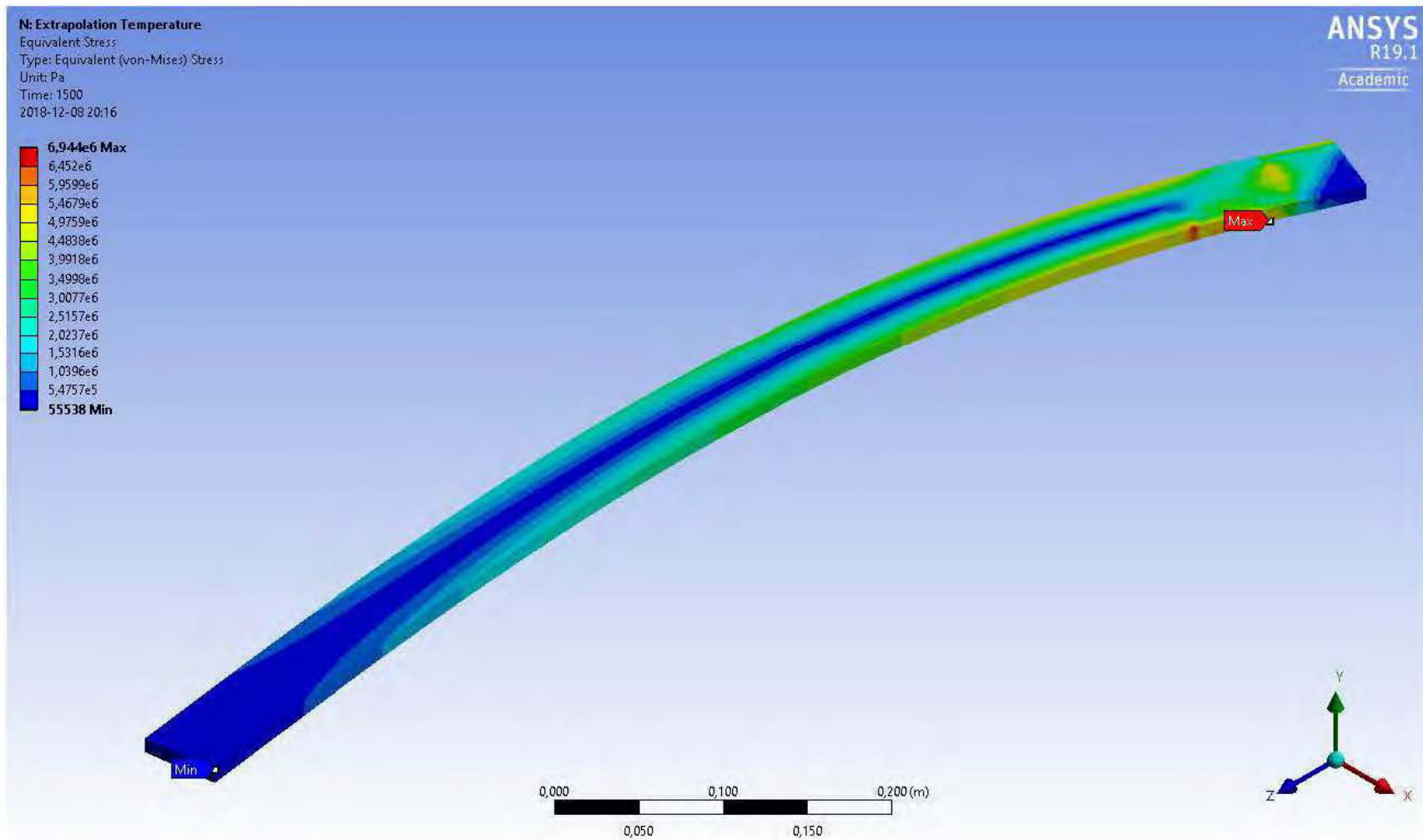


Figure 199 : Extrapolation à 155 °C de la contrainte équivalente à 1500 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N

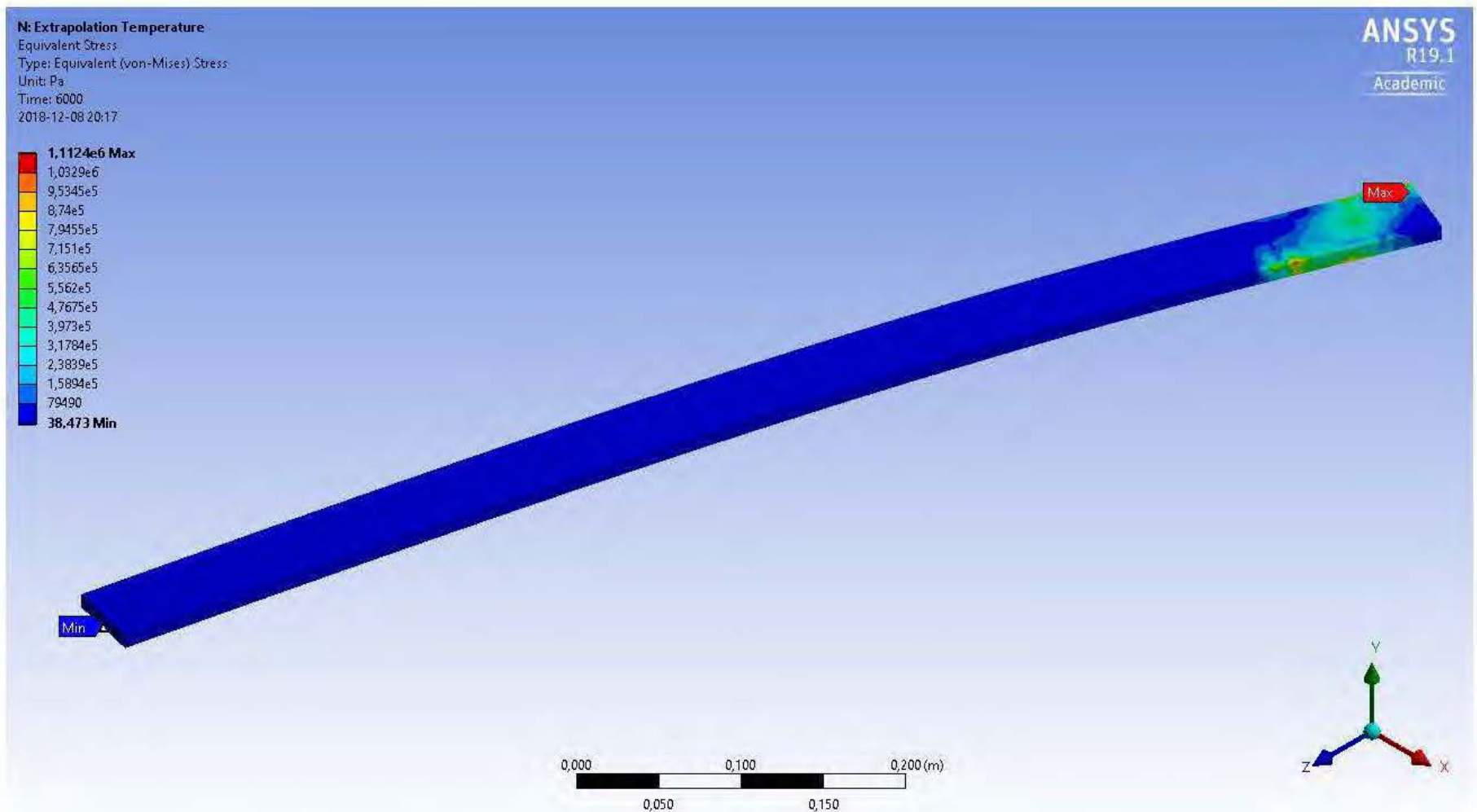


Figure 200 : Extrapolation à 155 °C de la contrainte équivalente à 6000 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N

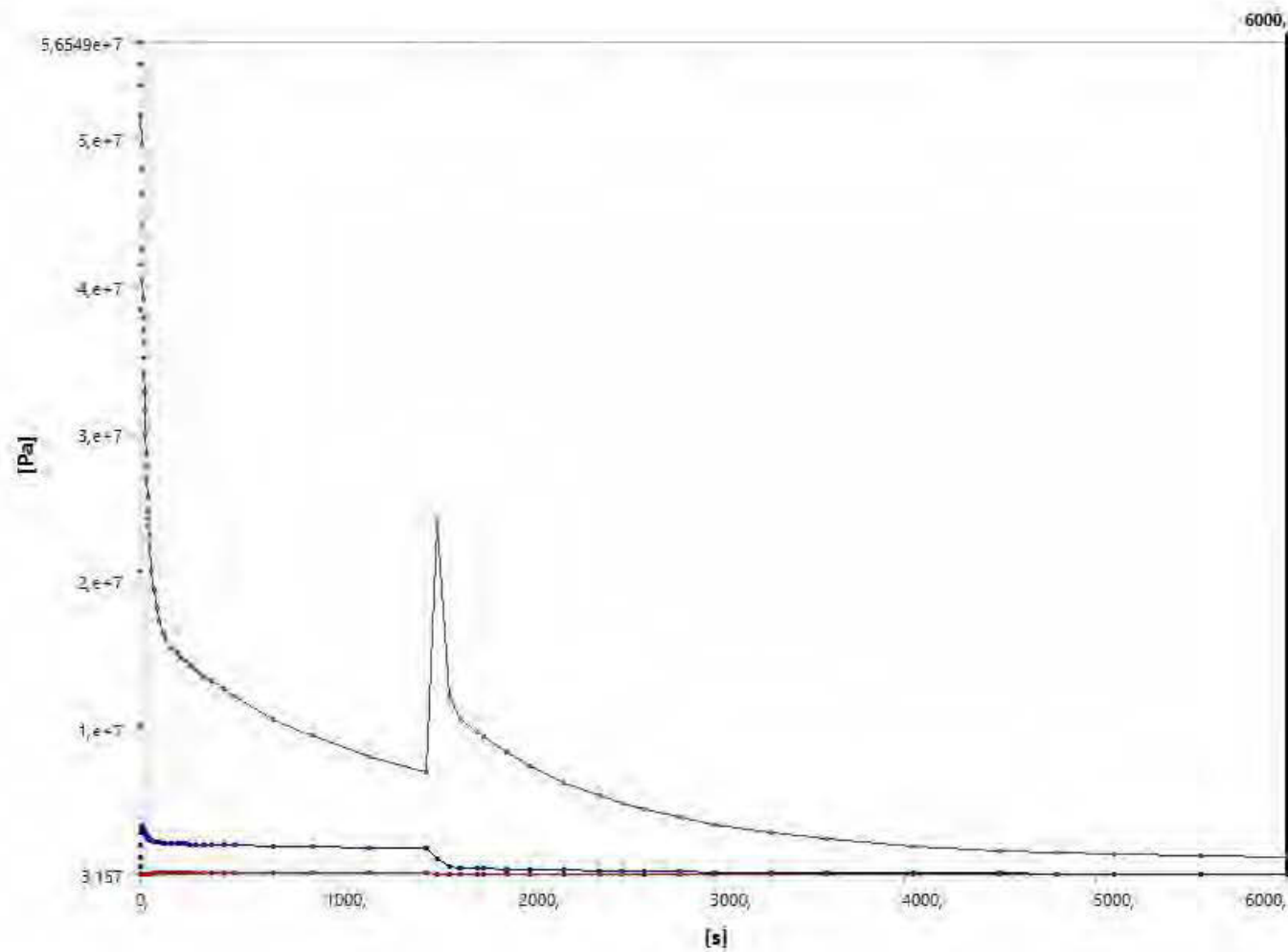


Figure 201 : Extrapolation à 155 °C de la contrainte équivalente en fonction du temps en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N

La déformation totale à 1500 *secondes* est de 0,292 *m* comparé à 0,115 *m* avec le test en chauffage isotherme à 81,5 °C. La différence dans la déformation totale est quand même significative. Pour une augmentation de 73,5 °C (de 81,5 °C à 155 °C), la déformation permanente passe de 0,021 *m* à 0,065 *m*.

La contrainte à $t = 0$ *secondes* est beaucoup plus élevée dans le test à 155 °C. Elle est de 56,5 *MPa* tandis qu'elle est de 23 *MPa* dans la simulation à 81,5 °C. Toutefois, la contrainte semble se relaxer davantage rapidement dans la simulation à 155 °C. En effet, bien que la valeur de la contrainte à $t = 1500$ *secondes* dans la simulation à 155 °C soit de 24 *MPa* et qu'elle soit de 8,7 *MPa* à 81,5 °C, elle se détend beaucoup plus rapidement dans la simulation à 155 °C. Également, la contrainte résiduelle à $t = 6000$ *secondes* dans la simulation à 155 °C de 1,5 *MPa* est semblable à celle dans le test à 81,5 °C, qui est de 1,6 *MPa*.

La déformation permanente plus grande démontre que l'extrapolation par le modèle d'Arrhenius a su bien modéliser la différence dans les conditions de température. Il faut toutefois mentionner que la grandeur de la déformation permanente n'est pas suffisante face à l'objectif visé; il est raisonnable de croire que la force devra être plus grande que 28,5 *N*.

Pour déterminer si augmenter la force aurait un plus grand impact dans le modèle numérique, une seconde extrapolation a été effectuée. En utilisant la moyenne des moyennes des paramètres du modèle des trois expériences en chauffage local, la force a été d'abord fixée à 200 *N*, comme dans les prédictions du modèle de Burgers au chapitre 6.4. La moyenne des moyennes a été utilisé parce qu'il n'existe pas de modèle d'extrapolation pour la force.

Les paramètres utilisés sont les suivants :

$$G_1 = 352267 \text{ Pa}$$

$$\eta_1 = 6,461 \cdot 10^8 \text{ Pa} \cdot \text{s}$$

$$G_2 = 331467 \text{ Pa}$$

$$\eta_2 = 8,466 \cdot 10^7 \text{ Pa} \cdot \text{s}$$

Une déformation totale de 0,676 *m* fût observée et une déformation permanente de 0,121 *m*. Le modèle numérique semble prédire que la force a un impact non-négligeable sur la valeur de la déformation permanente. En effet, la plus grande déformation permanente observée était 0,020 *m* dans la simulation en chauffage local à 37,4 *N*. C'est donc dans cette optique qu'une simulation avec une force de 400 *N*, qui correspond à une masse de 41 *Kg*, a été effectuée. Les résultats sont présentés aux pages suivantes.

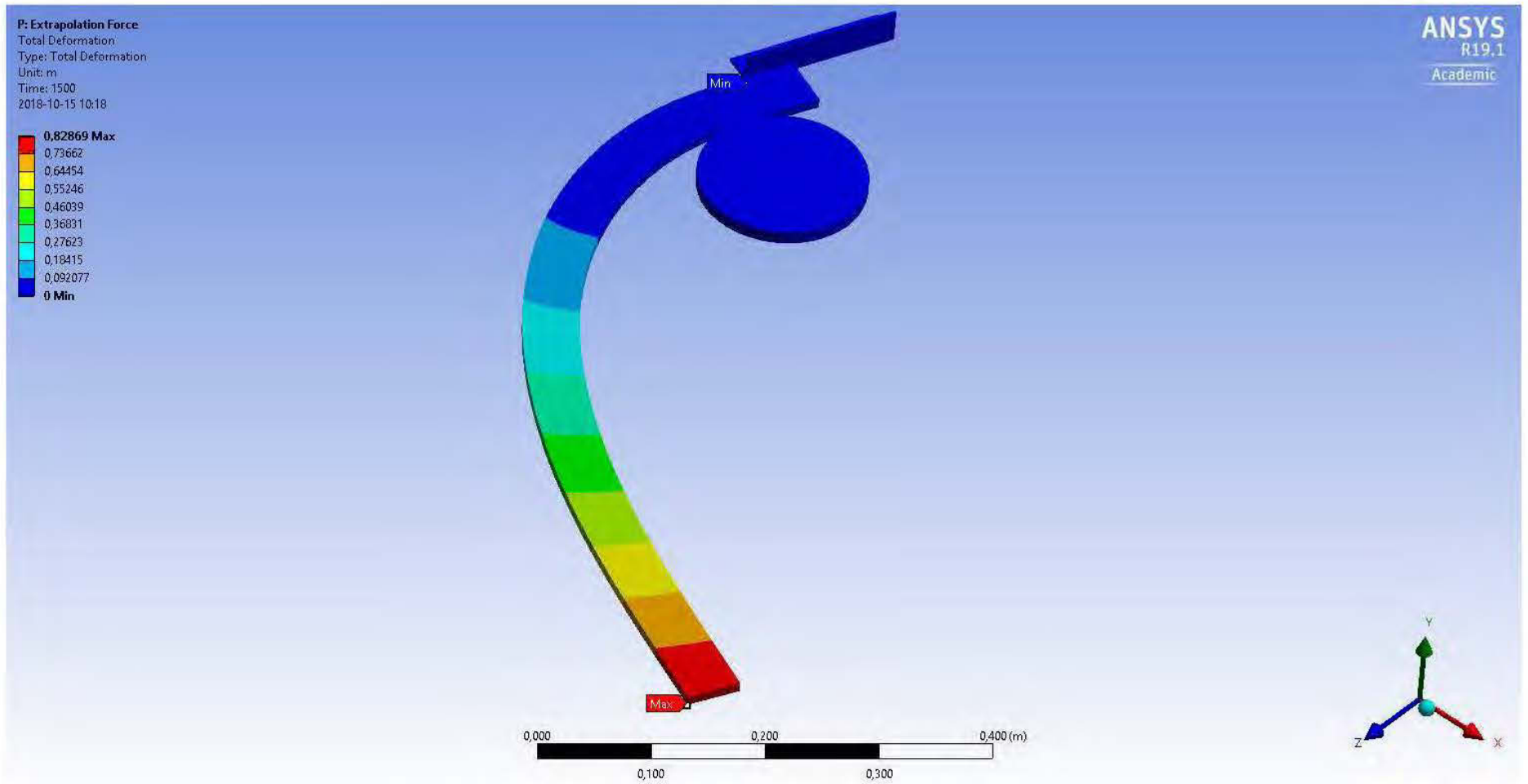


Figure 202 : Extrapolation de la déformation totale à 1500 secondes en chauffage local avec un poids de 400 N

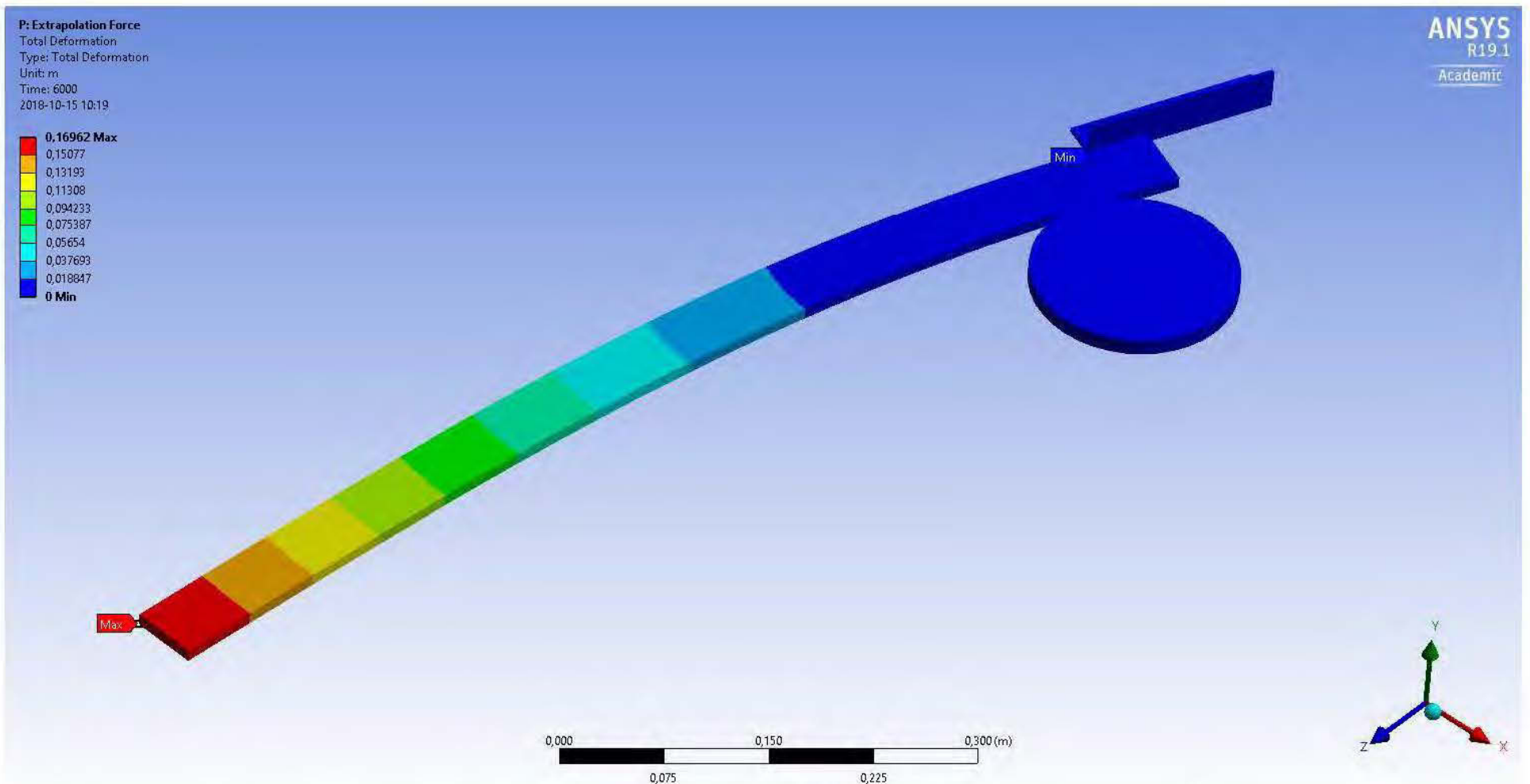


Figure 203 : Extrapolation de la déformation totale à 6000 secondes en chauffage local avec un poids de 400 N

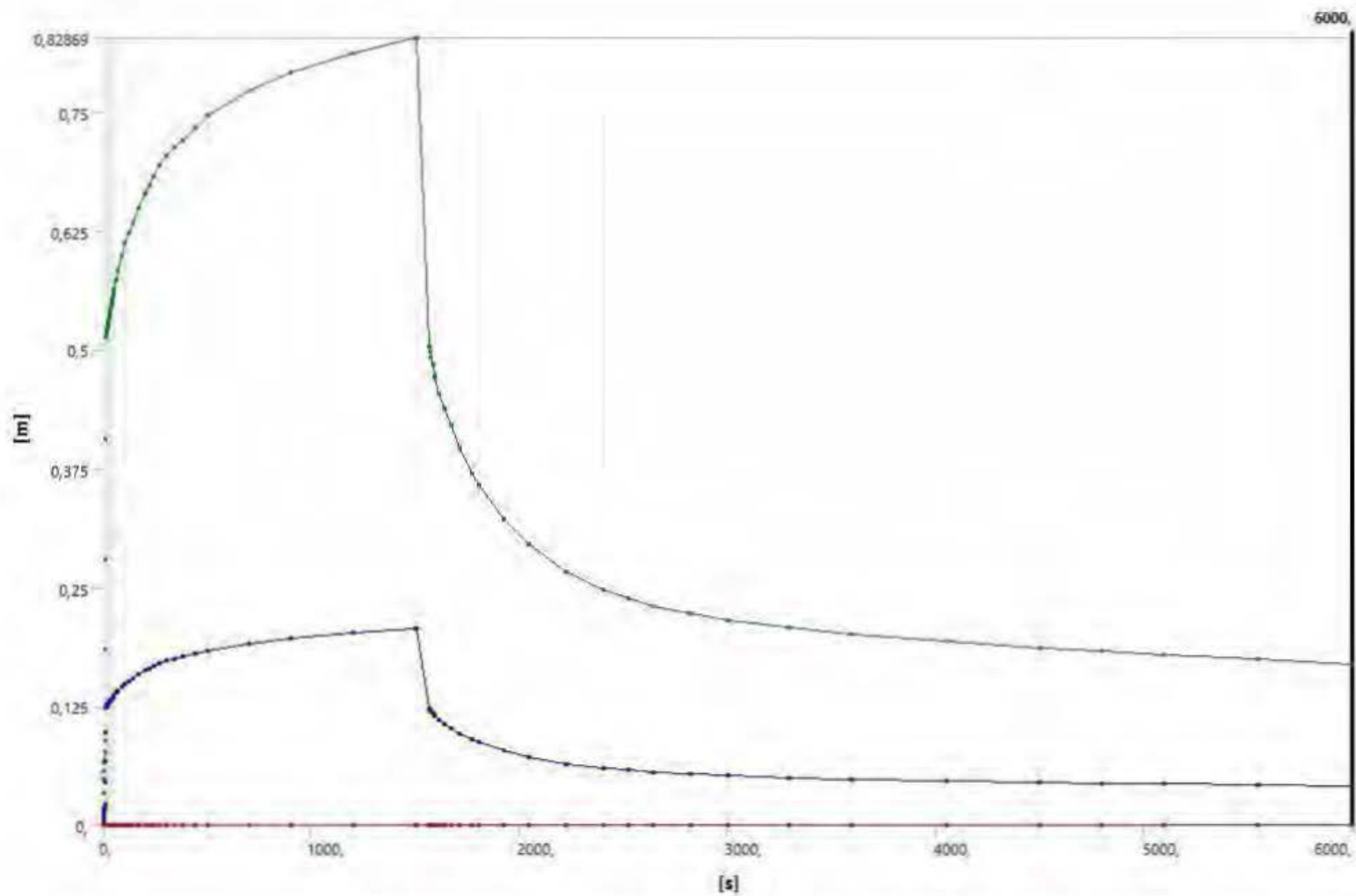


Figure 204 : Extrapolation de la déformation totale en fonction du temps en chauffage local avec un poids de 400 N

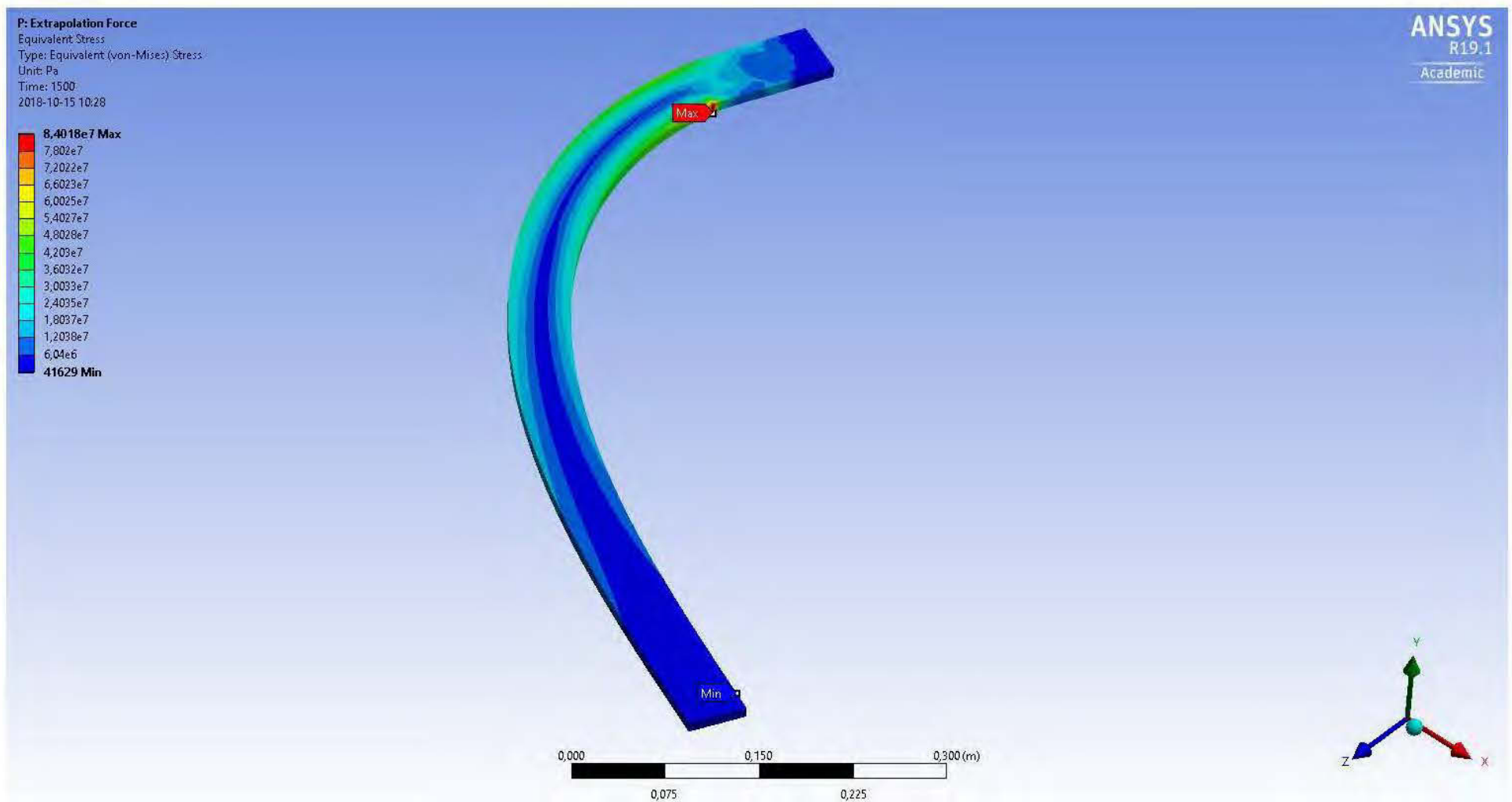


Figure 205 : Extrapolation de la contrainte équivalente à 1500 secondes en chauffage local avec un poids de 400 N

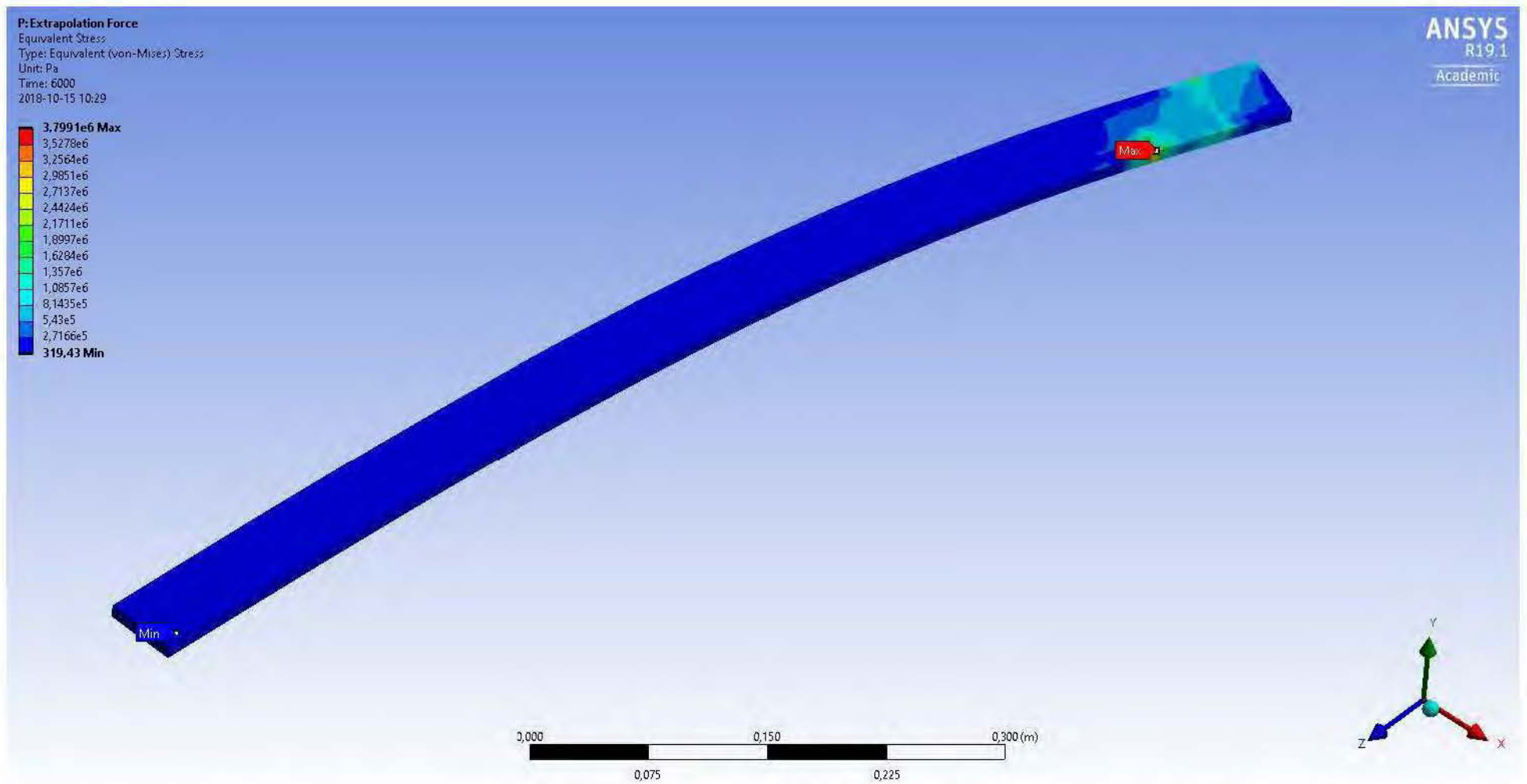


Figure 206 : Extrapolation de la contrainte équivalente à 6000 secondes en chauffage local avec un poids de 400 N

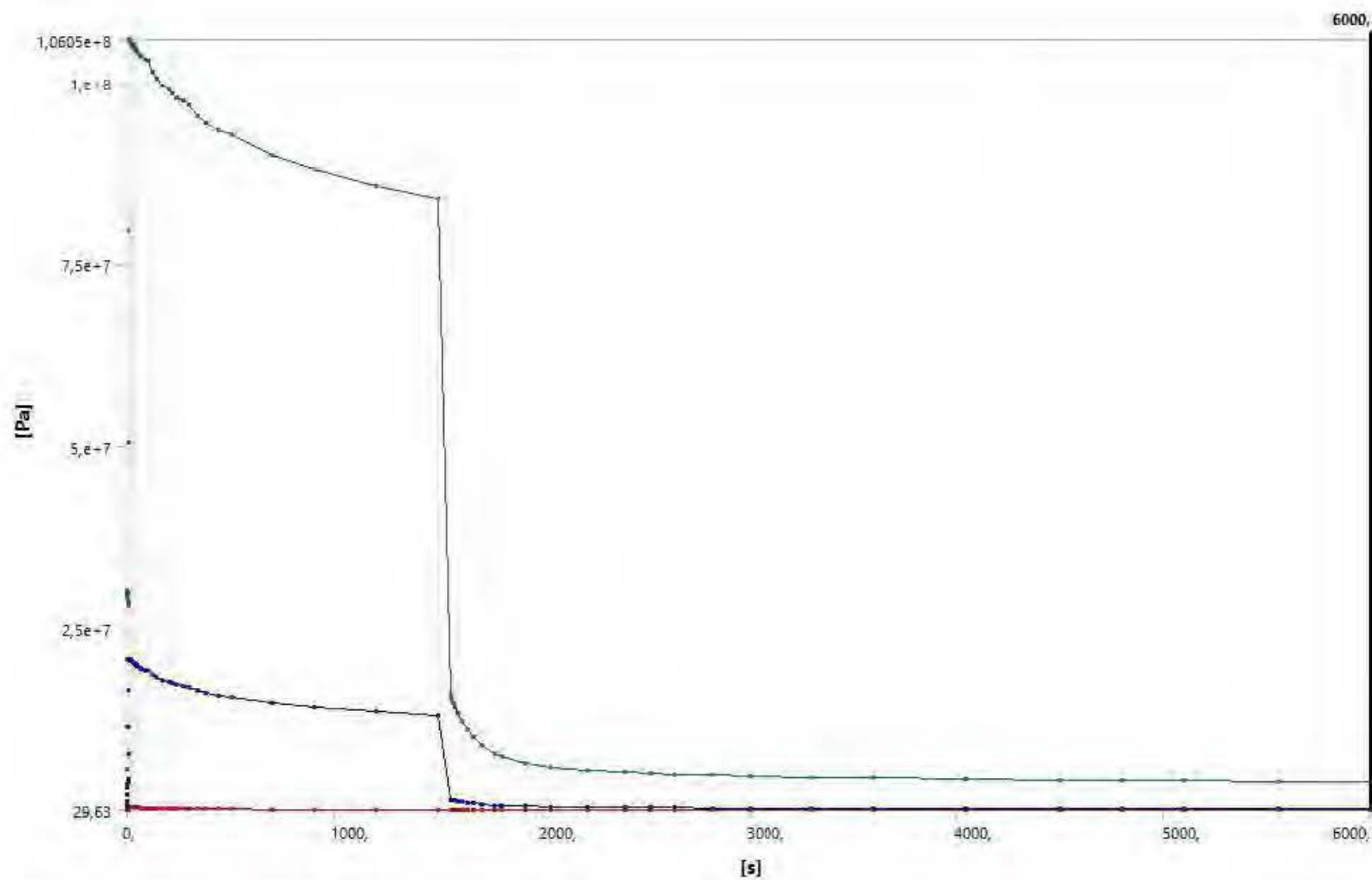


Figure 207 : Extrapolation de la contrainte équivalente en fonction du temps en chauffage local avec un poids de 400 N

La déformation totale à $t = 1500$ secondes est beaucoup plus élevée que dans le test en chauffage local à $37,4 N$. Elle s'élève à $0,829 m$ avec une force de $400 N$ contre $0,178 m$ dans le test à $37,4 N$. La déformation permanente prédite s'évalue à $0,170 m$ comparé à $0,020 m$ dans la simulation à $37,4 N$. Bien qu'encourageant, il faut noter que, une fois transformée en déformation angulaire avec la méthode précédente, le résultat est loin du 180° ($3,1416 rad$) désiré.

$$\gamma_{Ansys} = \frac{\varepsilon_{Ansys}}{r} = \frac{0,170}{0,75} = 0,227 rad$$

Néanmoins, il aurait fallu confirmer que la méthode de transformation était exacte.

Il existe une disparité assez notable dans le graphique de la contrainte dans le matériau. En effet, les graphiques précédents, c'est-à-dire les 7 simulations des expériences en fluage effectuées, présentaient tous un pic dans la contrainte lorsque la force était retirée. Par exemple, dans l'image suivante, provenant de la simulation en chauffage isotherme à 77,6 °C :

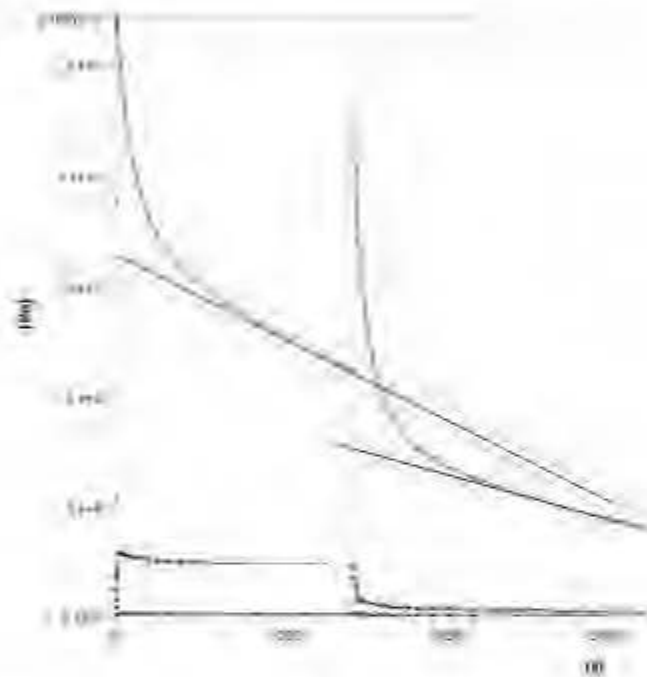


Figure 208 : Pic dans la contrainte à t = 1500 secondes.

Il n'est pas évident d'expliquer cette prédiction dans la simulation. Normalement, après le retrait de la force, la contrainte devrait se relaxer et immédiatement diminuer et pourtant, le contraire semble se produire. Par contre, la contrainte semble rapidement redescendre à une valeur inférieure à la contrainte juste avant le retrait de la force.

Dans la simulation en chauffage local avec une force de 400 N, un autre phénomène semble prédit :

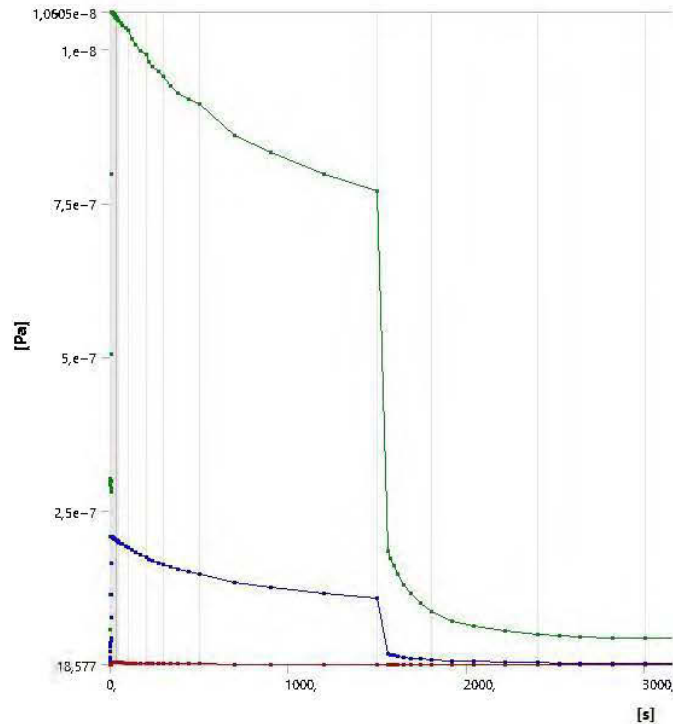


Figure 209 : Contrainte à $t = 1500$ secondes dans l'extrapolation à 400 N

En effet, comme escompté, la contrainte chute instantanément après le retrait de la force. Elle s'évalue à 106 MPa en début de déformation ce qui est beaucoup plus élevée que la contrainte d'écoulement du matériau, qui est de 23,7 MPa (Chapitre 5), comparé à 30,7 MPa dans la simulation en chauffage local à 37,4 N. La contrainte résiduelle après relaxation (à $t = 6000$ secondes) est à 4,17 MPa dans la simulation à 400 N comparé à 2,5 MPa dans la simulation à 37,4 N. Il faut remarquer ici que la relaxation du matériau n'a vraisemblablement pas eu le temps de s'effectuer au complet dans la déformation à l'aller. Il est possible que plus de 1500 secondes (25 minutes) soit nécessaire pour aller chercher le maximum de déformation permanente.

5. 8. RECOMMANDATIONS

Bien que certains des résultats des analyses sont contradictoires, par exemple, la grandeur du retour viscoélastique qui aurait due augmenter avec le poids dans les analyses numériques, d'autres se présentent dans toutes les analyses, comme la déformation permanente qui augmente avec la température. Les recommandations, issues des conclusions communes et surtout des analyses des résultats des données expérimentales, qui proviennent du phénomène réel physique, seront citées ici.

Il y a deux approches pour une conception. La première, surnommée l'approche rapide, consiste à chauffer le plus possible et à déformer rapidement avec force pour immédiatement refroidir, figeant ainsi les contraintes dans le matériau. La deuxième, surnommée l'approche lente, consiste à chauffer le matériau le plus possible et le déformer avec une force modérée pendant tout le temps nécessaire pour que les contraintes se relaxent, ne provoquant ainsi peu ou pas du tout de retour viscoélastique.

Tout d'abord, une force appliquée trop élevée conjointement avec une vitesse de déformation élevée vont voiler le matériau. Il est important de considérer dans la conception des guides ou des brides qui empêcheraient la languette de se voiler si l'approche rapide est choisie. Mais encore, l'ajout de brides ou de guides ne peut qu'être profitables si bien que l'approche lente pourrait très bien en bénéficier.

Le fait d'appliquer une trop grande force a également comme effet de causer un grand retour viscoélastique et conséquemment une plus petite déformation permanente. Par contre, la contrainte appliquée peut être plus élevée si la température est suffisamment grande. De cette façon, le retour viscoélastique ne devrait pas augmenter. Ce constat se doit d'être un élément essentiel dans la conception, que ce soit pour l'approche rapide ou l'approche lente.

Ensuite, il est possible d'obtenir de grandes déformations permanentes avec une force très élevée et rapide. Avec cette approche, il est essentiel de refroidir le matériau avant de retirer la force appliquée si le retour viscoélastique veut être évité. Ainsi, les contraintes résideront dans le matériau; la viscosité de celui-ci augmente substantiellement au refroidissement empêchant toute déformation supplémentaire.

Finalement, pour élaborer une conception avec l'approche lente, il faut que les temps de déformation soient grands. Les contraintes internes doivent être relaxées et le temps peut être minimiser en s'approchant de la température de ramollissement du matériau. L'avantage de cette approche est qu'il est possible de déformer plusieurs languettes à la fois pour compenser le temps nécessaire, et ce, sans système de refroidissement.

Les différentes conceptions proposées iront dans ce sens : une vitesse de déformation élevée avec refroidissement, induisant des contraintes résiduelles, ou une vitesse de déformation plus lente, sans refroidissement.

Plusieurs analyses ont été présentées dans ce dernier chapitre. L'analyse du modèle de Burgers a montré que ce dernier parvient bien à modéliser le phénomène de fluage mais moins bien la recouvrance. Pour les analyses avec le modèle numérique, malheureusement les tendances et grandeurs des déformations ont une faible corrélation avec les résultats expérimentaux et les analyses par le modèle de Burgers. Néanmoins, les observations et conclusions issues du présent chapitre permettront d'orienter la conception de la cintrreuse présentée au chapitre suivant.

CHAPITRE 6

CONCEPTION DE LA CINTREUSE

6.1 *CAHIER DES CHARGES*

6.1.1 **Contexte et définition du problème**

Certains des conduits de ventilation fabriqués par Mécanicad, que ce soit les « Oblongs », les adapteurs ou les coudes, sont assemblés sous terre les uns aux autres à l'aide de brides d'attache. Les languettes qui servent à fabriquer ces brides d'attache sont découpées dans les feuilles de polymère avec une table de coupe numérique et ensuite fusionnées aux extrémités des conduits de ventilation, occasionnant une grande perte dans la feuille de polymère. Pour pallier à ce problème, Mécanicad a décidé de faire fabriquer les brides d'attache par une compagnie qui les produit par injection.

Il fût convenu qu'un procédé qui permettrait de déformer des languettes droites de polymère pour leurs donner la forme circulaire requise bénéficierait énormément à l'entreprise. C'est dans ce contexte que le projet fût lancé.

6.1.2 Prérequis de la machine cintruse

L'objectif général était d'étudier un procédé qui serait capable de déformer des languettes droites à un rayon de courbure désiré.

Plus spécifiquement, l'étude visait à étudier un procédé qui serait en mesure de :

- Déformer en phase solide
- Déformer sur la hauteur
- Déformer le copolymère de polypropylène et le PVC

6.1.3 Périmètre

L'industrie visée par cette étude est celle des fabricants de conduits de ventilation minier. Les résultats issus de la présente étude vont servir à élaborer de nouveaux procédés de déformation (dans le cas présent, la flexion des polymères en phase solide) pour les fabricants de conduits de ventilation mais également pour tous les manufacturiers de polymère désireux d'ajouter la flexion aux autres procédés exploités, comme l'estampillage, l'injection, le tréfilage, etc.

L'étude vise également à enrichir la littérature scientifique qui traite des déformations en phase solide des polymères en flexion, qui ne sont, à ce jour, pas très explorées, comme mentionné précédemment.

6.1.4 Contraintes

Il est important également d'identifier les contraintes du projet. En effet, certaines d'entre elles pourraient restreindre l'installation ou l'utilisation de la cintrreuse et le plus pertinent est d'en prendre compte à ce point de la conception de la machine.

Le poids de la cintrreuse est un premier point important. Par exemple, la mezzanine chez Mécanicad peut supporter un certain poids et si la compagnie désire installer la machine à cet endroit il faut prendre en considération ce poids. Le cas le plus problématique serait une cintrreuse qui chauffe le polymère avec un bain de glycérine. La densité de la glycérine (1260 kg/m^3) est supérieure à l'eau (998 kg/m^3) et environ 3 m^3 de volume serait nécessaire. En considérant la masse d'acier qui sera utilisée pour la fabrication de la cintrreuse, le poids pourrait s'élever à 5000 kg et potentiellement plus.

Le volume occupé doit également être pris en considération afin de déterminer l'emplacement de l'installation. Il est clair que si plusieurs languettes doivent être déformées en même temps, le volume s'en trouvera augmenté. Par exemple, une machine qui empilerait les languettes les unes sur les autres pourrait atteindre une hauteur considérable, à savoir 2 mètres . De plus, la largeur et la profondeur de l'installation pourrait très bien être supérieure à 2 mètres si un réservoir de liquide fait partie de la conception.

Dans la perspective où de l'air comprimée ou un approvisionnement en eau est nécessaire au fonctionnement de la cintrreuse, il faudra prévoir une entrée d'air ou d'eau.

Le mécanisme aura besoin à coup sûr de chaleur pour fonctionner. Il faudrait peut-être prévoir une enceinte ou une chambre soit pour éviter les pertes de chaleur ou soit pour éviter d'incommoder les travailleurs.

6.1.5 Description des critères fonctionnels

Aux objectifs précisés dans la section précédente seront rajoutés des critères fonctionnels davantage spécifiques à la conception et à l'utilisation de la cintreuse. Les critères choisis vont servir à évaluer objectivement chacune des solutions proposées afin de faire un choix en lien avec les besoins du mandataire, Mécanicad.

Chacun de ces critères est pondéré en fonction de leur importance relativement aux besoins et aux attentes. Le tableau suivant résume les critères du barème en question :

Tableau 31 : Barème d'évaluation des solutions

Critères de sélection	Pourcentage associé
1. Sécurité du travailleur	25%
2. Utilisation	15%
2.1 Facilité à placer les languettes	5%
2.2 Supervision/Automatisation	10%
3. Conception	35%
3.1 Refroidissement	5%
3.2 Possibilité de détendre les contraintes	5%
3.3 Contrôle sur les paramètres	15%
3.4 Nb de languettes produites par jour	10%
4. Coût	15%
4.1 Installation	10%
4.2 Maintenance	5%
5. Durée de vie	10%

Le critère auquel le plus d'importance a été accordé est la conception. L'aspect thermomécanique de la conception a été soumis à plusieurs analyses dans le chapitre 6 et la complexité du mécanisme de déformation devait être prise en compte dans cette pondération. La sécurité est importante dans une conception parce que c'est d'abord les travailleurs qui opèrent la machine. Plusieurs manipulations doivent être faites par

ceux-ci pour assurer le fonctionnement du mécanisme et cette pondération assurera d'éliminer les dangers d'utilisation. Le degré d'automatisation et la facilité à préparer une mise en forme composent un autre critère afin que la cintreuse soit simple à utiliser. Finalement, une pondération pour les coûts et pour la durée de vie de la machine est ajoutée au barème afin de prendre en compte les coûts engendrés pour la compagnie et pour que celle-ci prévoit une éventuelle revue de la conception.

6.2 *PRÉSENTATION DES CONCEPTIONS ÉLABORÉES*

Les prochaines pages présenteront les quatre conceptions élaborées pour la présente étude. Les croquis sont d'abord présentés et une courte description de chaque conception ensuite.

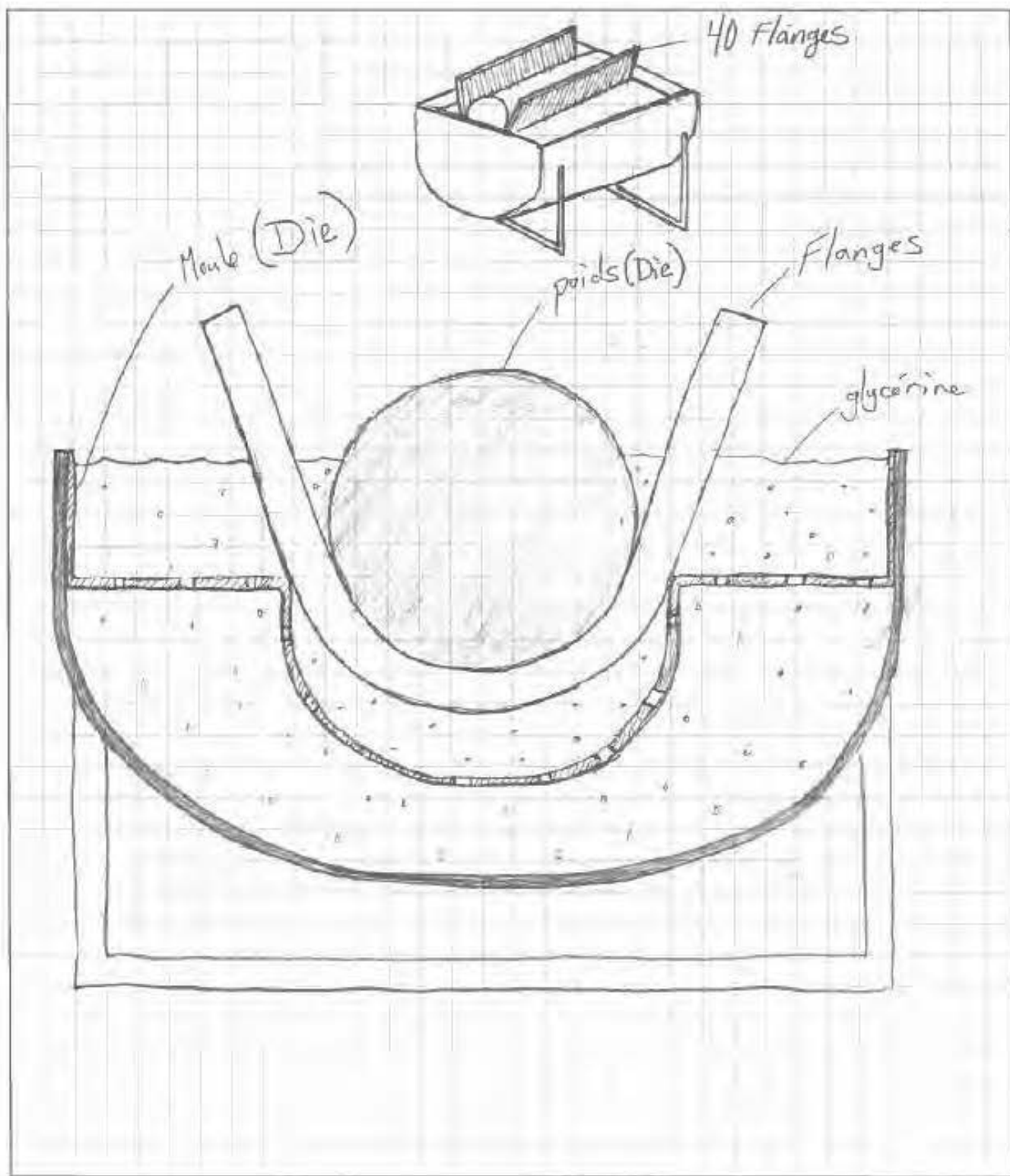


Figure 210 : Conception #1

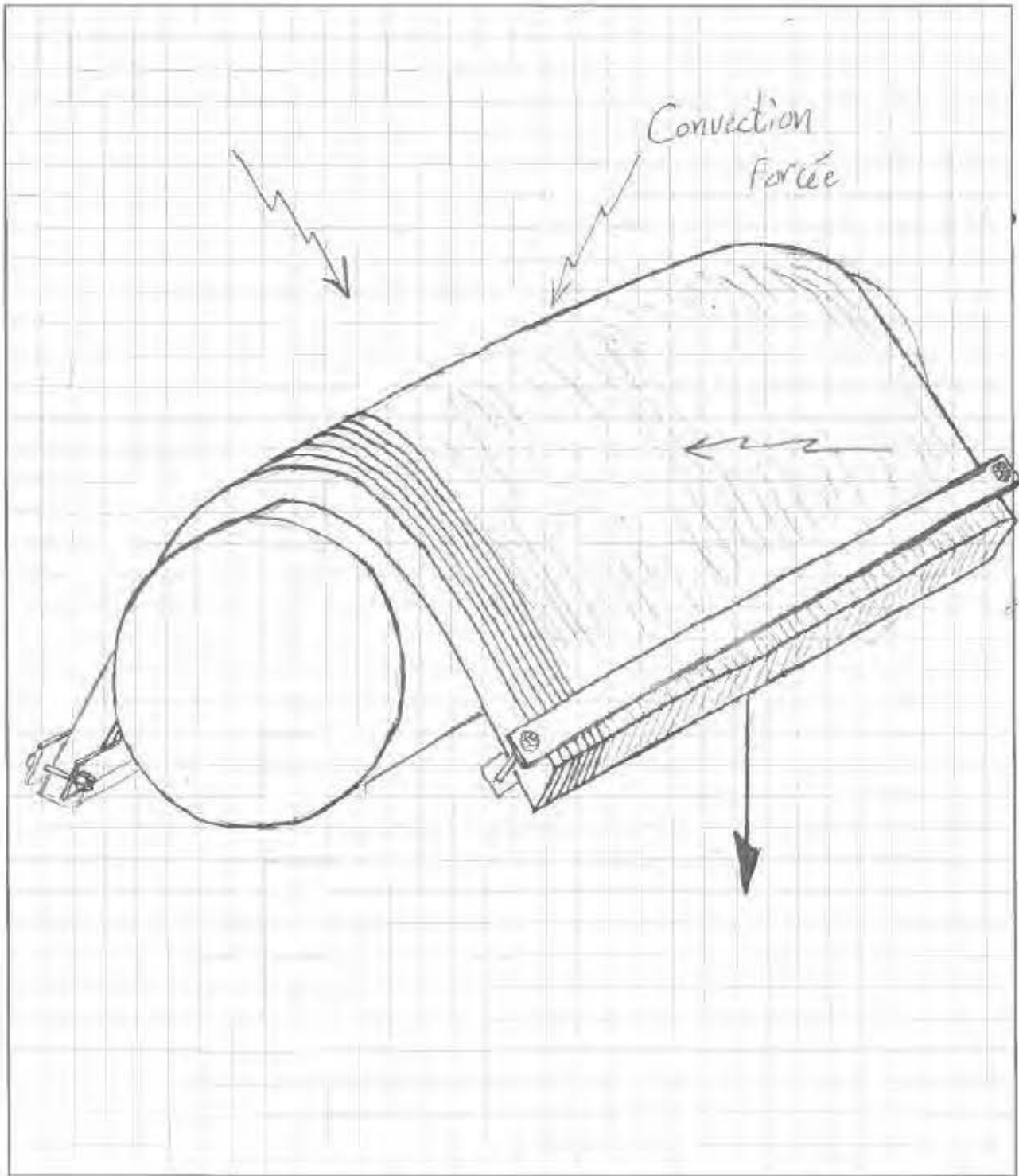


Figure 211 : Conception #2

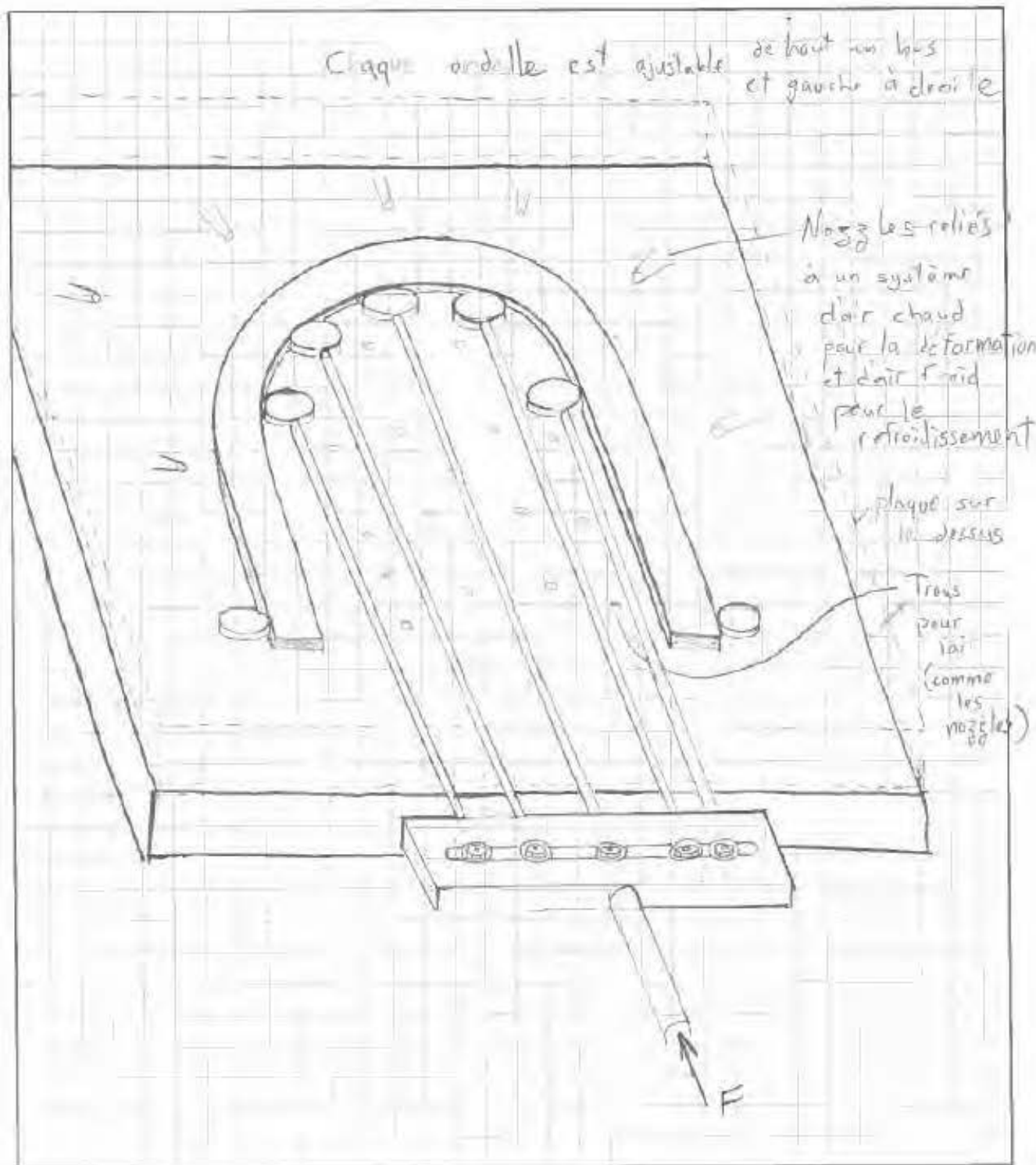


Figure 212 : Conception #3

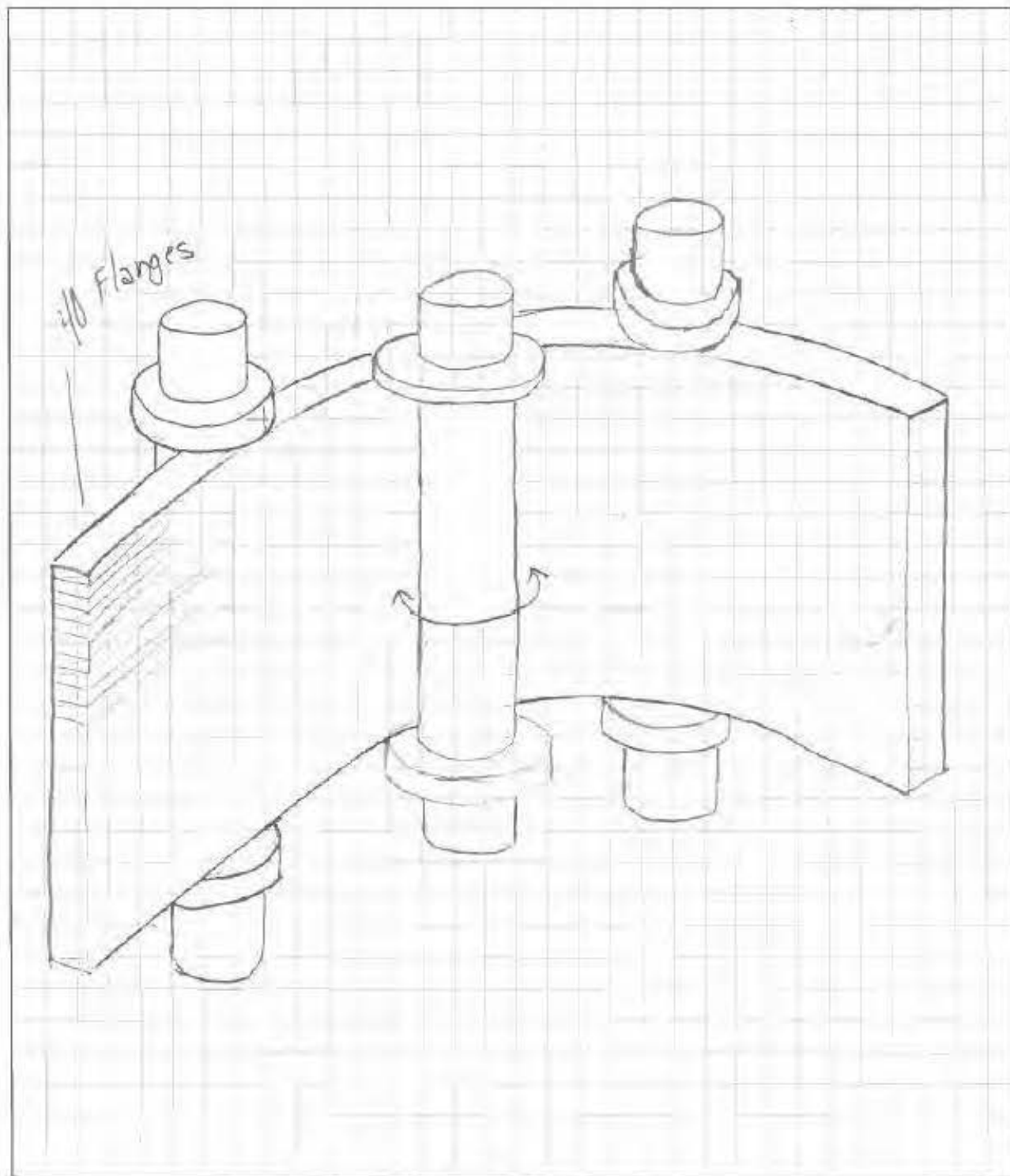


Figure : 213 Conception #4

Conception #1 :

Un bain de glycérine permet de chauffer les languettes de polymère. Celles-ci sont d'abord mis en place sur le moule qui donne le rayon de courbure désiré. Les petits trous dans le moule permettent au fluide de s'écouler en haut et en bas du moule. Un poids, qui fait également partie du moule, déforment les languettes de polymère chauffé dans le fluide pour leur donner la forme désirée. L'approche utilisée pour cette conception est l'approche lente, c'est-à-dire que les languettes de polymères doivent être submergées et déformées suffisamment longtemps pour permettre aux contraintes internes de se relaxer. Avec un système adéquat en parallèle, il pourrait également être possible de refroidir les languettes à l'aide d'un réservoir contenant un fluide froid.

Conception #2 :

Un peu à la façon de la conception #1, celle-ci déforme plusieurs languettes à la fois mais par gravité. Des barres de métal permettent aux languettes de demeurer solidaires durant la déformation. Sur ces barres de métal sont accrochés les poids qui servent à déformer le polymère. Le chauffage est assuré par des jets à air chaud. Cette conception utilise également l'approche lente.

Conception #3 :

Contrairement aux deux Conceptions précédentes, celle-ci déforme une seule languette à la fois. Celle dernière est mise en place sur une première plaque de métal rigide. Des tiges de métal qui sont amovibles dont l'extrémité sont des roulettes sont rattachées à une pièce de métal qui est elle-même rattachée à un piston ou un vérin. Lorsque le vérin est activé, la languette de polymère est coincée entre les roulettes et se déforme. Les roulettes permettent d'éliminer la friction en roulant sur la pièce de polymère à déformer. Ces tiges (et les roulettes) permettent d'obtenir la géométrie désirée ou le rayon de courbure désiré. Les deux roulettes aux extrêmes sont également amovibles mais ne se déplacent pas durant la déformation. Une seconde plaque épaisse

de métal rigide recouvre les tiges et la languette et sert de guide durant la déformation. Des trous et des buses permettent à de l'air chaud de s'écouler dans l'interstice créée par les deux grandes plaques. Cette conception utilise l'approche rapide, c'est-à-dire que la languette est déformée rapidement et refroidit subséquemment pour figer les contraintes dans le matériau évitant ainsi tout retour viscoélastique. C'est d'ailleurs pour cette raison que les trous et les buses sont reliés aussi à un approvisionnement en air froid.

Conception #4 :

La conception #4 est une reprise du prototype construit en cours de projet. Elle intègre en revanche la capacité de déformer plusieurs languettes à la fois. Des guides amovibles permettent piéger les languettes de polymère afin qu'elles ne puissent se voiler. Pour le chauffage, le mécanisme peut être submergé dans un bain d'eau ou de glycérine ou les languettes peuvent être chauffées par de l'air chaud. L'approche utilisée est l'approche lente.

6.3 *MATRICE DE DÉCISION*

La matrice de décision permet de rassembler dans un tableau l'évaluation donnée à chaque solution envisagée. Une fois le résultat pour chaque critère attribué, et ce, pour chacune des solutions, les points forts et faibles de chaque conception peuvent être comparées afin de juger de la solution avec le meilleur potentiel. Les différents critères et la pondération qui leur est associée sont présentés dans ce qui suit :

Tableau 32 : Critère et pondération du barème (Partie 1)

Critère	Pondération		Barème	
	Détaillée	Générale	Repère quantitatif ou qualitatif	Résultat
1. Sécurité pour le travailleur	25%	25%	<ul style="list-style-type: none"> • Sécuritaire • Danger minimal avec barrure • Danger présent avec barrure • Danger sans barrure • Non-sécuritaire 	100 % 75 % 50 % 25 % 0 %
2. Utilisation				
2.1 Facilité à placer les languettes	5%	15%	<ul style="list-style-type: none"> • Moins de 30 secondes • Entre 30 secondes et 1 minute • Entre 1 minute et 3 minutes • Entre 3 minutes et 5 minutes • Plus de 5 minutes 	100 % 75 % 50 % 20 % 0 %
2.2 Supervision/Automatisation	10%		<ul style="list-style-type: none"> • Très grande satisfaction • Grande satisfaction • Satisfaction moyenne • Satisfaction faible • Insatisfaction complète 	100 % 75 % 50 % 25 % 0 %

Tableau 33 : Critère et pondération du barème (Partie 2)

Critère	Pondération		Barème	
	Détaillée	Générale	Repère quantitatif ou qualitatif	Résultat
3. Conception				
3.1 Refroidissement	5%	35%	<ul style="list-style-type: none"> • Oui • Non 	100 % 0 %
3.2 Possibilité de détendre les contraintes	5%		<ul style="list-style-type: none"> • Oui • Non 	100 % 0 %
3.3 Contrôle sur les paramètres (Force/Température, etc.)	15%		<ul style="list-style-type: none"> • Contrôle bon • Contrôle moyen • Contrôle faible ou inexistant 	100 % 50 % 0 %
3.4 Nombre de languettes produites par jour	10%		<ul style="list-style-type: none"> • Plus de 100 • Entre 40 et 100 • Moins de 40 	100 % 50 % 0 %

Tableau 34 : Critère et pondération du barème (Partie 3)

Critère	Pondération		Barème	
	Détaillée	Générale	Repère quantitatif ou qualitatif	Résultat
4. Coût				
4.1 Installation	10%	15%	<ul style="list-style-type: none"> • Moins de 1000\$ • Entre 1000\$ et 5000\$ • Plus de 5000\$ 	100 % 50 % 0 %
4.2 Maintenance	5%		<ul style="list-style-type: none"> • Peu d'entretien • Beaucoup d'entretien • Trop d'entretien 	100 % 30 % 0 %
5. Durée de vie	10%	10%	<ul style="list-style-type: none"> • Plus de 5 ans • Entre 3 et 5 ans • Entre 2 et 3 ans • Entre 1 et 2 ans • Moins d'un an 	100 % 70 % 50 % 30 % 0 %

Tableau 35 : Évaluation des conceptions

	Sécurité du travailleur	Utilisation		Conception				Coût		Durée de vie
	-	Facilité à placer les languettes	Supervision /automatisation	Refroidissement	Possibilité de détendre les contraintes	Contrôle sur les paramètres	Nb de languette produite par jour	Installation	Maintenance	-
	25%	5%	10%	5%	5%	15%	10%	10%	5%	10%
Conception #1	25	2,5	8	5	5	15	10	0	1,5	7
Conception #2	0	1	6	0	5	0	10	10	5	10
Conception #3	12	5	0	5	5	15	5	0	0	3
Conception #4	12	1	6	5	0	15	10	5	1,5	3

	Total
Conception #1	79
Conception #2	47
Conception #3	50
Conception #4	55,5

6.4 *PRÉSENTATION DE LA CONCEPTION RETENUE*

En prenant en considération les conclusions tirées au chapitre précédent et les résultats de l'évaluation des solutions avec le barème, la conception suivante a été conçue. Il fallait penser à une conception qui serait capable de donner une déformation de 180° aux languettes.

Premièrement, il fût convenu que les languettes de polymère pouvaient être déformées rapidement à condition de les refroidir pour éviter un retour viscoélastique. Deuxièmement, donner la possibilité aux languettes de se relaxer était un autre moyen efficace pour éviter un éventuel retour viscoélastique. C'est donc dans l'optique d'élaborer un procédé versatile, polyvalent et fonctionnel à coup sûr que les deux approches étudiées ont été combinées.

La conception élaborée est présentée à la page suivante.

LISTE DE PIÉCES		
ARTICLE	QTE	DESCRIPTION
1	1	Bois principal
2	1	Glycérine
3	1	Moule Femelle
4	4	Rondelle
5	2	Tige filetée
6	2	Vis à œil forgé
7	1	Tube rectangulaire 40x20
8	4	Écrou
9	2	Plaque
10	1	Moule mâle
11	120	Languettes déformées

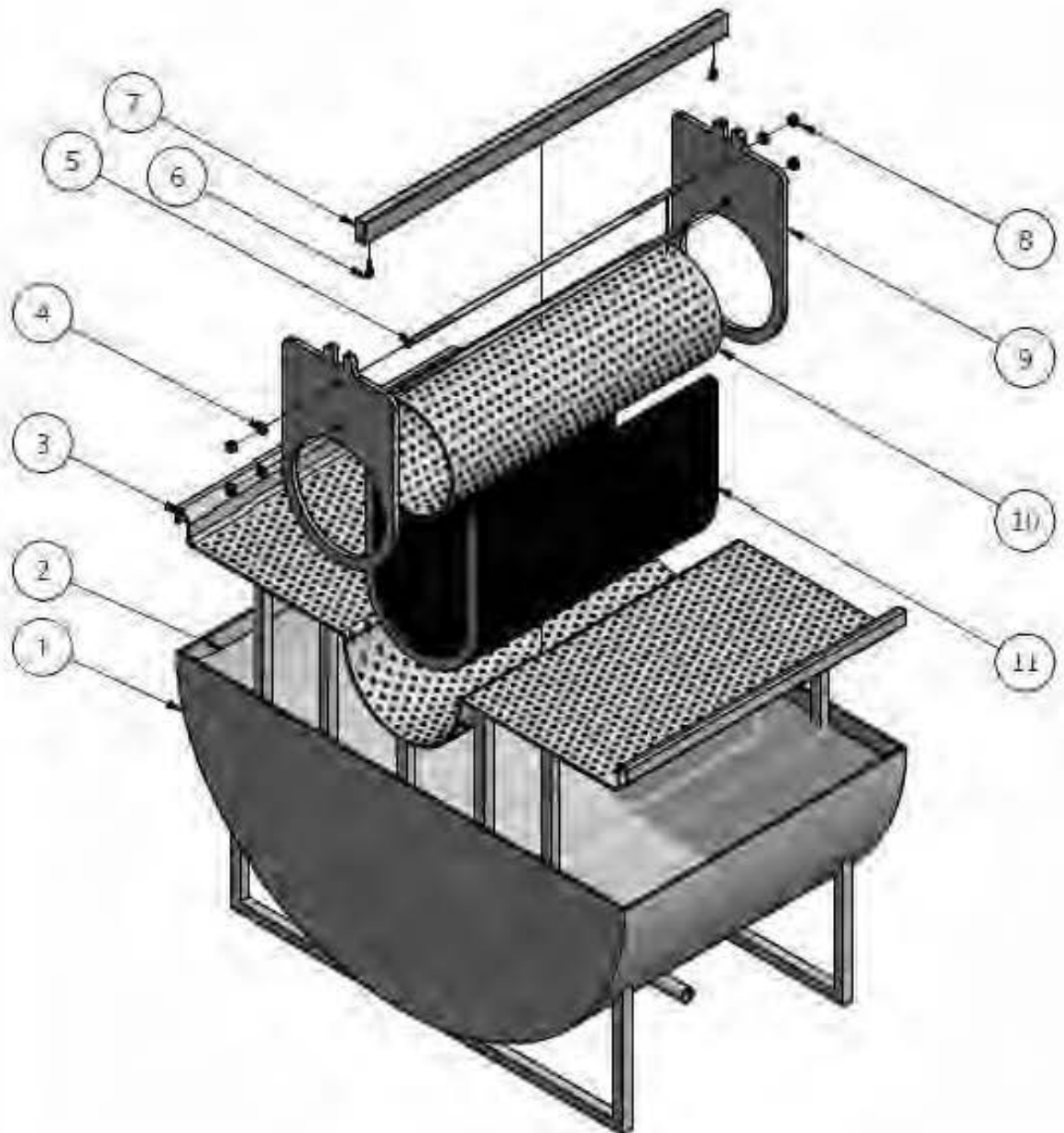


Figure 214 : Vue explosée de la conception de cintreuse

Le principe de la cintrreuse repose sur la conclusion qu'il fallait empêcher les languettes de se voiler. C'est en utilisant des plaques (9) que les languettes sont « prisonnières ».

Chaque plaque (9) a deux trous dans lesquels des tiges filetées (5) peuvent être insérées.

La quantité désirée de languettes (11) peut être placée sur le moule femelle (3). Sur celles-ci, le moule mâle (10) est déposé.

Les plaques (9) servent à prendre en « sandwich » les languettes (11) alors non déformées. Avec les rondelles (4) et les écrous (8), qui sont disposés à l'intérieur et à l'extérieur de chaque plaque (9), la distance qui sépare les deux plaques (9) peut être fixée à la grandeur désirée.

Le bassin principal (1) est rempli avec de la glycérine (2) à 155 °C pour le copolymère de polypropylène et 115 °C pour le PVC.

Des poids peuvent être insérés dans le moule mâle (10) pour amorcer la déformation mais pour donner son caractère versatile au procédé, un mécanisme supplémentaire a été ajouté pour permettre de « forcer » la déformation. Une poutre qui est en fait un tube rectangulaire (7) vient s'imbriquer dans les plaques (9) et des vis à œil (6) permettent d'accrocher des treuils ou des vérins à chaque extrémité du tube rectangulaire (7). De cette façon, le mécanisme de fonctionne plus par gravité mais plutôt avec une force motrice.

Pour parvenir à éviter un retour viscoélastique, il fallut ajouter un réservoir à glycérine chaude et un réservoir à glycérine froide.

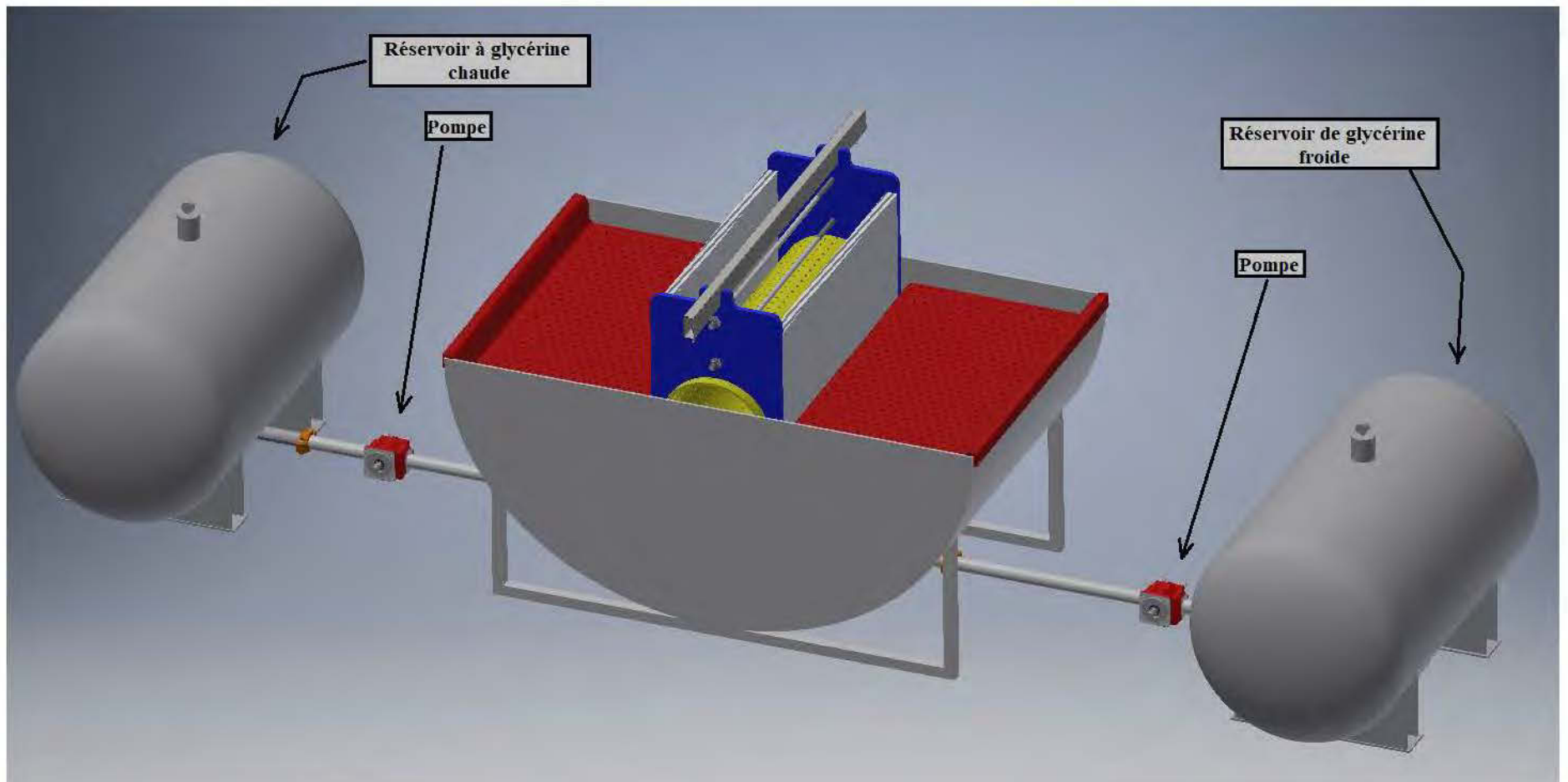


Figure 215 : Procédé avec les deux réservoirs de glycérine

Un système permet de réchauffer la glycérine dans le réservoir à glycérine chaude à la température de ramollissement du polymère et un système de refroidissement permet de refroidir la glycérine dans le réservoir à glycérine froide. Advenant le cas où le cycle est suffisamment long, la glycérine dans le réservoir à glycérine froide pourrait avoir suffisamment de temps pour se refroidir sans avoir recours à un système de refroidissement.

D'abord, la glycérine chaude est pompée dans le bassin pour entamer le procédé de déformation à proprement dit. Lorsque les languettes sont déformées et que le temps de relaxation désiré est écoulé, la pompe 1 (glycérine chaude) retire la glycérine chaude du bassin principal. Lorsque ce dernier est vide, la pompe 2 (glycérine froide) ajoute la glycérine froide dans le bassin principal pour figer ainsi les contraintes qui pourraient résider dans le polymère.

Comme mentionné, le procédé emprunte aux deux approches et cette approche combinée donne toutes les chances au procédé de produire l'effet escompté.

6.5 DIMENSIONNEMENT DES VÉRINS ET DU CIRCUIT HYDRAULIQUE

La force à appliquer étant connue et la vitesse de déformation maximale décidée, le dimensionnement des vérins et du circuit hydraulique peut être effectué. Les extrapolations du modèle numérique effectuées au chapitre 6.7 ont été faites pour une force de 400 N. La déformation permanente prédite par le modèle n'était pas suffisante si on compare avec l'objectif fixé. Puisque le dispositif permet aux contraintes dans le matériau de se relaxer, une force de 400 N sur chaque languette parviendrait éventuellement à obtenir le résultat désiré. Néanmoins, il faut garder en tête que la cintrreuse doit être efficace et que le temps d'opération doit être optimisé au maximum. Dans cette optique, chacun des deux vérins, qui sont de part et d'autre du tube rectangulaire (7) devront être en mesure d'appliquer une force de 500 N, pour un total de 1000 N par languette. Si le dispositif doit être en mesure de fléchir quarante languettes à la fois, il faut considérer une force de 20000 N par vérin. Étant donné que les vérins travaillent en traction, la pression utile se trouvera du côté tige (p_a).

Pour être en mesure de dimensionner la pression du circuit hydraulique, le débit et les spécifications de la pompe et finalement la puissance du moteur, les vérins doivent d'abord être dimensionnés.

L'aire du côté piston est donné par :

$$A_p = \frac{\pi d_p^2}{4}$$

où d_p est le diamètre du piston.

Et l'aire du côté tige est donné par :

$$A_a = \frac{\pi(d_p^2 - d_t^2)}{4}$$

où d_t est le diamètre de la tige.

Étant donné que les languettes sont tirées, les vérins forceront en traction, éliminant ainsi tout risque de flambement. Pour une tige avec un diamètre de $0,03175 \text{ m}$ ($1 \frac{1}{4} \text{ ''}$), la contrainte dans la tige est :

$$\sigma = \frac{F}{A} = \frac{20000 \text{ N}}{\pi \frac{0,03175^2}{4}} = 25,26 \text{ MPa} < S_Y = 230 \text{ MPa}$$

La pression nécessaire pour obtenir la traction désirée peut être calculée avec la deuxième loi de Newton, avec p_p la pression côté piston et p_t la pression côté tige :



Figure 216 : DCL du vérin

En supposant une pression nulle côté piston et un piston d'un diamètre de $0,0635 \text{ m}$ ($2,5 \text{ ''}$), la pression côté tige peut être calculée de la façon suivante :

$$p_{\text{côté tige}} = \frac{F}{A_t} = \frac{20000}{\pi \cdot (0,0635^2 - 0,03175^2)/4} = \frac{20000}{237,5 \cdot 10^{-5}} = 8,42 \text{ MPa}$$

Pour s'assurer d'une conception versatile, la vitesse de la tige doit être variable. Les plus grands conduits de ventilation fabriqués ont un diamètre de $1,829 \text{ m}$ ce qui

correspond à une course équivalente à la grandeur du rayon, soit 0,914 m. La conception doit permettre de déformer en un temps aussi court que 30 secondes mais doit également être en mesure de déformer dans un temps aussi long que 1 heure. La vitesse minimale et maximale peut donc être calculée comme ceci :

$$v_{t_{ig},min} = \frac{0,914 \text{ m}}{3600 \text{ secondes}} \approx 0,000254 \frac{\text{m}}{\text{s}}$$

$$v_{t_{ig},max} = \frac{0,914 \text{ m}}{30 \text{ secondes}} \approx 0,0305 \frac{\text{m}}{\text{s}}$$

Il faudra donc prévoir deux pompes pour déformer avec une vitesse rapide et une vitesse lente, comme dans les deux approches. En plus, un variateur de vitesse permettra de jouer dans la plage d'opération de chaque pompe pour plus d'ajustement. Le débit qui sort du vérin peut donc être calculé pour la vitesse minimale et la vitesse maximale.

$$\begin{aligned} Q_{min} &= v_{t_{ig},min} \cdot A_t = 0,000254 \frac{\text{m}}{\text{s}} \cdot 237,5 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2 = 0,603 \cdot 10^{-6} \frac{\text{m}^3}{\text{s}} \\ &= 0,0362 \frac{\text{L}}{\text{min}} = 36,195 \frac{\text{cm}^3}{\text{min}} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} Q_{max} &= v_{t_{ig},max} \cdot A_t = 0,0305 \frac{\text{m}}{\text{s}} \cdot 237,5 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2 = 72,4 \cdot 10^{-6} \frac{\text{m}^3}{\text{s}} \\ &= 4,346 \frac{\text{L}}{\text{min}} = 4346,25 \frac{\text{cm}^3}{\text{min}} \end{aligned}$$

Puisque deux vérins sont actionnés dans le système, le débit minimal et maximal de la pompe doit être de :

$$Q_{pompe,min} = 2 \cdot Q_{min} = 2 \cdot 0,0362 \frac{L}{min} = 0,072 \frac{L}{min} = 72,39 \frac{cm^3}{min}$$

$$Q_{pompe,max} = 2 \cdot Q_{max} = 2 \cdot 4,346 \frac{L}{min} = 8,69 \frac{L}{min} = 8692,5 \frac{cm^3}{min}$$

La pompe est choisie en fonction de la cylindrée.

$$Q_{pompe} = \text{Cylindrée}_{pompe} \cdot \omega$$

Avec un couple théorique de :

$$T_{théorique} = p \cdot \text{Cylindrée}$$



Zoom

203 Series Small Displacement Gear Pumps

Be the first to review this product

SKU: 259-104

\$139.46

Description	Specs	Reviews	Tags
SKU		259-104	
Mfg Part Num		No	
Cu In Displacement		0 192	
Max RPM		3600	
Max PSI		3000	

Figure 217 : Pompe hydraulique Dalton series 203

Avec une cylindrée de $3,1463 \frac{cm^3}{rev}$ ($0,192 \frac{in^3}{rev}$), la vitesse angulaire est de :

$$\omega = \frac{Q_{pompe}}{\text{Cylindrée}_{pompe}} = \frac{8692,5 \frac{cm^3}{min}}{3,1463 \frac{cm^3}{rev}} = 2763 \text{ rpm}$$

Avec un couple $T_{théorique} = 8,42 \cdot 10^6 \text{ Pa} \cdot 5,0075 \cdot 10^{-7} \frac{m^3}{rad} = 4,216 \text{ N} \cdot \text{m}$

La puissance à l'entrée de la pompe est donnée par :

$$P_{in,pompe} = T_{théorique} \cdot \omega = 4,216 \text{ N} \cdot \text{m} \cdot 2763 \frac{\text{rev}}{\text{min}} \cdot \frac{2\pi \text{ rad}}{60 \text{ s}} = 1219,86 \text{ W}$$

La puissance à la sortie du moteur peut être calculée de cette façon :

$$P_{out,moteur} \cdot \eta_{méc} = P_{in,pompe}$$


Et en considérant un rendement mécanique de 0,9, on obtient la puissance nécessaire du moteur.

$$P_{out,moteur} = \frac{P_{in,pompe}}{\eta_{méc}} = \frac{1219,86 \text{ W}}{0,9} = 1355,4 \text{ W}$$

$$\text{Avec un couple } T_{réel} = \frac{T_{théorique}}{\eta_{méc}} = \frac{4,216 \text{ N}\cdot\text{m}}{0,9} = 4,68 \text{ N}\cdot\text{m}$$

Pour s'assurer que le couple soit suffisant, il faudrait choisir un moteur d'au moins 3 hp (2237,1 W).

Afin que les deux vérins s'actionnent simultanément, le débit dans chaque vérin doit être le même. Pour ce faire, il faut inclure des valves qui régule la pression (« Pressure regulating valve »). Il faut aussi, bien entendu, un limiteur de pression, ajusté à 12 MPa. Le vérin qui possède les caractéristiques désirées est le suivant :



**TIE-ROD HYDRAULIC CYLINDER 2.5" BORE X
36" STROKE -ITEM: 11425**

Product Code: 11425

Price: \$140.71 Ex Tax: \$140.71

Chrome plated rod surface treatment

Bore x Stroke (inch)	Shaft Dia. (inches)	Center to Center of Pin (Retracted, inches)	Center to Center of Pin (Extended, inches)	Ports (NPTF)	Port Thread (SAE)	Weight (lbs)	Rated Pressure (psi)	Max. Pressure (psi)
2.5X36	1 1/4	46 1/4	62 1/4	3/8" NPTF		56	2500	3250

Figure 218 : Vérin d'une course de 0,914 m (36 po)

Finalement, pour une déformation lente, on considère la micro pompe suivante :

Type of pump	Displacement		Direction of rotation	Max. rotating speed (rpm)		Max. pressure			
	mm ³	in ³		continuous	peak	continuous	PSI	peak	PSI
PB33 HP 054560	45	0.0027	CW	5000	6000	900	13050	1000	14500



Figure 219 : Micro pompe de HydroLeduc

Avec une cylindrée de $0,044 \frac{cm^3}{rev}$ ($0,0027 \frac{in^3}{rev}$), la vitesse est de :

$$\omega = \frac{Q_{pompe}}{Cylindrée_{pompe}} = \frac{72,39 \text{ cm}^3 / \text{min}}{0,044 \frac{cm^3}{rev}} = 1645 \text{ rpm}$$

Avec un couple $T_{théorique} = 8,42 \cdot 10^6 \text{ Pa} \cdot 7,0028 \cdot 10^{-8} \frac{m^3}{rad} = 0,05896 \text{ N} \cdot m$

La puissance à l'entrée de la pompe est donnée par :

$$P_{in,pompe} = T_{théorique} \cdot \omega = 0,05896 \text{ N} \cdot m \cdot 1645 \frac{rev}{min} \cdot \frac{2\pi \text{ rad}}{60 \text{ s}} = 10,16 \text{ W}$$

Et en considérant un rendement mécanique de 0,9, on obtient la puissance nécessaire du moteur.

$$P_{out,moteur} = \frac{P_{in,pompe}}{\eta_{méc}} = \frac{10,16 \text{ W}}{0,9} = 11,29 \text{ W}$$

$$\text{Avec un couple } T_{réel} = \frac{T_{théorique}}{\eta_{méc}} = \frac{0,05896 \text{ N} \cdot m}{0,9} = 0,0655 \text{ N} \cdot m$$

6.6 RÈGLES DE SÉCURITÉ

Quelques détails issus du « Règlement sur la santé et la sécurité au travail 2018 » du Gouvernement du Québec doivent être mentionnés ici :

Figure 220 : Section X du règlement sur la santé et la sécurité au travail

SECTION X ENTREPOSAGE ET MANUTENTION DE MATIÈRES DANGEREUSES

§ 1 — *Interprétation et dispositions générales*

73. **Dispositifs de contrôle:** Les dispositifs de contrôle de tout récipient ouvert contenant des matières dangereuses sous forme liquide à des températures excédant 60 °C doivent, si ces matières sont agitées ou chauffées, être isolés ou pourvus d'écrans afin de protéger les travailleurs contre les éclaboussures.

R 385-2001, a 73

(Gouvernement du Québec 2018)

Ce règlement stipule que l'utilisation d'un bain contenant un fluide à une température de plus de 60 °C doit être isolé ou muni d'un écran afin de protéger les travailleurs. Il faudrait inclure dans la conception une enceinte pour protéger l'utilisateur. Une autre option serait d'aménager une pièce qui serait dédiée à la cintrreuse.

Figure 221 : Section XXI du règlement sur la santé et la sécurité au travail

SECTION XXI MACHINES

§ 1. — *Protecteurs et dispositifs de protection*

- ⌚ **172.** Dans la présente section ainsi qu'à l'article 323, on entend par «zone dangereuse» toute zone située à l'intérieur ou autour d'une machine et qui présente un risque pour la santé, la sécurité ou l'intégrité physique des travailleurs.

Dans la présente section ainsi qu'aux articles 239 et 267, on entend par «protecteur» l'élément d'une machine utilisé spécifiquement pour isoler, au moyen d'une barrière matérielle, une zone dangereuse d'une machine, notamment un carter, un couvercle, un écran, une porte ou une enceinte.

D. 885-2001, a. 172.

- ⌚ **175. Protecteur à interverrouillage.** Un protecteur muni d'un dispositif d'interverrouillage doit présenter les caractéristiques suivantes:

1° il provoque l'arrêt de la machine ou du fonctionnement des éléments dangereux de celle-ci, lorsqu'il est déplacé;

2° il rend impossible la mise en marche de la machine ou le fonctionnement des éléments dangereux de celle-ci tant et aussi longtemps qu'il est déplacé;

3° il ne provoque pas la mise en marche de la machine ou des éléments dangereux de celle-ci, lorsqu'il est replacé.

D. 885-2001, a. 175.

- ⌚ **179. Dispositif sensible.** Un dispositif sensible est celui qui réagit en provoquant l'élimination des risques associés à la zone dangereuse, dès qu'un travailleur s'approche à une certaine distance de cette zone.

D. 885-2001, a. 179.

(Gouvernement du Québec 2018)

Selon le règlement, il faudrait installer soit un protecteur à interverrouillage ou un dispositif sensible. Un protecteur à interverrouillage pourrait consister en un écran ou une enceinte qui se refermerait sur la cintreuse afin d'éviter tout contact avec les vérins ou les pièces en mouvement du dispositif. Des interrupteurs de type « limit switch » pourraient être installés sur cet écran empêchant complètement la machine de fonctionner si l'écran de protection n'est pas mis en place. Une pièce dédiée à la cintreuse pourrait également être munie de ce protecteur à interverrouillage empêchant ainsi le dispositif de s'actionner si quelqu'un est dans la pièce.

Également, un dispositif sensible pourrait être une alternative adéquate. Par exemple, les mouvements d'un travailleur qui s'approcherait trop près de la machine seraient captés et fermerait le courant actionnant la pompe qui alimente en fluide les vérins.

Ce chapitre a présenté les différents concepts étudiés ainsi que les critères qui ont servis à déterminer la meilleure conception. Le cahier de charges a permis d'orienter le dimensionnement de la conception retenue : le bain de glycérine.

CHAPITRE 7

CONCLUSION

L'objectif de ce travail de recherche était d'étudier et d'élaborer un procédé de cintrage thermomécanique pour des profilés de polymère. Celui-ci devait se faire en phase solide et être capable de déformer les languettes de polymère non sur leur épaisseur mais bien sur leur hauteur.

La méthode employée était expérimentale, phénoménologique et numérique. Un prototype ainsi qu'un banc d'essai en fluage ont été élaborés pour recueillir des données expérimentales. Celles-ci furent modélisées tout d'abord par un modèle de la mécanique des milieux continus et ensuite simulées avec le programme d'analyse par éléments finis Ansys. Les prédictions du modèle phénoménologique et numérique ont ensuite été extrapolées à des valeurs au-delà des intervalles étudiés expérimentalement.

Le modèle de Burgers n'est pas parvenu à modéliser la déformation du PVC. La forme du modèle n'était malheureusement pas adaptée au comportement de ce polymère. En revanche, les prédictions du modèle pour le copolymère de polypropylène ont donné des résultats satisfaisants. Mise à part le retour viscoélastique, le modèle de Burgers est parvenu à reproduire la déformation de ce polymère dans les conditions de l'expérience. Les extrapolations du modèle ont permis de déterminer que les temps de déformation pour obtenir la géométrie désirée était très long et que la force employée devait être beaucoup plus grande que dans l'expérience en fluage.

L'analyse des simulations numérique avec Ansys ont réussi à estimer le temps de déformation viscoélastique mais n'est pas parvenu à prédire les grandeurs en déformation et les tendances observées dans l'expérience en fluage. Néanmoins, les

simulations ont réussi à prédire que la déformation permanente augmentait avec la température, tout comme la capacité des contraintes à se relaxer.

La comparaison des prédictions du modèle phénoménologique avec le modèle numérique était malheureusement insatisfaisante. Une grande disparité entre les deux prédictions a pu être observée. Il est toutefois possible que la méthode de lecture, à l'œil, dans les expériences en fluage ait pu produire une erreur qui pourrait être à l'origine de cette différence.

L'extrapolation du modèle numérique a permis d'atteindre des déformations très importantes, qui se rapprochaient beaucoup plus du résultat désiré relativement à l'extrapolation du modèle phénoménologique. Bien que les extrapolations du modèle numérique aient montré un impact beaucoup moins important de la température sur la déformation permanente à comparer la force, elles ont tout de même prédit que le chauffage de type isotherme et l'augmentation de la température permet de se déformer avec une contrainte moindre qu'à une température plus basse.

Malgré certaines incohérences dans les prédictions du modèle phénoménologique et numérique, plusieurs constats importants ont pu être établis et ceux-ci ont grandement profité à la conception de la cintreuse. En empruntant aux deux approches jugées performantes, c'est-à-dire refroidir le matériau pour figer d'éventuelles contraintes internes et donner le plus de temps possible, dans un contexte industriel, au matériau de se relaxer, une conception qui saura satisfaire aux exigences de la compagnie fût élaboré.

De futurs travaux dans le domaine devraient tout d'abord raffiner la méthode expérimentale. Premièrement, il serait important de confirmer la méthode de lecture à l'œil. Deuxièmement, il faudrait se donner les moyens de contrôler la température durant les expériences. En effet, il est possible que le pistolet à air chaud ait pu chauffer

la table et influencer les expériences suivantes dans une journée de test par exemple. De la même façon, il pourrait être indiqué de chauffer le matériau de façon isotherme durant le fluage ou, en d'autres mots, avoir le régime permanent en fluage isotherme. Par exemple, le fluage lui-même pourrait être fait dans un four ou dans un bain de glycérine chauffé. Une étude plus approfondie des temps et température de refroidissement pourraient également ajouter beaucoup à une future étude. Troisièmement, il serait intéressant de raffiner l'analyse par la mécanique des milieux continus en utilisant plutôt des modèles non-linéaires. Les comportements en déformation du PVC pourraient, dans ce cas, sûrement être mieux modélisés. Finalement, il faut sans aucun doute raffiner le modèle numérique. Par exemple, il est fort probable que certaines des propriétés du matériau puissent changer avec la température et il serait très pertinent d'inclure cette dépendance dans l'étude. Mais surtout, ce qui profiterait le plus à une prolongation de ce projet serait de trouver le modèle de fluage à fournir au logiciel Ansys. L'approximation par une loi linéaire de Hooke de la déformation viscoélastique a assurément mené à certaines sinon la plupart des disparités observées.

RÉFÉRENCES

Ajji, A., J. Dufour, N. Legros and M. Dumoulin (1996). "High performance materials obtained by solid state forming of polymers." Journal of reinforced plastics and composites **15**(7): 652-662.

AslanMachine (2009). Manual hot liquid hot bending machine. USA.

Bahadur, S. (1973). "Strain hardening equation and the prediction of tensile strength of rolled polymers." Polymer Engineering & Science **13**(4): 266-272.

Bahadur, S. (1975). "The effect of cold and hot extrusion on the structure and mechanical properties of polypropylene." Journal of Materials Science **10**(8): 1425-1433.

Bailon, J.-P. and J.-M. Dorlot (2000). Des matériaux, Presses inter Polytechnique.

Bardenhagen, S. G., M. G. Stout and G. T. Gray (1997). "Three-dimensional, finite deformation, viscoplastic constitutive models for polymeric materials." Mechanics of Materials **25**(4): 235-253.

Bazergui, A., Biron, A., Bui-Quoc, T., Laberge, C., McIntyre, G. (2002). Résistance des matériaux, Presses inter Polytechnique.

Chaffey, C. E., A. K. Taraiya and I. M. Ward (1997). "Orientation in polypropylene sheets produced by die-drawing and rolling." Polymer Engineering & Science **37**(11): 1774-1784.

Colak, O. U. (2005). "Modeling deformation behavior of polymers with viscoplasticity theory based on overstress." International Journal of Plasticity **21**(1): 145-160.

Cowie, J. M. G. and V. Arrighi (2007). Polymers: chemistry and physics of modern materials, CRC press.

Dusunceli, N. and O. U. Colak (2008). "The effects of manufacturing techniques on viscoelastic and viscoplastic behavior of high density polyethylene (HDPE)." Materials & Design **29**(6): 1117-1124.

Feng, Z. and H. Champliand (2011). "Modeling and simulation of asymmetrical three-roll bending process." Simulation Modelling Practice and Theory **19**(9): 1913-1917.

Findley, W. N. and F. A. Davis (2013). Creep and relaxation of nonlinear viscoelastic materials, Courier Corporation.

Gouvernement du Québec. (2018). "Règlement sur la santé et la sécurité du travail." from <http://legisquebec.gouv.qc.ca/fr/showdoc/cr/S-2.1,%20r.%2013>.

Hay, J. and E. Herbert (2013). "Measuring the complex modulus of polymers by instrumented indentation testing." Experimental Techniques 37(3): 55-61.

Jia, Y., K. Peng, X.-l. Gong and Z. Zhang (2011). "Creep and recovery of polypropylene/carbon nanotube composites." International Journal of Plasticity 27(8): 1239-1251.

Khan, A. and H. Zhang (2001). "Finite deformation of a polymer: experiments and modeling." International Journal of Plasticity 17(9): 1167-1188.

Khan, A. S., O. Lopez-Pamies and R. Kazmi (2006). "Thermo-mechanical large deformation response and constitutive modeling of viscoelastic polymers over a wide range of strain rates and temperatures." International Journal of Plasticity 22(4): 581-601.

Krempf, E. and F. Khan (2003). "Rate (time)-dependent deformation behavior: an overview of some properties of metals and solid polymers." International Journal of Plasticity 19(7): 1069-1095.

Kulkarni, K. (1979). "Review of forging, stamping, and other solid-phase forming processes." Polymer Engineering & Science 19(7): 474-481.

L. Bergman, T., S. Lavine, A., P. Incropera, F., P. Dewitt, D. (2011). Fundamentals of heat and mass transfer, Wiley.

Mase, G. E. (1970). "Theory and problems of continuum mechanics, Schaum's outline series." McGraw-Hill, New York, NY, USA 3(1): 3.

Morrison, F. A. (2001). Understanding rheology, Oxford University Press, USA.

Pascual, J.-P., H. Sautereau, J. Verdu and R. J. Williams (2002). Thermosetting polymers, CRC Press.

Rosato, D. (2011). Plastics technology handbook, Momentum Press.

Titus, J. B. (1972). Solid-Phase Forming (Cold Forming) of Plastics, DTIC Document.

Turanjanin, U. (2013). Bending PVC profiles using laser and PLC controlling system. T. ING.

Vincent, J. F. (2012). Structural Biomaterials, Princeton University Press.

Ward, I. and P. Pinnock (1966). "The mechanical properties of solid polymers." British Journal of Applied Physics 17(1): 3.

Yao, D. and P. Nagarajan (2004). Elastic and Viscoelastic Recovery of Forged Polymer, Department of Mechanical Engineering, Oakland University, Rochester, MI 48309.

ANNEXE A

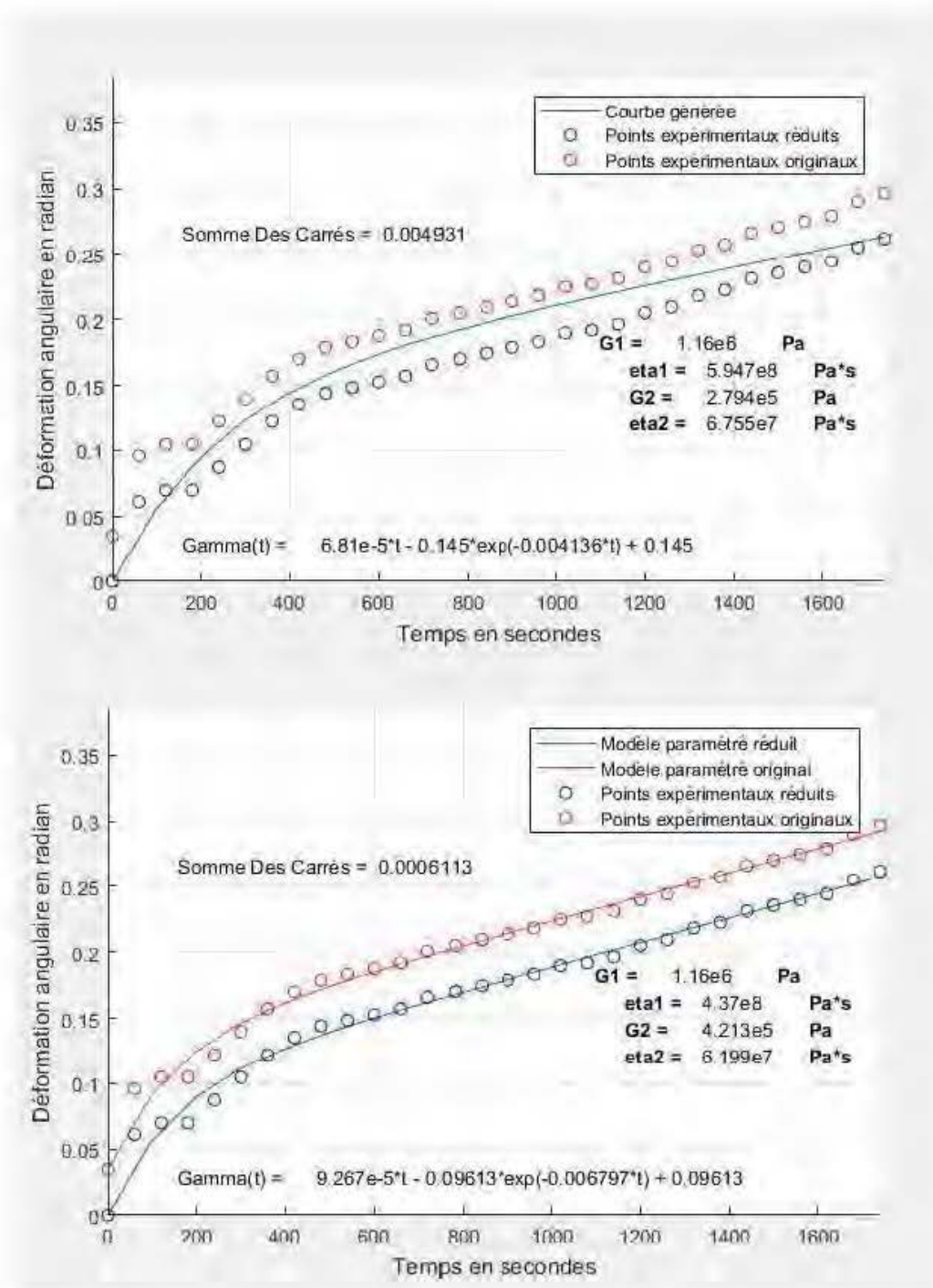


Figure 222 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #3)

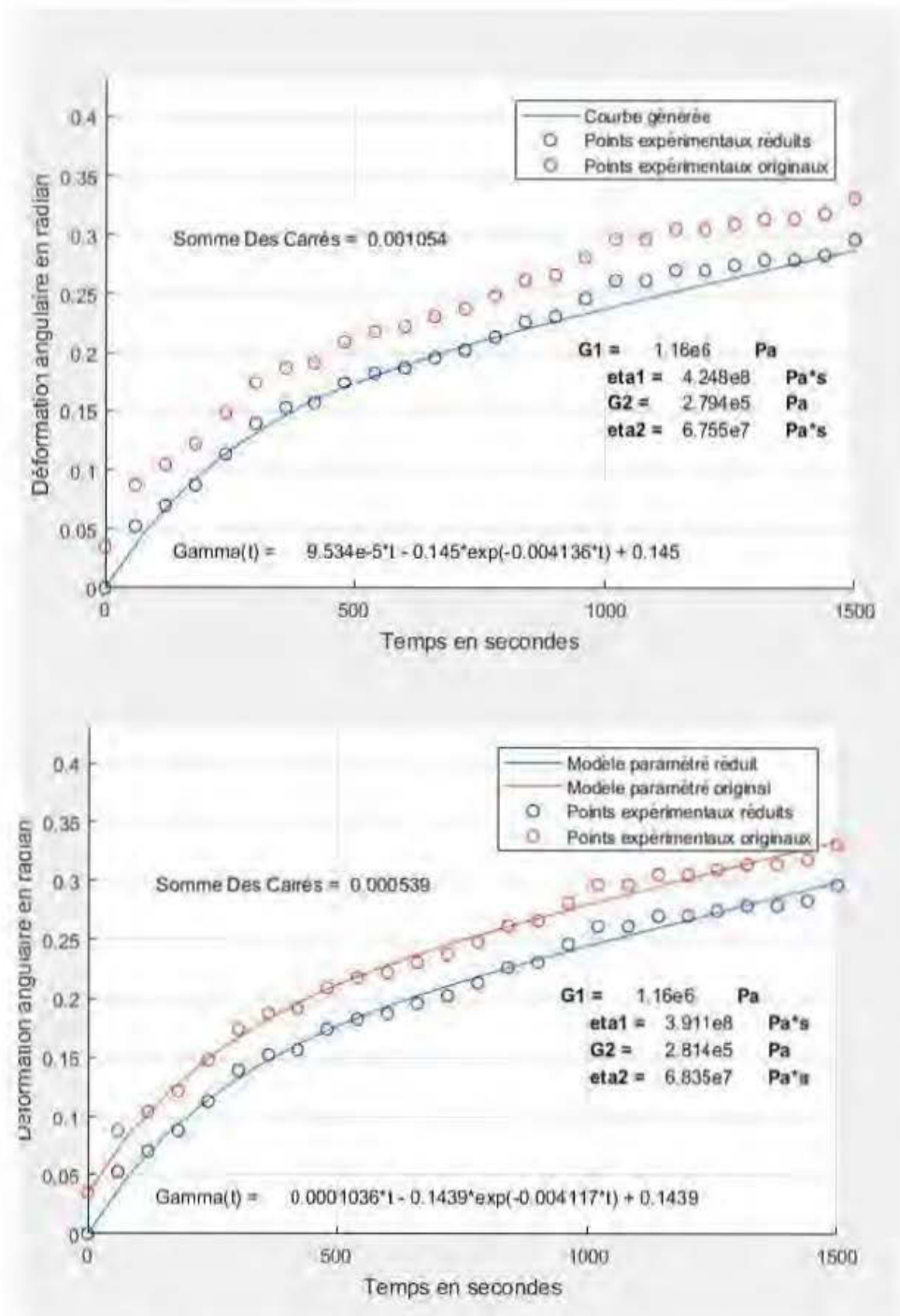


Figure 223 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #4)

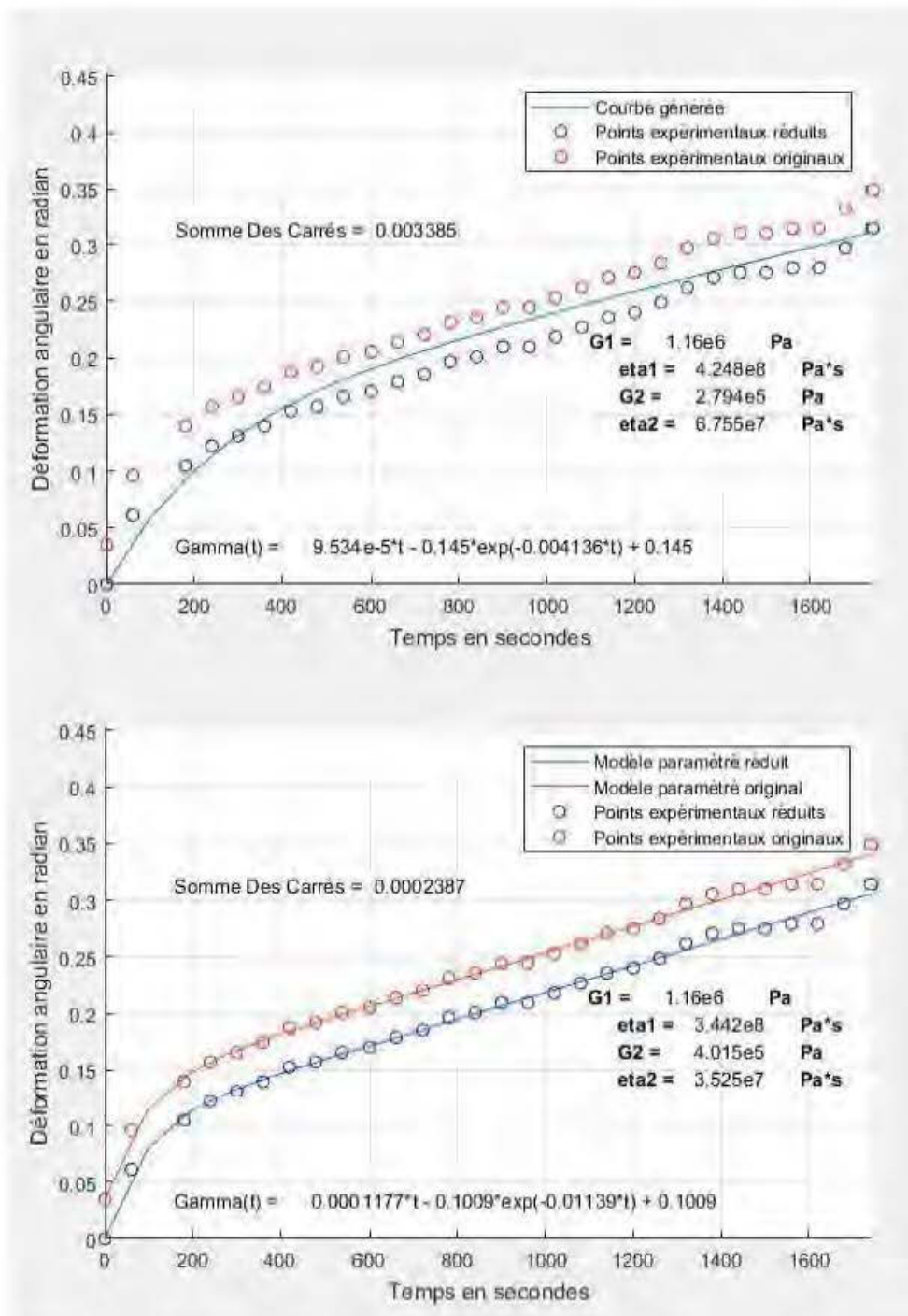


Figure 224 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #5)

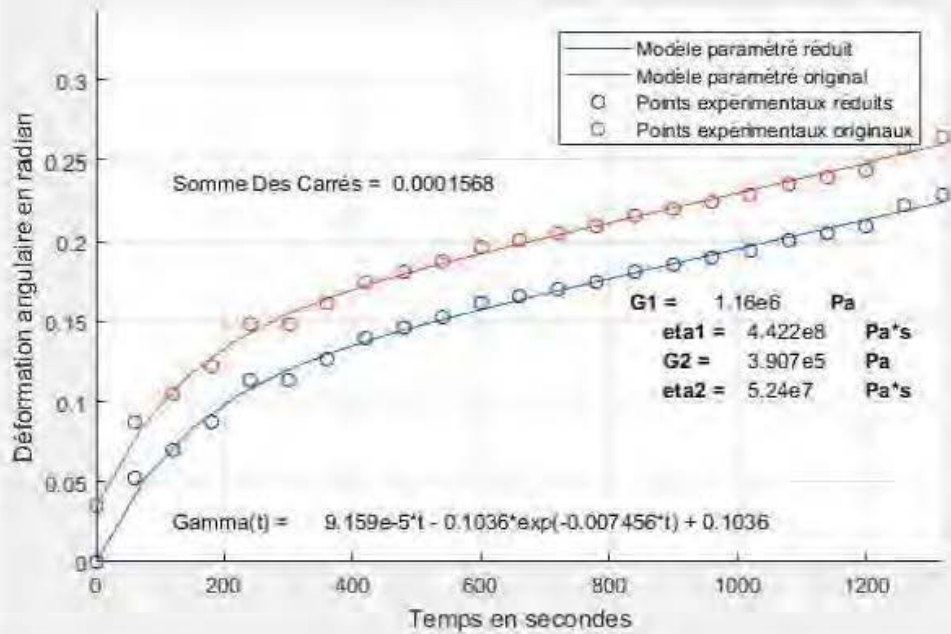
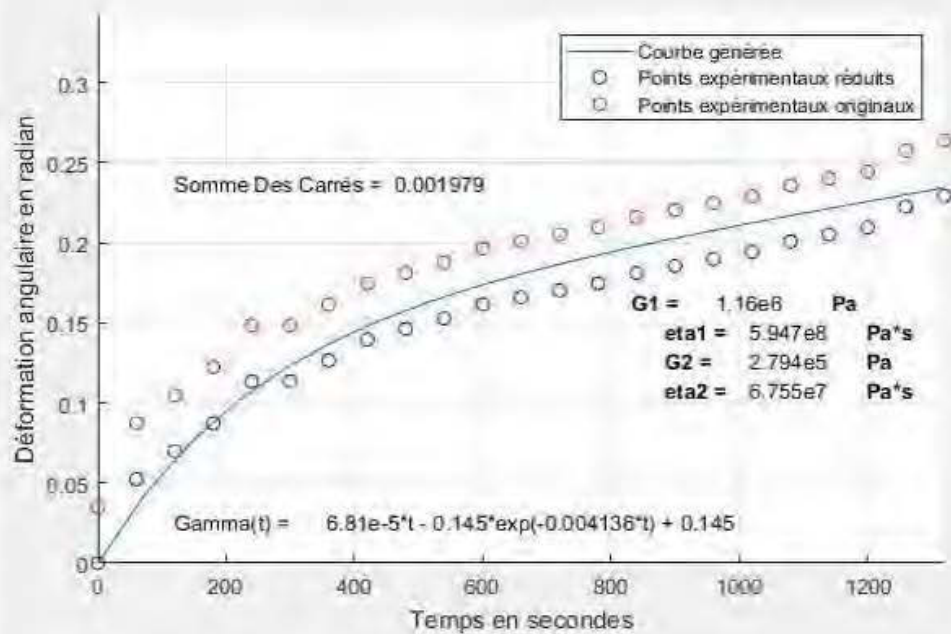


Figure 225 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #6)

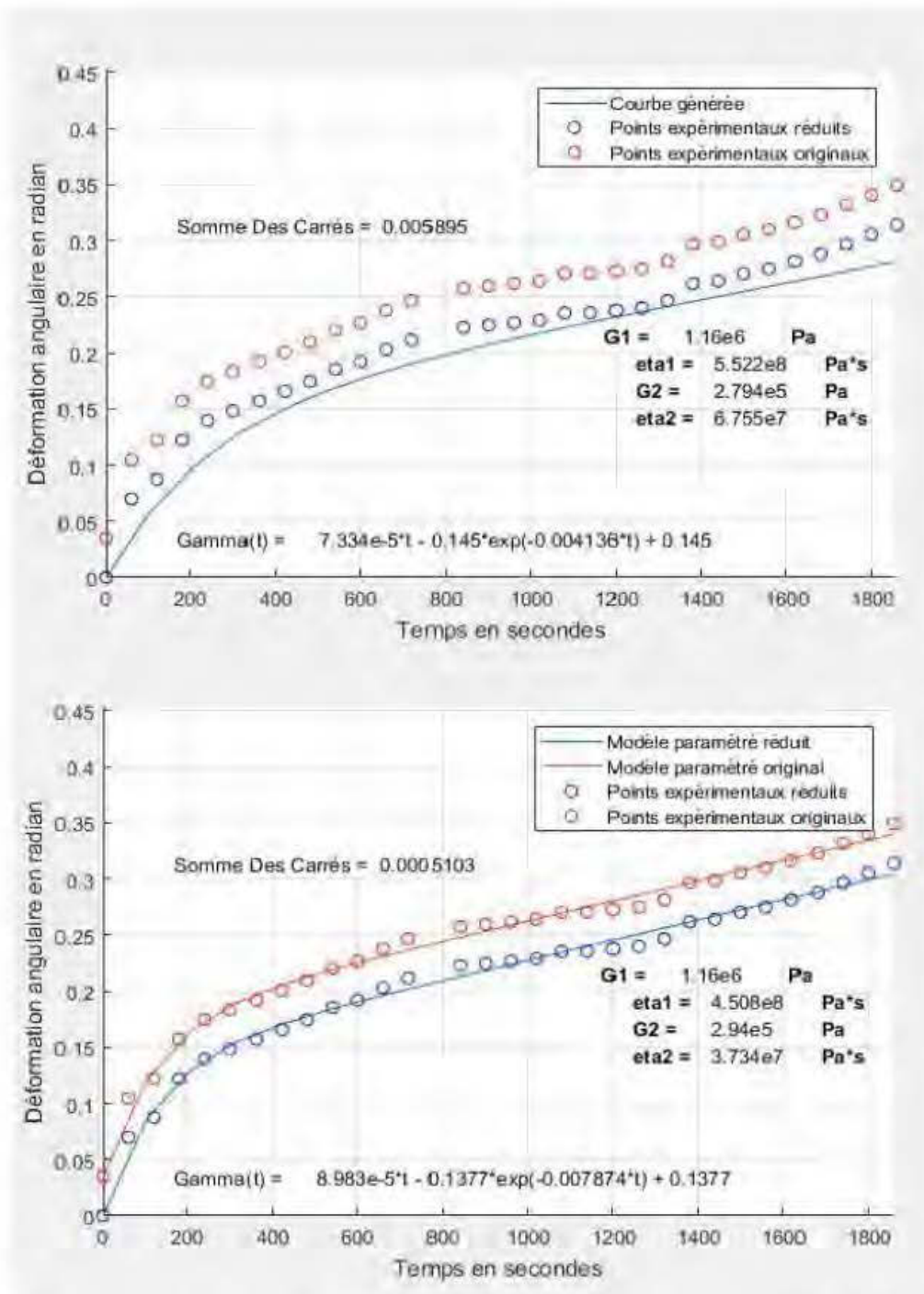


Figure 226: Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #7)

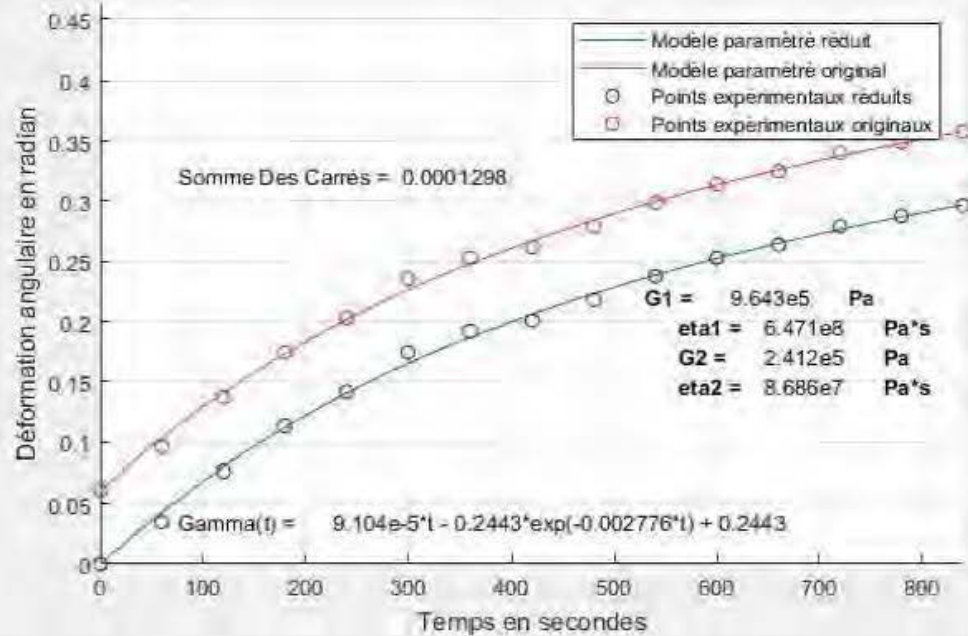
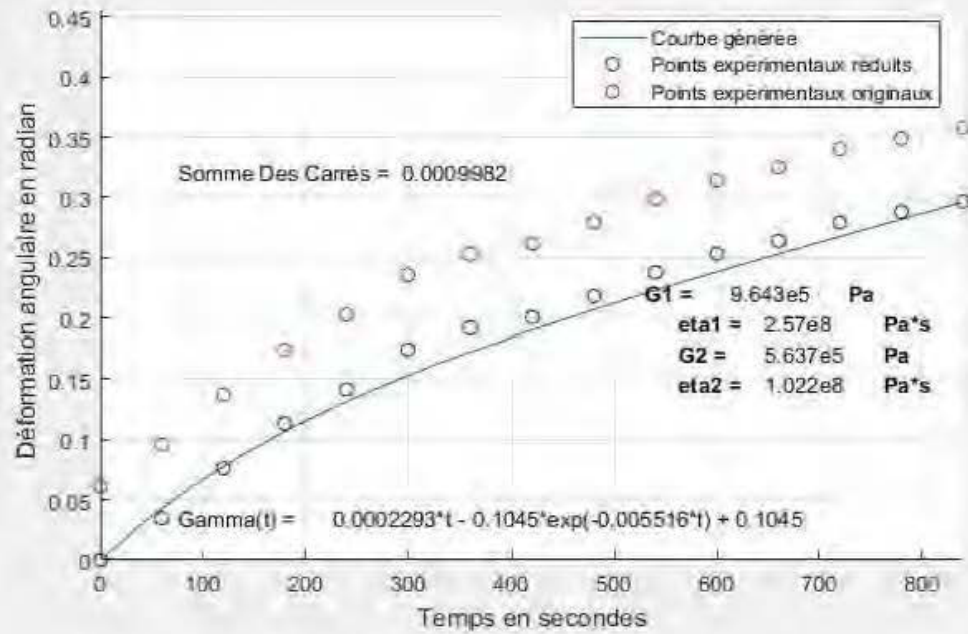


Figure 227 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #3)

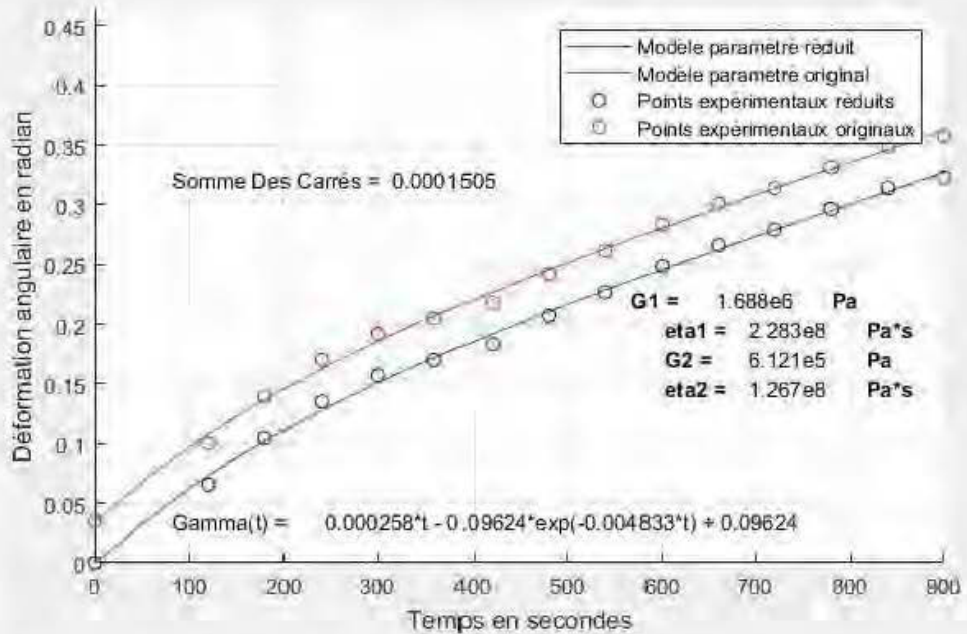
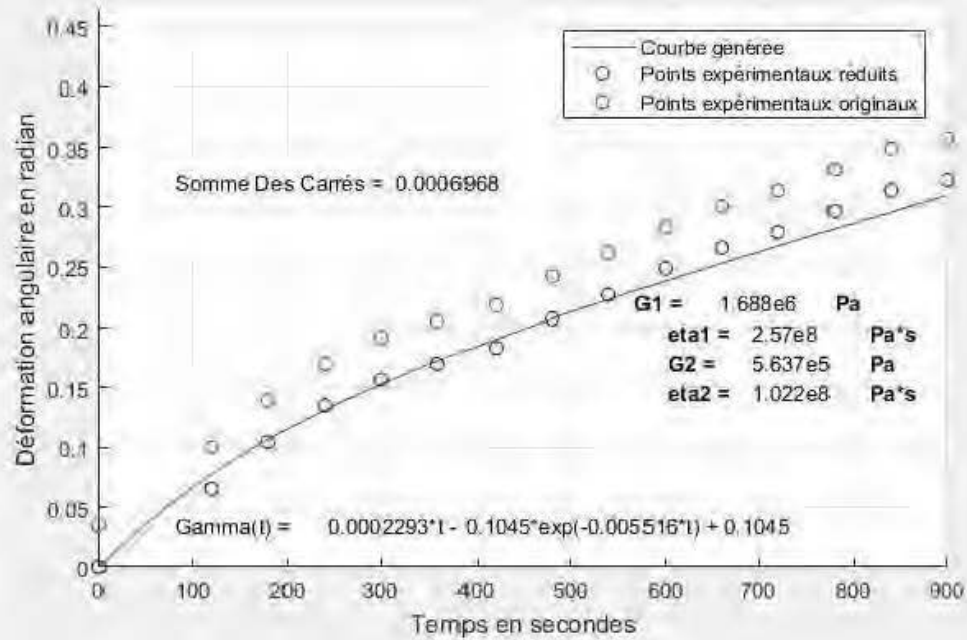


Figure 228 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #4)

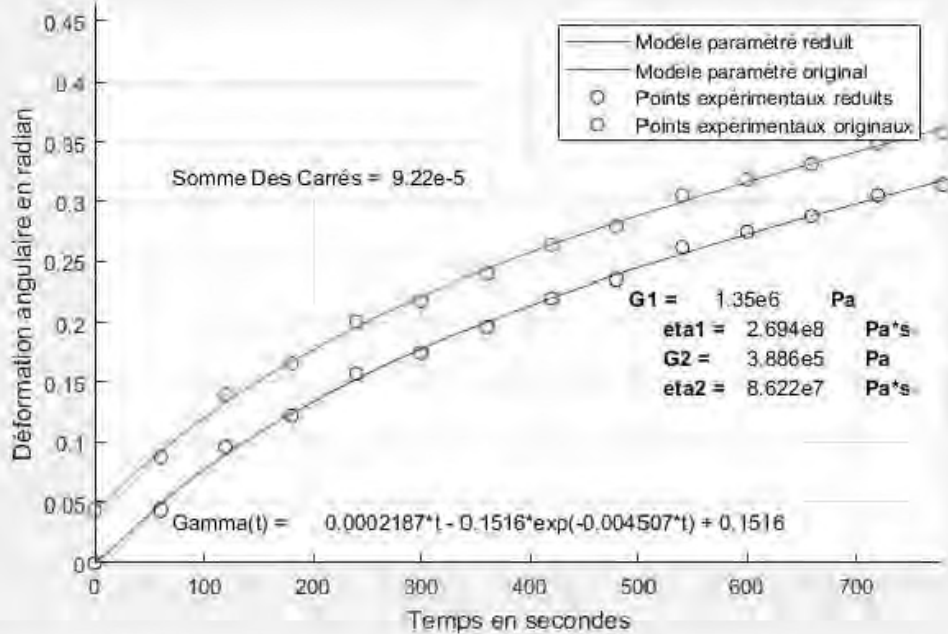
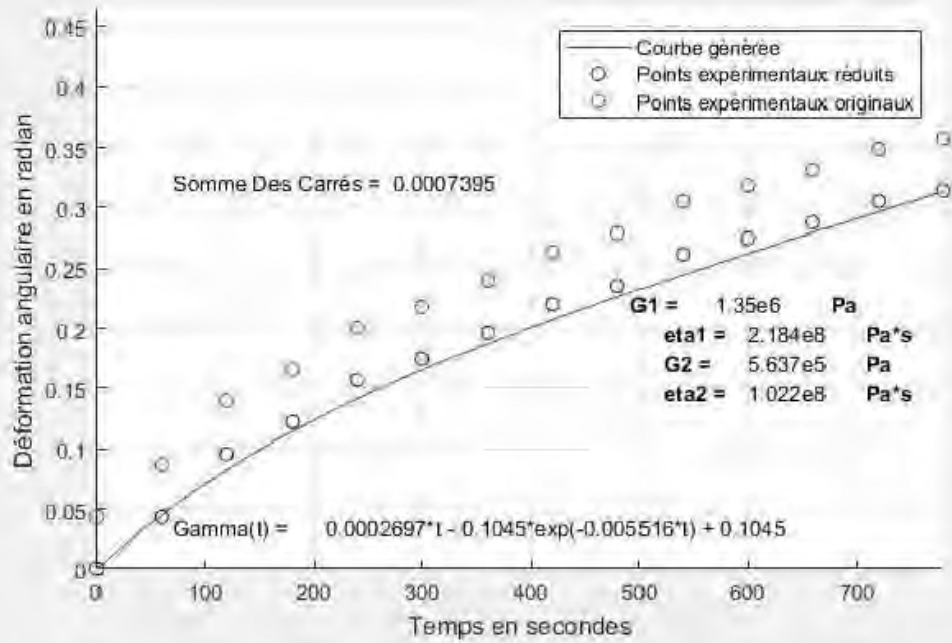


Figure 229 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #5)

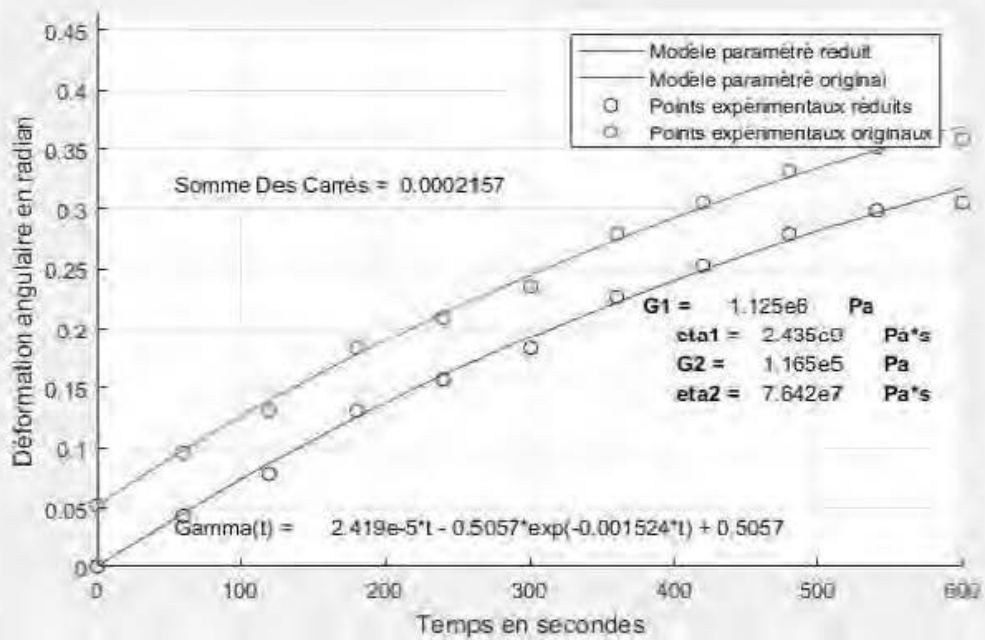
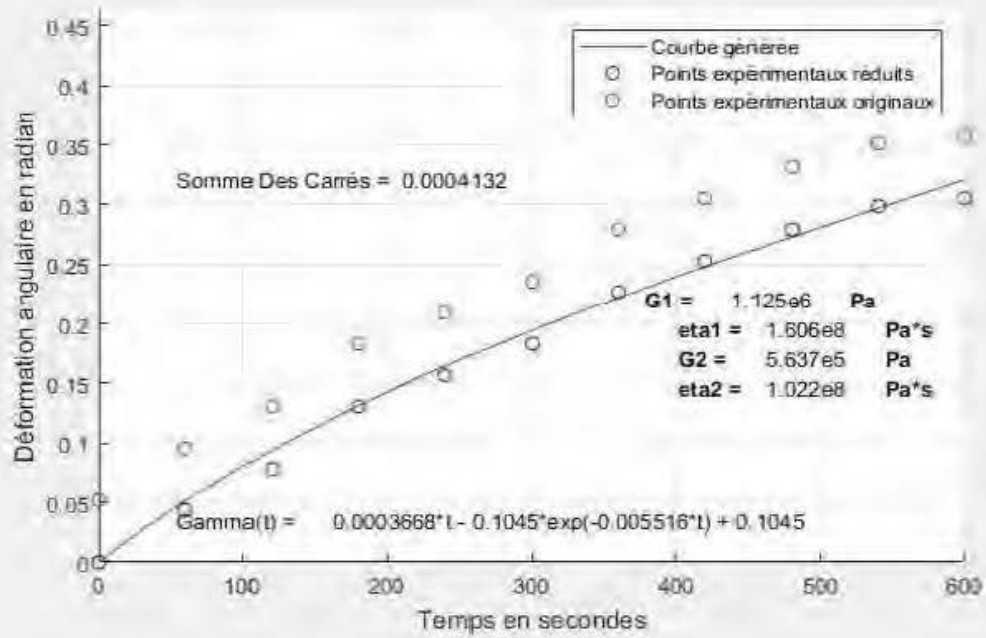


Figure 230 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #6)

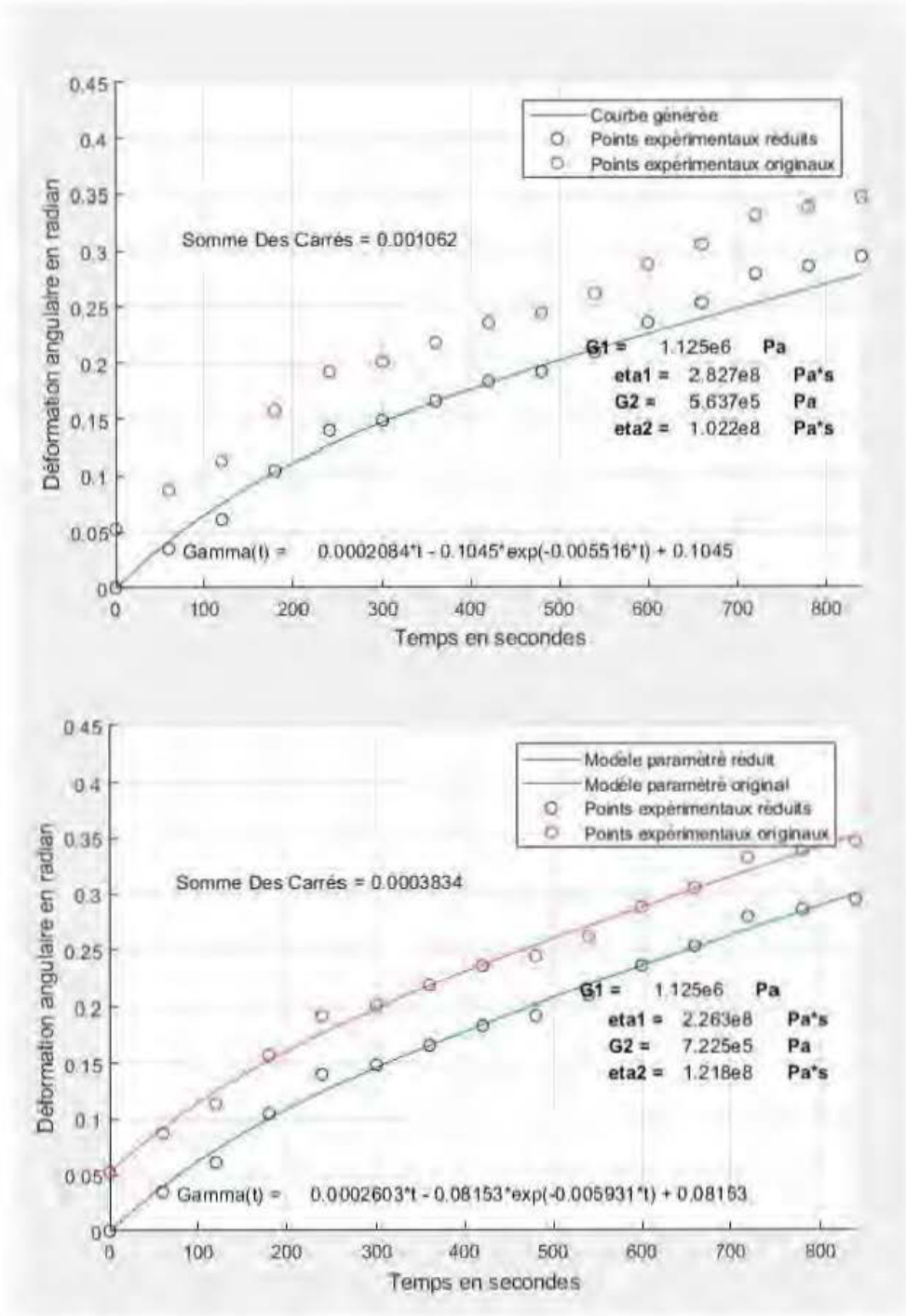


Figure 231 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #7)

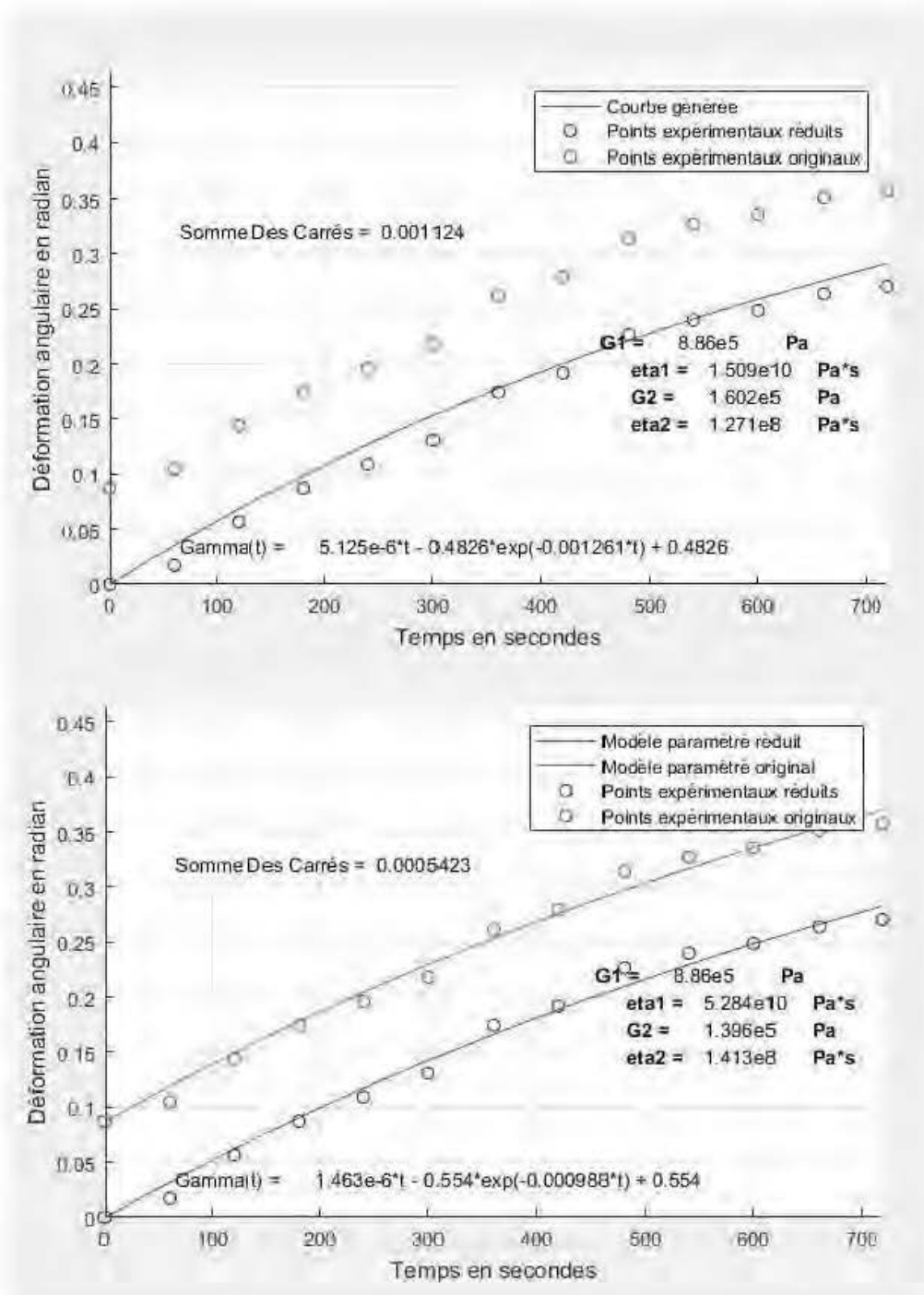


Figure 232 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #3)

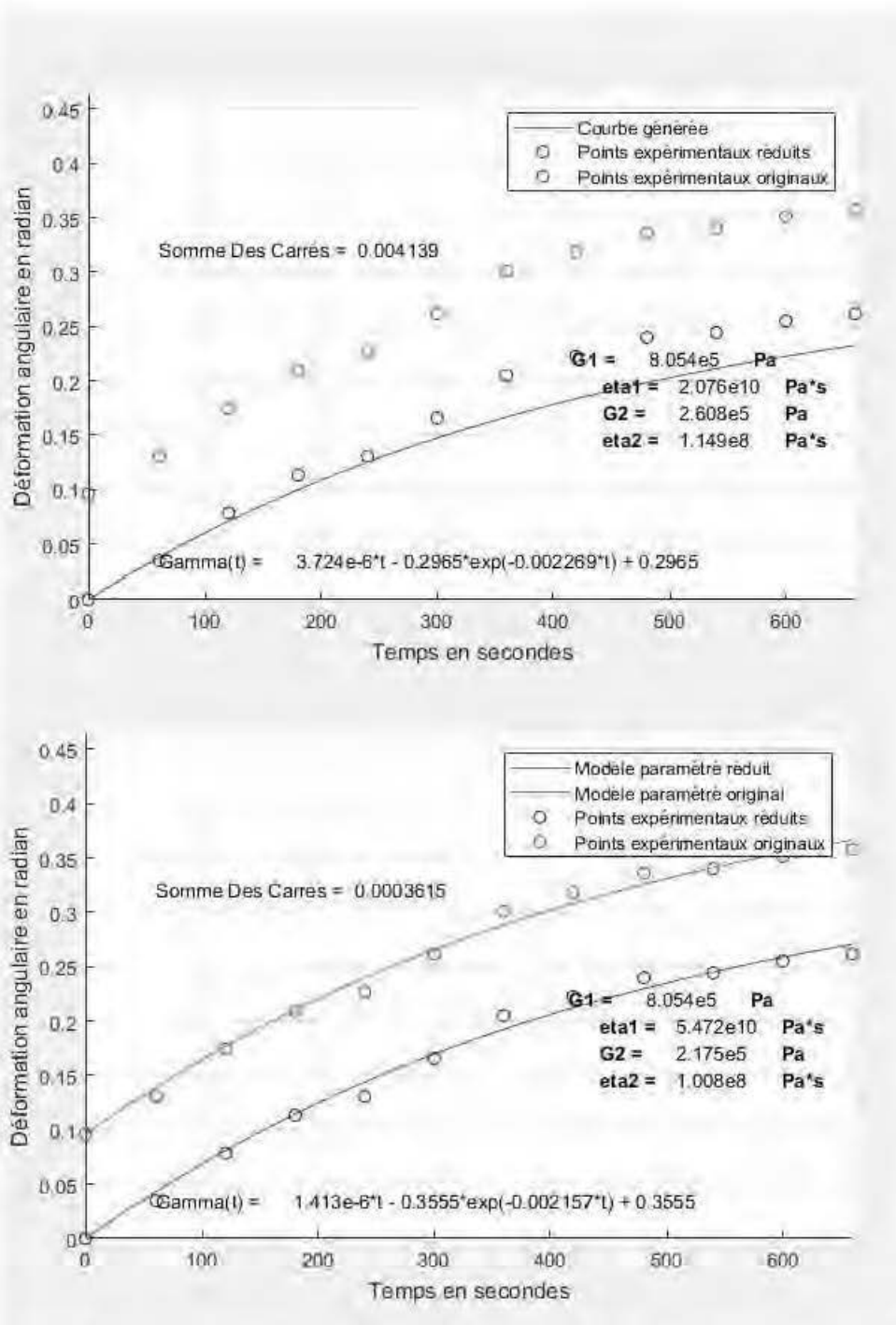


Figure 233 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #4)

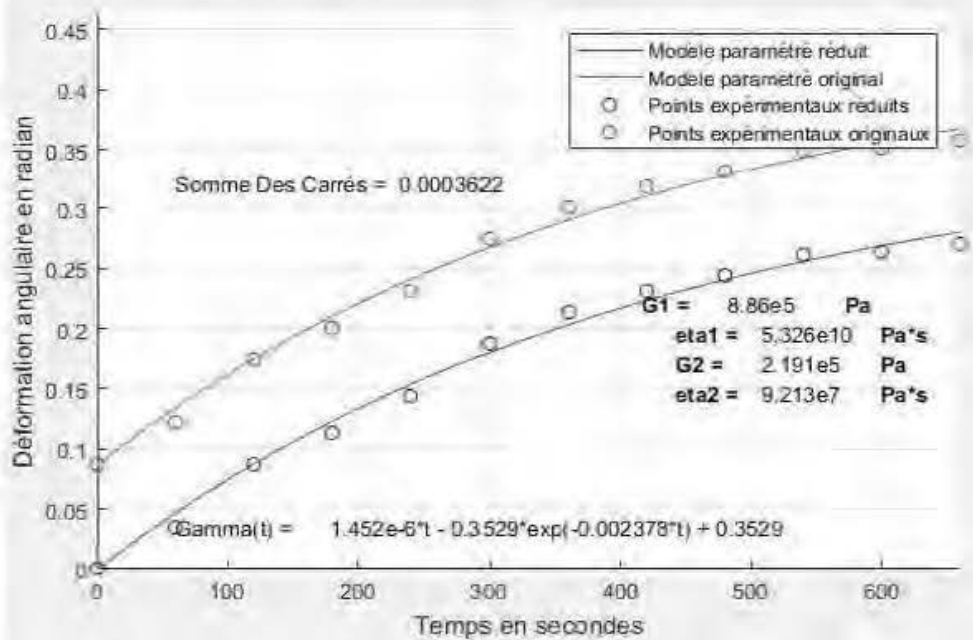
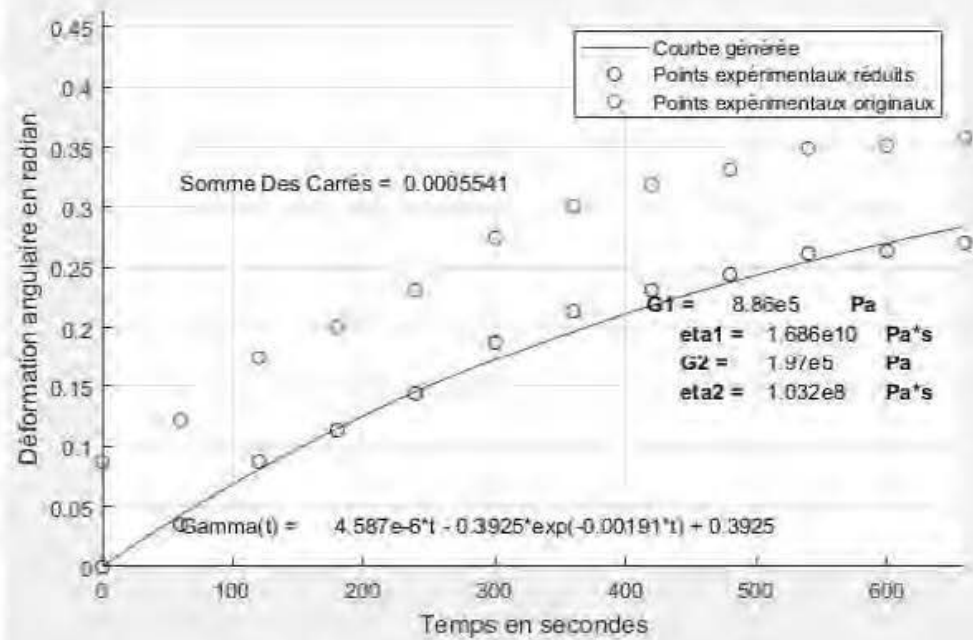


Figure 234 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #5)

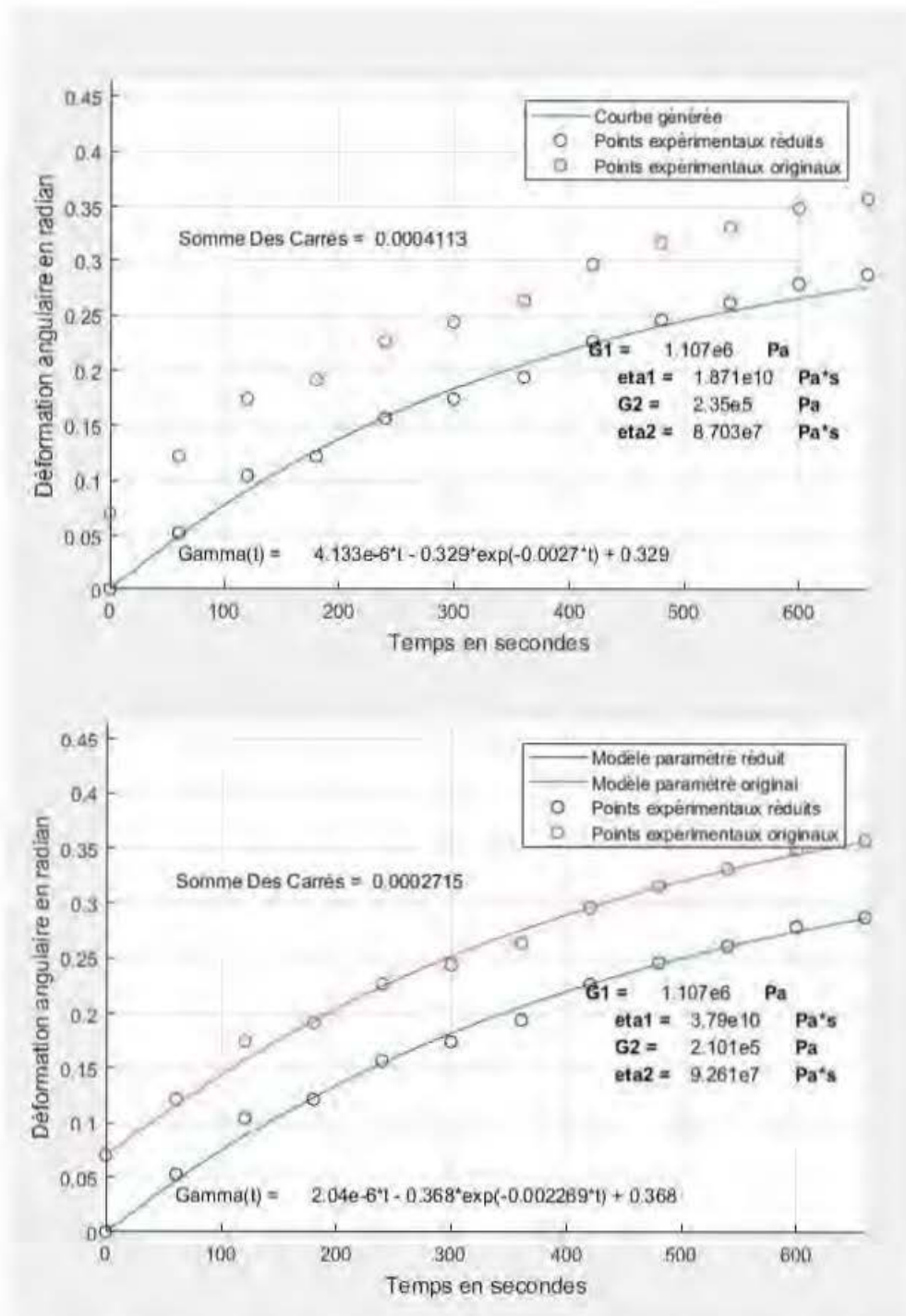


Figure 235 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #6)

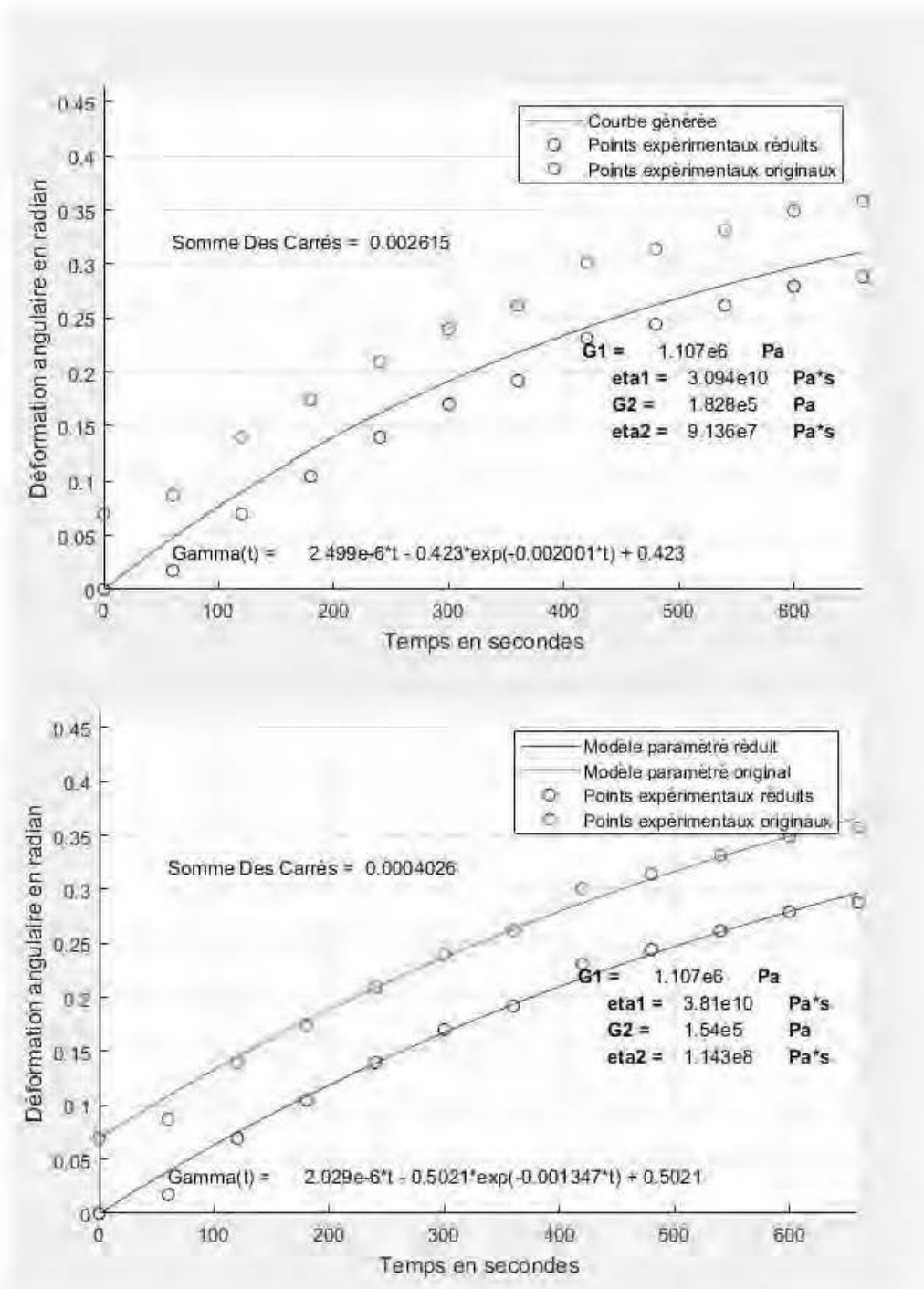


Figure 236 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #7)

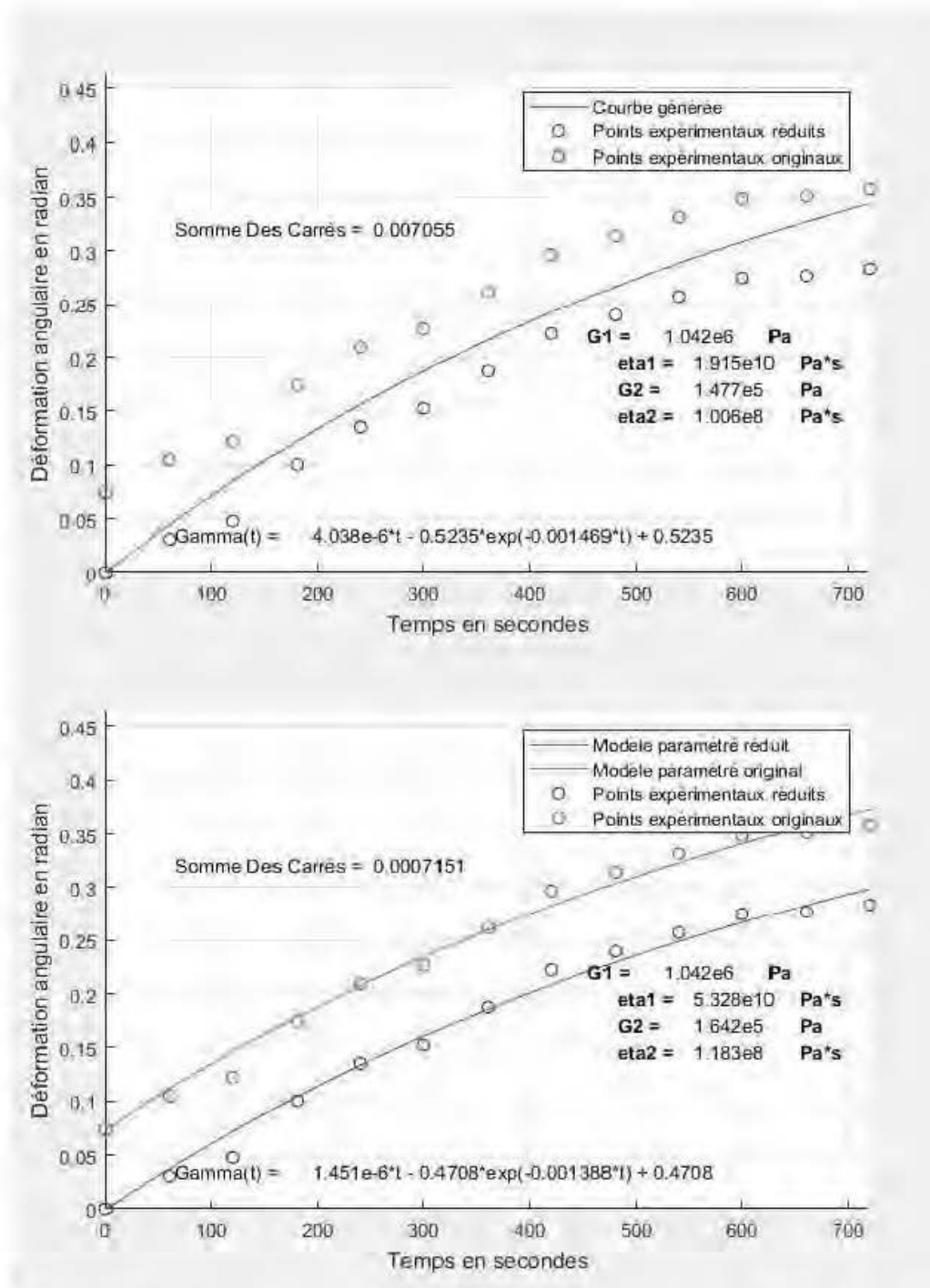


Figure 237 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #8)

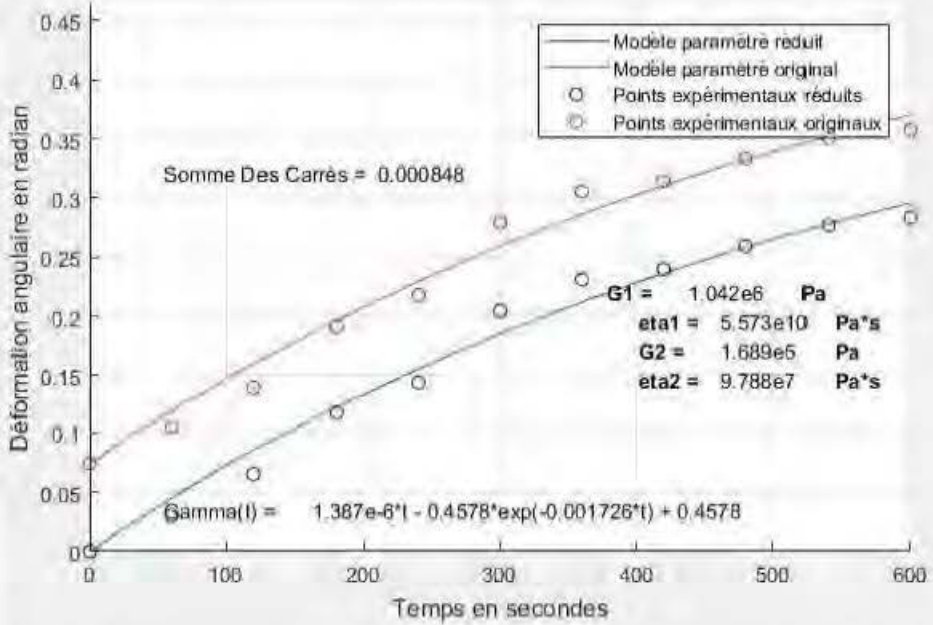
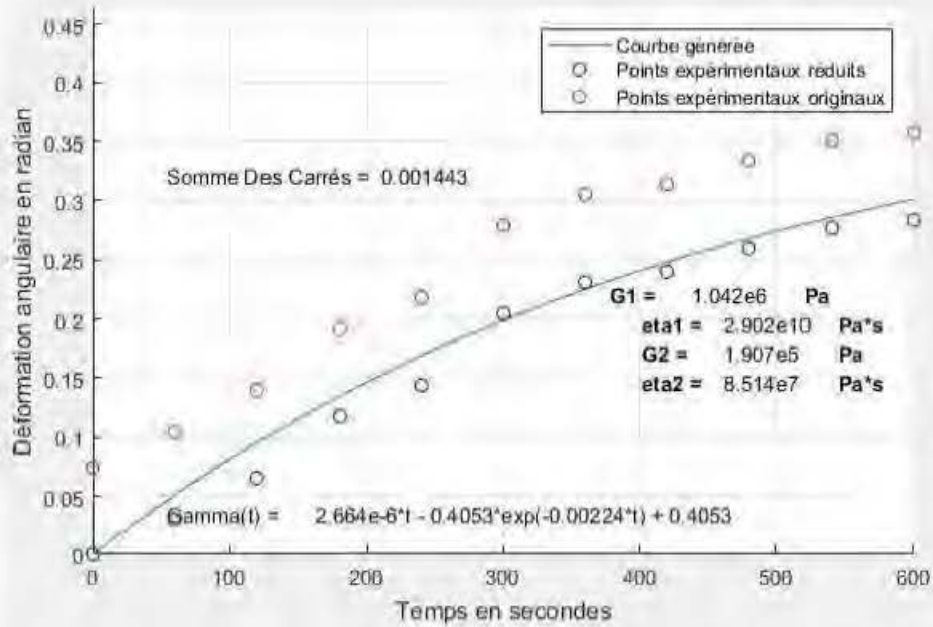


Figure 238 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #9)

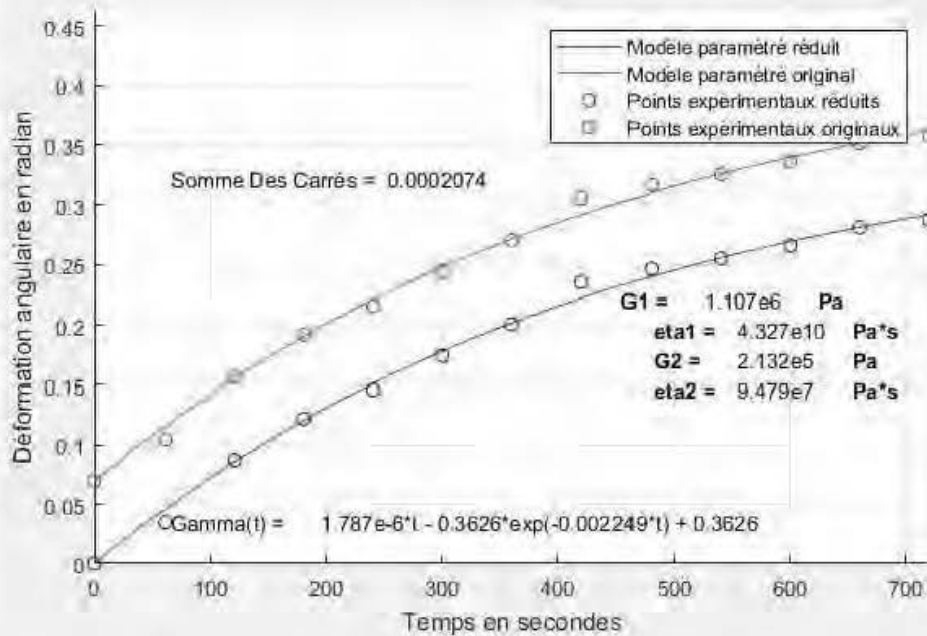
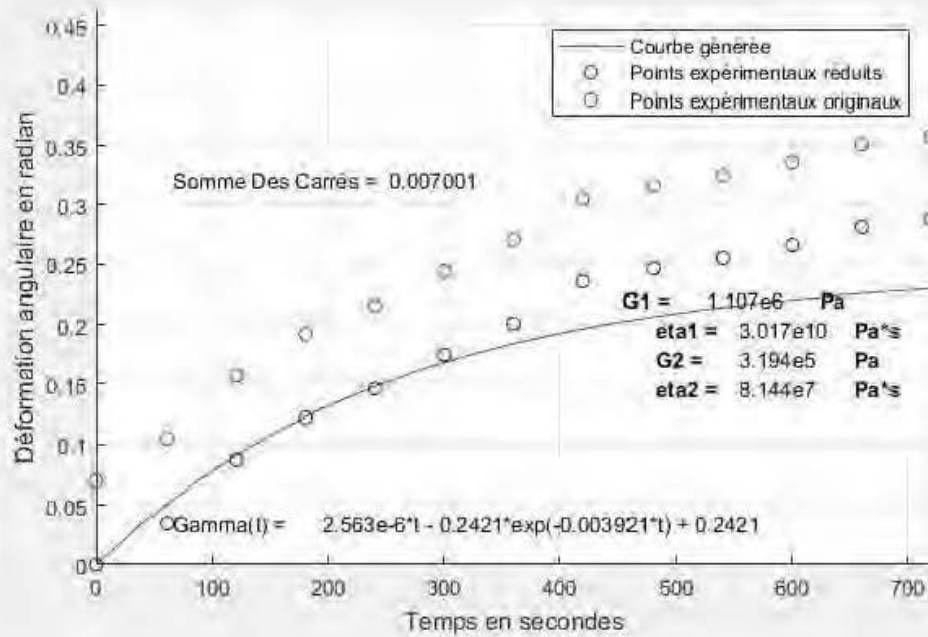


Figure 239 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #10)

ANNEXE B

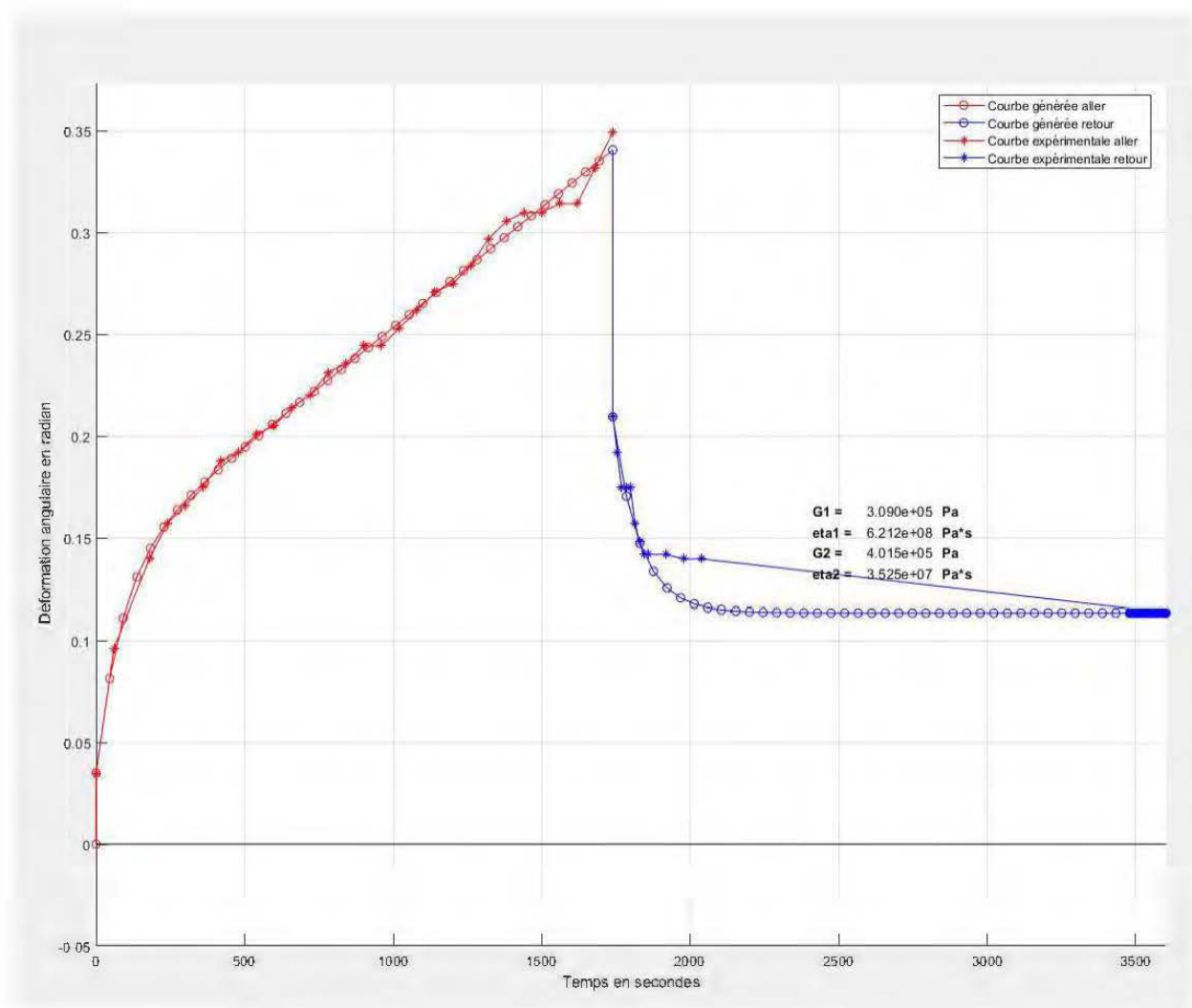


Figure 240 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #5)

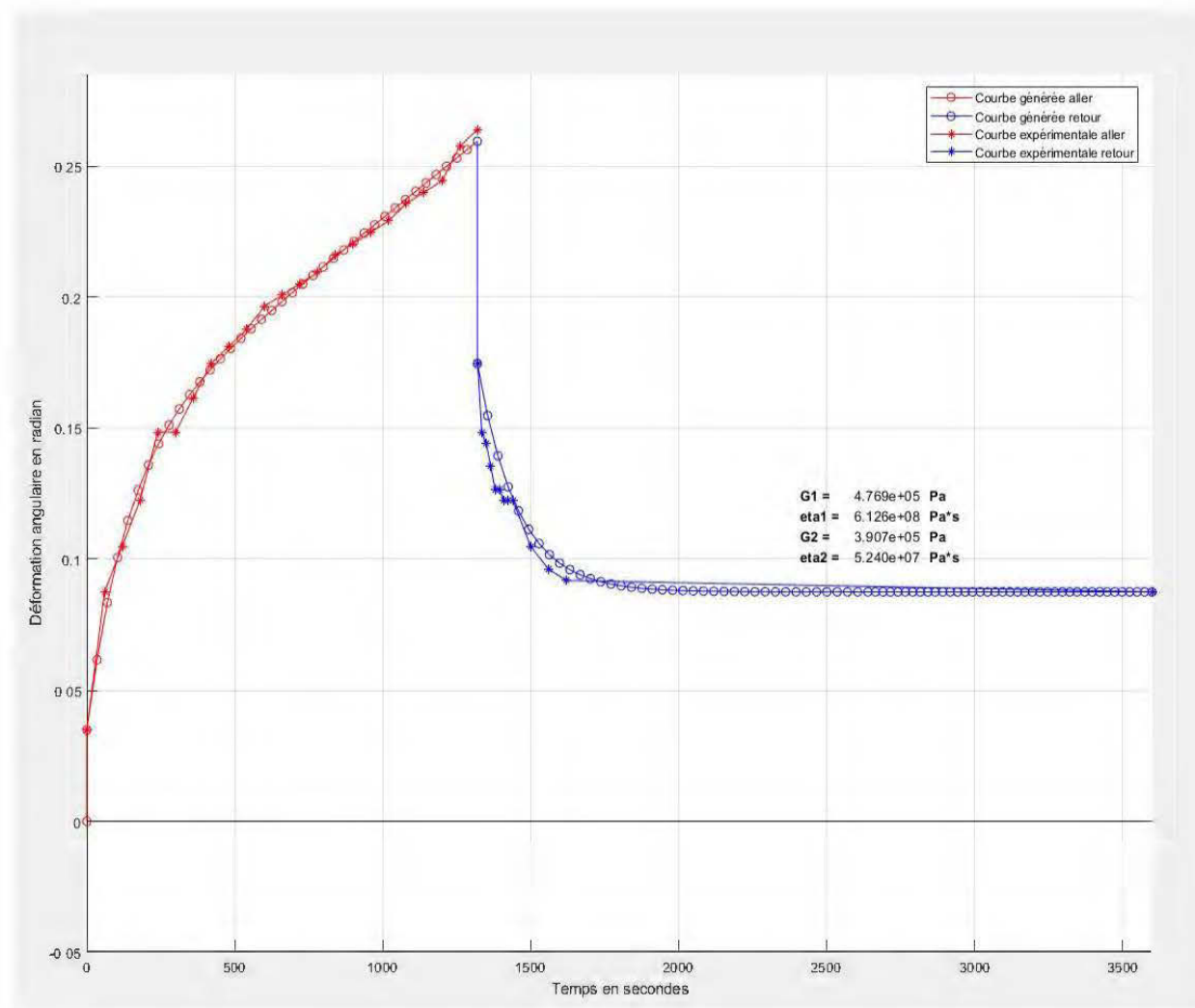


Figure 241 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #6)

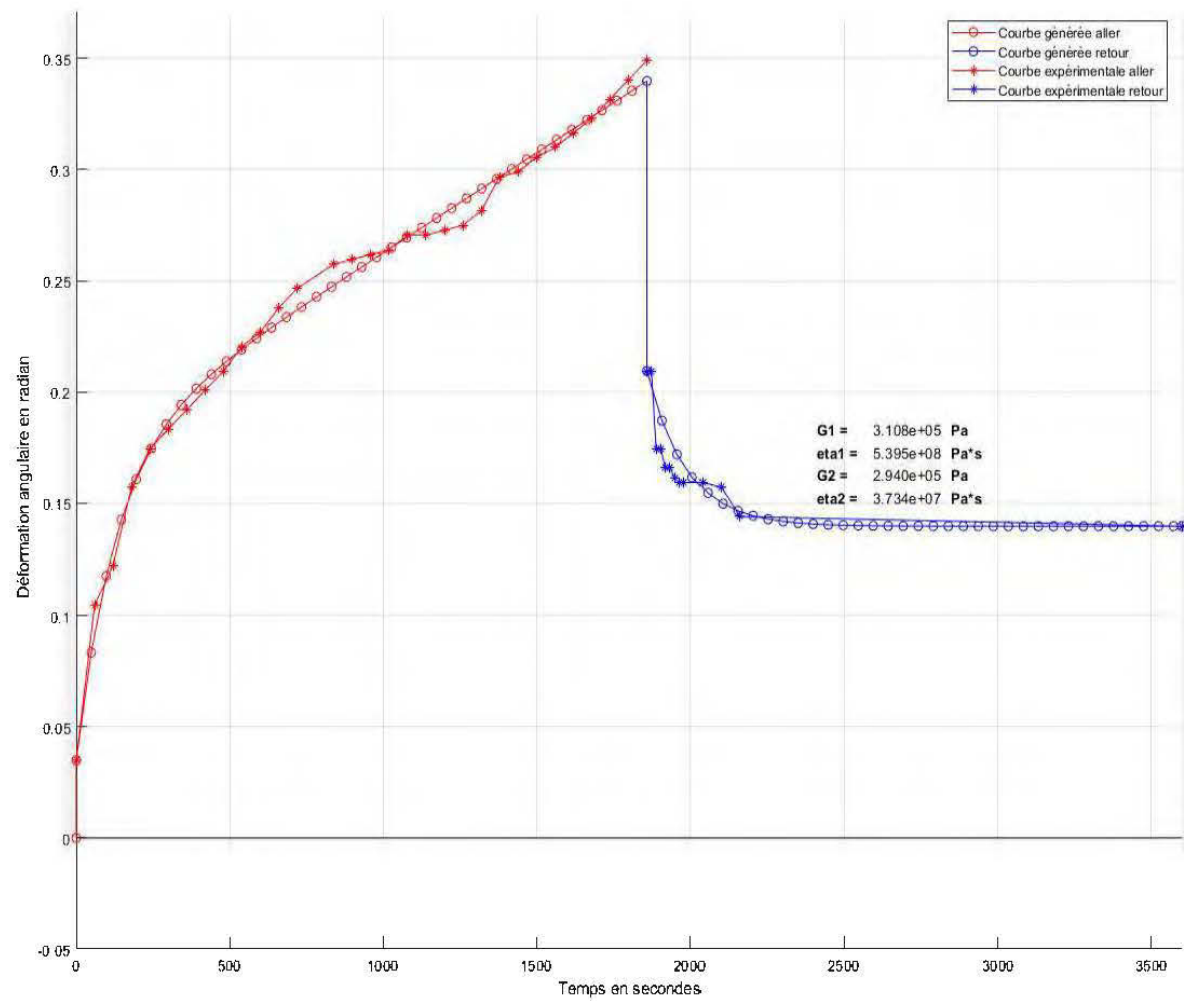


Figure 242 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 19,6 N (Test #7)

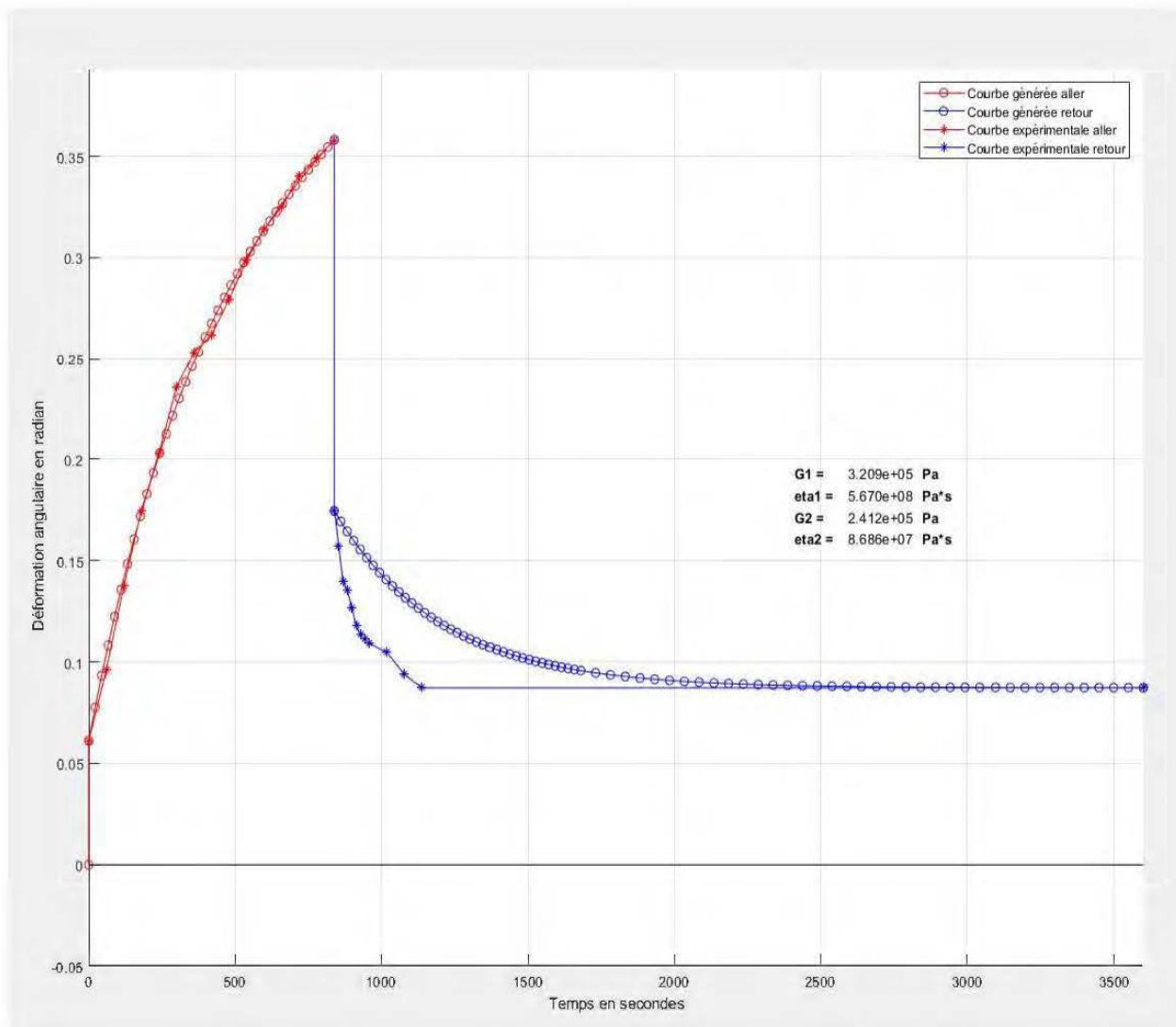


Figure 243 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #3)

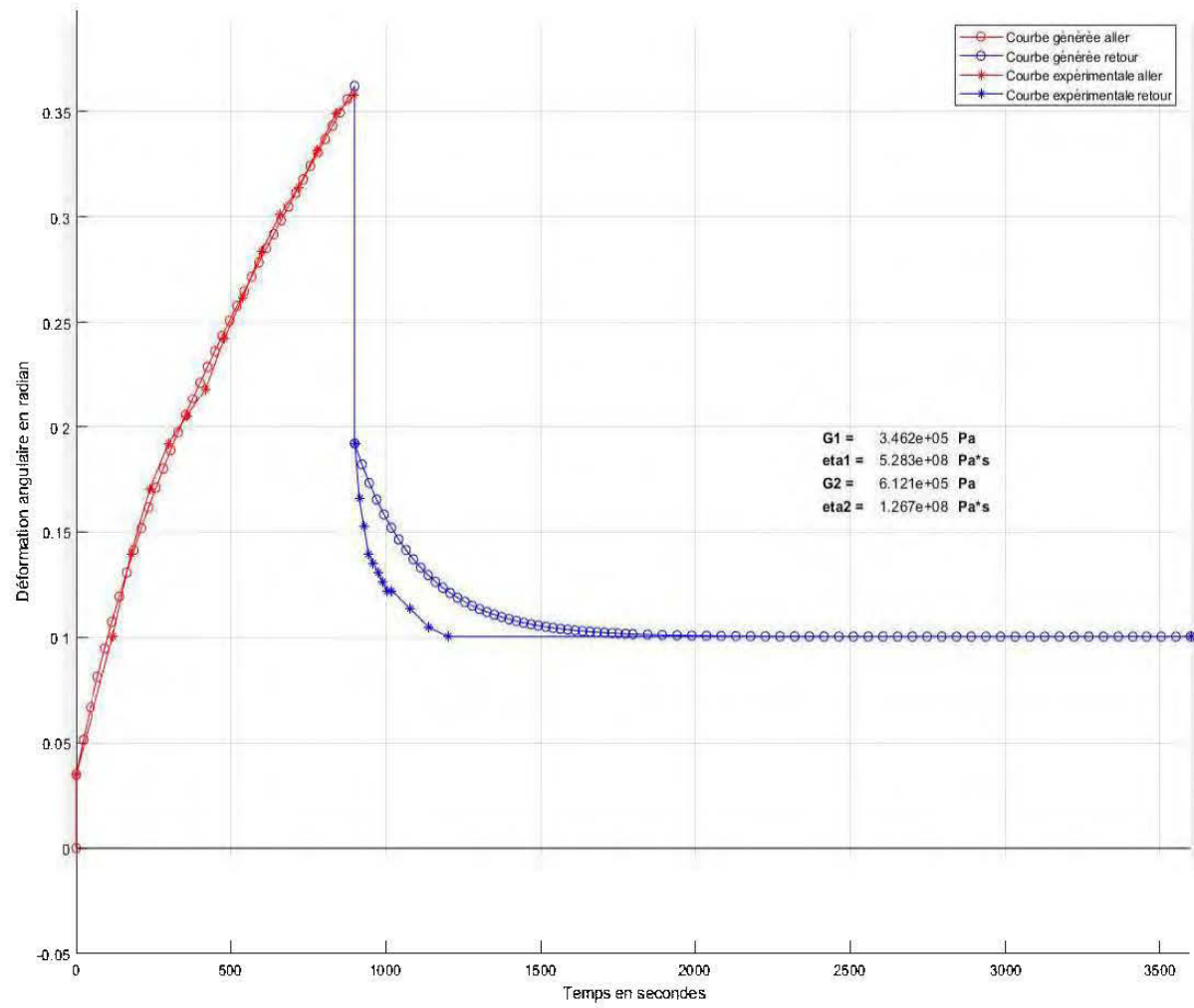


Figure 244 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #4)

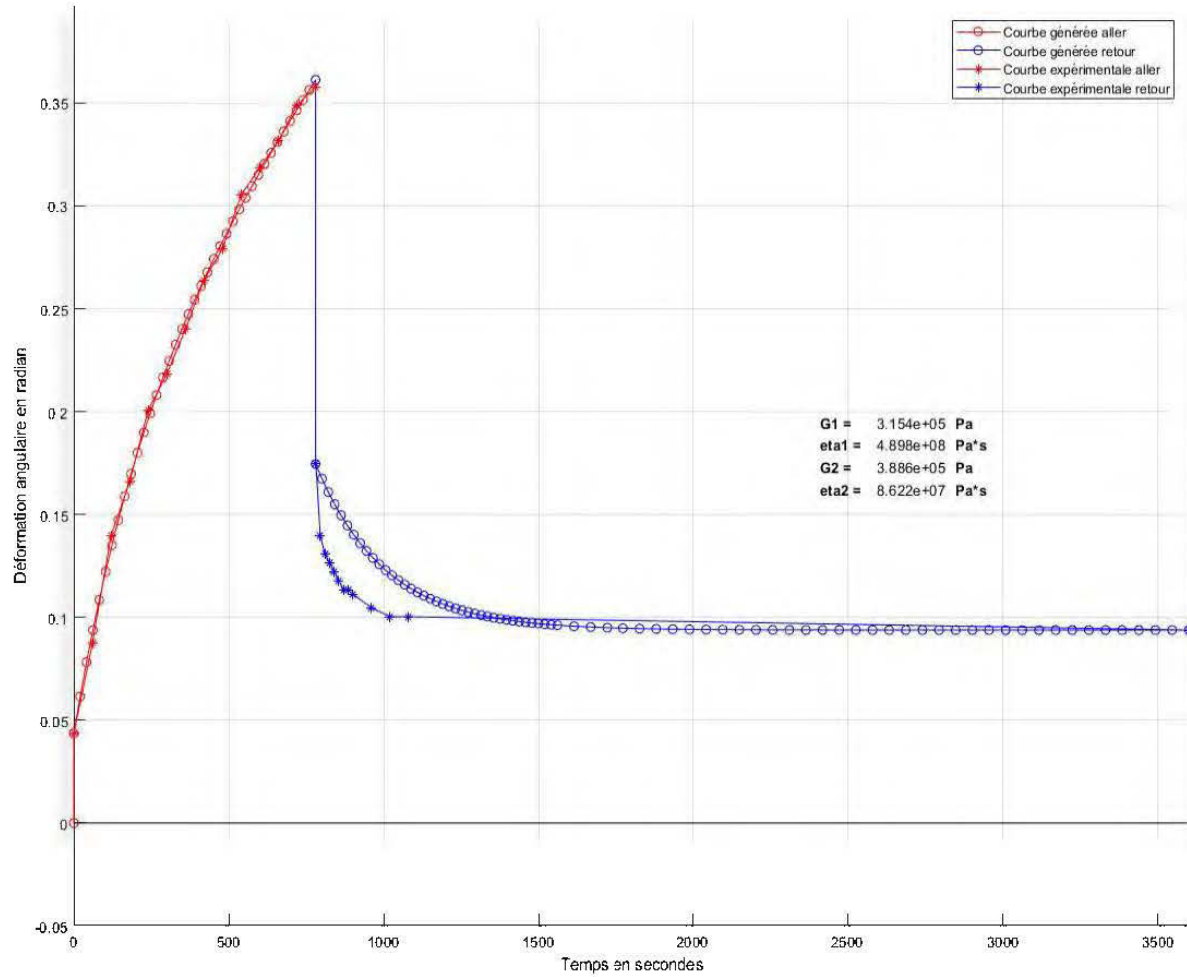


Figure 245 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #5)

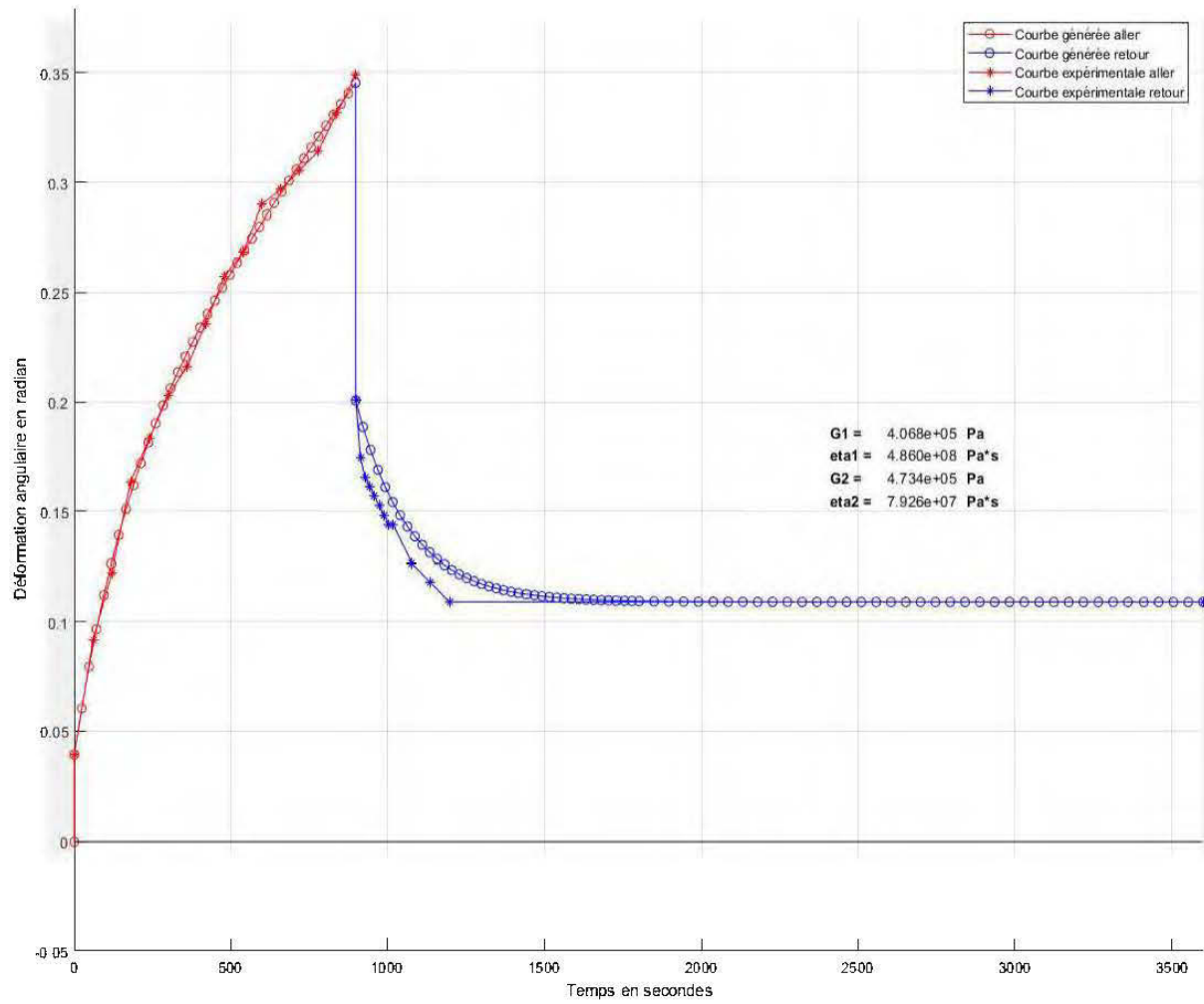


Figure 246 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #6)

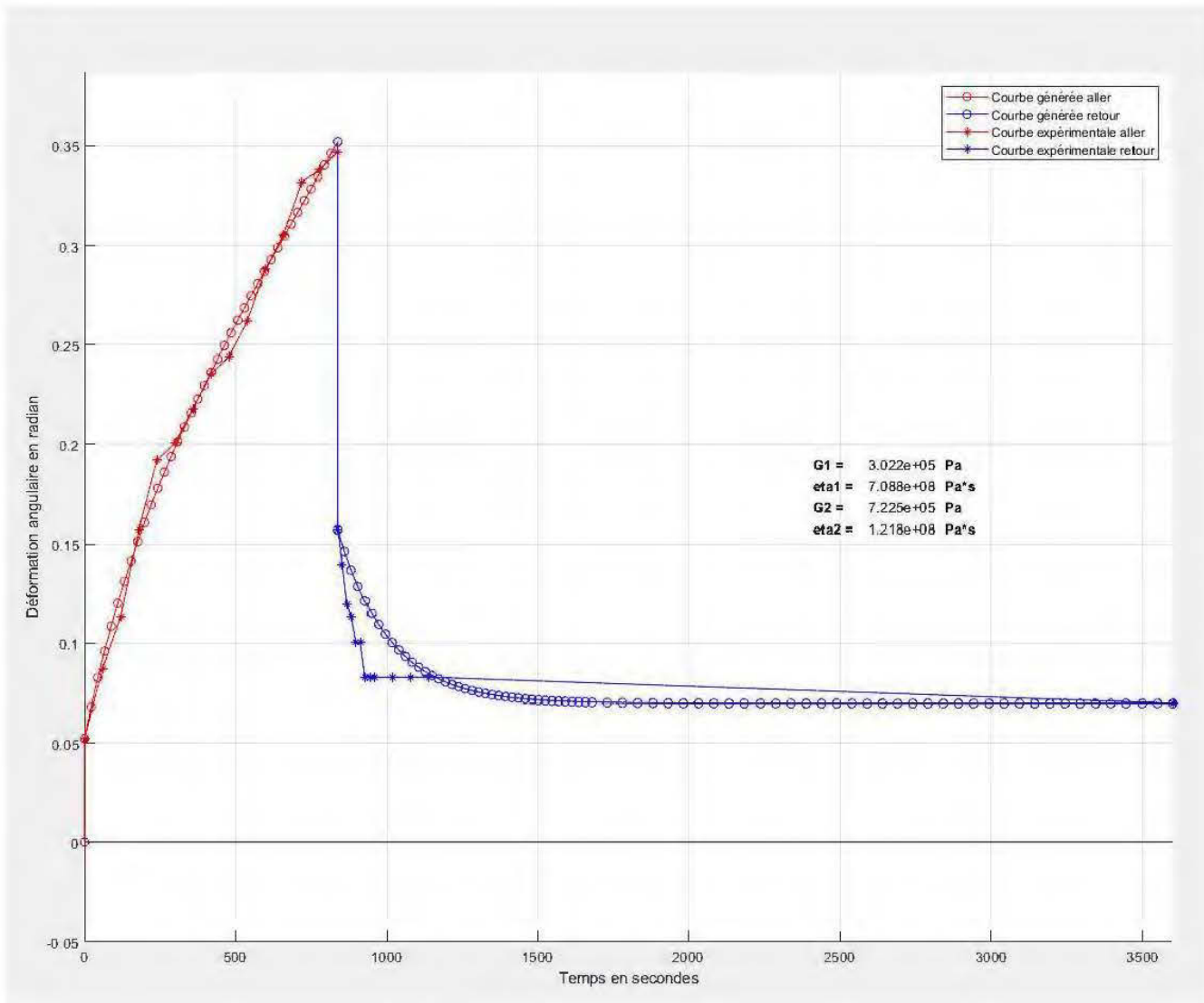


Figure 247 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 28,5 N (Test #7)

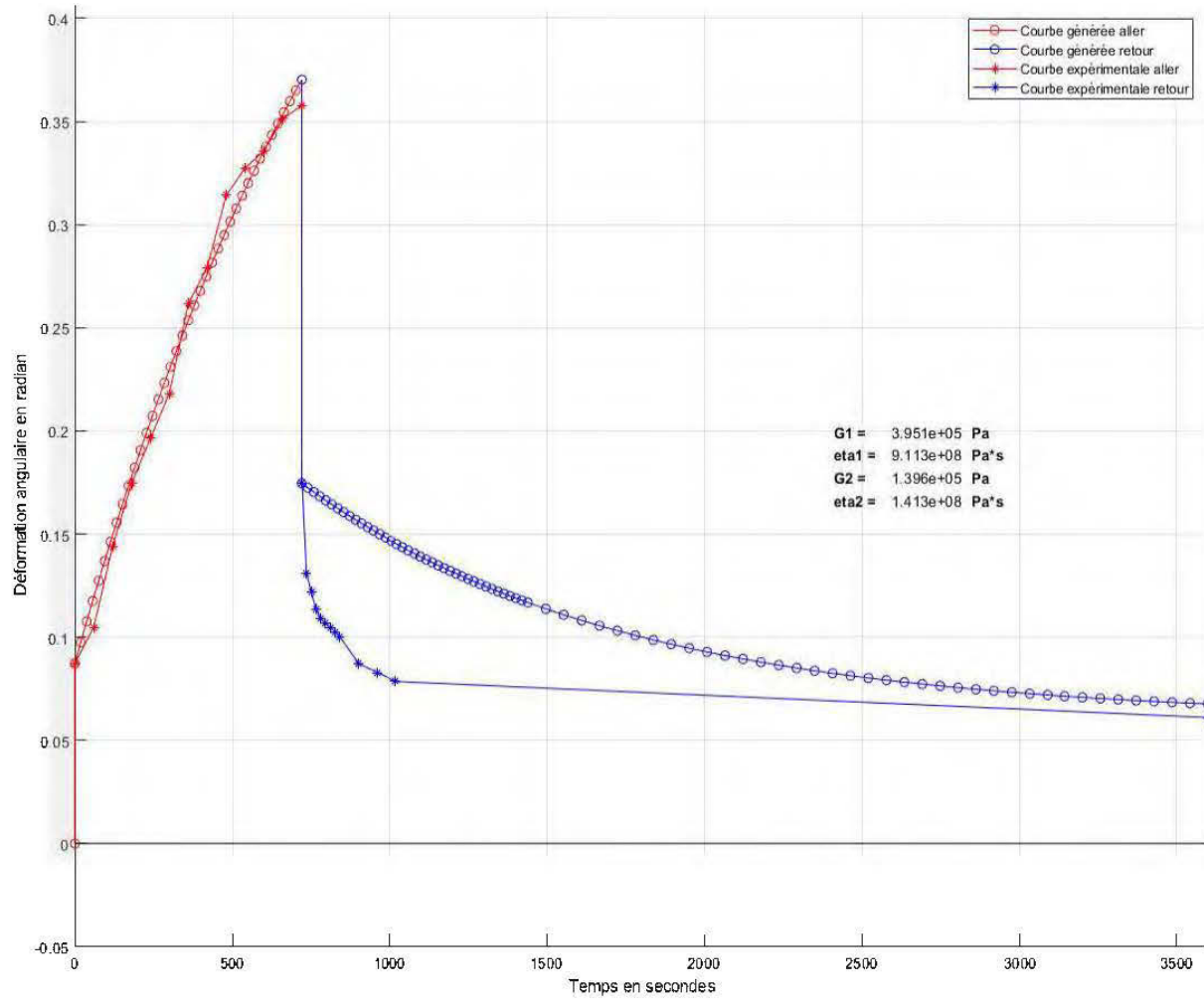


Figure 248 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #3)

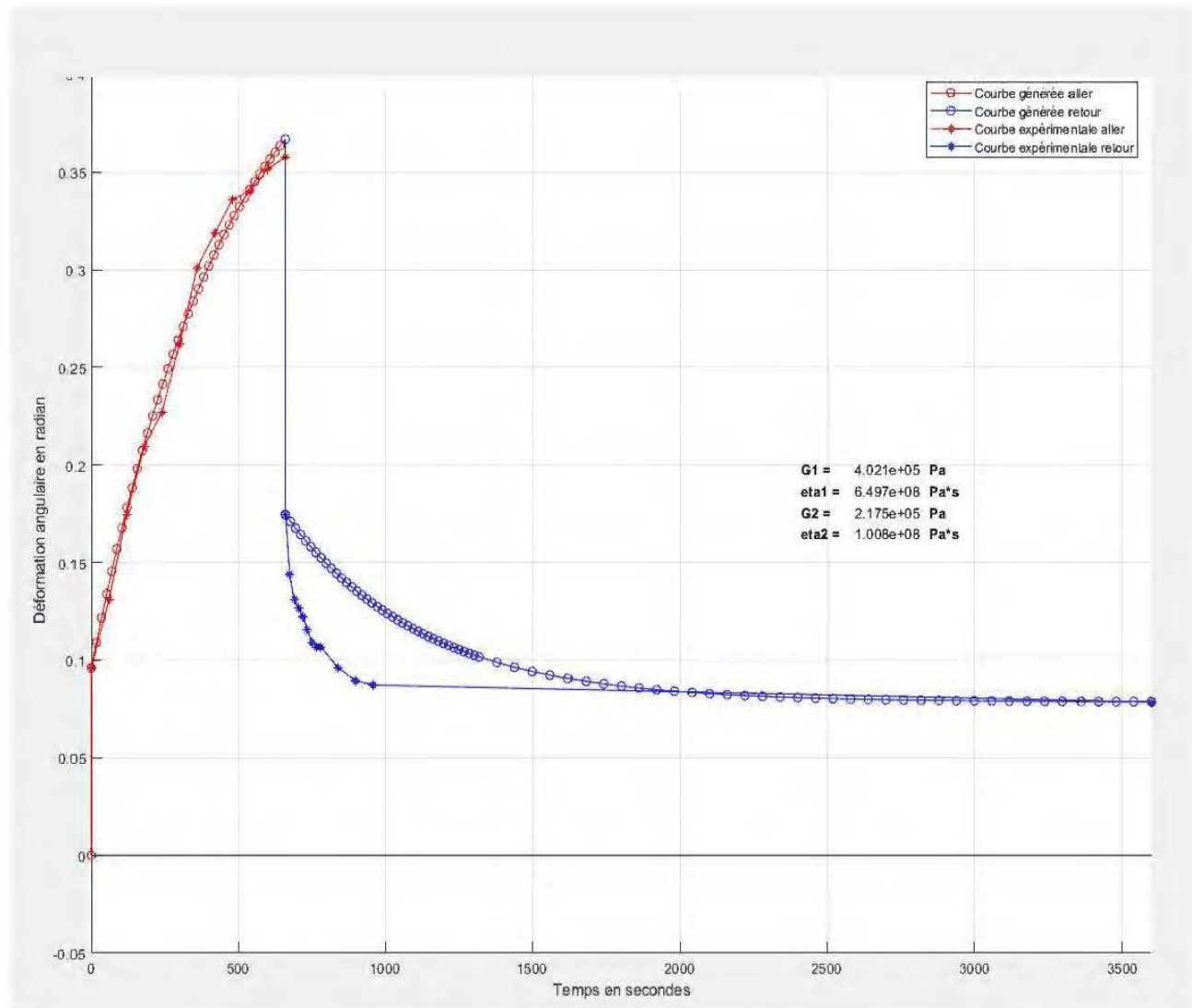


Figure 249 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #4)

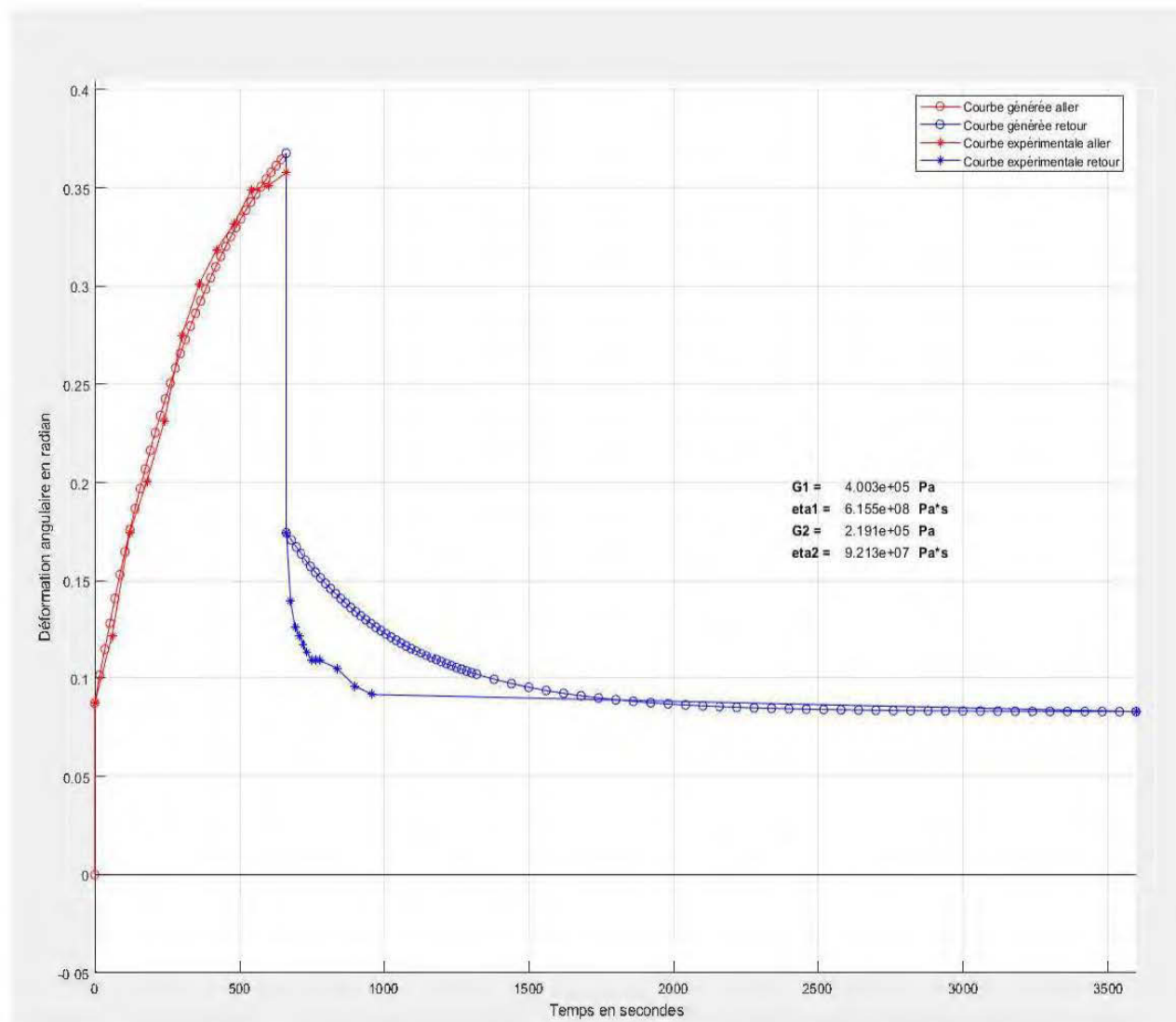


Figure 250 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #5)

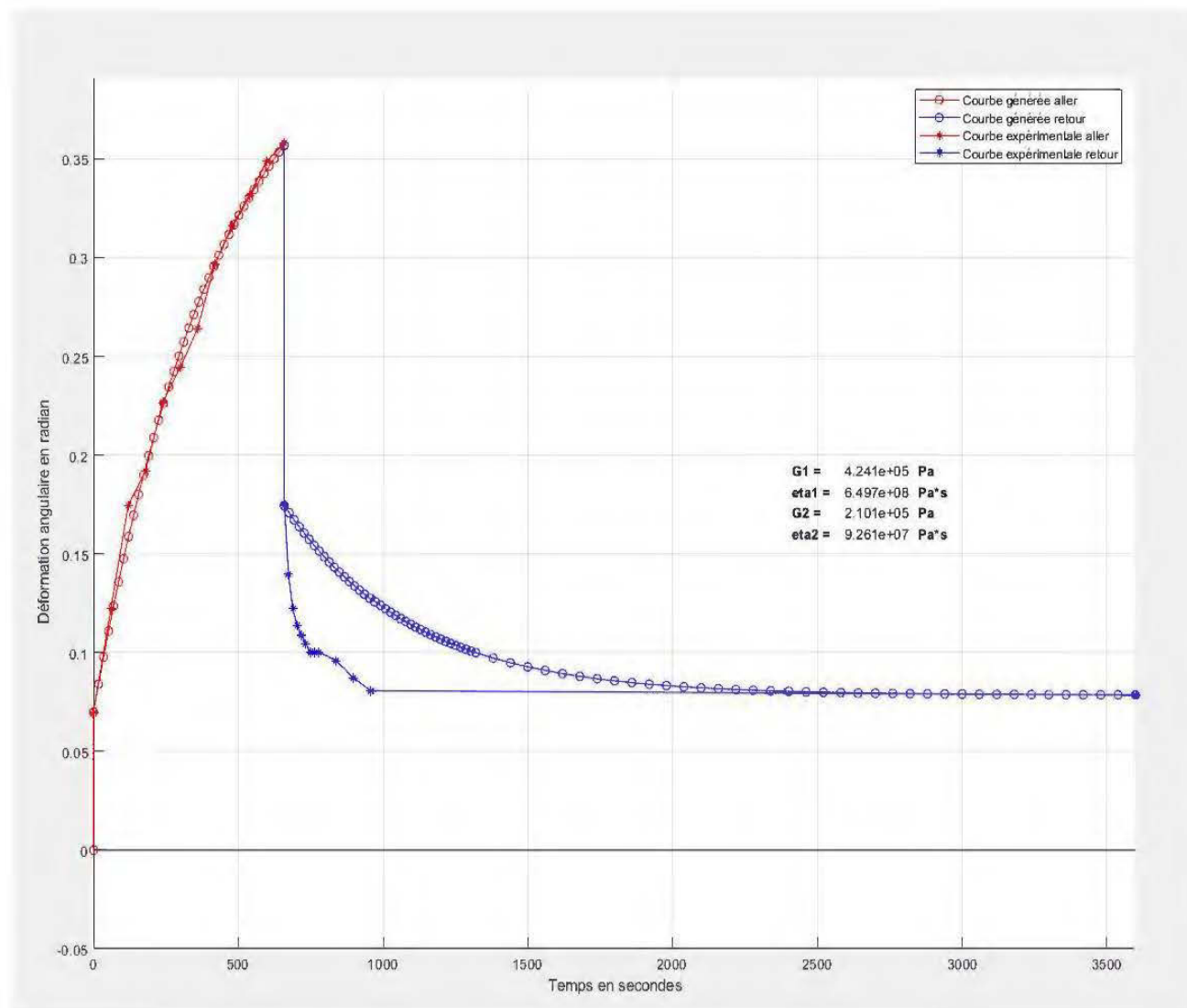


Figure 251 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #6)

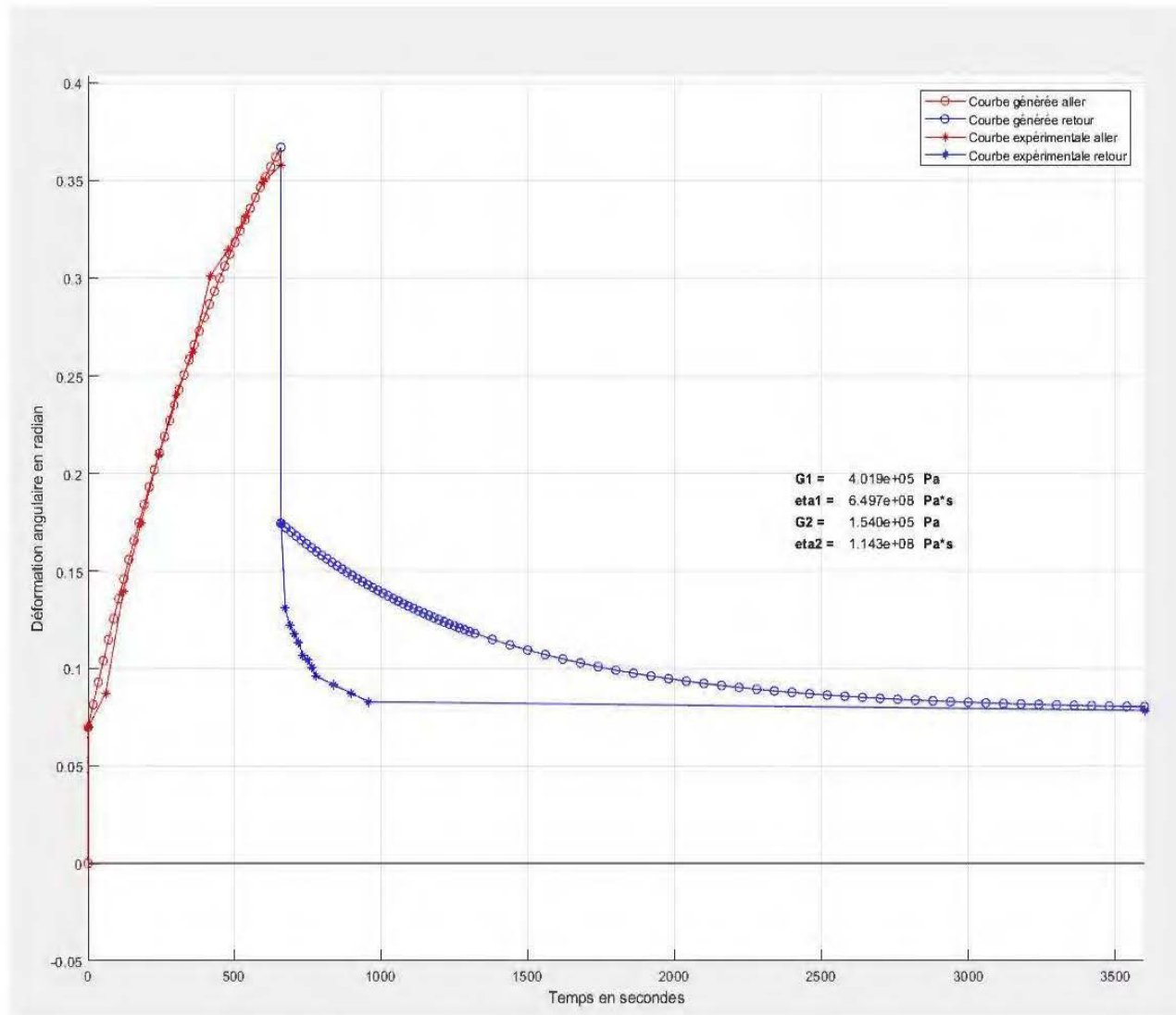


Figure 252 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #7)

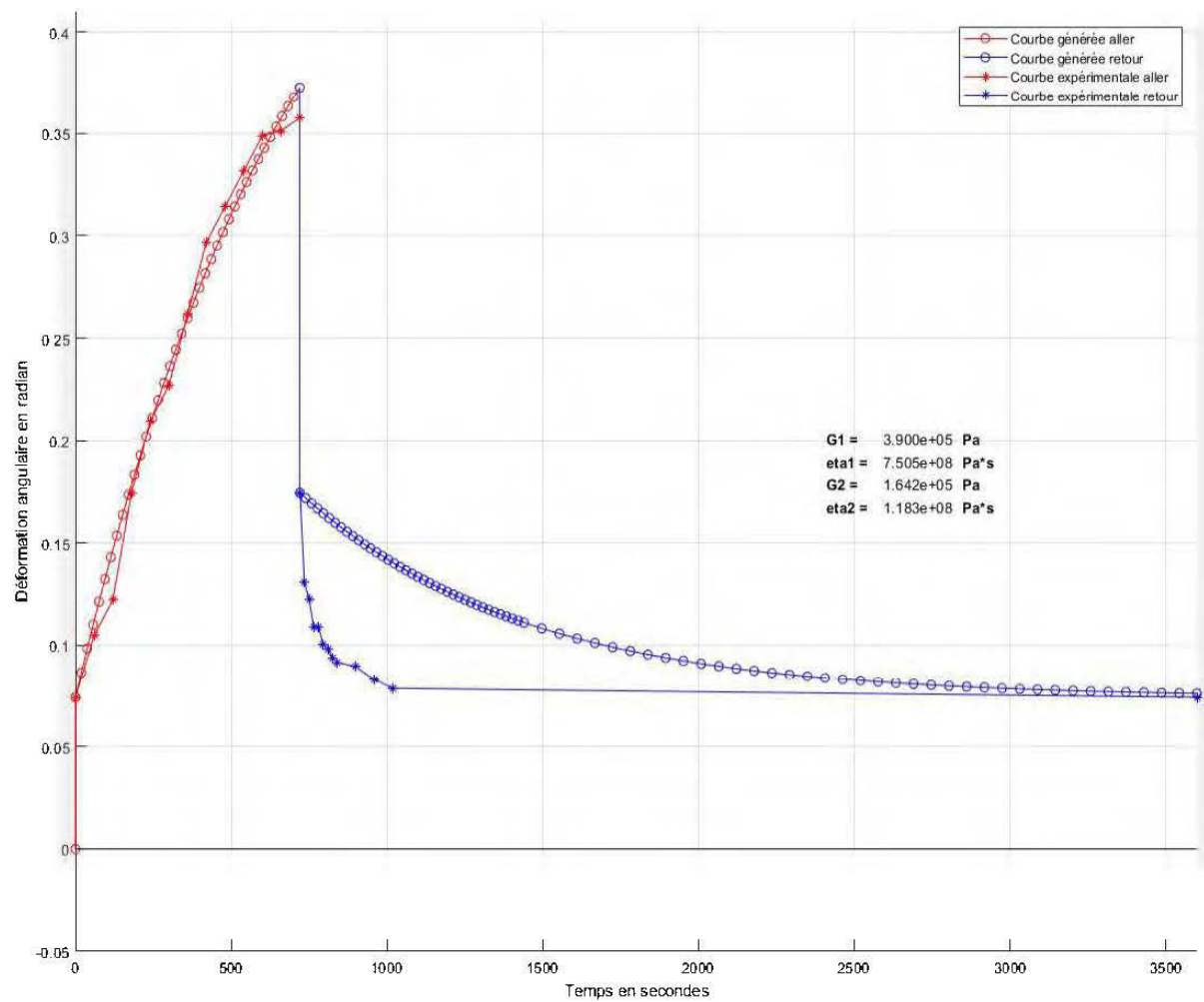


Figure 253 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #8)

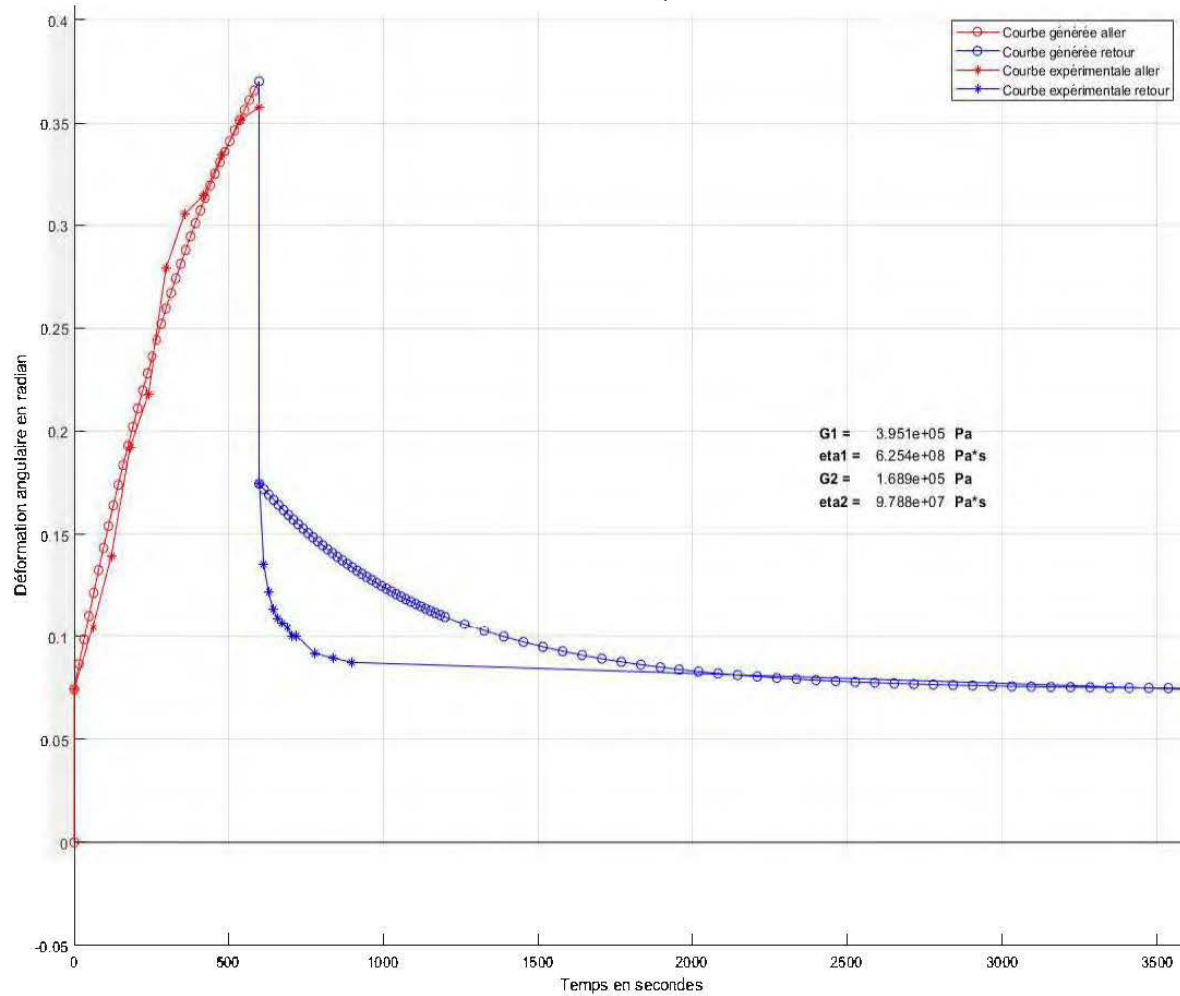


Figure 254 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #9)

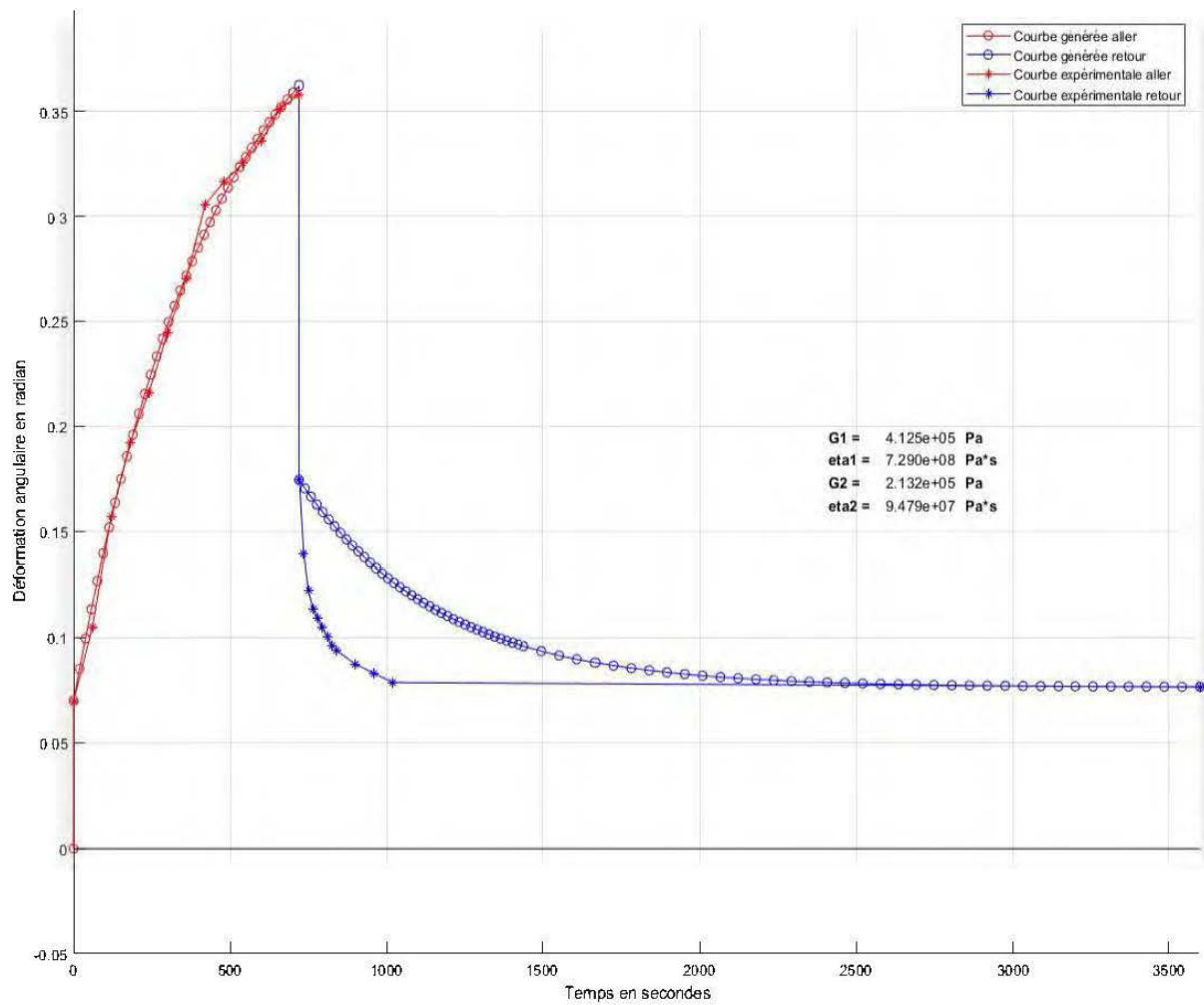


Figure 255 : Déformation en fluage avec chauffage local pour le copolymère de polypropylène avec un poids de 37,4 N (Test #10)

ANNEXE C

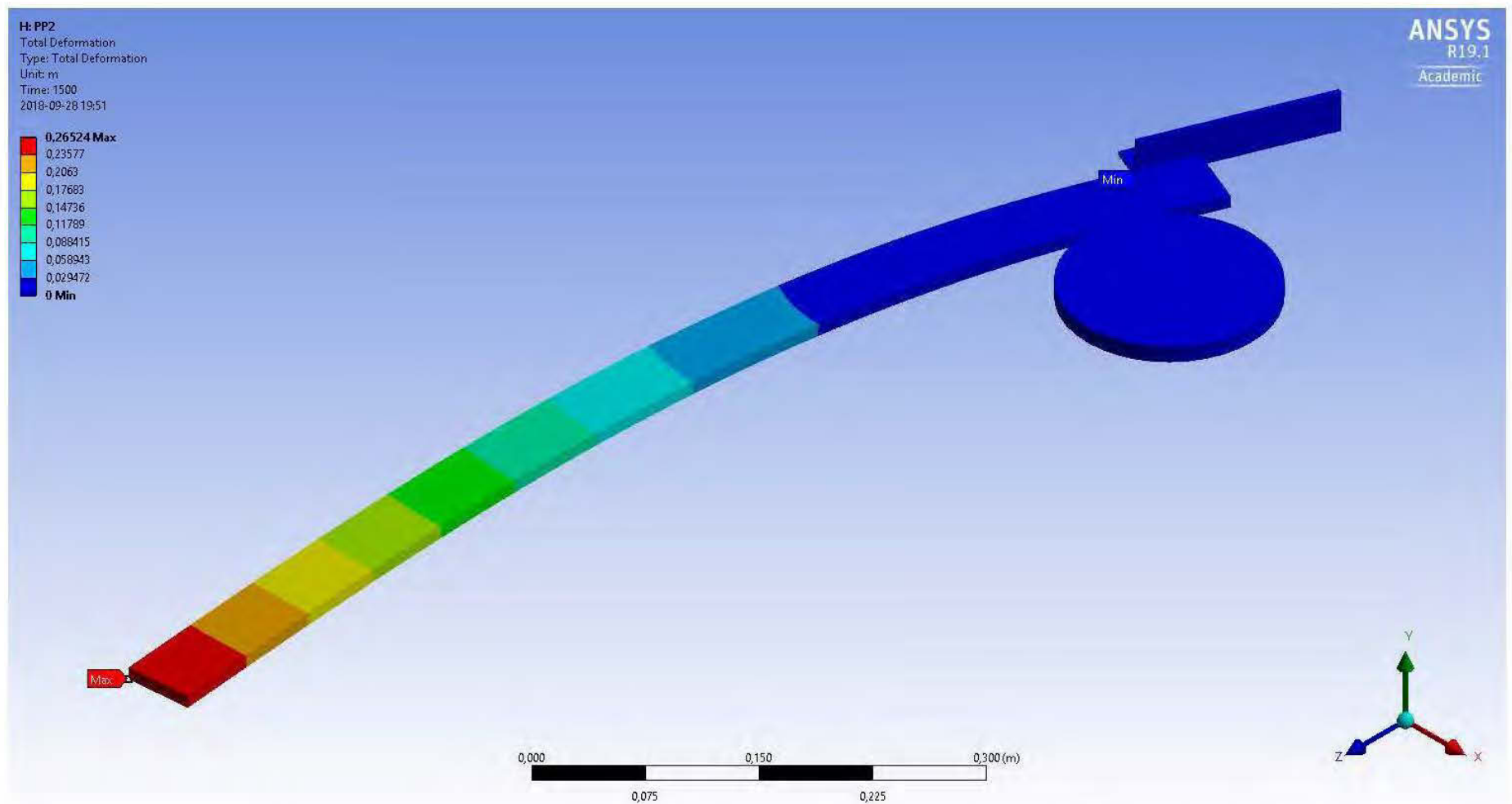


Figure 256 : Déformation totale à 1500 secondes en chauffage local avec un poids de 28,5 N

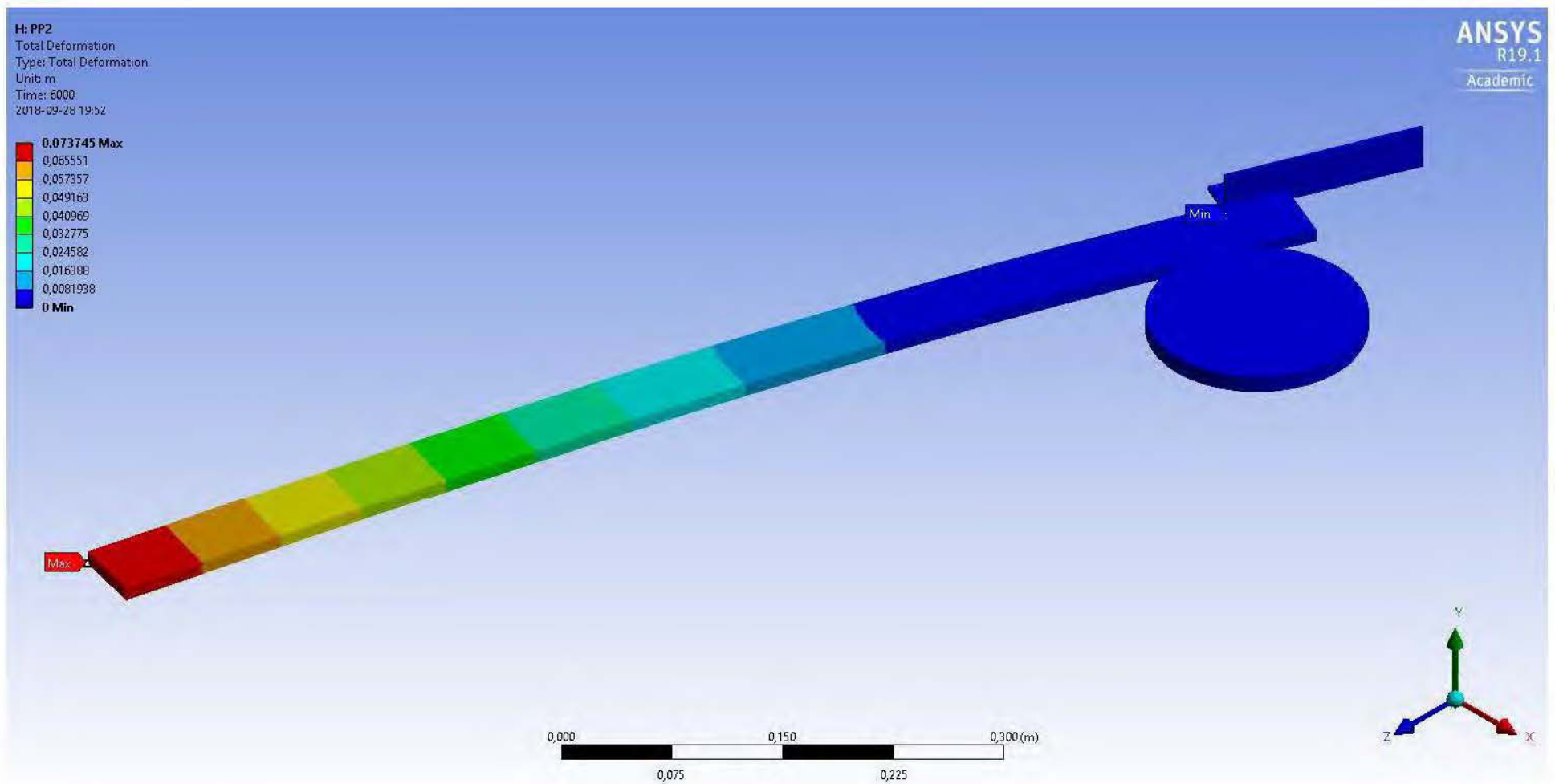


Figure 257 : Déformation totale à 6000 secondes en chauffage local avec un poids de 28,5 N

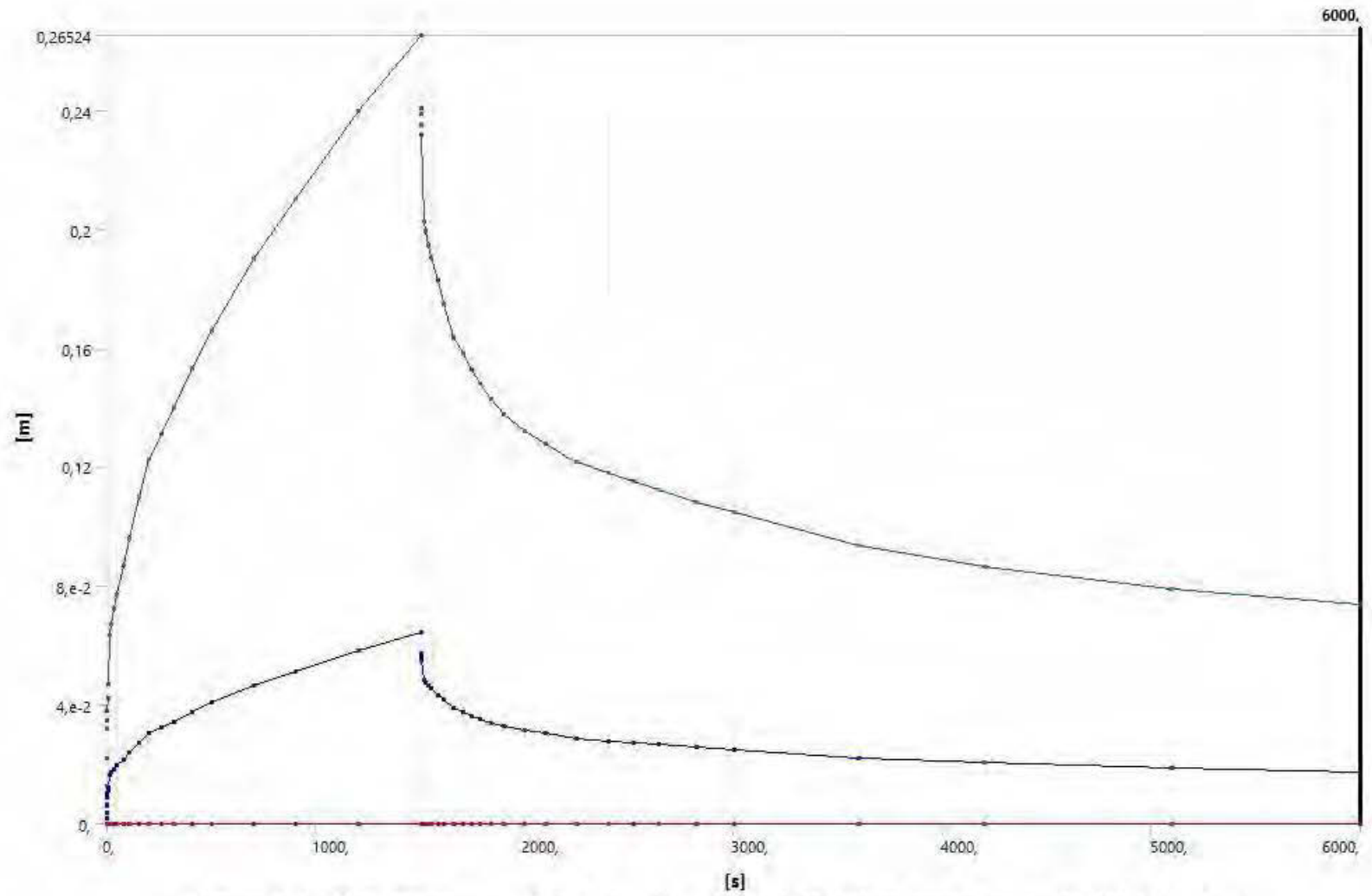


Figure 258 : Déformation en fonction du temps en chauffage local avec un poids de 28,5 N

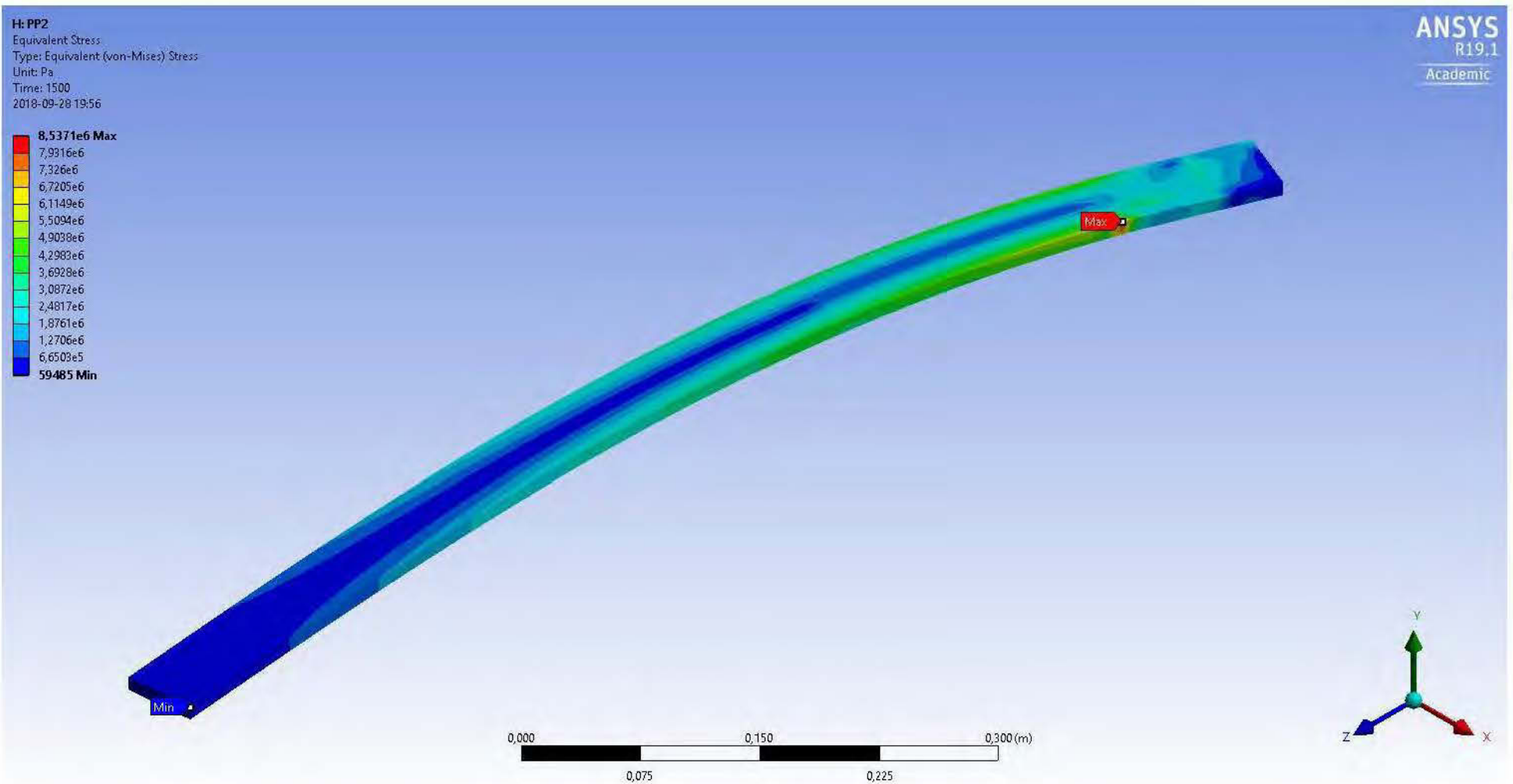


Figure 259 : Contrainte équivalente de Von-Mises à 1500 secondes en chauffage local avec un poids de 28,5 N

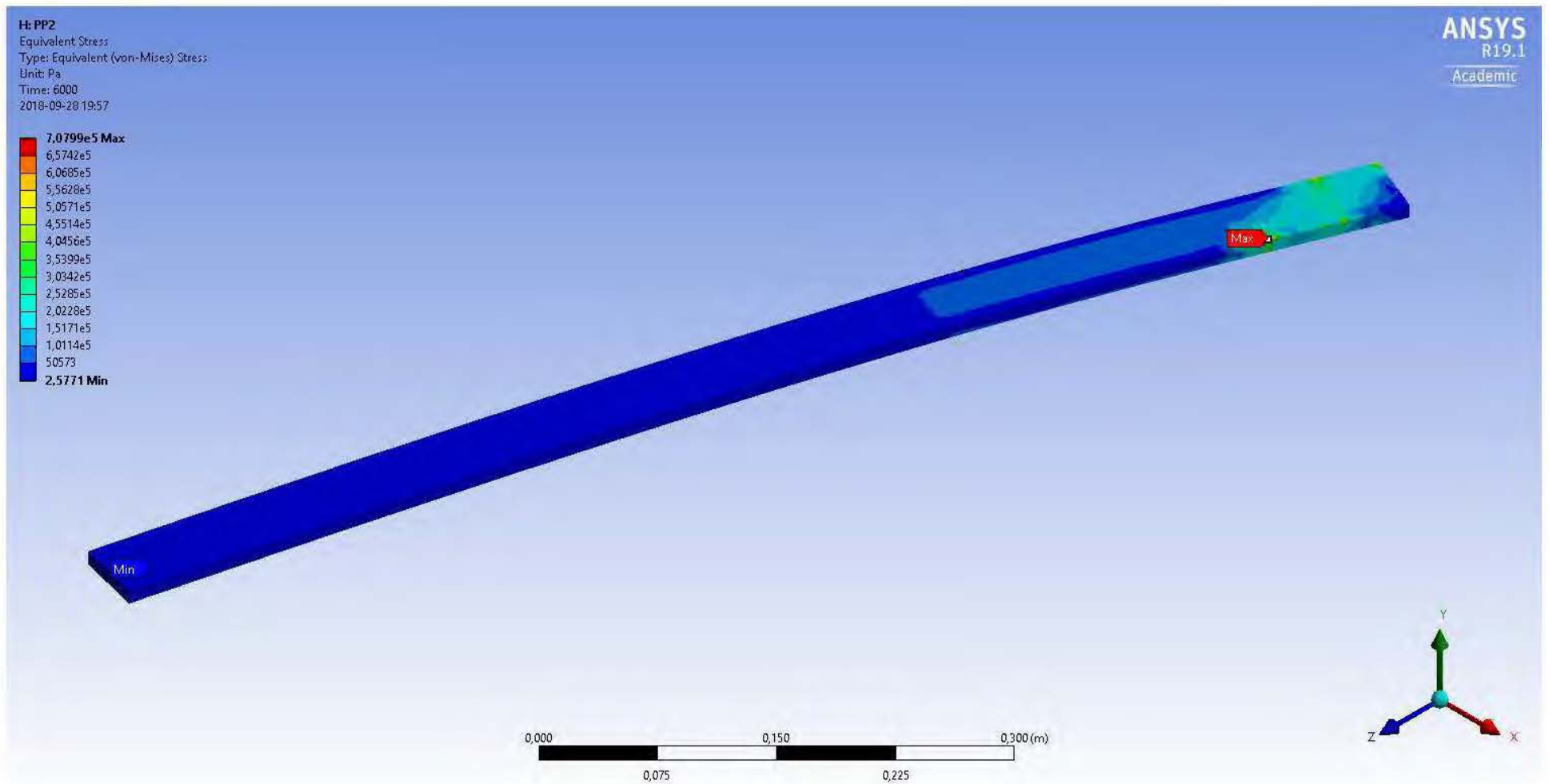


Figure 260 : Contrainte équivalente de Von-Mises à 6000 secondes en chauffage local avec un poids de 28,5 N

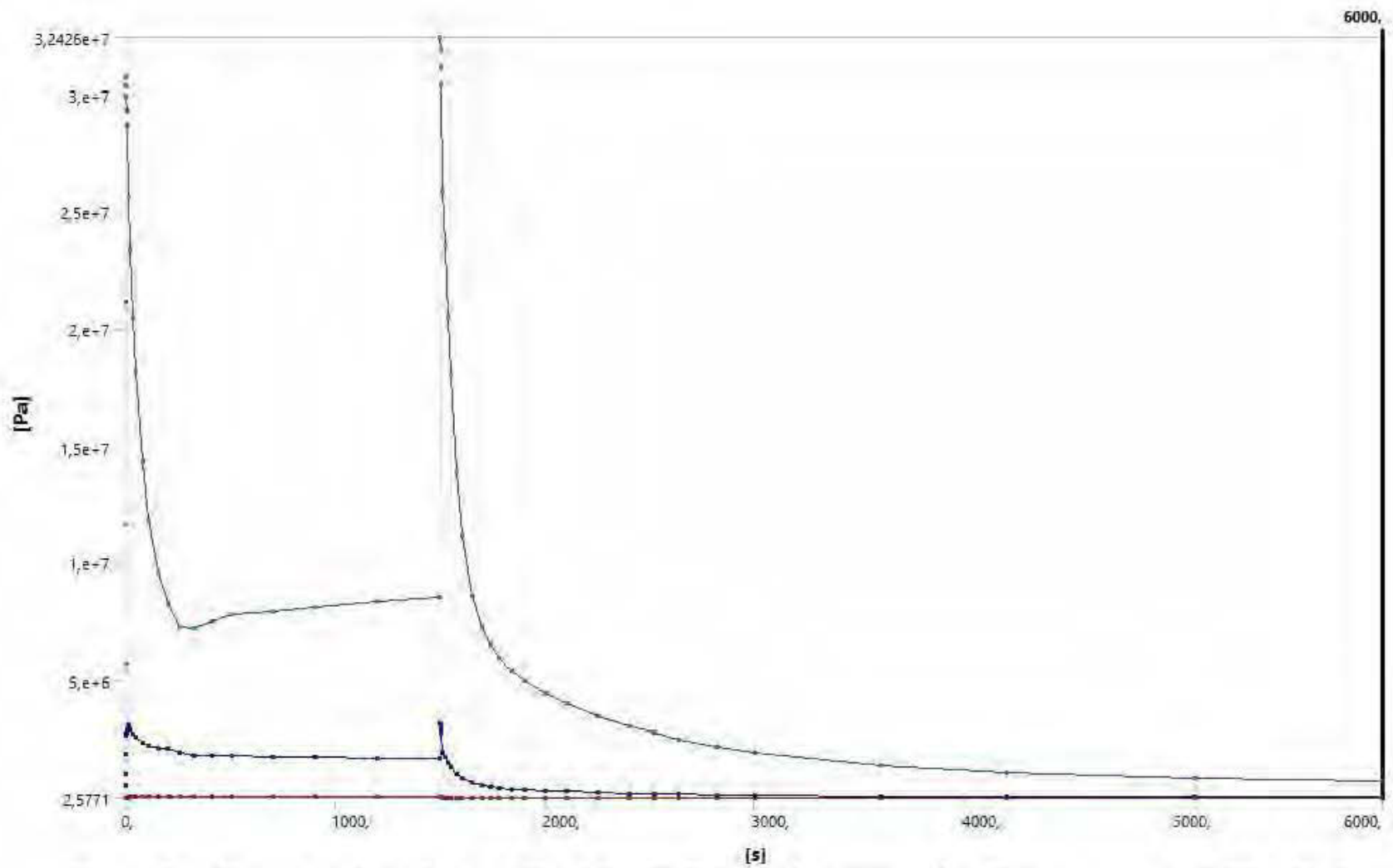


Figure 261 : Contrainte équivalente de Von-Mises en fonction du temps en chauffage local avec un poids de 28,5 N

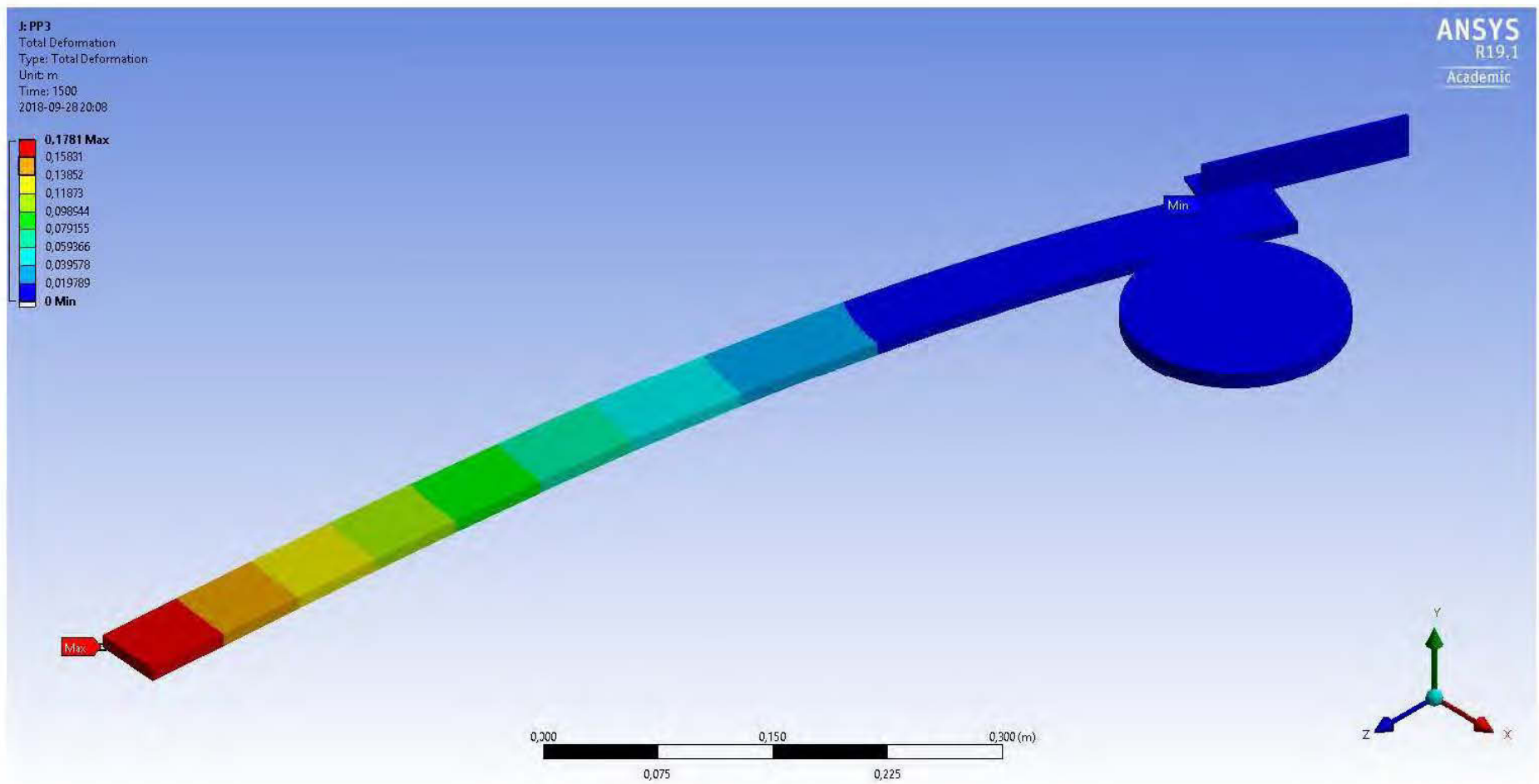


Figure 262 : Déformation totale à 1500 secondes en chauffage local avec un poids de 37,4 N

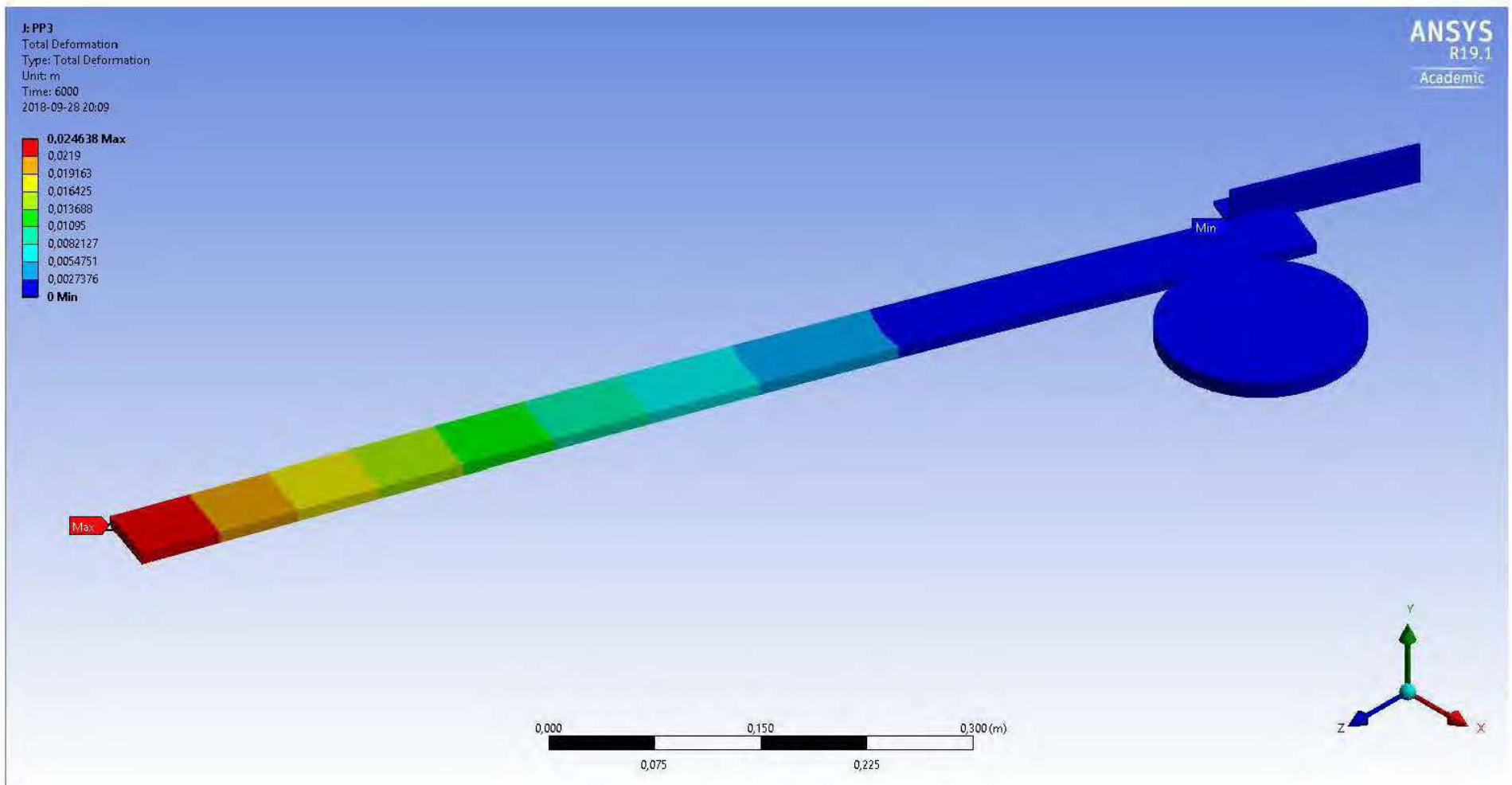


Figure 263 : Déformation totale à 6000 secondes en chauffage local avec un poids de 37,4 N

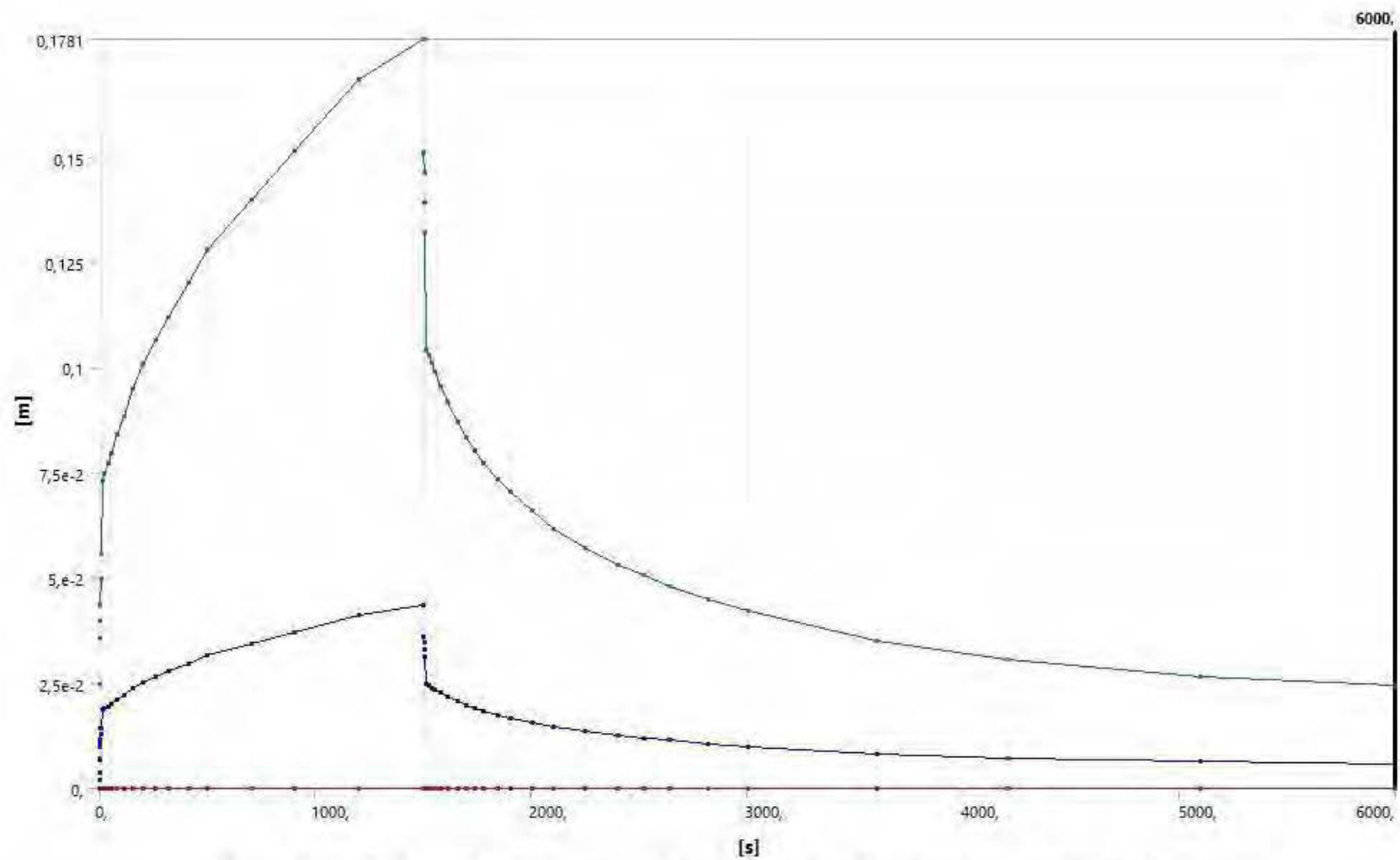


Figure 264 : Déformation en fonction du temps en chauffage local avec un poids de 37,4 N

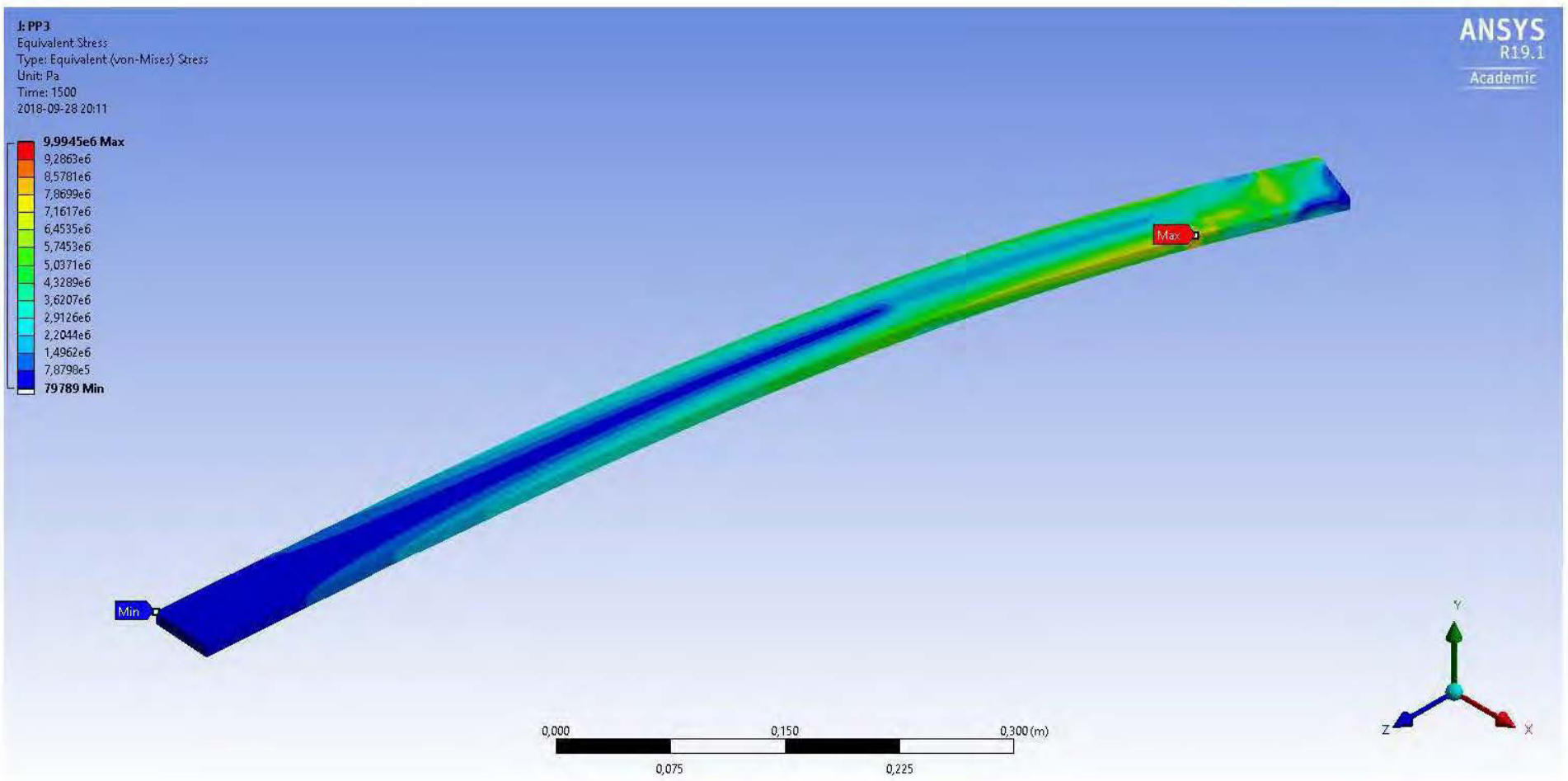


Figure 265 : Contrainte équivalente de Von-Mises à 1500 secondes en chauffage local avec un poids de 37,4 N

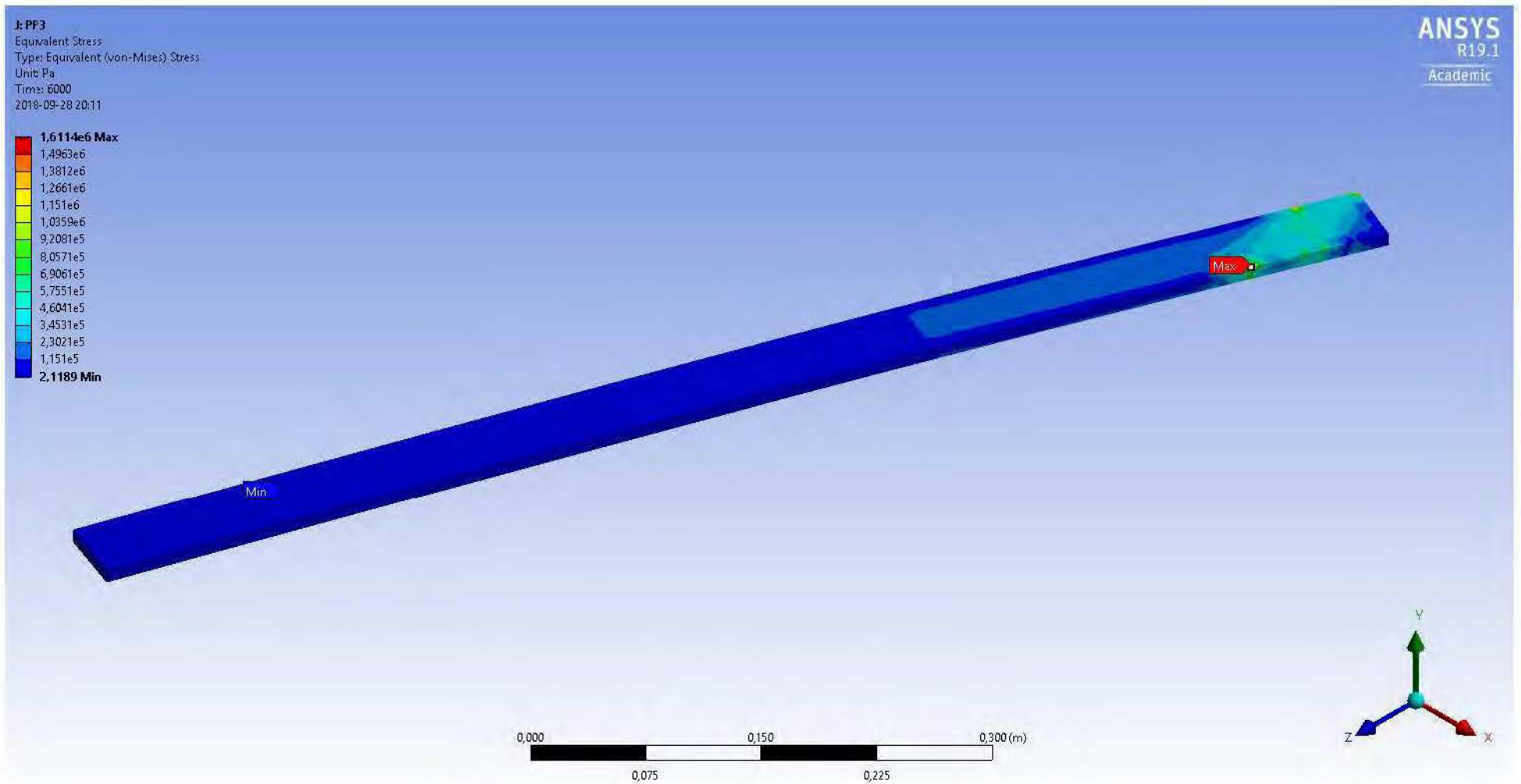


Figure 266 : Contrainte équivalente de Von-Mises à 6000 secondes en chauffage local avec un poids de 37,4 N

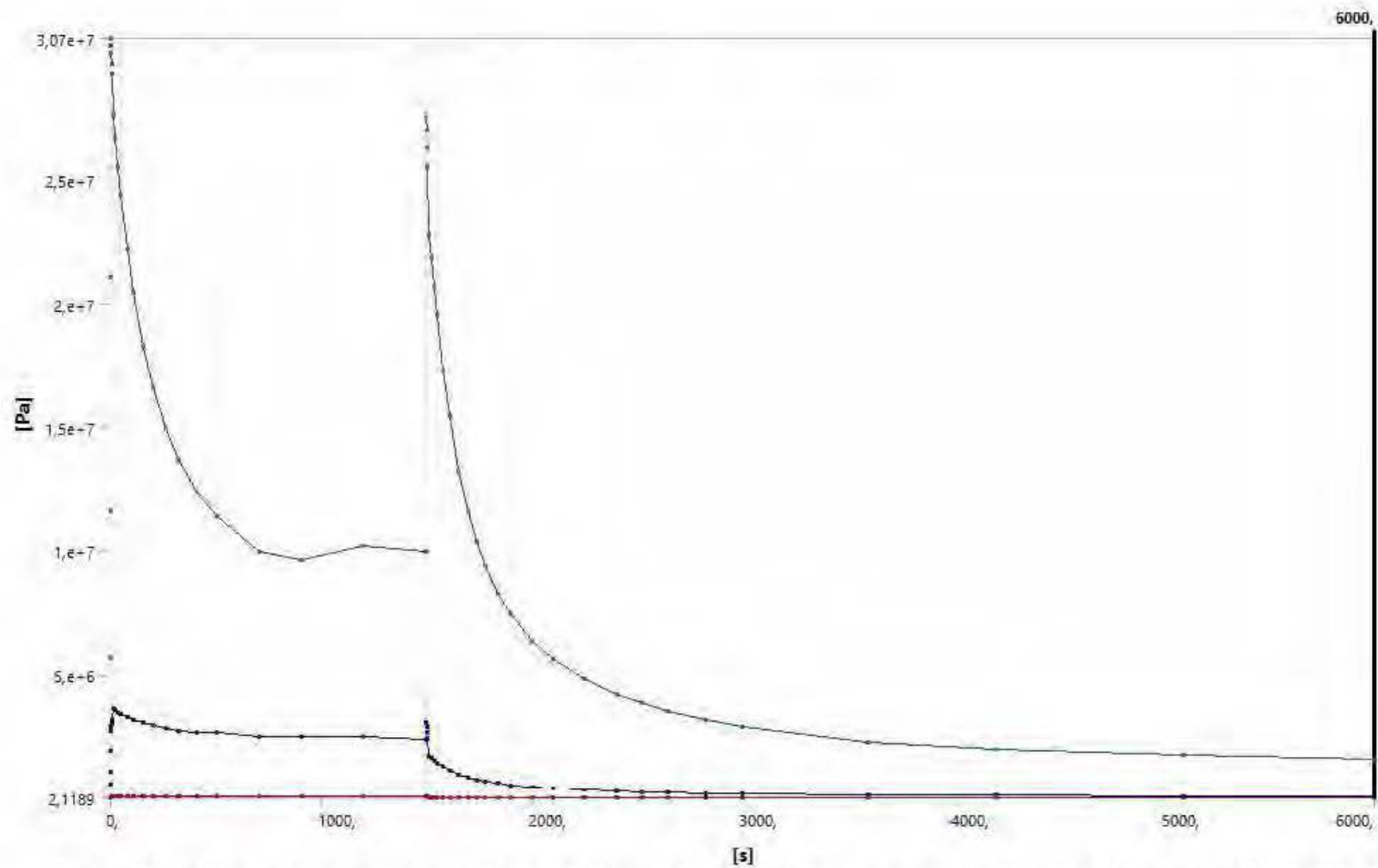


Figure 267 : Contrainte équivalente de Von-Mises en fonction du temps en chauffage local avec un poids de 37,4 N

ANNEXE D

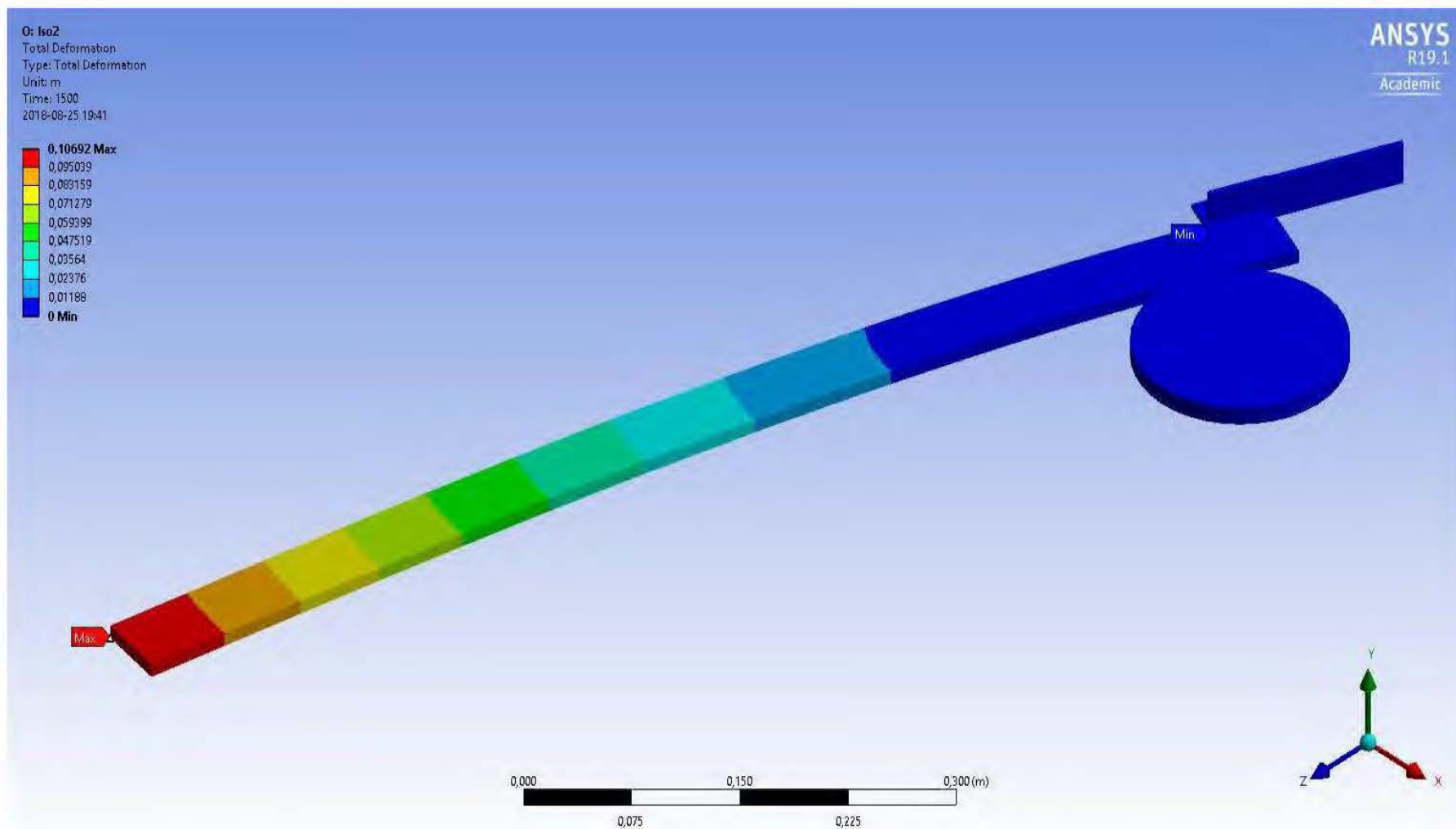


Figure 268 : Déformation totale à 1500 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 75°C

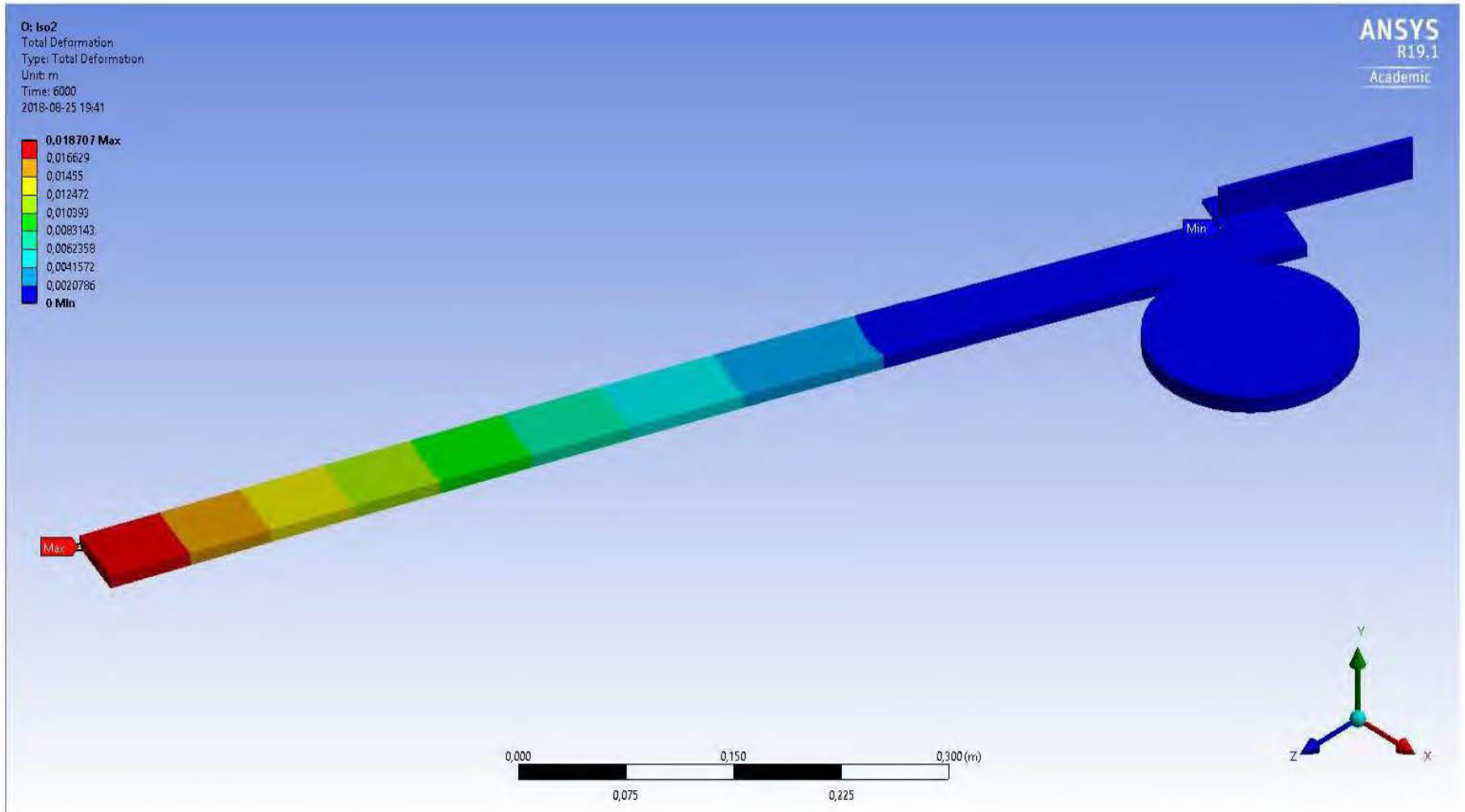


Figure 269 : Déformation totale à 6000 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 75°C

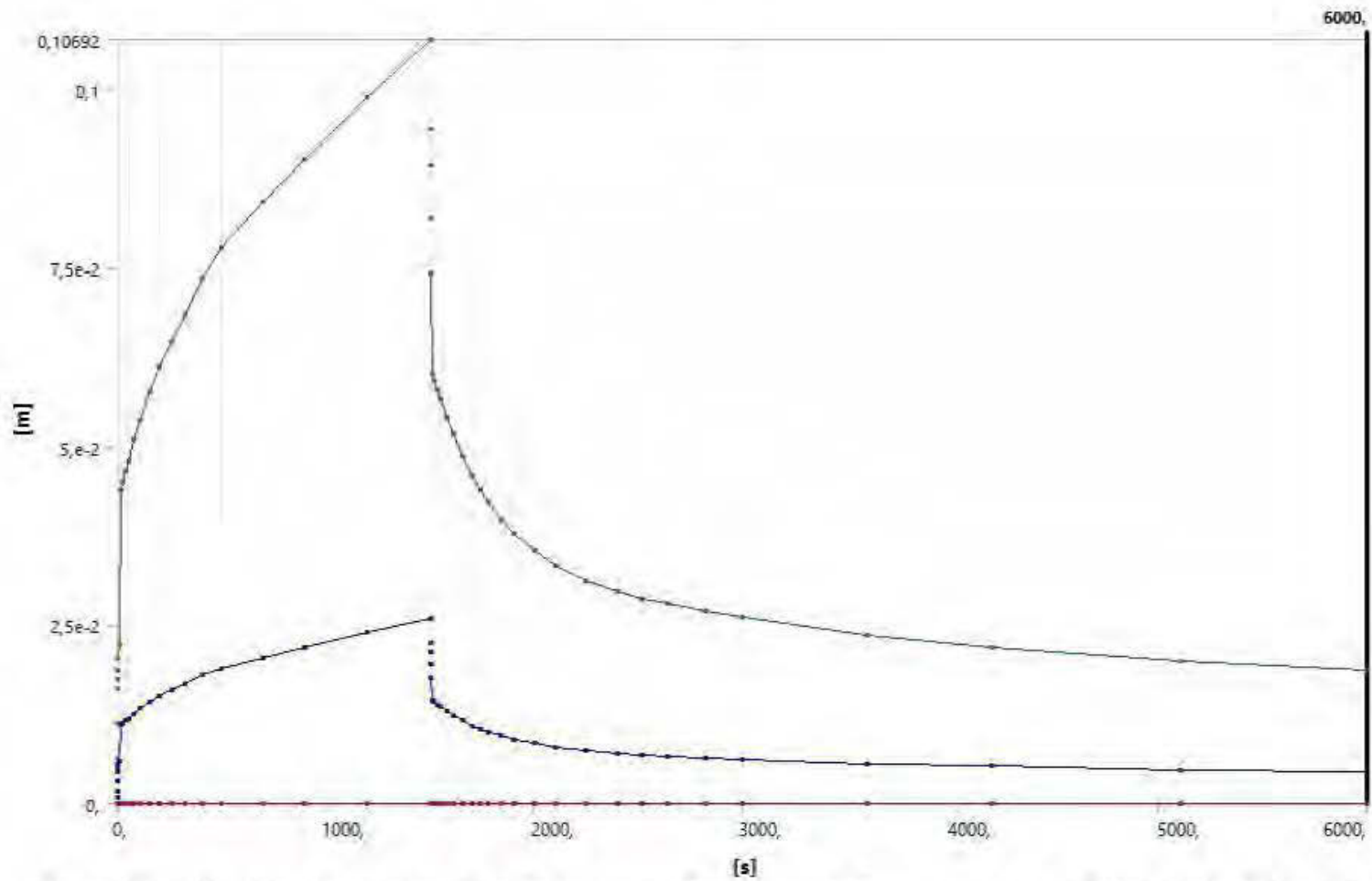


Figure 270 : Déformation en fonction du temps en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 75°C

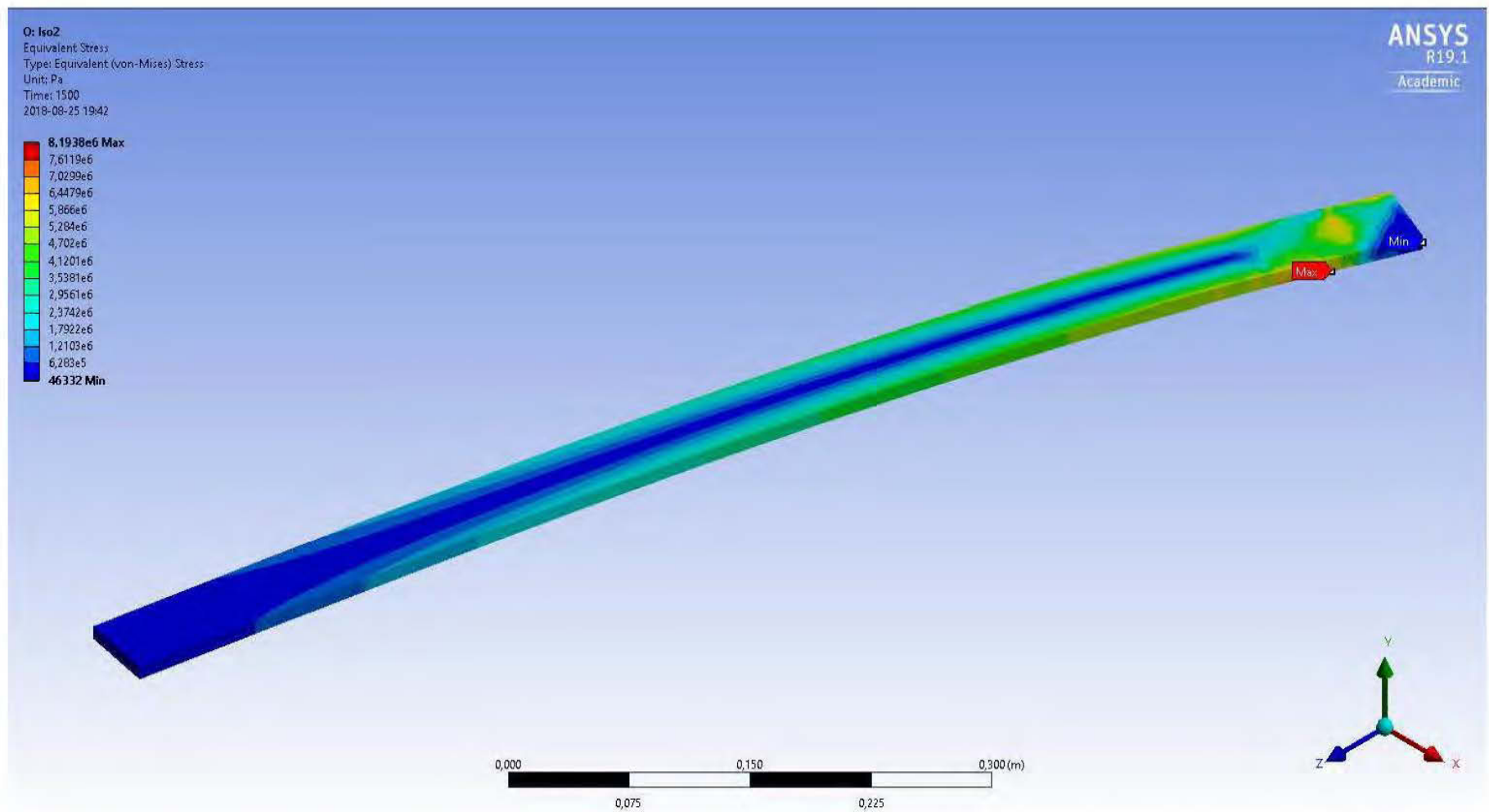


Figure 271 : Contrainte équivalente de Von Mises à 1500 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 75°C

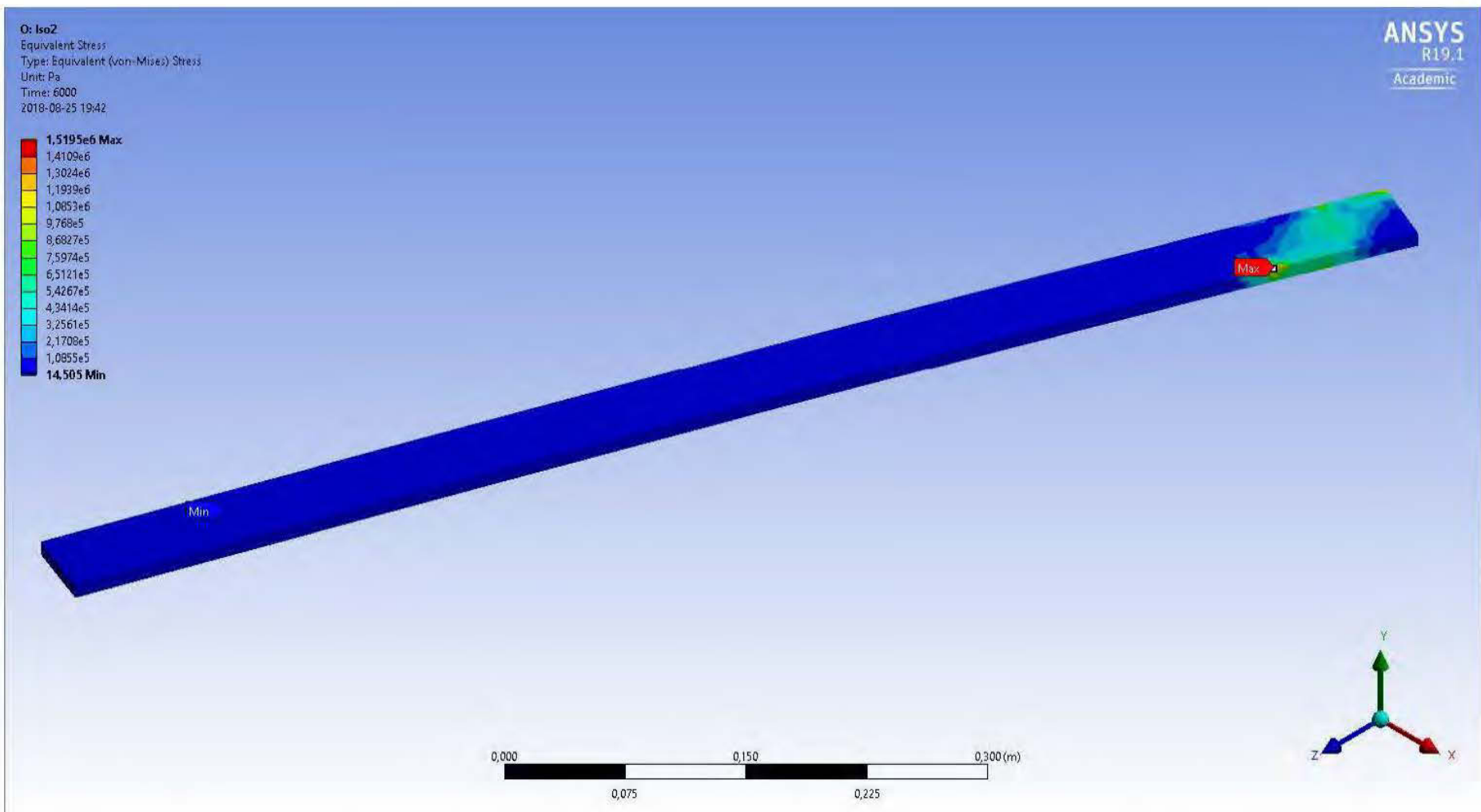


Figure 272 : Contrainte équivalente de Von Mises à 6000 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 75°C

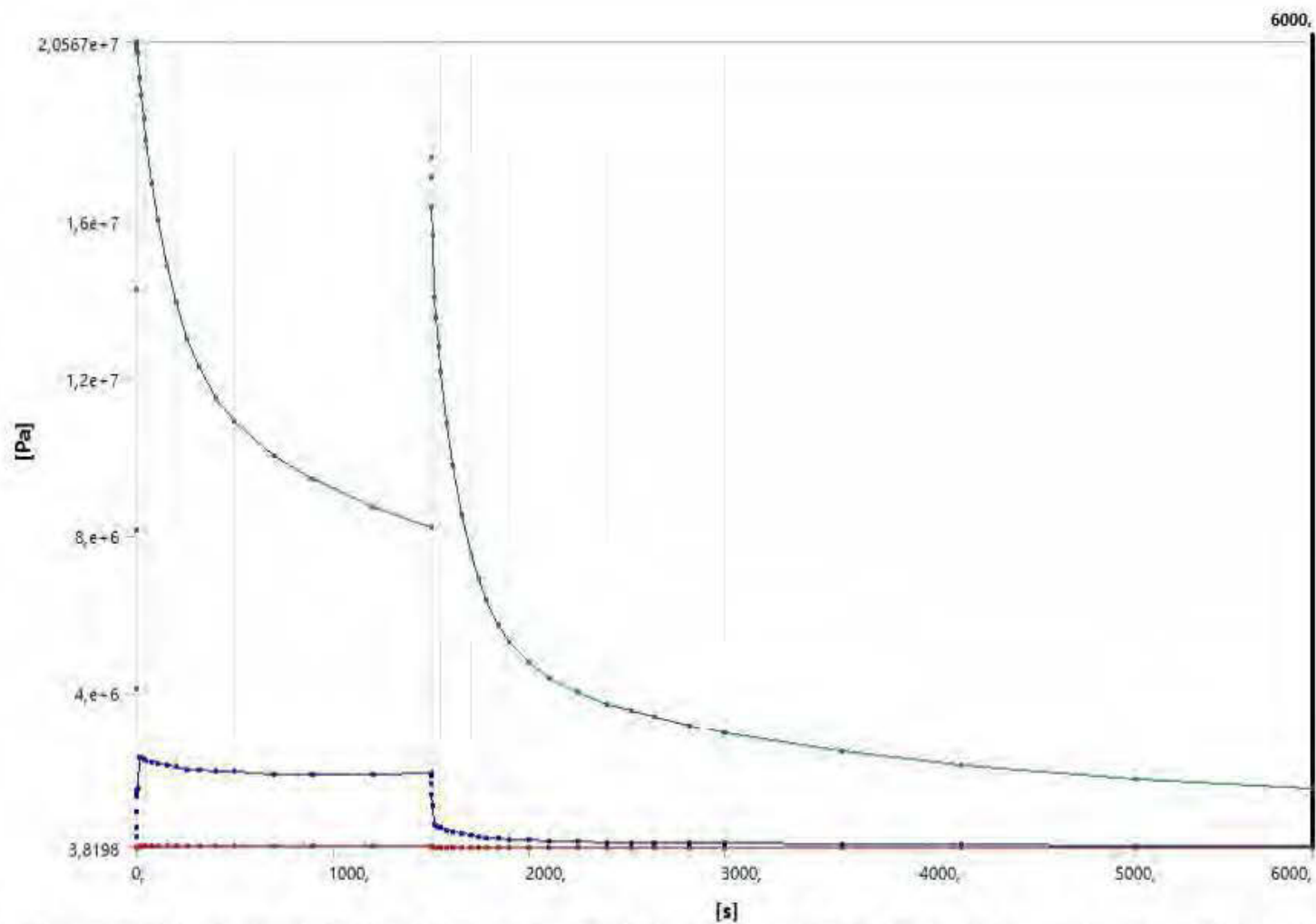


Figure 273 : Contrainte équivalente de Von-Mises en fonction du temps en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 75°C

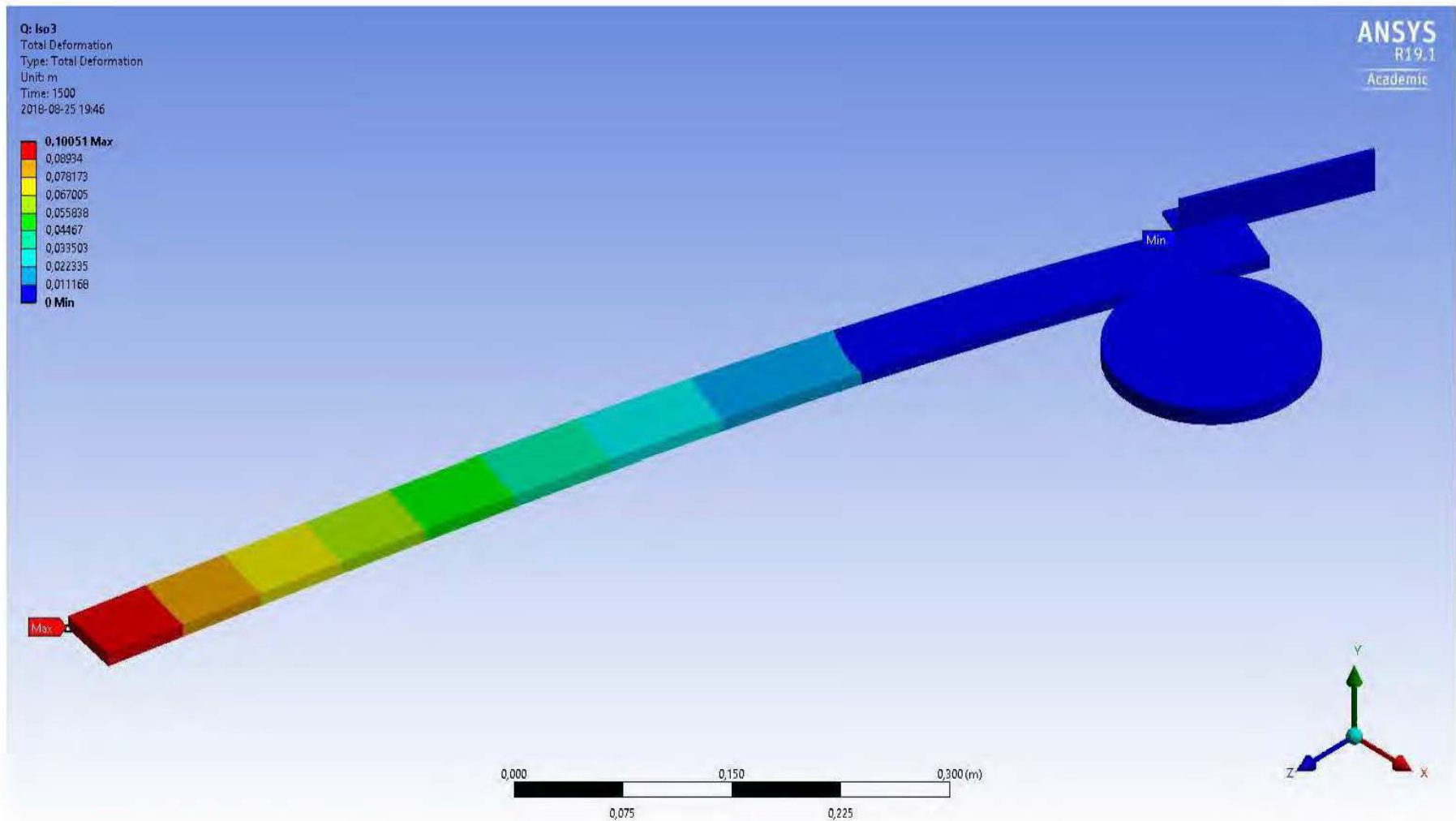


Figure 274 : Déformation totale à 1500 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 77,6°C

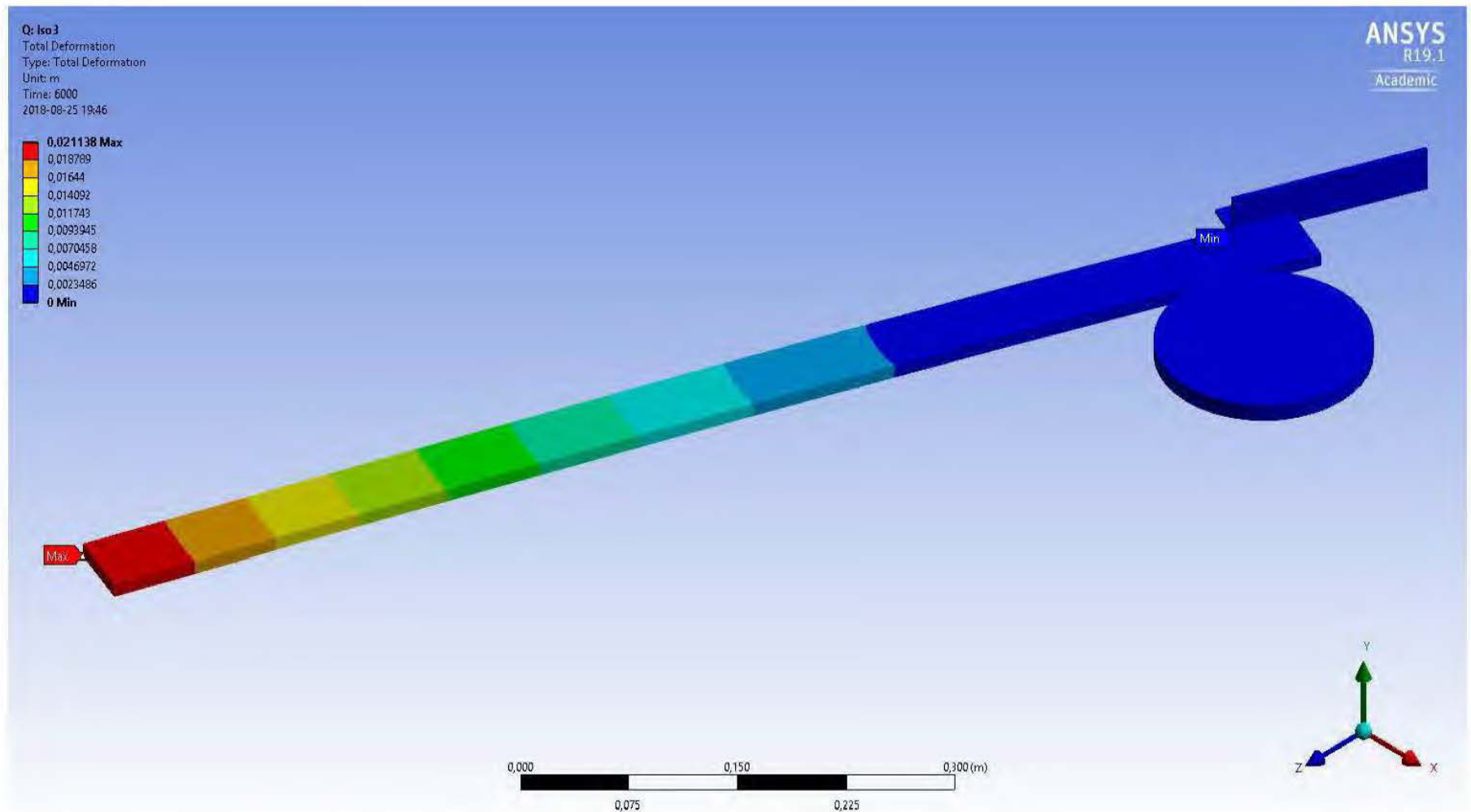


Figure 275 : Déformation totale à 6000 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 77,6°C

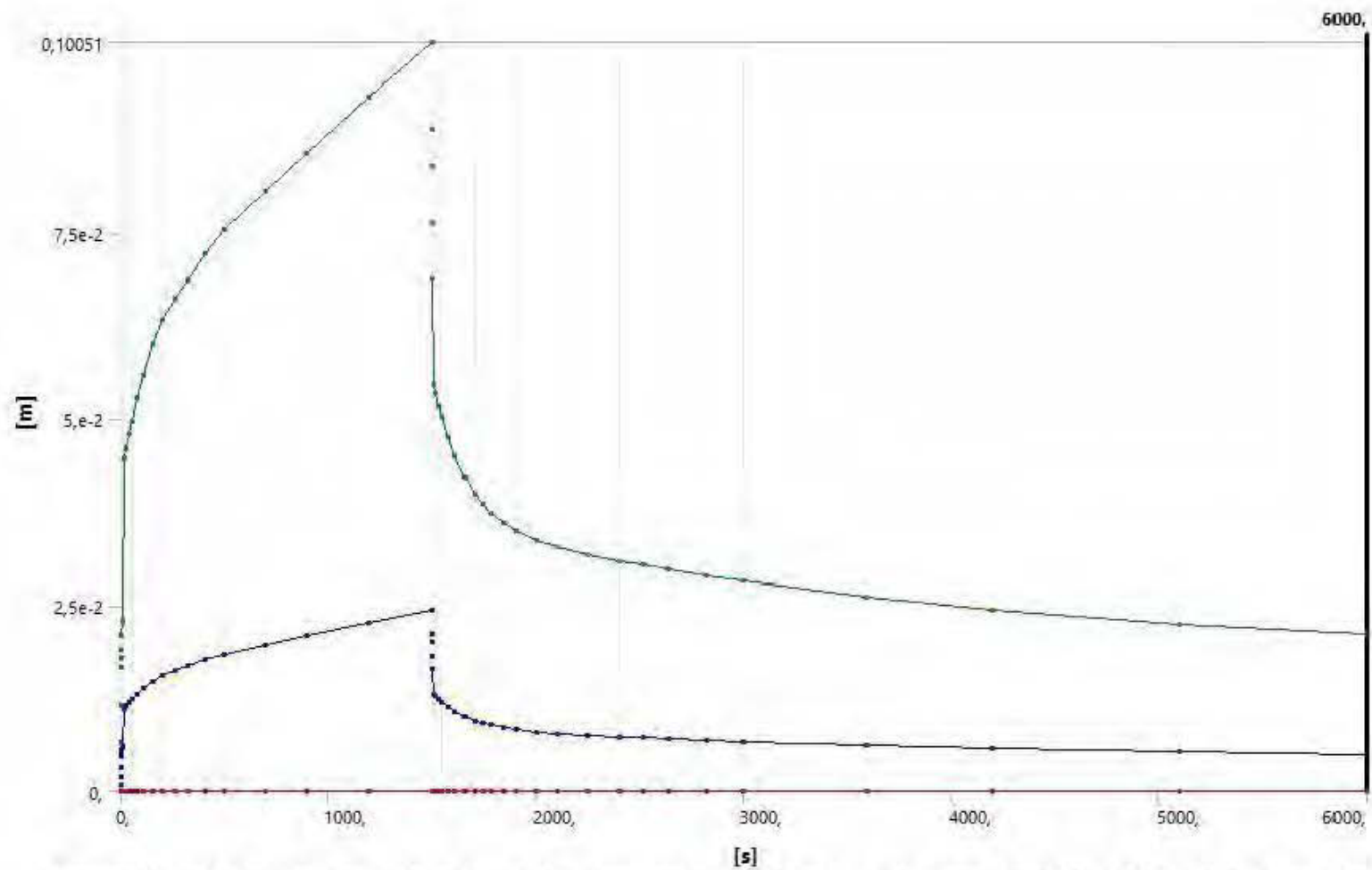


Figure 276 : Déformation en fonction du temps en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 77,6°C

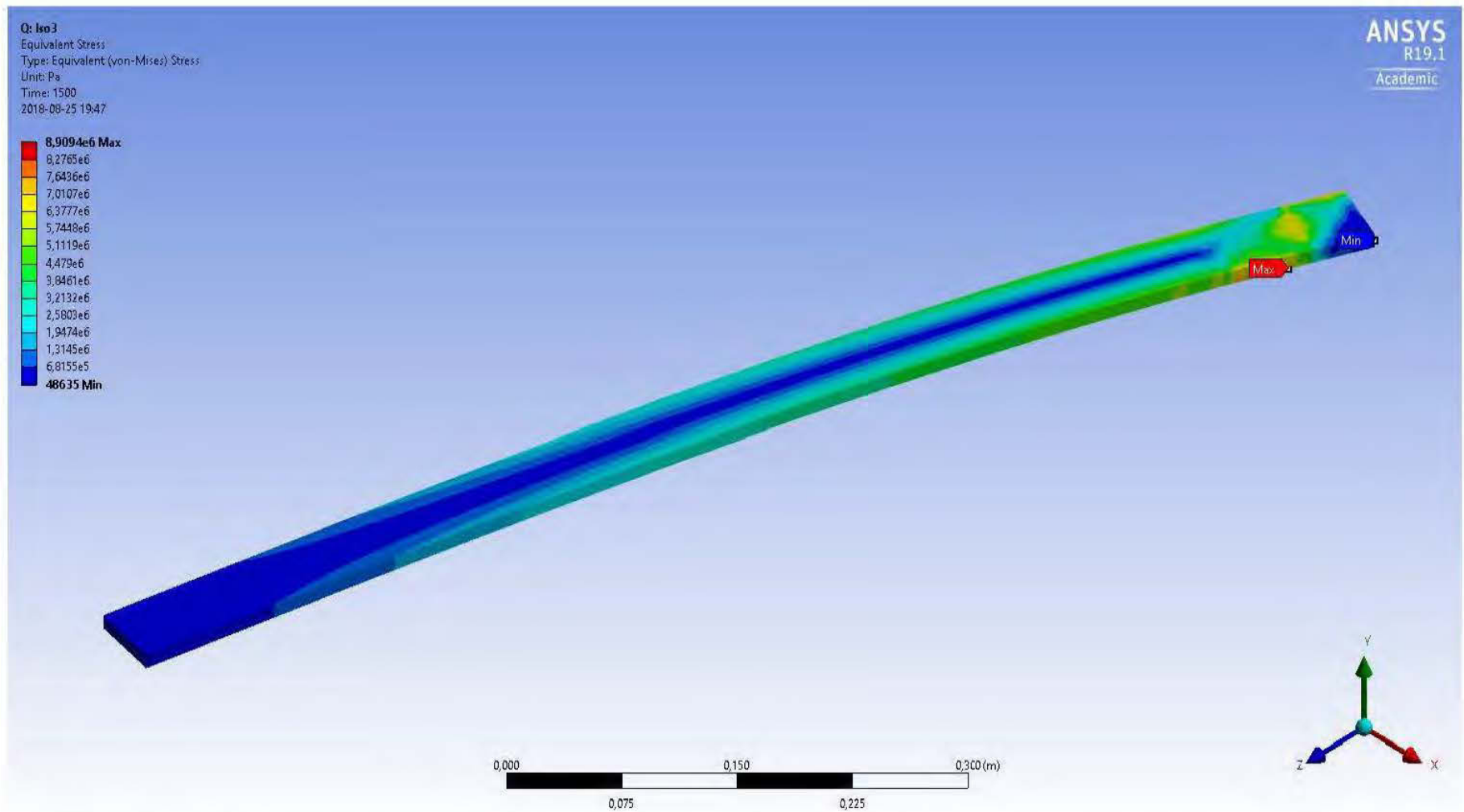


Figure 277 : Contrainte équivalente de Von Mises à 1500 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 77,6°C

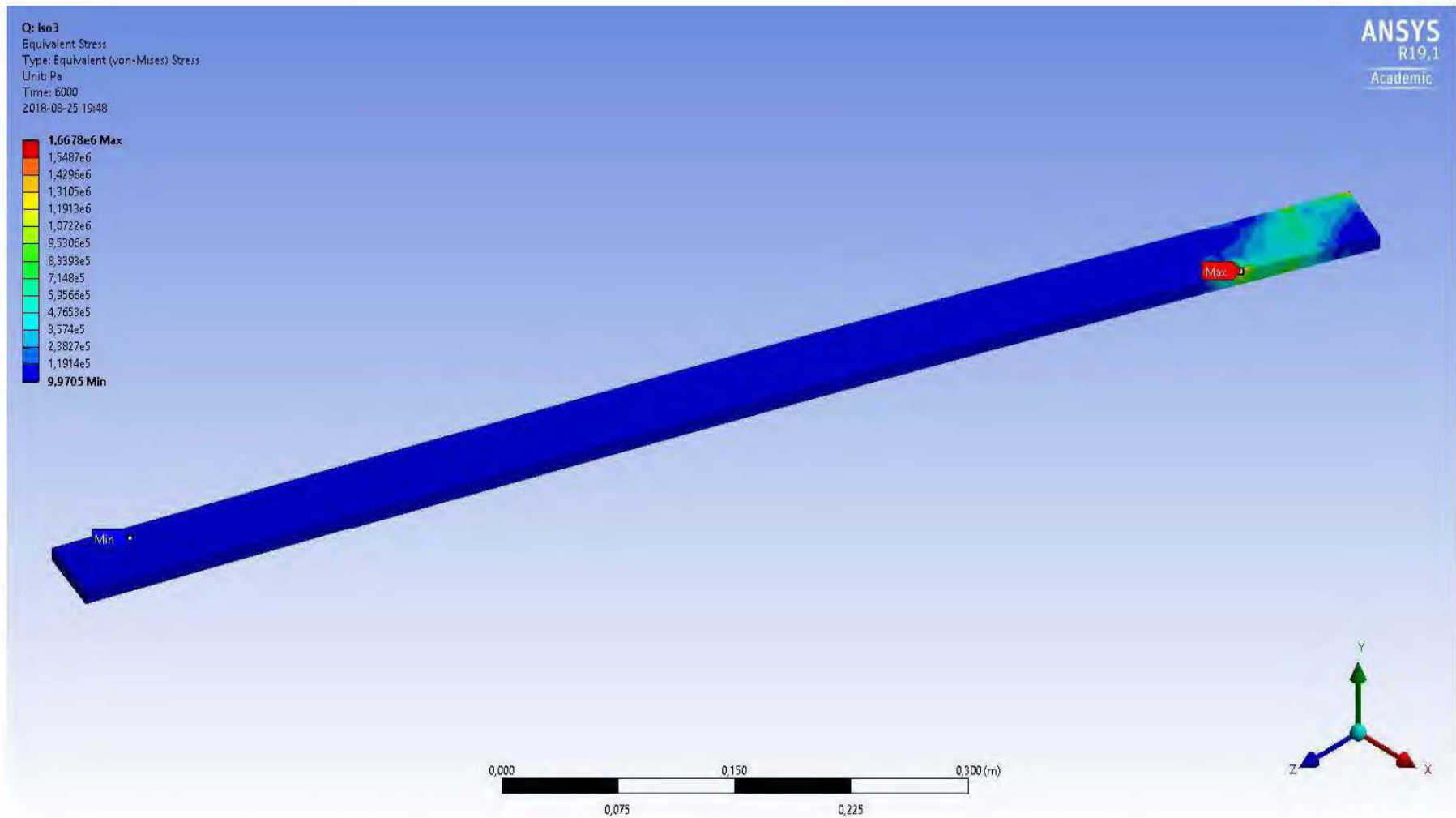


Figure 278 : Contrainte équivalente de Von Mises à 6000 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 77,6°C

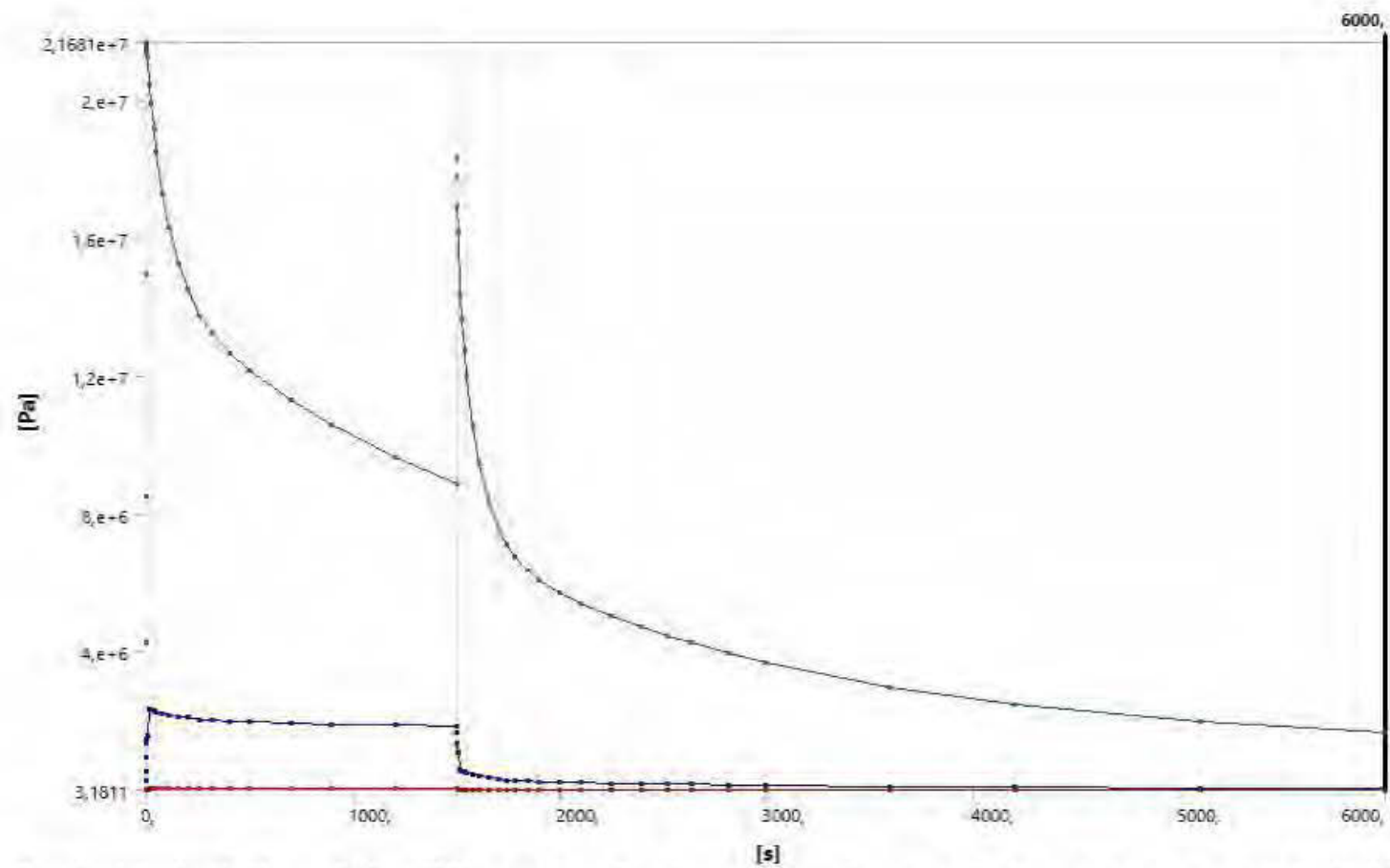


Figure 279 : Contrainte équivalente de Von-Mises en fonction du temps en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 77,6°C

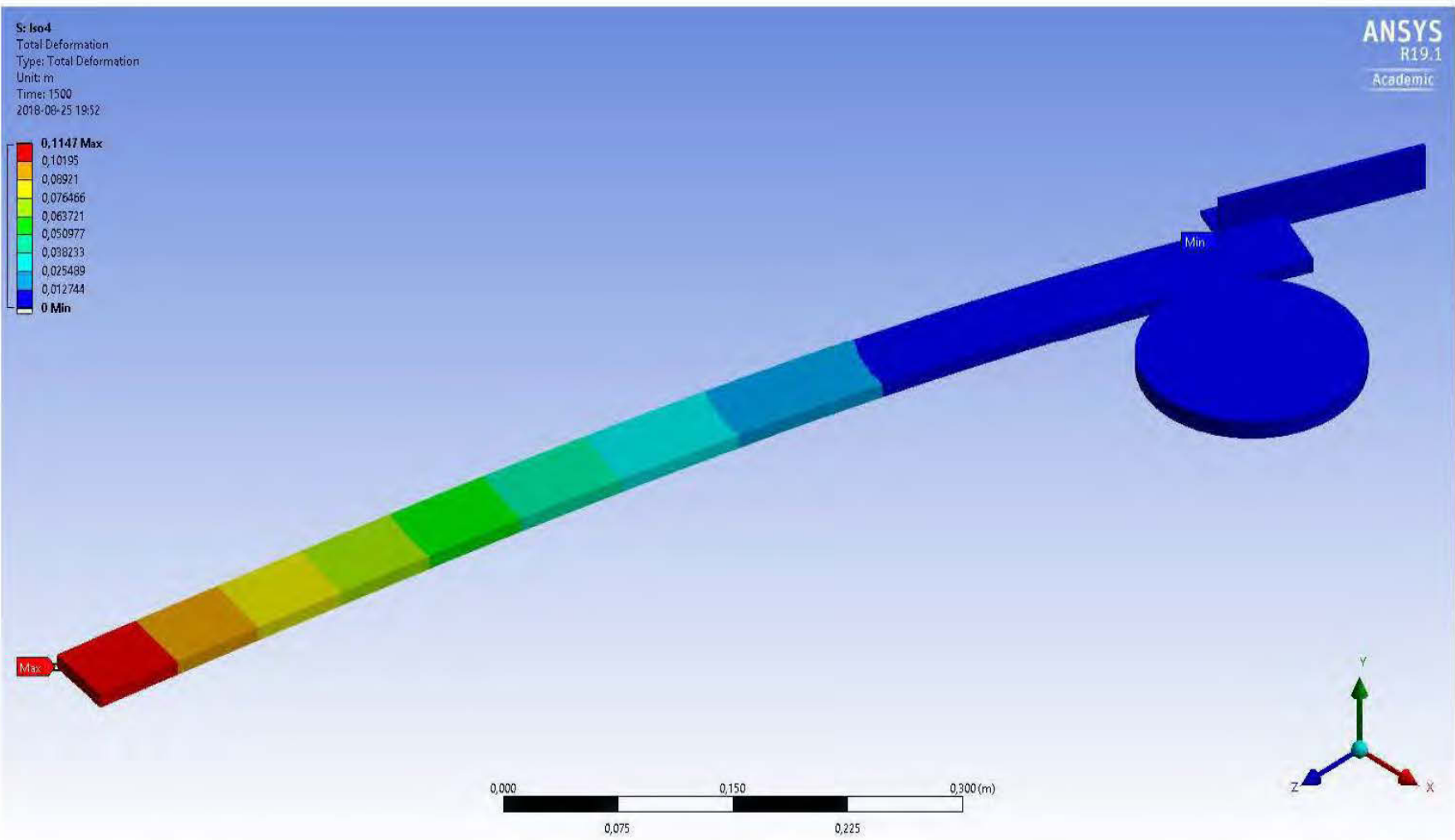


Figure 280 : Déformation totale à 1500 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 81,5°C

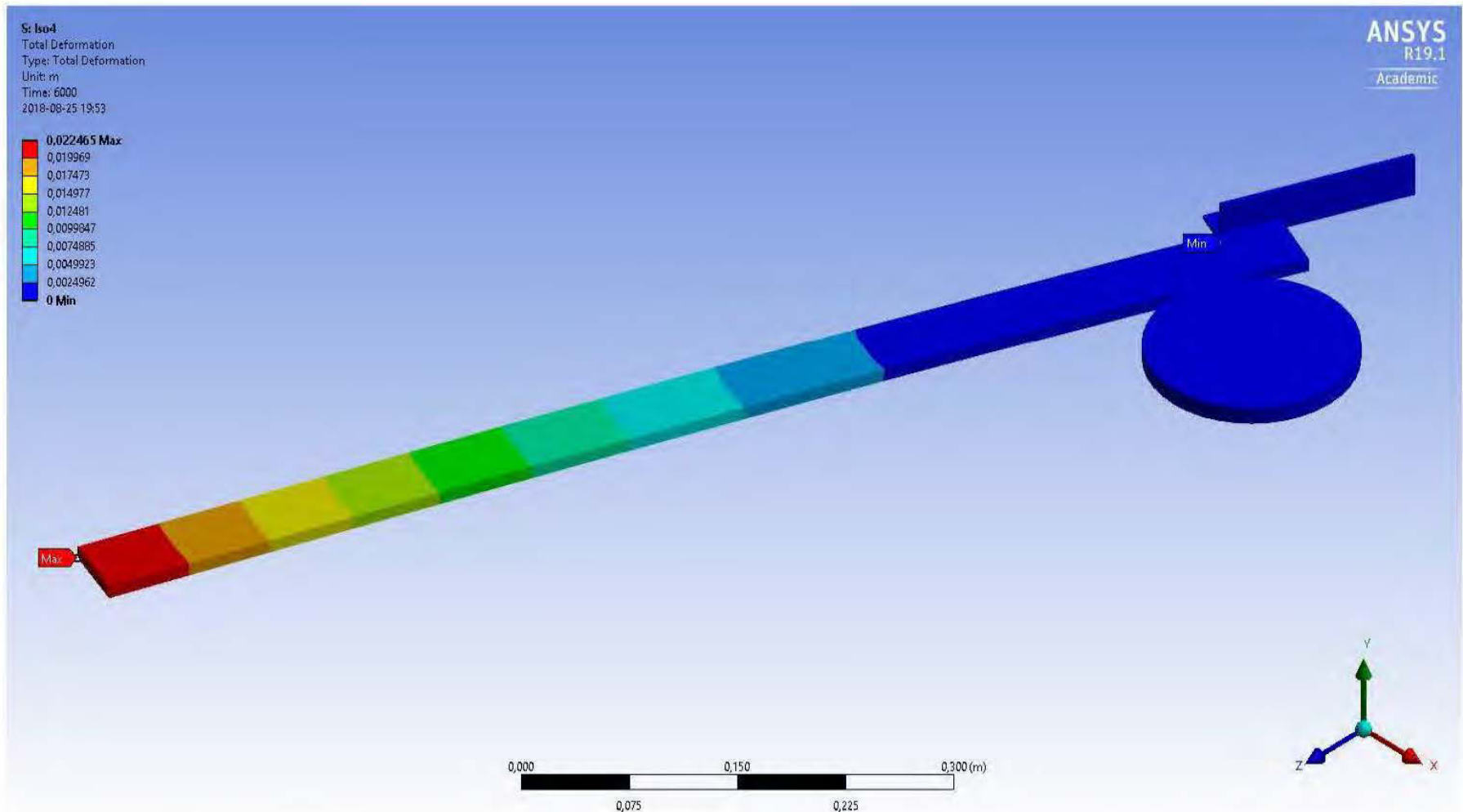


Figure 281 : Déformation totale à 6000 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 81,5°C

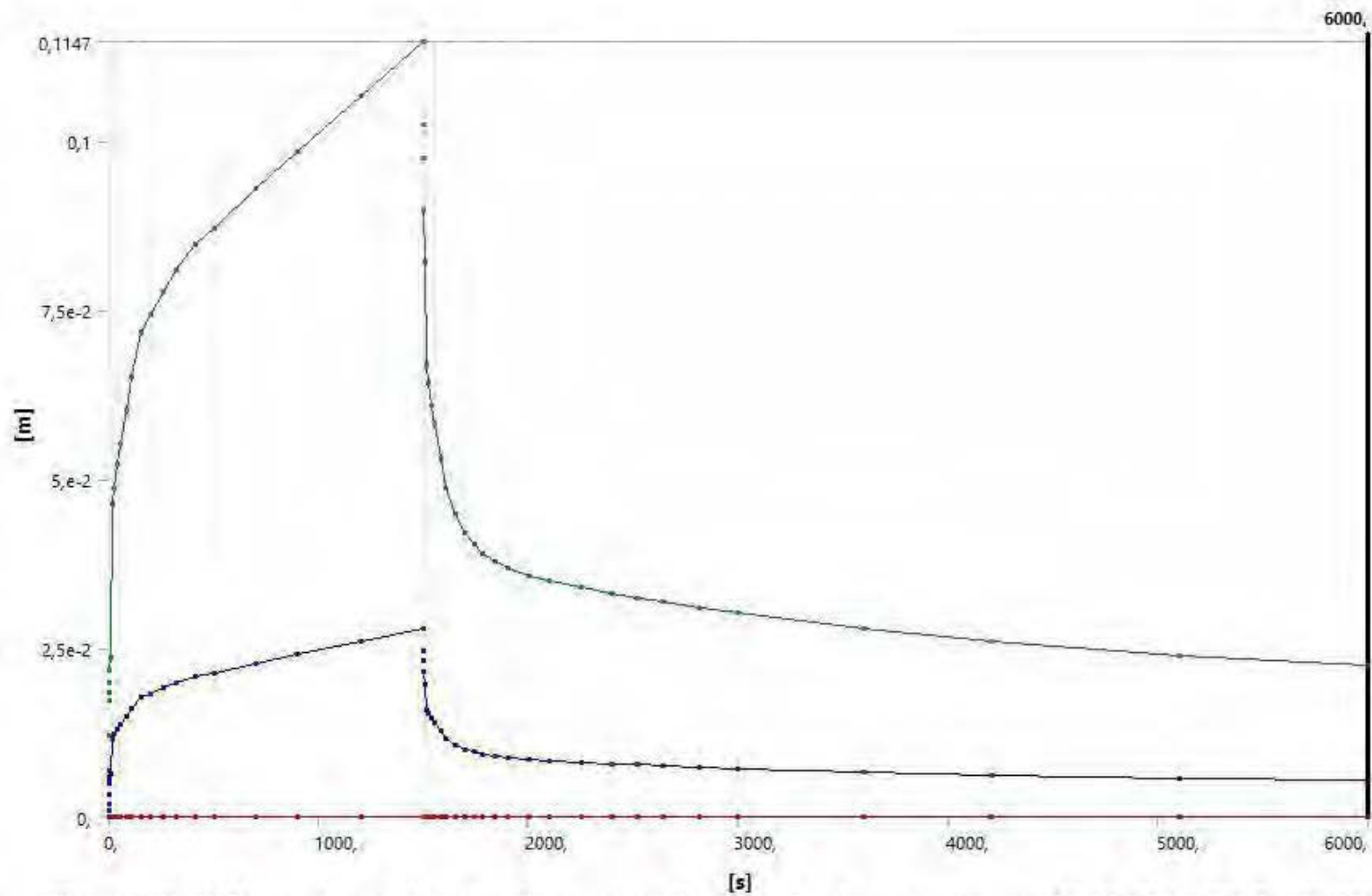


Figure 282 : Déformation en fonction du temps en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 81,5°C

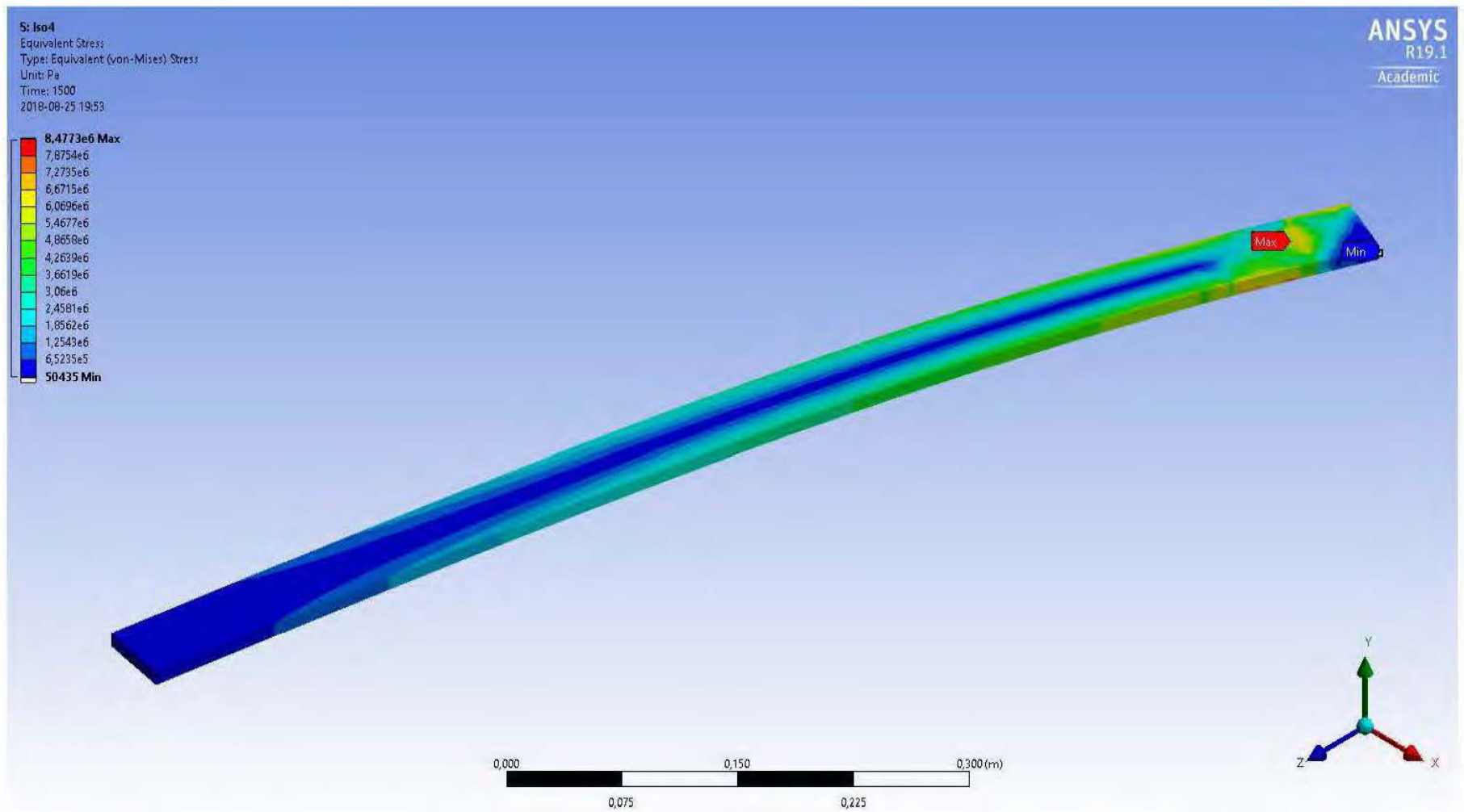


Figure 283 : Contrainte équivalente de Von Mises à 1500 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 81,5°C

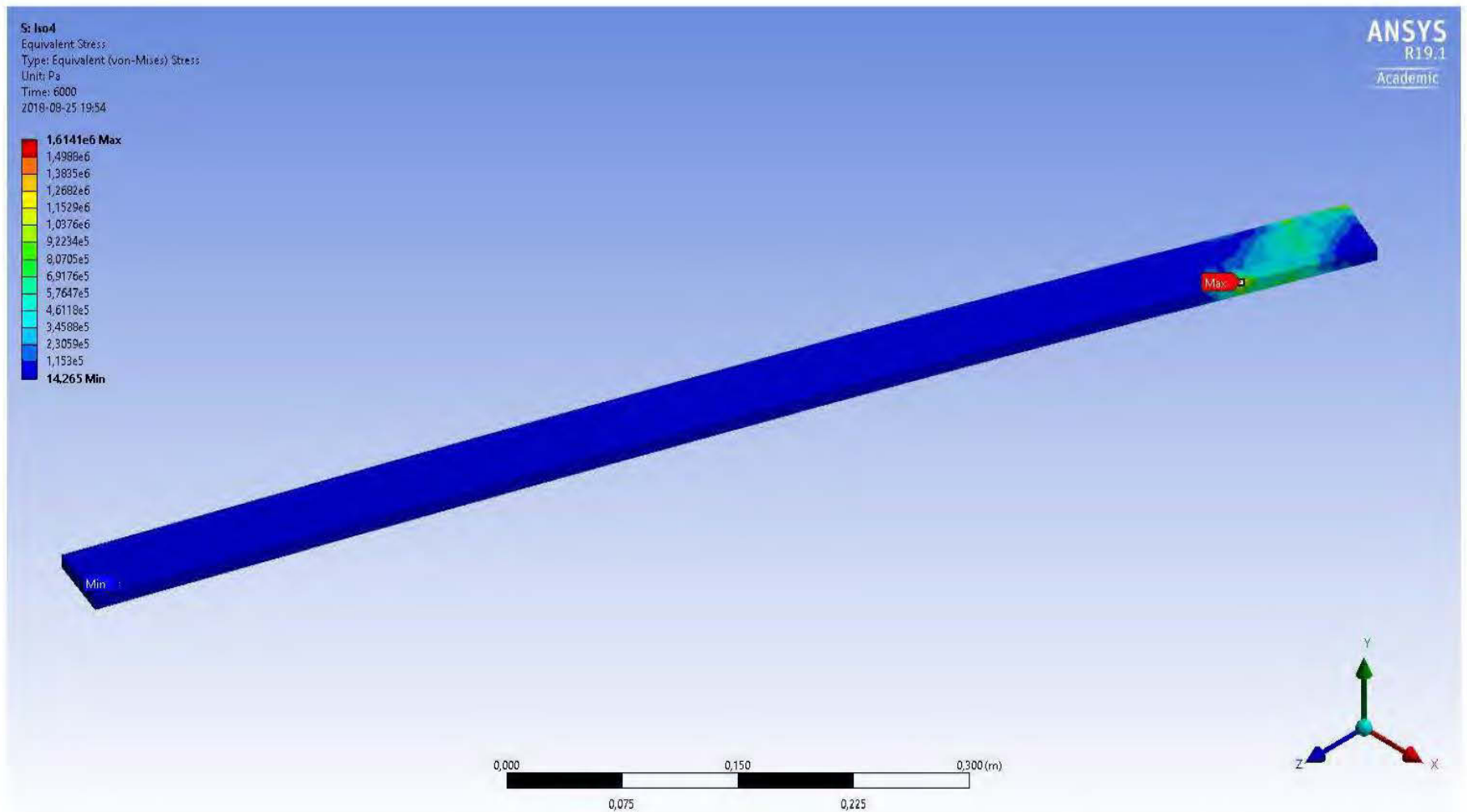


Figure 284 : Contrainte équivalente de Von Mises à 6000 secondes en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 81,5°C

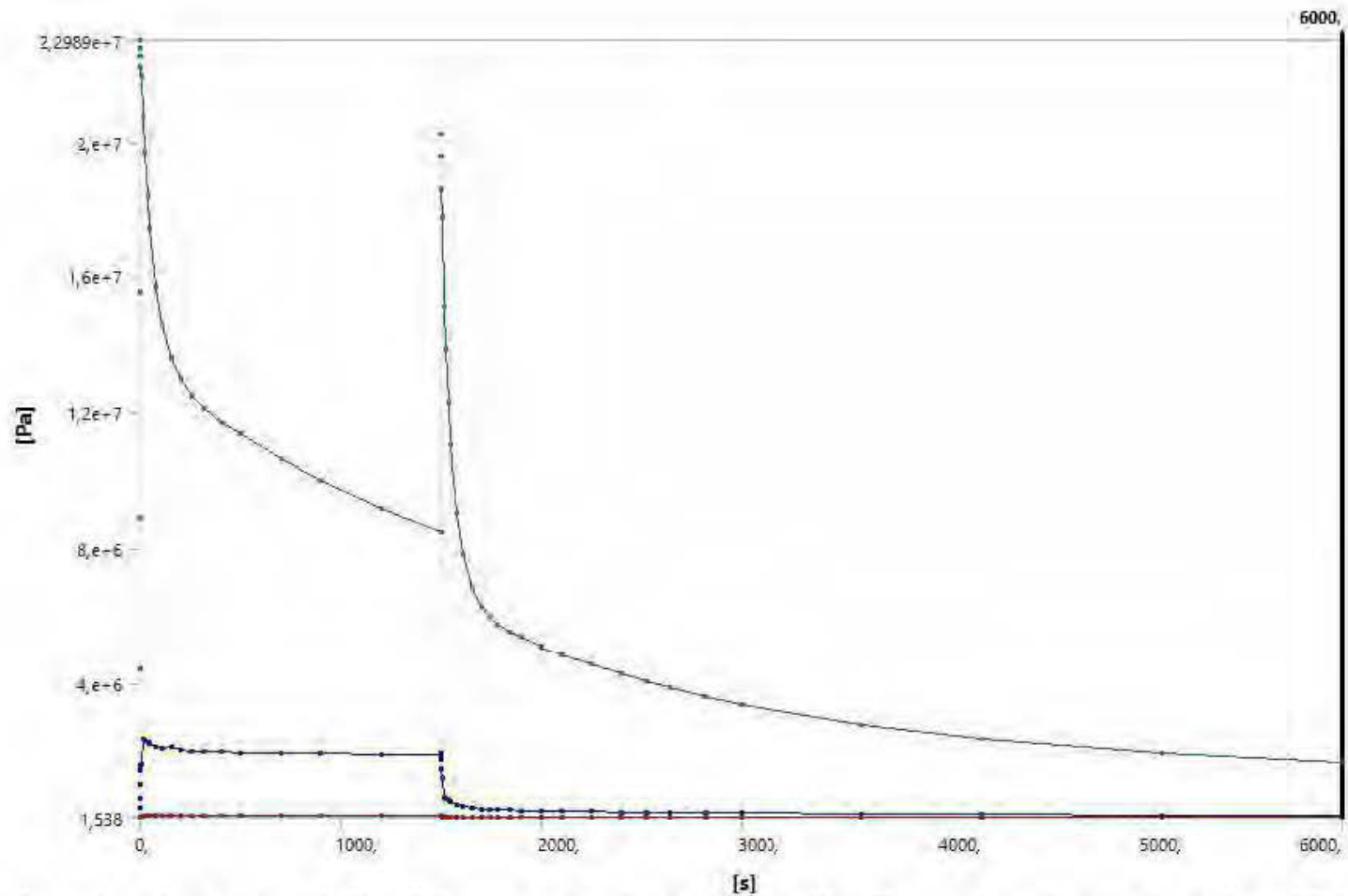


Figure 285 : Contrainte équivalente de Von-Mises en fonction du temps en chauffage isotherme avec un poids de 28,5 N @ T = 81,5°C

