

MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE  
UNIVERSITÉ MOULOUD MAMMERI TIZI-OUZOU  
FACULTÉ DE GENIE DE LA CONSTRUCTION  
DÉPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE



## THÈSE DE DOCTORAT LMD

Filière : Génie Mécanique

Spécialité: Science Ingénierie et Mise en Forme des Matériaux

Présentée par :

**Zerouki Marzak**

Thème :

Comportement des métaux multiphasés sous sollicitations dynamiques. Prise en compte des transformations métallurgiques.

Soutenue le 17/01/2023 devant le jury d'examen composé de :

Mr. ALMANSBA Madjid	Professeur	UMMTO	Président
Mr. OULD OUALI Mohand	Professeur	UMMTO	Rapporteur
Mr. BOURAS Rachid	Professeur	UMMTO	Examineur
Mr. AKNOUCHE Hamid	Professeur	UMBB	Examineur
Mr. MEHDI Brahim	MCA	USTHB	Examineur

Année universitaire : 2022/2023

# Remerciements

Il me sera très difficile de remercier tout le monde car c'est grâce à l'aide de nombreuses personnes que j'ai pu mener cette thèse à son terme.

Je voudrais tout d'abord remercier grandement mon directeur de thèse, M. Ould Ouali Mohand, pour toute son aide. Je suis ravi d'avoir travaillé en sa compagnie car outre son appui scientifique, il a toujours été là pour me soutenir et me conseiller au cours de l'élaboration de cette thèse.

Je tiens à remercier Mr. ALMANSBA Madjid, Mr. BOURAS Rachid, Mr. AKNOUCHE Hamid et Me. MEHDI Brahim pour avoir accepté de participer à mon jury de thèse et pour leurs participations scientifiques ainsi que leurs temps qu'ils ont consacré à ma recherche.

Mes derniers remerciements vont à ma famille et mes collègues qui a tout fait pour m'aider, qui m'a soutenu et surtout supporté dans tout ce que j'ai entrepris.

**Zerouki Marzak**

# Dédicace

Je dédie ce travail à :

L'âme de mon père et ma chère mère pour leurs soutiens infatigables au long de mon parcours

Ma femme pour ses encouragements et motivations insaisissable

Mes petites fille Celine et Eline

Ma sœur et mes frères : Faroudja, Said, Yacine et Aghiles pour leurs présences permanentes à mes cotés

Ma belle-sœur Linda et mes petites Maya et Aya

Ma grande mère Saadia

Mes oncles et tantes : Ahmed, Said , Nacer , Ouahiba et Hanifa.

Mes beaux pères Da Ahmed et Na Fatta

Mes beaux sœurs et frères : Malika, Nacira, Ghania, Malha, Kahina, Faiza, Kamel, Mezaine et Momoh

Mes amis et mes collègues

Zerouki Marzak

# Table des matières

<b>Remerciements</b>	<b>i</b>
<b>Dédicace</b>	<b>ii</b>
<b>Table des matières</b>	<b>iii</b>
<b>Table des figures</b>	<b>viii</b>
<b>Liste des tableaux</b>	<b>xx</b>
<b>Liste des symboles</b>	<b>xxii</b>
<b>Résumé</b>	<b>1</b>
<b>Abstract</b>	<b>2</b>
<b>Introduction générale</b>	<b>4</b>
<b>1 État de l'art</b>	<b>8</b>
1.1 Introduction . . . . .	8
1.2 Les aciers inoxydables austénitiques . . . . .	8
1.2.1 Généralités . . . . .	8
1.2.2 Le Chrome et le nickel équivalent . . . . .	9
1.3 Transformation martensitique . . . . .	11
1.3.1 Microstructure des différentes phases . . . . .	12
1.3.2 Déformation de la transformation : Déformation de bain . . . . .	14

1.4	Thermodynamique de la transformation martensitiques dans les aciers . . . . .	15
1.4.1	Aspects thermodynamique de la transformation martensitiques . . . . .	15
1.4.2	Influence de la température et de la contrainte appliquée . . . . .	16
1.4.3	Énergie de faute d’empilement et ordre d’apparition de la phase . . . . .	18
1.4.3.1	Énergie de faute empilement . . . . .	18
1.4.3.2	Ordre de l’apparition des phases . . . . .	19
1.4.3.3	Effet des contraintes . . . . .	19
1.4.3.4	Effet de la déformation plastique . . . . .	20
1.5	Conséquences de la transformation martensitique . . . . .	21
1.5.1	Plasticité de la transformation . . . . .	21
1.5.1.1	Effet de Greenwood-Johnson . . . . .	21
1.5.1.2	Effet Magee . . . . .	21
1.5.2	Cinétique de la transformation . . . . .	22
1.5.2.1	Effet de la température . . . . .	22
1.5.2.2	Influence du mode de chargement . . . . .	23
1.5.2.3	Influence de la vitesse de déformation . . . . .	25
1.6	Comportement mécaniques des aciers à effet TRIP . . . . .	27
1.7	Modélisation de la transformation martensitique . . . . .	29
1.7.1	Cinétique de la transformation martenstique . . . . .	29
1.7.2	Plasticité de transformation . . . . .	31
1.7.3	Comportement macroscopique . . . . .	33
1.8	Modélisation comportement dynamique des métaux . . . . .	37
1.8.1	Lois de Johnson-Cook . . . . .	37
1.8.2	Loi de Zerilli-Armstrong . . . . .	37
1.8.3	Loi de Abed-Voyadjis . . . . .	38
1.9	Conclusion . . . . .	39
<b>2</b>	<b>Étude expérimentale : Lopins &amp; tubes</b>	<b>41</b>
2.1	Introduction . . . . .	41
2.2	Caractéristiques des matériaux de l’étude . . . . .	41
2.2.1	Caractéristiques des Lopins . . . . .	41

2.2.2	Caractéristiques des Tubes . . . . .	43
2.3	Classification des matériaux de l'étude . . . . .	44
2.4	Méthodes expérimentales . . . . .	46
2.4.1	Les essais quasi statique et dynamique . . . . .	46
2.4.2	Préparation des éprouvettes pour analyses . . . . .	47
2.4.3	Dureté et micro dureté . . . . .	48
2.4.4	Diffractions des rayons X . . . . .	49
2.4.5	Essai de Magnétisation de l'échantillon Vibrant (VSM) . . . . .	50
2.4.6	Microscope électronique à balayage et le logiciel ImageJ . . . . .	51
2.5	Résultats expérimentaux des lopins . . . . .	52
2.5.1	Essais quasi statique . . . . .	52
2.5.2	Essais dynamiques . . . . .	55
2.6	Résultats des tubes . . . . .	61
2.6.1	Essais quasi statique . . . . .	61
2.6.2	Essais dynamiques . . . . .	65
2.7	Conclusion . . . . .	69
<b>3</b>	<b>Modélisation et simulation numérique : Application sur les Lopins et tubes</b>	<b>72</b>
3.1	Introduction . . . . .	72
3.2	Modélisation comportement mécanique à l'effet TRIP . . . . .	72
3.2.1	Comportement mécanique des phases . . . . .	72
3.2.1.1	Modèle Abed-Voyadjis FCC . . . . .	73
3.2.1.2	Modèle Abed-Voyadjis BBC . . . . .	73
3.2.2	Critère et cinétique de la transformation . . . . .	74
3.2.3	Comportement globale . . . . .	75
3.3	Implémentation des lois de comportement . . . . .	75
3.3.1	Comportement viscoplastique de l'austénite et de la martensite . . . . .	77
3.3.2	Cinétique de la transformation . . . . .	81
3.4	Validation sur un élément de volume . . . . .	83
3.4.1	Conditions aux limites . . . . .	83
3.4.2	Validation du modèle implémenté . . . . .	83

3.4.3	Étude paramétriques . . . . .	85
3.5	Simulation des lopins en quasi statique . . . . .	89
3.5.1	Condition aux limites et paramètres du modèle . . . . .	89
3.5.2	Étude de l'influence de la taille de maillage sur le comportement . . . . .	89
3.5.3	Résultats des simulation quasi statique des lopins . . . . .	92
3.5.3.1	Vitesse de déformation $V = 1mm/min$ . . . . .	92
3.5.3.2	Vitesse de déformation $V = 10mm/min$ . . . . .	96
3.5.3.3	Vitesse de déformation $V = 100mm/min$ . . . . .	100
3.6	Simulation tubes sous chargement quasi statique . . . . .	104
3.6.1	Condition aux limites et paramètres du modèle . . . . .	104
3.6.2	Étude de l'influence de la taille de maillage sur le comportement . . . . .	105
3.6.3	Résultats des simulation des tubes quasi statique . . . . .	107
3.6.3.1	Vitesse de déformation $V = 1mm/min$ . . . . .	107
3.6.3.2	Vitesse de déformation $V = 10mm/min$ . . . . .	113
3.6.3.3	Vitesse de déformation $V = 100mm/min$ . . . . .	118
3.6.3.4	Vitesse de déformation $V = 500mm/min$ . . . . .	124
3.7	Conclusion . . . . .	129
	<b>Conlusion générale</b>	<b>132</b>
	<b>Bibliographie</b>	<b>135</b>
<b>A</b>	<b>Éléments alphagènes et gammagènes</b>	<b>147</b>
A.1	Éléments Alphagène . . . . .	147
A.2	Éléments gammagènes . . . . .	148
<b>B</b>	<b>Étude paramétrique : Lopins</b>	<b>149</b>
B.1	Paramètre $B$ . . . . .	149
B.2	Paramètres $m$ . . . . .	151
B.3	Paramètres $\beta_2$ . . . . .	152
B.4	Paramètres $\hat{Y}$ . . . . .	154
B.5	Paramètres $\eta_0^{vp}$ . . . . .	155
B.6	Paramètres $q_1$ . . . . .	157

B.7	Paramètres $q_2$	158
B.8	Paramètres $Y_a$	160
B.9	Paramètres $\xi$	161
B.10	Paramètres $\lambda$	163
B.11	Paramètres $\lambda_0$	167
<b>C</b>	<b>Étude paramétrique des tubes</b>	<b>171</b>
C.1	Paramètre $B$	171
C.2	Paramètres $m$	172
C.3	Paramètres $\beta_2$	174
C.4	Paramètres $\hat{Y}$	175
C.5	Paramètres $q_1$	176
C.6	Paramètres $q_2$	178
C.7	Paramètres $Y_a$	179
C.8	Paramètres $\xi$	180
C.9	Paramètres $\lambda$	182
C.10	Paramètres $\lambda_0$	184

# Table des figures

1.1 Principaux aciers inoxydable austénitique au chrome nickel dérivés de la nuance $X5CrNi18-10$ (304L). . . . .	9
1.2 Diagramme de Schaffler( <a href="http://www.rocdacier.com">www.rocdacier.com</a> ). . . . .	10
1.3 Limite de la phase austénitique dans les aciers riches en $Mn, Cr, Mo$ et $N$ . [4] . . . . .	10
1.4 Changement de forme associé a la transformation martensitique [13]. . . . .	12
1.5 Mécanisme de la transformation martensitique [7]. . . . .	12
1.6 Morphologie de la martensite en plaquette dans l'acier $Fe-25Ni-0.66C$ [24]. . . . .	13
1.7 Morphologie des lattes dans l'acier $X46Cr13/4034$ [24] . . . . .	13
1.8 Morphologie de la martensite $\epsilon$ dans un acier inoxydable hypertrempe. [24] . . . . .	14
1.9 Théorie de bain, obtention de la maille de martensite à l'intérieur d'une maille l'austénite, tenseur des déformations dans le repère $oxyz$ [28]. . . . .	14
1.10 Les trois étapes de la transformation martensitique [28]. . . . .	15
1.11 Diagramme d'équilibre thermodynamique des phases différentes températures. . . . .	16
1.12 Diagramme d'équilibre thermodynamique des phases à différentes températures. . . . .	17
1.13 Variation de la température $M_s$ en fonction de l'état de contrainte appliquée. [36] . . . . .	17
1.14 Évolution de $M_s$ dans alliage de fer selon la teneur en Alliages. [36] . . . . .	18
1.15 Mécanisme de déformation d'un acier austénitiques a basse énergie d'empilement. [24] . . . . .	19
1.16 Influence d'un travail mécanique $U_{max}$ sur la température de début de transformation. . . . .	20
1.17 Effet Greenwood-Johnson. . . . .	21
1.18 Orientation des plaquettes de martensite lors d'une transformation martensitique sous contrainte (effet Magee). . . . .	22
1.19 Variation la fraction volumique de la martensite en fonction de la déformation plastique à des températures allant de $-188^\circ C$ à $80^\circ C$ . [43] . . . . .	22

1.20	Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation vraie pour une traction biaxiale et une traction uniaxiale.[45] . . . . .	23
1.21	Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation pour différents modes chargement AISI 304L[45]. . . . .	23
1.22	Courbes contrainte déformation (a) évolution de la Fraction de martensite en fonction de la déformation plastique pour des essais de traction et de compression uniaxiale pour différentes température [48]. . . . .	24
1.23	influence du trajet de chargement sur l'évolution du taux l'austénite résiduelle pour deux microstructures d'acier TRIP multiphasés.[33] . . . . .	24
1.24	influence du trajet de chargement sur évolution de l'austénite résiduelle[49] . . . . .	25
1.25	Fraction volumique de martensite en fonction de la déformation vraie à différentes vitesse AISI-304. [44] . . . . .	25
1.26	Comparaison des cinétiques de la transformation au cours d'essai de traction (a) et équibiaxiale(b) pour deux vitesse de déformation.[51] . . . . .	26
1.27	Influence de la vitesse de traction sur la formation de martensite (acier austénitique de type 18 – 8) : (trait-continu) essai isotherme à 20°C ; (pointillés) essai non isotherme (échauffement naturel libre) [52]. . . . .	26
1.28	Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures pour un acier 304 : (a) courbe contrainte déformation et (b) cinétique de transformation martensitique [55]. . . . .	27
1.29	Comportement de l'acier AISI 304 pour un essai de traction uni-axiale à différentes températures (–60°C, –30°C et 23°C). courbes contrainte déformation et cinétique de transformation à –60°C mesurée par DRX en surface et –100 micron de profondeur.[28] . . . . .	27
1.30	comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$ : (a) courbes de traction conventionnelles (b) courbes de traction rationnelles(ligne continues) et variation du taux d'écrouissage (lignes discontinues).[56] . . . . .	28
1.31	Courbe contrainte, fraction volumique de l'austénite résiduelle et coefficient écrouissage instantané en fonction de la déformation dans l'acier TRIP 800. [28] . . . . .	28
2.1	Géométrie et dimensions des l'éprouvette utilisé dans les essai de compression quasi-statique et dynamique. . . . .	42
2.2	Observation avec microscope électronique balayage à l'état initiale. . . . .	42
2.3	Analyse avec diffraction des rayons X des éprouvettes avant déformation. . . . .	43

2.4	Géométrie et dimension de l'éprouvette utilisé dans les essai de compression quasi-statique et dynamique. . . . .	43
2.5	Observation avec microscope électronique balayage à l'état initiale de la microstructure des tubes. . . . .	44
2.6	Position des aciers de l'étude dans le diagramme de Schaeffler. . . . .	44
2.7	Machine de traction universelle INSTRON (Université Paris 8). . . . .	46
2.8	Dispositif du poids tombant dans les essais d'impact (Université Paris 8). . . . .	46
2.9	Découpe des éprouvettes suivant le sens (a) lopin, (b) tube. . . . .	47
2.10	Duromètre. . . . .	48
2.11	Microduromètre de type ZWICK ROELL ZHV. . . . .	48
2.12	Zones ciblées pour calculer la dureté et micro dureté sur les lopins. . . . .	49
2.13	Zones ciblées pour calculer la dureté et micro dureté sur les tubes. . . . .	49
2.14	Diffractomètre Panalytical X'PERT PRO . . . . .	49
2.15	Schématisation de la technique de VSM([114]). . . . .	50
2.16	Configurations de mesures magnétiques dans le VSM.[118] . . . . .	50
2.17	Courbe caractéristique obtenus VSM. . . . .	51
2.18	Cycles caractéristiques des matériaux ferromagnétique (a) dure et (b) doux.[118] . . . . .	51
2.19	Microscope électronique à balayage (MEB). . . . .	52
2.20	Interface et logo officiel de logiciel ImageJ ([122]). . . . .	52
2.21	Courbe contrainte-déformation des lopins à différentes vitesses de déformations. . . . .	53
2.22	Lopins en inox avant et après déformation en compression quasi statique. . . . .	53
2.23	Variations de la contrainte max et la dureté en fonction de la vitesse de déformation. . . . .	53
2.24	Micro-dureté des lopins avant et après déformation en régime quasi statique. . . . .	54
2.25	Micrographie des lopins en inox avant et après déformation de compression quasi statique. . . . .	54
2.26	Analyse avec diffraction des rayons X des éprouvettes avant et après déformations. . . . .	55
2.27	Variation de la fraction de martensite formée et de l'austénite résiduelle dans les lopins en fonction de la vitesse de déformation dans le cas quasi statique. . . . .	55
2.28	Courbe contrainte-déformation des lopins à différente vitesses de déformations. . . . .	56
2.29	Lopins avant et après déformation à différentes vitesses . . . . .	56
2.30	Variation de dureté moyenne et de la fraction de martensite en fonction des vitesses de déformation. . . . .	56

2.31	Distribution des valeurs de la dureté dans la direction axiale des lopins. . . . .	57
2.32	Variation des valeurs de la micro-dureté dans la phase austénitique et martensitique en fonction de la vitesse de déformation. . . . .	57
2.33	Les observations microscopiques avec MEB des éprouvettes avant et après déformation	58
2.34	Diffraction des rayon X des éprouvettes avant et après déformation pour différente vitesse de déformation.. . . .	58
2.35	Hystérésis des analyses VSM des éprouvettes après impact. . . . .	59
2.36	Variation du champs magnétique coercitive et de la fraction de martensite en fonction de la vitesse de déformation. . . . .	59
2.37	Variation de la saturation, l'aimantation rémanentes et la fraction martensitique en fonction de la vitesse de déformation. . . . .	60
2.38	Variation des susceptibilité et perméabilité en fonction de la vitesse de déformation. .	60
2.39	Variation de la fraction de martensite formée et de l'austénite résiduelle dans les lopins en fonction de la vitesse de déformation. . . . .	60
2.40	Comparaison courbe force-déplacement pour les différentes vitesses de déformation dans le cas quasi statique. . . . .	61
2.41	Variation de la force de chargement moyenne et max. en fonction de la vitesse de déformations. . . . .	61
2.42	variation de la force de chargement en fonction des plis formés. . . . .	62
2.43	Les éprouvettes : a) avant et après déformation, b) les vues en coupe. . . . .	62
2.44	Comparaison des courbe énergie absorbée déplacement à différentes vitesse de déformation.	62
2.45	Histogramme de l'énergie absorbé et de l'énergie absorbée spécifique en fonction des différentes vitesses de déformation dans le cas dynamique. . . . .	63
2.46	Les observations microscopiques des tubes après déformation dans les zones ciblées.	63
2.47	Variation de (a) la dureté et (b) la dureté moyenne en fonction de la vitesse de déformation dans les zones ciblées dans le cas quasi statique. . . . .	64
2.48	Pourcentages des phases (a) austénitiques et (b) martensitiques en fonction des vitesses de déformation dans les zones ciblées. . . . .	64
2.49	Variation de martensite formées selon les vitesses dans les zones ciblées. . . . .	65
2.50	Courbe contrainte déformation pour différente vitesse de déformation dans le cas dynamique . . . . .	65
2.51	Variation de la force moyenne et la force maximale pour différentes vitesses de déformation dans le cas d'impact. . . . .	66
2.52	Lobs en fonction de la force. . . . .	66

2.53	Courbe énergie absorbée-déplacement à différentes vitesse de déformation. . . . .	67
2.54	Variation de l'énergie absorbée et EAS en fonction de la vitesse de chargement. . . . .	67
2.55	Les éprouvettes avant et après déformation ainsi que les vues de coupe. . . . .	67
2.56	Les observation microscopique des tubes après déformation dans les zones ciblées dans le cas dynamique. . . . .	68
2.57	Variation de (a) la dureté et (b) la dureté moyenne en fonction de la vitesse de déformation dans les zones ciblées dans le cas dynamique. . . . .	68
2.58	Variation de fraction de martensite et de l'austénite résiduelle en fonction de la vitesse de déformation dans les zones ciblées. . . . .	69
2.59	Variation de martensite formées selon les vitesses et les zones ciblées. . . . .	69
3.1	Organigramme de la méthode d'intégration du modèle viscoplastique couplé à la transformation martensitique. . . . .	82
3.2	Conditions aux limites appliquées sur élément de de volume. . . . .	83
3.3	Courbe contrainte-déformation numérique et expérimentales à $V = 1mm/s$ avec l'évolution de la fraction de la martensite. . . . .	84
3.4	Courbe contrainte-déformation numérique et expérimentales à $V = 10mm/s$ avec l'évolution de la fraction de la martensite. . . . .	84
3.5	Courbe contrainte-déformation numérique et expérimentales à $V = 100mm/s$ avec l'évolution de la fraction de la martensite. . . . .	84
3.6	Comparaison de la fraction de la martensite a différente vitesse. . . . .	85
3.7	Variation de la fraction martensite a différente vitesse de déformation comparés les fraction expérimentales. . . . .	85
3.8	Effet de la variation du paramètres $\lambda_0$ sur la cinétique de transformation. . . . .	86
3.9	Effet de la variation du paramètres $\lambda_0$ sur la courbe contrainte-déformation. . . . .	86
3.10	Effet de la variation du paramètres $\lambda$ sur la cinétique de transformation. . . . .	87
3.11	Effet de la variation du paramètres $\lambda$ sur la courbe contrainte-déformation. . . . .	87
3.12	Effet de la variation du paramètres $\zeta$ sur la cinétique de transformation. . . . .	88
3.13	Effet de la variation du paramètres $\zeta$ sur la courbe contrainte-déformation. . . . .	88
3.14	Les conditions aux limites imposées sur l'éprouvette. . . . .	89
3.15	Différentes tailles de maillage testées. . . . .	90
3.16	Comparaison courbes contrainte-déformation et fraction martensitique pour les trois variantes de taille de maillage . . . . .	90

3.17	Variation de la contrainte max et fraction martensitique en fonction de la taille de maillage . . . . .	91
3.18	Maillage avant et après déformation . . . . .	91
3.19	Contour de la contrainte de Von mises après écrasement axial. . . . .	91
3.20	Contour de la fraction martensitique après écrasement axial. . . . .	92
3.21	Contour de la déformation plastique équivalente après écrasement axial. . . . .	92
3.22	Comparaison courbe de contrainte déformation expérimentale et numérique avec l'évaluation de la fraction martensitique numérique pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	92
3.23	Comparaison de la fraction martensitique expérimentale et numérique pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	93
3.24	Évolution du contour de la contrainte Von mises en fonction des déplacement pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	93
3.25	Évolution du contour de la Déformation plastique en fonction des déplacement pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	94
3.26	Évolution du contour de la fraction martensitique en fonction des déplacement pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	94
3.27	Distribution de la quantité de la martensite dans les lopins pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	95
3.28	Courbe des éléments de chaque contour pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	95
3.29	Courbe des éléments de chaque PATH pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	96
3.30	Comparaison des courbes de contrainte déformation expérimentales et numériques avec évolution de la fraction martensitique numérique pour la vitesse $V = 10mm/min$ . . . . .	96
3.31	Comparaison de la fraction martensitique expérimentale et numérique pour la vitesse $V = 10mm/min$ . . . . .	97
3.32	Évolution du contour de la contrainte Von mises en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 10mm/min$ . . . . .	97
3.33	Évolution du contour de la Déformation plastique en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 10mm/min$ . . . . .	98
3.34	Évolution du contour de la fraction martensitique en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 10mm/min$ . . . . .	98
3.35	Distribution de la quantité de la martensite dans les lopins pour la vitesse $V = 10mm/min$ . . . . .	99
3.36	Courbes des éléments de chaque contour pour la vitesse $V = 10mm/min$ . . . . .	99
3.37	Courbes des éléments de chaque contour pour la vitesse $V = 10mm/min$ . . . . .	100

3.38	Comparaison des courbes contrainte déformation expérimentales et numériques avec évolution de la fraction martensitique numérique. . . . .	100
3.39	Comparaison de la fraction martensitique expérimentale et numérique. . . . .	101
3.40	Évolution du contour de la contrainte Von mises en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	101
3.41	Évolution du contour de la Déformation plastique en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	102
3.42	Évolution du contour de la fraction martensitique en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	102
3.43	Distribution de la quantité de la martensite dans les lopins pour la vitesse $V = 100mm/min$ .	103
3.44	Courbes des éléments de chaque contour pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	103
3.45	Courbe des éléments de chaque contour pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	104
3.46	Les conditions aux limites imposées sur l'éprouvette. . . . .	104
3.47	Différentes taille de maillage testées. . . . .	105
3.48	Comparaison des courbes contrainte/Énergie-déformation et pour les trois variantes de taille de maillage . . . . .	106
3.49	Comparaison des courbes Force max/force moyenne-déplacement et pour les trois variantes de taille de maillage . . . . .	106
3.50	Contour des contraintes de Von mises sur l'éprouvette après écrasement. . . . .	107
3.51	Contour de déformation plastique équivalente après écrasement . . . . .	107
3.52	Déformation profile des tubes pour les différents taille de maillage. . . . .	107
3.53	Comparaison Courbe de contrainte déformation expérimentale et numérique avec évaluation de l'énergie absorbée pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	108
3.54	Comparaison mode déformation numérique et expérimentale pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	108
3.55	Comparaison entre l'évolution numérique et expérimentale de la déformation des tubes en fonction de déplacement pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	108
3.56	Comparaison forme des tubes avant et après déformation pour la vitesse $V = 1mm/min$ .	109
3.57	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces moyenne et maximale pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	109
3.58	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces dans chaque lobs la vitesse pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	109
3.59	Évolution de la fraction martensitique numérique dans les zones A et B pour la vitesse $V = 1mm/min$ . . . . .	110

3.60	Comparaison de la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimentales pour la vitesse $V = 1mm/min$ .	110
3.61	Évolution du contour de la contrainte Von mises en fonction des des déplacements pour la vitesse $V = 1mm/min$ .	111
3.62	Évolution du contour de la Déformation plastique en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 1mm/min$ .	111
3.63	Évolution du contour de la fraction martensitique en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 1mm/min$ .	112
3.64	Évaluation de contour de la fraction martensitique pour la vitesse $V = 1mm/min$ .	112
3.65	Comparaison des courbes force-déplacement expérimentale et numérique avec l'évaluation de l'énergie expérimentale et numérique pour la vitesse $V = 10mm/min$ .	113
3.66	Comparaison entre la déformation des tubes en mode diamant dans le cas expérimentale et numériques pour la vitesse $V = 10mm/min$ .	113
3.67	Comparaison entre l'évaluation numérique et expérimentale de la déformation des tubes en fonction de déplacement $V = 10mm/min$ .	114
3.68	Comparaison forme des tubes avant et après déformation pour la vitesse $V = 10mm/min$ .	114
3.69	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces moyenne et maximale pour la vitesse $V = 10mm/min$ .	114
3.70	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces dans chaque lobs la vitesse pour la vitesse $V = 10mm/min$ .	115
3.71	Évaluation de la fraction martensitique numérique dans les zones A et B pour la vitesse $V = 10mm/min$ .	115
3.72	Comparaison de la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimentales pour la vitesse $V = 10mm/min$ .	116
3.73	Évolution du contour des contraintes de Von mises en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 10mm/min$ .	116
3.74	Évolution du contour des contraintes de la déformation plastique en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 10mm/min$ .	117
3.75	Évolution du contour des contraintes de la fraction martensite en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 10mm/min$ .	117
3.76	Évolution de contour de la fraction martensitique pour la vitesse $V = 10mm/min$ .	118
3.77	Comparaison Courbe de contrainte déformation expérimentale et numérique avec évaluation de l'énergie absorbée pour la vitesse $V = 100mm/min$ .	118
3.78	Comparaison entre la déformation des tubes en mode diamant dans le cas expérimentale et numériques pour la vitesse $V = 100mm/min$ .	119

3.79	Comparaison entre l'évolution numérique et expérimentale de la déformation des tubes en fonction de déplacement pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	119
3.80	Comparaison des formes des tubes avant et après déformation pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	119
3.81	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour la valeurs de la force dans chaque lob pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	120
3.82	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour la valeurs de la force dans chaque lob pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	120
3.83	évaluation de la fraction martensitique numérique dans les zones A et B pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	121
3.84	comparaison de la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimentale pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	121
3.85	Évolution du contour des contraintes de Von mises en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	122
3.86	Évolution du contour de la déformation plastique en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	122
3.87	Évolution du contour des contraintes de la fraction martensite en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	123
3.88	Évolution de contour de la fraction martensitique pour la vitesse $V = 100mm/min$ . . . . .	123
3.89	Comparaison des courbes force-déplacement expérimentale et numérique avec l'évaluation de l'énergie expérimentale et numérique pour la vitesse $V = 500mm/min$ . . . . .	124
3.90	Comparaison entre la déformation des tubes en mode diamant dans le cas expérimentale et numériques. . . . .	124
3.91	Comparaison entre l'évaluation numérique et expérimentale de la déformation des tubes en fonction de déplacement pour la vitesse $V = 500mm/min$ . . . . .	125
3.92	Comparaison forme des tubes avant et après déformation pour la vitesse $V = 500mm/min$ . . . . .	125
3.93	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces moyenne et maximale pour la vitesse $V = 500mm/min$ . . . . .	125
3.94	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour la valeurs de la force dans chaque lob pour la vitesse $V = 500mm/min$ . . . . .	126
3.95	Évolution de la fraction martensitique numérique dans les zones A et B pour la vitesse $V = 500mm/min$ . . . . .	126
3.96	Comparaison de la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimental pour la vitesse $V = 500mm/min$ . . . . .	127

3.97 Évolution du contour de la contrainte de Von mises en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 500mm/min$ . . . . .	127
3.98 Évolution du contour de la Déformation plastique en fonction en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 500mm/min$ . . . . .	128
3.99 Évolution du contour de la fraction martensitique en fonction en fonction des déplacements pour la vitesse $V = 500mm/min$ . . . . .	128
3.100Évolution du contour de la fraction martensitique pour la vitesse $V = 500mm/min$ . . . . .	129
B.1 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	149
B.2 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	150
B.3 Contour : Déformation plastique. . . . .	150
B.4 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	151
B.5 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	151
B.6 Contour : Déformation plastique. . . . .	152
B.7 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	152
B.8 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	153
B.9 Contour : Déformation plastique. . . . .	153
B.10 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	154
B.11 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	154
B.12 Contour : Déformation plastique. . . . .	155
B.13 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	155
B.14 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	156
B.15 Contour : Déformation plastique. . . . .	156
B.16 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	157
B.17 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	157
B.18 Contour : Déformation plastique. . . . .	158
B.19 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	158
B.20 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	159
B.21 Contour : Déformation plastique. . . . .	159
B.22 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	160
B.23 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	160
B.24 Contour : Déformation plastique. . . . .	161

B.25 Influence du paramètre $\xi$ sur la courbe contrainte déformation. . . . .	161
B.26 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	162
B.27 Contour :Déformation plastique équivalente. . . . .	162
B.28 Contour : Fraction martensitique. . . . .	163
B.29 Influence du paramètre $\lambda$ sur les courbes contrainte déformation et fraction de la martensite déformation. . . . .	163
B.30 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	164
B.31 Contour :Déformation plastique équivalente. . . . .	164
B.32 Contour : Fraction martensitique. . . . .	165
B.33 $\lambda= 3$ . . . . .	165
B.34 $\lambda= 5$ . . . . .	165
B.35 $\lambda= 8$ . . . . .	166
B.36 $\lambda= 10$ . . . . .	166
B.37 $\lambda= 12$ . . . . .	166
B.38 Influence du paramètre $\lambda_0$ sur les courbes contrainte déformation et fraction de la martensite déformation. . . . .	167
B.39 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	167
B.40 Contour :Déformation plastique équivalente. . . . .	168
B.41 Contour : Fraction martensitique. . . . .	168
B.42 $\lambda_0= 0.01$ . . . . .	169
B.43 $\lambda_0= 0.1$ . . . . .	169
B.44 $\lambda_0= 0.8$ . . . . .	169
B.45 $\lambda_0= 4$ . . . . .	170
B.46 $\lambda_0= 6$ . . . . .	170
C.1 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	171
C.2 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	172
C.3 Contour : Déformation plastique. . . . .	172
C.4 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	173
C.5 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	173
C.6 Contour : Déformation plastique. . . . .	173
C.7 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	174

C.8 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	174
C.9 Contour : Déformation plastique. . . . .	175
C.10 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	175
C.11 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	176
C.12 Contour : Déformation plastique. . . . .	176
C.13 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	177
C.14 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	177
C.15 Contour : Déformation plastique. . . . .	177
C.16 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	178
C.17 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	178
C.18 Contour : Déformation plastique. . . . .	179
C.19 Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation. . . . .	179
C.20 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	180
C.21 Contour : Déformation plastique. . . . .	180
C.22 Influence du paramètre $\xi$ sur la courbe contrainte déformation. . . . .	181
C.23 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	181
C.24 Contour : Déformation plastique équivalente. . . . .	181
C.25 Contour : Fraction martensitique. . . . .	182
C.26 Influence du paramètre $\lambda$ sur les courbes contrainte déformation et fraction de la martensite déformation. . . . .	182
C.27 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	183
C.28 Contour : Déformation plastique équivalente. . . . .	183
C.29 Contour : Fraction martensitique. . . . .	183
C.30 Influence du paramètre $\lambda_0$ sur les courbes contrainte déformation et fraction de la martensite déformation. . . . .	184
C.31 Contour : Contrainte de Von mises. . . . .	184
C.32 Contour : Déformation plastique équivalente. . . . .	185
C.33 Contour : Fraction martensitique. . . . .	185

# Liste des tableaux

2.1	Composition chimique du matériau étudié en pourcentage masse. . . . .	42
2.2	Caractéristiques mécanique du matériau de l'étude . . . . .	42
2.3	Paramètres géométriques des tubes utilisés dans les essais mécaniques quasi statique et dynamique. . . . .	43
2.4	<i>Cr</i> équivalent et <i>Ni</i> équivalent de acier étudié. . . . .	45
2.5	Les indices $\Delta$ et $I$ pour les aciers étudiés. . . . .	45
2.6	Énergie de défaut d'empilement calculé pour les deux aciers de l'étude. . . . .	45
3.1	Variation du paramètres $\lambda$ . . . . .	86
3.2	Variation du paramètres $\lambda$ . . . . .	87
3.3	Variation du paramètres $\zeta$ . . . . .	88
B.1	Valeurs de paramètre B . . . . .	149
B.2	Valeurs de paramètre m . . . . .	151
B.3	Paramètre $\beta_2$ . . . . .	152
B.4	Paramètre B . . . . .	154
B.5	Paramètre $\eta_0^{vp}$ . . . . .	155
B.6	Paramètre $q_1$ . . . . .	157
B.7	Paramètre $q_2$ . . . . .	158
B.8	Paramètre $Y_a$ . . . . .	160
B.9	Paramètre $\xi$ . . . . .	161
B.10	Paramètre $\lambda$ . . . . .	163
B.11	Paramètre $\lambda_0$ . . . . .	167

C.1	Valeurs de paramètre B	171
C.2	Valeurs de paramètre m	172
C.3	Paramètre $\beta_2$	174
C.4	Paramètre B	175
C.5	Paramètre $q_1$	176
C.6	Paramètre $q_2$	178
C.7	Paramètre $Y_a$	179
C.8	Paramètre $\xi$	180
C.9	Paramètre $\lambda$	182
C.10	Paramètre $\lambda_0$	184

# Liste des symboles

## Symbole Romain

$(EFE)_{T_0}$  EFE aux températures T initiale

$(EFE)_T$  EFE aux températures T

$\Delta G_c^{A \rightarrow M}(T)$  Terme chimique moteur

$\Delta G_l^{A \rightarrow M}(T)$  Energies libres chimiques associée à la transformation martensitique

$\Delta G_{nc}^{A \rightarrow M}(T)$  Terme non chimique résistant

$\Delta G_{Totale}^{A \rightarrow M}(T)$  Variation des énergies libres totale d une transformation martensitique sans contrainte appliquée

$\dot{E}_{xx}$  Incrément de déformation globale

$\dot{E}_{xx}^{pl}$  Incrément de plasticité de transformation

$\dot{p}$  Vitesse de déformation plastique équivalente

$\hat{B}$  Paramètre du matériau

$\hat{Y}$  Paramètre du matériau

$\mu$  Module de cisaillement

$\bar{v}^M$  Volume moyen d une latte de la martensite

$\nabla_{\Sigma}$  Dérivée du tenseur des contraintes

*AISI304L* Acier inoxydable norme grade 304L ASTM

*Al* Aluminium

$B_f$  Une fonction de  $\dot{\Sigma}$  et de  $f^{sb}$

*C* Carbone

$C_2, C_3, C_4, C_5, n_1, n_2$  Paramètres matériau

$c_k$  Constante

$CC$	Cubique centré
$CFC$	Cubique face centrees
$Co$	Cobalt
$Cr$	Chrome
$Cr_{eq}$	Chrome équivalent
$Cu$	Cuivre
$D^{in}$	Partie inélastique de $D - D^{in}$
$D^{pl}$	Taux de déformation inélastique du à la transformation martensitique
$D^p$	Taux déformation du glissement plastique
$E_{moy}$	Energie moyenne
$F$	Force appliquée
$f^{sb}$	Fraction des bandes de cisaillement
$f_0$	Fréquence de mouvement vibratoire
$f_A$	Fraction volumique de l austnite résduelle initiale
$F_{moy}$	Force moyenne
$G_l^A(T)$	Energies libres chimiques austénite
$G_l^m(T)$	Energies libres chimiques austénite
$H_c$	Champs coercitif
$I_1$	Premier invariant du tenseur $\sigma - X^{pl}$
$K_{AM}$	Plasticité induite par la transformation martensitique
$M$	Aimantation
$m$	Masse de la structure
$M_r$	Aimantation rémanente
$M_s$	Température de début de la transformation
$M_s$	Aimantation à la saturation
$Md_{30}$	Indice de stabilité
$Mn$	Magnèse
$Mo$	Molybdene
$N$	Nobium

$Ni$	Nickel
$Ni_{eq}$	Nickel équivalent
$p_r$	Probabilité de la formation des bandes de glissement
$q_1$	Paramètre du matériau
$q_2$	Paramètre du matériau
$R^{pl}$	Contrainte seuil pour l'activation de la plasticité de la transformation
$R_e$	Limite élastique
$Si$	Silicium
$T_{00}$	Température de référence
$T_0$	Température de l'équilibre thermodynamique entre la phase austénitique et la phase martensitique
$T_{melt}$	Température de fusion du matériau
$T_{room}$	Température ambiante
$Ti$	Titanium
$U_{max}$	Travail mécanique max
$V$	Vanadium
$V^{A_0}$	Fraction volumique de l'austénite résiduelle avant déformation
$Y_a$	Contrainte athermique
$A$	Coefficient fonction de la composition chimique du matériau
$A$ et $B$	Constantes dépendant du matériau
$C$	Tenseur des modules d'élasticité du matériau
$C, a, b$ et $c$	Constantes dépendent du matériau et de la température
$D$	Tenseur symétrique des taux de déformations
$EFE$	Energie de défaut d'empilement
$f$	Fraction de la martensite
$I$	Indice de stabilité
$K$	Constante
$k$	Concentration des contraintes aux joints de grains
$k$	Constante du matériau

n	Coefficient d'écrouissage instantané
p	Pression hydrostatique
p	Déformation plastique équivalente
q	Constante du matériau
R	Ecrouissage isotrope
t	Temps
Tr	Paramètre de triaxialité
TRIP	Transformation Induced Plasticity
U	Travail mécanique

### Abbreviations

<i>FCE</i>	Force de crash efficace
<i>MEB</i>	Microscope électronique à Balayage
<i>SEA</i>	Energie d'absorption spécifique
<i>VSM</i>	Magnétisation de l'échantillon vibrant

### Symbole grecque

$\alpha$	Phase martensitique
$\alpha$	Paramètre de taux de formation des bandes de glissement
$\alpha_d$	Angle entre la direction de cisaillement et la direction de cisaillement maximal
$\bar{\eta}_0^{vp}$	Paramètres de viscosité pour les matériaux BBC
$\beta$	Constante identifiée expérimentalement
$\Delta l$	Déflexion axiale
$\Delta$	Indice de stabilité
$\delta$	Variaison de volume
$\Delta \varepsilon_{A \rightarrow M}^{pl}$	déformation pseudo plastique
$\delta_{tot}$	Variaison de volume totale
$\dot{\varepsilon}_0$	Vitesse de déformation plastique de référence
$\dot{\varepsilon}_A^{pslip}$	Vitesse de déformation de glissement équivalent dans l'austénite
$\dot{\Sigma}$	Taux triaxialité des contraintes
$\dot{\varepsilon}^{in}$	Taux de déformation inélastique totale

$\dot{\varepsilon}^{tr}$	Taux de déformation induite par transformation
$\dot{E}$	Taux de plasticité de la transformation macroscopique
$\dot{E}^{pl}$	Vitesse de la déformation plastique de la transformation
$\varepsilon_B$	Déformation de Bain
$\eta$	Constante
$\eta_0^{vp}$	Paramètres de viscosité pour les matériaux FCC
$\gamma$	Phase austénitique
$\gamma_0$	Cisaillement de la transformation
$\gamma_0$	Composante de cisaillement
$\mu_e$	Modules de cisaillement du milieu effectif
$\mu_M$	Modules de cisaillement de la martensite
$\bar{v}^{sb}$	Volume moyen
$\bar{\varepsilon}^B$	Déformation de la transformation
$\phi$	Une fonction de $T - M_s$
$\phi(f)$	Fonction croissance de f
$\rho$	Masse volumique
$\sigma$	Contrainte appliquée
$\sigma^e$	Limite élastique de l'austénite
$\sigma_0$	Limite élastique initiale
$\sigma_A^e$	Limite d'élasticité de l'austénite
$\sigma_c$	Contrainte critique
$\sigma_m$	Composante hydrostatique du tenseur des contraintes
$\sigma_M^e$	Limite d'élasticité de la martensite
$\sigma_n$	Contrainte normale résolue
$\sigma_{seq}$	Contrainte équivalente au sens de Von mises
$\tau$	Cission critique
$\theta$	Angle entre axe d'application de la contrainte et la normale au plan de l'habit
$\varepsilon$	Martensite epsilon
$\varepsilon^p$	Déformation plastique
$\varepsilon_0$	Expansion

$\varepsilon_0$	Composante d expansion de la transformation martensitique
$\varepsilon_0^{pl}$	Amplitude de la plasticité de la transformation
$\varepsilon_1$	Déformation axiale
$\varepsilon_2$	Déformation transversale
$\zeta$	Phase sigma
$J_2$	Second invariant du déviateur des contraintes
$n_o$	Constante expriment l orientation des bandes de cisaillement
$X^{pl}$	Ecrouissage cinématique
C	Constante géométriques
k	Rapport déformation transversale et axiale

### **Symbole Mathématique**

$\Delta H$	Enthalpie de la transformation
$\frac{\Delta V}{V}$	Variation relative de volume
$\varepsilon_0$	Déformation de la transformation

# Résumé

Ce présent travail porte sur l'étude expérimentale et numérique des lopins plein et des tubes minces en acier inoxydable ( AISI 304L) en régime quasi statique et dynamique (impact) en prenant en compte la transformation martensitique. Une recherche bibliographique exhaustive a été effectuée sur les aciers inoxydables à effet TRIP, thermodynamique de la transformation martensitique et les modèles numériques prenant en compte l'effet de la vitesse de déformation et la cinétique de la transformation. Une série des essais expérimentaux ont été réalisées : essais de compression axiale en régime quasi statique et dynamique à différentes vitesses de déformations. Des caractérisations métallurgiques et magnétiques (MEB, DRX, VSM, Micro dureté et dureté) ont été effectuées sur des éprouvettes avant et après déformation. La formation de la martensite dans éprouvettes après déformation est mise en évidence. La quantification de la fraction de la martensite a été réalisée avec le logiciel ImageJ sur des captures micrographiques. Une diminution de la quantité de la martensite formée avec l'augmentation de la vitesse de la déformation a été constatée. Le modèle viscoplastique d'Abd-Voyadjis dans le cas de CFC et CC a été couplé à la cinétique de la transformation. Le modèle étendu a été ensuite implémenté dans le code de calcul par éléments finis Abaqus/Explicit à l'aide de la subroutine VUMAT. Le modèle numérique proposé a été validé sur un élément de volume. Par la suite une étude paramétrique a été lancée pour calibrer et estimer l'effet de chaque paramètre sur le comportement macroscopique de l'acier étudié. Une autre étude a été réalisée aussi sur l'effet de la taille du maillage sur la réponse numérique du modèle implémenté. Des simulations numériques ont été réalisées sur des lopins et des tubes à différentes vitesses de déformation en régime quasi statique. Le modèle proposé reproduit correctement les données expérimentales.

**Mots clés :** AISI 304L, martensite, austénite, TRIP, Abaqus, Abd-Voyadjis.

# Abstract

The present work deals with the experimental and numerical study of cylindrical slugs and thin tubes in stainless steel (AISI 304L) in quasi-static and dynamic (impact) regime taking into account the martensitic transformation. An exhaustive bibliographical research was carried out on stainless steels with TRIP effect, thermodynamics of the martensitic transformation and numerical models taking into account the effect of the deformation rate and the kinetics of the transformation. A battery of experimental tests were carried out : axial compression tests in quasi-static and dynamic regime at different deformation rates. Metallurgical and magnetic characterisations (SEM, XRD, VSM, microhardness and hardness) were conducted on specimens before and after deformation. The creation of martensite in the specimens after deformation was demonstrated. Quantification of the martensite fraction was realised with ImageJ software on micrographic captures. A decrease in the amount of martensite formed with increasing strain rate was detected. The viscoplastic Abed voyadjis model in the case of CFC and CC was combined with the transformation kinetics. The extended model was then implemented in the Abaqus/Explicit finite element code using the VUMAT subroutine. The proposed numerical model was validated on a volume element. Thereafter a parametric study was launched to calibrate and estimate the effect of each parameter on the macroscopic behaviour of the steel investigated. Another study was also conducted on the effect of the mesh size on the numerical response of the implemented model. Numerical simulations were performed on slugs and tubes at different strain rates in the quasi-static condition. The proposed model accurately reproduces the experimental data.

**Keywords :** AISI 304L, martensite, austénite, TRIP, Abaqus, Abed-Voyadjis.

# **Introduction générale**

# Introduction générale

La compétitivité économique des entreprises dans le domaine de l'industrie automobile pour alléger les véhicules, en gardant son niveau de sécurité et diminuer les prix de la production et de la logistique, pousse les équipes R&D à innover et améliorer les matériaux de structure pour répondre aux exigences actuelles du marché et de l'environnement.

Les automobiles et les différents moyens du transport sont conçues en premier lieu pour garantir la sécurité des passagers en cas d'accident violent. La résistance au crash du véhicule est assurée par des éléments structurels qui absorbent l'énergie cinétique en se déformant pendant l'impact (de l'ordre du dixième de seconde).

Les véhicules possèdent deux types de composants de sécurité :

- Éléments de sécurité active : ABS (antiblocage des roues), l'ESP (contrôle de la trajectoire), le BAS (assistant de freinage d'urgence) ou encore l'anti-patinage.
- Éléments de sécurité passive : les airbags, les prétensionneurs des ceintures de sécurité et les longerons

Des prototypes physiques sont exigés pour valider les différentes normes de crash. En revanche, dans la phase de conception, les contraintes de temps et de coût orientent les entreprises à réduire le nombre de prototypes utilisés et effectués à leurs places des simulations sous des logiciels de type LSDyna, Ansys et Abaqus.

Les aciers à effet TRIP présentent un candidat irréprochable pour satisfaire les exigences des industriels ainsi que celles des organismes environnementales, et ce grâce à sa résistance mécanique élevée et sa ductilité considérable ainsi que sa résistance à la corrosion. L'effet TRIP (TRAnsformation Induced Plasticity) est traduit par une évolution de la microstructure de ces aciers lors d'un chargement thermique et/ou mécanique, cette évolution microstructurale peut améliorer les caractéristiques mécaniques des aciers inoxydables comme : la soudabilité, la formabilité, résistance mécanique.

L'importance des aciers à effet TRIP dans le domaine industriel a orienté les chercheurs vers la modélisation de leur comportement mécanique, afin de cerner les aspects et les mécanismes de la transformation martensitique sous chargement divers et son influence sur le comportement mécanique globale. Les modèles élaborés sont exploités ensuite par la simulation numérique en les implémentant dans un code de calcul par éléments finis pour prévoir la variation et l'évolution des quantités bien

définies du comportement mécanique de l'acier comme : écrouissage et la fraction volumique de la martensite.

Plusieurs études sont menées sur le comportement mécanique des aciers à effet TRIP, afin d'établir des stratégies robustes d'identification des paramètres gouvernant la loi de comportement (modèle). Malgré les avancées réalisées dans ce domaine, la détermination précise et fiable des paramètres reste un défi à franchir.

L'objectif de cette thèse est de modéliser le comportement viscoplastique biphasé (avec la transformation martensitique) d'un acier 304L totalement austénitique en régime quasi statique avec deux formes d'éprouvette : tube et lopin. Chaque phase est modélisée avec une loi de comportement prenant en compte sa structure métallurgique ( martensite : CC et austénite :CFC). La cinétique de la transformation est modélisée avec une loi prenant en compte l'effet de la vitesse de déformation sur la quantité de la martensite formée.

Cette thèse est structurée en trois chapitres :

Le premier chapitre est consacré à la recherche bibliographique sur les aciers à effet TRIP et leurs modélisations. Ce chapitre est abordé avec des généralités sur les aciers inoxydables austénitiques. Ensuite la transformation martensitique, son aspect thermodynamique et ses conséquences sur le comportement global sont présentés. Dans cette partie, on a montré l'effet de Greenwood-Johnson et effet de Magee sur la plasticité de la transformation ainsi que l'influence de la température, mode de chargement et vitesse de déformation sur la cinétique de la transformation. Ce chapitre comporte aussi un flash sur les modèles de comportement viscoplastiques des métaux ainsi que les étapes de la modélisation de la transformation martensitique.

Le deuxième chapitre est affecté à l'étude expérimentale des lopins et des tubes en acier inoxydable 304L. En premier lieu les caractéristiques mécaniques et la composition chimique du matériau des deux éprouvettes sont présentées. En deuxième lieu les méthodes expérimentales réalisées sur les deux éprouvettes sont exposées tel que : La dureté et micro dureté, Diffraction des rayons X, Microscope électronique à balayage (MEB) et Magnétisation de l'échantillon Vibrant (VSM). Les essais quasi statique sont réalisés sur une machine Instron électrique. Par contre les essais dynamique sont effectués sur une machine d'impact à différentes vitesses de déformations. Les matériaux de l'étude sont classifiés selon la capacité de l'austénite de transformer en martensite. A la fin de ce chapitre les résultats des essais dynamiques et quasi statique sont présentés et interprétés pour les tubes et les lopins.

Le troisième et le dernier chapitre est dédié à la modélisation et la simulation numérique du comportement viscoplastique biphasé (austénite-martensite) des matériaux de l'étude. Ce chapitre est commencé par une exposition des étapes de la modélisation du comportement mécanique des aciers à effet TRIP, en suite les modèles Abed-Voyadjis viscoplastiques des deux phases (CC et CFC) ainsi que la cinétique de la transformation martensitique sont présentées. Les modèles ont été implémentés dans le code de calcul par élément finis Abaqus après leur intégration temporelle selon un schéma d'intégration implicite. Une étude de l'effet de la taille du maillage sur le comportement des lopins et des tubes est réalisée afin de déterminer la dépendance ou l'indépendance du comportement mécanique des deux

éprouvettes à la taille du maillage. Des simulations en régime quasi statique ont été effectués pour les lopins à différentes vitesses de déformations. Pour la simulation des tubes, une étude pré-Buckling a été effectuée en premier lieu pour déterminer les modes de déformation. Par la suite les imperfections engendrées par l'étude précédente sont intégrées dans une étude Post-Buckling à différentes vitesses de déformation avec des coefficients d'imperfection bien déterminées. Les résultats des simulations obtenus dans la cas des lopins et des éprouvettes sont comparés aux résultats expérimentaux.

# **Chapitre 1 : Etat de l'art**

# État de l'art

## 1.1 Introduction

Ce chapitre à caractère bibliographique présente des généralités sur les aciers à effet TRIP. Il s'intéresse principalement aux aspects mécaniques, thermodynamiques et métallurgiques de la transformation martensitique dans les aciers inoxydables austénitiques métastables. Nous y abordons aussi les conséquences de cette transformation sur le comportement mécanique globale des aciers austénitiques métastables.

En plus, les modèles utilisés pour la modélisation de l'effet TRIP dans les aciers austénitiques sont abordés ainsi que des généralités sur les aciers inoxydables et leurs caractéristiques métallurgiques et mécaniques.

## 1.2 Les aciers inoxydables austénitiques

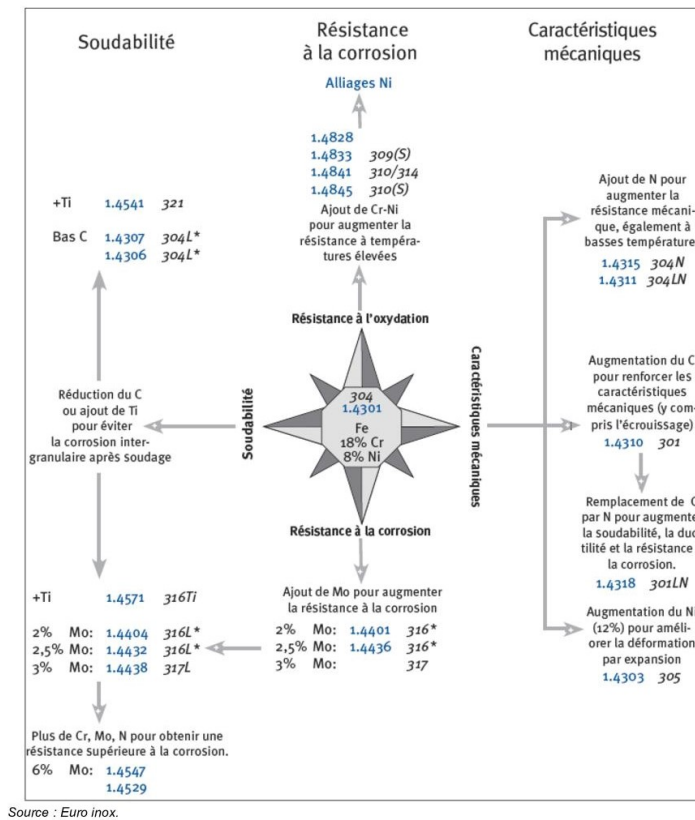
### 1.2.1 Généralités

Les aciers inoxydable sont des alliages métalliques à base de fer qui contiennent au moins 10.5% de chrome et d'autres éléments d'addition tels que le nickel. Les aciers inoxydables austénitiques du type  $Fe - Cr - Ni$  représentent 80% du marché mondial des aciers inoxydables, et ce à cause de leur structure cristallographique de type  $CFC$  qui leur confère une bonne ductilité et ténacité sur un très large domaine de température.

A température ambiante, les aciers inoxydables présentent un bon compromis entre résistance mécanique et allongement. La limite d'élasticité est comprise entre 350 et 400MPa, la résistance à la rupture dépasse 800MPa et l'allongement à la rupture ( $A\%$ ) peut atteindre 50%. Ces excellentes propriétés font que ces aciers sont utilisés dans divers domaines, tels que : les hôpitaux, l'industrie alimentaire, l'industrie automobile...etc.[1]

La nuance de base  $X5CrNi18 - 10$  (1.4301) (AISI 304L) (figure 1.1) contient 18% de chrome, 9.5% de nickel et 0.05% de carbone. Grâce à ses remarquables propriétés d'emploi, elle couvre environ

80% des applications des nuances austénitiques.



**FIGURE 1.1** – Principaux aciers inoxydables austénitiques au chrome nickel dérivés de la nuance X5CrNi18 – 10(304L).

Selon les teneurs des éléments alphas ou gamma, les aciers inoxydables peuvent se trouver dans différents états structuraux liés aux transformations du fer. Un effet de stabilisation vers la phase  $\alpha'$  cubique centré(CC) ou  $\gamma$  cubique à face centrées(CFC), est observée[2].

### 1.2.2 Le Chrome et le nickel équivalent

La distinction entre les éléments alphas et les éléments gamma a conduit Schaffler [3] à proposer un diagramme (Figure1.2) pour prédire la structure de l'acier en fonction du pourcentage en chrome( $Cr_{eq}$ ) et nickel ( $Ni_{eq}$ ) équivalents. Le chrome et le nickel équivalent sont définis par les équations suivantes :

$$Cr_{eq}(\%) = \%Cr + 1.5\%Mo + 0.48\%Si + 2.3\%V + 2.5\%Al \tag{1.1}$$

$$Ni_{eq}(\%) = \%Ni + \%Co + 0.1\%Mn - 0.01\%Mn^2 + 18\%N + 3 \tag{1.2}$$

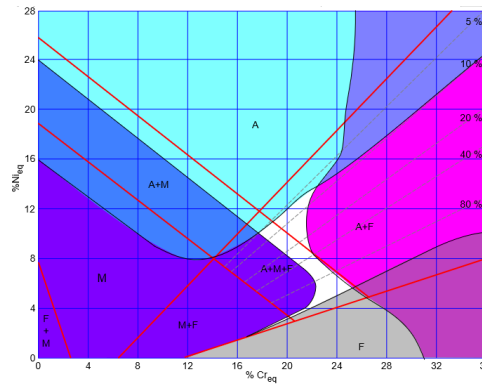


FIGURE 1.2 – Diagramme de Schaffler([www.rocdacier.com](http://www.rocdacier.com)).

Speidel et al.[4] ont prouvés expérimentalement que le diagramme de Schaffler n'est pas valable pour des alliages riches en *Cr, Mn, Mo* et *Ni* à cause de l'effet alphagènes de hautes teneurs en chrome et manganèse. Le manganèse est un élément alphagènes qui stabilise la ferrite, mais en même temps il favorise la solubilité de l'azote qui augmente le *Ni* équivalent. Speidel et al. ont proposé les formules suivantes :

$$Cr_{eq}(\%) = \%Cr + 1.5\%Mo + 0.48\%Si + 2.3\%V + 2.5\%Al \tag{1.3}$$

$$Ni_{eq}(\%) = \%Ni + 0.1\%Mn - 0.01\%Mn^2 + 18\%N + 30C \tag{1.4}$$

L'utilisation combinée du manganèse et ou du nickel avec des fortes teneurs en azote semble la plus indiquée pour stabiliser la phase austénitique[4]. La figure 1.3 présente la limite de la phase austénitique dans les aciers riches en *Mn, Cr, Mo* et *N*.

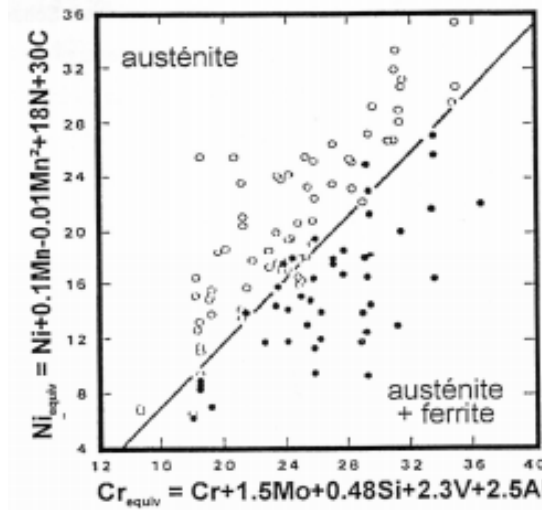


FIGURE 1.3 – Limite de la phase austénitique dans les aciers riches en *Mn, Cr, Mo* et *N*. [4]

Suutala[5] a déterminé d'autres relations entre la structure finale des aciers et les taux de *Ni* et *Cr* équivalent données par :

$$Cr_{eq}(\%) = \%Cr + 1.21\%Mo + 0.48\%Si + 0.14\%Nb + 2.2\%Ti + 0.72\%Ta + 2.27\%V + 2.48\%Al \tag{1.5}$$

$$Ni_{eq}(\%) = \%Ni + 0.11\%Mn - 0.0086\%Mn^2 + 24.5\%C + 18.4\%N + 0.44\%Cu + 0.41\%Co \tag{1.6}$$

Feithiger[6] a déterminé le minimum de nickel équivalent nécessaire pour obtenir une structure austénitique pour une certaine teneur en  $Cr$ , ce qui permettra de déterminer le pourcentage nécessaire des autres éléments.

$$Ni_{eq-minimum}(\%massique) = 1.1813\%Cr + 1.5\%Mo + 0.48\%Mo + 0.48\%Si - 11.85 \quad (1.7)$$

Les alliages avec une teneur en nickel faible sont, à la température ambiante et après hyper trempe, dans un état dit métastable : l'austénite n'est pas dans son état d'équilibre[7]. Par déformation plastique (écrouissage), l'austénite métastable peut se transformer partiellement en une structure martensitique Quadratique Centrée : martensite  $\alpha'$ .

La stabilité de l'austénite est directement liée à la composition chimique de l'acier. Celle-ci peut être caractérisée par des indices de stabilité tels que  $\Delta$ ,  $Md_{30}$  et  $I$  qui sont fonction des éléments d'additions Post et Eberly [8] :

$$\Delta = \%Ni + 0.5\%Mn + 35\%C - 0.083(\%Cr + 1.5\%Mo - 20)^2 - 15 \quad (1.8)$$

$$Md_{30} = 413 - 462(\%C + \%N) - 9.2\%Si - 8.1\%Mn - 13.7\%Cr - 9.5\%Ni - 18.5\%Mo \quad (1.9)$$

$$I = 37.19 - 51.2\%C - 1.02\%Mn - 2.59\%Ni - 0.467\%Cr - 34.4\%N \quad (1.10)$$

L'indice  $\Delta$  représente la différence entre le teneur en nickel réel que contient l'acier et la teneur en nickel théorique qui permet d'avoir une austénite stable[8]. Un indice  $\Delta$  positif signifie une austénite stable. L'indice  $Md_{30}$  représente la température à laquelle se forme 50% de martensite pour une déformation de 30%. Cette température est d'autant plus basse que la teneur en éléments d'addition est élevée.

### 1.3 Transformation martensitique

G. Guenin [9] propose la définition suivante : La transformation martensitique est une transformation displacive du premier ordre présentant une déformation homogène du réseau cristallographique, constituée principalement par un cisaillement .

La martensite tient son de l'illustre métallurgiste allemand Adolphe MARTENS. La transformation martensitique se classe dans la catégorie des transformations cristallographiques displacives[10]. Elle se présente comme un mouvement coopératif des atomes à des vitesses proches de la vitesse du son ( $3.10^2 ms^{-1}$ ) dans le matériau.

Le changement de la phase ne résulte pas d'un changement de composition chimique dans la phase martensitique[11], mais une interface sépare les deux phases initiales et formée[12]. La figure 1.4 montre le changement de forme associé à la transformation martensitique.

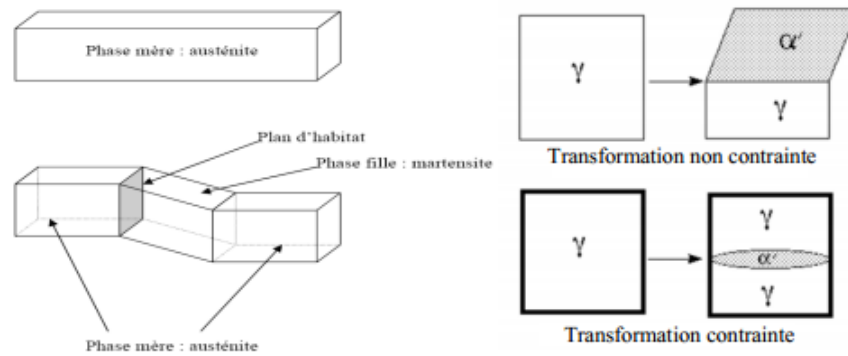


FIGURE 1.4 – Changement de forme associé à la transformation martensitique[13].

La transformation martensitique peut être induite en abaissant la température ou en appliquant une contrainte. Considérant le cas d'un abaissement de température en l'absence d'une contrainte appliquée, toutes les variantes sont équiprobables, elles se forment de façon à compenser mutuellement les déformations des autres variantes (auto accommodation)[14].

La transformation se produit par le déplacement des atomes de leurs sites dans la phase mère vers des sites voisins qui définissent la configuration de la nouvelle phase (phase fille). Cette transformation est caractérisée par un changement de volume et de forme (laissant un plan invariant) et par une énergie de déformation élastique[15].

### 1.3.1 Microstructure des différentes phases

La structure cristalline de la martensite varie en fonction de l'énergie de faute d'empilement. Une forte énergie de faute d'empilement conduit à la formation directe de martensite  $\alpha'$  par le mécanisme  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . Alors que une faible énergie de faute d'empilement conduit à la formation de  $\epsilon$ , puis la phase  $\alpha'$  se forme aux intersection des variantes  $\epsilon$ .

Ce mécanisme indirecte de formation  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$  a été observé dans les aciers inoxydable AISI304 à faible teneur en carbone [16, 17]. Les auteurs mentionnent que la fraction volumique de la martensite ne dépasse pas 7 à 10% [18, 19]. La figure 1.5 monte le mécanisme de la transformation martensitique.

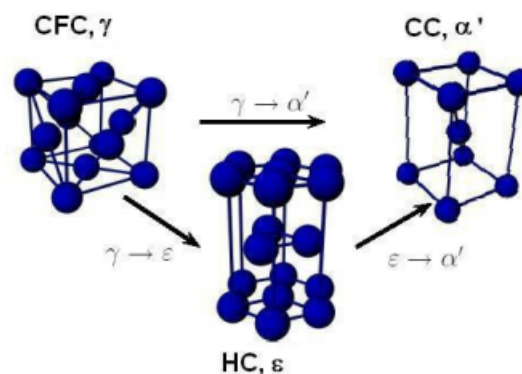


FIGURE 1.5 – Mécanisme de la transformation martensitique[7].

Les énergies de défaut d'empilement (*EFE*) dépend de la composition chimique et de la température. Plusieurs auteurs [20, 21] ont constaté l'effet de la composition chimique et de la température sur l'*EFE*. Ces études montrent que le carbone et le nickel augmentent l'*EFE*, tandis que Les autres éléments, tels que *Cr*, *Si*, *Mn* et *N* la diminue. La morphologie de la martensite dépend de la composition chimique, des contraintes et déformations locales et de l'énergie de faute d'empilement. Elle peut être lenticulaire, sous forme de lattes, de papillons de plaquettes d'aiguilles plates[18]. Les observations en microscopie optique montre deux principales morphologie de martensite  $\alpha'$  sous forme de plaquettes ou sous forme de lattes.

La martensite en plaquettes ( [figure 1.6](#) ) appelée aussi la martensite lenticulaire, possède une forme aplatie quasi bidimensionnelle. Cette morphologie est probablement causée par l'accommodation des contraintes développées lors de la transformation de phase ou lors de la déformation plastique[22]. La vitesse de formation des plaquettes est considérables de l'ordre de  $10^5 \text{cm/s}$ [23]. Chaque plaquette a une microstructure de fines macles parallèles [24, 25]. La croissance des plaquettes se développe dans le grain de l'austénite suivant des directions définies, qui sont parallèles aux plans d'accrolement et limitées par les joints de grain[22].



**FIGURE 1.6** – Morphologie de la martensite en plaquette dans l'acier  $Fe - 25Ni - 0.66C$ [24].

La martensite en lattes ( [Figure 1.7](#) ) est caractérisée par la présence de paquets formés d'aiguilles grossièrement parallèle et longues avec des épaisseurs de l'ordre de  $0.2 \mu\text{m}$ [22]. Leur croissance est stoppée aux joints de grains de l'austénite comme indiquer dans la [figure 1.7](#) [24, 25].



**FIGURE 1.7** – Morphologie des lattes dans l'acier  $X46Cr13/4034$ [24]

La morphologie de la martensite  $\epsilon$  ( Figure 1.8 ) est différente de celle de la martensite lenticulaire des alliages  $Fe - C$ . Elle adopte la forme de bandes parallèles, et sa formation est en relation directe avec la formation de défauts empilement, des maclages répétés, au sein du réseau cubique à faces centrées de l'austénite [23].

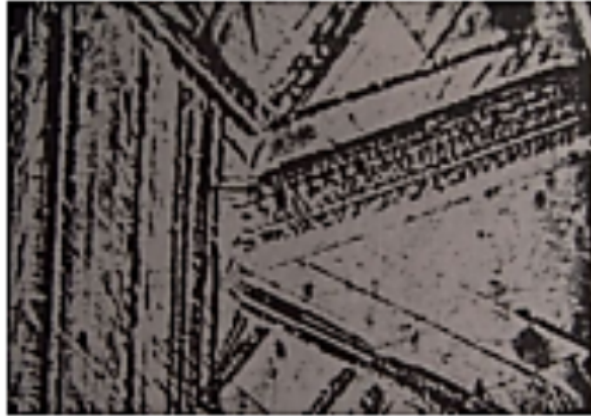


FIGURE 1.8 – Morphologie de la martensite  $\epsilon$  dans un acier inoxydable hypertrempe.[24]

### 1.3.2 Déformation de la transformation : Déformation de bain

Le changement local de la structure cristallographique lors de la transformation est accompagné d'une déformation homogène du réseau cristallin avec une composante déviatorique dominante. Pour minimiser l'énergie de déformation, la martensite se forme en plaquettes suivant des plans cristallographiques particuliers appelés plans d'habitat [26].

La déformation homogène du réseau cristallin a été décrite géométriquement par la déformation de Bain  $\epsilon_B$  [27] comme présentée sur la figure 1.9. La déformation de Bain, est associée à une énergie élastique importante. Cette incompatibilité est la source de contraintes internes très importantes et qui doivent donc être partiellement relaxées par l'activation d'autres mécanismes inélastiques comme : Adaptation de la morphologie de la phase créée, Arrangement microstructural et déformation plastique par glissement dans la martensite et dans l'austénite.

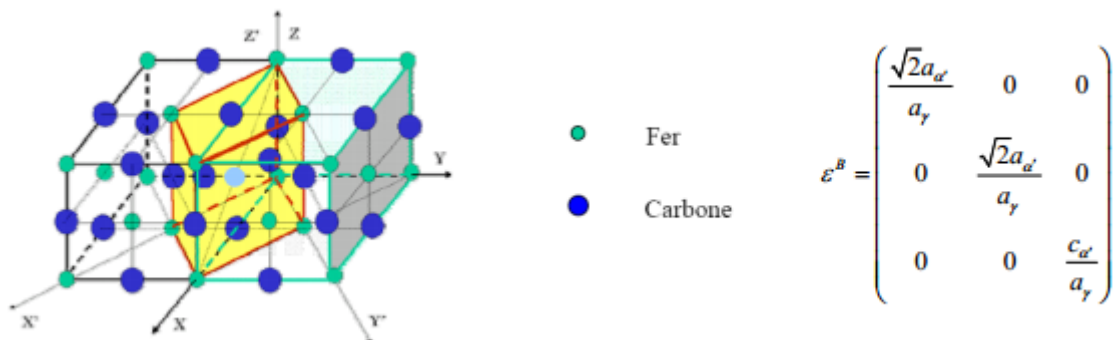


FIGURE 1.9 – Théorie de bain, obtention de la maille de martensite à l'intérieur d'une maille l'austénite, tenseur des déformations dans le repère oxyz[28].

La déformation de la transformation est composée de trois déformations différentes :

- **La déformation de bain** : Une déformation homogène du réseau cristallin liée au passage de la structure atomique de la phase austénite à la phase martensite.
- **Une déformation à réseau invariant** : Induite par glissement plastique ou par maclage, cette déformation permet de relaxer les contraintes internes engendrées par la déformation de Bain.
- **Une rotation** : qui est nécessaire pour connecter le cristal de l'austénite avec celui de la martensite le long du plan d'habitat.

La [figure 1.10](#) montre une représentation graphique de ces trois déformations. La martensite se forme dans les plans cristallographiques particuliers appelés plans d'habitat afin de minimiser l'énergie de déformation.

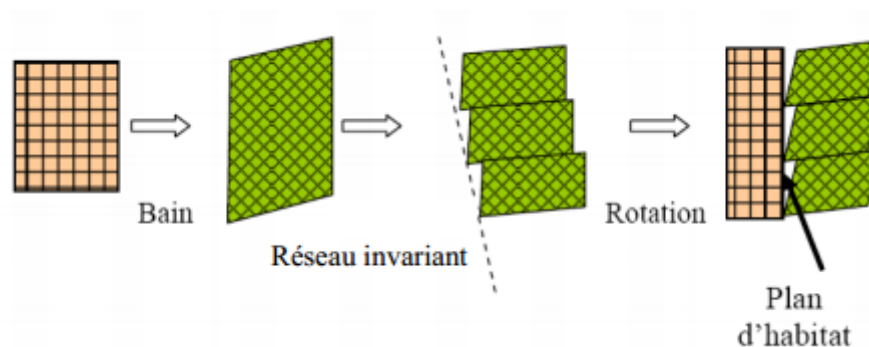


FIGURE 1.10 – Les trois étapes de la transformation martensitique [28].

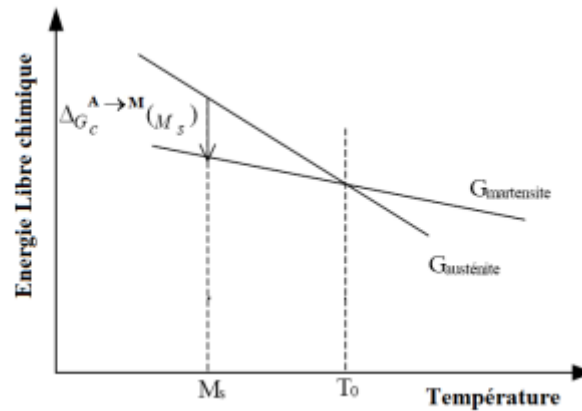
## 1.4 Thermodynamique de la transformation martensitiques dans les aciers

### 1.4.1 Aspects thermodynamique de la transformation martensitiques

Dans une transformation de phase martensitique, la composition chimique des phases reste inchangée. Ce système thermodynamique peut être considéré comme un même système mais présenté sous deux structures différentes. Il est nécessaire d'étudier les énergies libres dans ce système afin de connaître la faisabilité de la transformation. On appelle  $G_l^A(T)$  et  $G_l^M(T)$  respectivement, les énergies libres chimiques associées à la transformation martensitique. Elles sont données par [29].

$$\Delta G_l^{A \rightarrow M}(T) = G_l^M(T) - G_l^A(T) \quad (1.11)$$

La [figure 1.11](#) présente le diagramme d'équilibre thermodynamique des phases à différentes températures. La stabilité des phases s'exprime par le signe de  $\Delta G_l^{A \rightarrow M}$ . Par définition, quand  $\Delta G_l^{A \rightarrow M}$  est positive, l'austénite est la phase la plus stable.



**FIGURE 1.11** – Diagramme d'équilibre thermodynamique des phases à différentes températures.

$T_0$  est la température d'équilibre thermodynamique entre la phase austénitique et la phase martensitique.

$$\Delta G_l^{A \rightarrow M}(T) = 0 \quad (1.12)$$

La variation des énergies libres totale d'une transformation martensitique sans contrainte appliquée  $\Delta G_{Totale}^{A \rightarrow M}(T)$ . Elle est composée d'un terme chimique (moteur)  $\Delta G_c^{A \rightarrow M}(T)$  et d'un terme non chimique (résistant)  $\Delta G_{nc}^{A \rightarrow M}(T)$  [29, 30] :

$$\Delta G_{Totale}^{A \rightarrow M}(T) = \Delta G_c^{A \rightarrow M}(T) + \Delta G_{nc}^{A \rightarrow M}(T) \quad (1.13)$$

La transformation débute lorsque la température atteint la valeur de la température de début de la transformation (Martensite start)  $M_s$ . Cette température varie en fonction de la composition chimique du matériau et de la morphologie des phases. La température  $M_s$  (inférieure à  $T_0$ ) correspond à la température à partir de laquelle la variation de l'énergie libre totale devient nulle, soit :

$$\left| \Delta G_c^{A \rightarrow M}(M_s) \right| = \left| \Delta G_{nc}^{A \rightarrow M}(M_s) \right| \quad (1.14)$$

## 1.4.2 Influence de la température et de la contrainte appliquée

La phase martensitique apparaît à partir d'une contrainte critique  $\sigma_c$ . Cette contrainte critique est décrite par une loi de type de Clausius-Clapeyron [31] :

$$\frac{d\sigma}{dT} = \rho \frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0} \quad (1.15)$$

Avec  $\rho$  la masse volumique,  $\Delta H$  l'enthalpie de la transformation,  $T_0$  la température d'équilibre de la transformation,  $\sigma_c$  la contrainte appliquée et  $\varepsilon_0$  la déformation de la transformation.

Quatre domaines de températures [32] se distinguent sur la figure 1.12 :

- $T < M_s$  : La fraction de la martensite formée dépend de l'écart de température par rapport à  $M_s$  ;
- $M_s < T < M_s^\sigma$  : Transformation assistée par la contrainte. La transformation martensitique débute à une contrainte inférieure à la limite élastique  $R_e$  de l'austénite.
- $M_s^\sigma < T < M_s^d$  : Transformation assistée par la déformation plastique (Transformation induced Plasticité ). Il y a écoulement plastique de l'austénite avant début de la transformation martensitique.
- $T < M_d$  : L'austénite est stable et ne se transforme plus en martensite.

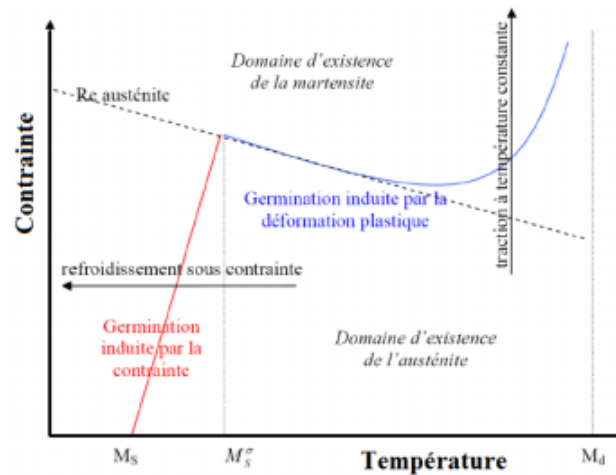


FIGURE 1.12 – Diagramme d'équilibre thermodynamique des phases à différentes températures.

Plusieurs travaux expérimentaux ([33, 34]) constatent que l'application d'une contrainte favorise la transformation martensitique. Différents critères thermodynamiques ont été proposés pour relier  $M_s^\sigma$  à la contrainte appliquée.

Wollants et al.[35] ont donné un critère thermodynamique qui est une fonction linéaire de la température de début de transformation et de la contrainte appliquée. L'augmentation de  $M_s^\sigma$  est en fonction de la nature de la contrainte ( figure 1.13).

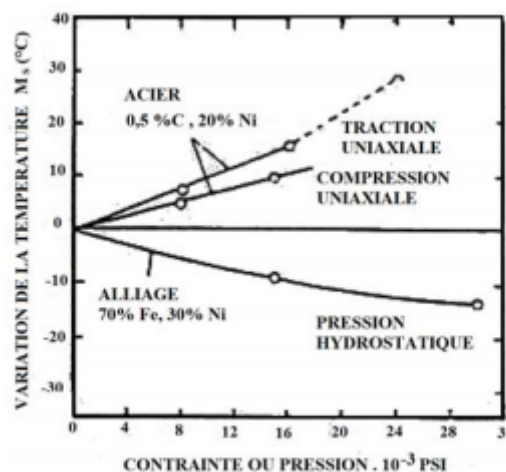


FIGURE 1.13 – Variation de la température  $M_s$  en fonction de l'état de contrainte appliquée.[36]

La température  $M_s$  varie avec la composition chimique et elle peut être diminuée en ajoutant des éléments gammagène (figure 1.14) comme le nickel ou le manganèse. La température  $M_s$  est exprimée par les relations de Pickering [37], équation 1.16 et Perlade et al. [38] équation 1.17 :

$$M_s(^{\circ}C) = 497 - 810\%C - 1230\%N - 13\%Mn - 30\%Ni - 12\%Cr - 54\%Cu - 46\%Mo \quad (1.16)$$

$$M_s(^{\circ}C) = 540..c6.exp[-1.362\%C] - 30.4\%Mn - 17.7\%Ni - 12.1\%Cr - 11\%Si \quad (1.17)$$

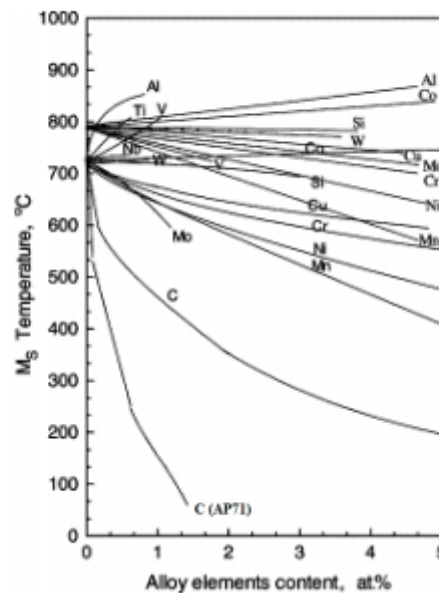


FIGURE 1.14 – Évolution de  $M_s$  dans alliage de fer selon la teneur en Alliages. [36]

### 1.4.3 Énergie de faute d'empilement et ordre d'apparition de la phase

#### 1.4.3.1 Énergie de faute empilement

L'énergie de faute empilement est un facteur important pour le déclenchement d'une transformation martensitique induite par déformation plastique. Cette énergie contrôle l'arrangement des dislocations, les mécanismes de déformation de l'austénite ainsi que la probabilité de formation de fautes d'empilements.

L'énergie de faute empilement dépend à la fois de la composition chimiques du matériau et de la température. Pour les aciers austénitiques, cette énergie évolue quasi-linéairement avec les température entre  $-200^{\circ}C$  et  $100^{\circ}C$ [21].

Degallax et al. [39] ont mesuré l'EFE de différentes aciers  $FE - Cr - Ni$ ,  $Fr - Cr - Ni - Mn$  et  $Fe - Mn - Ni$  par diffraction des rayons X. Pour les aciers  $FE - Cr - Ni$ , ils ont établi l'expression suivante :

$$EFE = 4 + 18(\%Ni) - 0.2(\%Cr) + 410(\%C) \quad (1.18)$$

Le carbone à un effet important, il accroît l'EFE en favorisant l'arrangement cellulaire des dislocations de l'écroutissage. [39].

### 1.4.3.2 Ordre de l'apparition des phases

La martensite  $\alpha'$  peut être produite par deux mécanismes, suivant la valeur de l'EFE de l'acier :

- **Une forte EFE** : La formation de la martensite  $\alpha'$  par le mécanisme  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .
- **Une Faible EFE** : La formation de la martensite  $\alpha'$  par le mécanisme  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ .

Lecroisey [21] a étudié la transformation martensitique dans différents types d'aciers inoxydables totalement austénitiques, la phase  $\varepsilon$  a été observé seulement dans les aciers à forte teneurs en chrome et en nickel ( $Cr > 15\%$  et  $Ni > 10\%$ ). La germination de la martensite  $\alpha'$  peut apparaître à l'intersection des bandes de martensite  $\varepsilon$  d'orientation différentes. La figure 1.15 schématise deux bandes de martensite  $\varepsilon$  e

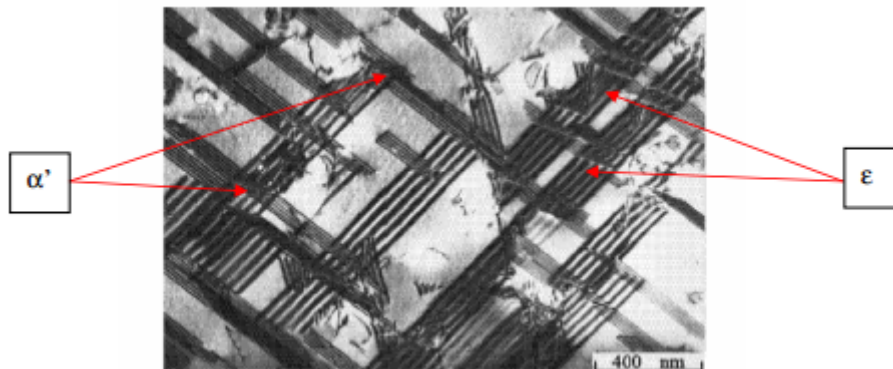


FIGURE 1.15 – Mécanisme de déformation d'un acier austénitiques a basse énergie d'empilement.[24]

### 1.4.3.3 Effet des contraintes

La transformations martensitique débute à des températures supérieurs à  $M_s$  par application d'une contrainte externe. Cette contrainte est nécessaire pour activer la transformation, elle décroît avec la température et devient nulle lorsqu'elle atteint  $M_s$ . Le critère de Patel et Cohen [31] permet de comprendre l'effet d'une contrainte sur la transformation. Il est basé sur le fait que « **la transformation débute lorsque la force motrice qui lui associée atteint une valeur critique** ». Il prend en compte le travail mécanique  $U$  issu de la somme du travail dû au cisaillement et du travail d'expansion ou de rétreint :

$$U = \tau\gamma_0 + \sigma_n\varepsilon_0 \quad (1.19)$$

$\tau$  : Cission critique dans la direction de cisaillement de la transformation ;

$\gamma_0$  : Composante de cisaillement ;

$\sigma_n$  : Contrainte normale résolue ;

$\varepsilon_0$  : Composante d'expansion de la transformation martensitique.

En prenant en compte l'orientation de la plaquette martensite formée, on obtient la relation suivant :

$$U = \frac{1}{2}\sigma\{\gamma_0\sin(2\theta)\cos(\alpha_d) \pm \varepsilon_0(1 + \cos(2\theta))\} \quad (1.20)$$

$\theta$  étant l'angle entre l'axe d'application de la contrainte et la normale au plan d'habitat et  $\alpha_d$  celui entre la direction de cisaillement et la direction de cisaillement maximal.

La température  $M_s$  est déterminée par la formation de la première plaquette de la martensite. Cette plaquette a une orientation particulière correspondant à une valeur maximale de  $U_{max}$ . Patel et Cohen [31] constatent que  $U_{max}$  va s'ajouter ou se soustraire à l'énergie chimique à la température  $T$   $|\Delta G_c^{A \rightarrow M}(T)|$  afin d'aider ou inhibé la transformation martensitique. L'énergie totale  $\Delta G^{A \rightarrow M}(T)$ , nécessaire à la transformation martensitique sous contrainte à la température  $T$  s'écrit donc :

$$\Delta G_c^{A \rightarrow M}(T) = |\Delta G_c^{A \rightarrow M}(T)| + U_{max} \quad (1.21)$$

La température de début de transformation sous une contrainte  $\sigma$ , notée  $M_s(\sigma)$  est définie par :

$$\Delta G^{A \rightarrow M}(M_s(\sigma)) = |\Delta G_c^{A \rightarrow M}(M_s(\sigma))| + U_{max} - |\Delta G_c^{A \rightarrow M}(M_s(0))| \quad (1.22)$$

En supposant une évolution linéaire de la variation de l'énergie libre chimique avec la température (Figure 1.16), on arrive à :

$$\frac{\delta M_s(\sigma)}{\delta \sigma} = \left( \frac{\delta U_{max}}{\delta \sigma} \right) / \left( \frac{\delta \Delta G_c^{A \rightarrow M}(M_s(\sigma))}{\delta \sigma} \right) \quad (1.23)$$

Cette égalité permet d'obtenir la variation de la température de début de la transformation en fonction de la contrainte appliquée.

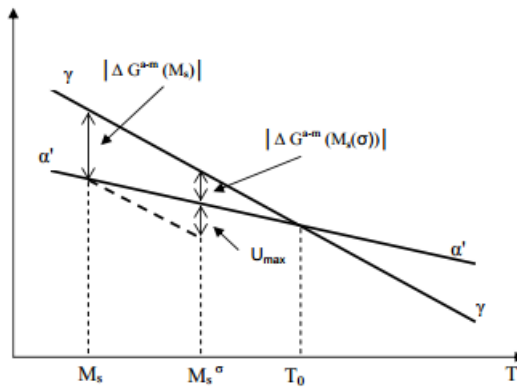


FIGURE 1.16 – Influence d'un travail mécanique  $U_{max}$  sur la température de début de transformation.

#### 1.4.3.4 Effet de la déformation plastique

Si la température est nettement plus élevée que  $M_s$ , il y a compétition entre le processus de transformation martensitique et celui de la déformation plastique de la phase mère (austénite). Ainsi, au dessus de la température  $M_s^\sigma$ , l'écoulement plastique de l'austénite précède et favorise la transformation martensitique. A cette température, la limite et la contrainte critique de transformation sont confondues.

La déformation plastique crée de nouveaux sites de germination et diminue la contrainte nécessaire à la transformation martensitique. A dessus de  $M_d$ , la vitesse de la diffusion du carbone dans le fer est trop importante pour que la transformation martensitique puisse avoir lieu.

## 1.5 Conséquences de la transformation martensitique

### 1.5.1 Plasticité de la transformation

#### 1.5.1.1 Effet de Greenwood-Johnson

Greenwood-Johnson[40] ont étudié la plasticité de transformation à  $910^\circ\text{C}$  lors du changement de phase de fer  $\alpha$  au fer  $\gamma$  pour une alliage  $Fe - 0.39\text{C}\%$ . Les auteurs montrent que la transformation martensitique s'accompagne d'une variation de volume qui produit un écoulement plastique de l'austénite autour des variantes (Figure 1.17). Lorsque le refroidissement se fait sous contrainte, l'écoulement plastique est orienté dans la direction de la contrainte externe.. L'amplitude de plasticité de la transformation  $\varepsilon_0^{pt}$ , dépend :

- L'amplitude de la variation volumique de transformation ;
- Le niveau de la contrainte appliquée ;
- Les propriétés mécanique des phases en présence au cours de la transformation.

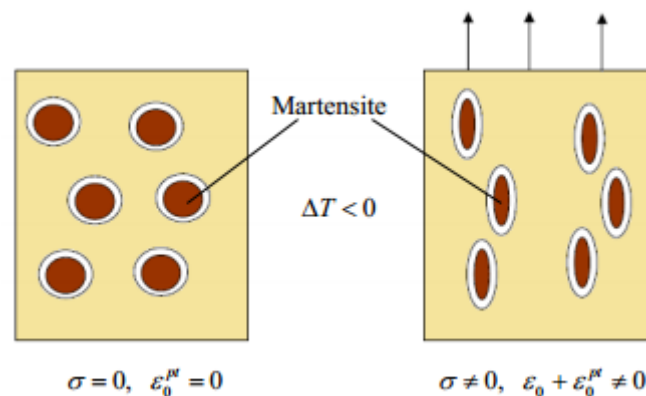
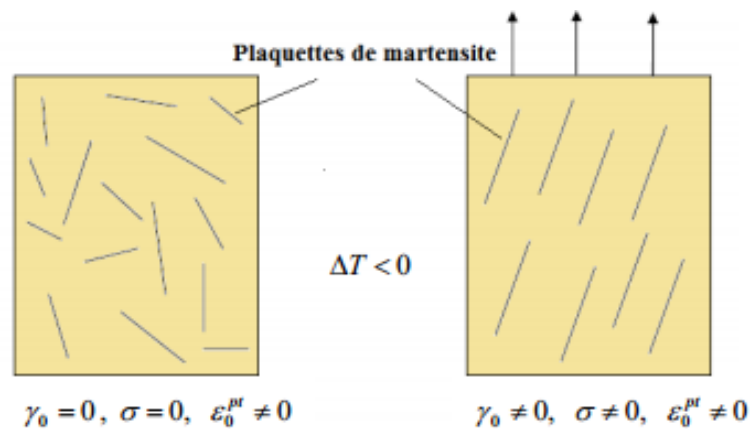


FIGURE 1.17 – Effet Greenwood-Johnson.

#### 1.5.1.2 Effet Magee

L'effet Magee[41, 42] considère que la contrainte appliquée provoque une orientation préférentielle des plaquettes de la martensite, qui est à l'origine de la plasticité de transformation. cette plasticité de transformation  $\varepsilon_0^{pt}$  se compose d'une expansion  $\varepsilon_0$  et d'un cisaillement  $\gamma_0$ . Lors d'un refroidissement à contrainte nulle, aucune déformation de la transformation, hormis la variation de volume, n'est formée. car la formation des variantes est équiprobable.

Si le déviateur des contraintes est non nul avec un refroidissement, seules les variantes les mieux orientées par rapport au chargement sont activées. La [figure 1.18](#) présente l'orientation des plaquettes de martensite lors d'une transformation martensitique sous contrainte (effet Magee).



**FIGURE 1.18** – Orientation des plaquettes de martensite lors d'une transformation martensitique sous contrainte (effet Magee).

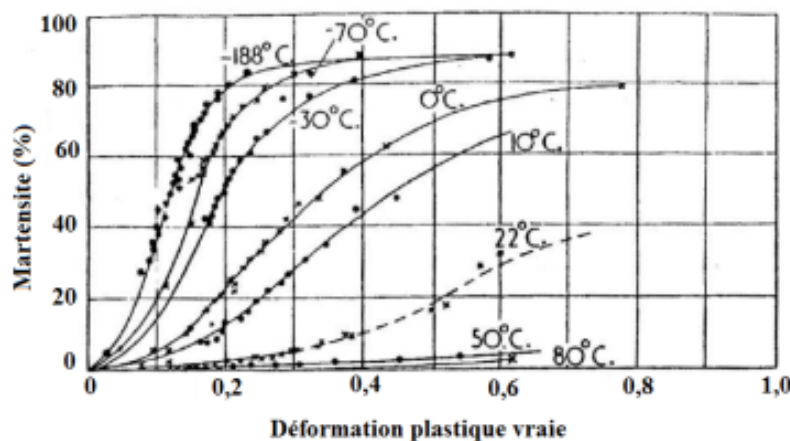
## 1.5.2 Cinétique de la transformation

### 1.5.2.1 Effet de la température

La transformation martensitique peut avoir deux origines différentes :

- **Une origine thermique** : Transformation par refroidissement ;
- **Une origine mécanique** : Transformation induite par la déformation plastique.

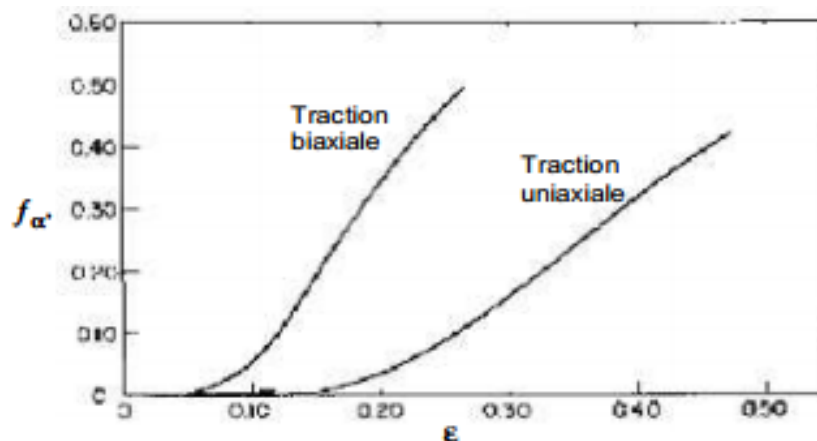
[Angle \[43\]](#) a montré que la fraction volumique de la martensite varie en fonction de la température et de la déformation plastique. Il remarque que la fraction volumique est plus élevée pour les basses températures ( [figure 1.19](#)).



**FIGURE 1.19** – Variation la fraction volumique de la martensite en fonction de la déformation plastique à des températures allant de  $-188^{\circ}\text{C}$  à  $80^{\circ}\text{C}$ .[\[43\]](#)

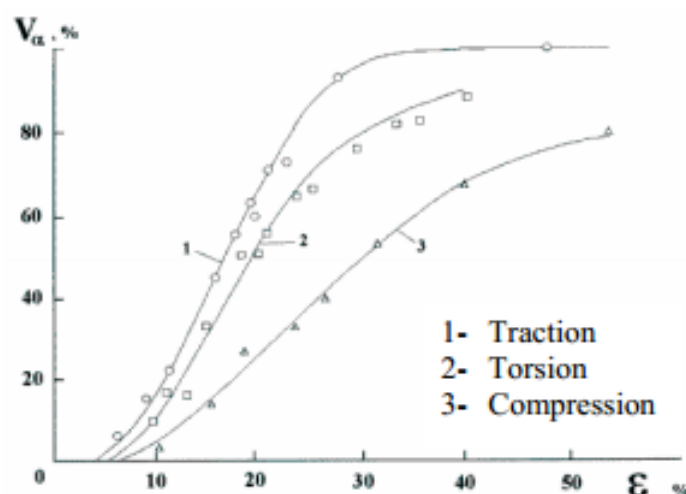
### 1.5.2.2 Influence du mode de chargement

Les germes de la martensite se forment préférentiellement aux intersections des bandes de cisaillement[44]. La [figure 1.20](#) représente l'évolution de la fraction martensite en fonction de la déformation de l'acier austénitiques *AISI 304L* à température ambiante pour deux modes de chargement différents : une traction uni-axiale et une traction biaxiale. la fraction de la martensite est plus élevée dans le cas d'une traction biaxiale qu'en traction uni-axiale. Ceci est dû au grand nombre d'intersections des bandes de cisaillement formées lors d'une traction biaxiale.



**FIGURE 1.20** – Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation vraie pour une traction biaxiale et une traction uniaxiale.[45]

[Lebedev \[45\]](#) a effectué des essais de traction uni-axiale, de torsion et compression sur un acier austénitiques type *AISI304L*. Les résultats de la [figure 1.21](#) montrent que l'on transforme plus rapidement en traction uni-axiale, qu'en torsion et en fin en compression. Les auteurs expliquent ceci par le faits que en traction uni-axiale, le nombre de sites de germination de la martensite est plus élevée. Les résultats de [Furnémont\[33, 46\]](#) sur des aciers TRIP multiphasés vont dans le même sens.



**FIGURE 1.21** – Fraction volumique de martensite formée en fonction de la déformation pour différents modes chargement *AISI 304L*[45].

Miller et MacDowell[47] ont mesuré une plus forte fraction de la martensite formée en compression comparée à la torsion, les expériences effectuées par Iwamoto et al.[48] indiquent également que la transformation martensite est plus importante pour les petites déformations en compression uni-axiale qu'en traction uni-axiale comme le montre la figure 1.22.

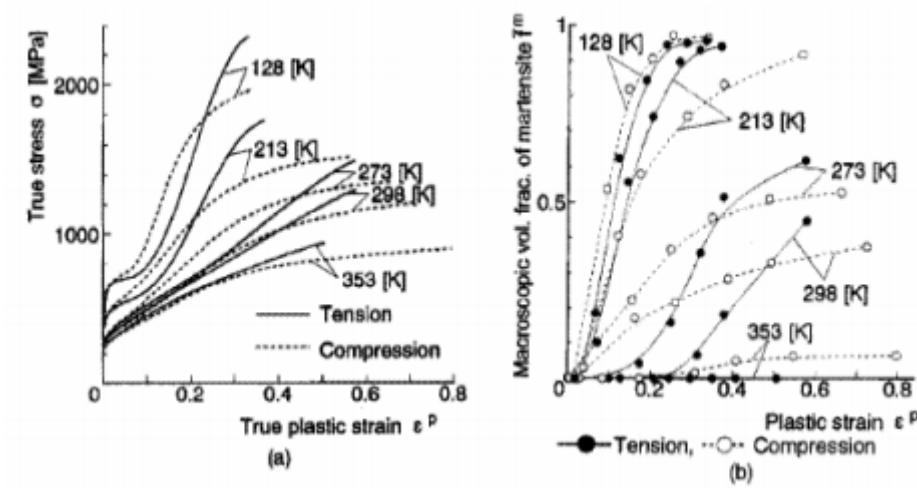


FIGURE 1.22 – Courbes contrainte déformation (a) évolution de la Fraction de martensite en fonction de la déformation plastique pour des essais de traction et de compression uniaxiale pour différentes température [48].

Furnémont[33, 46] étudie l'influence du trajet de chargement sur la cinétique de transformation dans des aciers TRIP multiphasés. Il définit un paramètre de triaxialité  $Tr$  :

$$Tr = \frac{\sqrt{3}}{3} \frac{k + 1}{\sqrt{k^2 + k + 1}} \tag{1.24}$$

$$k = \frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} \tag{1.25}$$

Le paramètre  $Tr$  est calculé pour différents essais, (Cisaillement  $Tr = 0$ , traction uni-axiale  $Tr = 1/3$ ). La figure 1.23 met en évidence que l'austénite résiduelle diminue avec la triaxialité et la déformation.

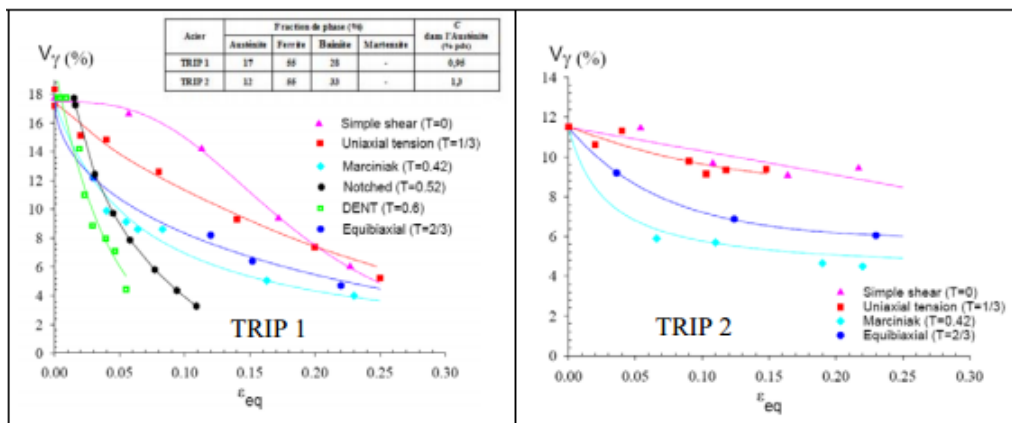


FIGURE 1.23 – influence du trajet de chargement sur l'évolution du taux l'austénite résiduelle pour deux microstructures d'acier TRIP multiphasés.[33]

Yan et al.[49] montrent aussi (la figure 1.24) que le mode de déformation influe sur la cinétique de transformation. une sollicitations de traction plane (déformation plane) favorise la transformation martensitiques davantage qu'une sollicitation en déformation équibiaxiale ou en traction uni-axiale.

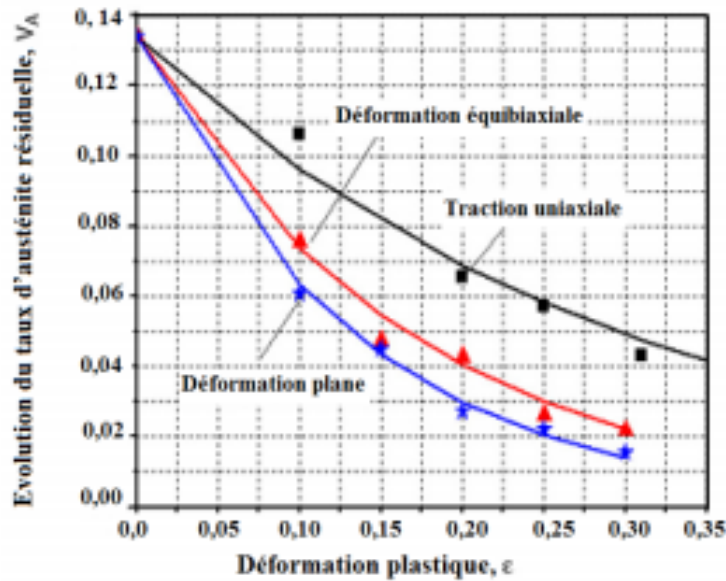


FIGURE 1.24 – influence du trajet de chargement sur évolution de l'austénite résiduelle[49]

### 1.5.2.3 Influence de la vitesse de déformation

La figure 1.25 présente l'évolution de la fraction martensitique en fonction de la déformation pour l'acier austénitique instable AISI304L à température ambiante et pour deux vitesses de traction différentes. Les résultats montrent que la cinétique de la transformation martensitique dépend de la vitesse de déformation [33, 46]. Pour les faibles déformation (jusqu'à  $\epsilon = 0.2$ ), la fraction de la martensite augmente avec la vitesse de déformation. Puis, pour les grandes déformation, la tendance s'inverse. La fraction de martensite formée est beaucoup plus importante pour les faibles vitesses de déformation.

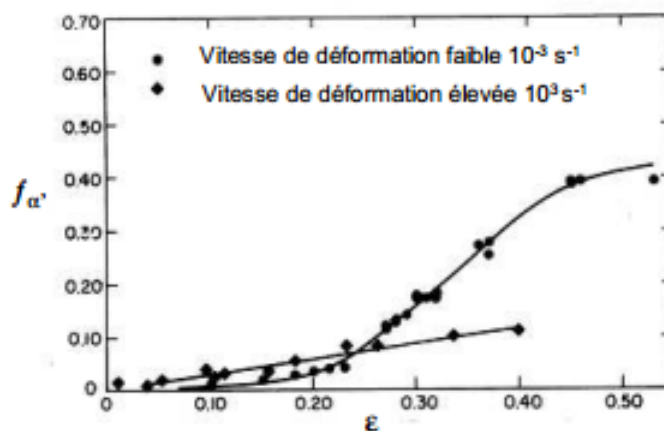


FIGURE 1.25 – Fraction volumique de martensite en fonction de la déformation vraie à différentes vitesses AISI-304. [44]

Talonen et al. [50] montrent que dans l'acier austénitique instable *AISI 304L*, une déformation de 30% avec une vitesse de déformation de  $10^{-1} s^{-1}$  s'accompagne d'une élévation de température de  $60^{\circ}C$ . La figure 1.26 représente une comparaison de la fraction volumique de martensite formée sur un acier *AISI 304L* lors d'essais uni-axiale et équi-biaxiale pour deux vitesses de déformation : en quasi statique  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$  et en dynamique  $\dot{\epsilon} = 10^3 s^{-1}$  [51]. Les résultats montrent que la transformation de l'austénite est moins importante pour les vitesses de déformation élevées à cause de l'échauffement de l'éprouvette [50].

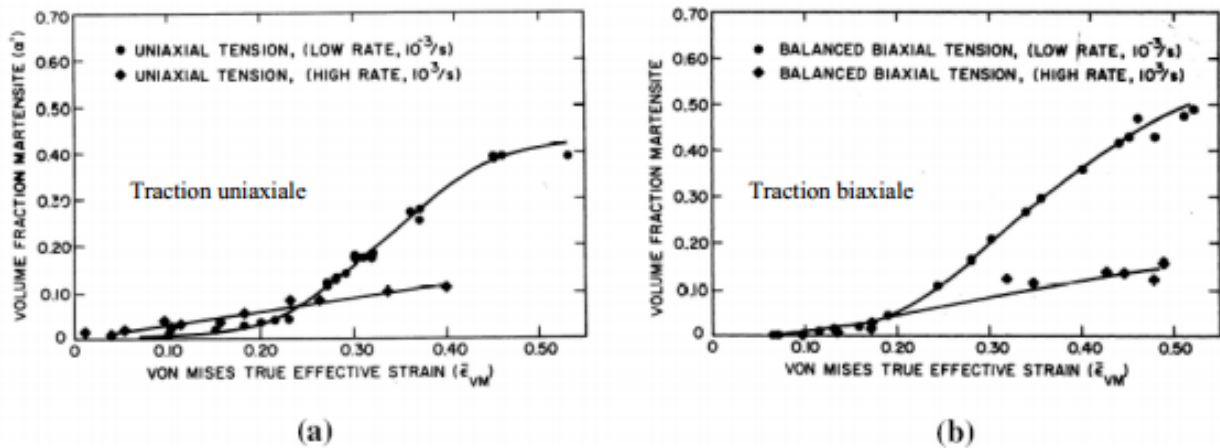


FIGURE 1.26 – Comparaison des cinétiques de la transformation au cours d'essai de traction (a) et équi-biaxiale(b) pour deux vitesse de déformation.[51]

Rintamaa et sulonen[52], dans des conditions isothermes, constatent que la fraction de la martensite en traction est pratiquement indépendante de la vitesse de la déformation. Dans le cas des vitesses de déformation élevées cette fraction diminue fortement car la conduction de la chaleur produite n'est pas assurée (Figure 1.27).

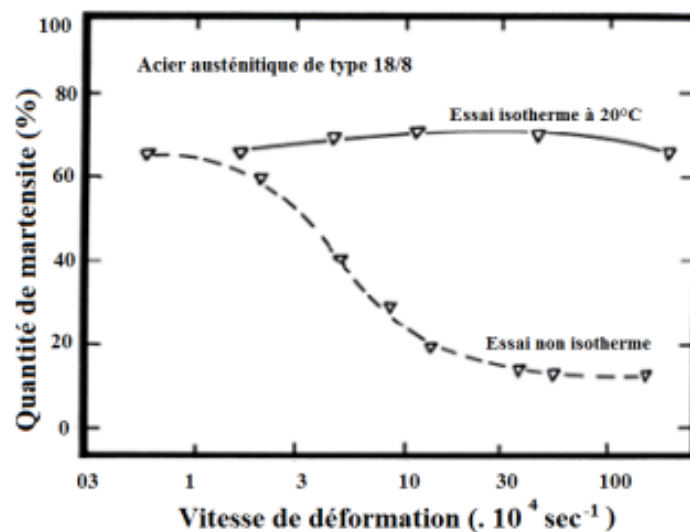
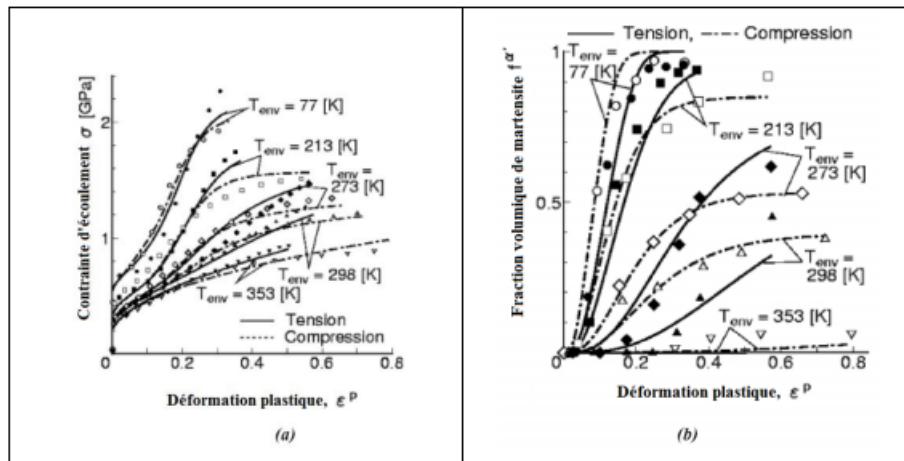


FIGURE 1.27 – Influence de la vitesse de traction sur la formation de martensite (acier austénitique de type 18 – 8) : (trait-continu) essai isotherme à  $20^{\circ}C$  ; (pointillés) essai non isotherme (échauffement naturel libre) [52].

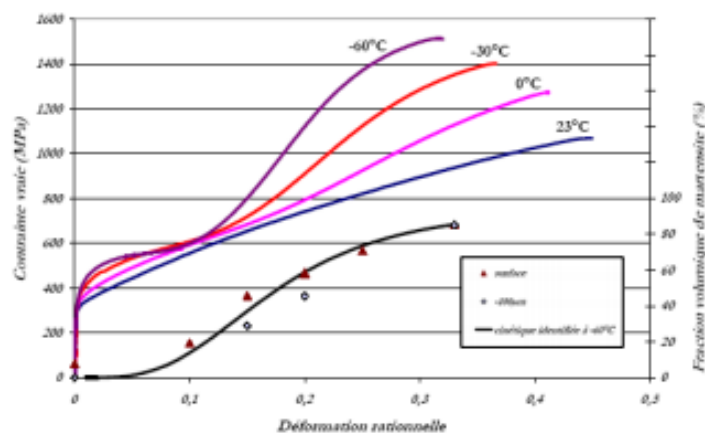
## 1.6 Comportement mécaniques des aciers à effet TRIP

Les figures 1.28-a et 1.28-b montrent les courbes contrainte-déformation obtenues en traction et en compression ainsi que l'évolution de la fraction de la martensite dans un acier austénitique de type 304L à différentes températures (entre 77K et 353K). La forme particulière des courbes obtenues aux températures basses et moyennes exprime l'existence d'un maximum du taux d'érouissage (existence de la transformation martensitique). Ce type de comportement est observé dans d'autres études tels que : [53, 54]. Le comportement n'est pas symétrique en traction et compression [49].



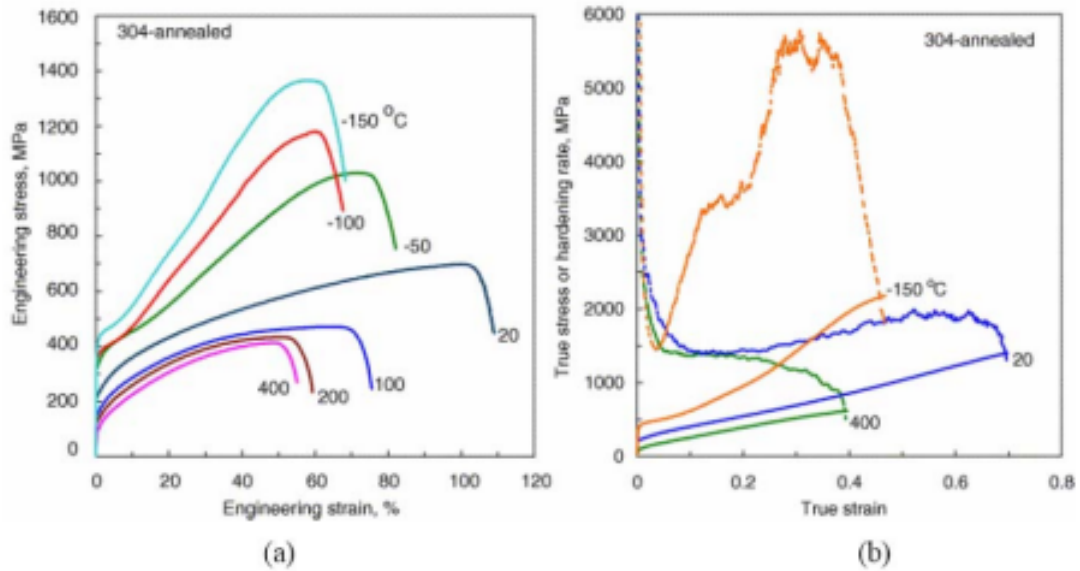
**FIGURE 1.28** – Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures pour un acier 304 : (a) courbe contrainte déformation et (b) cinétique de transformation martensitique [55].

Des de traction uni-axiale à différentes températures sur un acier entièrement austénitique *AISI 304L* sont réalisés par Kubler [28]. La figure 1.29 montre que l'augmentation de la température diminue la transformation martensitique. La transformation martensitique augmente le taux d'érouissage de la courbe de comportement en traction simple. Le début de la transformation se produit après une certaine déformation plastique et se traduit par une inflexion très nette de la courbe de traction.



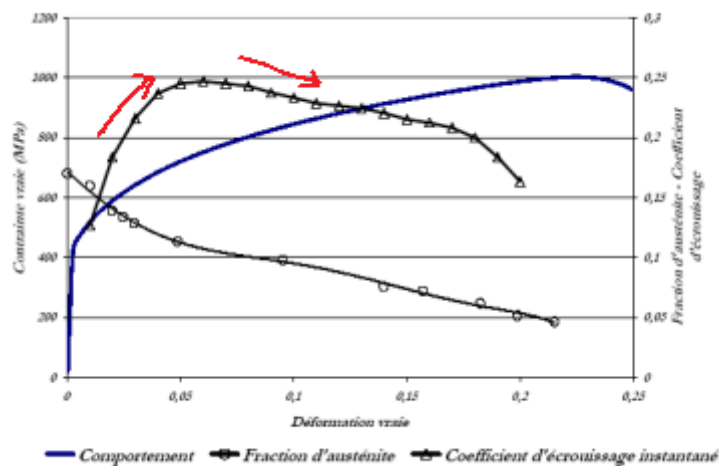
**FIGURE 1.29** – Comportement de l'acier AISI 304 pour un essai de traction uni-axiale à différentes températures ( $-60^{\circ}\text{C}$ ,  $-30^{\circ}\text{C}$  et  $23^{\circ}\text{C}$ ). courbes contrainte déformation et cinétique de transformation à  $-60^{\circ}\text{C}$  mesurée par DRX en surface et  $-100$  micron de profondeur. [28]

Byun et al.[56] réalisent des essais de traction à différentes températures (figure 1.30) et confirment un certain nombre des résultats de Tomita et Iwamoto[55]. Le taux de d'écrouissage  $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$  présente un maximum très important à basse température, il est corrélé à un maximum du taux de la transformation martensitique.



**FIGURE 1.30** – comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse de déformation de  $10^{-3}s^{-1}$  : (a) courbes de traction conventionnelles (b) courbes de traction rationnelles (lignes continues) et variation du taux d'écrouissage (lignes discontinues).[56]

La figure 1.31 montre le comportement et la cinétique de transformation d'un acier TRIP multiphasés T800 lors d'une traction uni-axiale à température ambiante. Le coefficient d'écrouissage instantané  $n$  connaît une augmentation assez brutale au début de la création de la martensite, puis une décroissance progressive quand la déformation plastique augmente.



**FIGURE 1.31** – Courbe contrainte, fraction volumique de l'austénite résiduelle et coefficient d'écrouissage instantané en fonction de la déformation dans l'acier TRIP 800. [28]

## 1.7 Modélisation de la transformation martensitique

### 1.7.1 Cinétique de la transformation martensitique

Les premières cinétique proposées ne prenaient en compte que l'effet de la température. Par la suite la contrainte a été prise en compte mais notamment la contrainte uni-axiale (essai de traction à différentes température). Les modèles sont basés sur des observations des phénomènes physiques locaux.

[Olsen-Cohen \[15\]](#) proposent un modèle de la cinétique de la transformation martensitique basé sur l'évolution de la fraction volumique de bandes de cisaillement. Ils expriment la loi d'évolution de la fraction  $f$  de la martensite de type  $\alpha'$  en fonction de la déformation plastique  $\varepsilon^p$  (qui représente indirectement les sites favorables à la germination de la martensite) :

$$f = 1 - \exp(-\beta[1 - \exp(-\alpha\varepsilon^p)^n]) \quad (1.26)$$

$$\beta = CP \frac{\bar{v}^M}{(\bar{v}^{sb})^n} \quad (1.27)$$

$C$  est constante géométriques et l'exposant  $n = 2$  exprime une distribution aléatoire des orientations des bandes de glissement.  $\alpha$  est un paramètre caractérisant le taux de formation des bandes de glissement, il augmente lorsque l'énergie de faute d'empilement diminue.  $\bar{v}^{sb}$  est le volume moyen, pris comme contant, d'une bande de glissement.  $P$  est la probabilité pour que une intersection de bandes de glissement constitue un germe de martensite  $\alpha'$ .  $\bar{v}^M$  est le volume moyen d'une latte de martensite.

Divers travaux de la littérature reprennent le modèle d'Oslo et Cohen et identifient les paramètres de ces équations gérant la cinétique de la transformation. ([Bargui et al.\[57\]](#) pour inox).

[Matsumura et al.\[58\]](#) ont proposé l'expression de l'évolution de la fraction volumique de l'austénite :

$$V_\gamma^A = \frac{V^{A_0}}{1 + (k/q)V^{A_0}(\varepsilon^p)^q} \quad (1.28)$$

$V^{A_0}$  est la fraction volumique de l'austénite résiduelle avant déformation,  $\varepsilon^p$  la déformation plastique  $k$  et  $q$  sont des constantes du matériau.

[Inoue et al.\[59\]](#) proposent une équation qui introduit l'influence de la température et de l'état de contrainte sur la transformation martensitique :

$$f = 1 - \exp[\phi(T - M_s) - A\sigma_m - BJ_2^{1/2}] \quad (1.29)$$

$T$  est la température  $M_s$  température début transformation,  $\sigma_m = -\frac{1}{3}tr\sigma_{ij}$  la composante hydrostatique du tenseur des contraintes.  $J_2$  le second invariant du déviateur des contraintes.  $A$  et  $B$  sont des constantes dépendant du matériau et  $\phi$  une fonction de  $(T - M_s)$ . Pour décrire la cinétique en fonction

du chargement imposé, [Tanaka et Sato \[60\]](#) proposent cette expression de la fraction de martensite :

$$f = C[1 - \exp[\alpha(M_s - T) + (b\sigma_m + cJ_2^{1/2})/k]] \quad (1.30)$$

$k$  représente la concentration des contraintes aux joints de grains ou de macles durant l'évolution de la déformation plastique dans l'austénite ( $k = 1$  si  $T \leq M_s^\sigma$ ),  $C, a, b$  et  $c$  sont des constantes dépendent du matériau et de la température.

Une première évolution du modèle de cinétique d'Osion et Cohen est celle proposée par [Stringfellow et al.\[61\]](#) qui donne la variation de la fraction de la martensite sous la forme suivante :

$$f = (1 - f)[A_f \dot{\epsilon}_\gamma^p + B_f \dot{\Sigma}] \quad (1.31)$$

$$\dot{\Sigma} = \frac{-P}{\sigma_{eq}} \quad (1.32)$$

$\dot{\Sigma}$  est le taux triaxialité des contraintes,  $p$  la pression hydrostatique et  $\sigma_{seq}$  la contrainte équivalente au sens de Von mises,  $\epsilon^p$  la déformation plastique,  $B_f$  est une fonction de  $\dot{\Sigma}$  et de  $f^{sb}$ .

$$A_f = \alpha p_r n_o \eta (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \quad (1.33)$$

$p_r$  est la probabilité de formation des bandes de glissement,  $n_o$  est une constante expriment l'orientation des bandes de cisaillement et  $\eta$  est une constante. Le modèle de [Stringfellow et al.\[61\]](#) expriment que plus la triaxialité des contraintes est importante, plus la transformation est facile.

[Tomita et Iwamoto \[62\]](#) ont introduit le paramètre  $\alpha$  dans le modèle [Olsen-Cohen \[15\]](#) pour prendre en compte de la température et de la vitesse de déformation de glissement équivalent dans l'austénite  $\dot{\epsilon}_A^{pslip}$  :

$$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3) \left( \frac{\dot{\epsilon}_A^{pslip}}{\dot{\epsilon}_{ref}} \right)^M \quad (1.34)$$

$\dot{\epsilon}_{ref}$  est une vitesse de déformation de référence,  $M$  l'exposant qui exprime la sensibilité à la vitesse de la déformation,  $T$  est la température et  $\alpha_1, \alpha_2$  et  $\alpha_3$  sont des paramètres dépendent de l'énergie de fautes d'empilement.

[Iwamoto et al.\[48\]](#) ont rajouté l'influence de l'état de contrainte sur la cinétique de génération des bandes de glissement à travers l'expression du paramètres  $\alpha$ .

$$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 + \alpha_4 \Sigma) \left( \frac{\dot{\epsilon}_A^{pslip}}{\dot{\epsilon}_{ref}} \right)^M \quad (1.35)$$

$\alpha_4$  est un nouveau paramètres du matériau,  $\Sigma$  est le taux de triaxialité des contraintes.

## 1.7.2 Plasticité de transformation

Greenwood-Johnson [40] ont établi un modèle à partir de la croissance d'une sphère dans un milieu rigide parfaitement plastique. Les contraintes appliquées doivent être petites par rapport à la limite d'élasticité de la phase la plus molle et il ne peut pas prévoir que la plasticité de la transformation dans la direction de la contrainte appliquée. Leur modèle phénoménologique aboutit à une relation entre la déformation plastique de la transformation macroscopique  $\varepsilon^{pl}$  dans la direction de chargement, la variation relative de volume  $\frac{\Delta V}{V}$ , la contrainte appliquée  $\sigma$ , la limite d'élasticité de l'austénite  $\sigma^e$  et la fraction volumique de la martensite  $f$  :

$$\varepsilon^{pl} = K \frac{\sigma}{\sigma^e} \phi(f) \frac{\Delta V}{V} \quad (1.36)$$

$K$  est une constante et  $\phi(f)$  une fonction croissance de  $f$  telle que :  $\phi(0) = 0$  (pas de transformation) et  $\phi(1) = 1$  transformation complète.

Abrassart [63] a généralisé le calcul de la déformation plastique de transformation macroscopique  $\varepsilon^{pl}$  à toutes les valeurs de  $f$ , il obtient  $K = \frac{1}{4}$  et  $\phi(f) = 3f - 2f^{3/2}$ .

Frantiza [64] a développé un autre modèle ressemblant qui établit une relation entre le tenseur des déformation plastiques, la transformation martensitique et le déviateur des contraintes  $S$  :

$$\varepsilon^{pl} = \frac{1}{3\sigma^e} \delta\beta \left(1 - \frac{\delta}{\delta_{tot}}\right) s \quad (1.37)$$

$\beta$  est une constante identifiée expérimentalement,  $\delta$  est la variation de volume et  $\delta_{tot}$  la variation de volume totale après transformation complète.

Leblond et Devaux [65] ont proposé une formulation généralisée du taux de déformation de transformation macroscopique pour les calculs par éléments finis sous chargement multiraciaux. Cette expression tensorielle et incrémentale a été utilisée pour les simulation numériques :

$$\dot{\varepsilon}^{pl} = \frac{3}{2} K \phi'(f) \dot{f} s \quad (1.38)$$

$K$  et  $\phi$  sont les mêmes paramètres que dans l'équation 37,  $s$  est le déviateur des contraintes macroscopiques. Les auteurs ont considéré que la plasticité de transformation n'induit pas de changement de volume comme en plasticité classique.

Leblond et al.[66] ont établi une expression pour la vitesse de déformation plastique de la transformation martensitique dans le cas des faibles contraintes appliquées :

$$\dot{\varepsilon}^{pl} = \left\{ (1-f) \left( \frac{\delta \varepsilon_A^{pl}}{\delta f} \right)_{V_A} + f \left( \frac{\delta \varepsilon_M^{pl}}{\delta f} \right)_{V_M} + (\Delta \varepsilon_{A \rightarrow M}^{pl}) \right\} \dot{f} \quad (1.39)$$

$f$  est la fraction volumique de martensite et  $\left(\frac{\delta \varepsilon_A^{pl}}{\delta f}\right)_{V_A}$  la valeur moyenne de l'incrément de la déformation plastique microscopique dans la phase  $\lambda$  due à une petite variation des proportions de phase. Les deux premiers termes de l'équation 40 expriment la contribution du mécanisme de Greenwood-Johnson à la plasticité de transformation.  $\Delta \varepsilon_{A \rightarrow M}^{pl}$  est la déformation pseudo plastique qui montre le changement de la forme associée à la transformation martensitique.

Diani et al.[67] ont proposé une modélisation basée sur une approche micro-mécanique. Ils ont calculé l'incrément de la déformation de plasticité de la transformation en utilisant le tenseur de Green et une approximation auto-cohérente avec l'hypothèse d'un matériau isotrope incompressible. l'évolution de la plasticité de la transformation macroscopique avec fraction volumique de la martensite lors d'un refroidissement s'écrit pour une micro-structure biphasé (austénite et martensite) dans le cas uniaxiale :

$$\dot{\varepsilon}^{pl} = \frac{5\mu_M}{3\mu_e + 2\mu_M} \dot{f} \bar{\varepsilon}^B \quad (1.40)$$

$\bar{\varepsilon}^B$  est la déformation de la transformation.  $\mu_e$  et  $\mu_M$  sont respectivement les modules de cisaillement du milieu effectif et de la martensite. Les propriétés (le module de cisaillement) du milieu effectif sont calculées par la méthode d'homogénéisation auto-cohérente en considérant des inclusions sphériques et tenant compte de l'hypothèse de comportement élastique des deux phases.

Videau et al. [68] ont proposé une expression pour décrire le taux de plasticité de la transformation macroscopique dans un matériau à  $l$  phases. Dans le cas d'un matériau biphasé (Austénite et martensite), lors de la transformation martensitique, l'expression se simplifie :

$$\dot{E} = K_{AM}(1-f)\dot{f}(s - X^{pl}) \quad (1.41)$$

$X^{pl}$  représente un écrouissage cinématique ou la contrainte interne associée à la plasticité de transformation,  $f$  est la fraction de martensite formée.  $K_{AM}$  caractérise la plasticité induite par la transformation martensitique.

Fischer [11] a introduit son modèle basé sur l'approximation de Taylor (déformations identiques dans le matériau), dans ce modèle, les déformations élastique sont négligées et la distribution spatiale des variantes de martensite est prise en compte. La plasticité de déformation est calculée par :

$$\varepsilon^{pl} = \frac{5 \left( \delta^2 + \frac{3\mu^2}{4} \right)^{1/2}}{4\sigma^e} s \quad (1.42)$$

$\delta = \frac{\Delta V}{V}$  représente la variation relative de volume et  $\mu$  le module de cisaillement,  $s$  est le déviateur des contraintes,  $\sigma^e$  la limite d'élasticité macroscopique donnée par :

$$\sigma^e = \sigma_M^e \left( \frac{1 - \frac{\sigma_A^e}{\sigma_M^e}}{\ln \left( \frac{\sigma_A^e}{\sigma_M^e} \right)} \right) \quad (1.43)$$

$\sigma_A^e$  et  $\sigma_M^e$  sont les limites d'élasticité de l'austénite et de la martensite. Dans le cas d'un chargement uni-axial, cette relation correspond à celle donnée par Greenwood et Johnson.

Azzouz et al. [69] ont étudié l'effet de l'écroissage cinématique sur le taux de plasticité de transformation macroscopique en considérant un tenseur  $X^{pl}$  du second ordre représentant cet écroissage. Ils proposent une fonction de charge associée au mécanisme de plasticité de transformation :

$$f^{pl} = (1 - \alpha)J_2^2(\sigma - X^{pl}) - \alpha I_1^2(\sigma - X^{pl}) + \beta I_1 - R^{pl} \quad (1.44)$$

$X^{pl}$  le tenseur d'écroissage cinématique,  $R^{pl}$  la contrainte seuil pour l'activation de plasticité de transformation.  $I_1$  et  $J_2$  sont les deux invariant du tenseur  $(\sigma - X^{pl})$ .

- Si  $f^{pl} < 0$ , la transformation ne produit pas d'écoulement plastique.
- Si  $f^{pl} = 0$ , la contrainte appliquée produit un écoulement macroscopique additionnel dû à la plasticité de transformation.

### 1.7.3 Comportement macroscopique

Plusieurs auteurs ont proposé des lois de comportement mécaniques pour les aciers à effet TRIP. Les modèles se diffèrent par les hypothèses faites au niveau du comportement des phases et du type d'homogénéisation.

Najafi-Zadeh et al. [70] ont proposé une loi de comportement pour des aciers ayant une phase austénite instable. L'aspect multiphasés du matériau est pris en compte par une loi des mélanges.

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_A(\varepsilon) + \sigma_M(\varepsilon) - \sigma_A(\varepsilon)]f(\varepsilon) \quad (1.45)$$

Les lois d'écoulement des phases austénite(A) et martensite (M) sont données par des lois puissances

$$\sigma_A(\varepsilon) = \sigma_0 + K_A(\varepsilon)^n \quad \sigma_M(\varepsilon) = K_M(\varepsilon)^m \quad (1.46)$$

$K_A, \sigma_0, n, K_M$  et  $m$  sont des constantes identifiables pour chaque phase.

Stringfellow, Parks et Olson [61] ont utilisé la cinétique proposée par Olson et Cohen [15] pour proposer une loi de comportement incrémentale pour les aciers à effet TRIP :

$$\overset{\nabla}{\Sigma} = C : [D - D^{in}] \quad (1.47)$$

$\overset{\nabla}{\Sigma}$  est la dérivée objective du tenseur des contraintes.  $C$  le tenseur des modules d'élasticité du matériau, supposé isotrope,  $D$  le tenseur symétrique des taux de déformations.  $D^{in}$ , la partie inélastique de  $D$ , est la somme du taux déformation du glissement plastique  $D^p$  et du taux de déformation inélastique dû à la transformation martensitique  $D^{pl}$  :

$$D^{in} = [D^p + D^{pl}] \quad (1.48)$$

$$D^{pl} = \dot{f} \left[ A s + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta \right] \quad (1.49)$$

$s$  est toujours le déviateur des contraintes macroscopiques,  $A$  est un paramètre caractéristique des propriétés mécaniques de l'austénite. L'expression de  $D^p$  est basée sur la théorie du glissement plastique dans chaque phase.

[Diani et al. \[\[67\]\]](#) proposent une loi de comportement incrémentale pour décrire le comportement d'un acier TRIP biphasé (austénite et martensite) dans le cas de sollicitations uniaxiales :

$$\dot{E}_{xx} = 3\mu (\dot{E}_{xx} - \dot{E}_{xx}^{pl}) \quad (1.50)$$

Avec  $\dot{E}_{xx}$  l'incrément de déformation globale.  $\dot{E}_{xx}^{pl}$  l'incrément de plasticité de transformation est donné par la relation :

$$\dot{E}_{xx}^{pl} = \frac{5\mu_M}{3\mu_e + 2\mu_M} \dot{f} \bar{\epsilon}_{xx}^B \quad (1.51)$$

$\mu_M$  est le module de cisaillement de la martensite.  $\mu_e$  le module de cisaillement du milieu effectif. Il est calculé par application du modèle autocohérent avec l'hypothèse d'un matériau effectif biphasé isotrope incompressible.

[Iwamoto et Tsuta \[71, 72, 73\]](#) ont observé une dissymétrie entre les courbes contrainte-déformation de traction et de compression en absence de la transformation. Ils ont donc fondé leur modèle sur une fonction de charge proposée par [Miller et McDowell \[47\]](#). Cette fonction de charge est définie sous la forme :

$$\mathfrak{S}(J_2, J_3) = J_2 - k \frac{J_3}{\sqrt{J_2}} - \frac{1}{3} \sigma_{eq}^2 = 0 \quad (1.52)$$

Avec :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{3 \left( J_2 - k \frac{J_3}{\sqrt{J_2}} \right)} \quad (1.53)$$

Pour lesquelles :  $J_2 = \frac{1}{2} s_{ij}^A s_{ij}^A$  et  $J_3 = \frac{1}{3} s_{ih}^A s_{hj}^A s_{ji}^A$

$s_{ij}^A$  est le déviateur des contraintes de Cauchy.

$\sigma_{eq}$  : est la contrainte équivalente dans la phase austénite

Le paramètre  $k$  dépend de la microstructure dans le matériau et de l'anisotropie d'écrouissage, il décrit la dissymétrie observée en traction et compression.

[Miller et McDowell \[47\]](#) ont proposé une relation pour décrire l'évolution de  $k$  avec la déformation plastique de glissement :

$$\dot{k} = c_k (1 - k) \dot{\bar{\epsilon}}^{pslip} \quad (1.54)$$

$c_k$  est une constante ;

$\dot{\bar{\epsilon}}^{pslip}$  est le taux de déformation plastique équivalente dû au glissement des dislocations ;

$\dot{\epsilon}^{in}$  est le taux de déformation inélastique totale. Il est la somme du taux de déformation plastique

$\dot{\epsilon}^{pslip}$  induit par la déformation de glissement plastique dans l'austénite et la martensite et du taux de déformation induite par transformation  $\dot{\epsilon}^{tr}$ .

Le taux de déformation associée à la transformation  $\dot{\epsilon}^{tr}$  est lui-même la somme de deux termes : un taux de déformation  $\dot{\epsilon}^{pshape}$  purement déviatorique liée au changement de forme et  $\dot{\epsilon}^{pdilat}$  un taux de déformation représentant la dilatation liée au changement de volume.

$$\dot{\epsilon}^{in} = \dot{\epsilon}^{pslip} + \dot{\epsilon}^{tr} = \dot{\epsilon}^{pslip} + [\dot{\epsilon}^{pshape} + \dot{\epsilon}^{pdilat}]^{tr} \quad (1.55)$$

le taux de déformation plastique  $\dot{\epsilon}^{pslip}$  est déterminé à partir de la loi d'écoulement plastique :

$$\dot{\epsilon}^{pslip} = \frac{3}{2\sigma_{eq}} \frac{\partial \mathfrak{S}}{\partial \sigma} \dot{\epsilon}_{eq}^p \quad (1.56)$$

$\dot{\epsilon}_{eq}^p$  est le taux de déformation plastique équivalente.

La dérivée de la fonction de charge est :

$$\frac{\partial \mathfrak{S}}{\partial \sigma_{ij}} = [1 + k \frac{J_3}{2J_2^{3/2}}] s_{ij} - \frac{k}{\sqrt{J_2}} T_{ij} \quad (1.57)$$

avec :

$$T_{ij} = s_{im} s_{mj} - \frac{2}{3} J_2 \delta_{ij} \quad (1.58)$$

Le taux de déformation  $\dot{\epsilon}^{pshape}$  est considéré dans la direction normale à la surface de charge  $\mathfrak{J}$ , soit :

$$\dot{\epsilon}^{pshape} = \frac{3}{2\sigma_{eq}} R \dot{f} \frac{\partial \mathfrak{S}}{\partial \sigma} \quad (1.59)$$

$R$  est le paramètre qui représente l'amplitude du changement de forme associé à la transformation martensitique. Il est fonction de l'état de contrainte :

$$R = R_0 + R_1 \left( \frac{\sigma_{eq}^A}{\sigma_y^A} \right) \quad (1.60)$$

Avec  $\sigma_y^A$  est la limite d'élasticité initiale de l'austénite et  $\sigma_{ea}^A$  la contrainte équivalente de l'austénite.

Le taux de dilatation volumique  $\dot{\epsilon}^{dilat}$  est défini à partir du changement relatif de volume  $\frac{\Delta V}{V}$  généré par la transformation de phase :

$$\dot{\epsilon}^{dilat} = \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \dot{f} I \quad (1.61)$$

Ce modèle proposé par [Iwamoto et Tsuta \[74\]](#) utilise également la cinétique de transformation (proposée par [Iwamoto et al.\[48\]](#)) dépendant de la taille de grain, de la loi de comportement de chaque

phase. Elle s'écrit en tenant compte du terme de la la déformation thermique  $\dot{\epsilon}^{th}$  :

$$\dot{\sigma} = C(\dot{\epsilon} - \dot{\epsilon}^{th} - \dot{\epsilon}^{pslip} - \dot{\epsilon}^{pshape} - \dot{\epsilon}^{pdilat}) \quad (1.62)$$

[Perlade et al.\[38\]](#) ont étudié le comportement d'un acier TRIP multiphasé en traction uniaxiale et ont proposé une loi de comportement inspirée de la loi des mélanges :

$$\Sigma = (1 - f_A)\sigma_M(\epsilon_M) + f_A\sigma_A(\epsilon_A) \quad (1.63)$$

La partition des déformations entre l'austénite et la matrice se fait dans ce modèle en tenant en compte l'hypothèse iso-travail (Iso-W) de [Bouaziz et al. \[75, 76\]](#).

$f_A$  est la fraction volumique d'austénite résiduelle initiale. Les auteurs ont déterminé la cinétique de transformation en supposant une décroissance du volume des plaquettes de martensite formées avec l'avancée de la transformation.

$\sigma_M$  la contrainte d'écoulement dans la matrice ferrite– martensite - bainite est donnée en fonction de la taille de grain et de la composition chimique de l'acier.

$\sigma_A$  la contrainte d'écoulement de l'austénite est déduite de la relation classique entre  $\sigma_{0A}$  la contrainte d'écoulement initiale et  $\rho$  la densité de dislocations :

$$\sigma_A = \sigma_{0A} + \alpha M \mu b \sqrt{\rho} \quad (1.64)$$

avec  $M$  le facteur de Taylor,  $\mu$  le module de cisaillement de l'acier,  $b$  le vecteur de Burgers et  $\alpha$  une constante matériau. La contrainte critique d'écoulement de l'austénite  $\sigma_{0A}$  est donnée par les auteurs en fonction de la composition chimique de l'acier. La densité de dislocations  $\rho$  est en fonction de la fraction de martensite formée déterminée par une formulation basée sur celle d'[Olson et Cohen\[15\]](#).

[Cherkaoui et Serri \[77\]](#) ont présenté un modèle semi-physique qui décrit le comportement thermomécanique des aciers entièrement austénitiques. Ce modèle prend en compte une loi de cinétique de transformation et une loi de comportement viscoplastique basée sur la théorie des dislocations qui permet de bien évaluer l'évolution de l'écrouissage. Chaque phase (austénite et martensite) obéit à une loi de comportement viscoplastique isotrope.

[Onyuna et al. \[78\]](#) ont étudié l'influence de la transformation martensitique sur le comportement d'un acier inoxydable austénitique AISI 304 (19.2% de chrome et 9% de nickel). Considérant cet acier comme un mélange biphasé, ils utilisent la loi de mélange biphasé pour décrire la contrainte d'écoulement de l'acier :

$$\sigma = (1 - f_m)\sigma_a + \sigma_m f_m \quad (1.65)$$

où  $\sigma_a$  et  $\sigma_m$  sont les contraintes d'écoulement des phases austénitique et martensitique et  $f_m$  est la fraction volumique de martensite induite par la déformation plastique.

## 1.8 Modélisation comportement dynamique des métaux

### 1.8.1 Lois de Johnson-Cook

Cette loi d'érouissage purement empirique a été proposée en 1983 par [Johnson et Cook \[79\]](#). Elle est utilisée avec des variantes dans de nombreux cas (voir par exemple [\[80, 81\]](#)) et pour des matériaux très divers (fer, acier, aluminium, titane, cuivre ou encore tungstène). La loi d'évolution de la limite élastique étendue s'écrit :

$$\sigma_{crit} = \left( A + B (\bar{\epsilon}^{pl})^n \right) \left( 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\bar{\epsilon}}^{pl}}{\dot{\bar{\epsilon}}_0} \right) \right) \left( 1 - \left( \frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}} \right)^m \right) \quad (1.66)$$

ou  $A$ ,  $B$ ,  $n$ ,  $C$  et  $m$  sont des paramètres matériau;  $T_{room}$  est la température ambiante et  $T_{melt}$  la température de fusion du matériau;  $\dot{\bar{\epsilon}}_0$  est une vitesse de déformation plastique de référence arbitraire.

Le premier facteur de l'équation donne la dépendance de la limite élastique à la déformation plastique, le deuxième facteur repères la sensibilité à la vitesse de déformation et le troisième facteur modélise l'adoucissement thermique du a l'élévation de température. Cette approche ne prend pas en compte les effets dus à l'histoire de la vitesse de déformation et de la température

Il a rencontré beaucoup de succès vu sa simplicité et la grande disponibilité de paramètres pour différents matériaux. Ces paramètres peuvent être obtenus par un nombre peu élevé d'expériences. L'inconvénient de ce modèle est la forme imposée de l'érouissage du matériau (de type puissance) et sa faible sensibilité aux très grandes vitesses.

### 1.8.2 Loi de Zerilli-Armstrong

Cette loi a été proposée pour par [Zerilli et Armstrong \[82\]](#). Elle est largement utilisée pour des matériaux divers (acier, aluminium, tantale, cuivre, titane, tungstène, fer, zirconium ou encore molybdène) (par exemple [\[83, 84\]](#)). La loi d'évolution de la limite élastique étendue s'écrit, pour un métal Cubique Faces Centrées FCC :

$$\sigma_{CFC} = \sigma_0 + C_2 (\bar{\epsilon}^{pl})^{n_2} \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\bar{\epsilon}}^{pl}) \quad (1.67)$$

Pour un métal Cubique Centré BCC, l'expression de la limite élastique étendue est donnée par :

$$\sigma_{CC} = \sigma_0 + C_5 (\bar{\epsilon}^{pl})^{n_1} + C_2 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\bar{\epsilon}}^{pl}) \quad (1.68)$$

ou  $\sigma_0$  est la limite élastique initiale et  $C_2$ ,  $C_3$ ,  $C_4$ ,  $C_5$ ,  $n_1$  et  $n_2$  sont des paramètres matériau.

Contrairement à Johnson-Cook, cette loi sur les mécanismes microscopiques de dislocation dans

les métaux. Les effets de l'érouissage visqueux et non visqueux ainsi que l'adoucissement thermique sont basés sur l'analyse de l'activation thermique. La loi proposée par Zerilli et Armstrong a une expression relativement simple, en comparaison des autres modèles constitutifs basés sur les mécanismes de dislocation.

Les métaux de type BCC montrent une plus grande dépendance de la contrainte d'écoulement avec la température et la vitesse de déformation (franchissement des barrières de Peierls-Nabarro) tandis que la contrainte d'écoulement des métaux de type FCC est principalement due à l'érouissage (coupe des forêts de dislocation).

### 1.8.3 Loi de Abed-Voyadjis

Le comportement de la phase austénitique (la phase  $\alpha'$ ) est modélisé par le modèle [Abed-Voyadjis \[85, 86, 87, 88\]](#) pour le cas des structures Cubiques à Face Centré (FCC). La contrainte est donnée par l'équation ci-dessous :

$$\sigma_{CFC} = Y_a + R + \hat{Y} (1 - (\beta_2 T \ln(\eta_0^{vp} \dot{p}))^{1/q_1})^{1/q_2} \quad (1.69)$$

Le comportement de la phase martensitique la phase  $\alpha'$  est modélisé par le modèle [Abed-Voyadjis \[85, 86, 87, 88\]](#) pour les matériaux Cubiques Centrés (BBC).

$$\sigma_{CC} = Y_a + R (1 - (\beta_2 T \ln(\eta_0^{vp} \dot{p}))^{1/q_1})^{1/q_2} \quad (1.70)$$

Avec

$R$  représente l'érouissage isotrope dans le cas de l'austénite.

$$R = B p^m \quad (1.71)$$

$p$  La déformation plastique équivalente décrite par l'équation :

$$p = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3} \boldsymbol{\varepsilon}^p : \boldsymbol{\varepsilon}^p} dt \quad (1.72)$$

Où  $\boldsymbol{\varepsilon}^p$  est le tenseur des vitesses des déformations plastiques et  $t$  le temps.

$\dot{p}$  La vitesse de déformation plastique équivalente illustrée par la relation :

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p} \quad (1.73)$$

Tel que :

$m, B(\text{MPa}), \hat{B}(\text{MPa}), \hat{Y}(\text{MPa})$  et  $\beta_2(K^{-1})$  sont des paramètres du matériau.

$Y_a$  : la contrainte athermique.

$T$  : La température en Kelvin.

$1.0 < q_1 \leq 2.0$  et  $0 < q_2 \leq 1.0$  paramètres du matériau définis par [89].

$\eta_0^{vp}$  et  $\bar{\eta}_0^{vp}$  : représente respectivement les paramètres de viscosité pour les matériaux FCC et BCC.

## 1.9 Conclusion

Dans ce chapitre nous avons dressé un état de l'art bibliographique sur les aciers inoxydables à effet TRIP et leur modélisation. Il nous a permis de consolider nos connaissances sur les aciers inoxydables austénitiques et sur la transformation martensitique et son aspect thermodynamique ainsi que ses conséquences sur le comportement macroscopique du matériau. Nous avons aussi rappelé l'effet de Greenwood-Johnson et l'effet de Magee sur la plasticité de la transformation ainsi que l'influence de la température, du mode de chargement et de la vitesse de déformation sur la cinétique de la transformation. Nous avons fait un tour d'horizon sur les modèles de comportement viscoplastiques des métaux ainsi que sur les étapes de la modélisation de la transformation martensitique.

## **Chapitre 2 : Étude expérimentale**

# Étude expérimentale : Lopins & tubes

## 2.1 Introduction

Ce deuxième chapitre est dédié à la présentation de la partie expérimentale de travail de thèse. Deux types d'éprouvettes en aciers inoxydables austénitiques (AISI 304L) ont été testés en régime quasi statique et dynamique (impact), à température ambiante dans le but de révéler leurs réponses à ces sollicitations et l'influence de la transformation martensitique (effet TRIP) sur le comportement macroscopique du matériau. Les éprouvettes testées dans ce travail sont des lopins pleins et des tubes minces. Les éprouvettes ont subi tout d'abord un chargement de compression en régime quasi-statique à différentes vitesses de déformations. En suite, elles ont été soumises à des chargements en régime dynamique (choc) à différentes vitesses d'impacts.

La mise en évidence de la transformation est faite en réalisant des essais de dureté et de micro dureté sur des éprouvettes avant et après déformation. Les différents changements métallurgiques sont déterminés par l'analyse microstructurale MEB, la technique de diffraction par rayons X et VSM (Vibrating Sample Magnetometer).

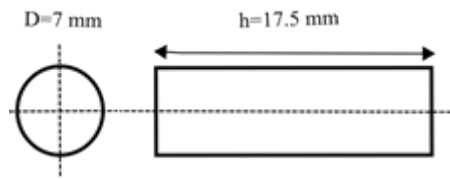
## 2.2 Caractéristiques des matériaux de l'étude

### 2.2.1 Caractéristiques des Lopins

Le matériau des lopins étudiés est en acier inoxydable de nuance 304L. Il se présente sous forme d'une barre de section circulaire de diamètre est égale à  $D = 7 \text{ mm}$  [90]. La géométrie et les dimensions (en mm) de l'éprouvette sont présentées dans la [figure 2.1](#). Nous avons utilisé des éprouvettes de forme cylindrique, de diamètre  $7 \text{ mm}$  et de longueur qui est égale  $2.5D$  pour éviter le flambement eulérien [91]. Les mêmes dimensions sont utilisées dans les essais dynamiques. Ces tests ont été réalisés sur le dispositif à poids tombant que nous présentons dans la section [2.4](#).

Des échantillons de  $17.5 \text{ mm}$  de longueur découpés d'une barre de  $6 \text{ m}$  avec une scie métallique lu-

brifié. La longueur 17.5 m a été obtenue après un dressage des surfaces brutes avec un tour fortement lubrifiée afin d'éviter les changements microstructuraux.



**FIGURE 2.1** – Géométrie et dimensions des l'éprouvette utilisé dans les essai de compression quasi-statique et dynamique.

La composition chimique du matériau est donnée dans le [tableau 2.1](#). Cette nuance est relativement instable dans la température ambiante et favorise donc la transformation en martensite sous l'effet d'une déformation plastique, et ce à cause de la faible teneur au nickel (8.05%)[18].

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni
0.024	0.35	1.31	18.40	0.23	8.05

**TABLEAU 2.1** – Composition chimique du matériau étudié en pourcentage masse.

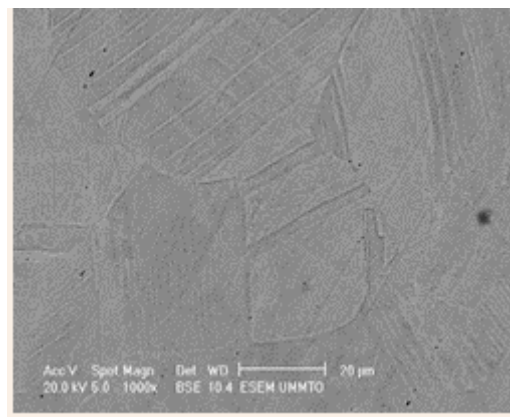
Le [tableau 2.2](#) récapitule les caractéristiques mécaniques du matériau de l'étude.

Module de Young E(MPa)	Limite élastique Re(MPa)	Élongation %	Dureté HB
195000	500	47.7	225

**TABLEAU 2.2** – Caractéristiques mécanique du matériau de l'étude

La [figure 2.2](#) montre la microstructure des lopins a l'état initial avec microscope électronique à balayage en mode BSE avec un agrandissement de  $20\mu\text{m}$ . Ce cliché montre que la microstructure des lopins est entièrement austénitique (absence des lattes de la martensite).

La [figure 2.3](#) illustre l'analyse avec diffraction des rayons X des lopins avant déformation. Trois pics ont été détecté après la suppression du bruit. Ces pics sont traités et analysés avec le logiciel HighScore ([92]) sur la base de la documentation JCPDS ([93]). Les pics présentent des pics de l'austénite. Ces analyses montrent que le matériau étudié est entièrement austénitiques[94, 95].



**FIGURE 2.2** – Observation avec microscope électronique balayage à l'état initiale.

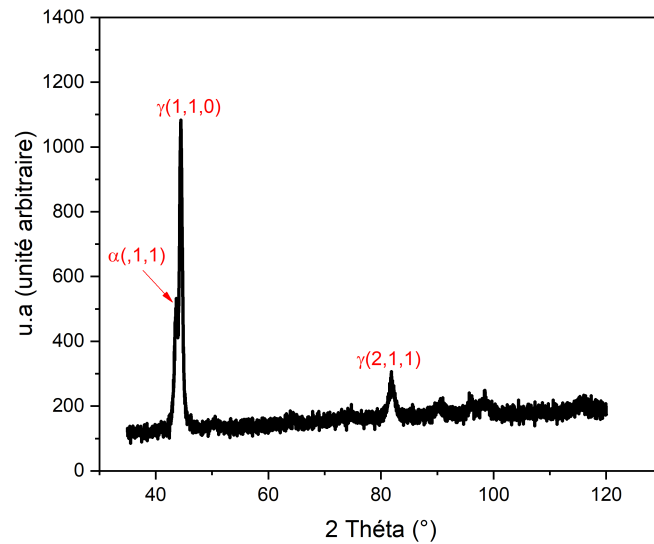


FIGURE 2.3 – Analyse avec diffraction des rayons X des éprouvettes avant déformation.

### 2.2.2 Caractéristiques des Tubes

La figure 2.4 montre les dimensions des éprouvettes tubulaires utilisées dans les essais de compression en régimes quasi statique et dynamique. La longueur des éprouvettes est égale 2.5 fois le diamètre ( $2.5 D_{ext}$ ) extérieur des tubes, et ce dans le but d’éviter le phénomène de flambement eulérien[96]. Les échantillons ont été découpés d’une barre de 6m avec scie métallique fortement lubrifiée. En suite, un dressage des surfaces brutes a été effectué avec un tour lubrifiée afin de réduire les changements microstructuraux (figure 2.5).

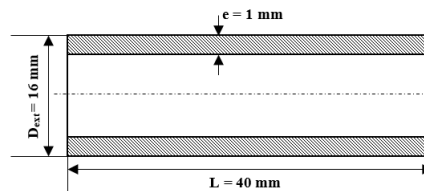


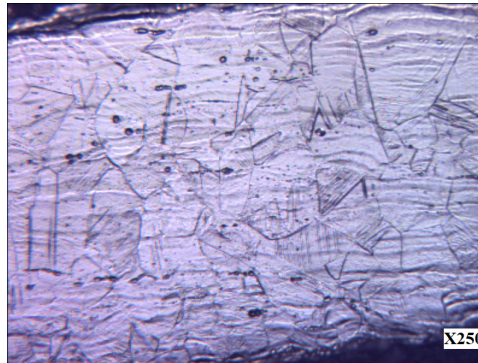
FIGURE 2.4 – Géométrie et dimension de l’éprouvette utilisé dans les essai de compression quasi-statique et dynamique.

Le tableau 2.3 montre les paramètres géométriques des tubes utilisés dans les essais mécaniques quasi statique et dynamique des tubes. Le paramètre  $\lambda$  c’est le rapport entre le rayon moyen  $R_m$  et l’épaisseur du tube  $e$ , par contre  $\eta$  présente le quotient entre le rayon moyen  $R_m$  et la longueur initiale de l’éprouvette  $L$ . Les paramètres géométriques  $\lambda$  et  $\eta$  favorisent le mode de déformation diamant[97, 98, 99].

Paramètre	$\lambda = \frac{R_m}{e}$	$\eta = \frac{R_m}{L}$
Valeur	8	0.2

TABLEAU 2.3 – Paramètres géométriques des tubes utilisés dans les essais mécaniques quasi statique et dynamique.

La [figure 2.5](#) présente la microstructure des tubes à l'état initial avec microscope optique avec un agrandissement de  $500\mu m$ . La microstructure du matériau des tubes est entièrement austénitique.

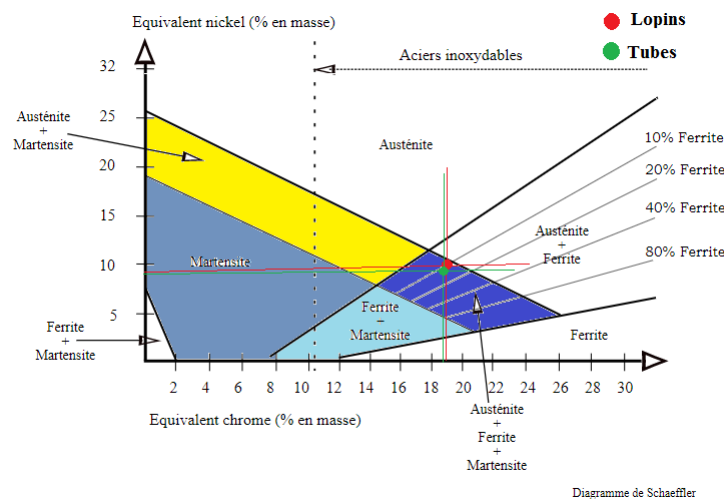


**FIGURE 2.5** – Observation avec microscope électronique balayage à l'état initial de la microstructure des tubes.

## 2.3 Classification des matériaux de l'étude

La teneur en chrome supérieure à 10.5 % (18.40 % pour la nuance AISI 304L lopin) permet la formation en surface d'une couche d'oxyde de chrome protectrice ( $Cr_2O_3$ ). Le pourcentage de carbone faible 0.024% à un double effet sur le matériau, il améliore la soudabilité et inhibe la formation de carbures de chrome  $Cr_3C_2$  qui cause de la corrosion intergranulaire[100, 101]. Le nickel est un élément gammagène qui stabilise la phase austénitique. La teneur en nickel de la nuance 304L pour lopins est de 8.05%, cette valeur favorise la transformation de l'austénite métastable en martensite par déformation plastique[102, 103].

L'influence du chrome et du nickel peut être visualisée à l'aide du diagramme de Schaeffler ([Figure 2.6](#)). Ce diagramme permet de prévoir la structure de l'acier en prenant en compte les effets cumulés des éléments alphas dans le chrome équivalent  $Cr_{eq}$  et des éléments gammagènes dans le nickel équivalent  $Ni_{eq}$ .



**FIGURE 2.6** – Position des aciers de l'étude dans le diagramme de Schaeffler.

$Cr_{eq}$  et  $Ni_{eq}$  sont calculés par les expressions proposées par Lacombe [104]. Les valeurs calculées à partir des compositions chimiques sont regroupées dans le [Tableau 2.4](#).

Structure	Nuance	$Cr_{eq}$	$Ni_{eq}$
Lopins	AISI 304L	19.15	9.42
Tubes	AISI 304L	18.98	9.34

**TABLEAU 2.4** –  $Cr$  équivalent et  $Ni$  équivalent de acier étudié.

Les valeurs de  $Ni_{eq}$  et  $Cr_{eq}$  calculées pour les deux matériaux sont proches de la zone austénitique+martensite. Ce qui signifie qu'une transformation martensitique se produira probablement dans les deux aciers. La stabilité de l'austénite est calculée aussi par deux autres indices empiriques  $\Delta$  et  $I$  :

$$\Delta = \%Ni + 0.5\%Mn + 35\%C - 0.083(\%Cr + 1.5\%Mo - 20)^2 - 15 \quad (2.1)$$

$$I = 37.91 - 51.2\%C - 1.02\%Mn - 2.59\%Ni - 0.467\%Cr - 34.4\%N \quad (2.2)$$

L'indice  $\Delta$  représente la différence entre la teneur en nickel réel que contient l'acier et la teneur en nickel théorique qui permet d'avoir une austénite stable. Une valeur positive de cette indice indique que l'austénite est stable [105]. Pour l'indice  $I$ , plus il est grand plus l'austénite est considéré comme métastable [106]. Le  $\Delta$  calculé est négatif pour les deux aciers, ce qui signifie que l'austénite est métastable pour les deux matériaux [19]. Nous déduisons que la transformation de phase est favorisée dans les deux aciers. Le [tableau 2.5](#) présente la valeurs des indices calculés pour les lopins et les tubes.

Structure	Nuance	$\Delta$	$I$
Lopins	AISI 304L	-5.59	5.44
Tubes	AISI 304L	-5.75	5.41

**TABLEAU 2.5** – Les indices  $\Delta$  et  $I$  pour les aciers étudiés.

L'énergie de défaut d'empilement est calculée avec la formule de [Degailles et al. \[39\]](#) :

$$EFE = 4 + 1.8\%Ni - 0.2\%Cr + 410\%C \quad (2.3)$$

Le [tableau 2.6](#) montre les valeurs de l'énergie de défaut d'empilement pour les lopins et les tubes. Les énergies de faute empilement calculées pour les deux aciers sont supérieurs à  $20mJ/m^2$ , ce qu'indique que l'austénite se transforme directement au martensite ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ ) [107, 108].

Structure	Nuance	$EFE(mJ/m^2)$
Lopins	AISI 304L	24.65
Tubes	AISI 304L	21.31

**TABLEAU 2.6** – Énergie de défaut d'empilement calculé pour les deux aciers de l'étude.

## 2.4 Méthodes expérimentales

### 2.4.1 Les essais quasi statique et dynamique

Les essais de compression en régime quasi statique sont réalisés sur une machine électrique *INSTRON* instrumentée [91, 90]. La machine est représentée sur la Figure 2.7. Nous avons utilisé des vitesses de chargement de : 1, 10 et 100 *mm/min* qui correspondent respectivement aux vitesses de déformation  $10^{-2}s^{-1}$ ,  $10^{-3}s^{-1}$ ,  $10^{-4}s^{-1}$ .

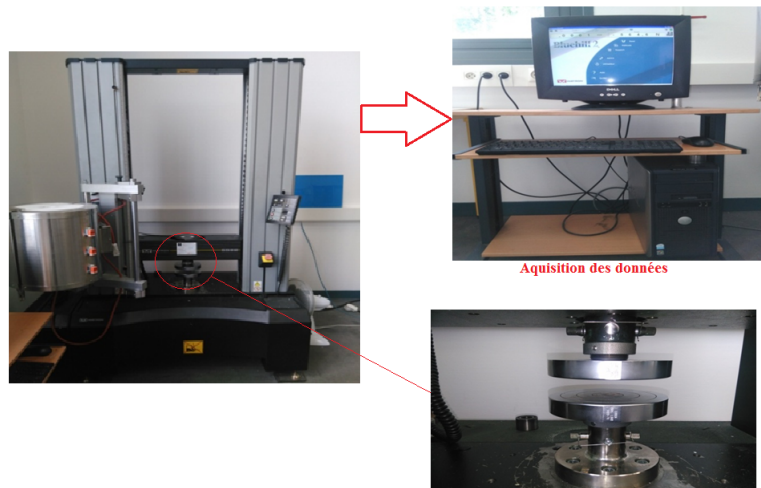


FIGURE 2.7 – Machine de traction universelle INSTRON (Université Paris 8).

Les essais de compression en régime dynamiques (essai d'impact) sont réalisés sur une machine avec poids tombant () instrumentée [97, 90]. Le dispositif de poids tombant est montré dans la Figure 2.8. Nous avons utilisée différentes vitesses de déformation :  $294s^{-1}$ ,  $352s^{-1}$  et  $470s^{-1}$  qui correspondent respectivement à des hauteurs de chute de 2m, 3m et 4m. Les essais quasi statique et dynamique ont été réalisé en sein de laboratoire de LC3M, IUT Tremblay, université Paris VIII en France [97, 99].

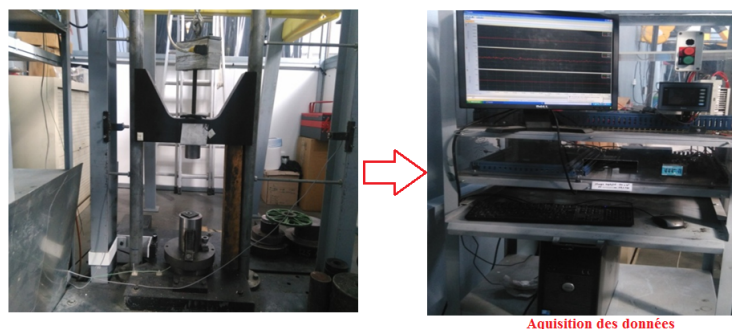


FIGURE 2.8 – Dispositif du poids tombant dans les essais d'impact (Université Paris 8).

Dans le cas des tubes, plusieurs paramètres importants sont calculés afin de quantifier le comportement mécanique des tubes en régime quasi statique et en régime dynamique. Nous citons : l'énergie absorbée, force moyenne, l'énergie d'absorption spécifiques (EAS) et la force de crash efficace FCE (en dynamique seulement) [109, 98].

L'énergie absorbée et la force moyenne sont calculées respectivement avec les équations suivantes :

$$F_{moy} = \int_0^{\Delta l} F \frac{d\delta}{\Delta l} \quad (2.4)$$

$$E_{abs} = \int_0^{\Delta l} F d\delta \quad (2.5)$$

Avec  $F$  : force appliquée et  $\Delta l$  : déflexion axiale.

La force maximale est directement donnée par la valeur du premier pic de la courbe force-déplacement. L'énergie d'absorption spécifique est calculée par l'équation suivante :

$$EAS = \frac{E_{abs}}{m} \quad (2.6)$$

$m$  : représente la masse de la structure.

La force de crash efficace est obtenue par l'équation suivante :

$$FCE = \frac{F_{moy}}{F_{max}} \quad (2.7)$$

Plus la quantité de FCE est élevée, plus la valeur de la charge moyenne est grande [110, 111].

## 2.4.2 Préparation des éprouvettes pour analyses

Les éprouvettes découpés (Figure 2.9a, figure 2.9b) ont été dégraissés avec l'eau distillée et dans un dispositif d'Ultrason. Par la suite, nous avons procédé à l'enrobage des échantillons. Un polissage mécanique a été réalisé avec différents disques de polissage :

- Disques abrasifs 400/800/1000/1200, lubrification à l'eau distillée;
- Feutre de polissage (Finition) pour aciers inoxydables avec une solution d'alumine suspendue.

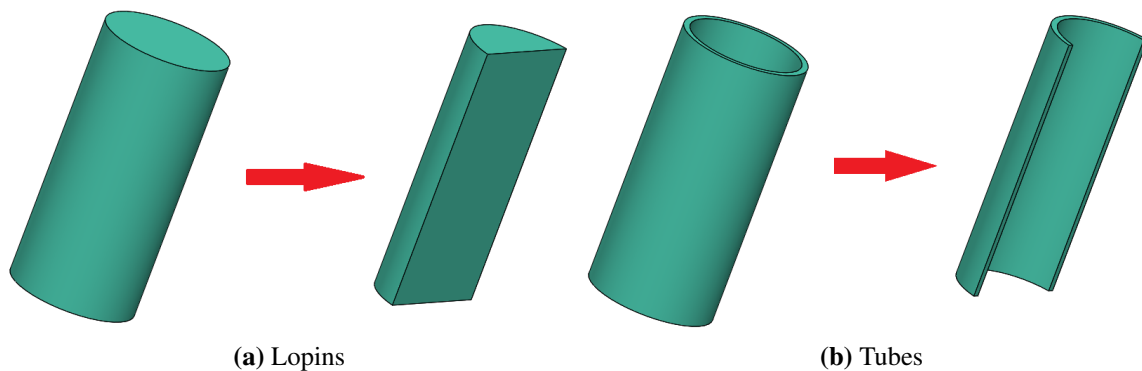


FIGURE 2.9 – Découpe des éprouvettes suivant le sens (a) lopin, (b) tube.

Les échantillons ont été attaqués électro-chimiquement pour révéler la microstructure des différentes phases présentes (austénite et martensite). Nous avons utilisé une attaque chimique avec une solution préparée de [112] :

- 10g de chlorure de fer3 ( $FeCl_3$ );
- 30ml d'acide chloridrique  $HCL$ ;
- 120ml de l' eau distillée.

Les échantillons ont été agités dans le réactif pendant 1 minutes. Par la suite, nous avons employé une attaque électrolytique à l'acide oxalique à 10% sous 10 volts pendant 30 seconde. La même procédure est réalisée sur les échantillons après déformation. Les échantillons préparés avant et après déformation sont destinés à subir une série d'analyse : Micro-dureté , dureté, micrographie avec microscope optique et Microscope électronique à Balayage (MEB). Pour les analyses avec la diffractions des rayons X et VSM, les éprouvettes avant et après déformation ont été analysées directement sans procédure spécifique (lopins).

### 2.4.3 Dureté et micro dureté

Les essais de la dureté de Brinell ont été réalisés avec une charge de 60N et un délai d'attente de 10 secondes sur un appareil Weinheim-Birkenau (Figure 2.10). Les essais de microdureté ont été effectués avec un pénétrateur de type Brinell et avec un chargement de 588N et un délai d'attente de 5s sur un appareil semi-automatique de type ZWICK ROELL ZHV (Figure 2.11 ).



FIGURE 2.10 – Duromètre.

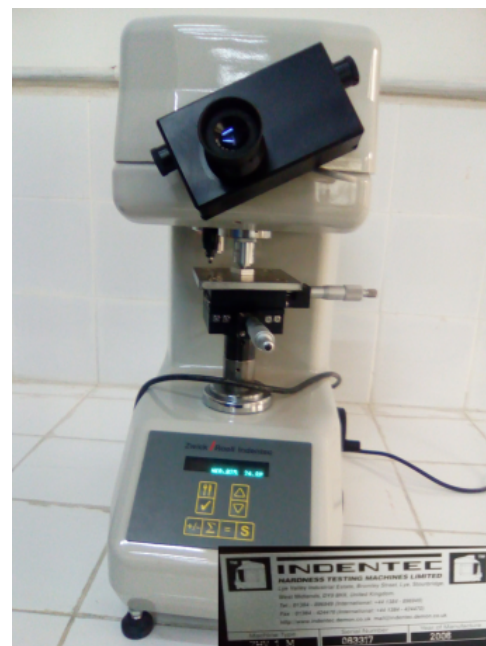


FIGURE 2.11 – Microduromètre de type ZWICK ROELL ZHV.

Les essais de la dureté et de micro dureté ont été réalisés sur des éprouvettes avant et après déformation dans les cas quasi statique et dynamique dans des zones ciblées (Figure 2.12 pour les lopins et figure 2.13 pour les tubes).

s).

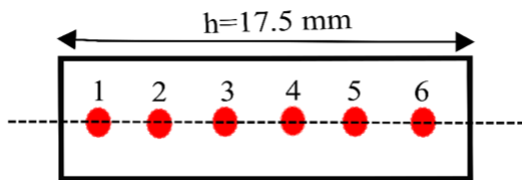


FIGURE 2.12 – Zones ciblées pour calculer la dureté et micro dureté sur les lopins.

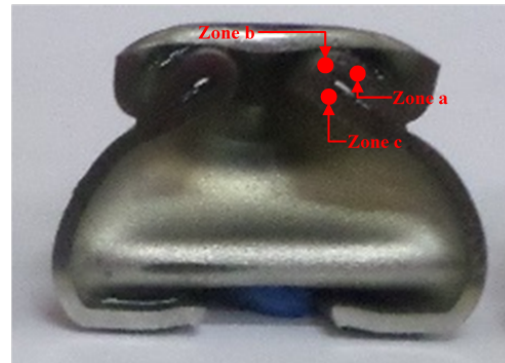


FIGURE 2.13 – Zones ciblées pour calculer la dureté et micro dureté sur les tubes.

#### 2.4.4 Diffractions des rayons X

Les analyses de la diffraction des rayons X ont été réalisées avec un diffractomètre Panalytical X'PERT PRO (Figure 2.14) sur des lopins avant et après déformations avec les paramètres suivants :

- Anticathode de cuivre (Cu) et Radiation CuKa de 40 KV
- Tension  $V = 45KV$ , une intensité  $I = 40mA$  et Voltage opérationnel 40 mA.
- Plage de scanne de  $5^\circ$  au  $140^\circ$  et la taille de pas :  $0.016^\circ$
- Temps de mesure pas pas : 8s

Les identifications des phases présentées dans le matériau sont effectuées avec le logiciel HighScore([92]), en basant sur une fiche JCPDS([93]).



FIGURE 2.14 – Diffractomètre Panalytical X'PERT PRO

### 2.4.5 Essai de Magnétisation de l'échantillon Vibrant (VSM)

La méthode de la magnétisation de l'échantillon vibrant (VSM) est présentée dans la [figure 2.15](#). La méthode magnétisation de l'échantillon vibrant est utilisée dans ce travail dans les essais dynamiques des lopins pour détecter la formation de la phase martensitique. Des échantillon de dimension  $3\text{mm} \times 3\text{mm}$  sont subit un champs magnétique de  $1T$  sur une machine MiroSense [figure 2.15](#) ([113]) au sein de Centre de Recherche en Technologies Industrielles ([114]) à Chéraga (Alger).

Le principe de la méthode VSM [115, 116, 117] est de mesurer le flux induit dans le module de détection résistive en fonction du décalage périodique de l'échantillon avec aimantation  $M$ . L'échantillon est placé au centre du module de détection et soumis à un mouvement vibratoire de fréquence  $f_0$  et d'amplitude  $A$ . Le module de détection est composé de 4 bobines de cuivre en opposition série qui sont appariées dans une configuration de compensation à deux bobines pour obtenir à la fois axial et les compensations radiales.



FIGURE 2.15 – Schématisation de la technique de VSM([114]).

Différentes configurations de mesure sont autorisées dans un VSM [Figure 2.16](#) [115]. Mesure avec un champ magnétique parallèle par rapport à l'échantillon, utilisée dans le cas où l'axe de facile aimantation se situe dans le plan ([Figure 2.16-a](#)). Mesure avec un champ magnétique perpendiculaire par rapport à l'échantillon, utilisée lorsque l'aimantation est perpendiculaire au substrat ou dans un plan perpendiculaire en échantillon ([Figure 2.16-b](#))

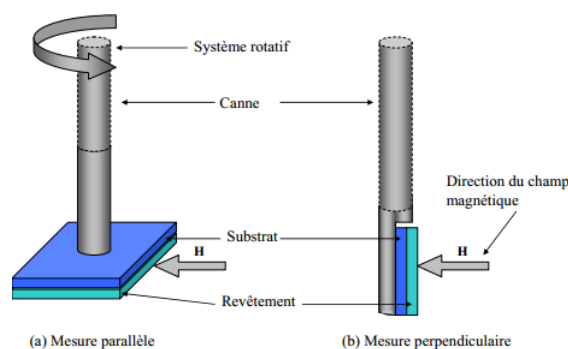


FIGURE 2.16 – Configurations de mesures magnétiques dans le VSM.[118]

La [figure 2.17](#) montre une courbe typique obtenue par la technique VSM, cette courbe présente la magnétisation en fonction de champ magnétique appliqué. Cette courbe fournit plusieurs paramètres

intéressant tel que : Aimantation à la saturation  $M_s$ , Aimantation rémanente  $M_r$ , Champs coercitif  $H_c$  et Champ magnétique appliqué à la saturation  $H_s$  : Un petit intervalle entre  $H_c$  et  $-H_c$  signifie que le matériaux est fortement ferromagnétique, dans le cas contraire le matériau analyser est moins ferromagnétique (paramagnétique).

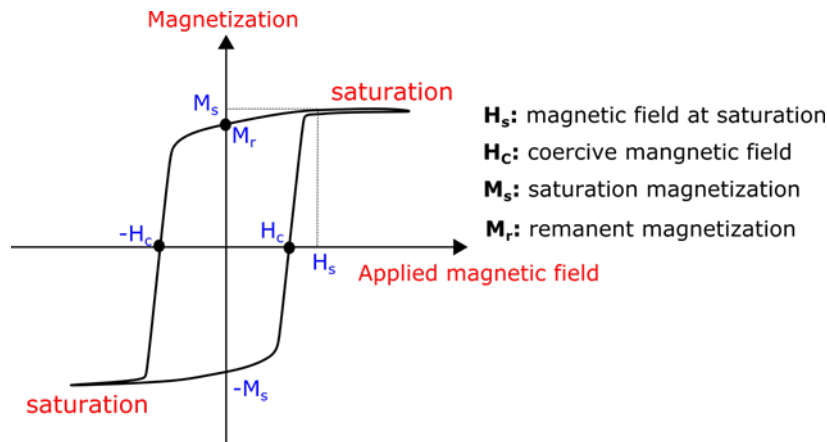


FIGURE 2.17 – Courbe caractéristique obtenus VSM.

On parle de matériaux magnétiques doux lorsque le champ coercitif est inférieur à  $1000A/m$  (environ  $12,5G$ ). Lorsque le champ coercitif est plus élevé, les matériaux sont dits matériaux magnétiques durs [119, 120]. La figure 2.18 présente deux cycles d’hystérésis à la même échelle. Le cycle le plus large est caractéristique d’un alliage magnétiquement dur tandis que le plus étroit est caractéristique d’un alliage magnétiquement doux [121].

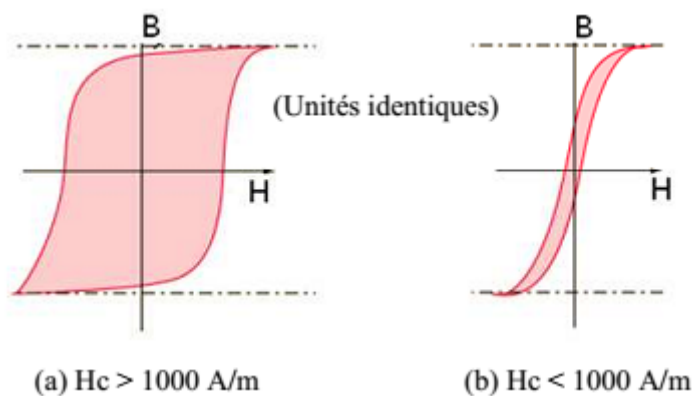


FIGURE 2.18 – Cycles caractéristiques des matériaux ferromagnétique (a) dure et (b) doux. [118]

## 2.4.6 Microscope électronique à balayage et le logiciel ImageJ

Les analyses à microscope électronique à balayage (MEB) Panalytic (Figure 2.19) ont été effectuées sur des lopins polis et attaqués électro-chimiquement avant et après déformation en sein de laboratoire chimie UMMTO.

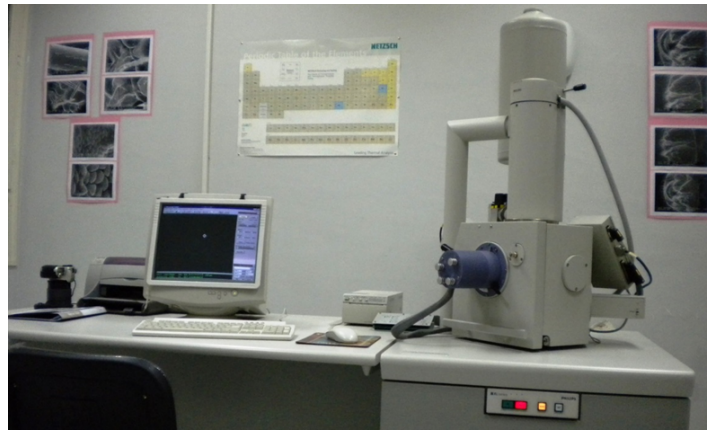


FIGURE 2.19 – Microscope électronique à balayage (MEB).

ImageJ est un logiciel multiplate-forme et open source de traitement et d'analyse d'images développé par les National Institutes of Health, en 1987. Cette technique consiste à analyser les captures microscopique (MEB ou micrographie) afin de déterminer la fraction volumiques des phases la martensite et de l'austénite résiduelle [112]. La figure 2.20 montre l'interface du logiciel ainsi que son logo officiel.

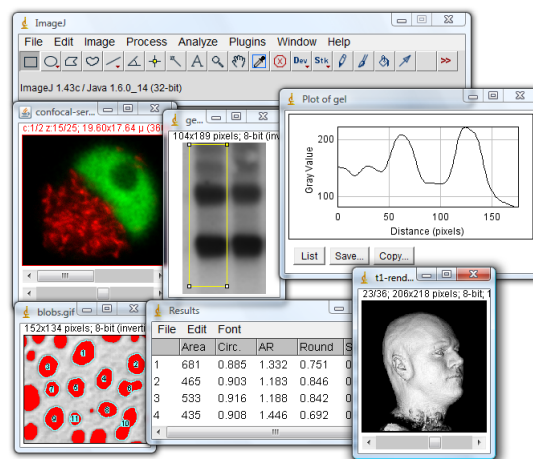


FIGURE 2.20 – Interface et logo officiel de logiciel ImageJ ([122]).

## 2.5 Résultats expérimentaux des lopins

### 2.5.1 Essais quasi statique

Les courbes contrainte-déformation obtenues sous compression quasi-statique pour les différents vitesses de déformation sont tracées sur la figure 2.21. On peut noter que la réponse du matériau est plutôt faiblement affectée par le taux de déformation lorsque la déformation globale reste inférieure à 17%. Lorsque ce seuil est dépassé, l'effet de la vitesse de déformation est bien visible avec un écrouissage accru pour une vitesse de déformation plus faible [123, 124]. Cela suggère que la formation de martensite est inversement proportionnelle à la vitesse de déformation [125]. Les formes des échantillons avant et après compression sont représentées sur la figure 2.22.

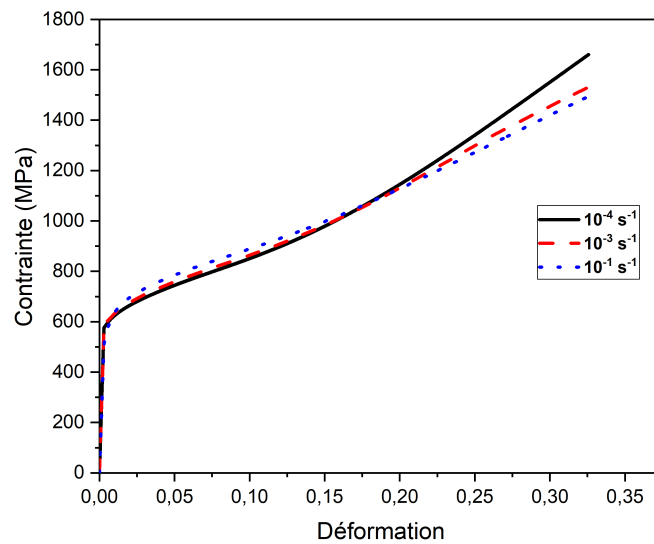


FIGURE 2.21 – Courbe contrainte-déformation des lopins à différentes vitesses de déformations.

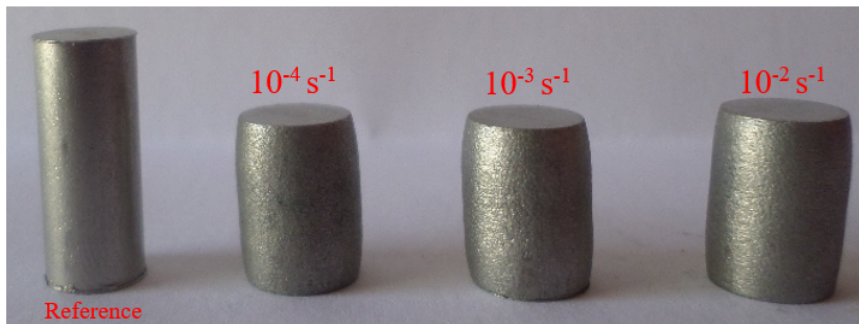


FIGURE 2.22 – Lopins en inox avant et après déformation en compression quasi statique.

Les valeurs de la contrainte maximale et de la dureté par rapport aux vitesses de déformation sont reportés sur la figure 2.23. On peut observer que ces propriétés sont plus importantes lorsque la vitesse de la déformation est faible, ce qui est cohérent avec la formation plus forte à des taux plus faibles de la phase martensite[126, 127]. Cette dernière étant plus rigide et plus dure par rapport à la phase parent austénite.

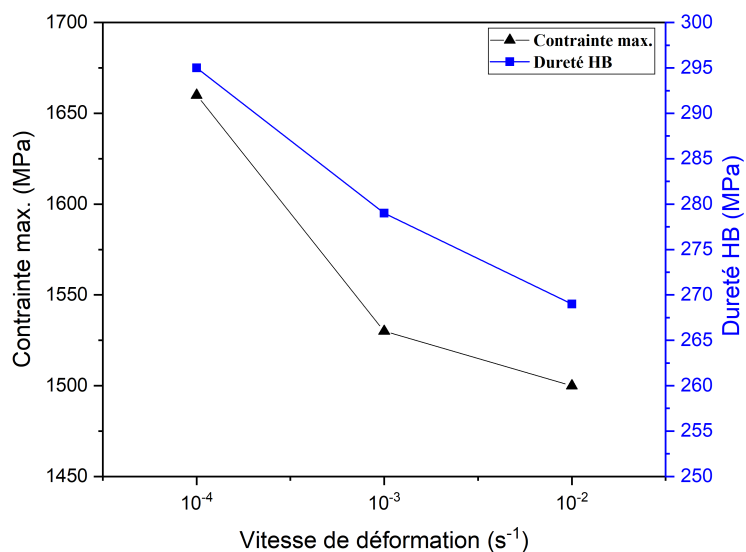
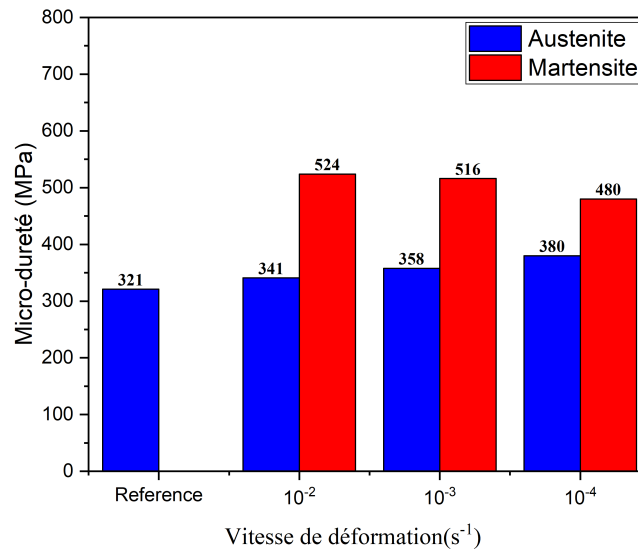


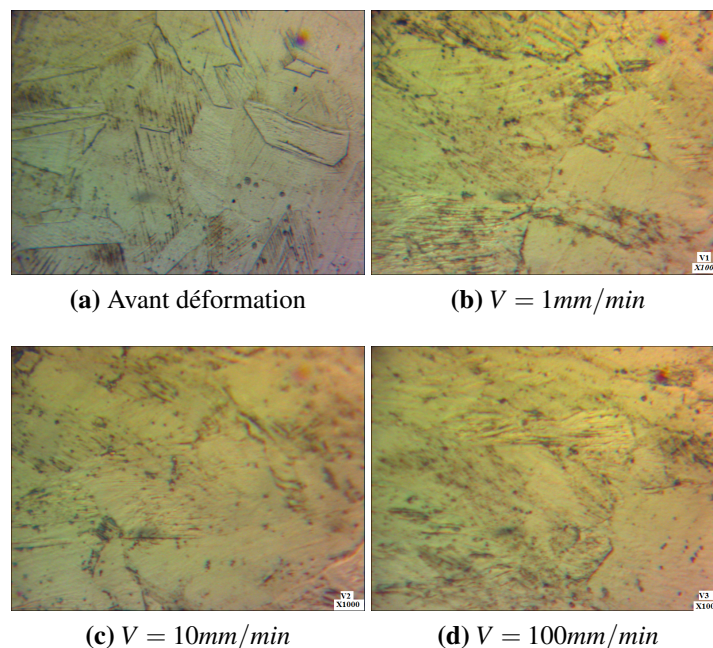
FIGURE 2.23 – Variations de la contrainte max et la dureté en fonction de la vitesse de déformation.

La [figure 2.24](#) illustre la variation de la micro-dureté en fonction de la phase formée et de la vitesse de la déformation. L'augmentation des valeurs de la microdureté après déformation est justifié par la création d'une nouvelle phase plus dure que l'austénite. La microdureté de la phase austénitique augmente légèrement en augmentant la vitesse de chargement à cause de l'écrouissage (durcissement). Par contre la phase martensitique enregistre une diminution de la microdureté en fonction de la vitesse de la déformation. Elle est expliquée par la diminution de la fraction de la martensite quand la vitesse de déformation augmente [[128](#), [108](#)].



**FIGURE 2.24** – Micro-dureté des lopins avant et après déformation en régime quasi statique.

La [figure 2.25](#) montre les observations micro structurale avec microscope optique sur des éprouvettes avant et après déformation en régime quasi statique. Les clichés mettent en évidence la création des lattes de la martensite.



**FIGURE 2.25** – Micrographie des lopins en inox avant et après déformation de compression quasi statique.

La figure 2.26 présente les résultats de l'analyse avec diffraction des rayons X des éprouvettes avant et après compression en régime quasi statique. La phase martensitique n'existe pas dans les éprouvettes non déformées. La phase martensitique est détectée après chargement de compression à différentes vitesses.

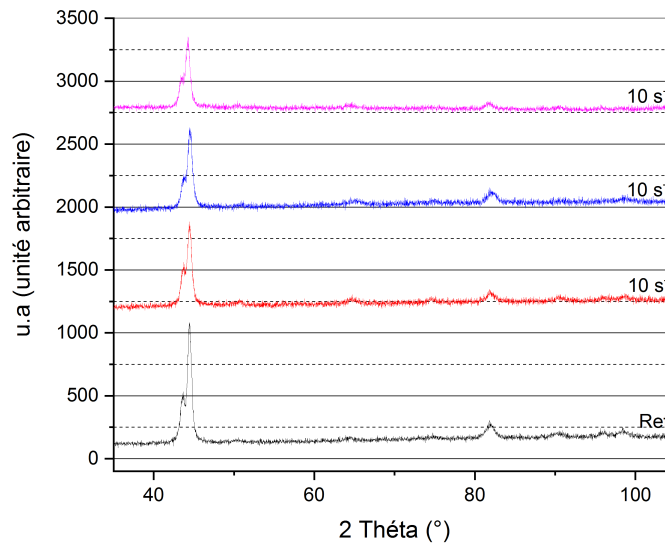


FIGURE 2.26 – Analyse avec diffraction des rayons X des éprouvettes avant et après déformations.

La figure 2.27 montre les variations de la fraction martensitique et austénitique résiduelle pour les différentes vitesses de chargement. La fraction de martensite formées diminue à fur mesure que la vitesse de chargement augmente.

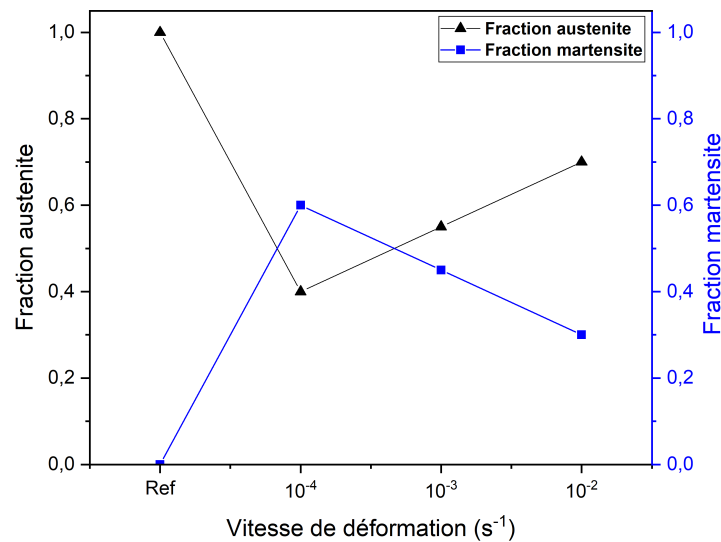


FIGURE 2.27 – Variation de la fraction de martensite formée et de l'austénite résiduelle dans les lopins en fonction de la vitesse de déformation dans le cas quasi statique.

## 2.5.2 Essais dynamiques

La figure 2.28 montre les courbes contrainte-déformation pour les essais d'impacts avec le dispositif poids tombant à des vitesses de déformation : 294, 352 et 470 s<sup>-1</sup>. Les éprouvettes avant et après déformation sont présentées dans la figure 2.29.

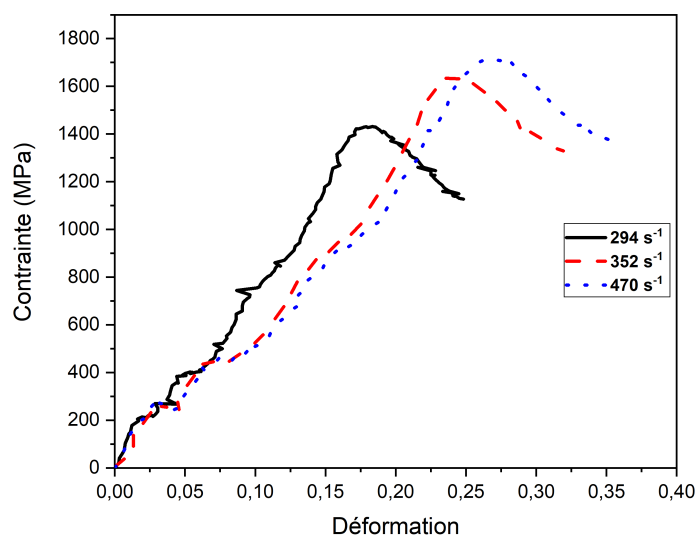


FIGURE 2.28 – Courbe contrainte-déformation des lopins à différentes vitesses de déformations.

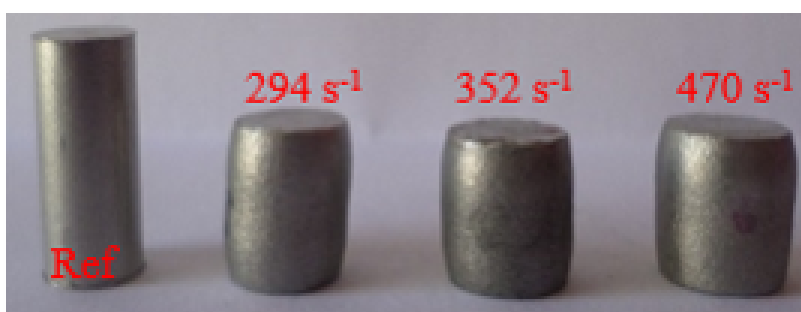


FIGURE 2.29 – Lopins avant et après déformation à différentes vitesses

La figure 2.30 montre la variation de la dureté moyenne et la fraction de martensite en fonction de la vitesse de déformation. Les figures 2.31 présentent la variation de dureté en fonction de la vitesse de chargement dans les zones ciblées. La variation de la micro-dureté en fonction de la vitesse de déformation est montrée dans la figures 2.32. Les valeurs de la dureté sont plus importantes par rapport à celle de référence à cause de la martensite formés (une phase très dure).

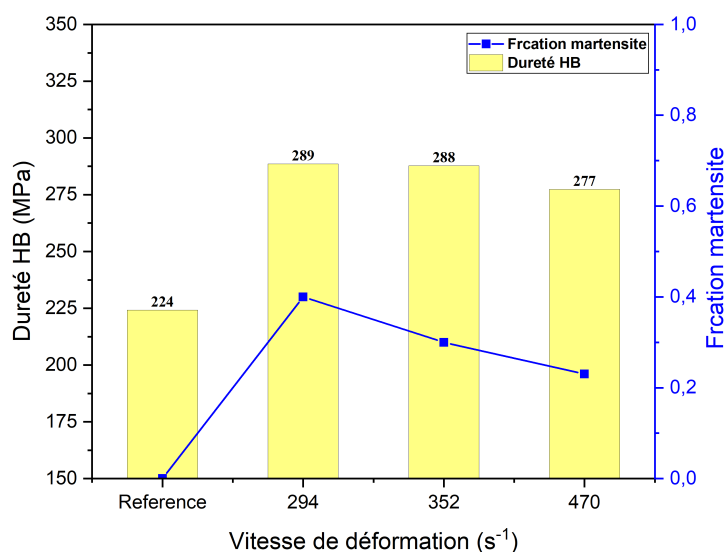


FIGURE 2.30 – Variation de dureté moyenne et de la fraction de martensite en fonction des vitesses de déformation.

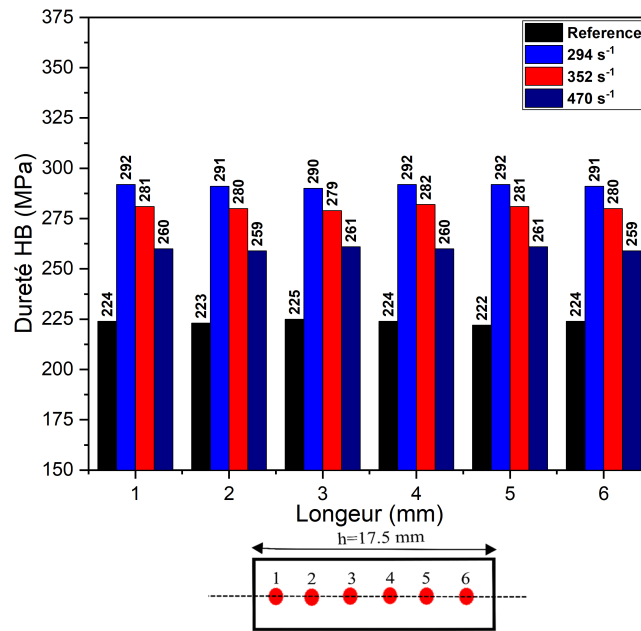


FIGURE 2.31 – Distribution des valeurs de la dureté dans la direction axiale des lopins.

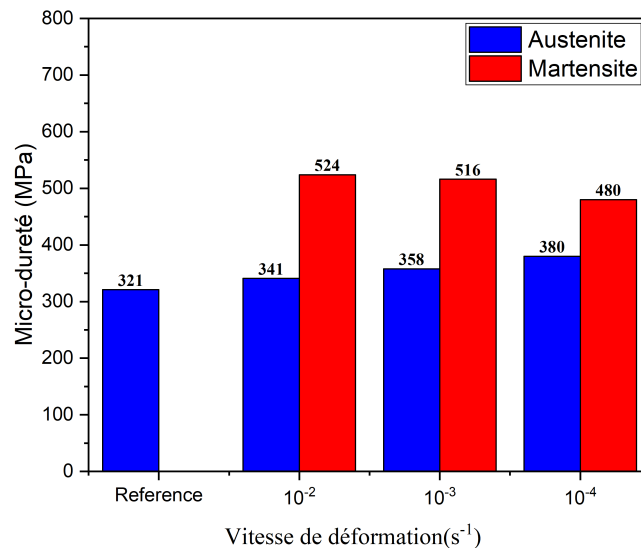
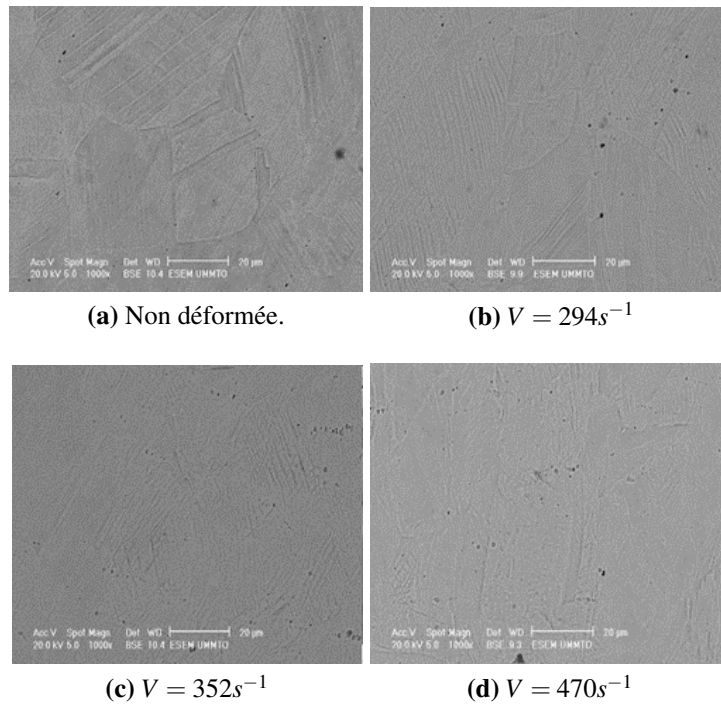


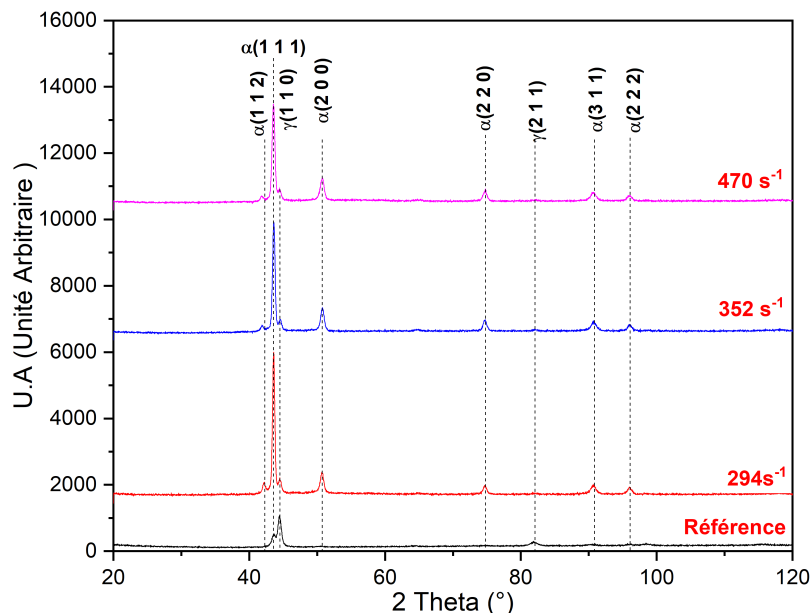
FIGURE 2.32 – Variation des valeurs de la micro-dureté dans la phase austénitique et martensitique en fonction de la vitesse de déformation.

La figure 2.33 donne une illustration des observations microstructurales effectuées avec le microscope électronique à balayage (MEB) sur les échantillons déformés. La structure de la phase  $\alpha'$  martensite peut être distinguée sur les trois micrographies correspondant respectivement aux trois vitesses de déformations. La martensite est formée dans chaque cas avec une structure de longues lattes [129, 130].



**FIGURE 2.33** – Les observations microscopiques avec MEB des éprouvettes avant et après déformation

Les résultats des diffraction des rayons X effectués sur les échantillons déformés aux vitesses de déformations 294, 352 et 470 s<sup>-1</sup> sont tracés sur la [figure 2.34](#). Les spectres montrent la présence de la martensite (phase  $\alpha'$ ) pour toutes les vitesses de déformations. La phase  $\alpha'$  martensite à une structure de réseau cubique (*BCC*).



**FIGURE 2.34** – Diffraction des rayon X des éprouvettes avant et après déformation pour différente vitesse de déformation..

Les boucles d’hystérésis (résultant d’un champ magnétique appliqué en parallèle) des échantillons déformés sont présentées sur la [figure 2.35](#) pour les différentes vitesses d’impact. L’échantillon de référence, non déformé, n’est pas magnétique. Les valeurs du champ magnétique coercitif récupérées

des boucles sont reportées sur la [figure 2.36](#). Leurs valeurs sont réduites lorsque la vitesse de la déformation est élevée à cause de la martensite formée.

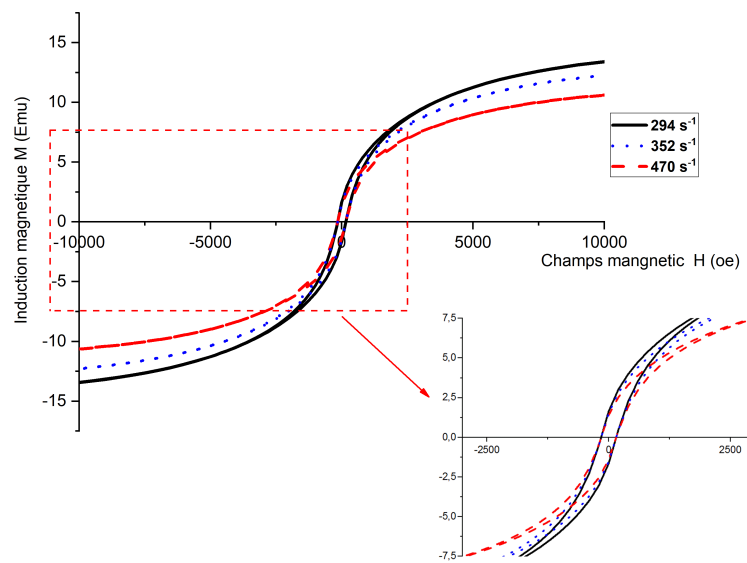


FIGURE 2.35 – Hystérésis des analyses VSM des éprouvettes après impact.

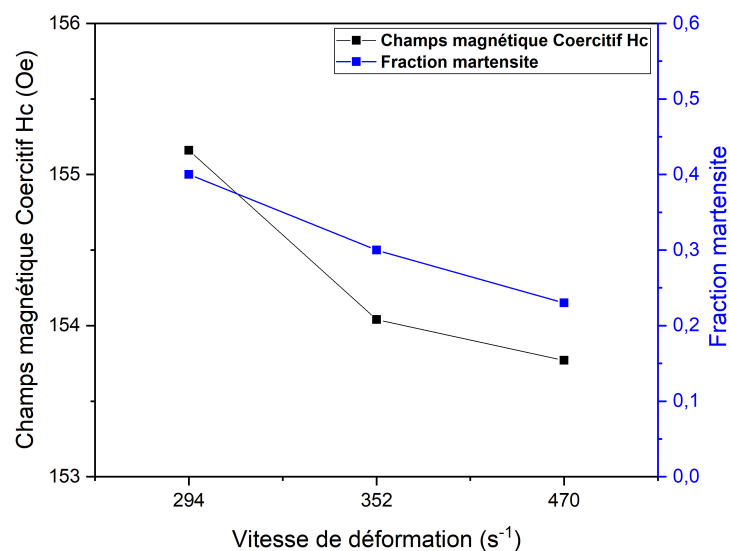


FIGURE 2.36 – Variation du champs magnétique coercitive et de la fraction de martensite en fonction de la vitesse de déformation.

Les évolutions de l'aimantation à la saturation et aimantation rémanentes ( $M_s$  et  $M_r$ ) pour les échantillons testés sont présentés dans la [figure 2.37](#) en fonction de la vitesse de déformation. L'induction magnétique à saturation diminue lorsque la vitesse de la déformation augmente en raison de la formation de la martensite.

La [figure 2.38](#) montre la susceptibilité magnétique calculée ainsi que la perméabilité magnétique. Les valeurs des deux paramètres magnétiques diminuent lorsque la vitesse de la déformation est plus élevée.

La [figure 2.39](#) présente la variation de la fraction de martensite formé et de l'austénite résiduelle en fonction de la vitesse de déformation. La quantité de la martensite formée diminue en augmentant la vitesse de déformation.

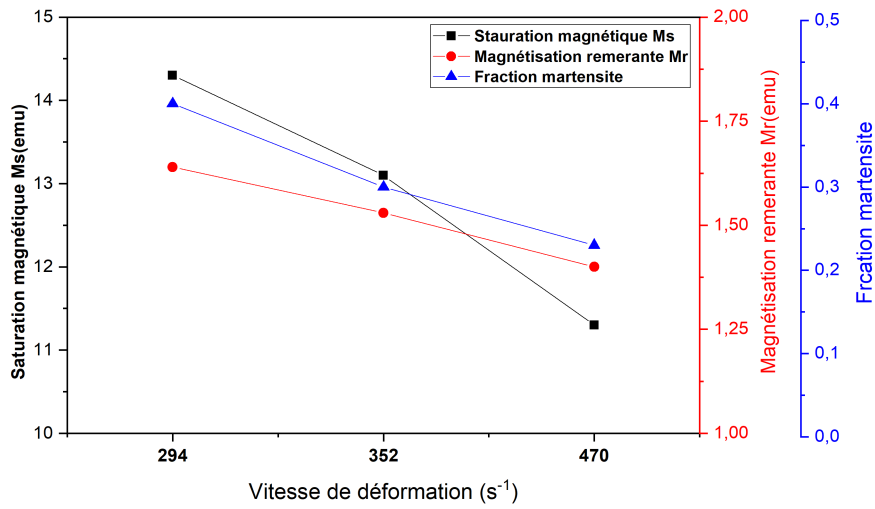


FIGURE 2.37 – Variation de la saturation, l’aimantation rémanentes et la fraction martensitique en fonction de la vitesse de déformation.

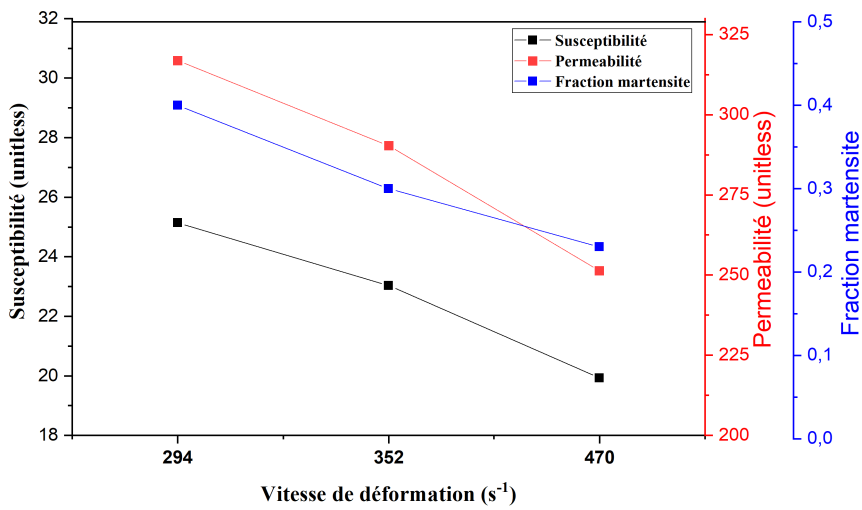


FIGURE 2.38 – Variation des susceptibilité et perméabilité en fonction de la vitesse de déformation.

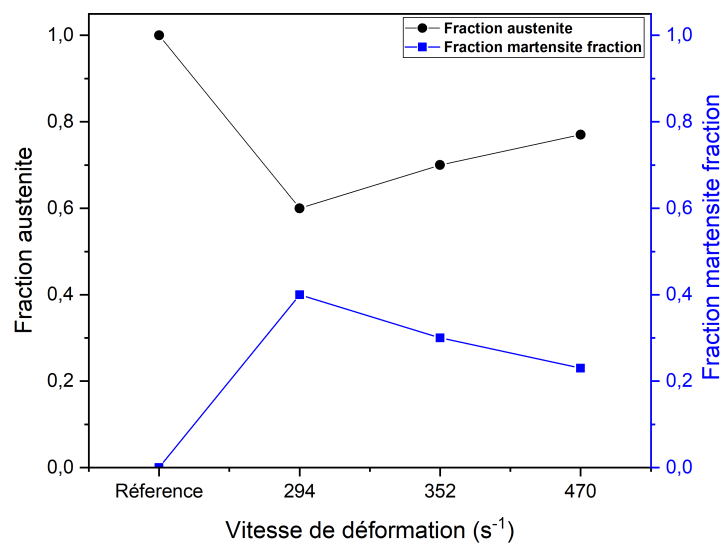
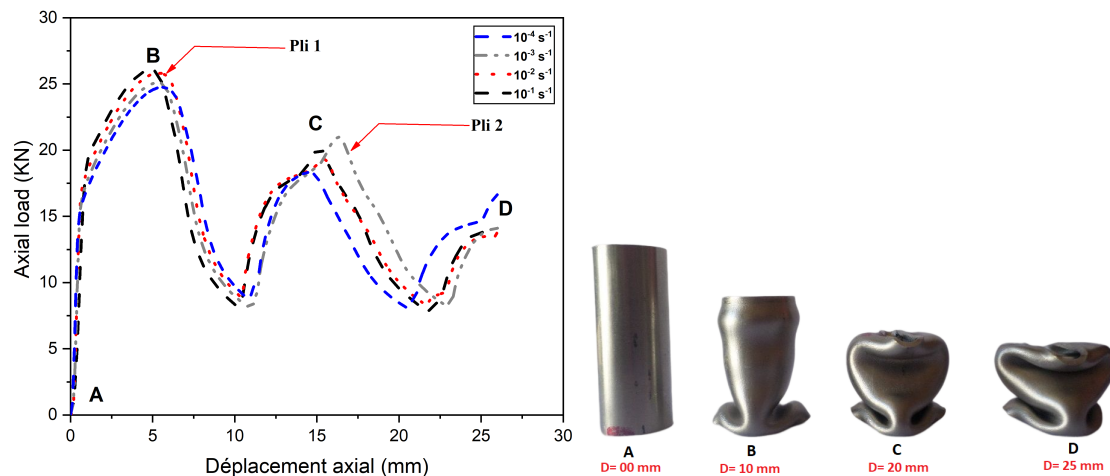


FIGURE 2.39 – Variation de la fraction de martensite formée et de l’austénite résiduelle dans les lopins en fonction de la vitesse de déformation.

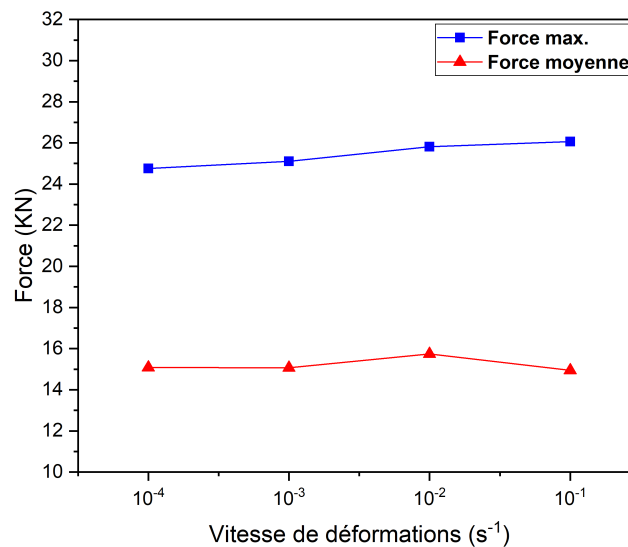
## 2.6 Résultats des tubes

### 2.6.1 Essais quasi statique

La [figure 2.40](#) présente les courbes force déplacement à différentes vitesses de déformation dans le cas quasi-statique. Le comportement mécanique des tubes est sensible à la vitesse de déformation. La [figure 2.41](#) montre les variations de la force moyenne et de la force maximum en fonction des vitesses de déformation dans le cas quasi statique. Les valeurs des forces moyennes et forces maximums sont indépendantes de la vitesse de chargement.



**FIGURE 2.40** – Comparaison courbe force-déplacement pour les différentes vitesses de déformation dans le cas quasi statique.



**FIGURE 2.41** – Variation de la force de chargement moyenne et max. en fonction de la vitesse de déformations.

La [figure 2.42](#) montre la variation de la force de chargement en fonction des lobes formés. Après un pic maximal, la valeur de la force diminue de 28 par rapport à la force max. Les [figures 2.43-a](#) et [2.43-b](#) montrent des éprouvettes ainsi que leurs vues de coupe avant et après déformation pour différentes vitesses de déformation dans le cas quasi statique. Les éprouvettes sont déformées selon le mode

diamant en formant des plis et des rotules plastique. Le mode de déformation n'est pas influencé par la vitesse de chargement.

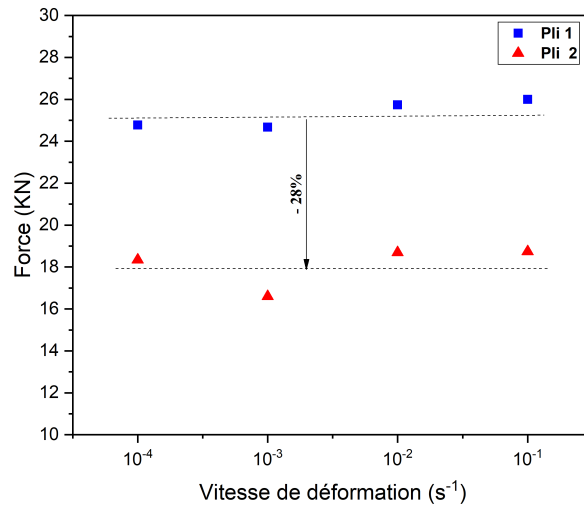


FIGURE 2.42 – variation de la force de chargement en fonction des plis formés.

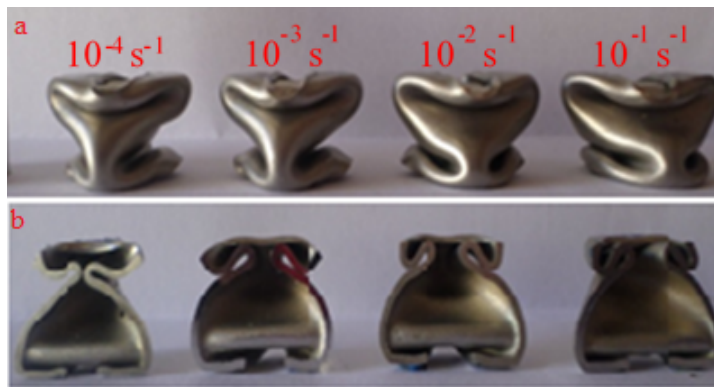


FIGURE 2.43 – Les éprouvettes : a) avant et après déformation, b) les vues en coupe.

La figure 2.44 et la figure 2.45 donnent respectivement la variation de l'énergie absorbée par rapport à la vitesse de chargement en régime quasi statique ainsi que l'énergie absorbée spécifique. L'énergie absorbée et l'énergie absorbée spécifique augmentent avec la vitesse de déformation.

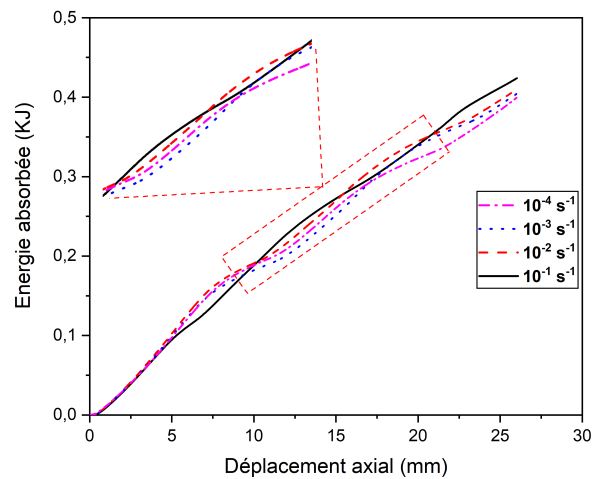
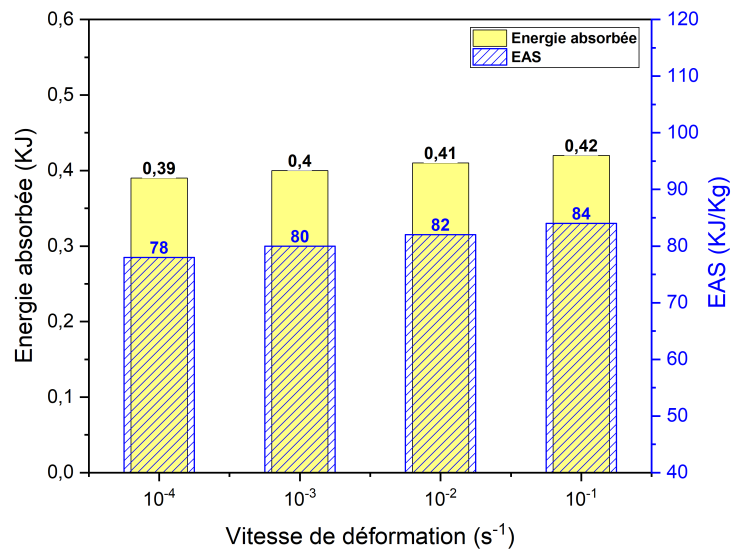
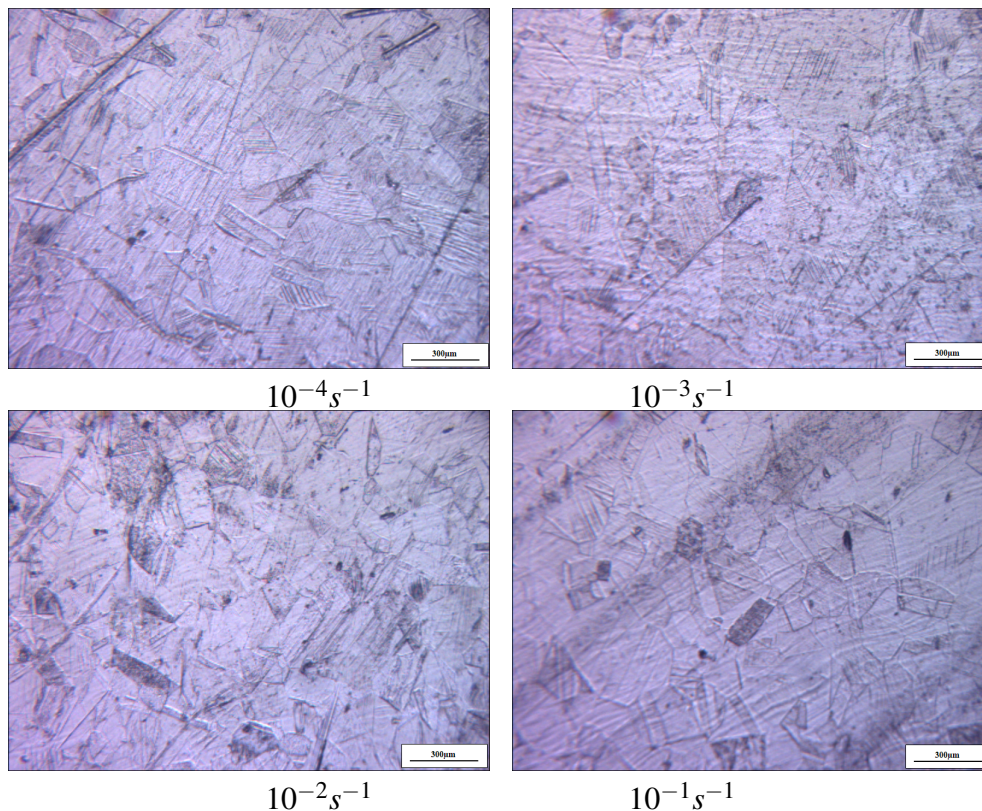


FIGURE 2.44 – Comparaison des courbes énergie absorbée-déplacement à différentes vitesses de déformation.



**FIGURE 2.45** – Histogramme de l’énergie absorbée et de l’énergie absorbée spécifique en fonction des différentes vitesses de déformation dans le cas dynamique.

La [figure 2.46](#) montre la micrographie obtenue avec microscopie optique avant et après déformation dans le cas quasi statique dans les zones ciblées. Ces micrographies montrent la formation d’une quantité de martensite dans matériau étudié.



**FIGURE 2.46** – Les observations microscopiques des tubes après déformation dans les zones ciblées.

Les [figures 2.47-a](#) et [2.47-b](#) représentent, respectivement, la variation de la dureté et de la dureté moyenne en fonction de la vitesse de déformation dans les zones ciblées des tubes. Les valeurs de la dureté sont plus importantes par rapport à celle de référence à cause de formation de la phase martensitique (une phase très dure). Nous constatons aussi que les duretés sont plus importantes au niveau de la zone b (rotule plastique).

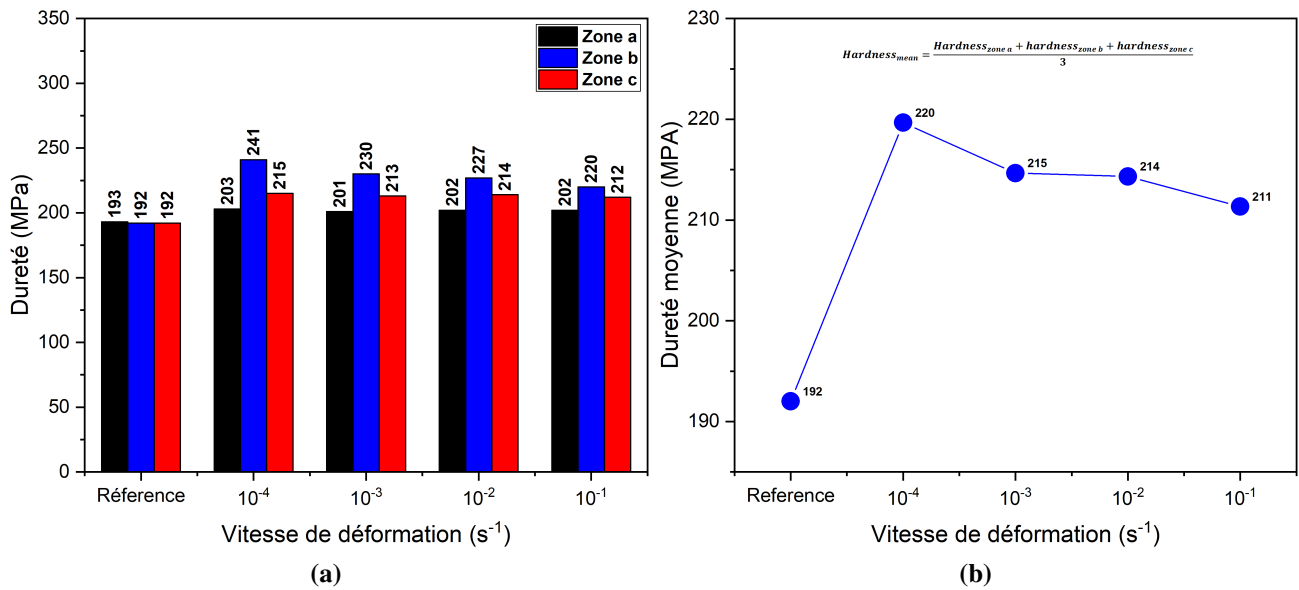


FIGURE 2.47 – Variation de (a) la dureté et (b) la dureté moyenne en fonction de la vitesse de déformation dans les zones ciblées dans le cas quasi statique.

Les figures 2.48-a et 2.48-b donnent les pourcentages des phases austénitiques et martensitiques dans les zones ciblées en fonction de la vitesse de déformation. Les résultats montrent que la phase de la martensite est plus dur et ses valeurs diminuent en augmentant la vitesse de déformation

La figure 2.49 donne la variation de la fraction de la martensite en fonction de la vitesse de déformation dans les zones ciblées. La fraction de la martensite diminue en augmentant la vitesse de déformation.

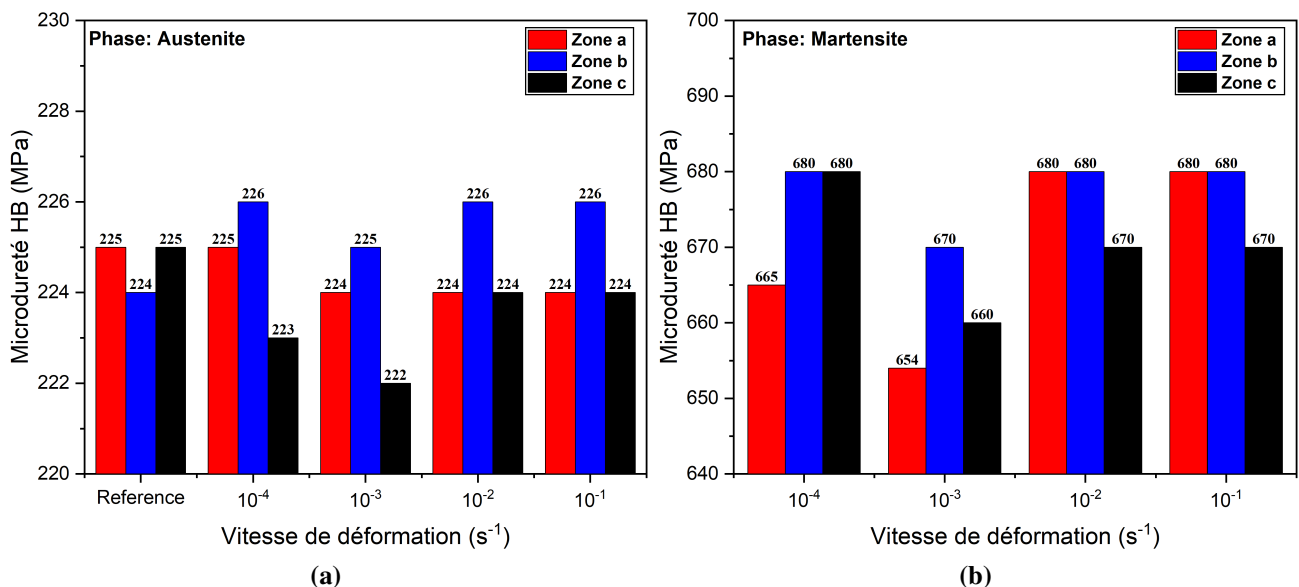


FIGURE 2.48 – Pourcentages des phases (a) austénitiques et (b) martensitiques en fonction des vitesses de déformation dans les zones ciblées.

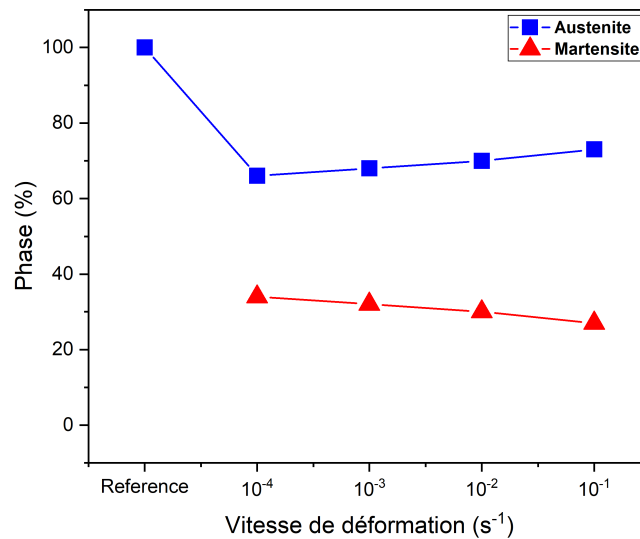


FIGURE 2.49 – Variation de martensite formées selon les vitesses dans les zones ciblées.

### 2.6.2 Essais dynamiques

La figure 2.50 présente les courbes force déplacement à différentes vitesses de déformation. Le comportement des tubes dépend de la vitesse de déformation. La figure 2.51 représente la courbe de la variation de la force moyenne et de la force maximale en fonction des vitesses de déformation dans le cas dynamique. La force moyenne enregistrée augmente avec la vitesse de déformation. La CFE augmente quand la vitesse augmente qu’engendre une grande énergie absorbée.

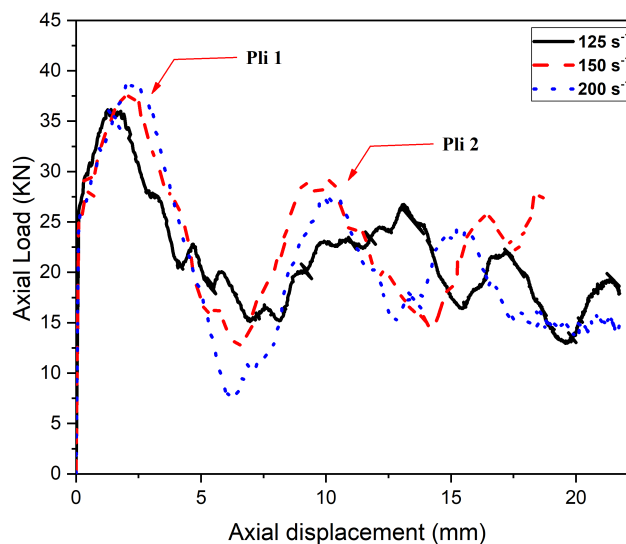
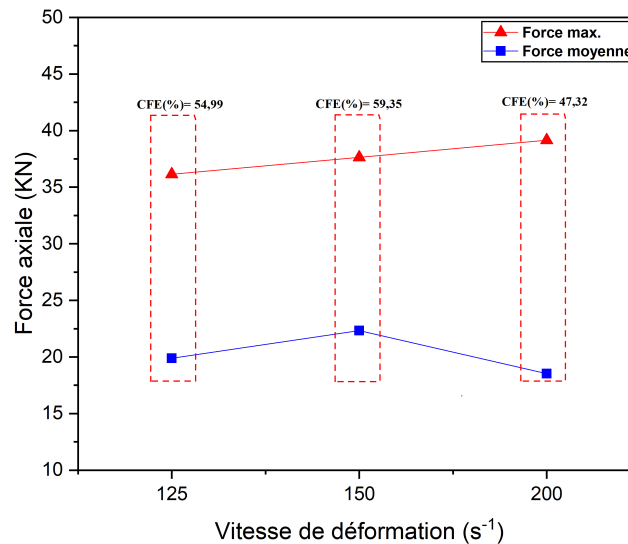
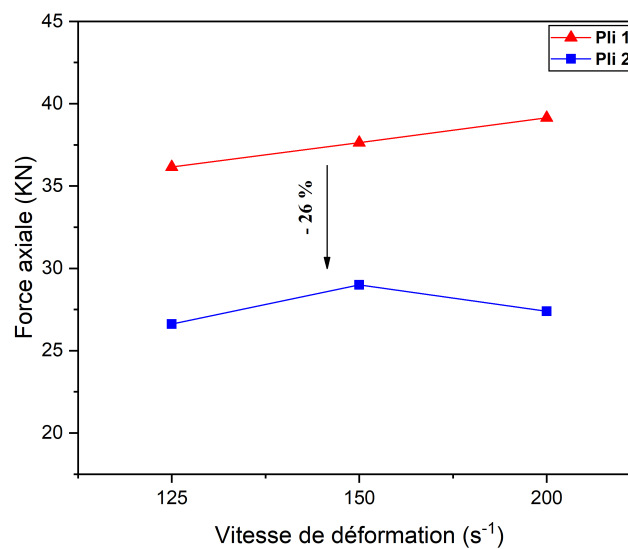


FIGURE 2.50 – Courbe contrainte déformation pour différente vitesse de déformation dans le cas dynamique



**FIGURE 2.51** – Variation de la force moyenne et la force maximale pour différentes vitesses de déformation dans le cas d’impact.

La [figure 2.52](#) montre la variation de la force de chargement en fonction des lobes formés. Après un pic maximal, la valeur de la force diminue de 50 par apport à la force max.



**FIGURE 2.52** – Lobs en fonction de la force.

La [figure 2.53](#) montre la variation de l’énergie absorbée en fonction de la vitesse de déformation. L’énergie absorbée est invariable à la vitesse de chargement. La [figure 2.54](#) donne la variation de SEA en fonction de la vitesse de chargement. L’énergie absorbée et la SEA restent inchangées pendant la variation de la vitesse de chargement.

La [figure 2.55](#) présente des éprouvettes avant et après déformation pour différentes vitesses de déformation dans le cas dynamique ainsi que des vues de coupe frontale. Les éprouvettes sont déformées selon le mode diamant, en formant des plis et des rotules plastique.

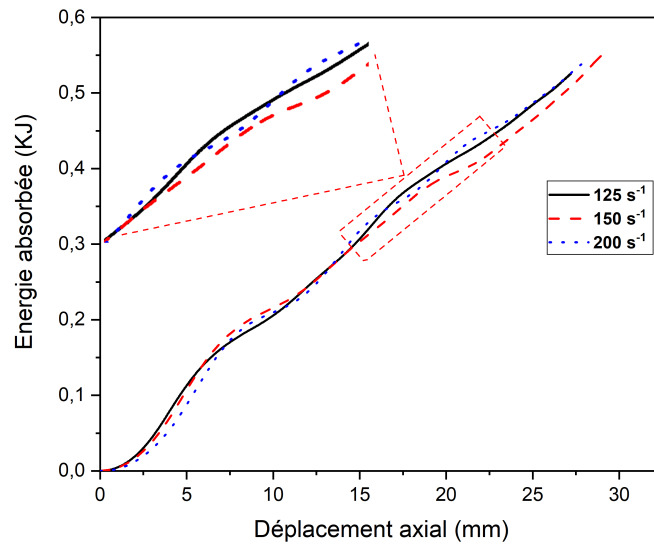


FIGURE 2.53 – Courbe énergie absorbée-déplacement à différentes vitesse de déformation.

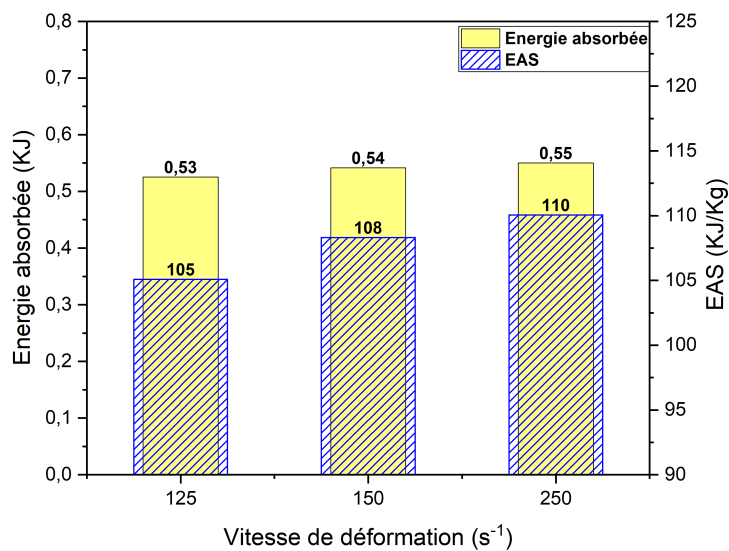


FIGURE 2.54 – Variation de l'énergie absorbée et EAS en fonction de la vitesse de chargement.

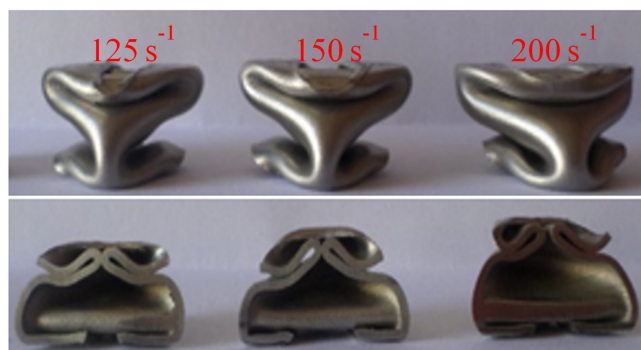
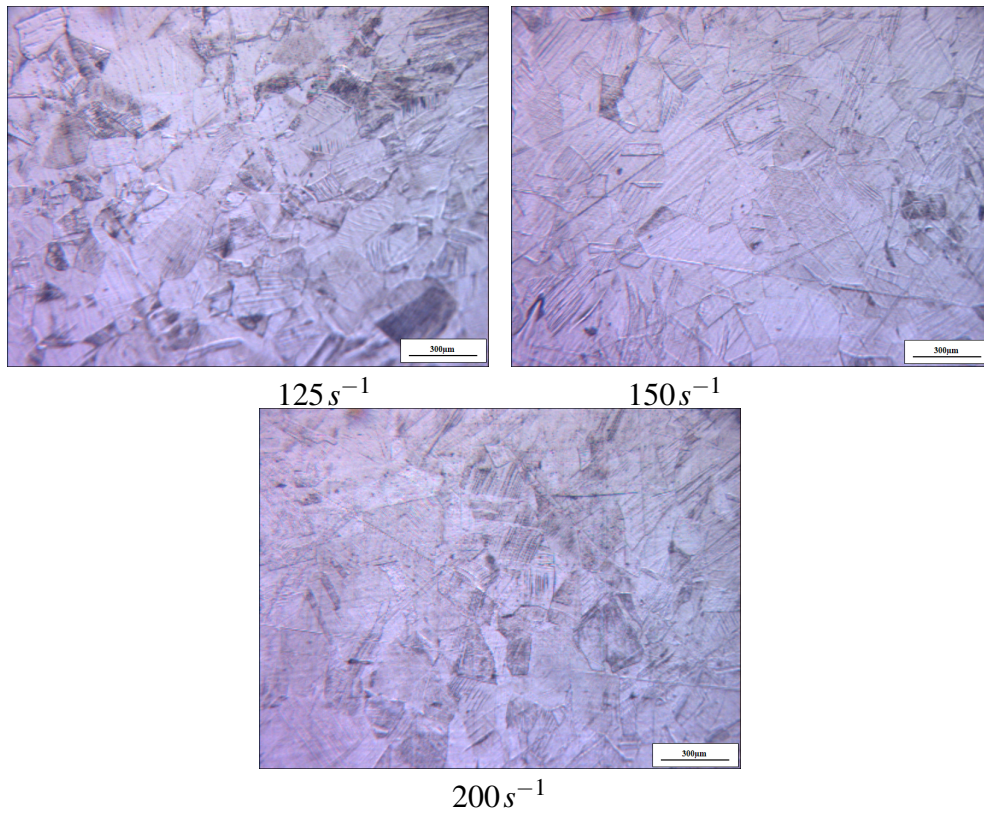


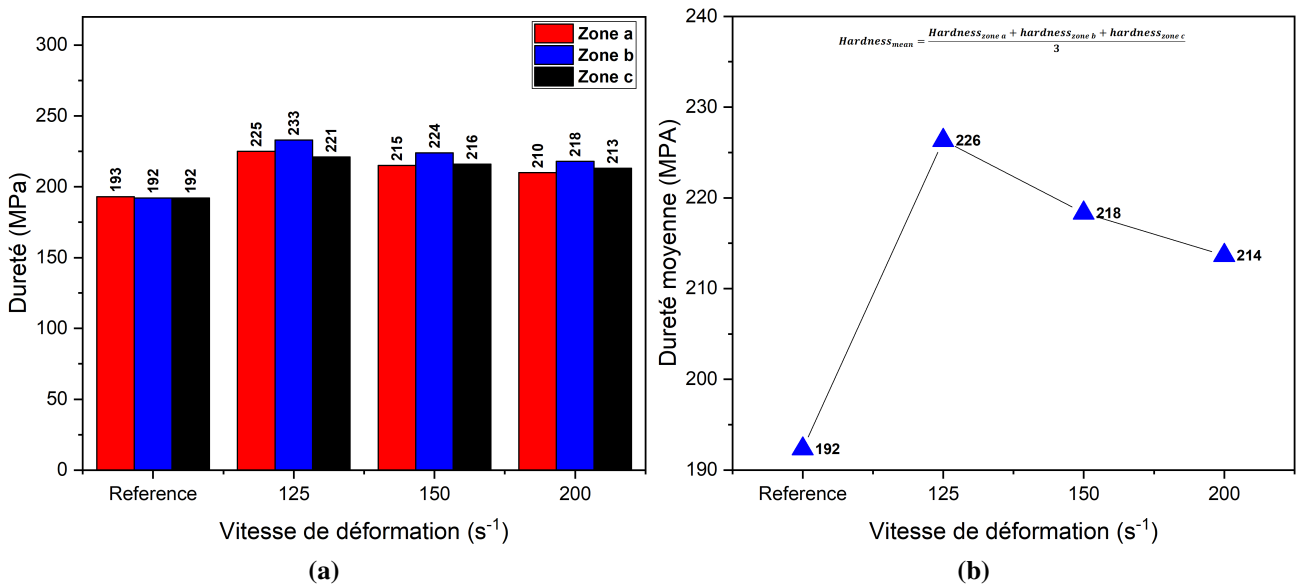
FIGURE 2.55 – Les éprouvettes avant et après déformation ainsi que les vues de coupe.

La figure 2.56 montre la micrographie obtenue avec microscopique optique avant et après déformation dans le cas dynamique à différentes zones. Ces micrographies montrent la formation des quantités de martensite dans les grains de l'austénite.



**FIGURE 2.56** – Les observation microscopique des tubes après déformation dans les zones ciblées dans le cas dynamique.

Les figures 2.57-a et 2.57-b représentent, respectivement, la variation de dureté et de la microdureté en fonction de la vitesse de chargement dans les zones ciblées. La dureté et la microdureté après déformation enregistre une augmentation par rapport à la dureté et la micro dureté initiale, à cause de formation des lattes de martensite qui sont aussi dur par rapport à celles de l’austénite.



**FIGURE 2.57** – Variation de (a) la dureté et (b) la dureté moyenne en fonction de la vitesse de déformation dans les zones ciblées dans le cas dynamique.

La figure 2.58 montre les pourcentages des phase austénitique et martensitique selon la zone ciblée et selon la vitesse de chargement. La figure 2.59 donne la variation de la fraction martensitique par rapport à la vitesse de chargement et les zones ciblées. Une grande fraction de martensite est enregistrée dans la zone para port aux autres zones, à cause de pliage

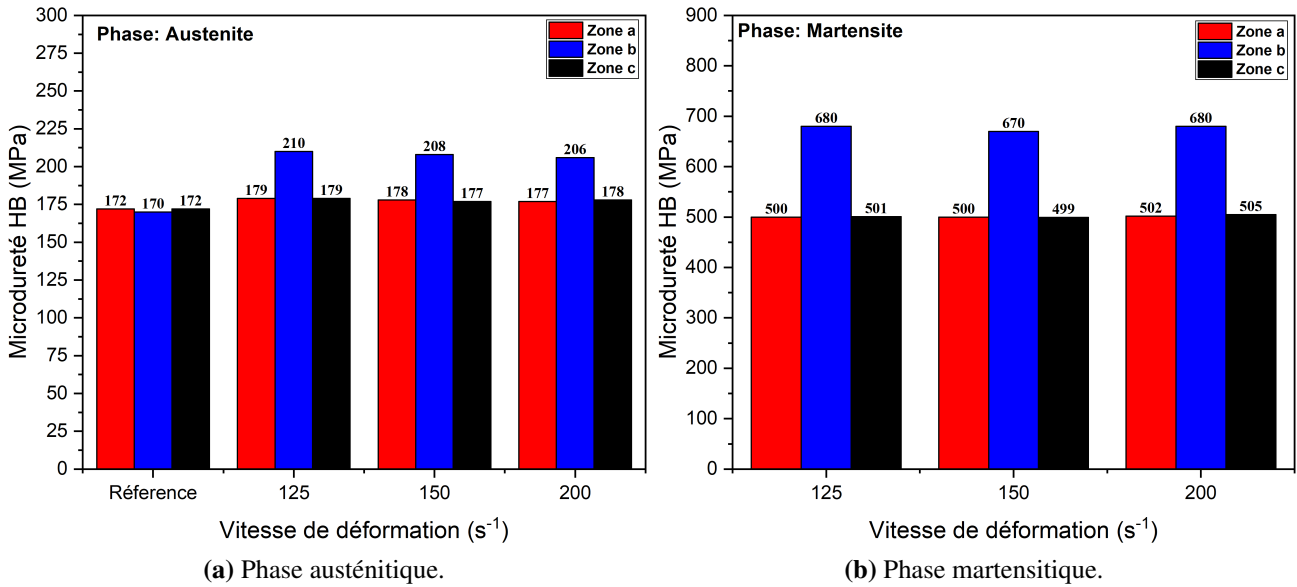


FIGURE 2.58 – Variation de fraction de martensite et de l’austénite résiduelle en fonction de la vitesse de déformation dans les zones ciblées.

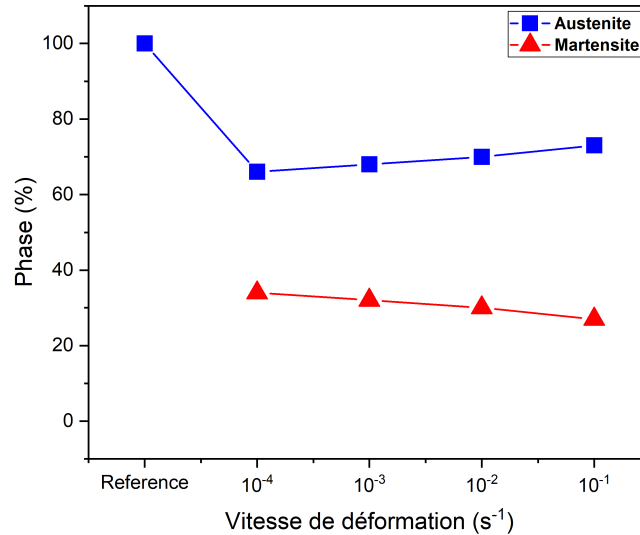


FIGURE 2.59 – Variation de martensite formées selon les vitesses et les zones ciblées.

## 2.7 Conclusion

Dans ce deuxième chapitre, deux types d'éprouvette (lopin et tube) en aciers inoxydables AISI 304 L ont été caractérisées expérimentalement en régime quasi statique et dynamique(impact). Les compositions chimiques des lopin et des tubes nous a permis de classer les matériaux des deux éprouvettes.

Les micrographies initiales des deux éprouvettes non déformées ont montré que les tubes et les lopins sont initialement totalement austénitiques.

Des essais de compression ont été réalisés sur les tubes et les lopins en régimes quasi statique et dynamique à différentes vitesses de déformation, dans l'objectif de concrétiser l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique des deux éprouvettes ainsi que son effet sur la cinétique de la transformation et la quantité de la martensite formée. Ces essais ont été enrichis par des analyses microstructurales, des mesure de dureté et de micro dureté ainsi que des analyses par diffraction des rayons X.

A travers ce chapitre, nous avons pu quantifier la fraction de martensite formée en sein des lopins et des tubes dans le cas quasi statique et dynamique. Les résultats obtenus expérimentalement seront l'objet d'une comparaison avec les résultats numérique dans la chapitre suivants.

## **Chapitre 3 : Modélisation et comparaisons**

# Modélisation et simulation numérique :

## Application sur les Lopins et tubes

### 3.1 Introduction

Ce chapitre est dédié à la modélisation numériques de l'effet de la vitesse de déformation et de la transformation martensitique de l'acier de l'étude (lopins et tubes). Le modèle numérique adopté pour modéliser le comportement viscoplastique de l'acier couplé à la transformation martensitique a été présenté ainsi que son intégration et sa résolution numérique avec la méthode retour radial.

Le modèle biphasé est implémenté dans le code de calcul par élément finis Abaqus /explicit à l'aide de la subroutine Vumat. La validation et la calibration a été faite sur un élément du volume afin de définir les valeurs initiales des paramètres du modèle.

Pour les lopins, Des simulations de compression en régime quasi statique à différentes vitesse de déformation ont été lancer dans le but de reproduire correctement les résultats expérimentaux. Dans le cas des tubes, on a procéder à une étude de pré-Buckling pour déterminer les mode de déformation en flambage, par la suite les modes sont introduit dans une étude Post-Buckling (Abaqus/Explicit) sous forme des imperfections, avec une compression quasi statique à différentes vitesse de déformation. Les résultats obtenus numériquement sont comparés aux résultats expérimentaux dans le cas des tubes et des lopins.

### 3.2 Modélisation comportement mécanique à l'effet TRIP

#### 3.2.1 Comportement mécanique des phases

Le comportement de la phase austénitique et martensitique est décrit premièrement à l'aide d'un critère isotrope (Von mises) avec écrouissage isotrope en utilisant les lois de comportement Abed-Voyadjis dans cas des matériaux de structure FCC et BCC.

### 3.2.1.1 Modèle Abed-Voyadjis FCC

Le comportement de la phase austénitique (la phase  $\gamma$ ) est modélisé par le modèle Abed-Voyadjis [87, 131] dans le cas des structures cubiques à face centré (FCC). La contrainte est donnée par l'équation :

$$\sigma_{aust} = Y_a + \bar{R}(1 - (\beta_2 T \ln(\bar{\eta}_0^{vp} \dot{p}))^{1/q_1})^{1/q_2} \quad (3.1)$$

Avec

$\bar{R}$  : l'écrouissage isotrope dans le cas de l'austénite.

$$\bar{R} = \bar{B} p^m \quad (3.2)$$

$p$  : La déformation plastique équivalente décrite par l'équation

$$p = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\epsilon}^p : \dot{\epsilon}^p} dt \quad (3.3)$$

Où  $\dot{\epsilon}^p$  est le tenseur des vitesses des déformations plastiques et  $t$  le temps.

$\dot{p}$  : La vitesse de déformation équivalente plastique illustrée par la relation :

$$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} (\dot{\epsilon}^p : \dot{\epsilon}^p)} \quad (3.4)$$

Tel que :

$m, \bar{B} (MPa)$  et  $\beta_2 (K^{-1})$  sont des paramètres du matériau.

$Y_a$  : La contrainte athermique dans la structure austénitique.

$T$  : La température en Kelvin.

$1.0 < q_1 \leq 2.0$  et  $0 < q_2 \leq 1.0$  paramètres du matériau définit par [89, 132].

$\bar{\eta}_0^{aust}$  : La viscosité pour les matériau FCC.

### 3.2.1.2 Modèle Abed-Voyadjis BBC

Le comportement de la phase martensitique (la phase  $\alpha'$ ) est modélisé par le modèle Abed-Voyadjis pour les matériaux cubiques centrés (BBC) [86, 87, 88].

$$\sigma_{mart} = Y_m + R + \bar{Y}(1 - (\beta_2 T \ln(\eta_0^{vp} \dot{p}))^{1/q_1})^{1/q_2} \quad (3.5)$$

Avec

$R$  : L'écrouissage isotrope dans le cas de l'austénite.

$$R = Bp^m \quad (3.6)$$

$p$  : La déformation plastique équivalente décrite par l'équation

$$p = \int_0^t \sqrt{\left(\frac{2}{3}\dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p\right)} dt \quad (3.7)$$

Où  $\dot{\varepsilon}^p$  est le tenseur des vitesses des déformations plastiques et  $t$  le temps.

$\dot{p}$  : La vitesse de déformation équivalente plastique illustrée par la relation :

$$\dot{p} = \sqrt{\left(\frac{2}{3}\dot{\varepsilon}^p : \dot{\varepsilon}^p\right)} \quad (3.8)$$

Tel que :

$m, B(MPa), \bar{Y}(MPa)$  et  $\beta_2(K^{-1})$  sont des paramètres du matériau.

$Y_m$  : La contrainte athermique dans la structure martensitique.

$T$  : La température en Kelvin.

$1.0 < q_1 \leq 2.0$  et  $0 < q_2 \leq 1.0$  paramètres du matériau définit par [89, 132].

$\bar{\eta}_0$  : La viscosité pour les matériau BBC.

### 3.2.2 Critère et cinétique de la transformation

Dans la littérature plusieurs lois empiriques et physiques qui décrivent l'évolution de la fraction volumique de martensite. Dans notre modèle, afin de décrire la cinétique de transformation martensitique, nous utilisons le modèle suivant [133, 134] :

$$f = [1 - \exp(-h(\dot{\varepsilon}^p)\bar{\varepsilon}^p)]^\xi \quad (3.9)$$

avec :

$$h(\dot{\varepsilon}^p) = \lambda_0 \exp(-\lambda \dot{\varepsilon}^p) \quad (3.10)$$

$\lambda$  et  $\lambda_0$  sont deux paramètres qui définissent l'indépendance de la transformation martensitique à la vitesse de la déformation.

$\xi$  est paramètre introduit pour estimer le comportement de la phase austénitique durant la transformation martensitique.

### 3.2.3 Comportement globale

Le comportement étant défini individuellement pour les deux phases, l'objectif est d'effectuer un changement d'échelle permettant de relier les variables de chacune des phases aux variables à l'échelle macroscopique du matériau. La lois de mélange proposée est la suivante [78] :

$$\sigma_{globale} = (1 - f)\sigma_{Aust} + f\sigma_{mart} \quad (3.11)$$

Tel que :

$f$  : La fraction volumique de martensite formée ;

$\sigma_A$  : La contrainte de la austénitique ;

$\sigma_M$  : La contrainte de la phase martensitique.

## 3.3 Implémentation des lois de comportement

Les incréments de la déformation macroscopique supposées identiques dans les deux phases, la contrainte macroscopique globale est calculée à partir de la loi des mélanges. Les modèles décrits précédemment sont implémentés dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit avec l'aide la subroutine d'utilisateur VUMAT (Vectorized User MATerial) et avec l'utilisation de l'algorithme retour radial [135] pour résoudre le problème incrémental non linéaire.

Le comportement élastique des deux phases est donné par la loi d'élasticité de Hook généralisée.

$$\sigma = \bar{C} : \varepsilon^e \quad (3.12)$$

$\bar{C}$  : tenseur des modules élastiques.

$\varepsilon^e$  : tenseur des déformation élastique.

A un instant courant de chargement, nous considérons deux domaines :

- **Le domaine austénitique A de fraction volumique  $(1 - f)$**  : Ce domaine est composé de l'austénite résiduelle non transformée et des domaines martensitiques en formation à l'instant  $t$ .

- **Le domaine de la martensite existante M de volume, composé de l'ensemble des variantes déjà formées** : a l'instant courant, sa fraction volumique est le comportement de la martensite déjà formée est élasto-visco-plastique.

Le critère de plasticité dans le cas de la phase austénitique est exprimé par :

$$\Phi^{Aust} = \sigma_{eq} - Y_a - \bar{R}(1 - (-\beta_2 T \ln(\bar{\eta}_0^{vp} \dot{p}))^{1/q_1})^{1/q_2} \quad (3.13)$$

Par contre dans le cas de la phase martensitique, le critère de plasticité est donné par :

$$\Phi^{mart} = \sigma_{eq} - Y_a - R - \bar{Y} (1 - (-\beta_2 T \ln(\eta_0^{vp} \dot{p}))^{1/q_1})^{1/q_2} \quad (3.14)$$

$\sigma_{eq}$  : La contrainte équivalente de Von Mises

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} (\tau_{ij} \tau_{ij})} \quad (3.15)$$

$\tau_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} I_{ij}$  : La partie déviatorique de tenseur des contraintes.

La déformation plastique est obtenue suivant la règle de normalité

$$\dot{\epsilon}^{vp} = \dot{\lambda} N \quad (3.16)$$

$$N = \frac{3}{2\sigma_{eq}} \tau \quad (3.17)$$

Loi d'écroissage isotropique de la structure BCC est donnée par :

$$R = B p^m \quad (3.18)$$

ce qui donne la dérivé de cette loi :

$$\dot{R} = \dot{\lambda} m R \left(\frac{B}{R}\right)^{\frac{1}{m}} \quad (3.19)$$

avec  $B$  et  $m$  présentent les paramètres d'écroissage .

Loi d'écroissage isotropique de la structure FCC est donnée par :

$$\hat{R} = \hat{B} p^m \quad (3.20)$$

Ce qui donne la dérivé de cette loi :

$$\dot{R} = \dot{\lambda} m \mathcal{L} \hat{R} \left(\frac{B}{R}\right)^{\frac{1}{m}} \quad (3.21)$$

La sensibilité a la vitesse de déformation et la température sont introduit dans :

$$\mathcal{L} = (1 - (-\beta_2 T \ln(\bar{\eta}_0 \dot{p}))^{\frac{1}{q_1}})^{\frac{1}{q_2}} \quad (3.22)$$

avec  $\beta_2$  et  $\eta$  sont des constantes de matériau.

L'évolution de la température est donnée par :

$$\dot{T} = \dot{\lambda}z \quad (3.23)$$

avec :

$$z = \frac{1}{\rho c_p}(\sigma_{eq} - R) \quad (3.24)$$

### 3.3.1 Comportement viscoplastique de l'austénite et de la martensite

L'algorithme de retour radiale est utilisé dans cette section pour résoudre les équations des lois constitutive du matériau.

$$\sigma_{n+1} = \sigma_n + \Delta\sigma = E : (\varepsilon_{n+1} - \varepsilon_{n+1}^{vp}) \quad (3.25)$$

$$\varepsilon_{n+1}^{vp} = \varepsilon_n^p + \Delta\varepsilon^{vp} \quad (3.26)$$

$$\Delta\varepsilon^{vp} = \Delta\lambda N_{n+1} \quad (3.27)$$

$$N_{n+1} = \frac{3}{2\sigma_{n+1}^{eq}} \tau_{n+1} \quad (3.28)$$

$$\sigma_{n+1}^{eq} = \sqrt{\frac{3}{2}(\tau_{n+1} : \tau_{n+1})} \quad (3.29)$$

$$\tau_{n+1} = \sigma_{n+1} - \frac{1}{3}tr(\sigma_{n+1}) = E : e_{n+1} - 2\mu\Delta\lambda N_{n+1} \quad (3.30)$$

$$T_{n+1} = T_n - \Delta\lambda z_{n+1} \quad (3.31)$$

$$z_{n+1} = \frac{1}{\rho c_p}(\sigma_{n+1}^{eq} - R_{n+1}) \quad (3.32)$$

Dans le cas de martensite on a :

$$R_{n+1} = R_n + \Delta\lambda m R_{n+1} (B/R_{n+1})^{\frac{1}{m}} \quad (3.33)$$

Dans le cas de austénite on a :

$$\bar{R}_{n+1} = \bar{R}_n + \Delta\lambda m \bar{\mathcal{L}} \bar{R}_{n+1} (\bar{B}/\bar{R}_{n+1})^{\frac{1}{m}} \quad (3.34)$$

$$\bar{\mathcal{L}} = (1 - (-\beta_2 T \ln(\bar{\eta}_0 \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}))^{\frac{1}{q_1}})^{\frac{1}{q_2}} \quad (3.35)$$

Dans cette étude, la détermination de la contrainte déviatorique des contraintes  $\tau$  est basée sur les deux hypothèses de la mécanique des milieux continus : élasticité isotropique et incompressibilité plastique. Pour déterminer de la surface de charge on a utilisé le critère de Von Mises. Le processus de la dérivation des variables est basé sur la connaissance de la déformation totale (élastique et plastique)  $\epsilon_{n+1}$ , les variables à déterminer dans le processus sont :  $\sigma_{n+1}$ ,  $RT_{n+1}$  et  $\epsilon_{n+1}^p$ , ils sont dérivées par rapport à  $\Delta\lambda$ . ([136, 137, 138]). exemple de pour actualiser les contraintes :

$$r_\sigma = \sigma_{n+1} - E : (\epsilon_{n+1} - \epsilon_{n+1}^p) \quad (3.36)$$

Dans une manière générale on aura :

$$r_\sigma(\sigma_{n+1} R_{n+1} T_{n+1} \epsilon_{n+1}^p \Delta\lambda) = 0 \quad (3.37)$$

Une méthode itérative est adoptée pour trouver les solutions de modèle. Les équations non linéaire sont résolus par la méthode Newton-Raphson en respectant les inconnues suivants :

$$x = [\sigma_{n+1} R_{n+1} T_{n+1} \epsilon_{n+1}^p \Delta\lambda]^p \quad (3.38)$$

Le schéma de résolution est :

$$x_{i+1} = x_i - J(x_i)r(x_i) \quad (3.39)$$

avec :

$i + 1$  :actuelle itération

$i$  :précédente itération

$$J(x_i) = \left( \frac{\partial r_{n+1}^i}{\partial x_{n+1}^i} \right) \quad (3.40)$$

Dans cet algorithmes, les variables  $\sigma_n R_n T_n \epsilon_n^p \Delta\lambda$  et le temps  $t_n$  sont considérées comme connues et déterminées, après certain incrément du temps  $\Delta t$  et incrément de déformation  $\Delta\epsilon$ .

Les fonction de charge dans le cas de BCC et de FCC sont données par :

$$\Phi_{n+1}^{mart} = \sigma_{n+1}^{eq} - Y_a - R_{n+1} - \bar{Y} (1 - (-\beta_2 T_{n+1} \ln(\bar{\eta}_0 \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}))^{1/q_1})^{1/q_2} \quad (3.41)$$

$$\Phi_{n+1}^{Aust} = \sigma_{n+1}^{eq} - Y_a - \bar{R}_{n+1} \left(1 - (-\beta_2 T \ln(\bar{\eta}_0 \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}))^{1/q_1}\right)^{1/q_2} \quad (3.42)$$

La contrainte d'essai est calculé par :

$$\sigma_{n+1}^* = \sigma_n + E : \Delta\varepsilon \quad (3.43)$$

$$\sigma_{n+1}^{*eq} = \sqrt{\frac{3}{2}(\tau_{n+1}^* : \tau_{n+1}^*)} \quad (3.44)$$

$$\Phi_{n+1}^{*mart} = \sigma_{n+1}^{*eq} - Y_a - R_{n+1} - \hat{Y} \left(1 - (-\beta_2 T_{n+1} \ln(\bar{\eta}_0 \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}))^{1/q_1}\right)^{1/q_2} \quad (3.45)$$

$$\Phi_{n+1}^{*Aust} = \sigma_{n+1}^{*eq} - Y_a - \bar{R}_{n+1} \left(1 - (-\beta_2 T \ln(\bar{\eta}_0 \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}))^{1/q_1}\right)^{1/q_2} \quad (3.46)$$

si  $\Phi^* \leq 0$  (comportement élastique) la contrainte d'essai est acceptée et présente la contrainte actualiser  $\sigma_{n+1}$

si  $\Phi^* > 0$  (comportement viscoplastique) : la contrainte est actualisée e corrigée suivant l'équation suivante :

$$\sigma_{n+1} = \sigma_{n+1}^* - 2\mu\Delta\lambda N_{n+1} \quad (3.47)$$

$$\tau_{n+1} = \tau_{n+1}^* - 2\mu\Delta\lambda N_{n+1} \quad (3.48)$$

$$\sigma_{n+1}^{eq} = \sqrt{\frac{3}{2}(\tau_{n+1} : \tau_{n+1})} \quad (3.49)$$

$$N_{n+1} = N_{n+1}^* = \frac{3}{2\sigma_{n+1}^{*eq}} \quad (3.50)$$

$$r(\Delta\lambda)_{mart} = \sigma_{n+1}^{*eq} - 3\mu\Delta\lambda - Y_m - R_{n+1} - \bar{Y} \left(1 - (-\beta_2 T_{n+1} \ln(\bar{\eta}_0^{vp} \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}))^{1/q_1}\right)^{1/q_2} \quad (3.51)$$

$$r(\Delta\lambda)_{aust} = \sigma_{n+1}^{*eq} - 3\mu\Delta\lambda - Y_a - \bar{R}_{n+1} \left(1 - (-\beta_2 T \ln(\bar{\eta}_0^{vp} \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}))^{1/q_1}\right)^{1/q_2} \quad (3.52)$$

Les équations 51 et 52 sont résolues avec la méthode Newton-Raphson :

$$\Delta\lambda^{i+1} = \Delta\lambda^{i+1} - J(\Delta\lambda)^i r(\Delta\lambda)^i \quad (3.53)$$

La jacobienne  $J$  est calculée par :

$$J(\Delta\lambda)^i = \left( \frac{\partial r(\Delta\lambda)}{\partial \Delta\lambda} \right)^{-1} \quad (3.54)$$

Dans le cas de FCC et BCC on va avoir

$$\frac{\partial r(\Delta\lambda)}{\partial \Delta\lambda} = \frac{\partial \sigma_{n+1}^*}{\partial \Delta\lambda} - 3\mu - h_{n+1} - \theta_{n+1} - \frac{y_{n+1}}{\Delta t} \quad (3.55)$$

Avec dans le cas BCC

$$h^{mart} = mR(B/R)^{\frac{1}{m}} \quad (3.56)$$

$$\theta^{mart} = z\bar{Y}\zeta \ln\left(\bar{\eta}_0 \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}\right) \quad (3.57)$$

$$y^{mart} = \frac{\Delta t \bar{Y} T \zeta}{\Delta\lambda} \quad (3.58)$$

$$\zeta = \frac{\beta_2}{q_1 q_2} \left( 1 - \left( -\beta_2 T \ln\left(\bar{\eta}_0 \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}\right) \right)^{\frac{1}{q_1}} \right)^{\frac{1}{q_2}-1} \left( -\beta_2 T \ln\left(\bar{\eta}_0 \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}\right) \right)^{\frac{1}{q_1}-1} \quad (3.59)$$

Avec dans le cas FCC

$$h^{aust} = m\bar{\mathcal{L}}\bar{R}(\bar{B}/\bar{R})^{\frac{1}{m}} \quad (3.60)$$

$$\theta^{aust} = z\bar{R}\bar{\zeta} \ln\left(\bar{\eta}_0^{aust} \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}\right) \quad (3.61)$$

$$y^{aust} = \frac{\Delta t \bar{R} T \bar{\zeta}}{\Delta\lambda} \quad (3.62)$$

$$\bar{\zeta} = \frac{\beta_2}{q_1 q_2} \left( 1 - \left( -\beta_2 T \ln\left(\bar{\eta}_0^{aust} \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}\right) \right)^{\frac{1}{q_1}} \right)^{\frac{1}{q_2}-1} \left( -\beta_2 T \ln\left(\bar{\eta}_0 \frac{\Delta\lambda}{\Delta t}\right) \right)^{\frac{1}{q_1}-1} \quad (3.63)$$

$$\bar{\eta}_0^{vpaust} = \bar{\eta}_0^{vp} (1 + C(1 - e^{kp}))^{-1} \quad (3.64)$$

### 3.3.2 Cinétique de la transformation

Les dérivées de la cinétique de la transformation par rapport à la déformation plastique et la vitesse de déformation sont illustrées dans les équation ci-dessous.

$$df = \frac{\partial f}{\partial \bar{\epsilon}^p} d\bar{\epsilon}^p + \frac{df}{d\dot{\bar{\epsilon}}^p} d\dot{\bar{\epsilon}}^p \quad (3.65)$$

$$\frac{df}{d\bar{\epsilon}^p} = \xi [1 - \exp(\lambda_0 \exp(-\lambda \dot{\bar{\epsilon}}^p) \bar{\epsilon}^p)]^{\xi-1} [-\exp((- \lambda_0 \exp(-\lambda \dot{\bar{\epsilon}}^p)) \bar{\epsilon}^p)] [-\lambda_0 \exp(-\lambda \dot{\bar{\epsilon}}^p)] \quad (3.66)$$

$$\frac{df}{d\dot{\bar{\epsilon}}^p} = \xi [1 - \exp(\lambda_0 \exp(-\lambda \dot{\bar{\epsilon}}^p) \bar{\epsilon}^p)]^{\xi-1} [-\exp((- \lambda_0 \exp(-\lambda \dot{\bar{\epsilon}}^p)) \bar{\epsilon}^p)] [-\lambda_0 \exp(-\lambda \dot{\bar{\epsilon}}^p) \bar{\epsilon}^p] [-\lambda] \quad (3.67)$$

La [figure 3.1](#) montre l'organigramme de la méthode d'intégration du modèle viscoplastique couplé à la transformation martensitique.

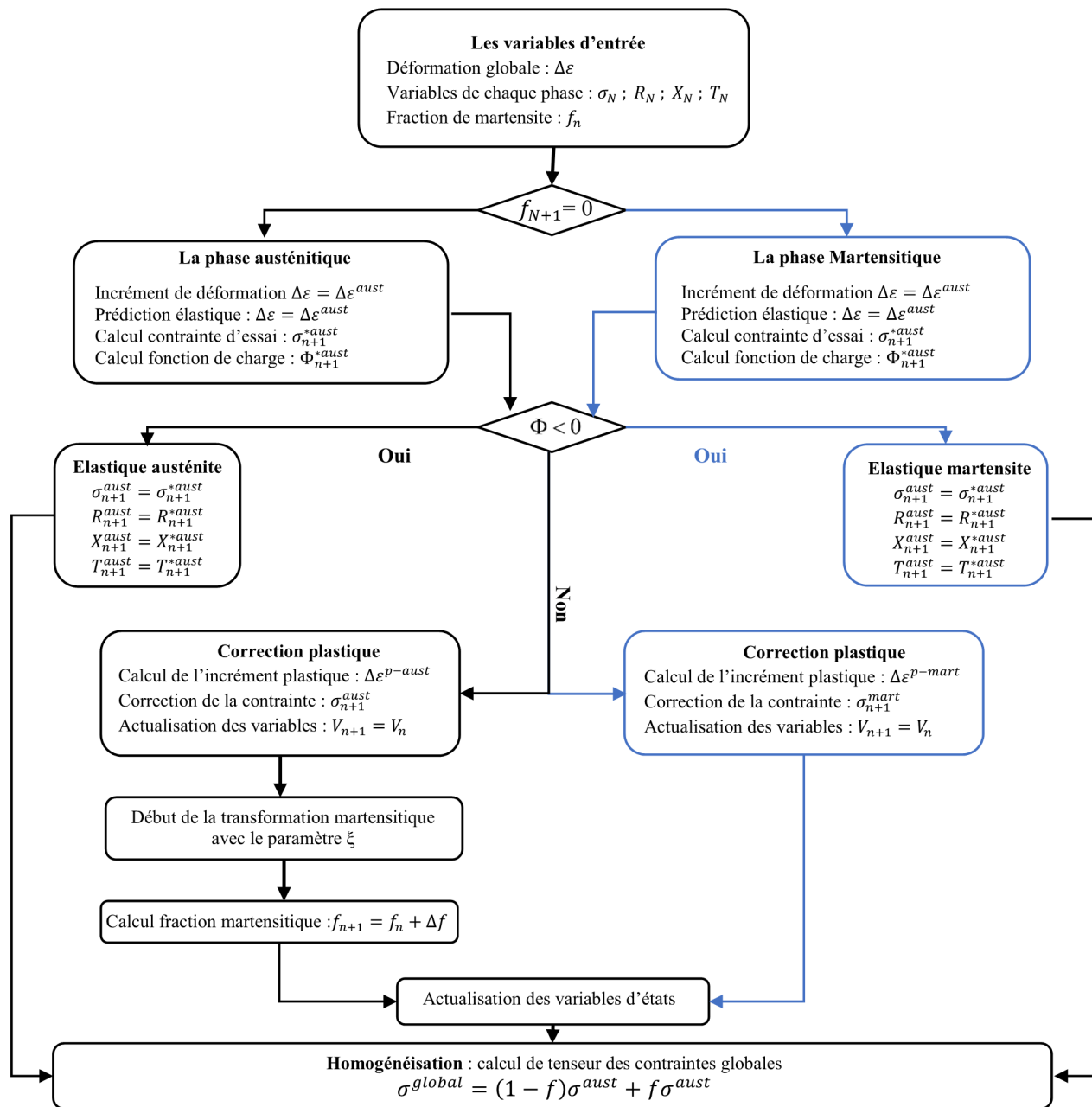


FIGURE 3.1 – Organigramme de la méthode d’intégration du modèle viscoplastique couplé à la transformation martensitique.

### 3.4 Validation sur un élément de volume

#### 3.4.1 Conditions aux limites

Un élément de volume de dimension  $1\text{mm} \times 1\text{mm} \times 1\text{mm}$  a été simulé à différentes vitesses de déformations ( $10\text{mm}/\text{min}$  et  $100\text{mm}/\text{min}$ ) en régime quasi statique avec un maillage de type  $C3D8R$ . La figure 3.2 montre les conditions aux limites appliquées sur l'élément de volume : un encastrement sur la face  $XY$  et une vitesse de déformation sur l'autre face.

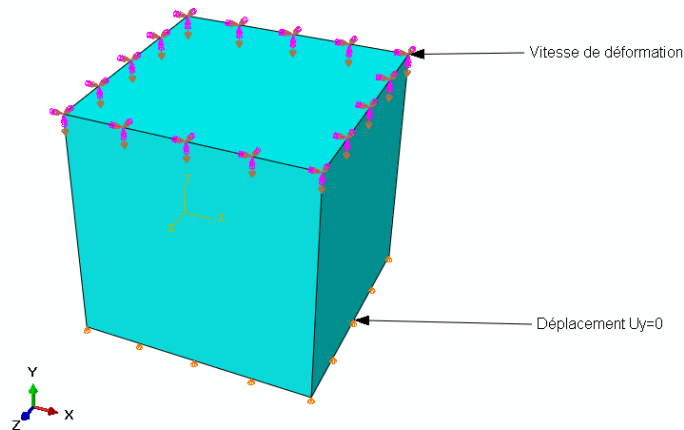


FIGURE 3.2 – Conditions aux limites appliquées sur élément de de volume.

#### 3.4.2 Validation du modèle implémenté

Les tableaux 1 et 2 montrent, respectivement, les paramètres de modèle avec Abed-Voyadjis dans le cas des structures FCC (austénite) et BBC (martensite).

$Y_a(\text{MPa})$	$\hat{Y}(\text{MPa})$	$B(\text{MPa})$	$\beta_2(\text{K}^{-1})$	$\bar{\eta}_0^{vp}$	$q_1$	$q_2$	$m$
470	1100	720	$1\text{e-}5$	$1\text{e-}7$	1.5	0.5	0.3

Tableau 1 – Les paramètres de Abed-Voyadjis FCC austénite

$Y_m(\text{MPa})$	$B(\text{MPa})$	$\beta_2(\text{K}^{-1})$	$q_1$	$q_2$	$m$
800	1200	$1\text{e-}5$	1.5	0.5	0.9

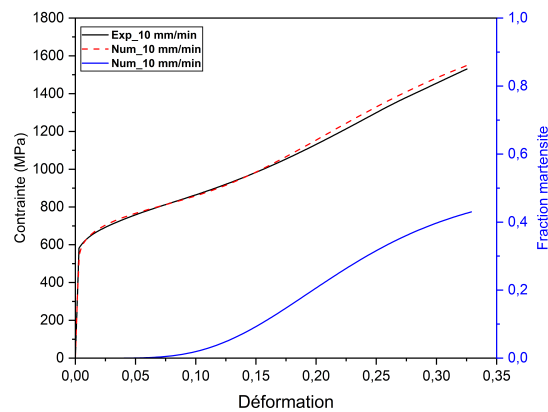
Tableau 2 – Les paramètres de Abed-Voyadjis BBC martensite

Le tableau 3 regroupe les paramètres du modèle de la cinétique de la transformation.

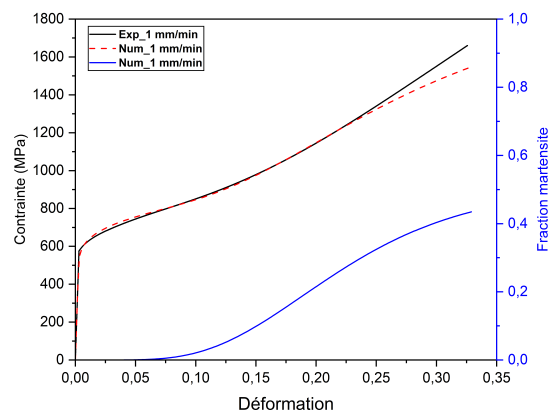
$\lambda_0$	$\lambda$	$\zeta$
6.5	0.12	7

Tableau 3 – Les paramètres de cinétique de la formation de de la martensite.

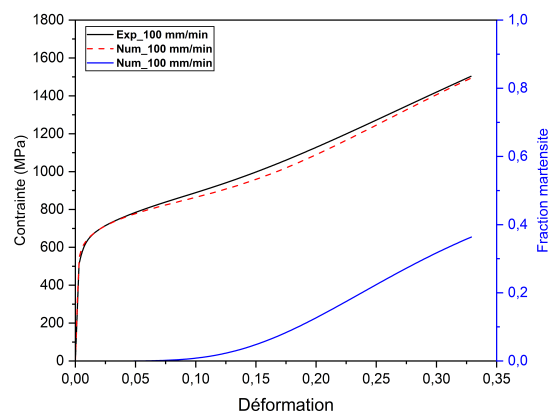
Les figures 3.3, 3.4 et 3.5 illustrent respectivement la comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques dans le cas quasi statique à des vitesses. Cette comparaison démontre que le modèle implémenté reproduit correctement le comportement viscoplastique biphasé de l'éprouvette.



**FIGURE 3.3** – Courbe contrainte-déformation numérique et expérimentales à  $V = 1\text{mm/s}$  avec l'évolution de la fraction de la martensite.



**FIGURE 3.4** – Courbe contrainte-déformation numérique et expérimentales à  $V = 10\text{mm/s}$  avec l'évolution de la fraction de la martensite.



**FIGURE 3.5** – Courbe contrainte-déformation numérique et expérimentales à  $V = 100\text{mm/s}$  avec l'évolution de la fraction de la martensite.

La figure 3.6 montre une comparaison de l'évolution de la fraction de la martensite à différentes vitesses de déformation. Les résultats obtenus montrent que la fraction de la martensite diminue en augmentant la vitesse de déformation.

La [figure 3.7](#) montre la variation de la fraction martensite à différentes vitesses de déformation obtenue avec simulation numérique. Le modèle numérique prédit correctement l'évolution de la transformation martensitique.

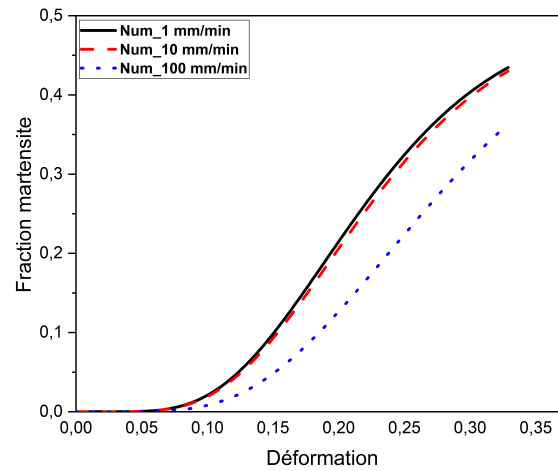


FIGURE 3.6 – Comparaison de la fraction de la martensite a différente vitesse.

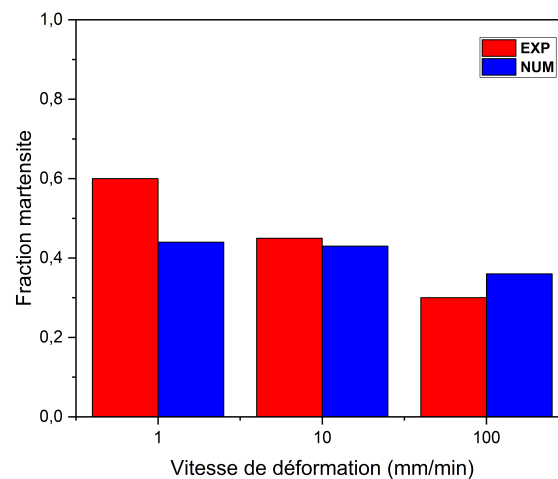


FIGURE 3.7 – Variation de la fraction martensite a différente vitesse de déformation comparés les fraction expérimentales.

### 3.4.3 Étude paramétriques

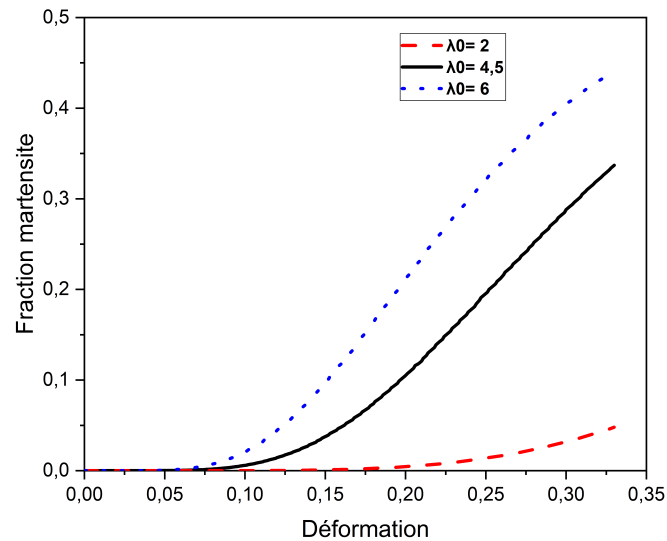
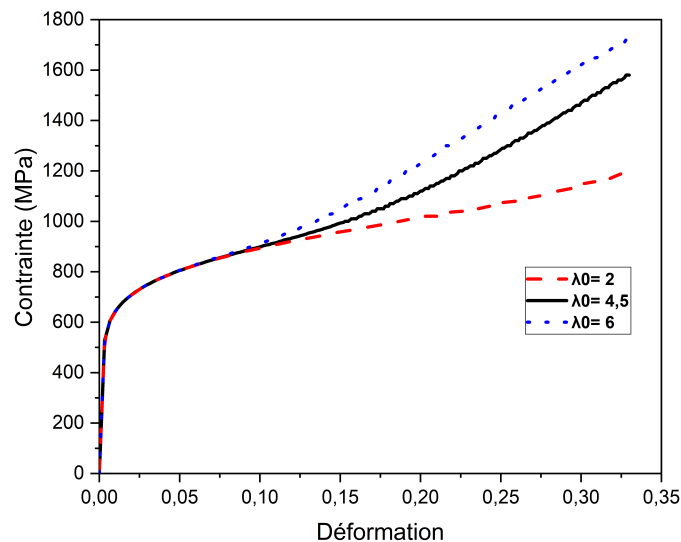
L'influence des trois paramètres de la cinétique de la transformation martensitique ( $\lambda$ ,  $\lambda_0$  et  $\zeta$ ) est étudiée dans cette rubrique.

- Paramètres  $\lambda_0$  : (voir [Tableau 3.1](#))

Les [figures 3.8](#) et [3.9](#) présentent l'influence de paramètre  $\lambda_0$  sur la courbe de la cinétique de la transformation et la courbe de compression des lopins.

Les résultats montrent que le paramètre  $\lambda_0$  amplifie l'effet de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique. L'augmentation de sa valeur diminue l'influence de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique.

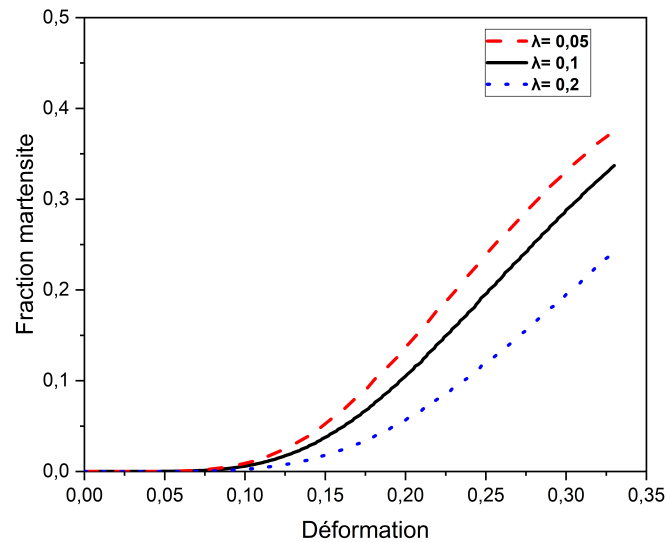
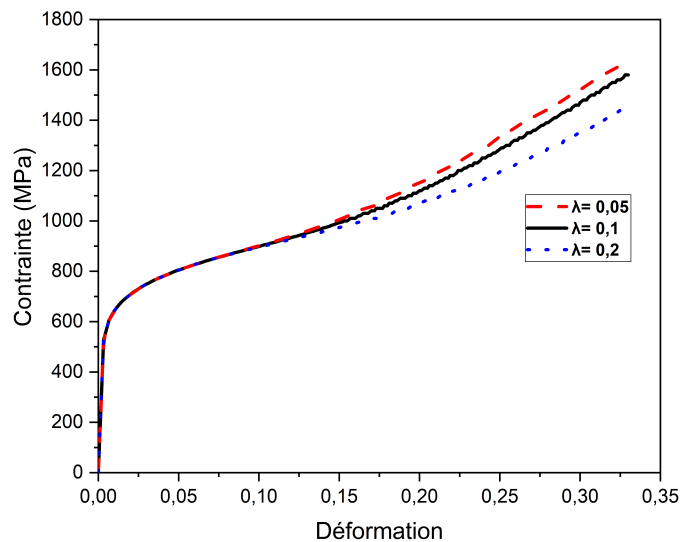
Cas	$\lambda_0$	$\lambda$	$\zeta$
1	4.5	0.1	7
2	2	0.1	7
3	6	0.1	7

TABLEAU 3.1 – Variation du paramètres  $\lambda$ FIGURE 3.8 – Effet de la variation du paramètres  $\lambda_0$  sur la cinétique de transformation.FIGURE 3.9 – Effet de la variation du paramètres  $\lambda_0$  sur la courbe contrainte-déformation.

- Paramètres  $\lambda$  : (voir [Tableau 3.2](#))

Les figures 3.10 et 3.11 présentent l'influence de paramètre  $\lambda_0$  sur la courbe de la cinétique de la transformation et la courbe de compression des lopins. Les résultats prouvent que le paramètre  $\lambda$  contrôle le niveau de l'influence de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique, une valeur élevée de ce paramètre engendre une faible influence de la vitesse de déformation sur la transformation.

Cas	$\lambda_0$	$\lambda$	$\zeta$
1	4.5	0.05	7
2	4.5	0.1	7
3	4.5	0.2	7

TABLEAU 3.2 – Variation du paramètres  $\lambda$ FIGURE 3.10 – Effet de la variation du paramètres  $\lambda$  sur la cinétique de transformation.FIGURE 3.11 – Effet de la variation du paramètres  $\lambda$  sur la courbe contrainte-déformation.

- Paramètres  $\zeta$  : (voir [Tableau 3.3](#))

Les figures 3.12 et 3.13 présentent l'influence de paramètre  $\zeta$  sur la courbe de la cinétique de la transformation et la courbe de compression des lopins. Les résultats montrent que le paramètre  $\zeta$  contrôle le niveau de déformation à partir de laquelle la transformation martensitique débute. Une grande valeur de paramètre  $\zeta$  implique un retard de la transformation martensitique.

Cas	$\lambda_0$	$\lambda$	$\zeta$
1	4.5	0.1	7
2	4.5	0.1	5
3	4.5	0.1	9

TABLEAU 3.3 – Variation du paramètres  $\zeta$ .

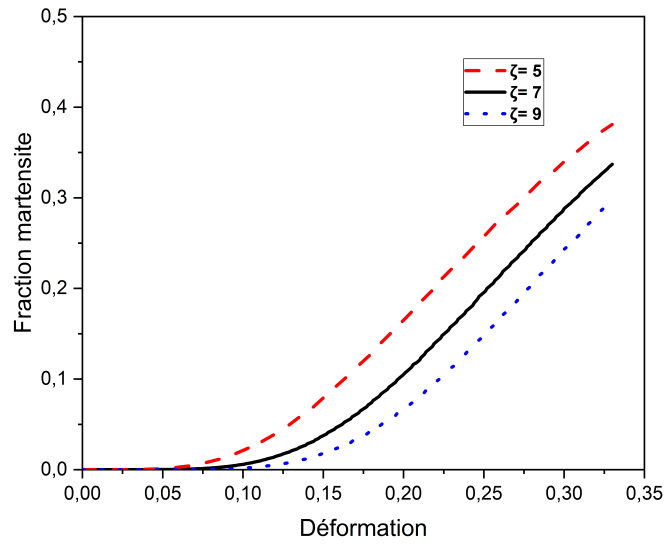


FIGURE 3.12 – Effet de la variation du paramètres  $\zeta$  sur la cinétique de transformation.

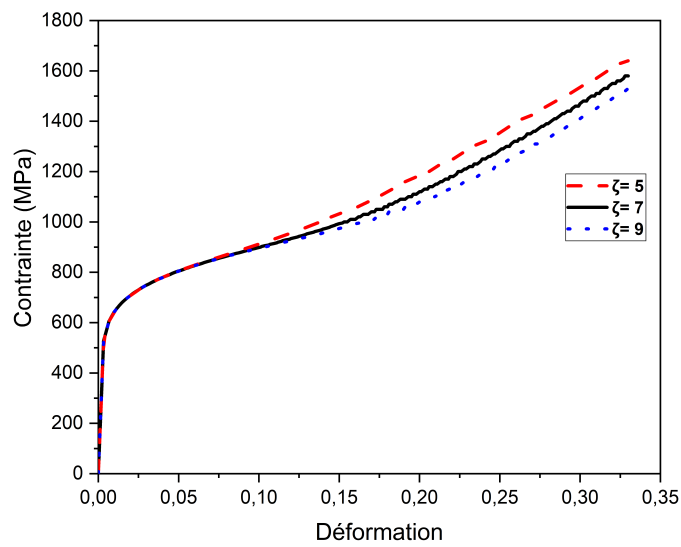


FIGURE 3.13 – Effet de la variation du paramètres  $\zeta$  sur la courbe contrainte-déformation.

### 3.5 Simulation des lopins en quasi statique

#### 3.5.1 Condition aux limites et paramètres du modèle

La figure 3.14 présente les conditions aux limites appliqués sur les lopins. Une vitesse est imposée sur la face haute, un appui simple est imposé sur la face basse. Le maillage utilisé dans cette étude est un maillage Hex de type C3D8R. Les tableaux 4 et 5 montrent, respectivement, les paramètres de modèle avec Abed-Voyadjis dans le cas des structures FCC (austénite) et BBC (martensite). Le tableau 6 regroupe les paramètres du modèle de la cinétique de la transformation.

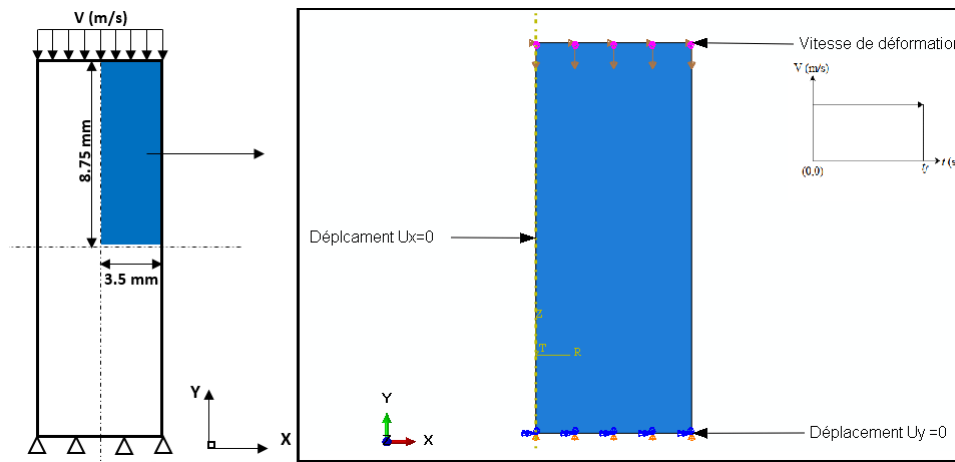


FIGURE 3.14 – Les conditions aux limites imposées sur l'éprouvette.

$Y_a(MPa)$	$\hat{Y}(MPa)$	$B(MPa)$	$\beta_2(K^{-1})$	$\bar{\eta}_0^{vp}$	$q_1$	$q_2$	$m$	$C$
500	1000	720	0.00005	10e-7	1.5	0.5	0.4	40

Tableau 4 – Les paramètres de Abed-Voyadjis FCC austénite

$Y_m(MPa)$	$B(MPa)$	$\beta_2(K^{-1})$	$\eta_0^{vp}$	$q_1$	$q_2$	$m$
800	500	0.0000564	10e6	1.5	0.5	0.9

Tableau 5 – Les paramètres de Abed-Voyadjis BBC martensite

$\lambda_0$	$\lambda$	$\zeta$
3	0.4	7

Tableau 6 – Les paramètres de cinétique de la formation de de la martensite.

#### 3.5.2 Étude de l'influence de la taille de maillage sur le comportement

Pour étudier l'effet de la taille de maillage sur le comportement mécanique de l'acier étudié ( Courbe contrainte déformation ), nous avons testé trois différentes tailles de maillage qui sont présentées dans

la figure 3.15. La figure 3.16 montre une comparaison des courbes contrainte-déformation et variation de la fraction martensitique pour les trois tailles du maillage. La figure 3.17 présente une comparaison entre la contrainte max et fraction martensitique en fonction des trois tailles de maillage. La figure 3.18 illustre la forme déformée des trois taille de maillage.

Les figures 3.19, 3.20 et 3.21 montrent respectivement les contours des contraintes de Von mises, fraction martensitique et déformation plastique équivalente sur l'éprouvette après déformation. Les résultats obtenues montrent que la reproduction numérique du comportement de l'acier est indépendante de la taille de maillage.

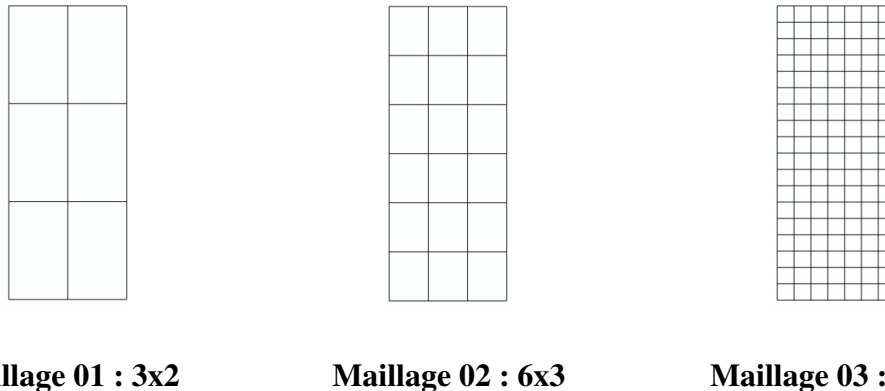


FIGURE 3.15 – Différentes tailles de maillage testées.

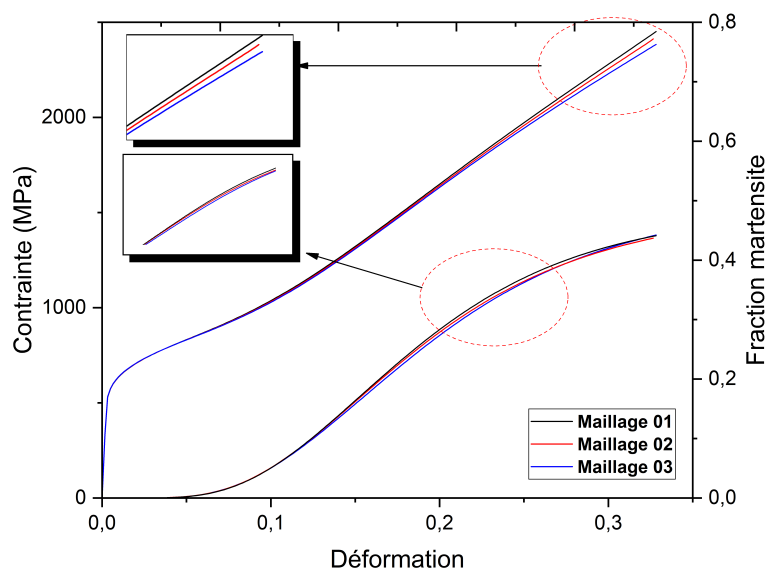


FIGURE 3.16 – Comparaison courbes contrainte-déformation et fraction martensitique pour les trois variantes de taille de maillage

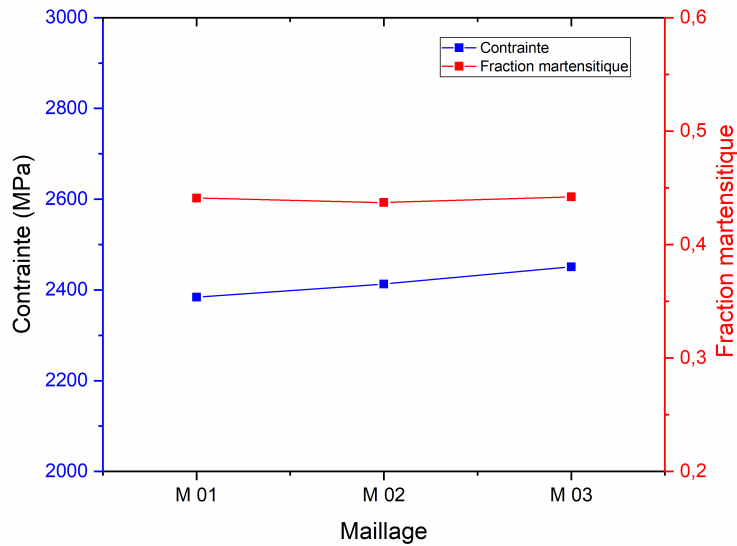


FIGURE 3.17 – Variation de la contrainte max et fraction martensitique en fonction de la taille de maillage

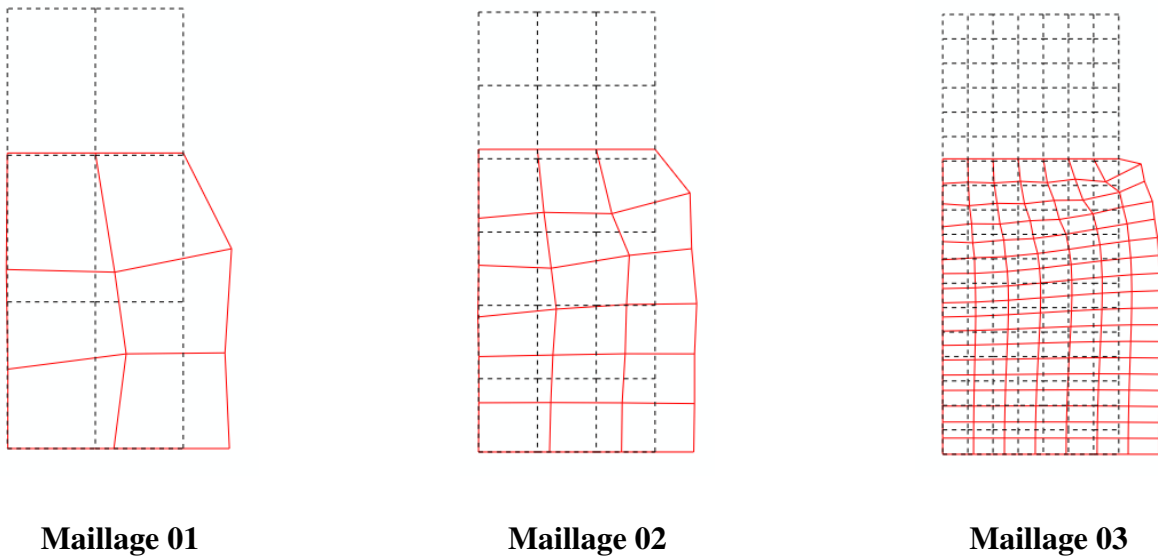


FIGURE 3.18 – Maillage avant et après déformation

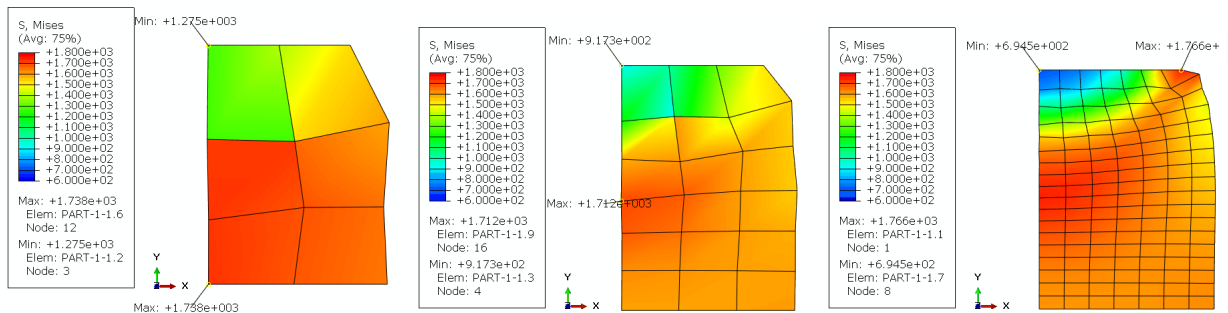


FIGURE 3.19 – Contour de la contrainte de Von mises après écrasement axial.

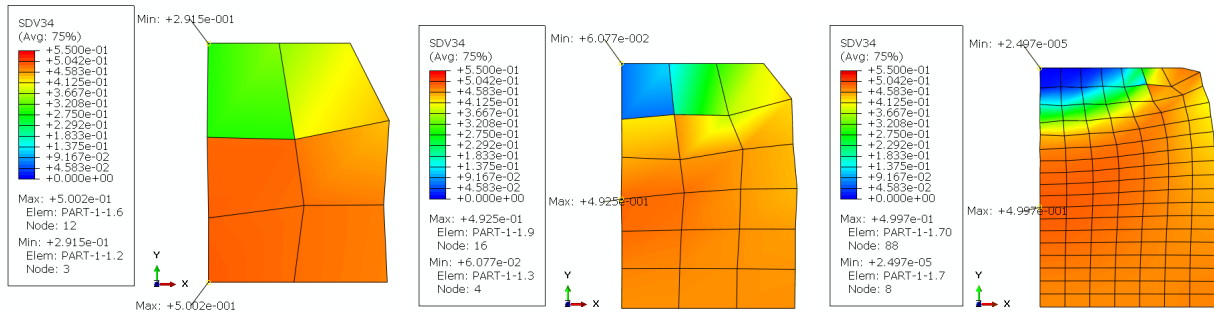


FIGURE 3.20 – Contour de la fraction martensitique après écrasement axial.

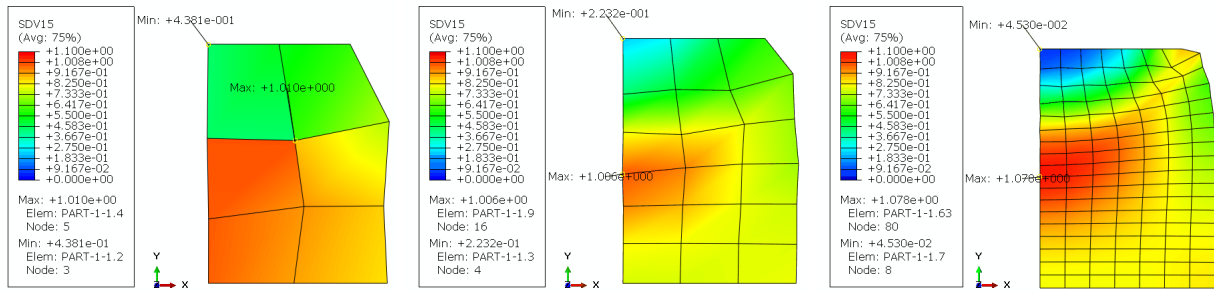


FIGURE 3.21 – Contour de la déformation plastique équivalente après écrasement axial.

### 3.5.3 Résultats des simulation quasi statique des lopins

#### 3.5.3.1 Vitesse de déformation $V = 1\text{mm}/\text{min}$

La figure 3.22 montre une comparaison des courbes contrainte déformation expérimentale et numérique avec évaluation de la fraction martensitique numérique. La comparaison montre une bonne cohérence entre les résultats numérique et expérimentaux, le modèle implémenté reproduit correctement le comportement biphasé des lopins sous écrasement quasi statique pour la vitesse de  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .

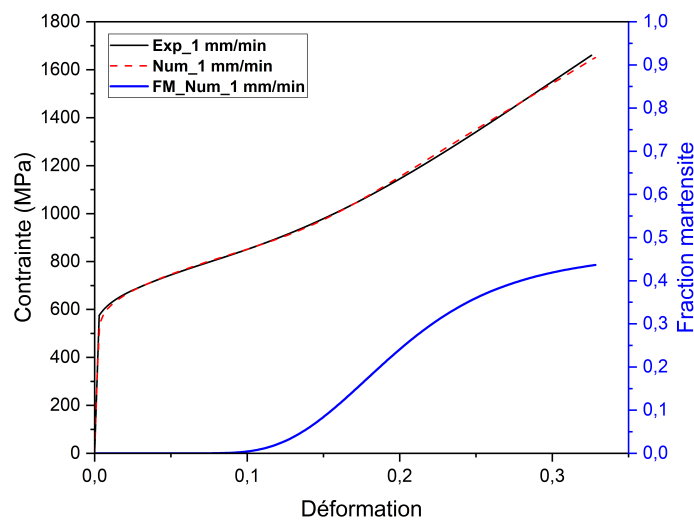


FIGURE 3.22 – Comparaison courbe de contrainte déformation expérimentale et numérique avec l'évaluation de la fraction martensitique numérique pour la vitesse  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .

La figure 3.23 présente une comparaison entre la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimentale. La fraction martensitique obtenue numériquement est proche de celle obtenue expérimentalement.

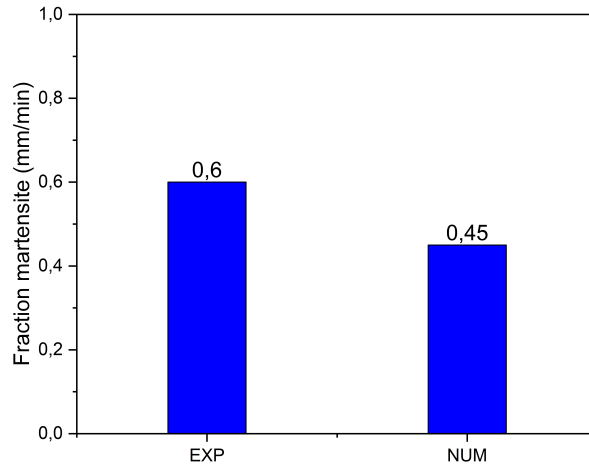


FIGURE 3.23 – Comparaison de la fraction martensitique expérimentale et numérique pour la vitesse  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .

Les figures 3.24, 3.25 et 3.26 montrent respectivement l'évolution du contour des contraintes de Von mises, déformation plastique équivalente et la fraction martensitique en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .

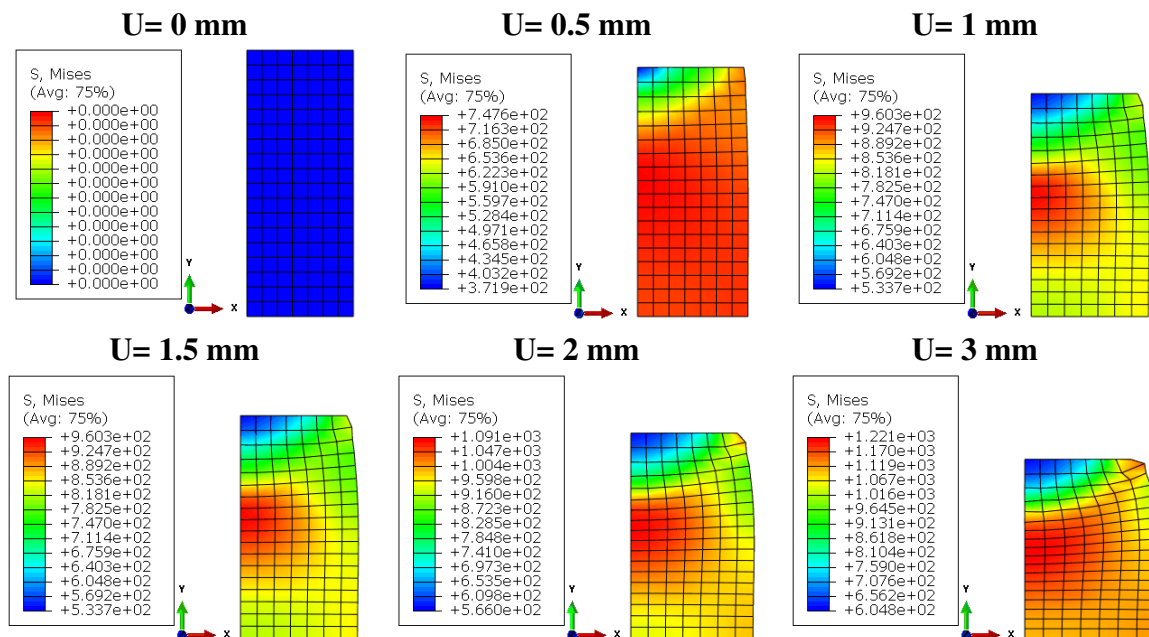


FIGURE 3.24 – Évolution du contour de la contrainte Von mises en fonction des déplacement pour la vitesse  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .

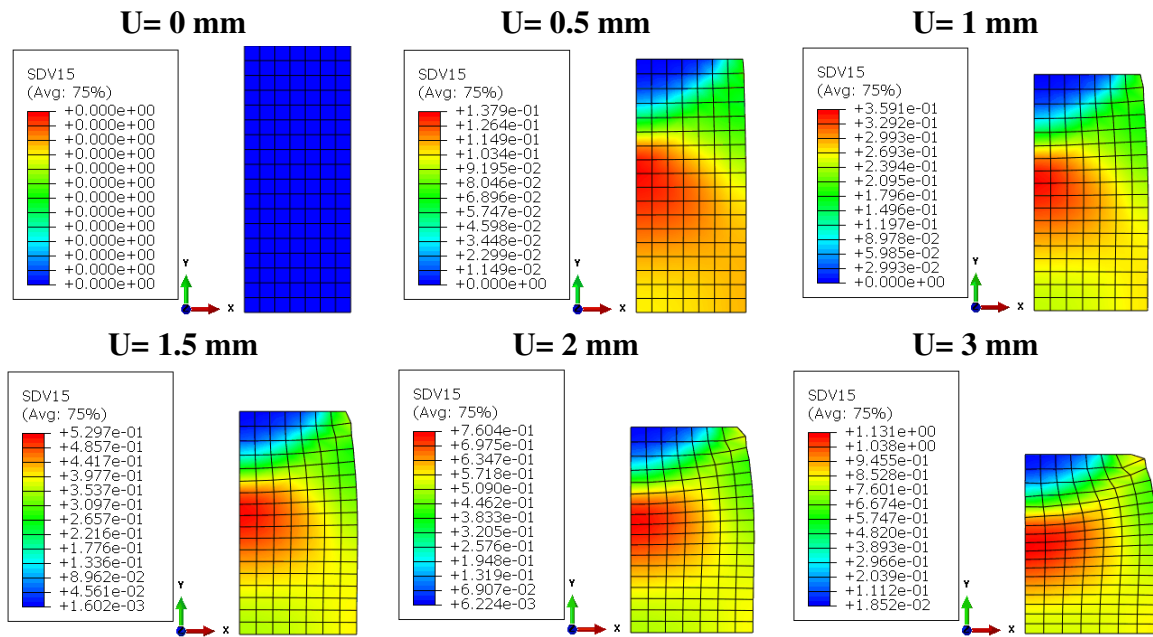


FIGURE 3.25 – Évolution du contour de la Déformation plastique en fonction des déplacement pour la vitesse  $V = 1 \text{ mm/min}$ .

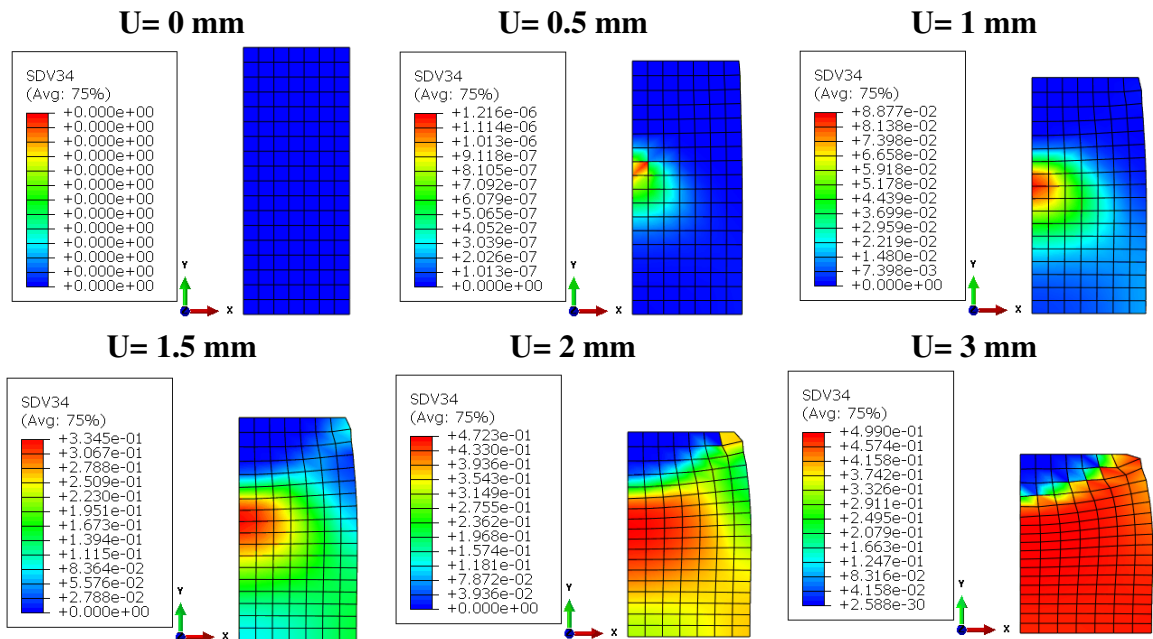


FIGURE 3.26 – Évolution du contour de la fraction martensitique en fonction des déplacement pour la vitesse  $V = 1 \text{ mm/min}$ .

La figure 3.27 présente la distribution de la fraction martensitique dans les lopins après écrasement. La figure 3.28 montre les courbes de Von Mises, déformation plastique et fraction martensitique en fonction de la déformation dans des éléments ciblés. Une forte fraction de la martensite est focalisée dans le cœur du lopin. La figure 3.29 présente la variation de la contrainte de mises et la fraction martensitique au long des path 1, 2 et 3.

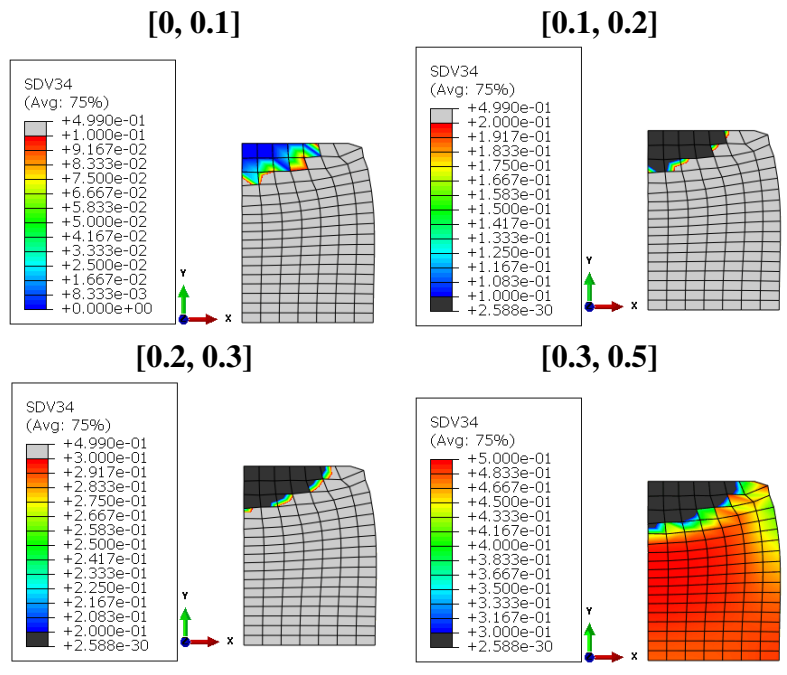
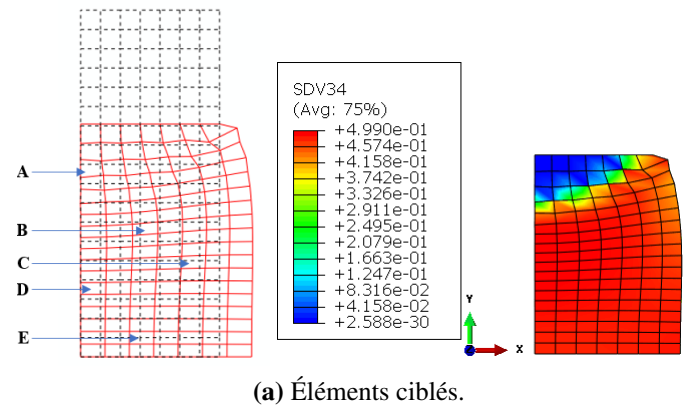
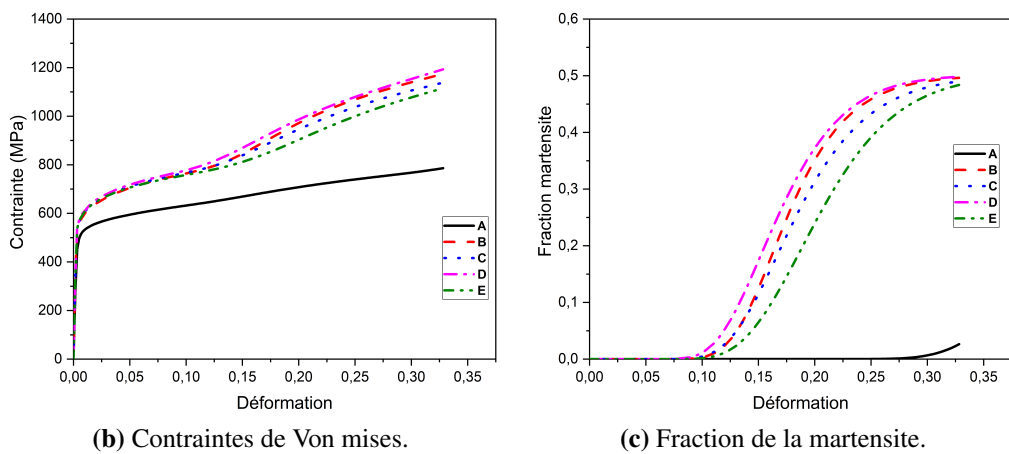


FIGURE 3.27 – Distribution de la quantité de la martensite dans les lopins pour la vitesse  $V = 1mm/min$ .



(a) Éléments ciblés.



(b) Contraintes de Von mises.

(c) Fraction de la martensite.

FIGURE 3.28 – Courbe des éléments de chaque contour pour la vitesse  $V = 1mm/min$ .

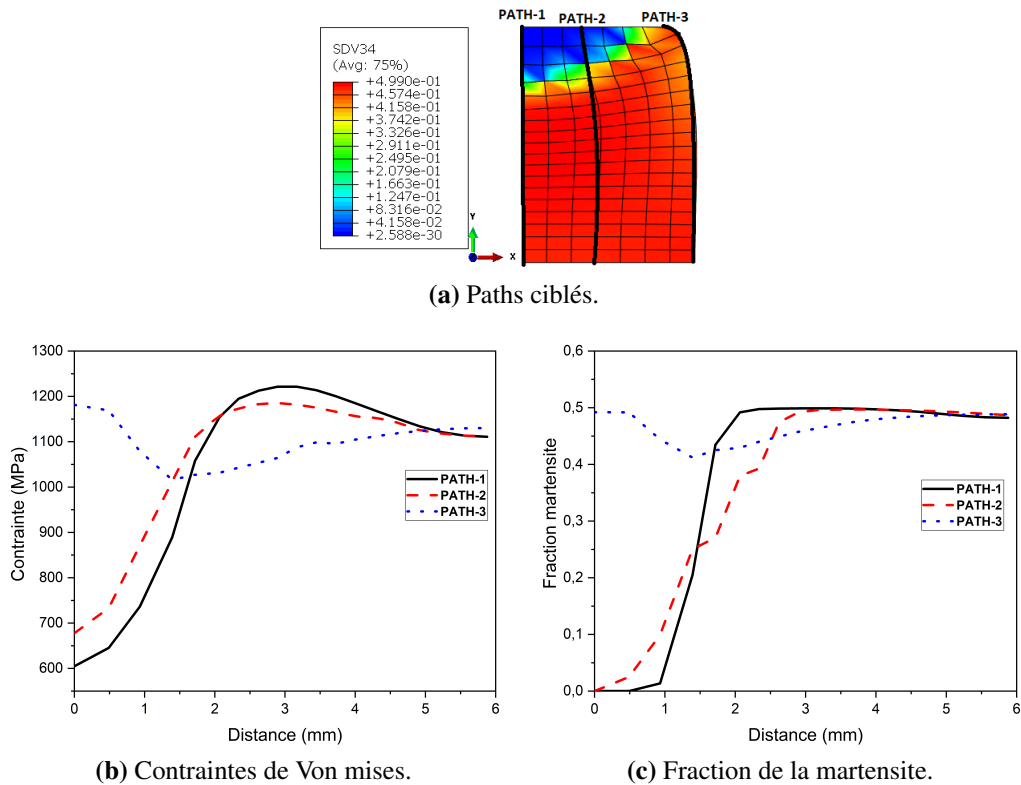


FIGURE 3.29 – Courbe des éléments de chaque PATH pour la vitesse  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .

### 3.5.3.2 Vitesse de déformation $V = 10\text{mm}/\text{min}$

La figure 3.30 présente une comparaison entre les courbes contrainte déformation dans le cas expérimentale et numérique avec l'évolution de la fraction martensitique numérique. Le résultats obtenus sont très proches des résultats expérimentaux, le modèle implémenté reproduit fidèlement le comportement biphasé du comportement des lopins sous écrasement quasi statique pour la vitesse de  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .

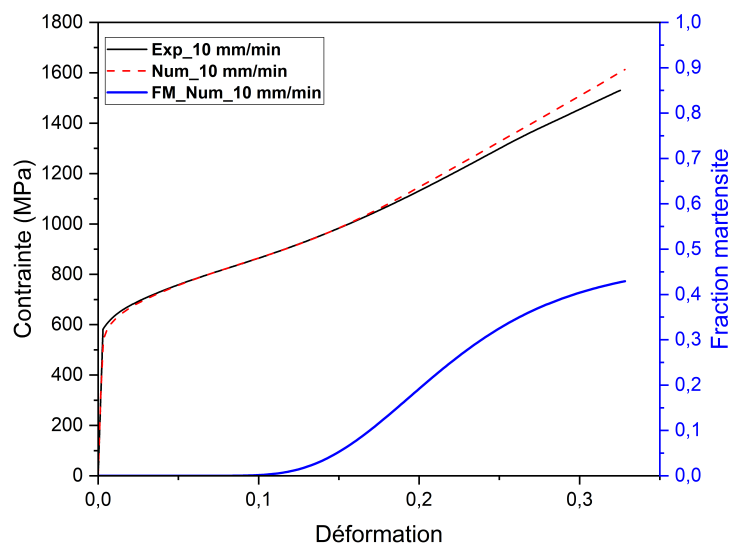
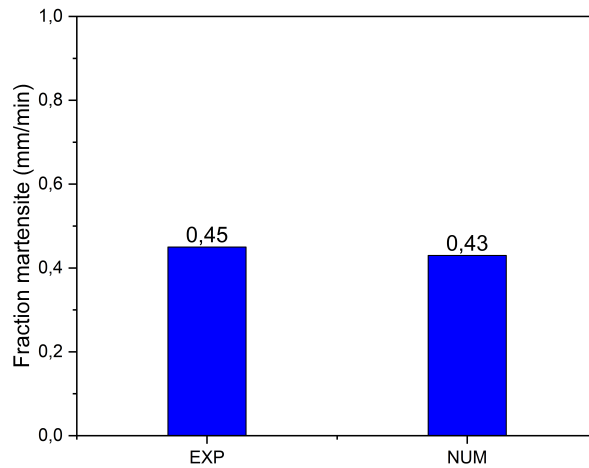


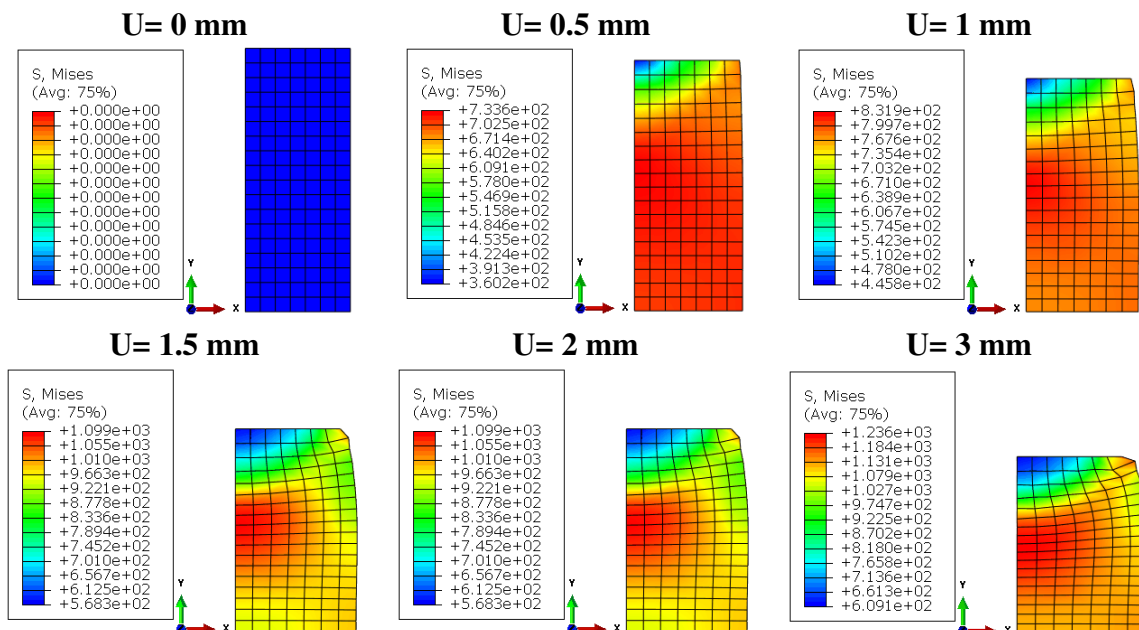
FIGURE 3.30 – Comparaison des courbes de contrainte déformation expérimentales et numériques avec évolution de la fraction martensitique numérique pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .

La figure 3.31 présente une comparaison entre la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimentale. La fraction martensitique numérique est très proche de la valeur expérimentale.



**FIGURE 3.31** – Comparaison de la fraction martensitique expérimentale et numérique pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .

Les figures 3.32, 3.33 et 3.34 montrent respectivement l'évolution du contour des contraintes de Von mises, déformation plastique et fraction martensitique en fonction des déplacement pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .



**FIGURE 3.32** – Évolution du contour de la contrainte Von mises en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .

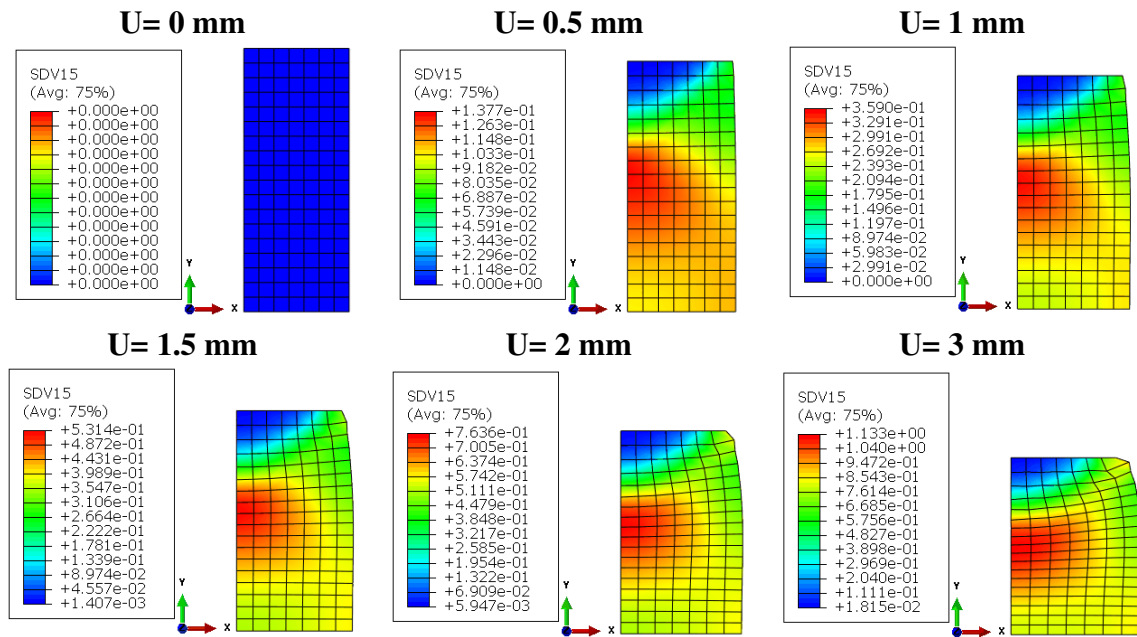


FIGURE 3.33 – Évolution du contour de la Déformation plastique en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .

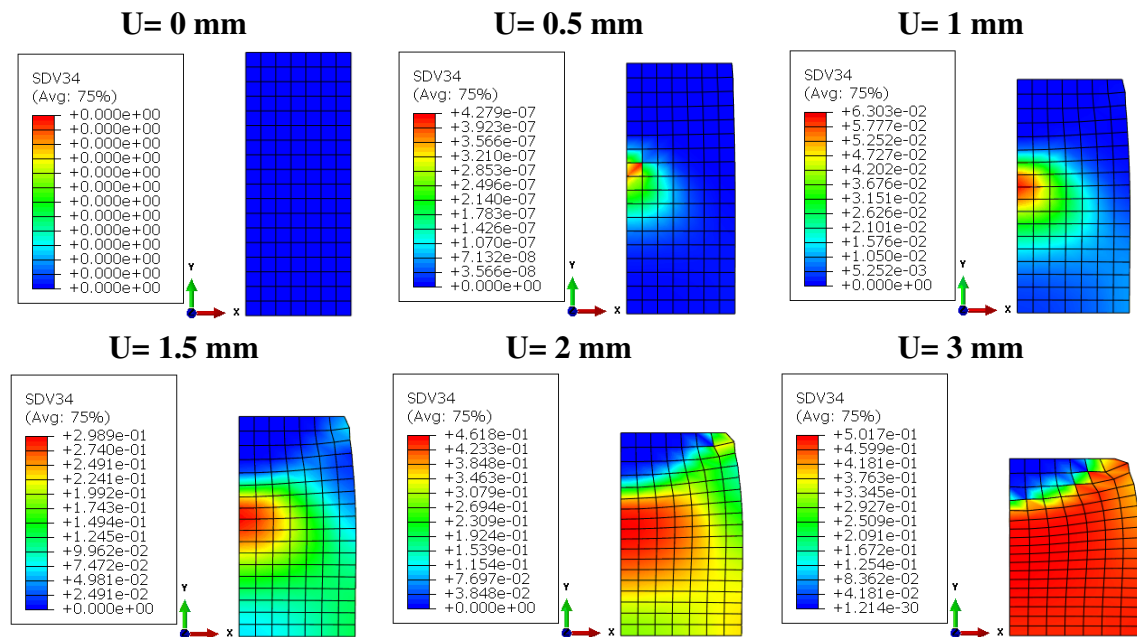


FIGURE 3.34 – Évolution du contour de la fraction martensitique en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .

La figure 3.35 présente la distribution de la fraction martensitique dans les lopins après écrasement. La figure 3.36 montre les courbes de Von Mises, déformation plastique et fraction martensitique en fonction de la déformation dans des éléments ciblés. La figure 3.37 présente la variation de la contrainte de mises et la fraction martensitique au long des paths 1, 2 et 3.

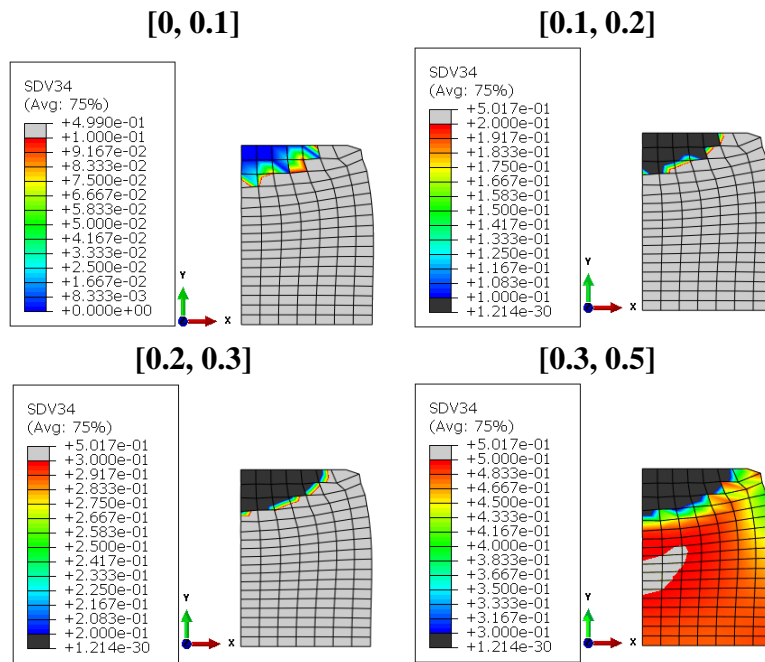
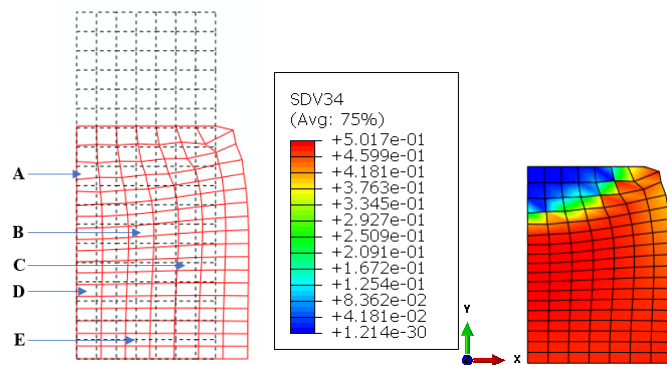
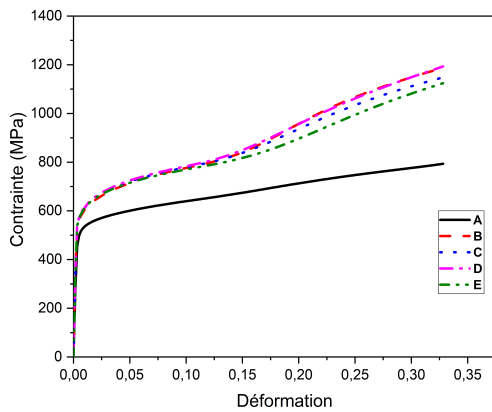


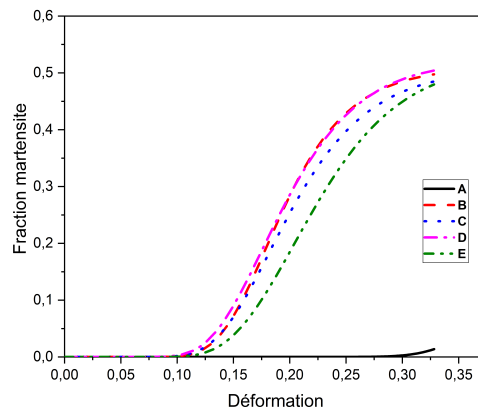
FIGURE 3.35 – Distribution de la quantité de la martensite dans les lopins pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .



(a) Éléments ciblés.



(b) Contrainte de Von mises.



(c) Fraction de la martensite.

FIGURE 3.36 – Courbes des éléments de chaque contour pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$

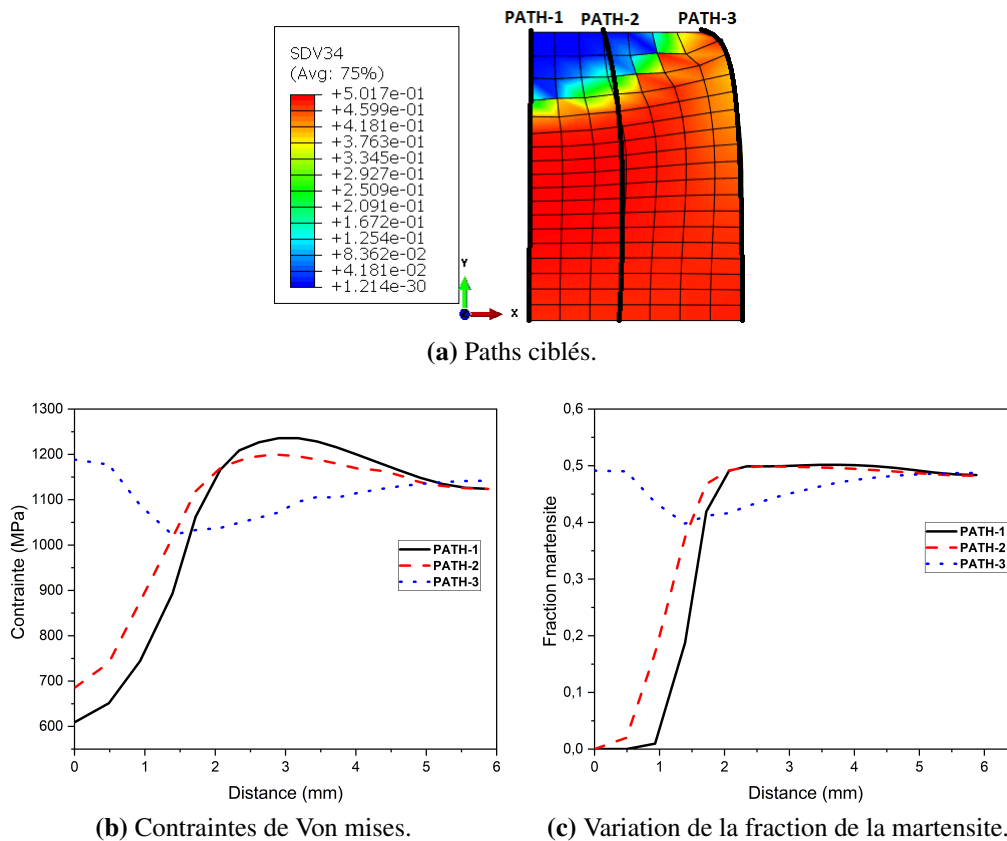


FIGURE 3.37 – Courbes des éléments de chaque contour pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .

### 3.5.3.3 Vitesse de déformation $V = 100\text{mm}/\text{min}$

La figure 3.38 montre une comparaison entre les courbes contrainte déformation expérimentale et numérique avec l'évaluation de la fraction martensitique numérique. Cette comparaison montre une reproduction fidèle des résultats expérimentaux par le modèle implémenté.

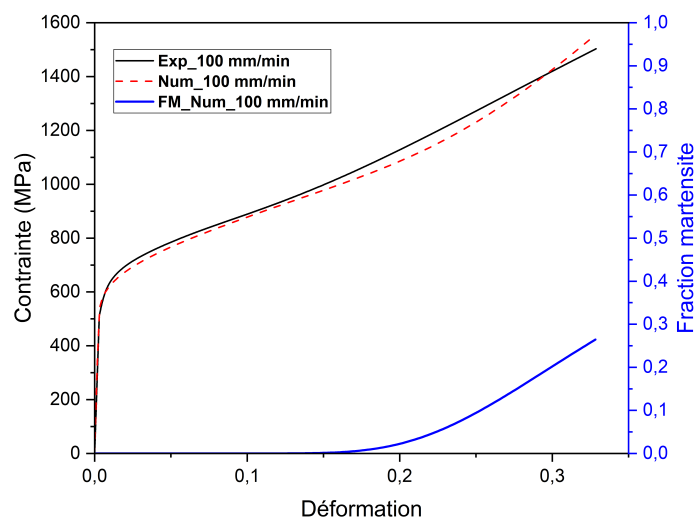


FIGURE 3.38 – Comparaison des courbes contrainte déformation expérimentales et numériques avec évolution de la fraction martensitique numérique.

La figure 3.39 présente une comparaison entre la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimentale. La valeur numérique de la fraction numérique est très proche de la valeurs expérimentale.

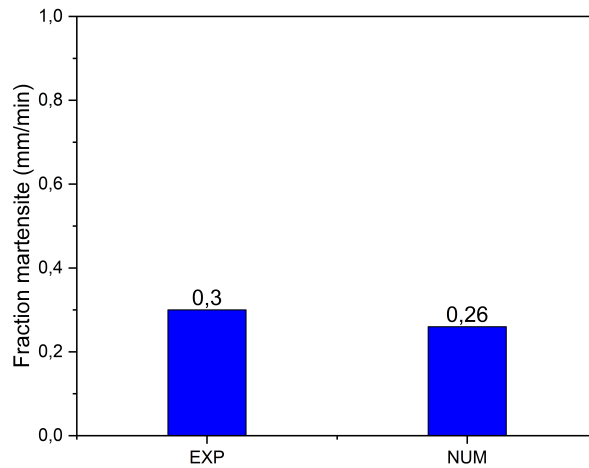


FIGURE 3.39 – Comparaison de la fraction martensitique expérimentale et numérique.

Les figures 3.40, 3.41 et 3.42 montrent respectivement l'évolution du contour des contraintes de Von mises, déformation plastique et fraction martensitique en fonction des déplacement pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .

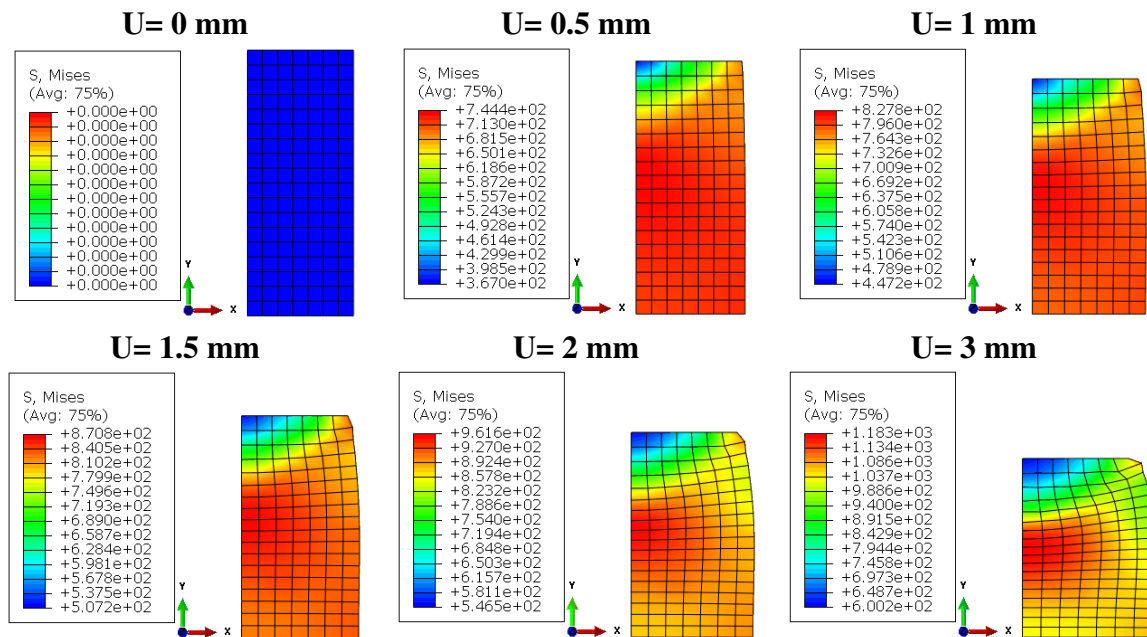


FIGURE 3.40 – Évolution du contour de la contrainte Von mises en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .

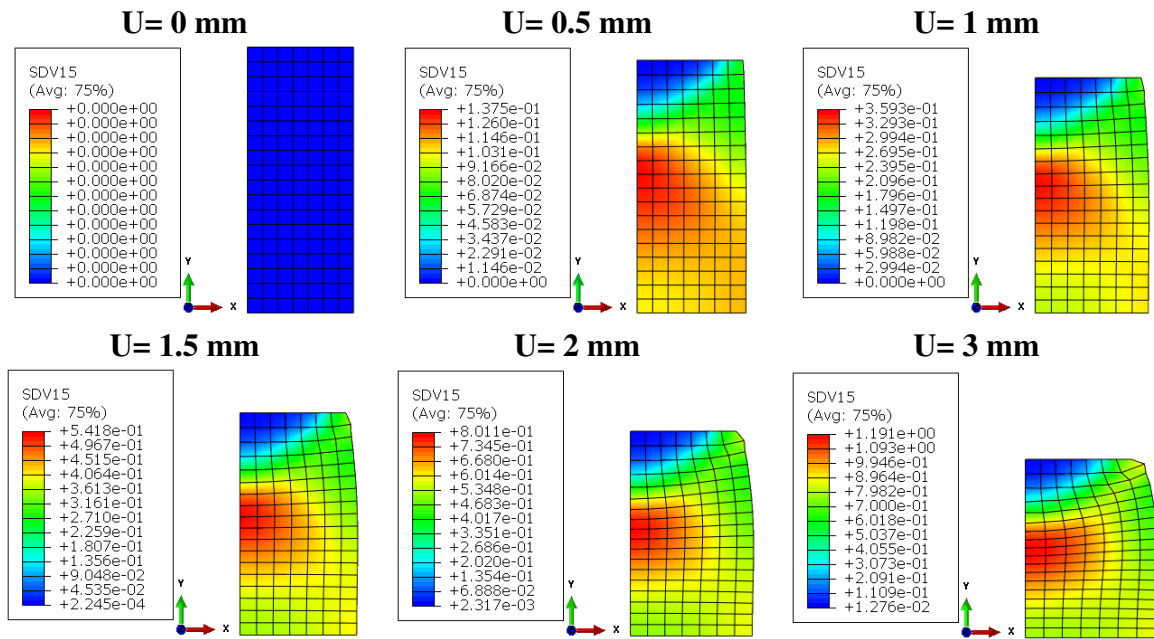


FIGURE 3.41 – Évolution du contour de la Déformation plastique en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 100 \text{ mm/min}$ .

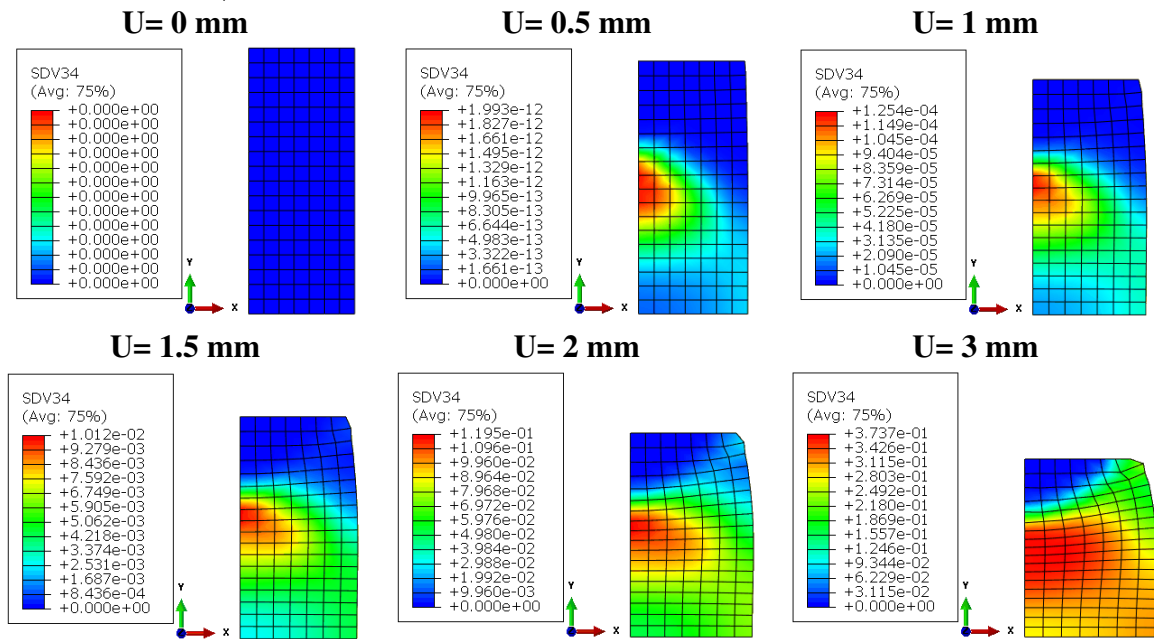


FIGURE 3.42 – Évolution du contour de la fraction martensitique en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 100 \text{ mm/min}$ .

La figure 3.43 présente la distribution de la fraction martensitique dans les lopins après écrasement. La figure 3.44 montre les courbes de Von Mises, déformation plastique et fraction martensitique en fonction de la déformation dans des éléments ciblés. La figure 3.45 présente la variation de la contrainte de mises et la fraction martensitique au long des path 1, 2 et 3.

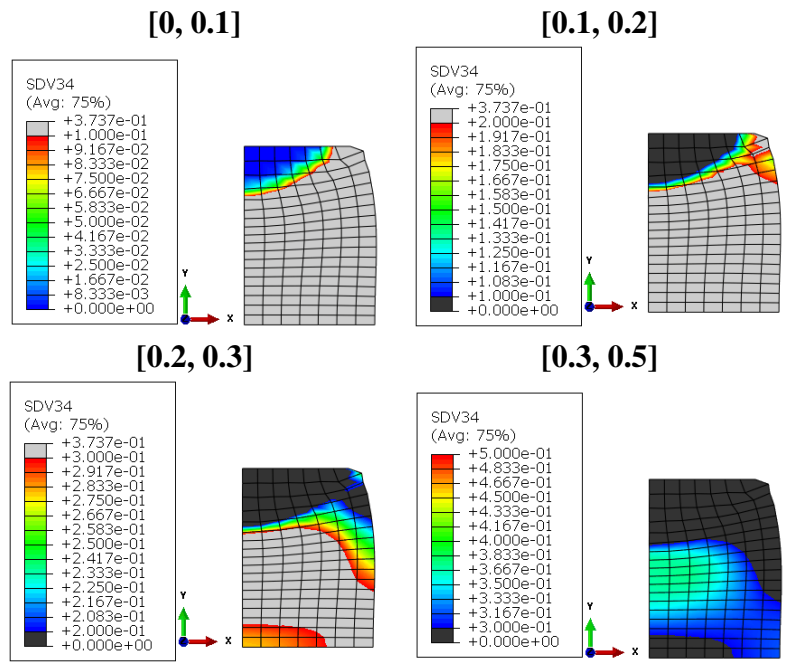


FIGURE 3.43 – Distribution de la quantité de la martensite dans les lopins pour la vitesse  $V = 100 \text{ mm/min}$ .

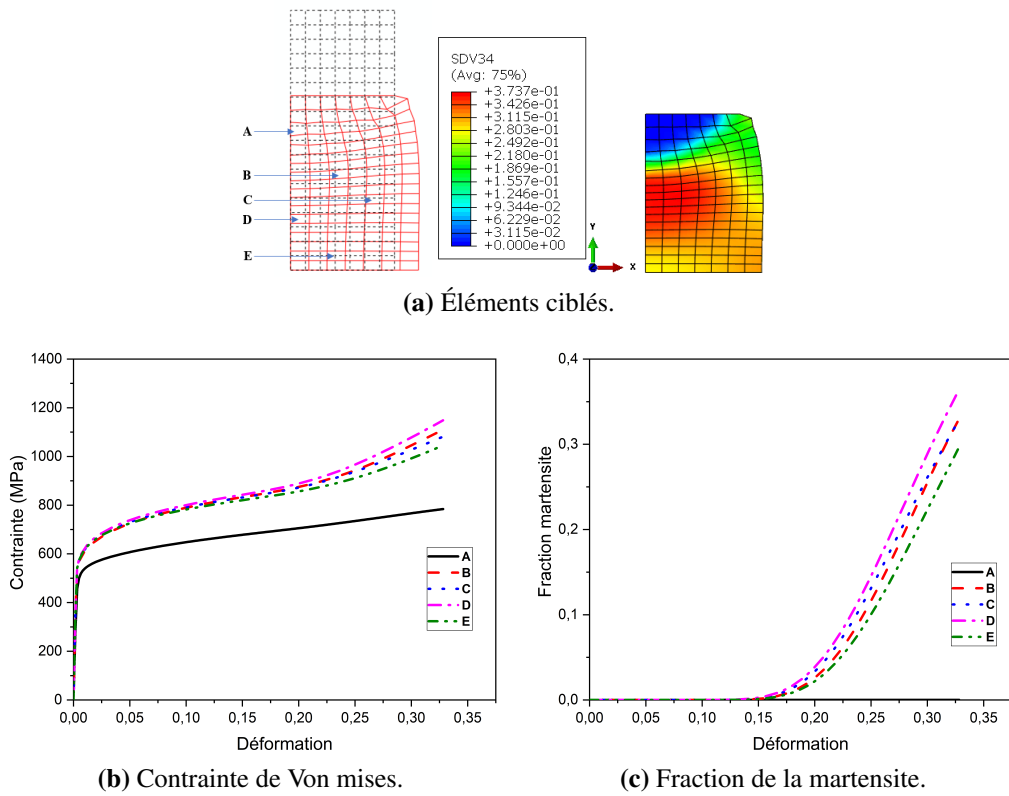


FIGURE 3.44 – Courbes des éléments de chaque contour pour la vitesse  $V = 100 \text{ mm/min}$ .

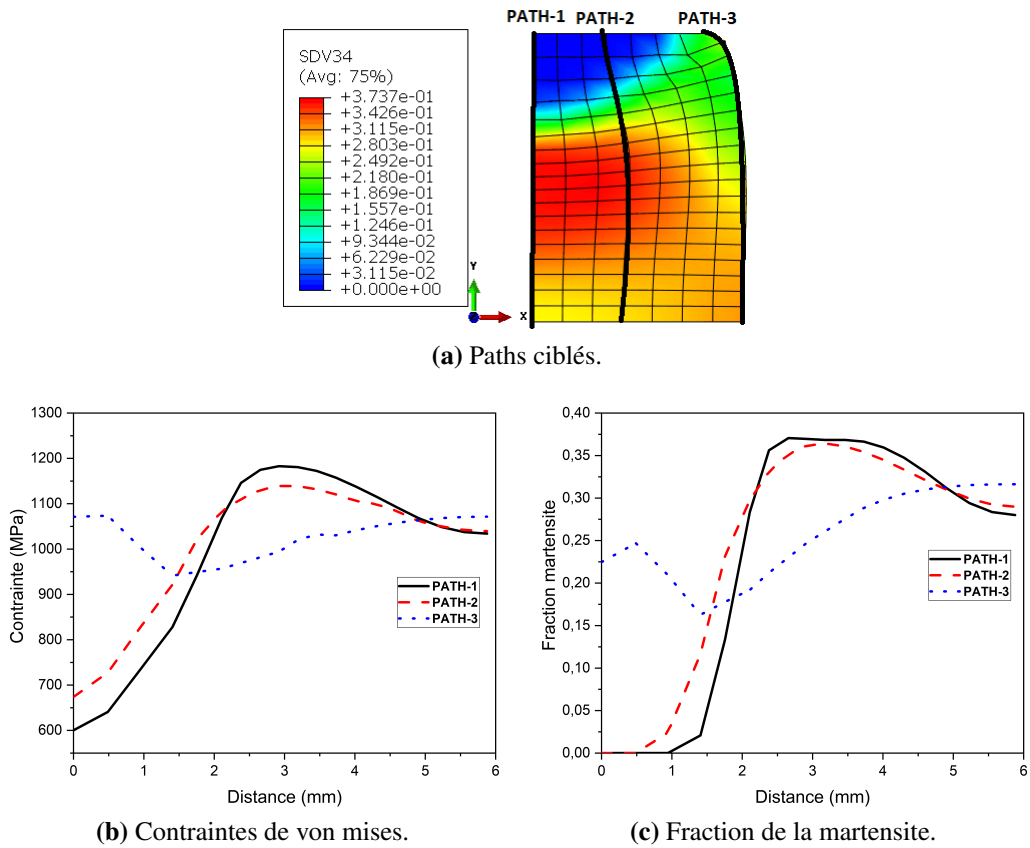


FIGURE 3.45 – Courbe des éléments de chaque contour pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .

### 3.6 Simulation tubes sous chargement quasi statique

#### 3.6.1 Condition aux limites et paramètres du modèle

La figure 3.46 présente les conditions aux limites appliqués sur lopins. Une vitesse est imposée sur le plateau haut par un contre un encastrement est imposé sur le plateau bas. Le maillage adopté est un maillage de type C3D8R.

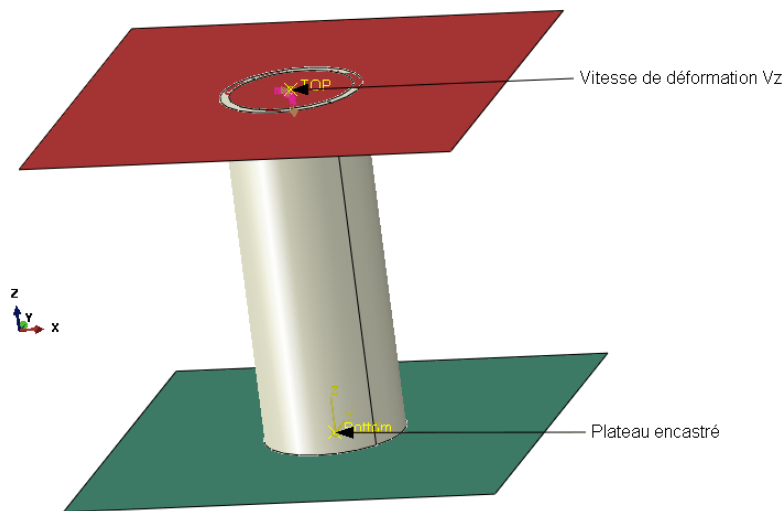


FIGURE 3.46 – Les conditions aux limites imposées sur l'éprouvette.

Les [tableaux 7](#) et [8](#) montrent, respectivement, les paramètres de modèle avec Abed-Voyadjis dans le cas des structures FCC (austénite) et BBC (martensite). Le [tableau 9](#) regroupe les paramètres du modèle de la cinétique de la transformation.

$Y_m(MPa)$	$\hat{Y}(MPa)$	$B(MPa)$	$\beta_2(K^{-1})$	$\eta_0^{VP}$	$q_1$	$q_2$	$m$	$C$
500	1000	720	0.00005	10e-7	1.5	0.5	0.4	40

**Tableau 7** – Les paramètres de Abed-Voyadjis BCC austénite

$Y_a(MPa)$	$B(MPa)$	$\beta_2(K^{-1})$	$\bar{\eta}_0^{VP}$	$q_1$	$q_2$	$m$
800	500	0.0000564	10e6	1.5	0.5	0.9

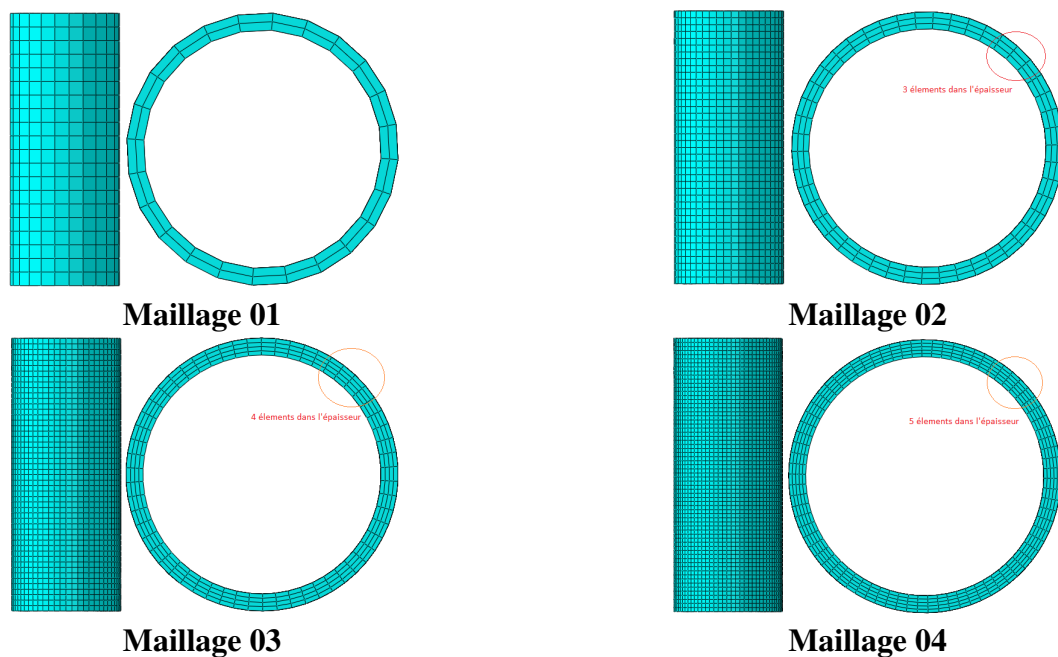
**Tableau 8** – Les paramètres de Abed-Voyadjis FCC martensite

$\lambda_0$	$\lambda$	$\zeta$
3	0.4	7

**Tableau 9** – Les paramètres de cinétique de la formation de de la martensite.

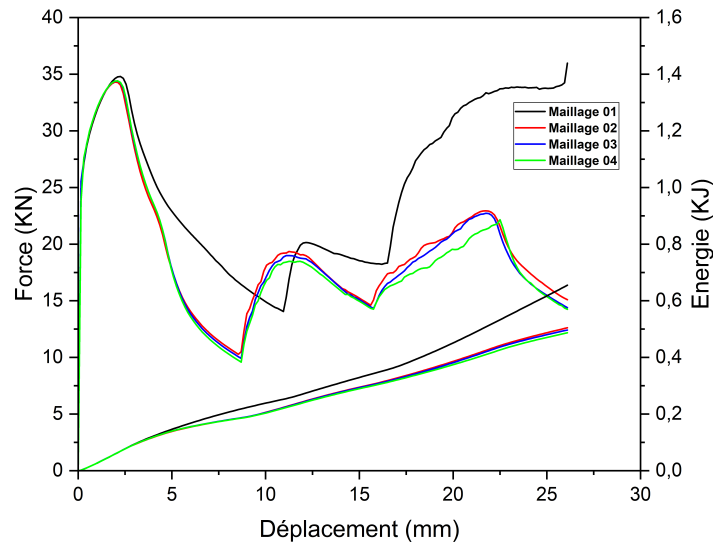
### 3.6.2 Étude de l'influence de la taille de maillage sur le comportement

Pour étudier l'effet de la taille de maillage sur le comportement mécanique de l'acier étudié, nous avons testé quatre différentes taille de maillage présentées dans la [figure 3.47](#).

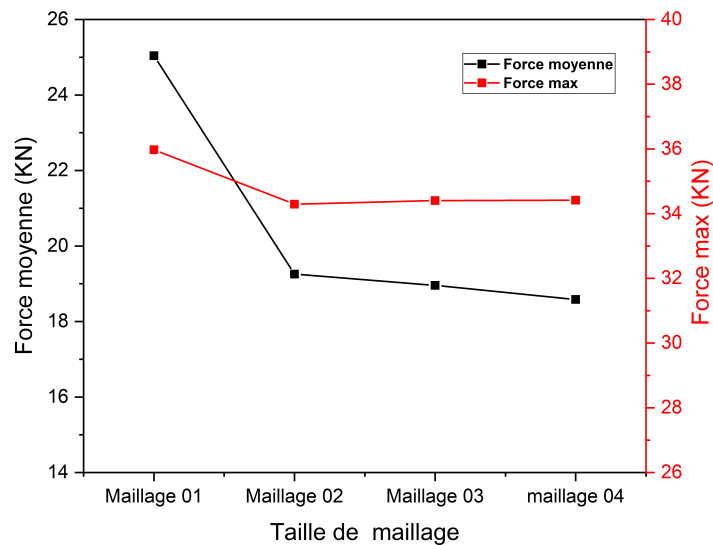


**FIGURE 3.47** – Différentes taille de maillage testées.

Les [figures 3.48](#) et [3.49](#) montrent respectivement une comparaison des courbes contrainte-déformation et les courbes force maximales et moyennes pour les quatre variantes de la taille du maillage.



**FIGURE 3.48** – Comparaison des courbes contrainte/Énergie-déformation et pour les trois variantes de taille de maillage



**FIGURE 3.49** – Comparaison des courbes Force max/force moyenne-déplacement et pour les trois variantes de taille de maillage

Les [figure 3.50](#) et [3.51](#) présentent la distribution des contraintes de Von mises sur l'éprouvette ainsi que la déformation plastique équivalente. La [figure 3.52](#) illustre la forme de déformation du profil des tubes . Les résultats montrent que la reproduction numérique du comportement mécanique de l'acier est indépendante de la taille de maillage à part le maillage 01.

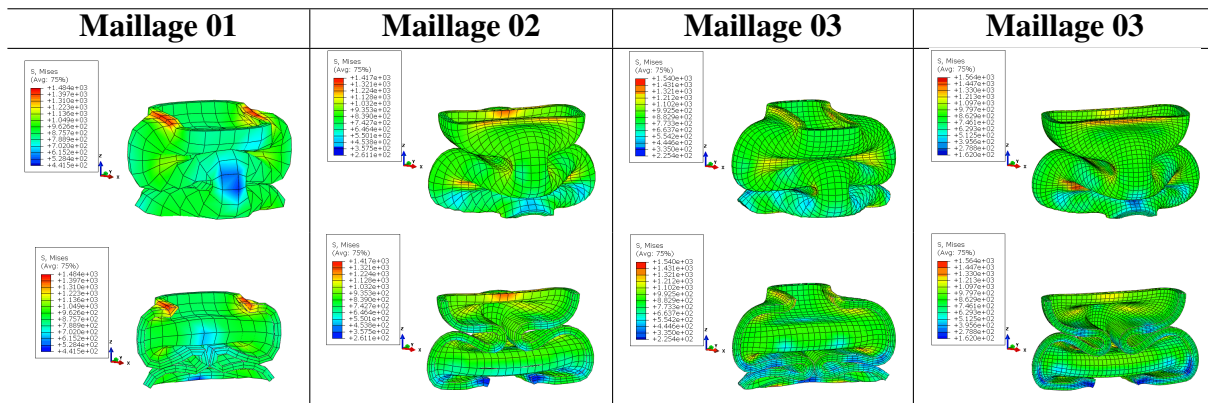


FIGURE 3.50 – Contour des contraintes de Von mises sur l'éprouvette après écrasement.

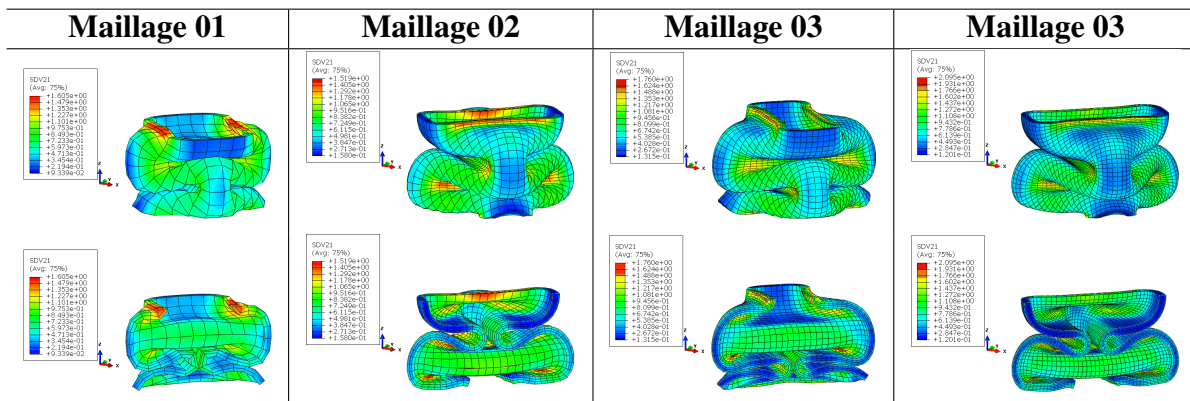


FIGURE 3.51 – Contour de déformation plastique équivalente après écrasement

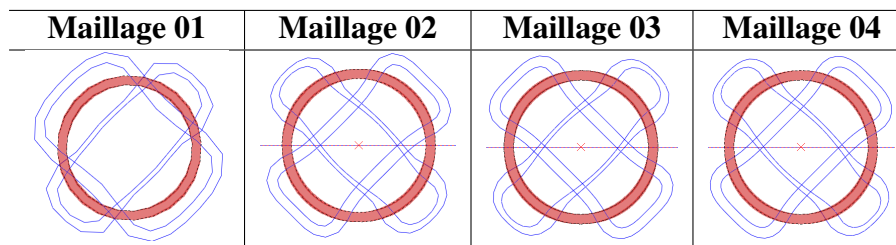


FIGURE 3.52 – Déformation profile des tubes pour les différents taille de maillage.

### 3.6.3 Résultats des simulation des tubes quasi statique

#### 3.6.3.1 Vitesse de déformation $V = 1\text{mm}/\text{min}$

La figure 3.53 montre une comparaison des courbes force-déplacement expérimentale et numérique avec l'évaluation de l'énergie expérimentale et numérique. Les résultats obtenus numériquement montrent une reproduction correcte du comportement des tubes sous écrasement à une vitesse de  $1\text{mm}/\text{min}$ . La figure 3.54 présente une comparaison entre la déformation des tubes en mode diamant dans le cas expérimentale et numériques, le modèle implémenté dans le code de calcul donne le même mode de déformation expérimentale ( mode diamant).

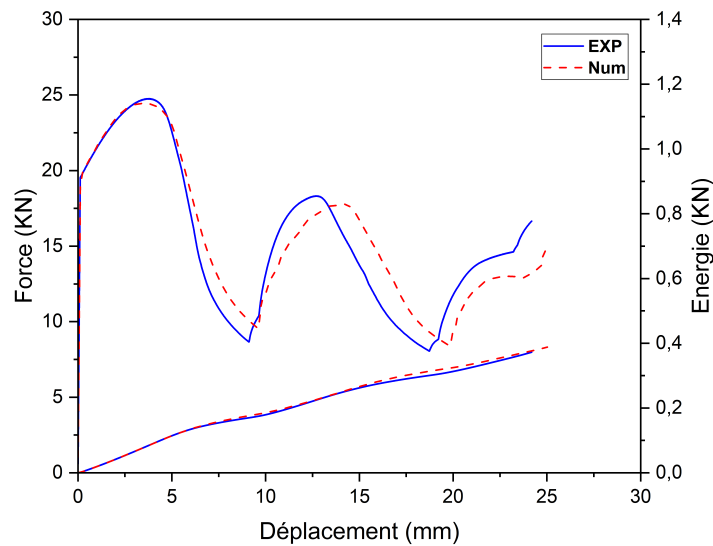


FIGURE 3.53 – Comparaison Courbe de contrainte déformation expérimentale et numérique avec évaluation de l’énergie absorbée pour la vitesse  $V = 1mm/min$ .

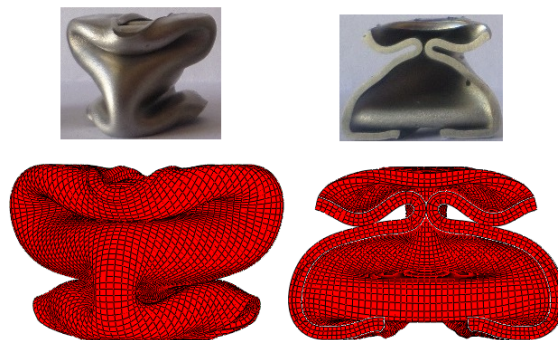


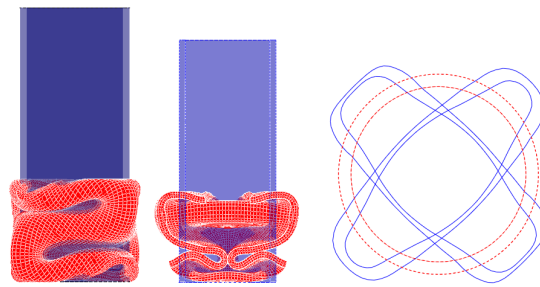
FIGURE 3.54 – Comparaison mode déformation numérique et expérimentale pour la vitesse  $V = 1mm/min$ .

La figure 3.55 montre une comparaison entre l’évaluation numérique et expérimentale de la déformation des tubes en fonction de déplacement, le modèle de AV montrant une grande cohérence entre l’évaluation de la forme de déformation des tubes sous écrasement axial. La déformation des tubes commence par un plis de la base du tube suivit par le plis de haut du tubes.



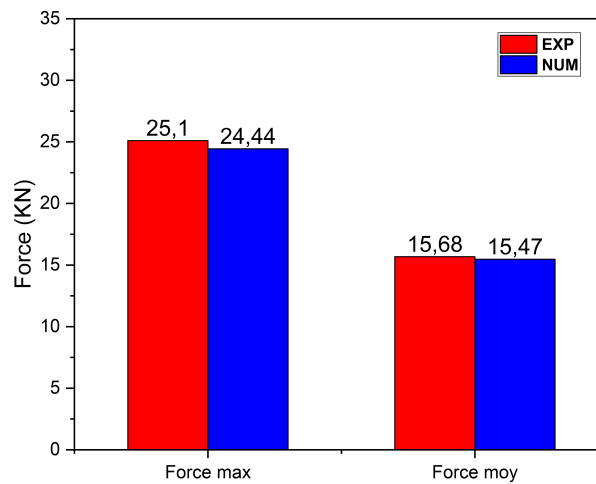
FIGURE 3.55 – Comparaison entre l’évolution numérique et expérimentale de la déformation des tubes en fonction de déplacement pour la vitesse  $V = 1mm/min$ .

La figure 3.56 montre une comparaison de la forme des tubes avant et après déformation ainsi que le déformation des profils circulaire de la base et de haut des tubes en forme ovale croisée.

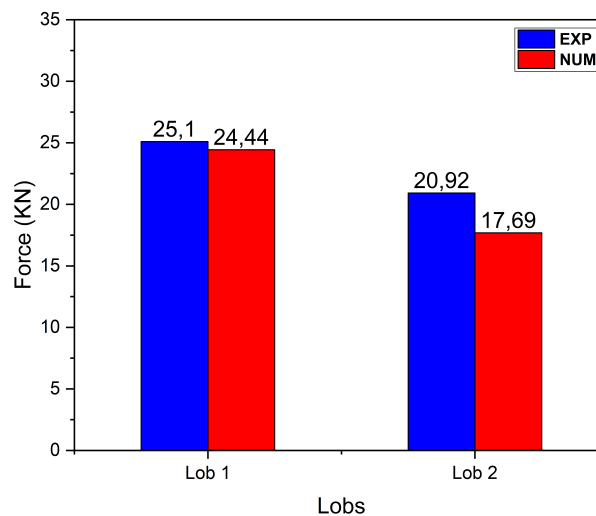


**FIGURE 3.56** – Comparaison forme des tubes avant et après déformation pour la vitesse  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .

La [figure 3.57](#) illustre une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces moyenne et maximale. Les résultats montrent une cohérence entre les forces max et moyennes obtenus expérimentalement et numériquement. La [figure 3.58](#) démontre une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour la valeurs de la force dans chaque lob. La force générant le premier plis dégradent de 2.4% en formant le deuxième plis.

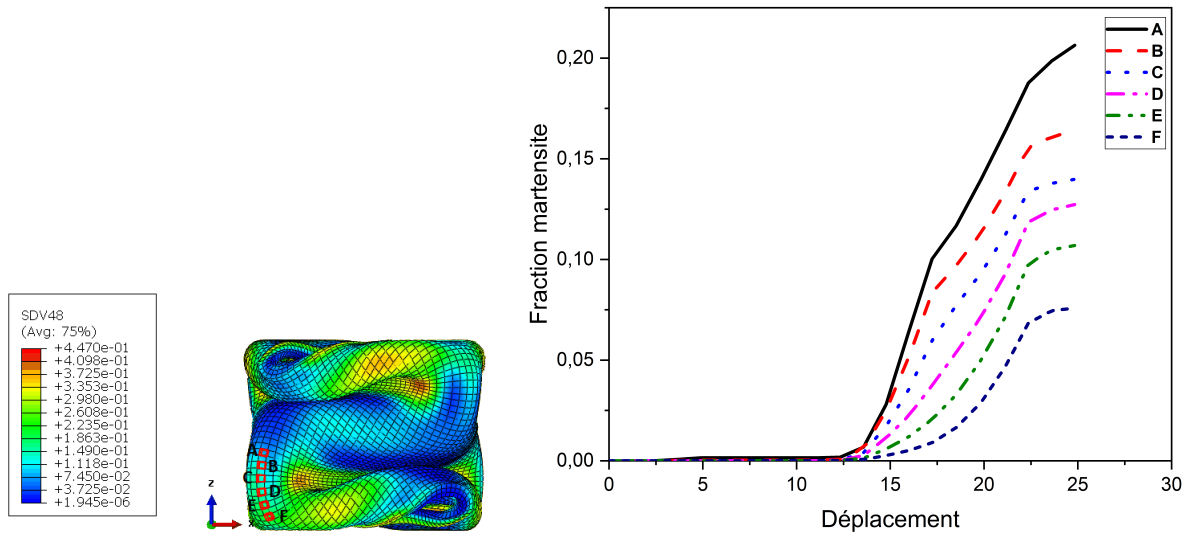


**FIGURE 3.57** – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces moyenne et maximale pour la vitesse  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .

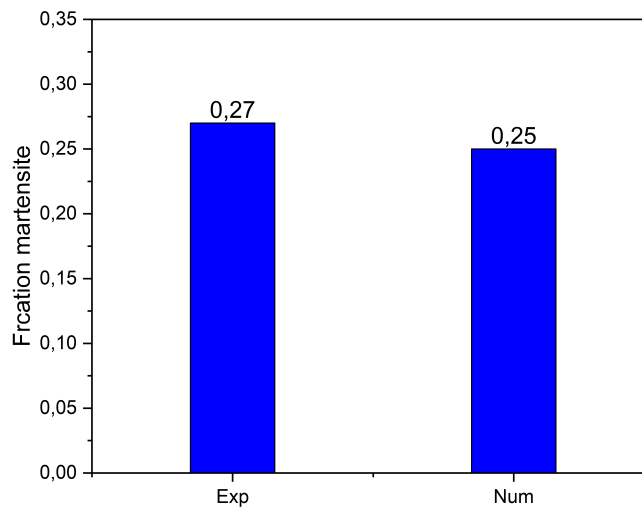


**FIGURE 3.58** – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces dans chaque lobs la vitesse pour la vitesse  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .

La figure 3.59 montre l'évaluation de la fraction martensitique numérique dans les zones A et B. La figure 3.60 présente comparaison de la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimental. Le modèle de la cinétique de la transformation choisie détecte correctement la fraction martensitique formée après écrasement.



**FIGURE 3.59** – Évolution de la fraction martensitique numérique dans les zones A et B pour la vitesse  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .



**FIGURE 3.60** – Comparaison de la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimentales pour la vitesse  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .

Les figures 3.61, 3.62 et 3.63 montrent respectivement l'évaluation du contour des contraintes de Von mises, déformation plastique et fraction martensite en fonction des déplacements ainsi que des vues de coupe. Les valeurs max de ces quantités montrent une valeur max dans les zones de la génération des plis. La figure 3.64 présente la distribution de la fraction martensitique dans les tubes après écrasement quasi statique.

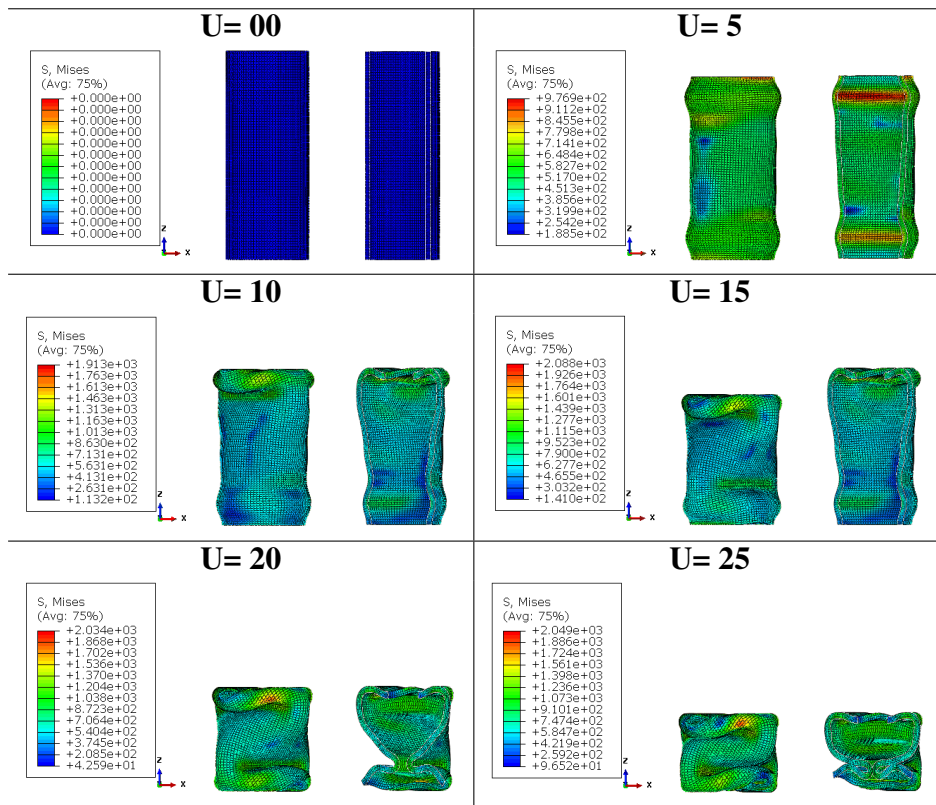


FIGURE 3.61 – Évolution du contour de la contrainte Von mises en fonction des des déplacements pour la vitesse  $V = 1mm/min$ .

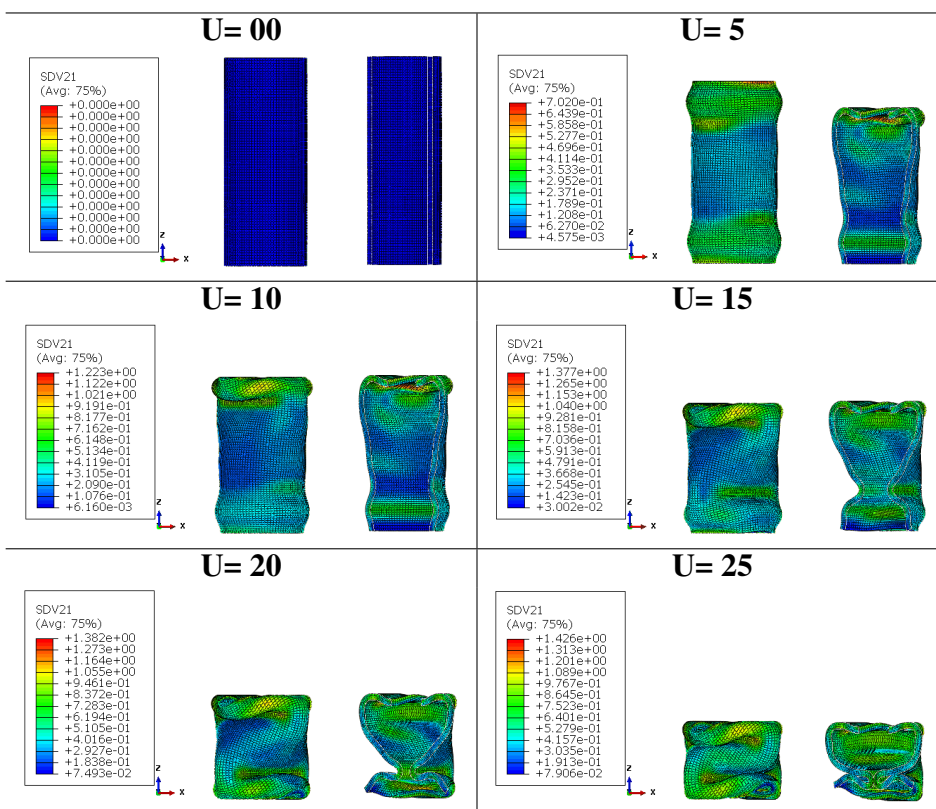


FIGURE 3.62 – Évolution du contour de la Déformation plastique en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 1mm/min$ .

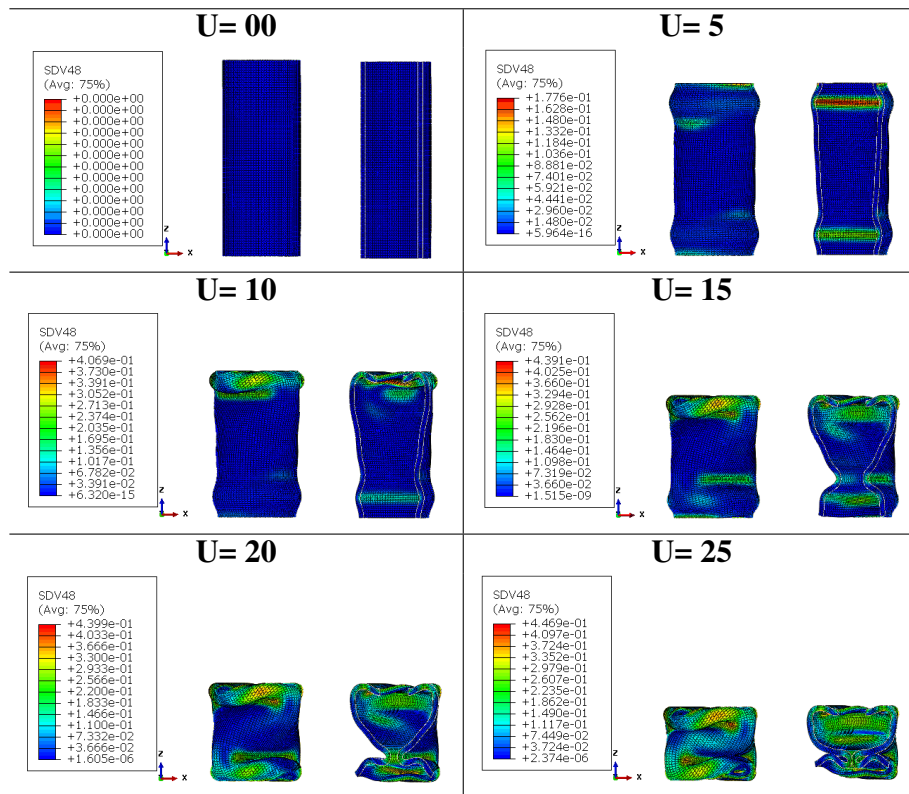


FIGURE 3.63 – Évolution du contour de la fraction martensitique en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .

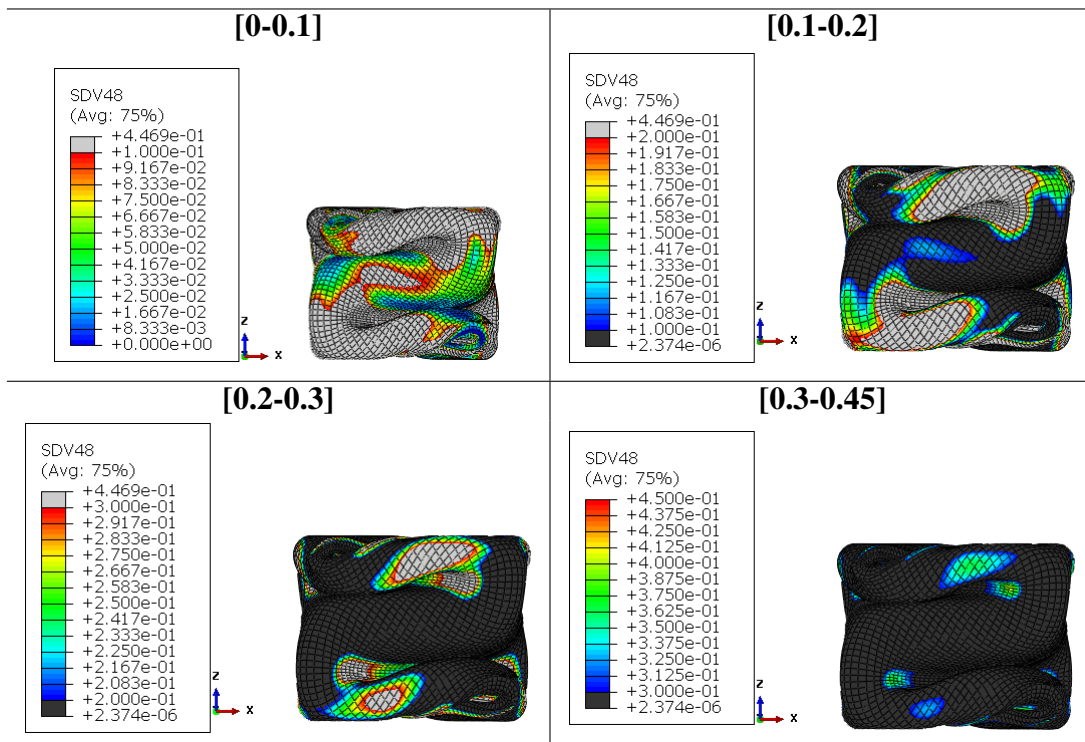
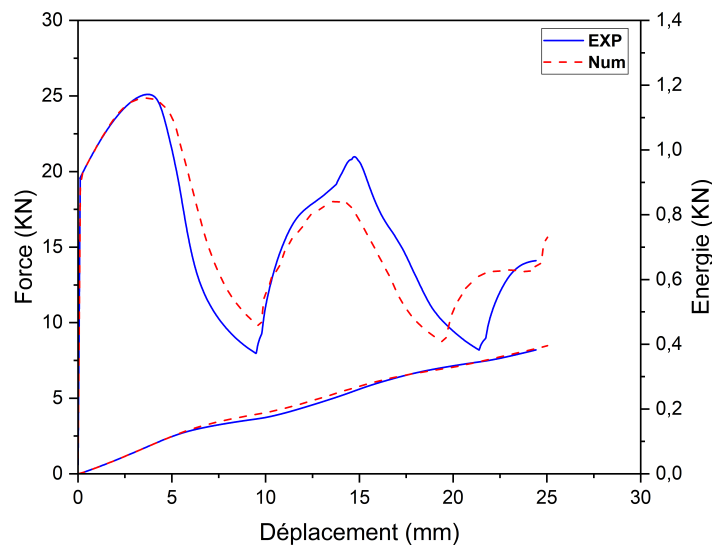


FIGURE 3.64 – Évaluation de contour de la fraction martensitique pour la vitesse  $V = 1\text{mm}/\text{min}$ .

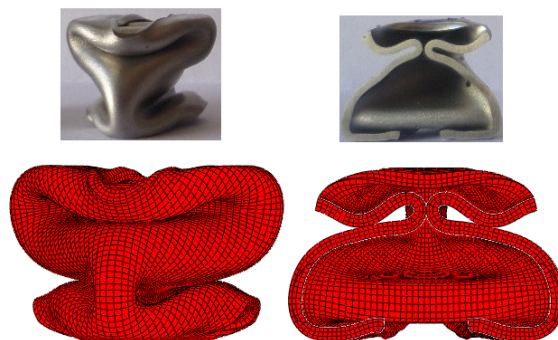
### 3.6.3.2 Vitesse de déformation $V = 10\text{mm}/\text{min}$

La [figure 3.65](#) montre une comparaison des courbes force-déplacement expérimentale et numérique avec l'évaluation de l'énergie expérimentale et numérique. Les résultats obtenus numériquement montrent une reproduction correcte du comportement des tubes sous écrasement à une vitesse de  $10\text{mm}/\text{min}$ .

La [figure 3.66](#) présente une comparaison entre la déformation des tubes en mode diamant dans le cas expérimentale et numériques, le modèle implémenté dans le code de calcul donne le même mode de déformation expérimentale ( mode diamant).

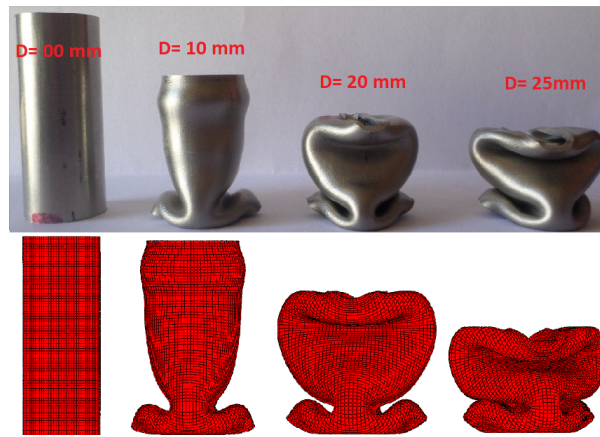


**FIGURE 3.65** – Comparaison des courbes force-déplacement expérimentale et numérique avec l'évaluation de l'énergie expérimentale et numérique pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .

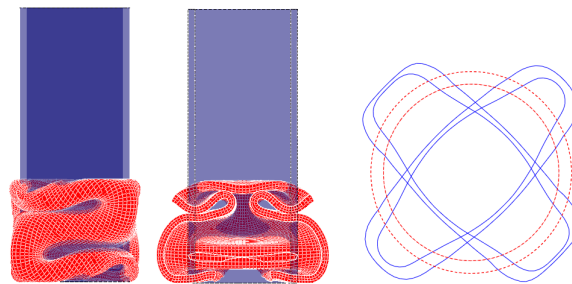


**FIGURE 3.66** – Comparaison entre la déformation des tubes en mode diamant dans le cas expérimentale et numériques pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .

La [figure 3.67](#) montre une comparaison entre l'évaluation numérique et expérimentale de la déformation des tubes en fonction de déplacement, le modèle de AV montrent une grande cohérence entre l'évaluation de la forme de déformation des tubes sous écrasement axial. La déformation des tubes commence par un plis de la base du tube suivit par le plis de haut du tubes. La [figure 3.56](#) montre une comparaison de la forme des tubes avant et après déformation ainsi que le déformation des profils circulaire de la base et de haut des tubes en forme ovale croisée .



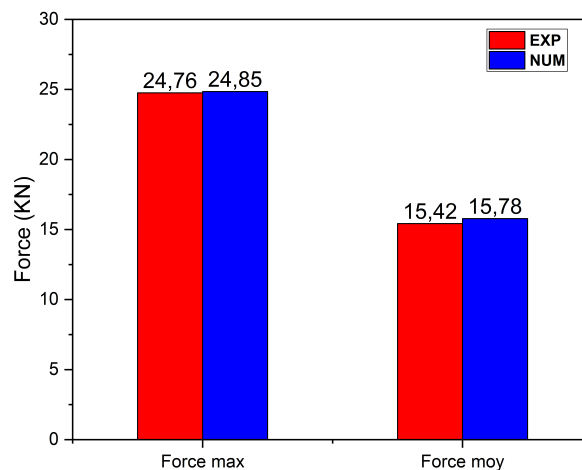
**FIGURE 3.67** – Comparaison entre l’évaluation numérique et expérimentale de la déformation des tubes en fonction de déplacement  $V = 10mm/min$ .



**FIGURE 3.68** – Comparaison forme des tubes avant et après déformation pour la vitesse  $V = 10mm/min$ .

La [figure 3.69](#) illustre une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces moyenne et maximale. Les résultats montrent une cohérence entre les forces max et moyennes obtenus expérimentalement et numériquement.

La [figure 3.70](#) démontre une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour la valeurs de la force dans chaque lob. La force générant le premier plis dégrader de 2.4% en formant le deuxième plis.



**FIGURE 3.69** – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces moyenne et maximale pour la vitesse  $V = 10mm/min$

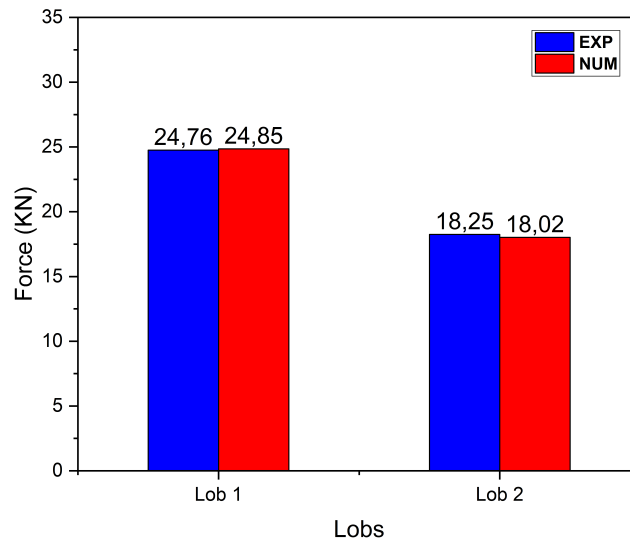


FIGURE 3.70 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces dans chaque lobs la vitesse pour la vitesse  $V = 10mm/min$ .

La figure 3.71 montre l'évaluation de la fraction martensitique numérique dans les zones A et B. La figure 3.72 présente comparaison de la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimental. Le modèle de la cinétique de la transformation choisie détecte correctement la fraction martensitique formée après écrasement.

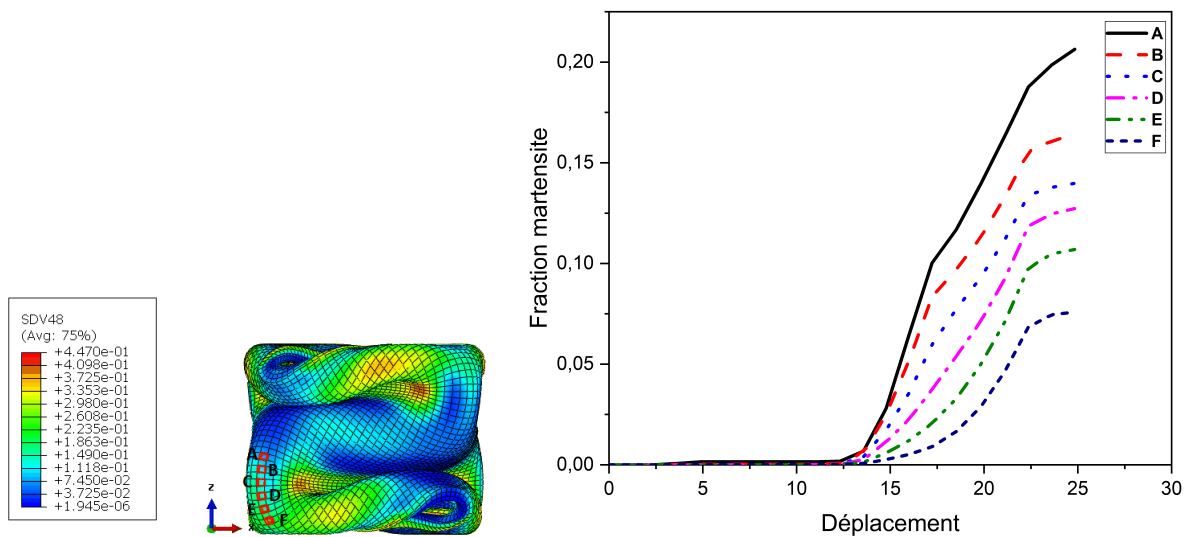


FIGURE 3.71 – Évaluation de la fraction martensitique numérique dans les zones A et B pour la vitesse  $V = 10mm/min$ .

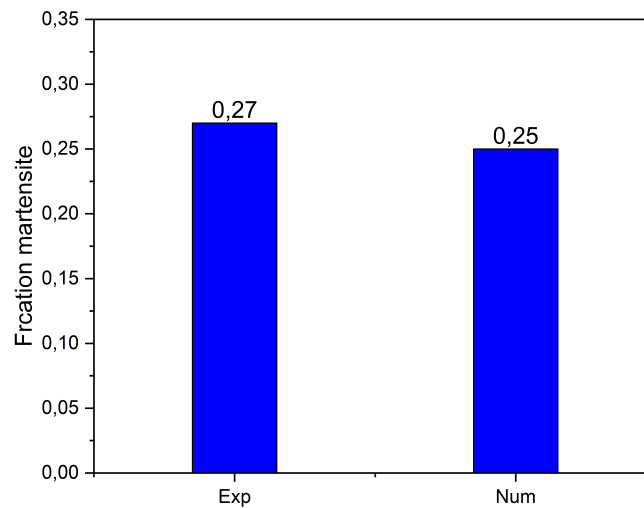


FIGURE 3.72 – Comparaison de la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimentales pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .

Les figures 3.73, 3.74 et 3.75 montrent respectivement l'évaluation du contour des contraintes de Von mises, déformation plastique et fraction martensite en fonction des déplacements ainsi que des vues de coupe. Les valeurs max des ces quantités montrent une valeur max dans la zones de la génération des plis. La figure 3.76 présente la distribution de la fraction martensitique dans les tubes après écrasement quasi statique.

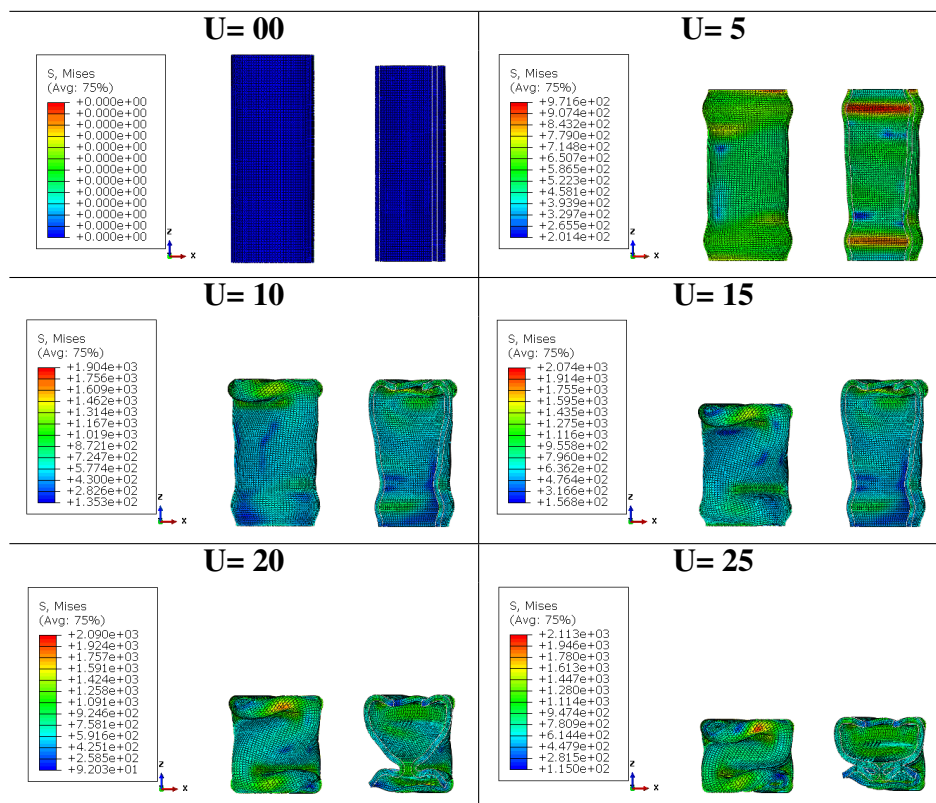


FIGURE 3.73 – Évolution du contour des contraintes de Von mises en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .

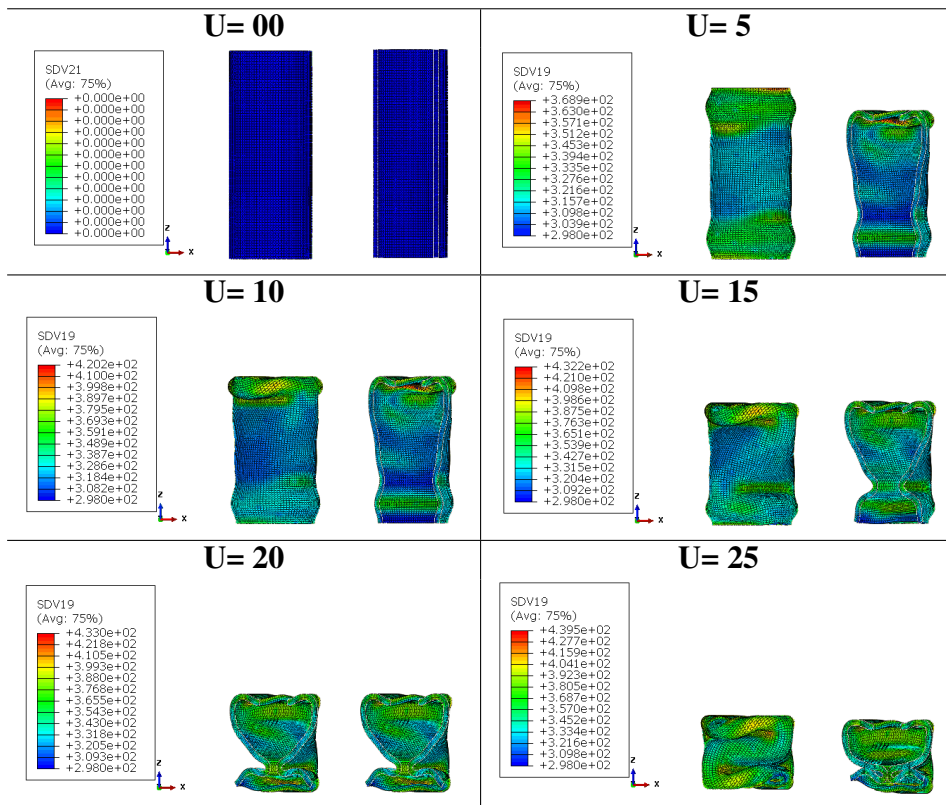


FIGURE 3.74 – Évolution du contour des contraintes de la déformation plastique en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 10 \text{ mm/min}$ .

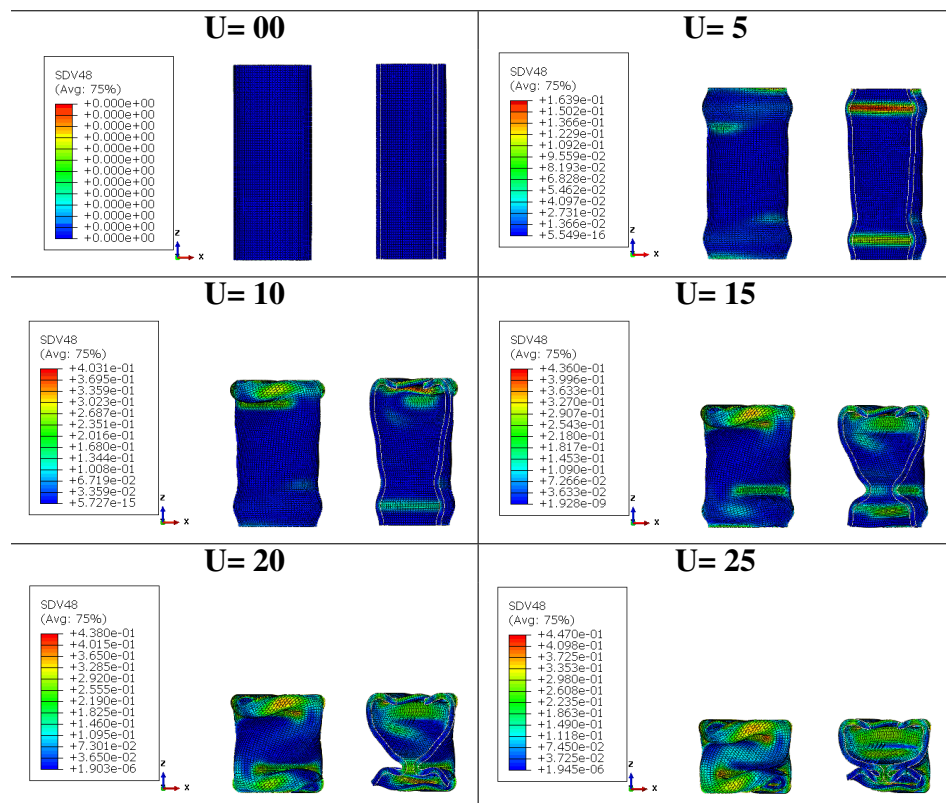


FIGURE 3.75 – Évolution du contour des contraintes de la fraction martensite en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 10 \text{ mm/min}$ .

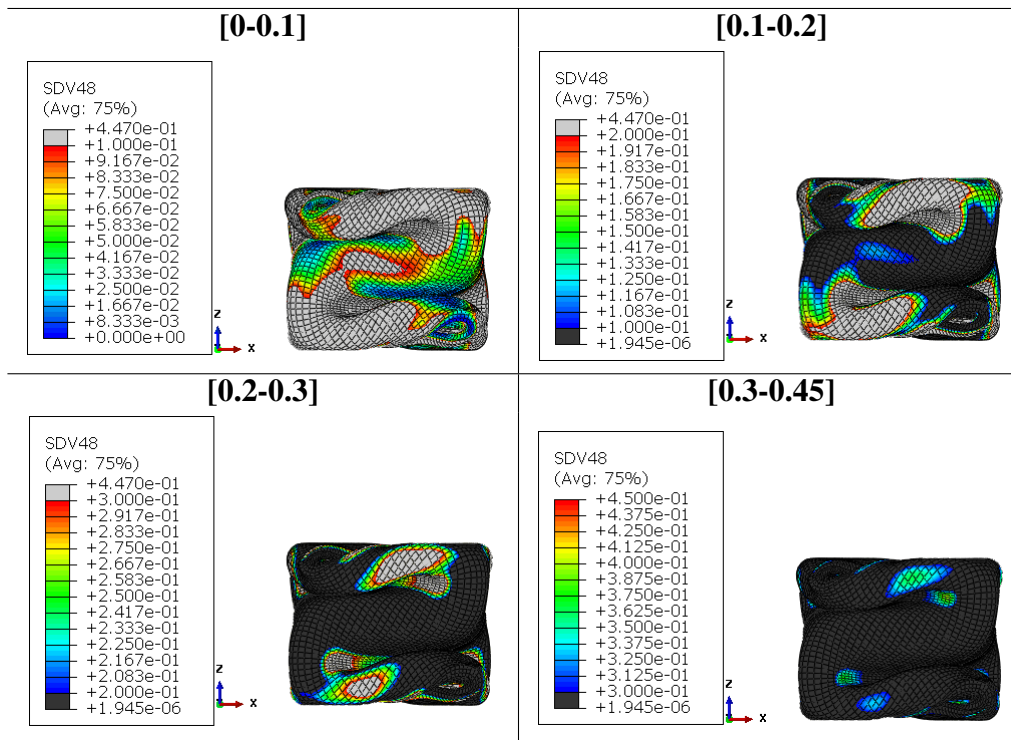


FIGURE 3.76 – Évolution de contour de la fraction martensitique pour la vitesse  $V = 10\text{mm}/\text{min}$ .

### 3.6.3.3 Vitesse de déformation $V = 100\text{mm}/\text{min}$

La figure 3.77 montre une comparaison des courbes force-déplacement expérimentale et numérique avec l'évaluation de l'énergie expérimentale et numérique. Les résultats obtenus numériquement montrent une reproduction correcte du comportement des tubes sous écrasement à une vitesse de  $100\text{mm}/\text{min}$ . La figure 3.78 présente une comparaison entre la déformation des tubes en mode diamant dans le cas expérimentale et numériques, le modèle implémenté dans le code de calcul donne le même mode de déformation expérimentale ( mode diamant).

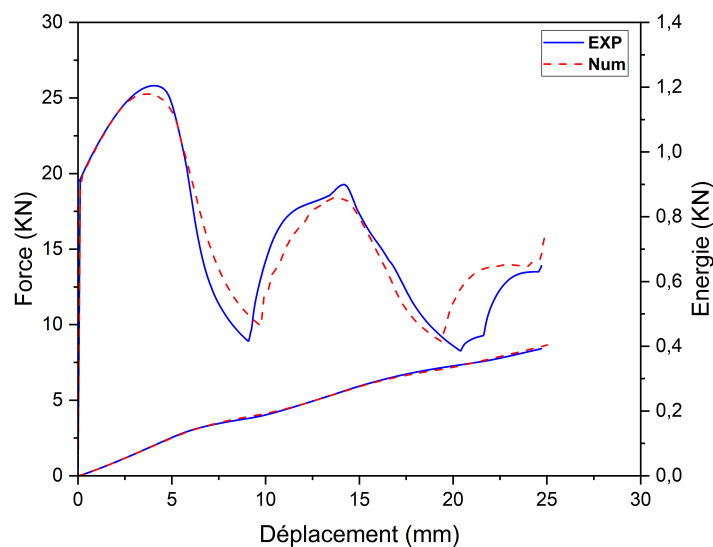
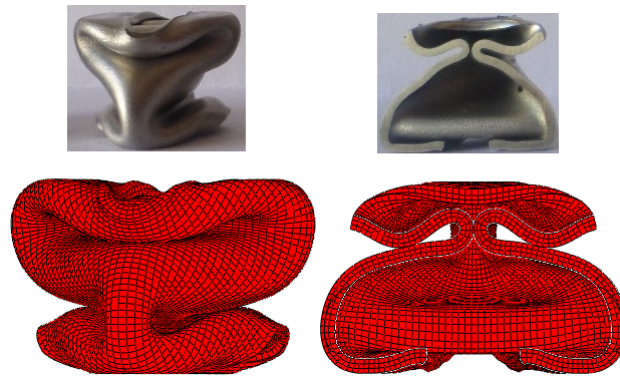


FIGURE 3.77 – Comparaison Courbe de contrainte déformation expérimentale et numérique avec évaluation de l'énergie absorbée pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .

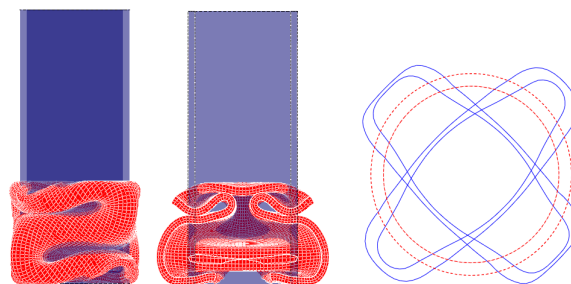


**FIGURE 3.78** – Comparaison entre la déformation des tubes en mode diamant dans le cas expérimentale et numériques pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$  .

La [figure 3.79](#) montre une comparaison entre l'évaluation numérique et expérimentale de la déformation des tubes en fonction de déplacement, le modèle de AV montrent une grande cohérence entre l'évaluation de la forme de déformation des tubes sous écrasement axial. La déformation des tubes commence par un plis de la base du tube suivit par le plis de haut du tubes. La [figure 3.80](#) montre une comparaison de la forme des tubes avant et après déformation ainsi que le déformation des profils circulaire de la base et de haut des tubes en forme ovale croisée.



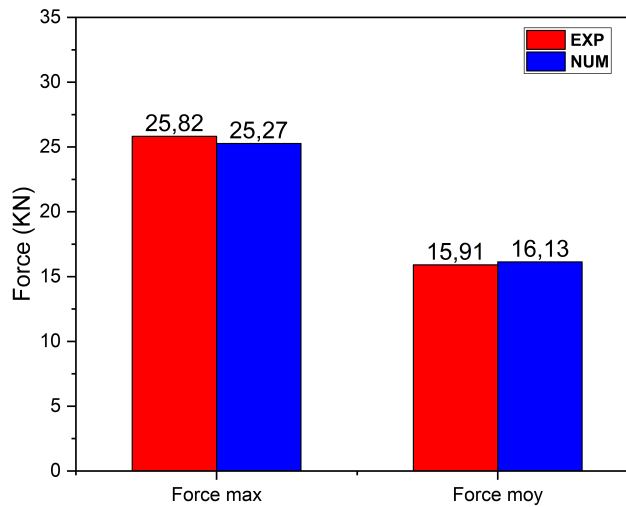
**FIGURE 3.79** – Comparaison entre l'évolution numérique et expérimentale de la déformation des tubes en fonction de déplacement pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$  .



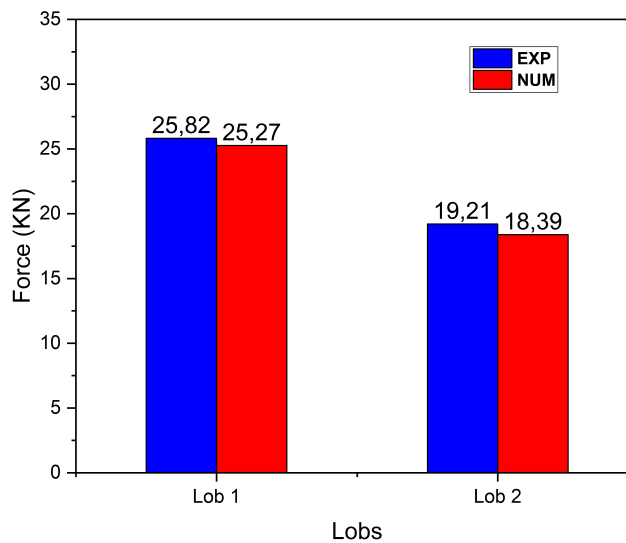
**FIGURE 3.80** – Comparaison des formes des tubes avant et après déformation pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .

La [figure 3.81](#) illustre une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les

forces moyenne et maximale. Les résultats montrent une cohérence entre les forces max et moyennes obtenus expérimentalement et numériquement. La [figure 3.82](#) démontre une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour la valeurs de la force dans chaque lob. La force générant le premier plis dégradent en formant le deuxième plis.

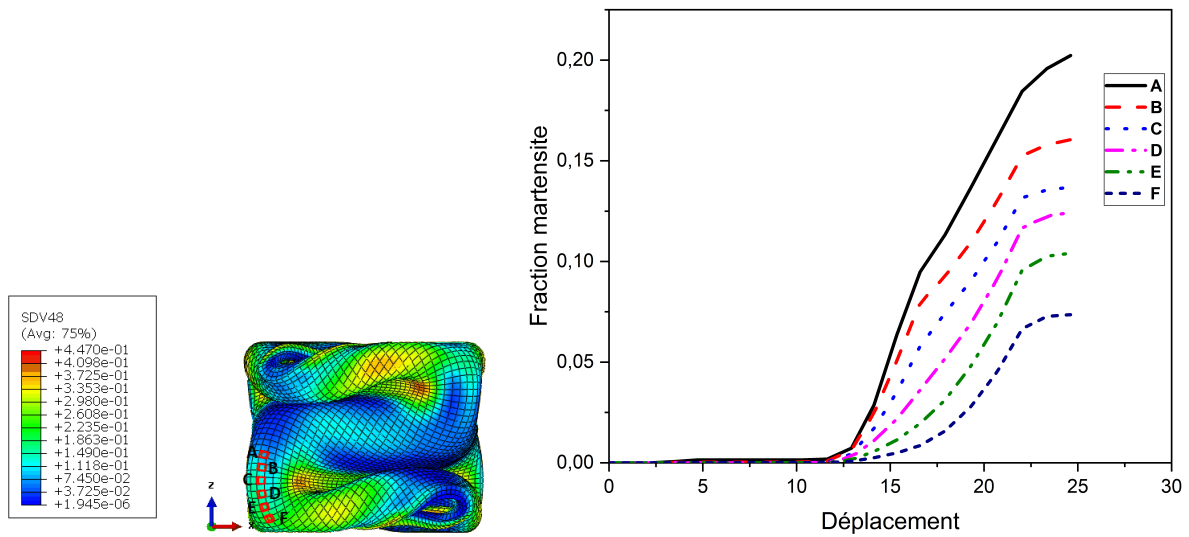


**FIGURE 3.81** – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour la valeurs de la force dans chaque lob pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .

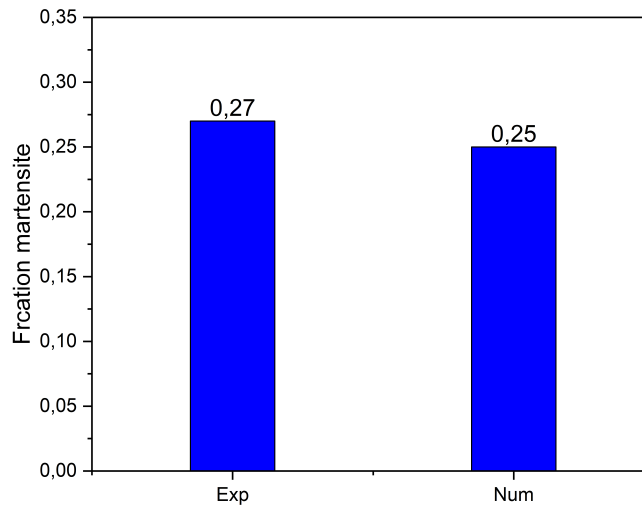


**FIGURE 3.82** – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour la valeurs de la force dans chaque lob pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .

La [figure 3.83](#) montre l'évaluation de la fraction martensitique numérique dans les zones A et B. La [figure 3.84](#) présente comparaison de la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimental. Le modèle de la cinétique de la transformation choisie détecte correctement la fraction martensitique formée après écrasement.



**FIGURE 3.83** – évaluation de la fraction martensitique numérique dans les zones A et B pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .



**FIGURE 3.84** – comparaison de la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimentale pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .

Les figures 3.85, 3.86 et 3.87 montrent respectivement l'évaluation du contour des contraintes de Von mises, déformation plastique et fraction martensite en fonction des déplacements ainsi que des vues de coupe. Les valeurs max de ces quantités montrent une valeur max dans les zones de la génération des plis. La figure 3.88 présente la distribution de la fraction martensitique dans les tubes après écrasement quasi statique.

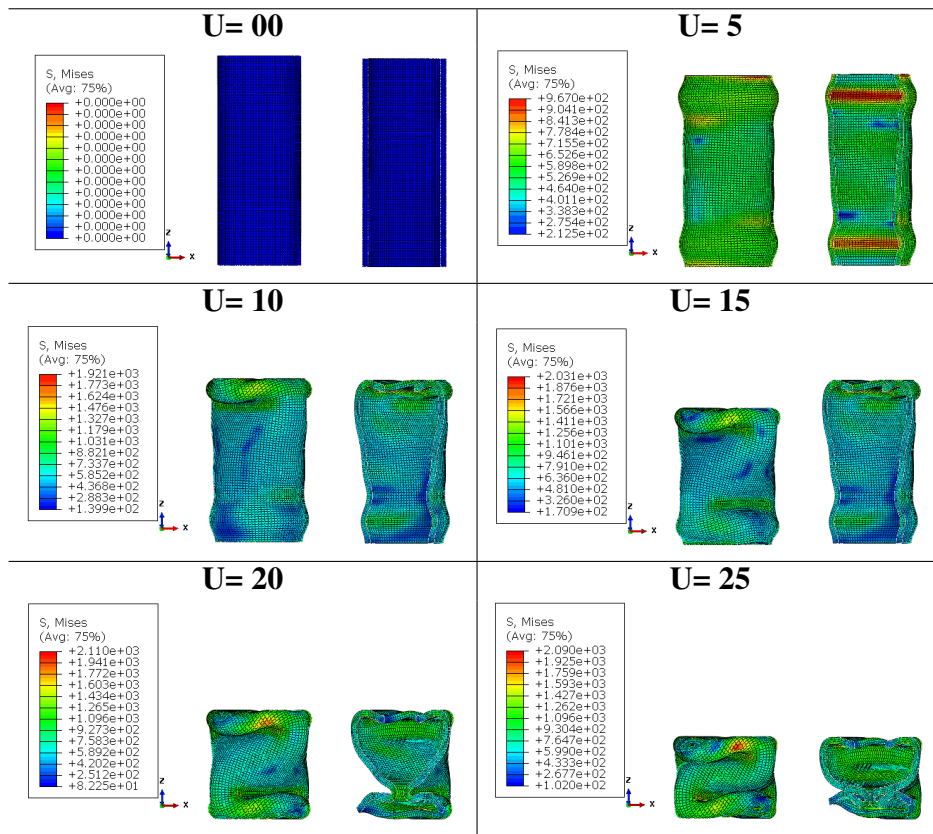


FIGURE 3.85 – Évolution du contour des contraintes de Von mises en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .

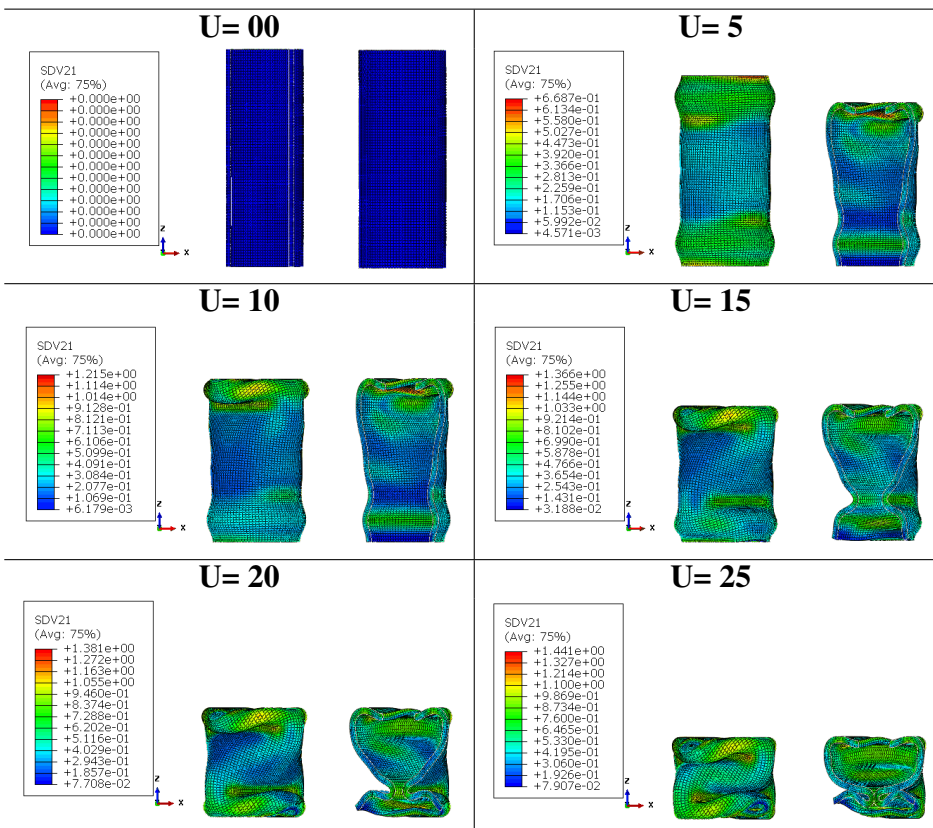


FIGURE 3.86 – Évolution du contour de la déformation plastique en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .

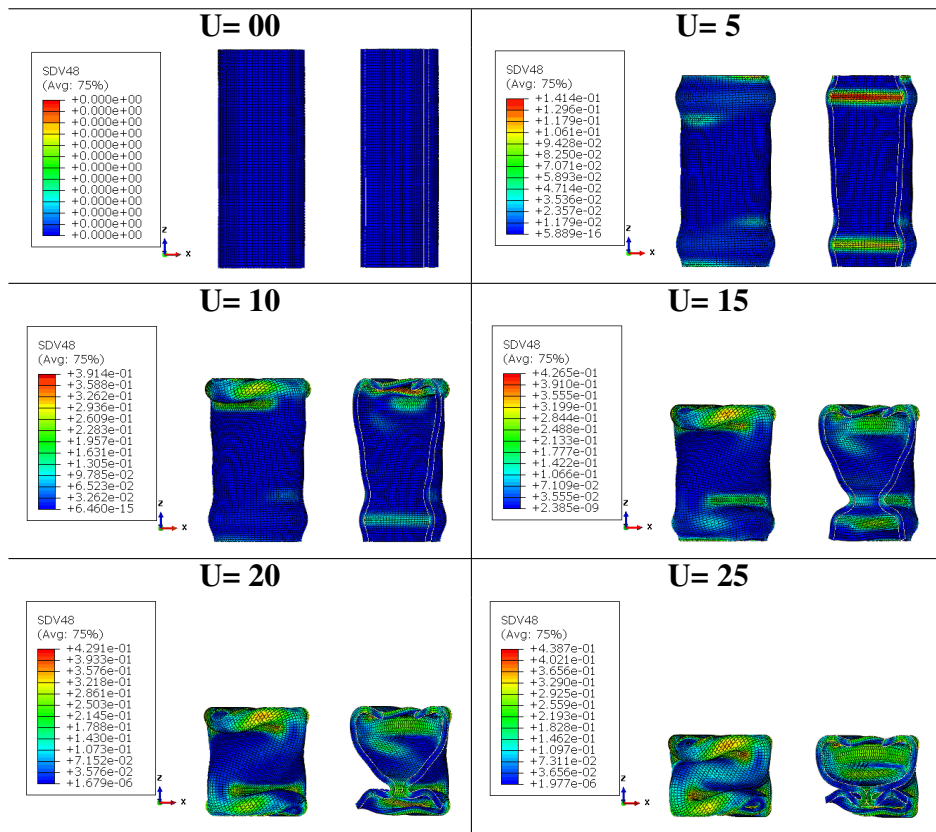


FIGURE 3.87 – Évolution du contour des contraintes de la fraction martensite en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .

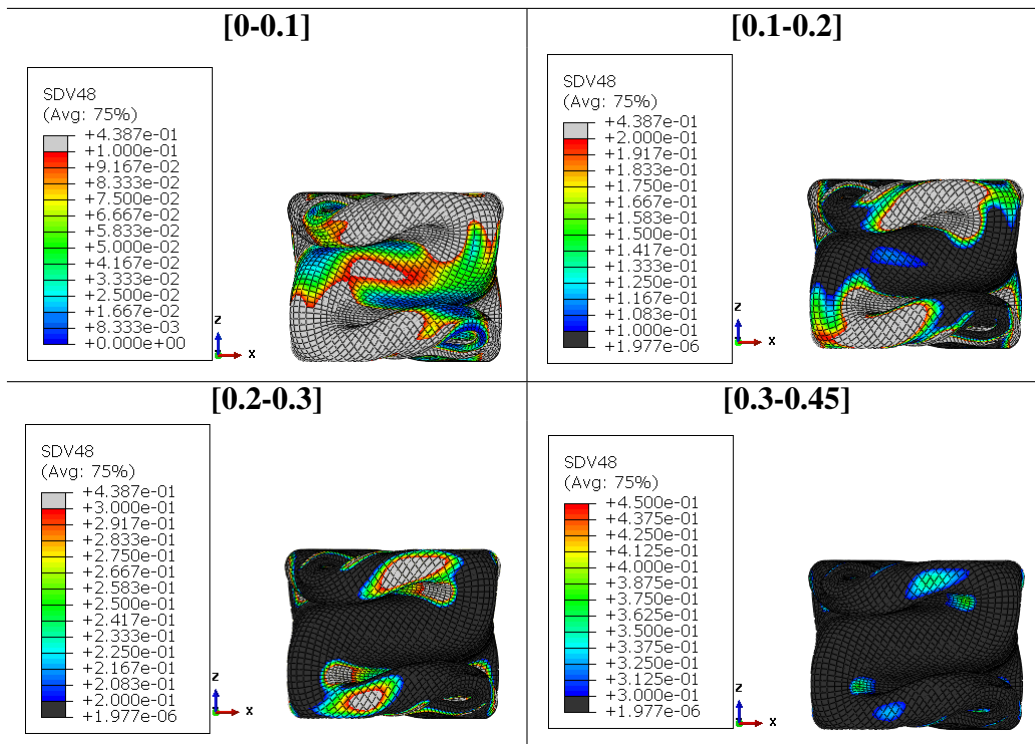
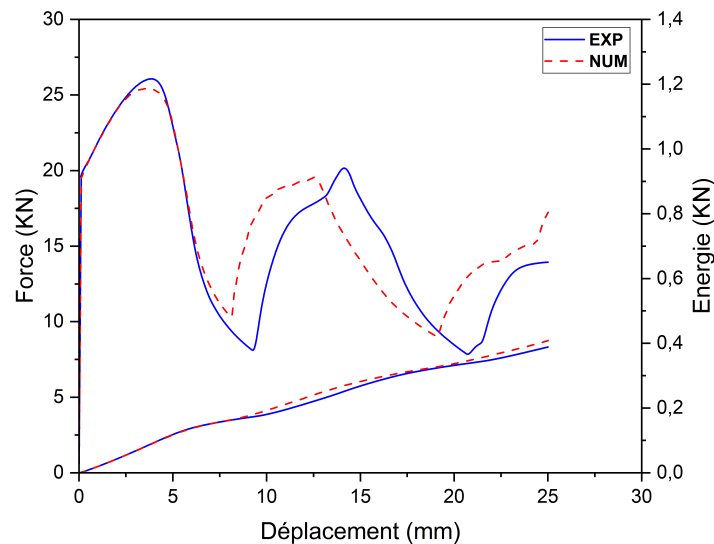


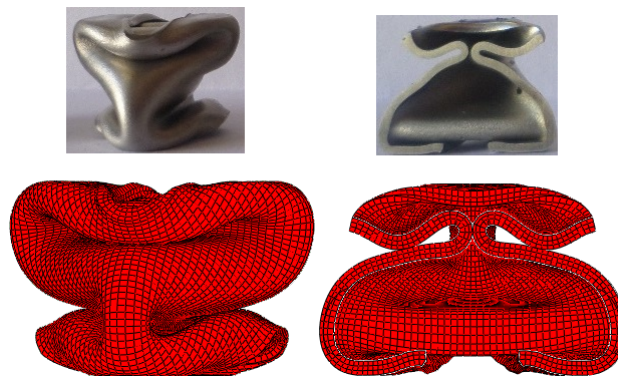
FIGURE 3.88 – Évolution de contour de la fraction martensitique pour la vitesse  $V = 100\text{mm}/\text{min}$ .

### 3.6.3.4 Vitesse de déformation $V = 500\text{mm}/\text{min}$

La [figure 3.89](#) montre une comparaison des courbes force-déplacement expérimentale et numérique avec l'évaluation de l'énergie expérimentale et numérique. Les résultats obtenus numériquement montrent une reproduction correcte du comportement des tubes sous écrasement à une vitesse de  $100\text{mm}/\text{min}$ . La [figure 3.90](#) présente une comparaison entre la déformation des tubes en mode diamant dans le cas expérimentale et numériques, le modèle implémenté dans le code de calcul donne le même mode de déformation expérimentale ( mode diamant).



**FIGURE 3.89** – Comparaison des courbes force-déplacement expérimentale et numérique avec l'évaluation de l'énergie expérimentale et numérique pour la vitesse  $V = 500\text{mm}/\text{min}$ .



**FIGURE 3.90** – Comparaison entre la déformation des tubes en mode diamant dans le cas expérimentale et numériques.

La [figure 3.91](#) montre une comparaison entre l'évaluation numérique et expérimentale de la déformation des tubes en fonction de déplacement, le modèle de AV montrent une grande cohérence entre l'évaluation de la forme de déformation des tubes sous écrasement axial. La déformation des tubes commence par un plis de la base du tube suivit par le plis de haut du tubes. La [figure 3.92](#) montre une comparaison de la forme des tubes avant et après déformation ainsi que le déformation des profils circulaire de la base et de haut des tubes en forme ovale croisée .

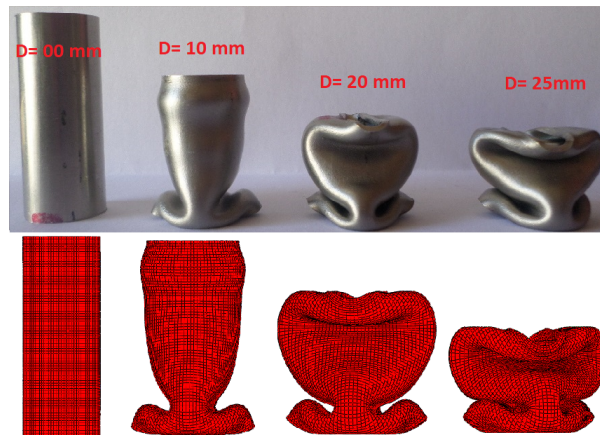


FIGURE 3.91 – Comparaison entre l’évaluation numérique et expérimentale de la déformation des tubes en fonction de déplacement pour la vitesse  $V = 500\text{mm}/\text{min}$ .

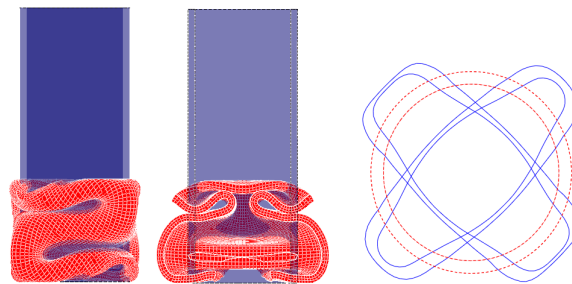


FIGURE 3.92 – Comparaison forme des tubes avant et après déformation pour la vitesse  $V = 500\text{mm}/\text{min}$ .

La figure 3.93 illustre une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces moyenne et maximale. Les résultats montrent une cohérence entre les forces max et moyennes obtenus expérimentalement et numériquement.

La figure 3.94 démontre une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour la valeurs de la force dans chaque lob. La force générant le premier plis dégradent en formant le deuxième plis.

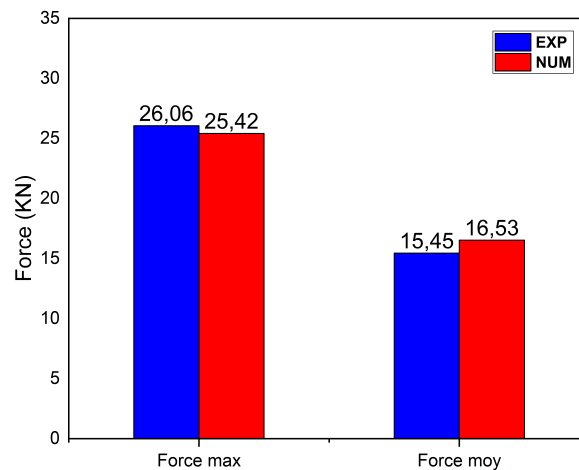


FIGURE 3.93 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour les forces moyenne et maximale pour la vitesse  $V = 500\text{mm}/\text{min}$ .

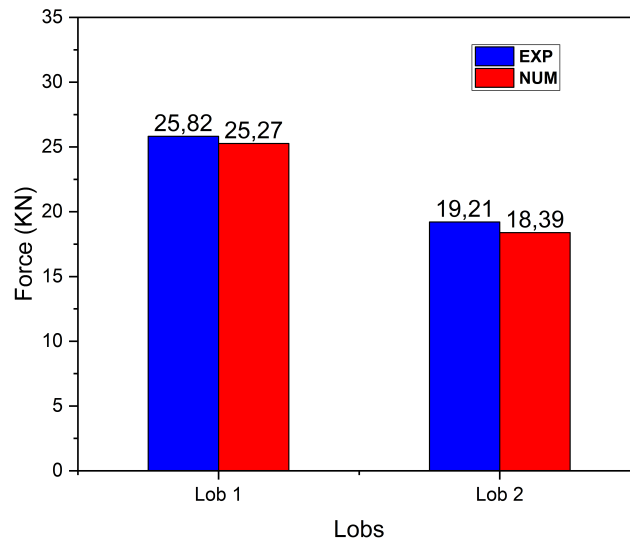


FIGURE 3.94 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour la valeurs de la force dans chaque lob pour la vitesse  $V = 500mm/min$ .

La figure 3.95 montre l'évaluation de la fraction martensitique numérique dans les zones A et B. La figure 3.96 présente comparaison de la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimental. Le modèle de la cinétique de la transformation choisie détecte correctement la fraction martensitique formée après écrasement.

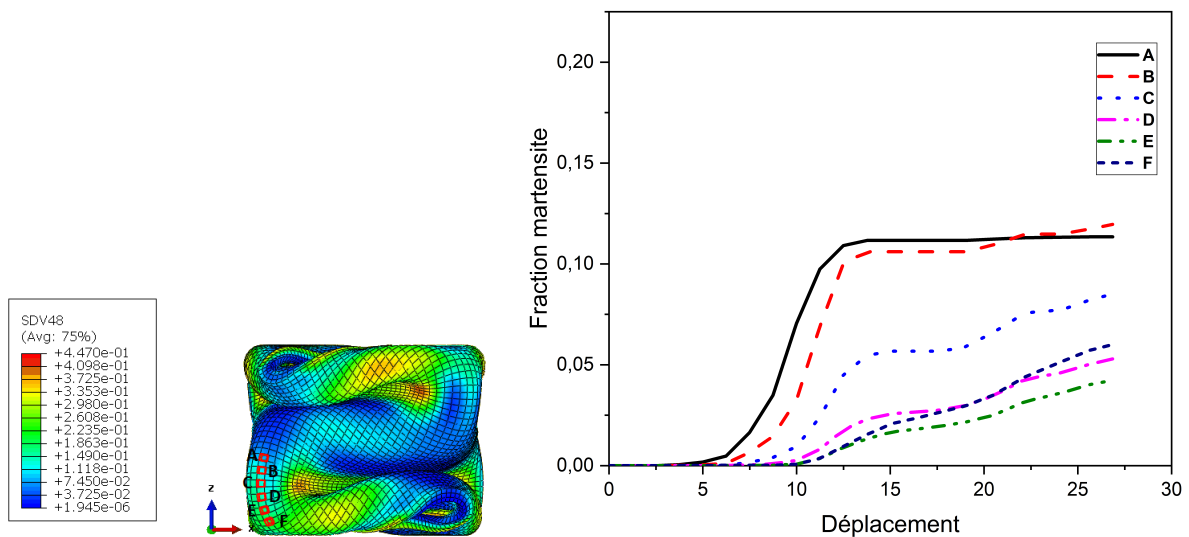


FIGURE 3.95 – Évolution de la fraction martensitique numérique dans les zones A et B pour la vitesse  $V = 500mm/min$ .

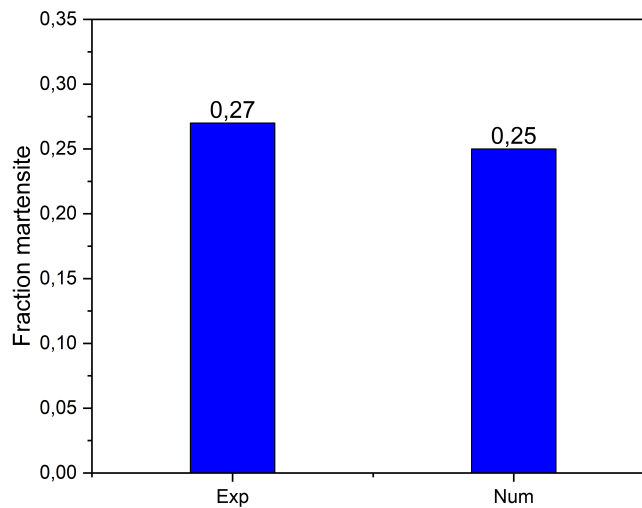


FIGURE 3.96 – Comparaison de la valeur de la fraction martensitique numérique et expérimental pour la vitesse  $V = 500\text{mm}/\text{min}$ .

Les figures 3.97, 3.98 et 3.99 montrent respectivement l'évaluation du contour des contraintes de Von mises, déformation plastique et fraction martensite en fonction des déplacements ainsi que des vues de coupe. Les valeurs max des ces quantités montrent une valeur max dans la zones de la génération des plis. La figure 3.100 présente la distribution de la fraction martensitique dans les tubes après écrasement quasi statique.

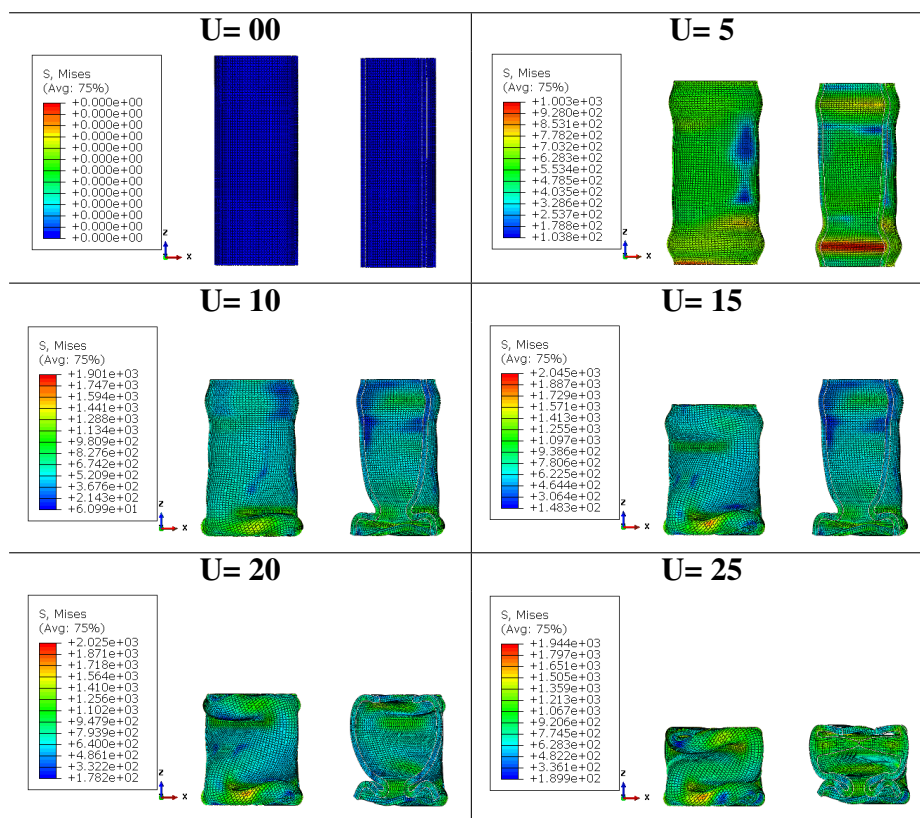


FIGURE 3.97 – Évolution du contour de la contrainte de Von mises en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 500\text{mm}/\text{min}$ .

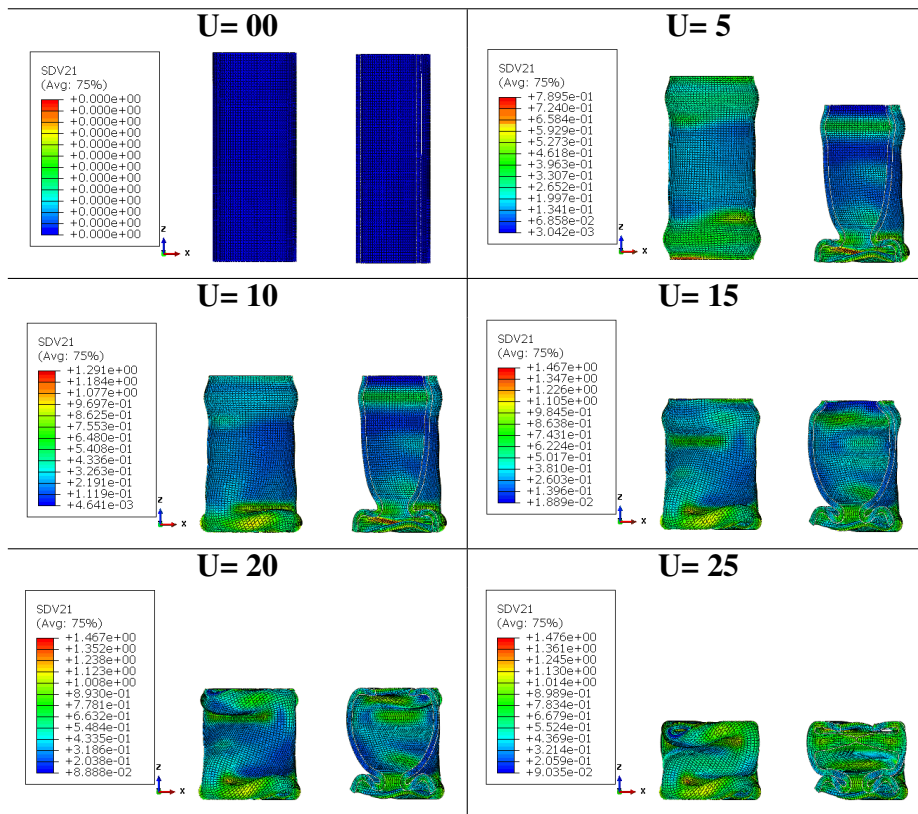


FIGURE 3.98 – Évolution du contour de la Déformation plastique en fonction en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 500 \text{ mm/min}$ .

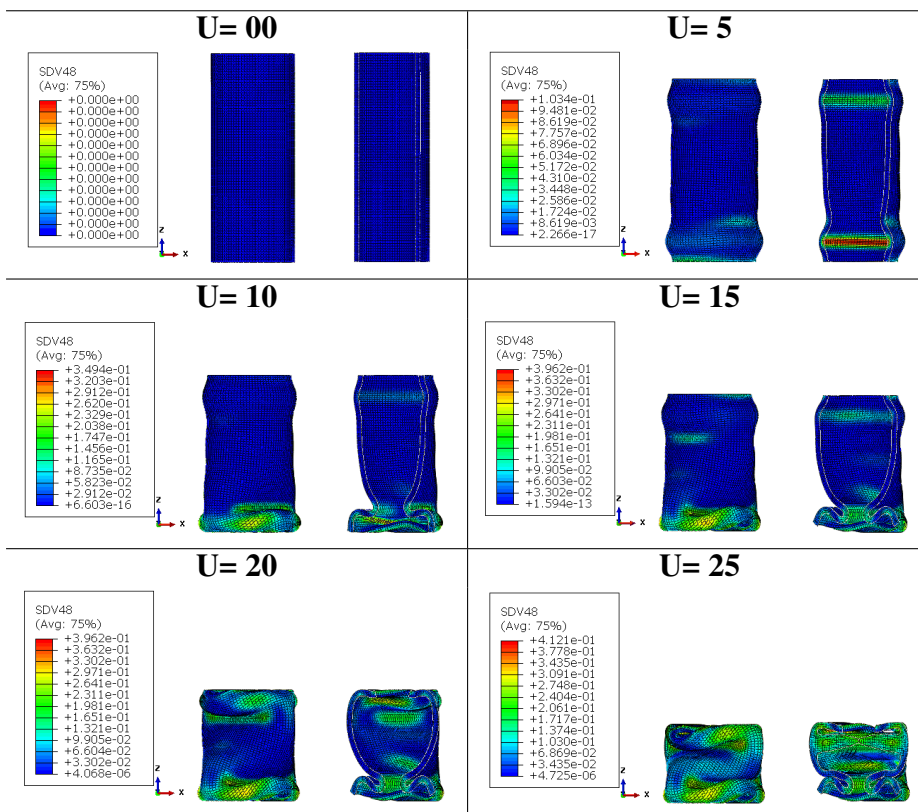


FIGURE 3.99 – Évolution du contour de la fraction martensitique en fonction en fonction des déplacements pour la vitesse  $V = 500 \text{ mm/min}$ .

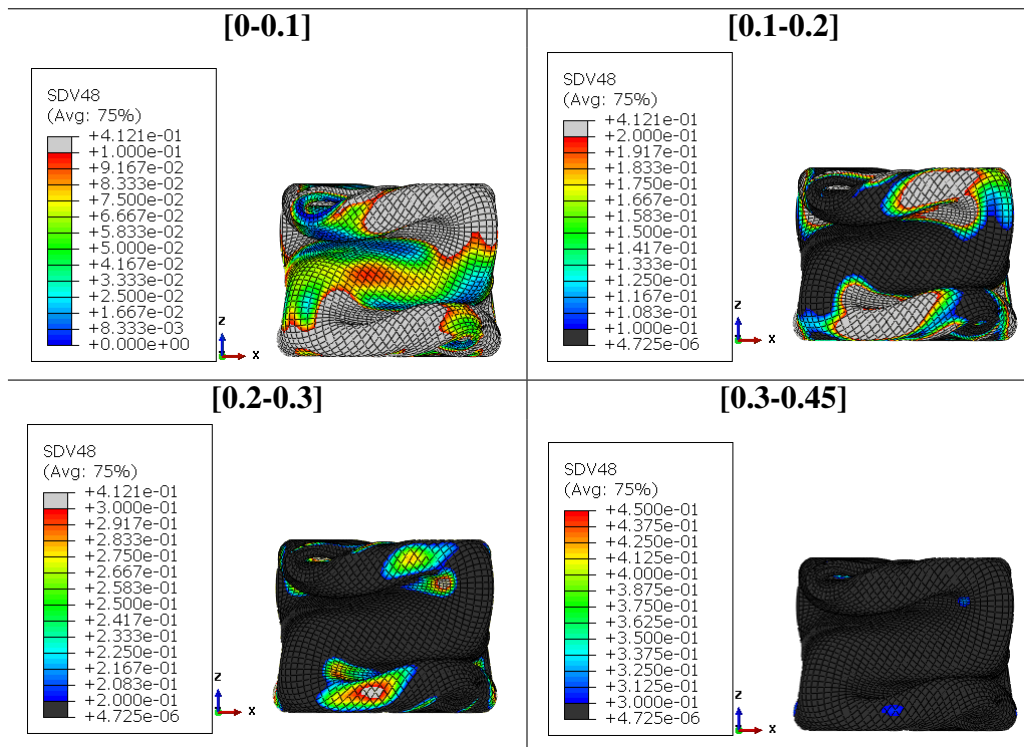


FIGURE 3.100 – Évolution du contour de la fraction martensitique pour la vitesse  $V = 500\text{mm}/\text{min}$ .

### 3.7 Conclusion

Ce chapitre est dédié à la modélisation des comportements mécanique et la transformation martensitique des lopins et des tubes en régime quasi statique. Dans la première partie de ce chapitre nous avons présenté le modèle Abed-Voyadjis (structure CFC et CC) choisis pour modéliser le comportement viscoplastique des deux phases austénitique (CFC) et martensitique (CC), ainsi que le modèle utilisé pour modéliser l'évolution de la fraction martensite en fonction de la vitesse de déformation. Ces trois modèles ont été couplés pour reproduire l'effet TRIP sur le comportement mécanique des lopins et de tubes ainsi que leurs transformation martensitique.

Des validations sur un élément de volume ont été réalisées pour calibrer initialement les paramètres du modèle, et superposer les résultats numérique avec les résultats expérimentaux. Le modèle couplé exploité reproduit correctement le comportement mécanique expérimental des lopins et des tubes en régime quasi statique.

Après calibration sur un VER, Des simulations de compression en régime quasi statique ont été effectuées sur les lopins à différentes vitesse de déformation, afin de valider le modèle biphasé sur une structure. La comparaison entre les résultats expérimentaux et numérique montre que le modèle d'Abed-Voyadjis couplé à la cinétique de la transformation reproduit correctement le comportement mécanique des deux éprouvettes en prenant compte la transformation martensitique.

La simulation de la compression des tubes en régimes quasi statique est effectuées en deux étapes, la première une simulation pré-Buckling pour définir les modes de flambage, ensuite en deuxième étapes

nous avons lancé une simulation Post-Buckling sur Abaqus/Explicit en introduisant les modes obtenus sous formes des imperfections. La comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux montrent une bonne cohérence entre les courbes numériques et expérimentales.

Les modèles Abed Voyadjis pour les phases austénitique et martensitique présente une approche qui prend en considération la structure métallurgique avec un minimum des paramètres significatifs. Cette approche nous a permis de prendre en considération les dislocations à l'échelle microscopique.

## **Conclusion générale**

# Conclusion générale

Ce présent travail présente un apport à l'étude de comportements mécaniques et la cinétique de la transformation des aciers inoxydables entièrement austénitiques, en basant précisément sur l'étude de l'effet de la transformation austénite-martensite ( induite par la déformation plastique : effet TRIP) sur le comportement mécanique des aciers en régime quasi-statique et dynamique pour deux types des éprouvettes.

Le premier chapitre à caractère bibliographique a permis principalement de cerner les facteurs influençant sur la cinétique de la transformation tel que : la vitesse, la température et le mode et le chemin du chargement. Il a permis aussi d'englober les lois et les modèles qui modélisent le comportement viscoplastique des métaux ainsi que la transformation martensitiques dans ces aciers inoxydables.

Ce premier chapitre nous a permis aussi de mettre en évidence à travers des études précédentes la thermodynamique de la transformation martensitiques dans les aciers et le rôle de l'énergie de faute empilement dans ce mécanisme de transformation à l'échelle microstructurale. Cet EFE est influencée par la contrainte appliquée et la déformation plastique. Dans ce même chapitre nous avons dénombré les conséquences de la transformation martensitique tel que l'effet de Greenwood-Johnson et l'effet de Magee.

Concernant l'étude expérimentale dans le deuxième chapitre, Après la définition de la composition chimique des deux éprouvettes de l'étude et l'analyse microstructurale avec MEB, DRX de l'état initiale (non déformée) des tubes et lopins, on a procédé à des essais de compression en régime quasi statique et dynamique à différentes vitesses de déformation.

Dans le même cadre, des analyses métallurgiques sont réalisées sur des éprouvettes après déformation à travers le VSM, DRX et microdureté afin de mettre en évidence la formation de la phase martensitique et estimer sa fraction volumique dans les deux éprouvettes.

Dans le troisième chapitre, nous avons présenté le modèle d'Abd-Voyadjis qui prend en compte la structure métallurgique des deux phases (CFC et CC) et aussi le modèle de cinétique de la transformation qui prend en compte l'effet de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique. Ensuite ces lois sont intégrées temporellement et implémentées dans le code de calcul par éléments finis Abaqus/Explicit via la subroutine VUMAT. La subroutine et les paramètres de modèle sont validés à travers d'un test sur VER.

Une étude de l'effet de maillage est faite dans la cas des tubes et des lopins dans le but quantifier l'effet de la taille de maillage sur le comportement globale des modèles implémentes. Des simulations de compression en régime quasi statique à différentes vitesse de déformation sont lancées sur les lopins, les résultats obtenus ont été comparé aux résultats expérimentaux. Pour les tubes, deux simulation sont effectuées : Pré-Buckling et Poste-Buckling afin de pouvoir reproduire le comportement expérimentale, les résultats de la simulation sont superposés sur les résultats expérimentaux.

L'étude expérimentales des deux éprouvettes permis de constaté :

- L'effet de la vitesse déformation sur le transformation martensitique est constaté sur la quantification de la fraction volumique de la martensite formée. Une vitesse élevée ralentissent le mécanisme de la transformation martensitique,
- La formation de la martensite engendre l'augmentation de la dureté du matériaux d'étude,
- La martensite formés dans le matériaux et ferromagnétique.

L'étude numérique nous a permet de constaté :

- Le modèle biphasé implémenté est faiblement lié la taille de maillage,
- Les simulations réalisées dans cette étude montrent la capacité de modèle biphasé de reproduire le comportement mécanique et la cinétique de la transformation des lopin et des tubes en régime quasi statique.
- Les modèles Abed Voyadjis pour les phases austénitique et martensitique présente une approche qui prend en considération la structure métallurgique avec un minimum des paramètres significatifs. Cette approche nous a permet de prendre en considération les dislocations à l'échelle microscopique.
- La méthode des imperfections utilisée s'avère efficace pour reproduire la déformation réelle des tubes sous compression.

Nous projetons dans l'avenir de modéliser l'effet TRIP dans les aciers inoxydables dans le cas des hautes vitesses de déformation (régime dynamique/ impact) et en prenant en compte de l'effet de la température et les chargements multi-axiaux.

## **Bibliographie**

# Bibliographie

- [1] K. H. Lo, C. H. Shek, and J. K.L. Lai. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering R : Reports*, 65(4-6) :39–104, 2009. [1.2.1](#)
- [2] Robert E Hackenberg. The historical development of phase transformations understanding in ferrous alloys. *Phase Transformations in Steels*, pages 3–55, 2012. [1.2.1](#)
- [3] Anton L Schaeffler. Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal progress*, 56(11) :680, 1949. [1.2.2](#)
- [4] Markus O Speidel and Peter J Uggowitzer. High manganese, high nitrogen austenitic stainless steels : their strength and toughness. 1992. ([document](#)), [1.2.2](#), [1.2.2](#), [1.3](#)
- [5] N Suutala. Localized corrosion resistance of high alloy austenitic stainless steels and welds. *STAINLESS STEEL'84*, 240, 1984. [1.2.2](#)
- [6] P Lacombe and B Béranger. Structures et diagrammes d'équilibre des diverses nuances d'aciers inoxydables. conséquences sur leurs traitements thermiques. *Les aciers inoxydables*, pages 11–58, 1990. [1.2.2](#)
- [7] Mohamed Reda BERRAHMOUNE. *TRANSFORMATION MARTENSITIQUE ET RUPTURE DIFFEREE DANS L'ACIER AUSTENITIQUE INSTABLE 301LN*. PhD thesis, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2006. ([document](#)), [1.2.2](#), [1.5](#)
- [8] C B Post and W S Eberly. Stability of austenite in stainless steels. *Transactions of the American Society for Metals*, 39 :868–890, 1947. [1.2.2](#), [1.2.2](#)
- [9] Guénine. No Title. *techniques de l'ingenieur*, 1996. [1.3](#)
- [10] R J Salzbrenner and Morris Cohen. On the thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations. *Acta Metallurgica*, 27(5) :739–748, 1979. [1.3](#)
- [11] F. D. Fischer, G. Reisner, E. Werner, K. Tanaka, G. Cailletaud, and T. Antretter. New view on transformation induced plasticity (TRIP). *International journal of plasticity*, 16(7) :723–748, 2000. [1.3](#), [1.7.2](#)
- [12] G B Olson and Morris Cohen. A perspective on martensitic nucleation. *Annual Review of Materials Science*, 11(1) :1–32, 1981. [1.3](#)

- [13] Jérôme SERRI. *Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique. Applications à la mise en forme*. PhD thesis, Université Paul Verlaine de Metz, 2006. ([document](#)), [1.4](#)
- [14] Michel Soustelle. *Transformations entre phases*, volume 5. ISTE Group, 2016. [1.3](#)
- [15] G B Olson and Morris Cohen. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metallurgical transactions A*, 6(4) :791, 1975. [1.3](#), [1.7.1](#), [1.7.1](#), [1.7.3](#), [1.7.3](#)
- [16] Mohsen Botshekan. Comportement mécanique et stabilité microstructurale d'un acier inoxydable austénitique type AISI 316LN sous forte plasticité monotone et cyclique à 77K et 300K, 1997. [1.3.1](#)
- [17] Mohammad Javad Sohrabi, Hamed Mirzadeh, and Changiz Dehghanian. Thermodynamics basis of saturation of martensite content during reversion annealing of cold rolled metastable austenitic steel. *Vacuum*, 174 :109220, 2020. [1.3.1](#)
- [18] Sadeghi Bagher Mohammad. *Analyses et Identification du comportement mécanique d'aciers à effet TRIP à partir de mesures de champs cinématiques*. PhD thesis, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2010. [1.3.1](#), [1.3.1](#), [2.2.1](#)
- [19] Romain Guiheux, Sophie Berveiller, Régis Kubler, Denis Bouscaud, Etienne Patoor, and Quentin Puydt. Martensitic transformation induced by single shot peening in a metastable austenitic stainless steel 301LN : Experiments and numerical simulation. *Journal of Materials Processing Technology*, 249 :339–349, 2017. [1.3.1](#), [2.3](#)
- [20] R E Schramm and R P Reed. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*, 6(7) :1345, 1975. [1.3.1](#)
- [21] F Lecroisey and A Pineau. Martensitic transformations induced by plastic deformation in the Fe-Ni-Cr-C system. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 3(2) :391–400, 1972. [1.3.1](#), [1.4.3.1](#), [1.4.3.2](#)
- [22] K B Guy, E P Butler, and D R F West. Reversion of bcc  $\alpha$  martensite in FeCrNi austenitic stainless steels. *Metal science*, 17(4) :167–176, 1983. [1.3.1](#), [1.3.1](#)
- [23] Guy Murry. Transformations dans les aciers. *Techniques de l'ingénieur Traitements thermiques des métaux : généralités*, base docum(ref. article : m1115) :1–5, 2013. [1.3.1](#), [1.3.1](#)
- [24] Madeleine Durand-Charre. Enquête sur les aciers damassés. *Matériaux & Techniques*, 91(5-6) :3–16, 2003. ([document](#)), [1.3.1](#), [1.6](#), [1.3.1](#), [1.7](#), [1.8](#), [1.15](#)
- [25] Madeleine Durand-Charre. *Microstructure of steels and cast irons*. Springer Science & Business Media, 2004. [1.3.1](#), [1.3.1](#)
- [26] Mohamed Reda Berrahmoune. Transformation. *Thèse de doctorat*, page 189, 2006. [1.3.2](#)
- [27] Edgar C Bain. The Application of X-Ray Crystal Analysis to Metallurgy. *Industrial & Engineering Chemistry*, 16(7) :692–698, 1924. [1.3.2](#)
- [28] Régis KUBLER. *Comportement thermomecanique des aciers a effet trip : approches micromecaniques et phenomenologiques applications a la mise en forme*. PhD thesis, ÉCOLE

- NATIONALE SUPÉRIEURE D'ARTS ET MÉTIERS, 2004. ([document](#)), [1.9](#), [1.10](#), [1.6](#), [1.29](#), [1.31](#)
- [29] Luc Delaey. Diffusionless transformations. *Phase Transformations in Materials*, 1 :583–654, 2001. [1.4.1](#), [1.4.1](#)
- [30] Peter Haasen. Materials Science and Technology, Volume 5, Phase Transformations in Materials. *Materials Science and Technology*, 5 :649, 1996. [1.4.1](#)
- [31] J R Patel and Morris Cohen. Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation. *Acta metallurgica*, 1(5) :531–538, 1953. [1.4.2](#), [1.4.3.3](#), [1.4.3.3](#)
- [32] Erich Scheil. Über die Umwandlung des Austenits in Martensit in EisenNickellegierungen unter Belastung. *Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie*, 207(1) :21–40, 1932. [1.4.2](#)
- [33] Q Furnémont, Francis Delannay, and P J Jacques. Experimental investigation of the influence of the stress state on the mechanical stability of austenite in multiphase steels. In *Journal de Physique IV (Proceedings)*, volume 112, pages 421–424. EDP sciences, 2003. ([document](#)), [1.4.2](#), [1.5.2.2](#), [1.5.2.2](#), [1.23](#), [1.5.2.3](#)
- [34] A Soulami. Modélisation du comportement des aciers 100% austénitiques à transformation de phase. Applications aux calculs des vitesses de propagation en fatigue, 2006. [1.4.2](#)
- [35] Patrick Wollants, Marc De Bonte, and Jef R Roos. A thermodynamic analysis of the stress-induced martensitic transformation in a single crystal. *International Journal of Materials Research*, 70(2) :113–117, 1979. [1.4.2](#)
- [36] R J Ackert and J Gordon Parr. Massive and martensitic transformation temperatures in very dilute FE-C alloys. *J IRON STEEL INST*, 209(11) :912–914, 1971. ([document](#)), [1.13](#), [1.14](#)
- [37] Pickering FB. *Physical metallurgy and the design of steels*. London : Applied Science Publishers Ltd, 1978. [1.4.2](#)
- [38] A Perlade, O Bouaziz, and Q Furnemont. A physically based model for TRIP-aided carbon steels behaviour. *Materials Science and Engineering : A*, 356(1-2) :145–152, 2003. [1.4.2](#), [1.7.3](#)
- [39] Suzanne Degallaix, Gérard Degallaix, and Jacques Foct. Influence of nitrogen solutes and precipitates on low cycle fatigue of 316L stainless steels. In *Low cycle fatigue*. ASTM International, 1988. [1.4.3.1](#), [1.4.3.1](#), [2.3](#)
- [40] G W Greenwood and R H Johnson. The deformation of metals under small stresses during phase transformations. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 283(1394) :403–422, 1965. [1.5.1.1](#), [1.7.2](#)
- [41] Christopher Lyman Magee and Harold W Paxton. Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in FE-31 Ni. Technical report, 1966. [1.5.1.2](#)
- [42] C L Magee. The kinetics of martensite formation in small particles. *Metallurgical Transactions*, 2(9) :2419–2430, 1971. [1.5.1.2](#)

- [43] Tryggve Angel. Formation of martensite in austenitic stainless steels. *J. Iron Steel Inst.*, 177 :165–174, 1954. ([document](#)), [1.5.2.1](#), [1.19](#)
- [44] L E Murr, K P Staudhammer, and S S Hecker. Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel : Part II. Microstructural study. *Metallurgical Transactions A*, 13(4) :627–635, 1982. ([document](#)), [1.5.2.2](#), [1.25](#)
- [45] A A Lebedev and V V Kosarchuk. Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steels. *International Journal of Plasticity*, 16(7-8) :749–767, 2000. ([document](#)), [1.20](#), [1.5.2.2](#), [1.21](#)
- [46] Quentin Furnémont. The micromechanics of TRIP-assisted multiphase steels, 2003. [1.5.2.2](#), [1.5.2.2](#), [1.5.2.3](#)
- [47] Richard E Miller, William Scott, and John W Hazard. Soil compaction and conifer growth after tractor yarding at three coastal Washington locations. *Canadian Journal of Forest Research*, 26(2) :225–236, 1996. [1.5.2.2](#), [1.7.3](#), [1.7.3](#)
- [48] Takeshi Iwamoto, Toshio Tsuta, and Yoshihiro Tomita. Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in trip steels and modelling of transformation kinetics. *International Journal of Mechanical Sciences*, 40(2-3) :173–182, 1998. ([document](#)), [1.5.2.2](#), [1.22](#), [1.7.1](#), [1.7.3](#)
- [49] Jun Yan Liu, Hao Lu, Jun Mei Chen, J. F. Jullien, and Tong Wu. Simulation of mechanical behavior of multiphase TRIP steel taking account of transformation-induced plasticity. *Computational Materials Science*, 43(4) :646–654, 2008. ([document](#)), [1.5.2.2](#), [1.24](#), [1.6](#)
- [50] J. Talonen and H. Hänninen. Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steels. *Acta Materialia*, 55(18) :6108–6118, 2007. [1.5.2.3](#)
- [51] S. S. Hecker, M. G. Stout, K. P. Staudhammer, and J. L. Smith. Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Transformation in 304 Stainless Steel : Part I. Magnetic Measurements and Mechanical Behavior. *Metallurgical Transactions A*, 13(4) :619–626, 1982. ([document](#)), [1.5.2.3](#), [1.26](#)
- [52] R Pelli and R Rintamaa. Properties of heat affected zones in repair welds of pressure vessel steels. In *Welding in nuclear engineering*. 1982. ([document](#)), [1.5.2.3](#), [1.27](#)
- [53] Chune-Ching Young. Transformation toughening in phosphocarbide-strengthened austenitic steels, 1988. [1.6](#)
- [54] G. Cios, T. Tokarski, A. Żywczak, R. Dziurka, M. Stępień, Gondek, M. Marciszko, B. Pawłowski, K. Wieczerzak, and P. Bała. The Investigation of Strain-Induced Martensite Reverse Transformation in AISI 304 Austenitic Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, 48(10) :4999–5008, 2017. [1.6](#)
- [55] Yoshihiro Tomita and Takeshi Iwamoto. Computational prediction of deformation behavior of TRIP steels under cyclic loading. *International Journal of Mechanical Sciences*, 43(9) :2017–2034, 2001. ([document](#)), [1.28](#), [1.6](#)

- [56] T S Byun, N Hashimoto, and K Farrell. Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviors in austenitic stainless steels. *Acta Materialia*, 52(13) :3889–3899, 2004. [\(document\)](#), [1.6](#), [1.30](#)
- [57] H Bargui, H Sidhom, and Z Tourki. Martensite induite :-Incidence sur le comportement en écrouissage et sur la limite de formage de l'acier inoxydable austénitique AISI 304. *Matériaux & Techniques*, 88(11-12) :31–41, 2000. [1.7.1](#)
- [58] Osamu Matsumura, Yasuhiro Sakuma, and Hiroshi Takechi. Retained austenite in 0.4 C-Si-1.2 Mn steel sheet intercritically heated and austempered. *ISIJ international*, 32(9) :1014–1020, 1992. [1.7.1](#)
- [59] T Inoue, S Morito, Y Murakami, K Oda, and K Otsuka. New martensite structures and composition dependence of martensitic transformations in Ni<sub>50</sub>Al<sub>x</sub>Mn<sub>50-x</sub> alloys. *Materials Letters*, 19(1-2) :33–37, 1994. [1.7.1](#)
- [60] K. Tanaka, T. Terasaki, S. Goto, T. Antretter, F. D. Fischer, and G. Cailletaud. Effect of back stress evolution due to martensitic transformation on iso-volume fraction lines in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti maraging steel. *Materials Science and Engineering A*, 341(1-2) :189–196, 2003. [1.7.1](#)
- [61] R. G. Stringfellow, D. M. Parks, and G. B. Olson. A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic steels. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 40(7) :1703–1716, 1992. [1.7.1](#), [1.7.1](#), [1.7.3](#)
- [62] Yoshihiro Tomita and Takeshi Iwamoto. Constitutive modeling of trip steel and its application to the improvement of mechanical properties. *International Journal of Mechanical Sciences*, 37(12) :1295–1305, 1995. [1.7.1](#)
- [63] F Abrassart. Influences des transformations martensitiques sur les propriétés des alliages du système Fe-Ni-Cr-C, 1972. [1.7.2](#)
- [64] Siegfried Franitza. *Zur Berechnung der Wärme-und Umwandlungsspannungen in langen Kreiszyindern*. na, 1972. [1.7.2](#)
- [65] Jean-Baptiste Leblond. Mathematical modelling of transformation plasticity in steels II : coupling with strain hardening phenomena. *International journal of plasticity*, 5(6) :573–591, 1989. [1.7.2](#)
- [66] Jean-Baptiste Leblond, G Mottet, and J C Devaux. A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations I. Derivation of general relations. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 34(4) :395–409, 1986. [1.7.2](#)
- [67] J M Diani, H Sabar, and M Berveiller. Micromechanical modelling of the transformation induced plasticity (TRIP) phenomenon in steels. *International Journal of Engineering Science*, 33(13) :1921–1934, 1995. [1.7.2](#), [1.7.3](#)
- [68] J-Ch Videau, Georges Cailletaud, and André Pineau. Modélisation des effets mécaniques des transformations de phases pour le calcul de structures. *Le Journal de Physique IV*, 4(C3) :C3–227, 1994. [1.7.2](#)

- [69] F Azzouz, G Cailletaud, F D Fischer, K Nagayama, and A Pineau. Back stress development during the austenite martensite transformation. *Zeitschrift für angewandte Mathematik und Mechanik*, 80 :S185–S188, 2000. [1.7.2](#)
- [70] G Chappuis, A Najafi-Zadeh, M Harmelin, and P Lehr. Contribution of martensitic transformations to the plastic behavior and the mechanical properties of Cr, Ni austenitic stainless steels. *MRS Online Proceedings Library (OPL)*, 21, 1983. [1.7.3](#)
- [71] Takeshi Iwamoto and Toshio Tsuta. Computational simulation on deformation behavior of CT specimens of TRIP steel under mode I loading for evaluation of fracture toughness. *International Journal of Plasticity*, 18(11) :1583–1606, 2002. [1.7.3](#)
- [72] Takeshi Iwamoto. Multiscale computational simulation of deformation behavior of TRIP steel with growth of martensitic particles in unit cell by asymptotic homogenization method. *International Journal of Plasticity*, 20(4-5) :841–869, 2004. [1.7.3](#)
- [73] Takeshi Iwamoto, Shiro Yamanaka, and Alexis Rusinek. Deformation mode dependency on strain rate sensitivity of volume resistivity in TRIP steel. *Key Engineering Materials*, 535-536 :473–476, 2013. [1.7.3](#)
- [74] Takeshi Iwamoto and Toshio Tsuta. Computational simulation of the dependence of the austenitic grain size on the deformation behavior of TRIP steels. *International journal of plasticity*, 16(7) :791–804, 2000. [1.7.3](#)
- [75] O Bouaziz, M Kandel, and C Lecomte. Physical modelling of microstructure and mechanical properties of dual-phase steel. *Le Journal de Physique IV*, 11(PR4) :Pr4–223, 2001. [1.7.3](#)
- [76] O Bouaziz and P Buessler. Mechanical behaviour of multiphase materials : an intermediate mixture law without fitting parameter. *Metallurgical Research & Technology*, 99(1) :71–77, 2002. [1.7.3](#)
- [77] J Serri and M Cherkaoui. Constitutive modeling and finite element analysis of the formability of TRIP steels. *Journal of engineering materials and technology*, 130(3), 2008. [1.7.3](#)
- [78] Musa Onyuno, Heinrich Oettel, Ulrich Martin, and Andreas Weiß. On the deformation behaviour and martensitic transformations of metastable austenitic steels. *Advanced Engineering Materials*, 6(7) :529–535, 2004. [1.7.3](#), [3.2.3](#)
- [79] Gordon R Johnson. A constitutive model and data for materials subjected to large strains, high strain rates, and high temperatures. *Proc. 7th Inf. Sympo. Ballistics*, pages 541–547, 1983. [1.8.1](#)
- [80] Loïc Daridon, Omar Oussouaddi, and S Ahzi. Influence of the material constitutive models on the adiabatic shear band spacing : MTS, power law and Johnson Cook models. *International Journal of Solids and Structures*, 41(11-12) :3109–3124, 2004. [1.8.1](#)
- [81] Stéphanie Diot, Adinel Gavrus, Dominique Guines, and Eric Ragneau. Identification du comportement d'un acier en compression : du quasi-statique au dynamique. *Mécanique & industries*, 4(5) :519–524, 2003. [1.8.1](#)
- [82] C. Y. Gao and L. C. Zhang. A constitutive model for dynamic plasticity of FCC metals. *Materials Science and Engineering A*, 527(13-14) :3138–3143, 2010. [1.8.2](#)

- [83] Riqiang Liang and Akhtar S Khan. A critical review of experimental results and constitutive models for BCC and FCC metals over a wide range of strain rates and temperatures. *International Journal of Plasticity*, 15(9) :963–980, 1999. [1.8.2](#)
- [84] Janusz Majta and Anna K Zurek. Modeling of ferrite structure after deformation in the two-phase region. *International Journal of Plasticity*, 19(5) :707–730, 2003. [1.8.2](#)
- [85] George Z. Voyiadjis and Robert J. Dorgan. Framework using functional forms of hardening internal state variables in modeling elasto-plastic-damage behavior. *International Journal of Plasticity*, 23(10-11) :1826–1859, 2007. [1.8.3](#), [1.8.3](#)
- [86] Farid H. Abed and George Z. Voyiadjis. Plastic deformation modeling of AL-6XN stainless steel at low and high strain rates and temperatures using a combination of bcc and fcc mechanisms of metals. *International Journal of Plasticity*, 21(8) :1618–1639, 2005. [1.8.3](#), [1.8.3](#), [3.2.1.2](#)
- [87] George Z. Voyiadjis and Farid H. Abed. Microstructural based models for bcc and fcc metals with temperature and strain rate dependency. *Mechanics of Materials*, 37(2-3 SPEC. ISS.) :355–378, 2005. [1.8.3](#), [1.8.3](#), [3.2.1.1](#), [3.2.1.2](#)
- [88] George Z. Voyiadjis and Farid H. Abed. A coupled temperature and strain rate dependent yield function for dynamic deformations of bcc metals. *International Journal of Plasticity*, 22(8) :1398–1431, 2006. [1.8.3](#), [1.8.3](#), [3.2.1.2](#)
- [89] U. F. Kocks. Realistic constitutive relations for metal plasticity. *Materials Science and Engineering A*, 317(1-2) :181–187, 2001. [1.8.3](#), [3.2.1.1](#), [3.2.1.2](#)
- [90] M Zerouki, M Ould Ouali, and L Benabou. Metallurgical Phase Transformation and Behavior of Steels Under Impact Loading. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 51(1) :252–262, 2020. [2.2.1](#), [2.4.1](#), [2.4.1](#)
- [91] A. Abdul-Latif, R. Baleh, and Z. Aboura. Some improvements on the energy absorbed in axial plastic collapse of hollow cylinders. *International Journal of Solids and Structures*, 43(6) :1543–1560, 2006. [2.2.1](#), [2.4.1](#)
- [92] Malvernpanalytical. No Title. [2.2.1](#), [2.4.4](#)
- [93] Icdd. No Title. [2.2.1](#), [2.4.4](#)
- [94] Amar K De, David C Murdock, Martin C Mataya, John G Speer, and David K Matlock. Quantitative measurement of deformation-induced martensite in 304 stainless steel by X-ray diffraction. *Scripta Materialia*, 50(12) :1445–1449, 2004. [2.2.1](#)
- [95] Raghuram Karthik Desu, Hansoge Nitin Krishnamurthy, Aditya Balu, Amit Kumar Gupta, and Swadesh Kumar Singh. Mechanical properties of Austenitic Stainless Steel 304L and 316L at elevated temperatures. *Journal of Materials Research and Technology*, 5(1) :13–20, 2016. [2.2.1](#)
- [96] A. Abdul-Latif, A. Ahmed-Ali, R. Baleh, and M. Ould Ouali. Innovative solution for strength enhancement of metallic like-composite tubular structures axially crushed used as energy dissipating devices. *Thin-Walled Structures*, 119(June) :332–344, 2017. [2.2.2](#)

- [97] R. Baleh and A. Abdul-Latif. Quasi-static biaxial plastic buckling of tubular structures used as an energy absorber. *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*, 74(4) :628–635, 2007. [2.2.2](#), [2.4.1](#)
- [98] D. Al Galib and A. Limam. Experimental and numerical investigation of static and dynamic axial crushing of circular aluminum tubes. *Thin-Walled Structures*, 42(8) :1103–1137, 2004. [2.2.2](#), [2.4.1](#)
- [99] A. Menouer, R. Baleh, A. Djebbar, and A. Abdul-Latif. New generation of energy dissipating systems based on biaxial buckling. *Thin-Walled Structures*, 85 :456–465, 2014. [2.2.2](#), [2.4.1](#)
- [100] Xavier Ledoux. *Contribution à la mise au point de matériaux métalliques pour les unités de production d'hydrogène par vaporéformage du gaz naturel : 1/Étude de l'oxydation de matériaux de structure à l'air entre 650 et 1050 C. 2/Élaboration de revêtements et étude de le*. PhD thesis, 2012. [2.3](#)
- [101] D Oxyde Sur, U N Alliage, Chrominoformeur En, Milieu Htr, Matériaux Ecole, and Fabien Rouillard. *MÉCANISMES DE FORMATION ET DE DESTRUCTION DE LA COUCHE D' OXYDE SUR UN ALLIAGE CHROMINOFORMEUR EN MILIEU HTR Fabien Rouillard To cite this version : HAL Id : tel-00297246 présentée par*. PhD thesis, 2008. [2.3](#)
- [102] Salem Meftah. *Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans les aciers*. PhD thesis, INSA Rouen, 2007. [2.3](#)
- [103] K. Nagayama, T. Terasaki, S. Goto, K. Tanaka, T. Antretter, F. D. Fischer, G. Cailletaud, and F. Azzouz. Back stress evolution and iso-volume fraction lines in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti maraging steel in the process of martensitic transformation. *Materials Science and Engineering A*, 336(1-2) :30–38, 2002. [2.3](#)
- [104] P Lacombe. L'effet portevin-le chatelier ses caractéristiques et ses conséquences sur les hétérogénéités de déformation plastique. *Matériaux & Techniques*, 73(8-9) :E5–E19, 1985. [2.3](#)
- [105] R G Davies and C L Magee. Influence of austenite and martensite strength on martensite morphology. *Metallurgical Transactions*, 2(7) :1939–1947, 1971. [2.3](#)
- [106] D. Goodchild, W. T. Roberts, and D. V. Wilson. Plastic deformation and phase transformation in textured austenitic stainless steel. *Acta Metallurgica*, 18(11) :1137–1145, 1970. [2.3](#)
- [107] T. Y. Hsu (Xu Zuyao). Martensitic transformation under stress. *Materials Science and Engineering A*, 438-440(SPEC. ISS.) :64–68, 2006. [2.3](#)
- [108] F. Lischka. The study of TRIP effect in an austenitic stainless steel AISI 304. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 71(1) :34–38, 2015. [2.3](#), [2.5.1](#)
- [109] Nader Abedrabbo, Robert Mayer, Alan Thompson, Christopher Salisbury, Michael Worswick, and Isadora van Riemsdijk. Crash response of advanced high-strength steel tubes : Experiment and model. *International Journal of Impact Engineering*, 36(8) :1044–1057, 2009. [2.4.1](#)
- [110] M. Ali, E. Ohioma, F. Kraft, and K. Alam. Theoretical, numerical, and experimental study of dynamic axial crushing of thin walled pentagon and cross-shape tubes. *Thin-Walled Structures*, 94 :253–272, 2015. [2.4.1](#)

- [111] Yongtao Bai and Xuchuan Lin. Numerical simulation on seismic collapse of thin-walled steel moment frames considering post local buckling behavior. *Thin-Walled Structures*, 94 :424–434, 2015. [2.4.1](#)
- [112] Z. Sidhoum, R. Ferhoum, M. Almansba, R. Bensaada, M. Habak, and M. Aberkane. Experimental and numerical study of the mechanical behavior and kinetics of the martensitic transformation in 304L TRIP steel : applied to folding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 97(5-8) :2757–2765, 2018. [2.4.2](#), [2.4.6](#)
- [113] Microsense. No Title. [2.4.5](#)
- [114] Crti. No Title. ([document](#)), [2.4.5](#), [2.15](#)
- [115] Syed Alamdar and Hussain Shah. Vibrating Sample Magnetometry : Analysis and. *Thesis*, 2013. [2.4.5](#), [2.4.5](#)
- [116] W. A. Kaczmarek, B. Idzikowski, and K. H. Müller. XRD and VSM study of ball-milled SrFe<sub>12</sub>O<sub>19</sub> powder. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 177-181(PART 2) :921–922, 1998. [2.4.5](#)
- [117] R. C. Pullar. Method for the preparation of aligned fibre samples for magnetic measurement using VSM. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 218(1) :8–11, 2000. [2.4.5](#)
- [118] Rafik Nouar. *Etude et réalisation de couches minces à caractère magnétique par pulvérisation cathodique magnétron. Application pour des capteurs de type GMI*. PhD thesis, 2009. ([document](#)), [2.16](#), [2.18](#)
- [119] Bo Cao and Takeshi Iwamoto. An Experimental Study on Strain Rate Sensitivity of Strain-induced Martensitic Transformation in SUS304 by Real-time Measurement of Relative Magnetic Permeability. *Steel Research International*, 88(12) :1–10, 2017. [2.4.5](#)
- [120] Carola Celada-Casero, Harm Kooiker, Manso Groen, Jan Post, and David San-Martin. In-situ investigation of strain-induced martensitic transformation kinetics in an austenitic stainless steel by inductive measurements. *Metals*, 7(7) :1–15, 2017. [2.4.5](#)
- [121] Takashi Kira, Kinzo Murata, Shozo Inoue, Keiji Koterazawa, Soon Jong Jeong, Gwon Seung Yang, and Kanryu Inoue. Effect of magnetic field on deformation properties in ferromagnetic NiMnGa shape memory alloy. *Materials Transactions*, 45(6) :1895–1902, 2004. [2.4.5](#)
- [122] Imagej. No Title. ([document](#)), [2.20](#)
- [123] T. M. Hatem and M. A. Zikry. Dynamic shear-strain localization and inclusion effects in lath martensitic steels subjected to high pressure loads. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 58(8) :1057–1072, 2010. [2.5.1](#)
- [124] Zhongping He, Yanlin He, Yuntao Ling, Qihao Wu, Yi Gao, and Lin Li. Effect of strain rate on deformation behavior of TRIP steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(10) :2141–2147, 2012. [2.5.1](#)
- [125] Audrey Lechartier and Audrey Lechartier. Influence de la transformation martensitique induite par la déformation sur le comportement mécanique d ’ aciers inoxydables duplex To cite this version : HAL Id : tel-01286219 Influence de la transformation martensitique induite par la déformation sur le. 2016. [2.5.1](#)

- [126] George Krauss. Martensite in steel : Strength and structure. *Materials Science and Engineering A*, 273-275 :40–57, 1999. [2.5.1](#)
- [127] Woei Shyan Lee and Chi Feng Lin. Impact properties and microstructure evolution of 304L stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 308(1-2) :124–135, 2001. [2.5.1](#)
- [128] Joshua A. Lichtenfeld, Martin C. Mataya, and Chester J. Van Tyne. Effect of strain rate on stress-strain behavior of alloy 309 and 304L austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A : Physical Metallurgy and Materials Science*, 37(1) :147–162, 2006. [2.5.1](#)
- [129] Jiabin Liu, Chenxu Chen, Qiong Feng, Xiaoyang Fang, Hongtao Wang, Feng Liu, and Jian Lu. Materials Science & Engineering A Dislocation activities at the martensite phase transformation interface in metastable austenitic stainless steel : An in-situ TEM study. *Materials Science & Engineering A*, 703(December 2016) :236–243, 2017. [2.5.2](#)
- [130] K. H. Lo, D. Zeng, and C. T. Kwok. Effects of sensitisation-induced martensitic transformation on the tensile behaviour of 304 austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 528(3) :1003–1007, 2011. [2.5.2](#)
- [131] G. Z. Voyiadjis and F. H. Abed. Transient localizations in metals using microstructure-based yield surfaces. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 15(1), 2007. [3.2.1.1](#)
- [132] U.F. Kocks. Plastic Deformation : Thermal Activation Approach. *Encyclopedia of Materials : Science and Technology*, pages 7084–7088, 2001. [3.2.1.1](#), [3.2.1.2](#)
- [133] R B Pecherski. Continuum Mechanics Description of Plastic Flow Produced by Micro-Shear Bands. 1998. [3.2.2](#)
- [134] J. A. Rodríguez-Martínez, A. Rusinek, R. Pesci, and R. Zaera. Experimental and numerical analysis of the martensitic transformation in AISI 304 steel sheets subjected to perforation by conical and hemispherical projectiles. *International Journal of Solids and Structures*, 50(2) :339–351, 2013. [3.2.2](#)
- [135] R. D. Krieg and D. B. Krieg. Accuracies of Numerical Solution Methods for the Elastic-Perfectly Plastic Model. *American Society of Mechanical Engineers (Paper)*, (77 -PVP-1), 1977. [3.3](#)
- [136] Ronaldo I. Borja. Cam-Clay plasticity, Part II : Implicit integration of constitutive equation based on a nonlinear elastic stress predictor. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 88(2) :225–240, 1991. [3.3.1](#)
- [137] M. Ortiz and J. C. Simo. An analysis of a new class of integration algorithms for elastoplastic constitutive relations. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 23(3) :353–366, 1986. [3.3.1](#)
- [138] Otto M. Heeres, Akke S.J. Suiker, and René De Borst. A comparison between the Perzyna viscoplastic model and the consistency viscoplastic model. *European Journal of Mechanics, A/Solids*, 21(1) :1–12, 2002. [3.3.1](#)

- [139] D V Edmonds, K He, F C Rizzo, B C De Cooman, D K Matlock, and J G Speer. Quenching and partitioning martensite A novel steel heat treatment. *Materials Science and Engineering : A*, 438-440 :25–34, 2006. [A.1](#)
- [140] Kangying Zhu, Coralie Mager, and Mingxin Huang. Effect of substitution of Si by Al on the microstructure and mechanical properties of bainitic transformation-induced plasticity steels. *Journal of Materials Science & Technology*, 33(12) :1475–1486, 2017. [A.1](#)
- [141] Sandra Traint, Andreas Pichler, Karl Hauzenberger, Peter Stiaszny, and Ewald Werner. Influence of silicon, aluminium, phosphorus and copper on the phase transformations of low alloyed TRIP-steels. *Steel Research*, 73(6-7) :259–266, jun 2002. [A.1](#)
- [142] Daniel Krizan and Bruno C De Cooman. Mechanical Properties of TRIP Steel Microalloyed with Ti. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(8) :3481–3492, 2014. [A.1](#)
- [143] Zhaoli Zeng, Kolan Madhav Reddy, Shuangxi Song, Junfeng Wang, Li Wang, and Xiaodong Wang. Microstructure and mechanical properties of Nb and Ti microalloyed lightweight  $\delta$ -TRIP steel. *Materials Characterization*, 164 :110324, 2020. [A.1](#)
- [144] Fayez Alharbi, Azdiar A Gazder, Andrii Kostryzhev, Bruno C De Cooman, and Elena V Pereloma. The effect of processing parameters on the microstructure and mechanical properties of low-Si transformation-induced plasticity steels. *Journal of Materials Science*, 49(7) :2960–2974, 2014. [A.1](#)
- [145] Bert Verlinden, Julian Driver, Indradev Samajdar, and Roger D Doherty. *Thermo-mechanical processing of metallic materials*. Elsevier, 2007. [A.2](#)
- [146] Chunquan Liu, Qichun Peng, Zhengliang Xue, Shijie Wang, and Chengwei Yang. Microstructure and Mechanical Properties of Hot- Rolled and Cold-Rolled Medium-Mn TRIP Steels, 2018. [A.2](#)
- [147] Seung Chul Baik, Seongju Kim, Young Sool Jin, and Ohjoon Kwon. Effects of Alloying Elements on Mechanical Properties and Phase Transformation of Cold Rolled TRIP Steel Sheets. *ISIJ International*, 41(3) :290–297, 2001. [A.2](#)
- [148] Koh-ichi Sugimoto, Noboru Usui, Mitsuyuki Kobayashi, and Shun-ichi Hashimoto. Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Ductility of TRIP-aided Dual-phase Steels. *ISIJ International*, 32(12) :1311–1318, 1992. [A.2](#)
- [149] Saeed Deldar, Hamed Mirzadeh, and Mohammad Habibi Parsa. Toward Unraveling the Importance of Deformed Microstructure before TRIP Heat Treatment in Transformation-Induced Plasticity Steels. *steel research international*, 88(5) :1600275, may 2017. [A.2](#)
- [150] N Saeidi, M Raeissi, H R Vaghei, and M M Abdar. Extraordinary strength and ductility obtained in transformation-induced plasticity steel by slightly modifying its chemical composition. *Materials Science and Engineering : A*, 702 :225–231, 2017. [A.2](#)

## **Annexes**

# Éléments alphagènes et gammagènes

## A.1 Éléments Alphagène

**Le chrome (Cr)** : Élément stabilisateur de la phase ferritiques, il est la cause du phénomène de la passivation de l'acier et constitue au-delà de 13% d'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables. Cet élément augmente la résistance à la rupture des aciers faiblement alliés, élément trempant très actif dans les aciers  $C - Mn$ . Il forme des carbures qui participent à la résistance à l'abrasion et s'oppose au grossissement de grains lors de l'austénisation. Il confère une bonne résistance à la corrosion dans le cas des aciers fortement alliés. Lorsqu'il est associé avec le molybdène et le nickel, il confère de bonnes propriétés mécaniques à des températures supérieures à 500°C.

**Le molybdène (Mo)** : Augmente la résistance au fluage des aciers au chrome et diminue la fragilité au revenu. Il améliore sensiblement la résistance à la corrosion intergranulaire et par piqûres. Il confère une plus grande sensibilité à la décarburation et au phénomène d'oxydation pour des maintiens entre 1000 et 1100°C. De plus, il augmente la résistance mécanique à chaud, l'addition de molybdène est généralement limitée à 4% en poids afin de diminuer la tendance à l'élargissement du champ de ( $\zeta$ ).

**Le silicium (Si)** : C'est également un élément alphagènes. Il améliore la résistance à l'oxydation à chaud dans le cas d'un milieu d'acide nitrique, il augmente la résistance à la corrosion.

**Le vanadium (V)** : Élément formateur de fer ( $\alpha$ ). Il améliore la résistance mécanique au choc. [139, 140, 141]

**Le titane (Ti)** : Élément formateur de ferrite ( $\alpha$ ). Il se combine dans les aciers ferritiques et austénitiques avec le carbone pour former un carbure de titane, et avec l'azote pour former un nitrure de titane, dont l'existence rend l'acier insensible à la corrosion inter cristalline.[142, 143]

**Le niobium (Nb)** : C'est un élément alphagènes, il se combine également avec le carbone dans les aciers pour s'opposer à la corrosion intergranulaire.[144]

## A.2 Éléments gammagènes

**Le nickel (Ni) :** Grâce à son rôle gammagène, il élargit le domaine d'existence de l'austénite. Le nickel est un élément stabilisateur de l'austénite ; il favorise le passage de la structure cubique centrée (ferritiques) de l'acier inoxydable à la structure cubique faces centrées (austénitique). En outre, il améliore la résistance à la corrosion, renforce en particulier la résistance à la corrosion sous tension, affine le grain et améliore la ductilité. Il a une influence favorable sur la trempabilité, la résistance aux chocs et la ténacité des calamines, ainsi qu'une influence plutôt défavorable sur le traitement thermique par revenu.

**Le carbone (C) :** Il stabilise le fer ( $\gamma$ ), c'est l'élément essentiel non métallique de tous les aciers. Il élargit fortement le domaine austénitique. Pour des raisons de corrosion chimique, la teneur en C est maintenue plus basse (inférieure à 0.6%). Il améliore les caractéristiques mécaniques (Charge à la rupture, fluage et dureté). Son dosage est limité, car il favorise le pouvoir trempant de l'acier et augmente le risque de fissuration lors du soudage .[145, 146]

**Le manganèse (Mn) :** Bien que classé comme élément gammagène, devient alphasène aux teneurs supérieures à 7%, rend difficile la transformation de l'austénite en martensite dans les aciers *Cr – Ni* et lors des sollicitations mécaniques aux basses températures.[147, 148]

**L'azote (N) :** Élément stabilisateur de l'austénite, il agit comme le carbone et contribue également à stabiliser l'austénite. Associé à une basse teneur de carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire.

**Le cuivre (Cu) :** Il est additionné aux aciers austénitiques dans des cas particuliers pour améliorer la résistance à la corrosion ou pour accroître l'aptitude à la frappe à froid.[149, 150]

## Étude paramétrique : Lopins

### B.1 Paramètre $B$

Cas	1	2	3	4
B	800	1200	1600	2000

TABLEAU B.1 – Valeurs de paramètre B

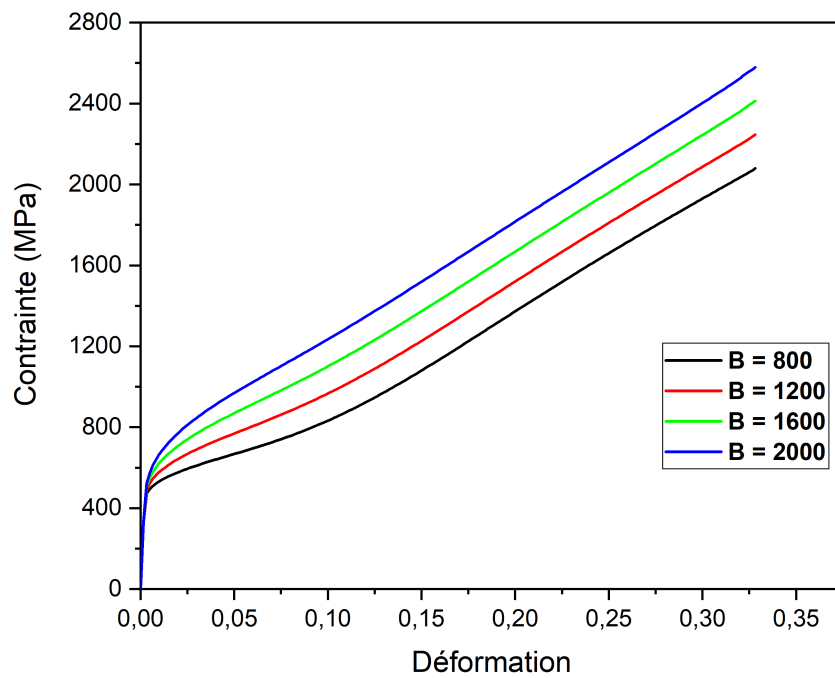


FIGURE B.1 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

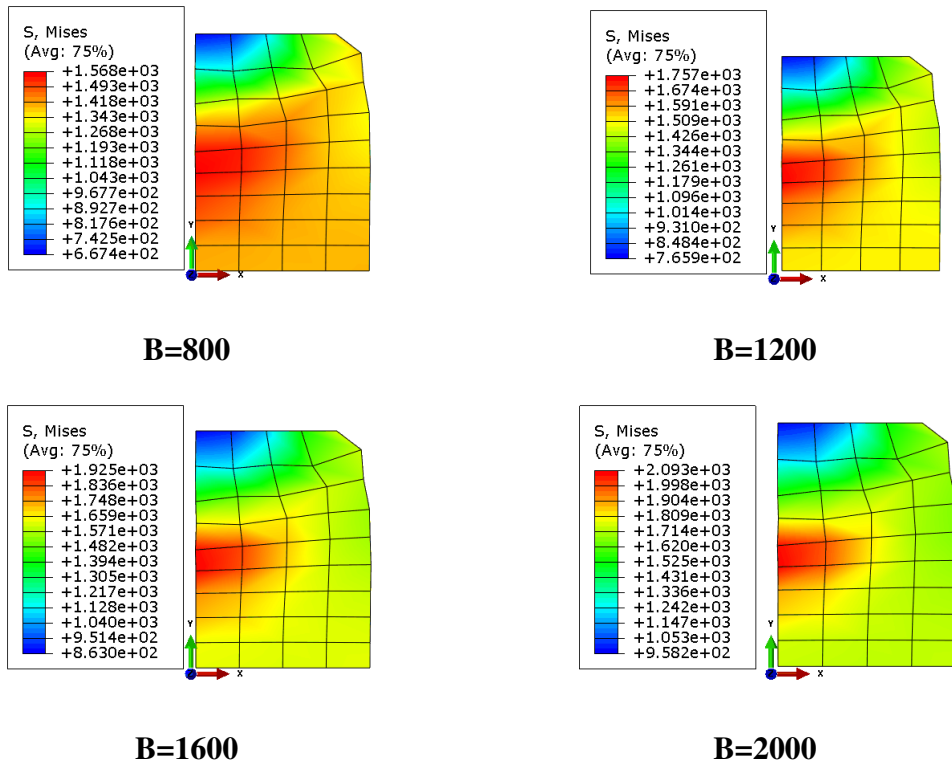


FIGURE B.2 – Contour : Contrainte de Von mises.

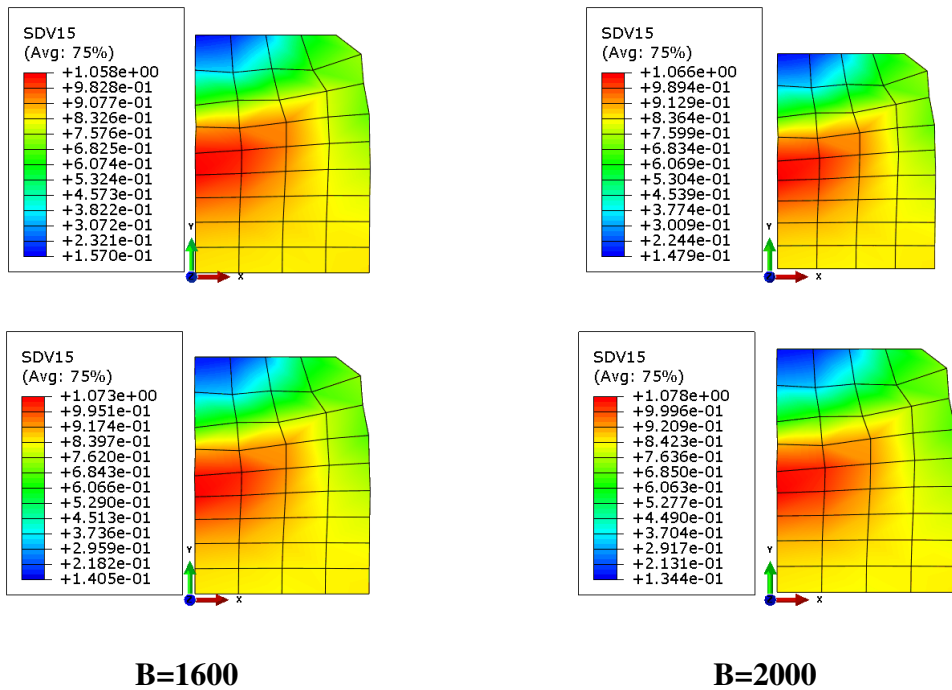


FIGURE B.3 – Contour : Déformation plastique.

## B.2 Paramètres $m$

Cas	1	2	3	4
$m$	0.2	0.3	0.4	0.6

TABLEAU B.2 – Valeurs de paramètre  $m$

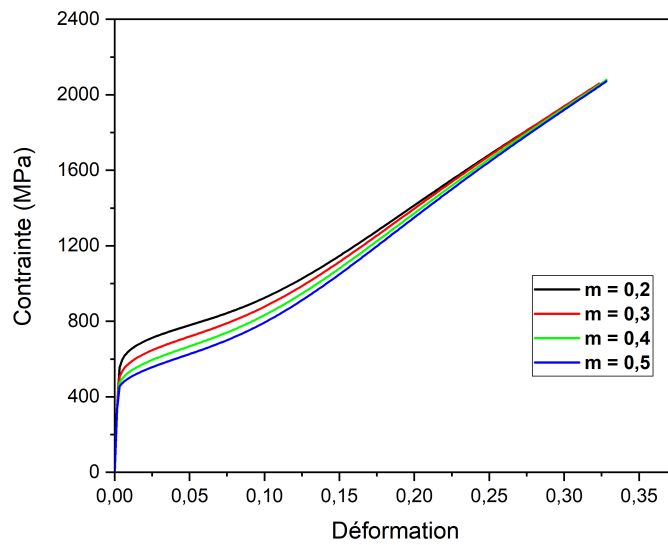


FIGURE B.4 – Influence du paramètre  $B$  sur la courbe contrainte déformation.

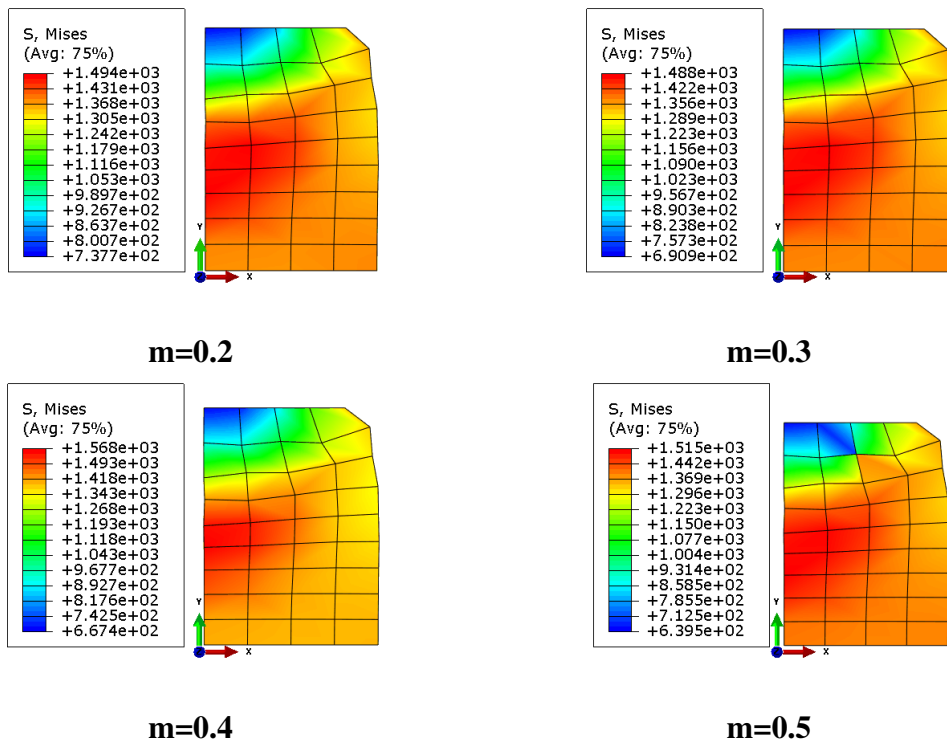


FIGURE B.5 – Contour : Contrainte de Von mises.

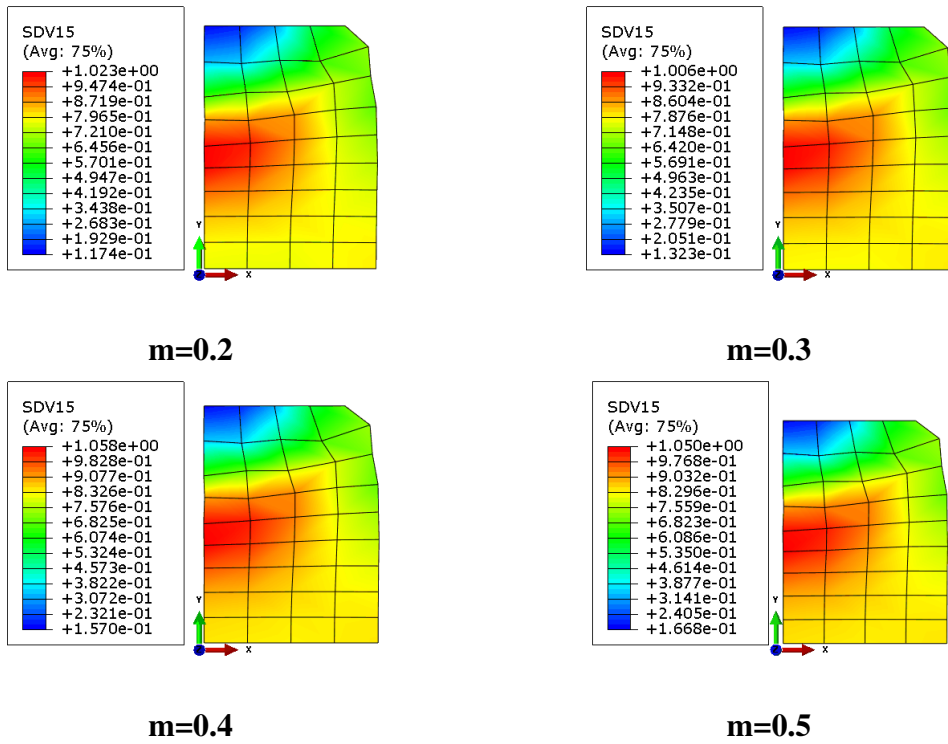


FIGURE B.6 – Contour : Déformation plastique.

### B.3 Paramètres $\beta_2$

Cas	1	2	3	4
$\beta_2$	2E-5	4E-5	6E-5	8E-5

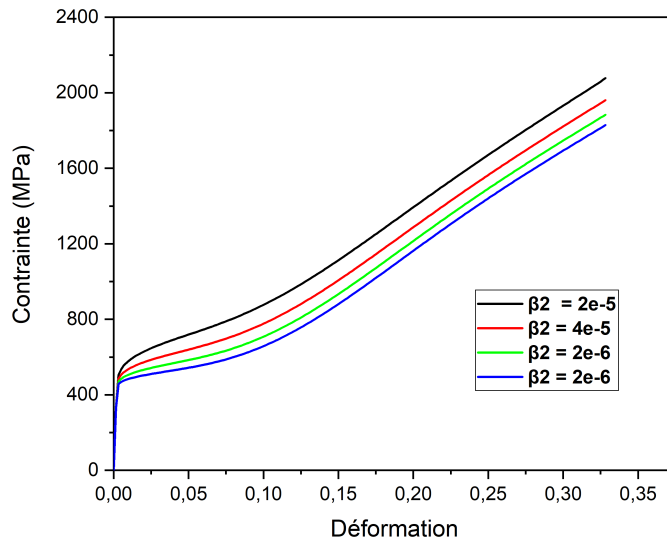


FIGURE B.7 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

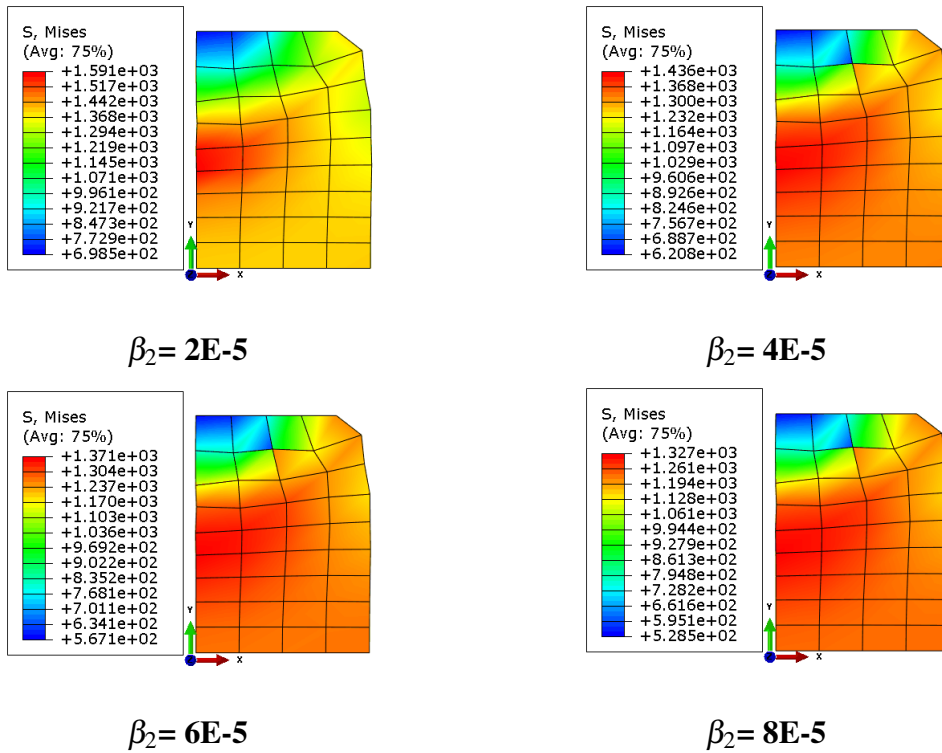


FIGURE B.8 – Contour : Contrainte de Von mises.

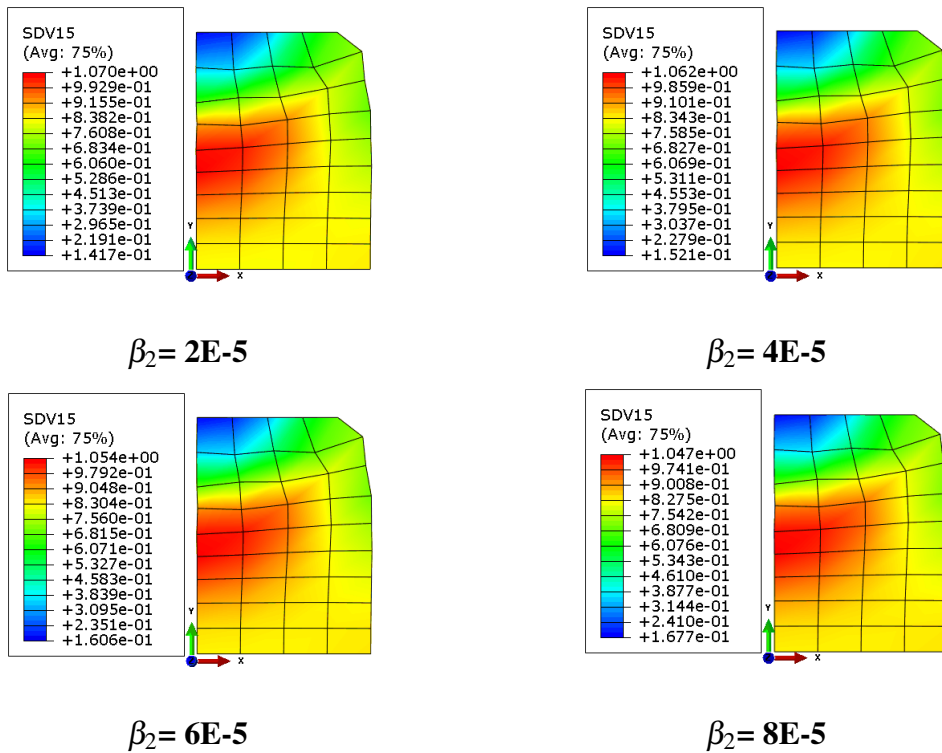


FIGURE B.9 – Contour : Déformation plastique.

## B.4 Paramètres $\hat{Y}$

Cas	1	2	3	4
$\hat{Y}$	200	400	600	800

TABLEAU B.4 – Paramètre B

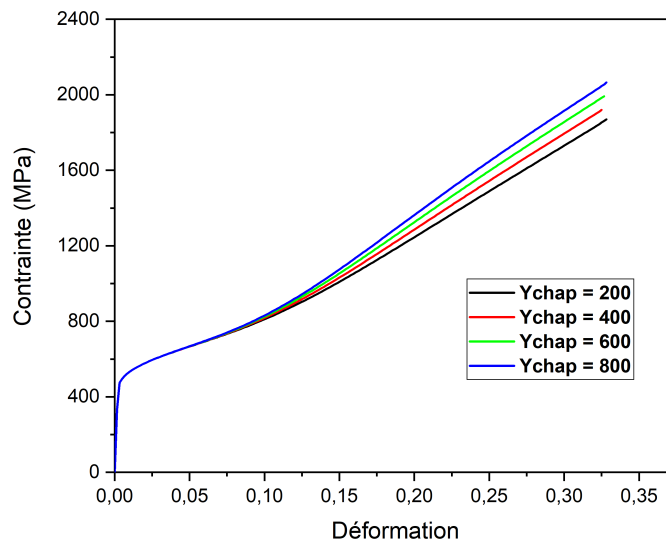


FIGURE B.10 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

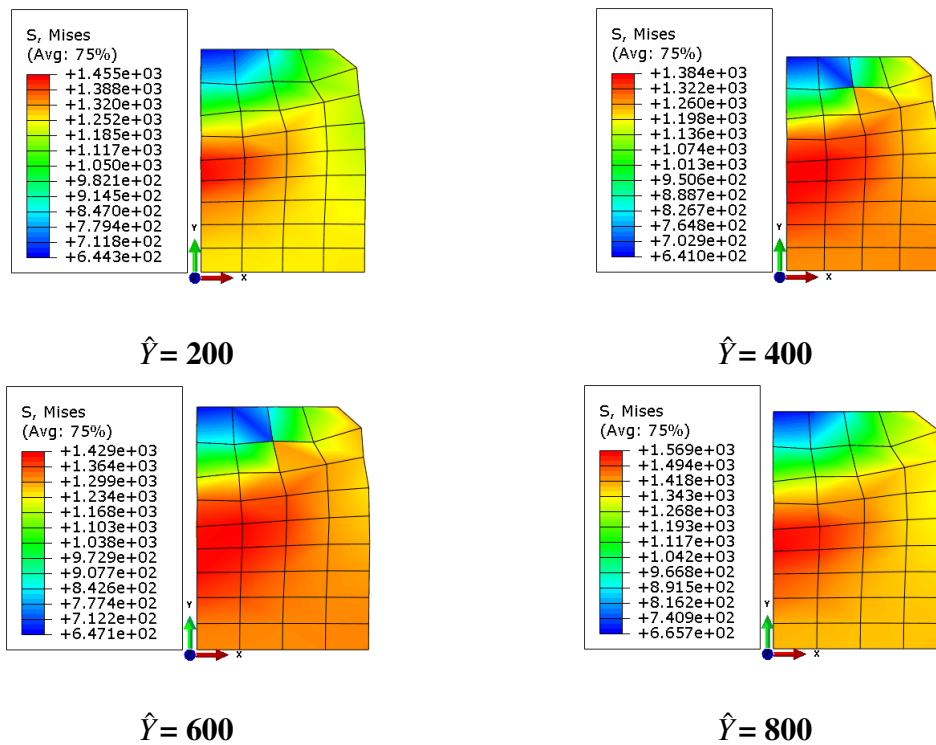


FIGURE B.11 – Contour : Contrainte de Von mises.

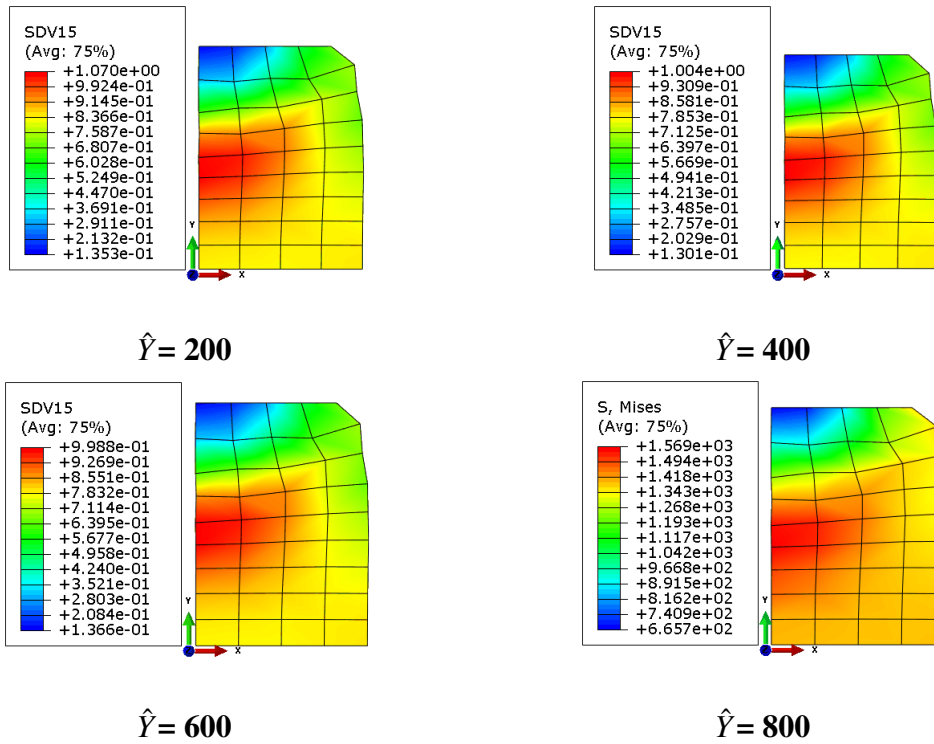


FIGURE B.12 – Contour : Déformation plastique.

### B.5 Paramètres $\eta_0^{vp}$

Cas	1	2	3	4
$\eta_0^{vp}$	2e-7	4e-7	6e-7	1e-6

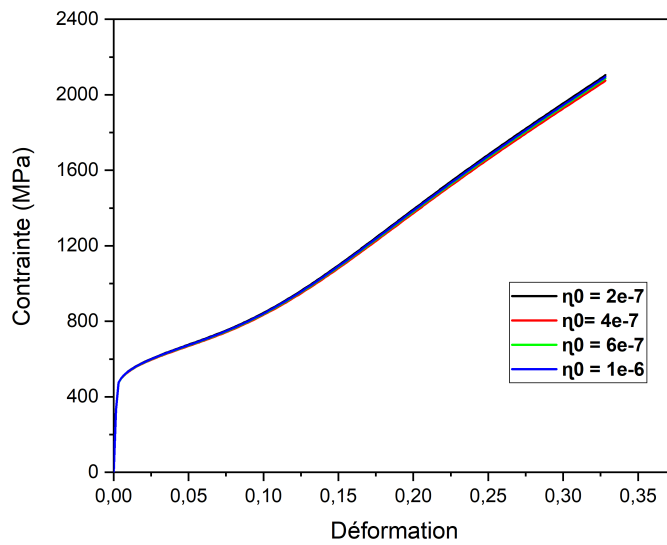


FIGURE B.13 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

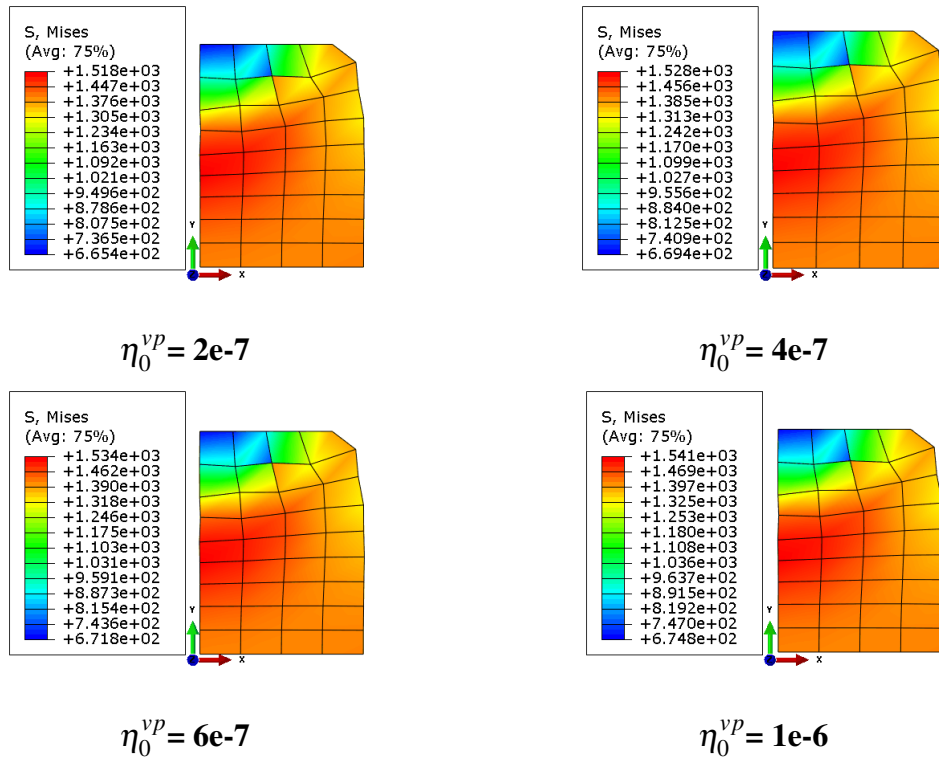


FIGURE B.14 – Contour : Contrainte de Von mises.

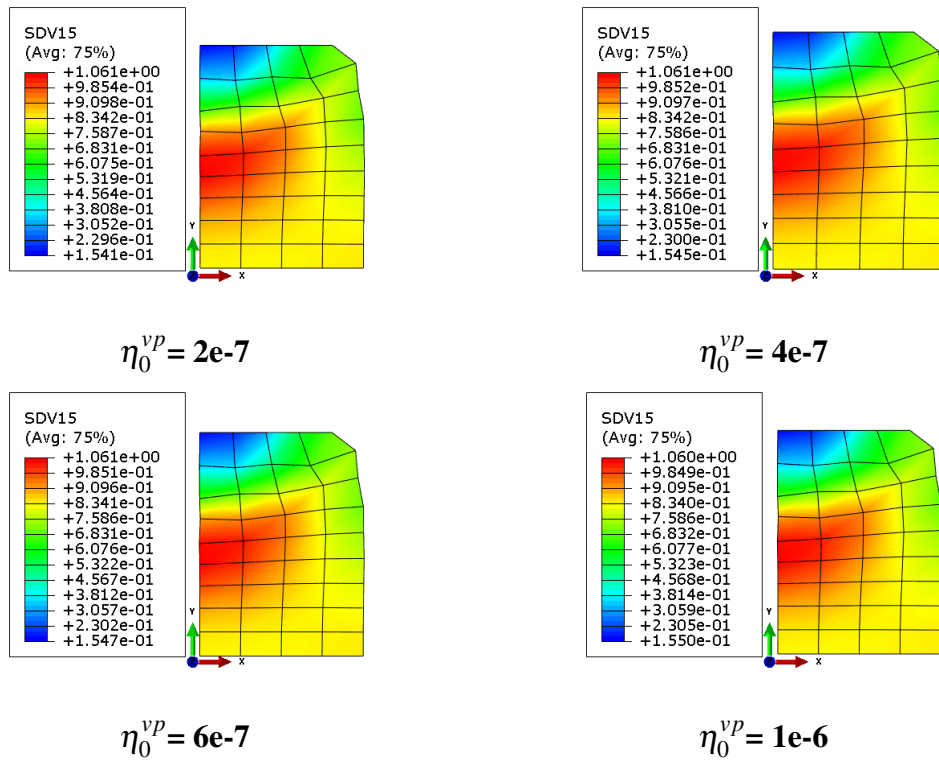


FIGURE B.15 – Contour : Déformation plastique.

## B.6 Paramètres $q_1$

Cas	1	2	3	4
$q_1$	1	1.5	1.8	2

TABLEAU B.6 – Paramètre  $q_1$

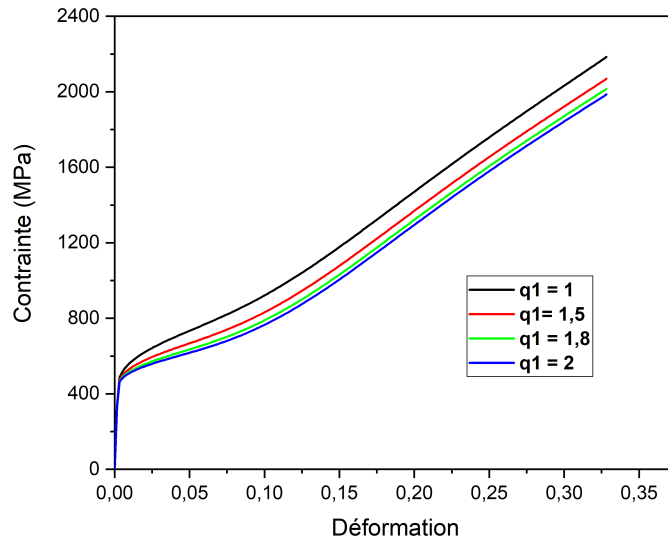


FIGURE B.16 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

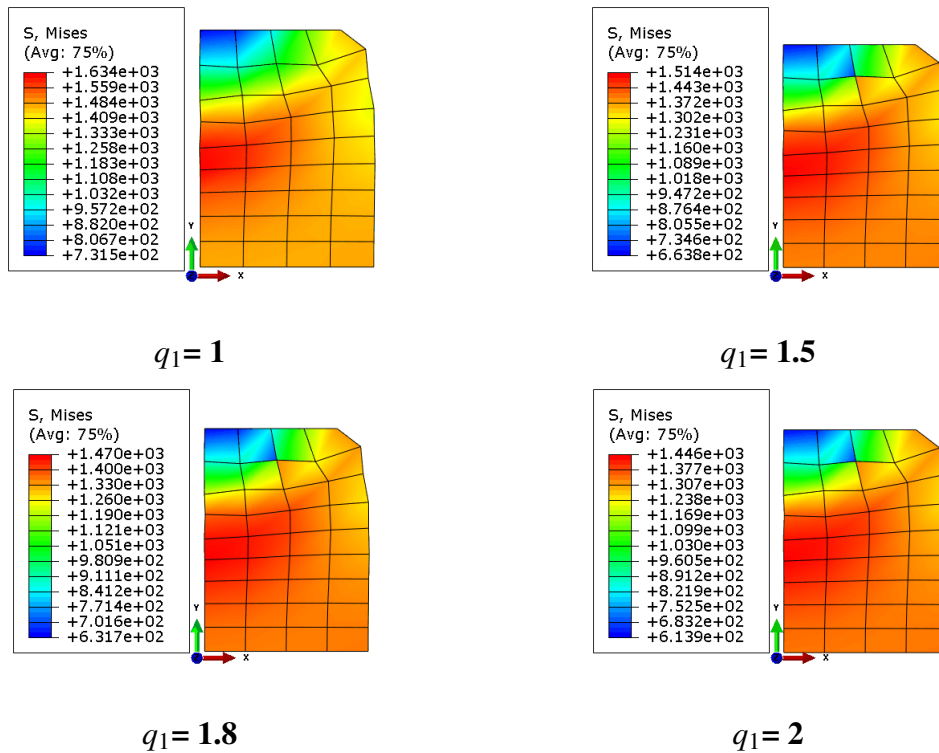


FIGURE B.17 – Contour : Contrainte de Von mises.

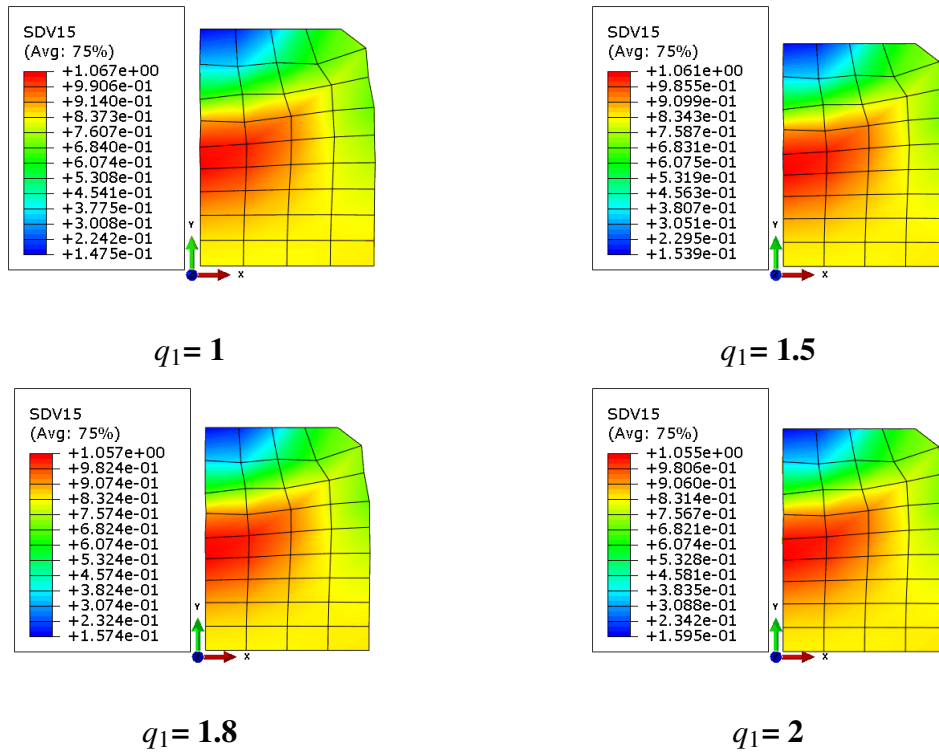


FIGURE B.18 – Contour : Déformation plastique.

## B.7 Paramètres $q_2$

Cas	1	2	3	4
$q_2$	0.2	0.5	0.8	1

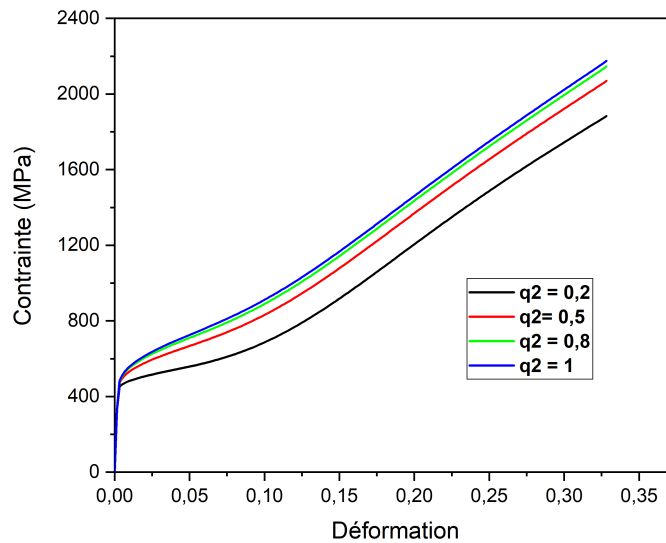


FIGURE B.19 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

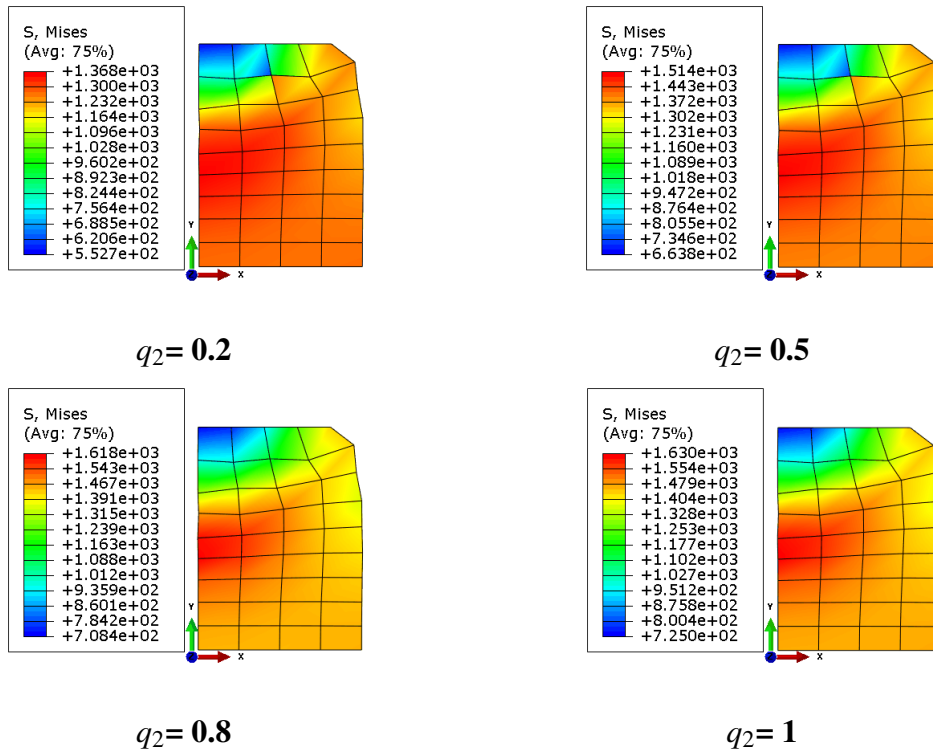


FIGURE B.20 – Contour : Contrainte de Von mises.

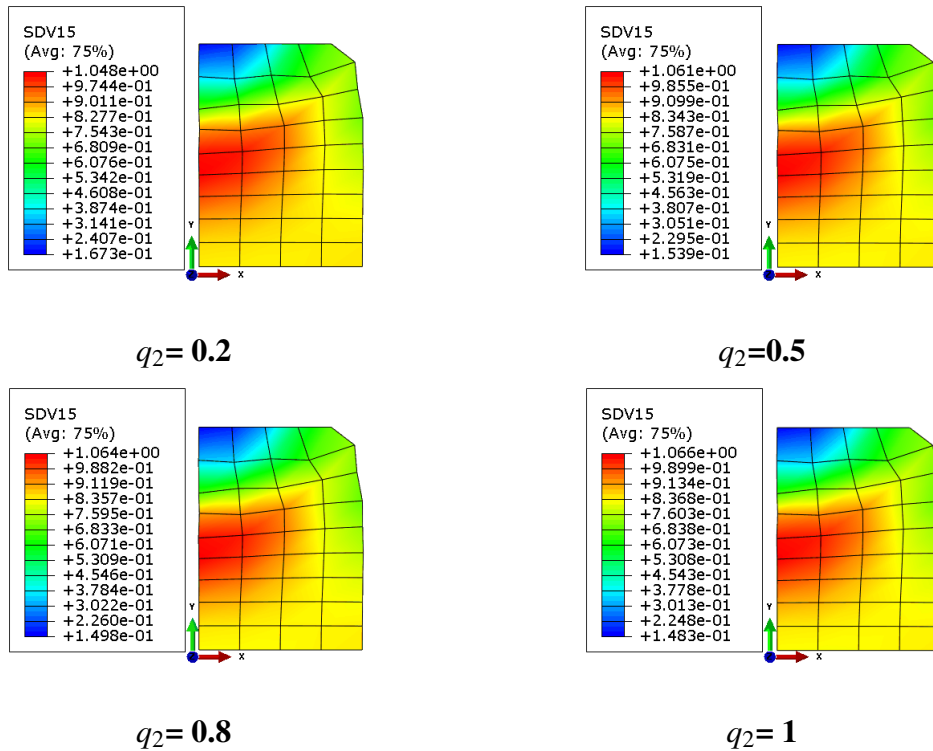


FIGURE B.21 – Contour : Déformation plastique.

## B.8 Paramètres $Y_a$

Cas	1	2	3	4
$Y_a$	400	500	600	700

TABLEAU B.8 – Paramètre  $Y_a$

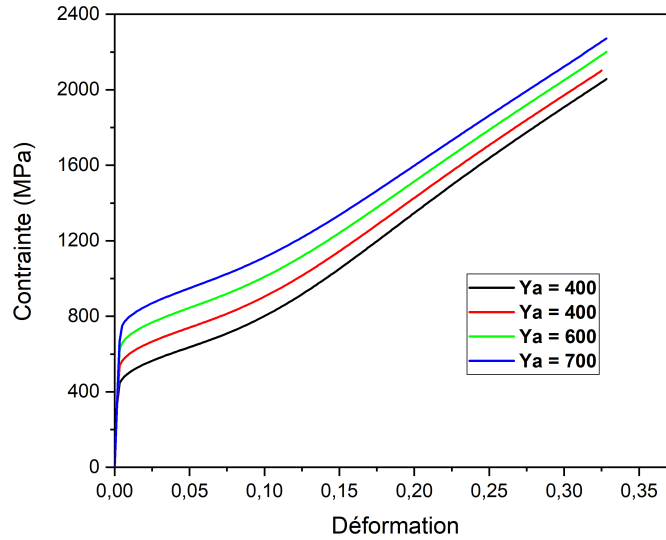


FIGURE B.22 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

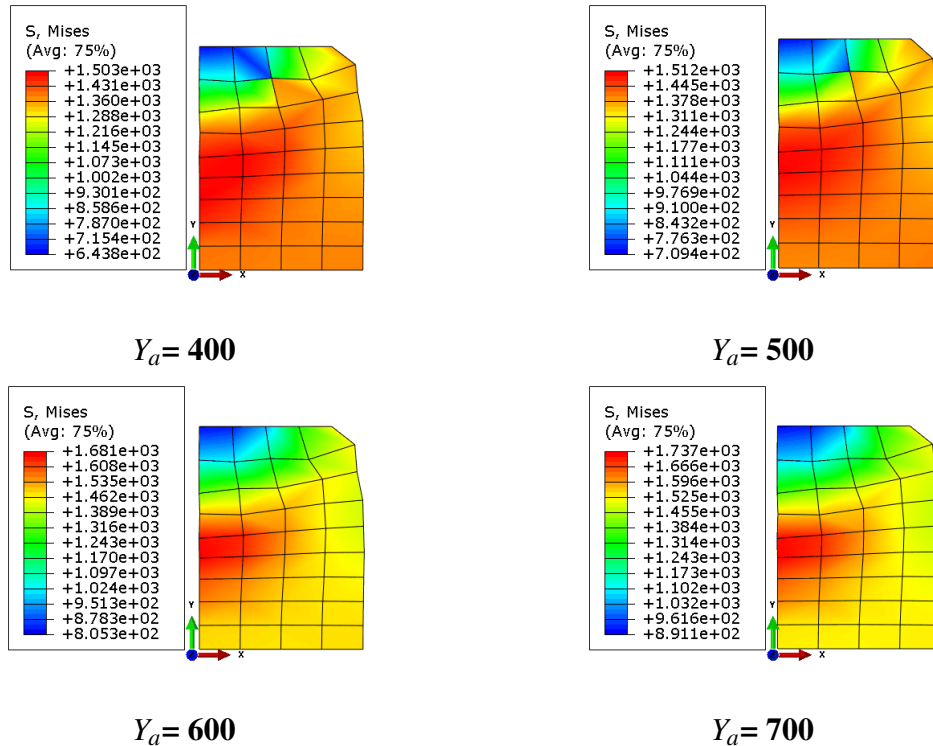


FIGURE B.23 – Contour : Contrainte de Von mises.

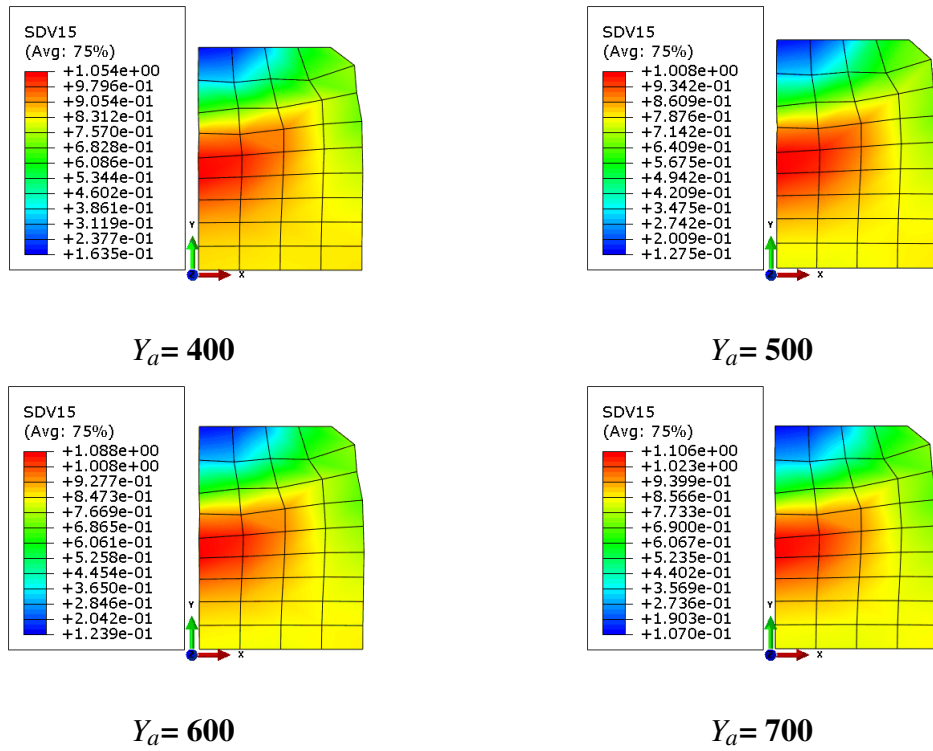


FIGURE B.24 – Contour : Déformation plastique.

## B.9 Paramètres $\xi$

Cas	1	2	3	4
$\xi$	5	10	15	20

TABLEAU B.9 – Paramètre  $\xi$

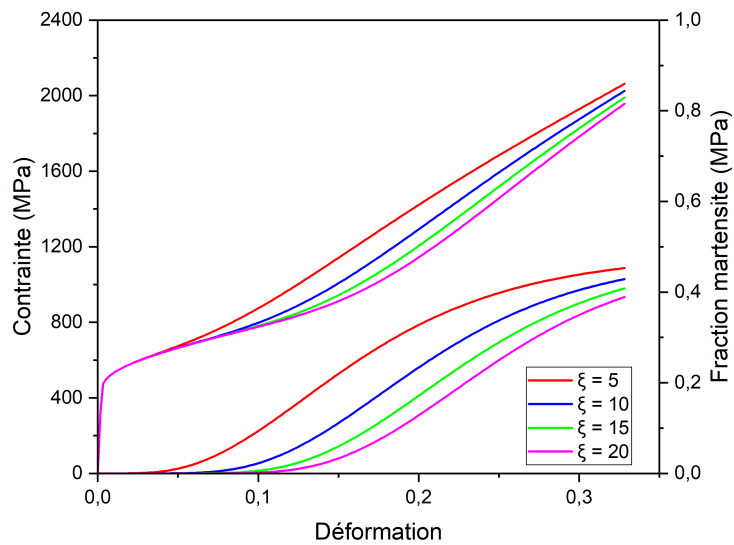


FIGURE B.25 – Influence du paramètre  $\xi$  sur la courbe contrainte déformation.

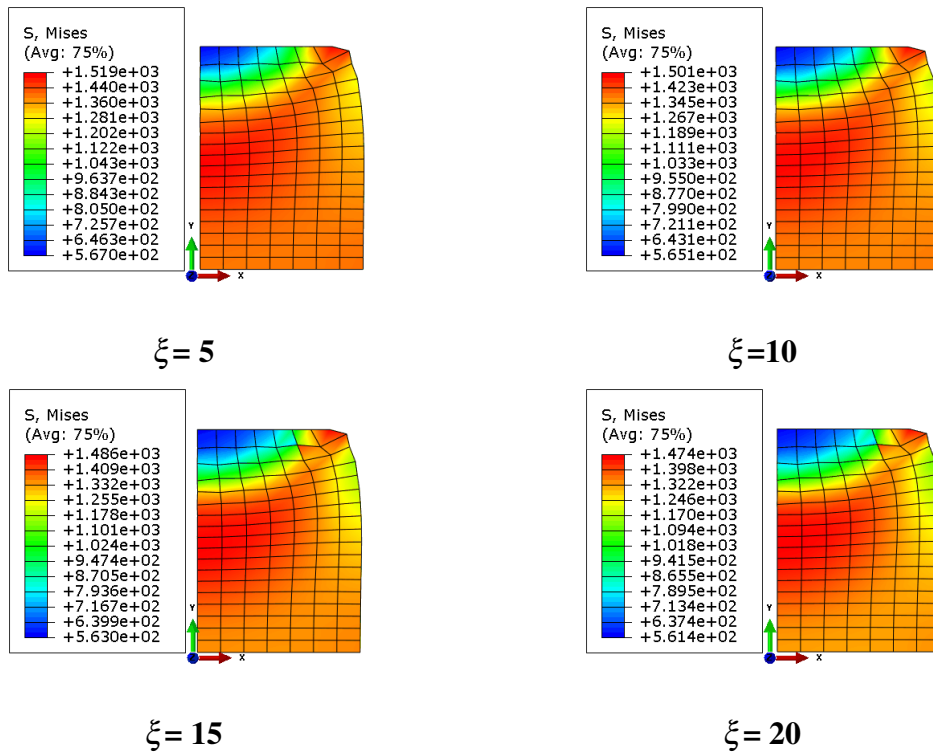


FIGURE B.26 – Contour : Contrainte de Von mises.

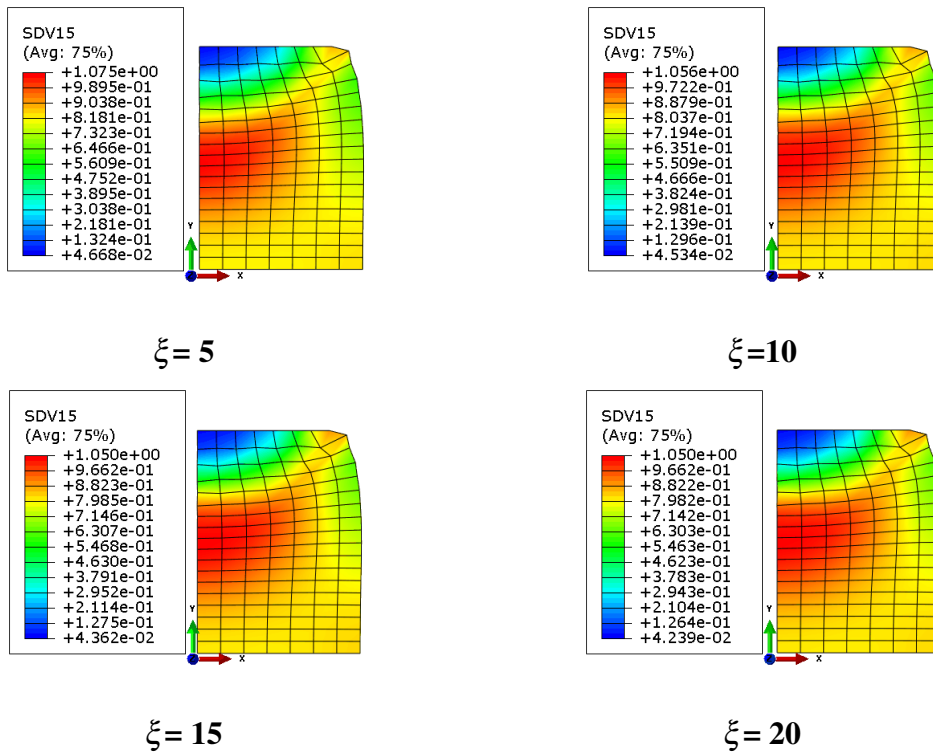


FIGURE B.27 – Contour : Déformation plastique équivalente.

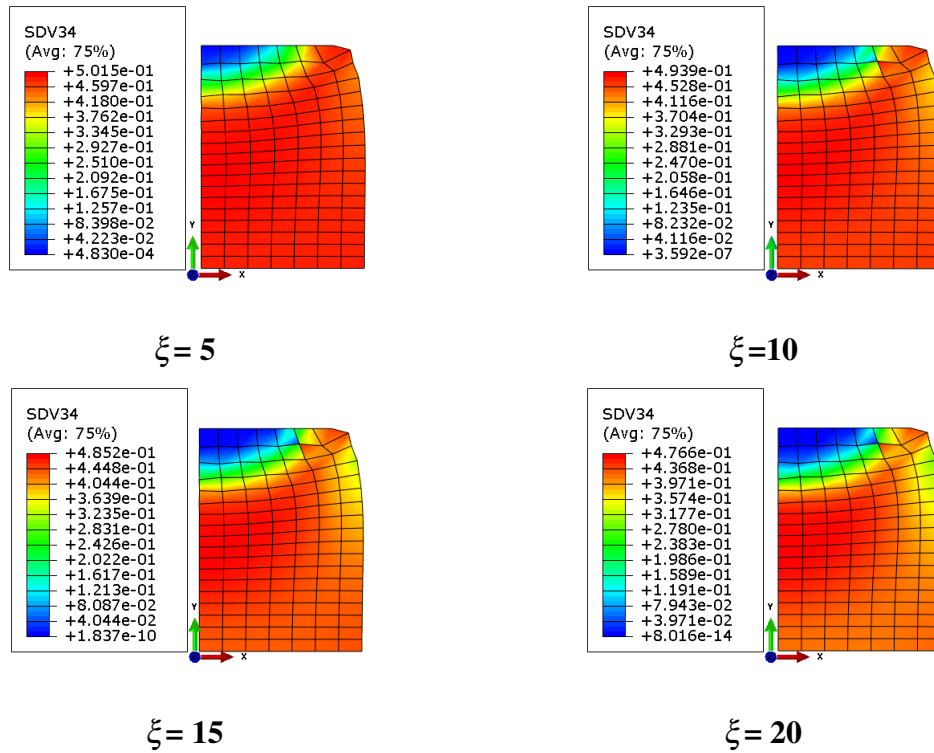
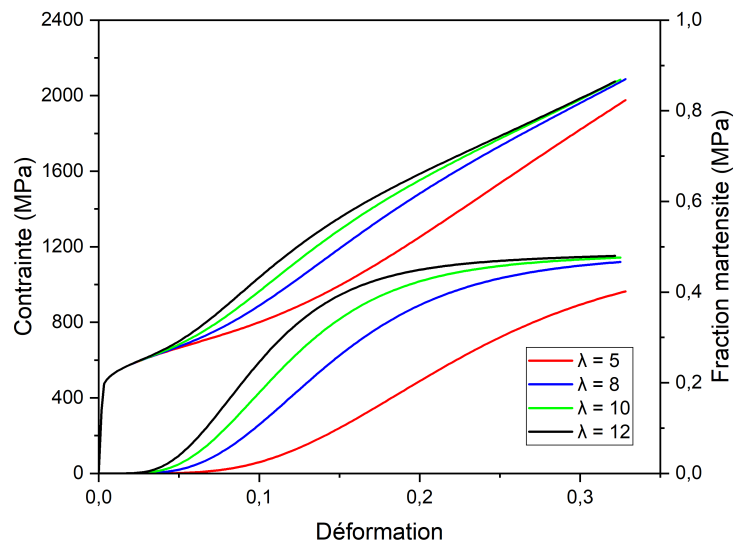


FIGURE B.28 – Contour : Fraction martensitique.

## B.10 Paramètres $\lambda$

Cas	1	2	3	4
$\lambda$	5	10	15	20

TABLEAU B.10 – Paramètre  $\lambda$ FIGURE B.29 – Influence du paramètre  $\lambda$  sur les courbes contrainte déformation et fraction de la martensite déformation.

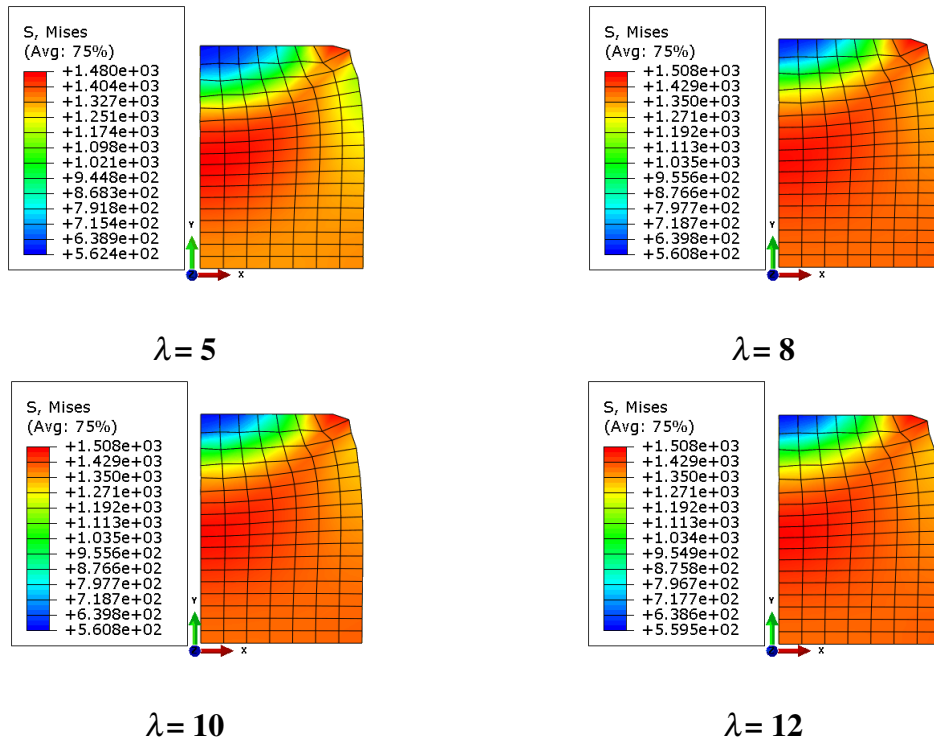


FIGURE B.30 – Contour : Contrainte de Von mises.

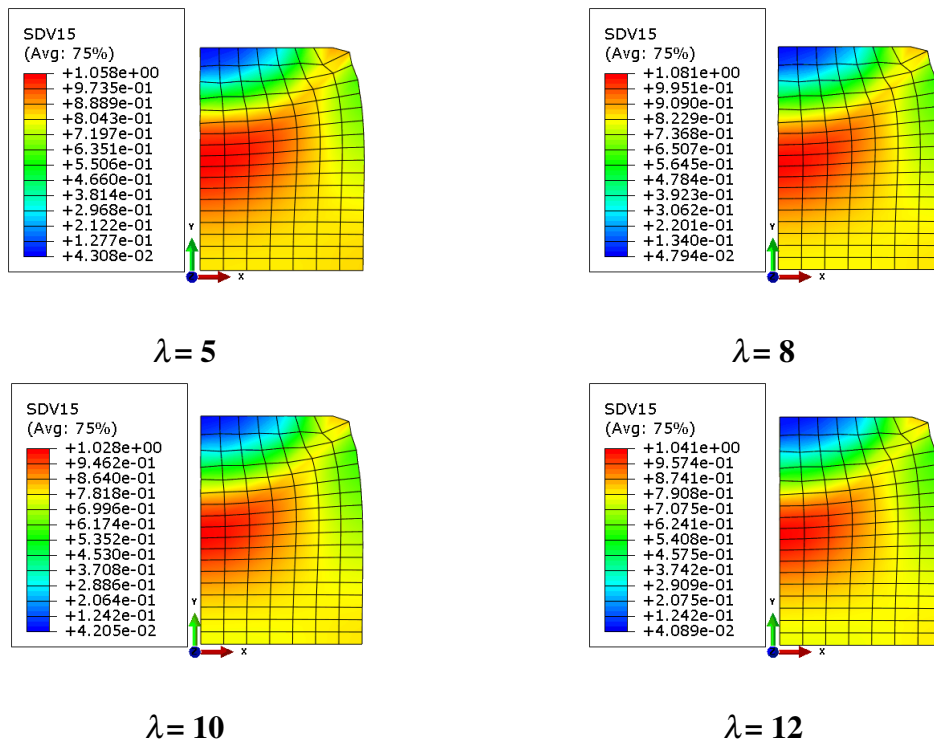


FIGURE B.31 – Contour : Déformation plastique équivalente.

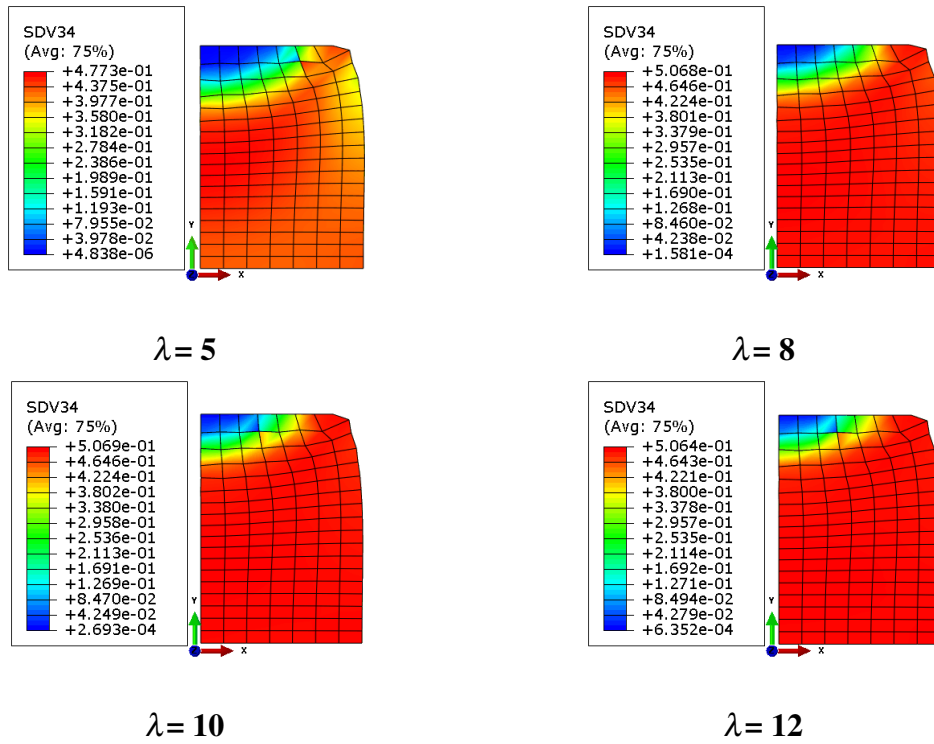


FIGURE B.32 – Contour : Fraction martensitique.

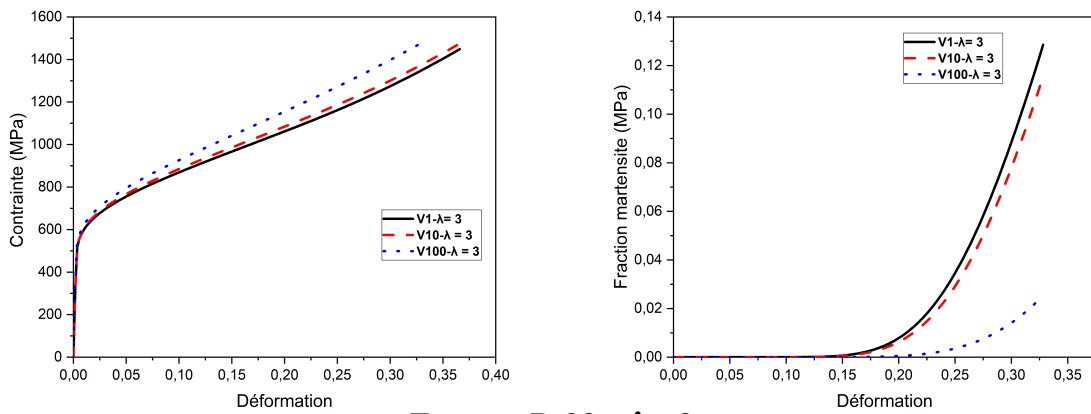


FIGURE B.33 –  $\lambda = 3$

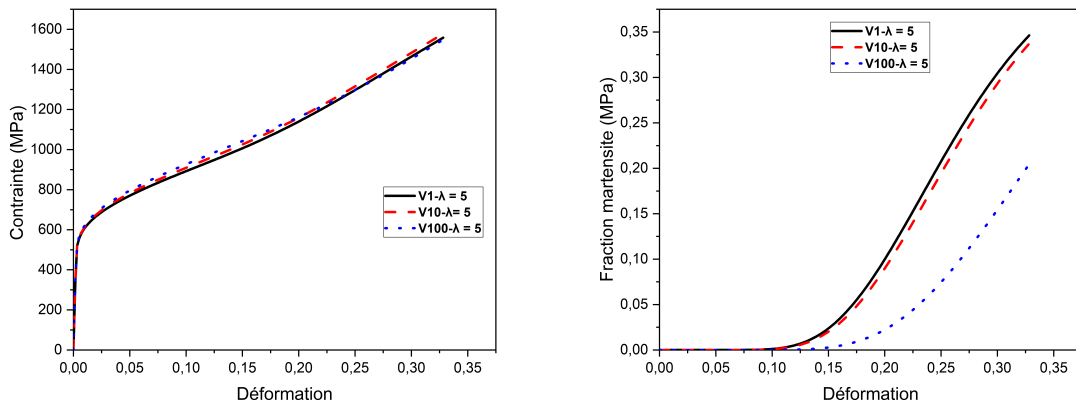


FIGURE B.34 –  $\lambda = 5$

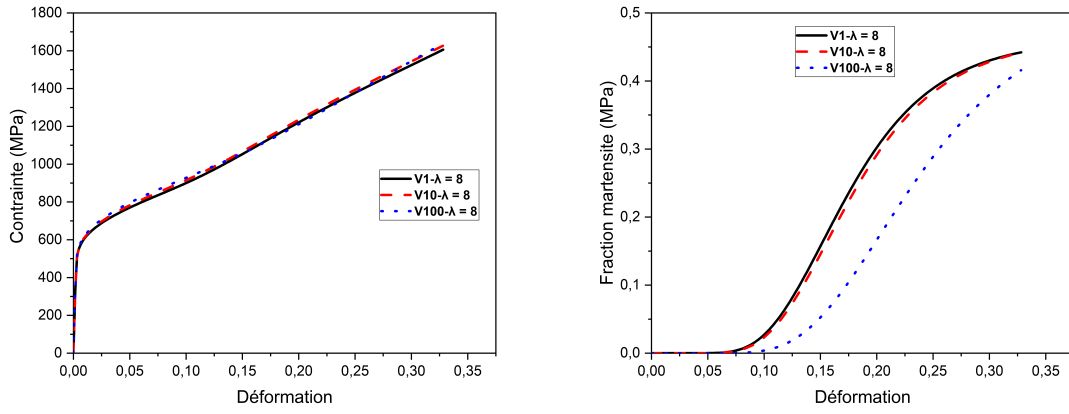


FIGURE B.35 –  $\lambda = 8$

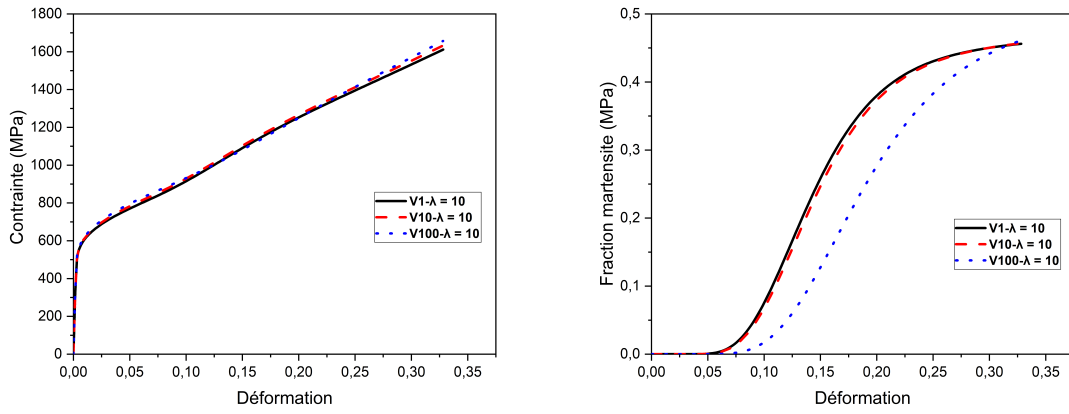


FIGURE B.36 –  $\lambda = 10$

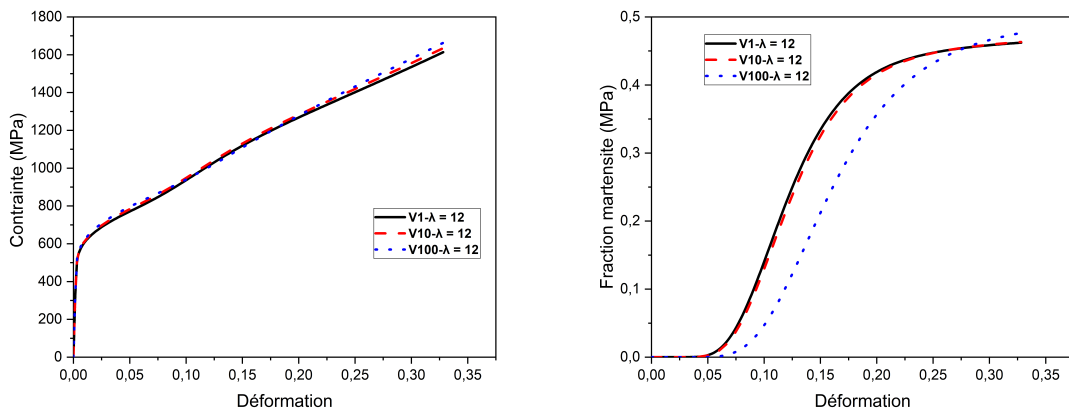


FIGURE B.37 –  $\lambda = 12$

## B.11 Paramètres $\lambda_0$

Cas	1	2	3	4
$\lambda_0$	0.3	0.6	0.8	1.5

TABLEAU B.11 – Paramètre  $\lambda_0$

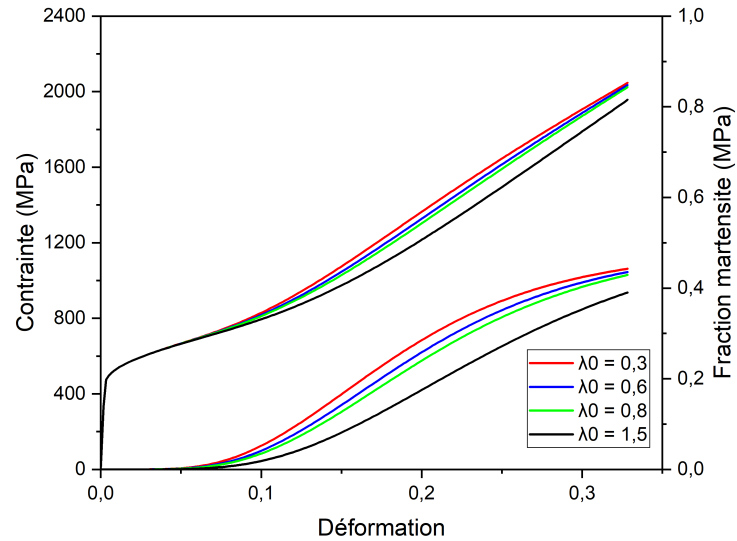


FIGURE B.38 – Influence du paramètre  $\lambda_0$  sur les courbes contrainte déformation et fraction de la martensite déformation.

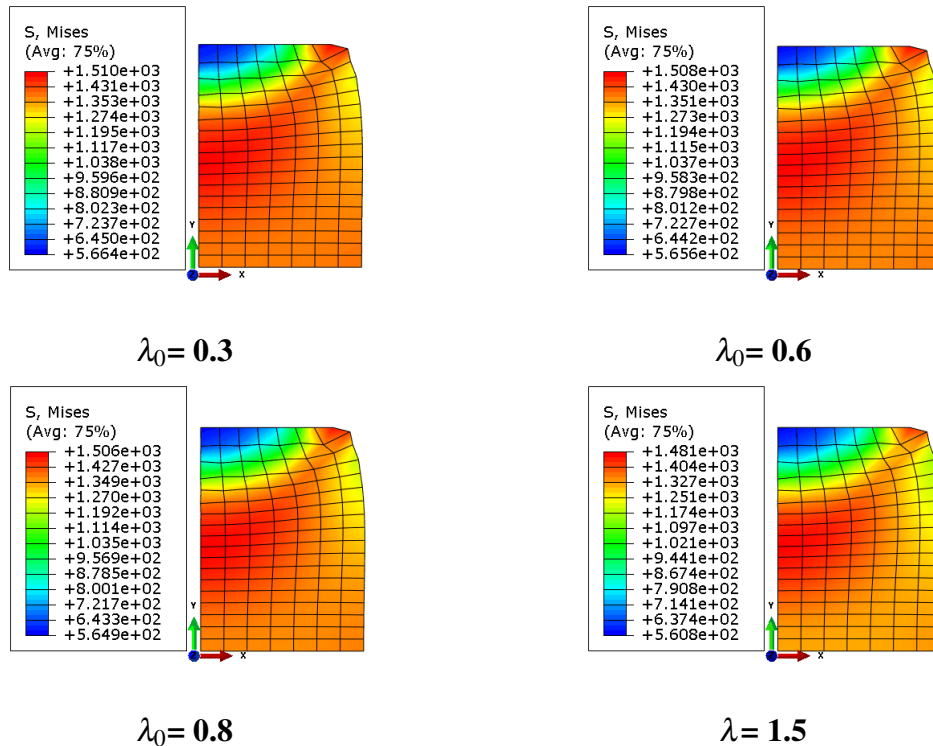


FIGURE B.39 – Contour : Contrainte de Von mises.

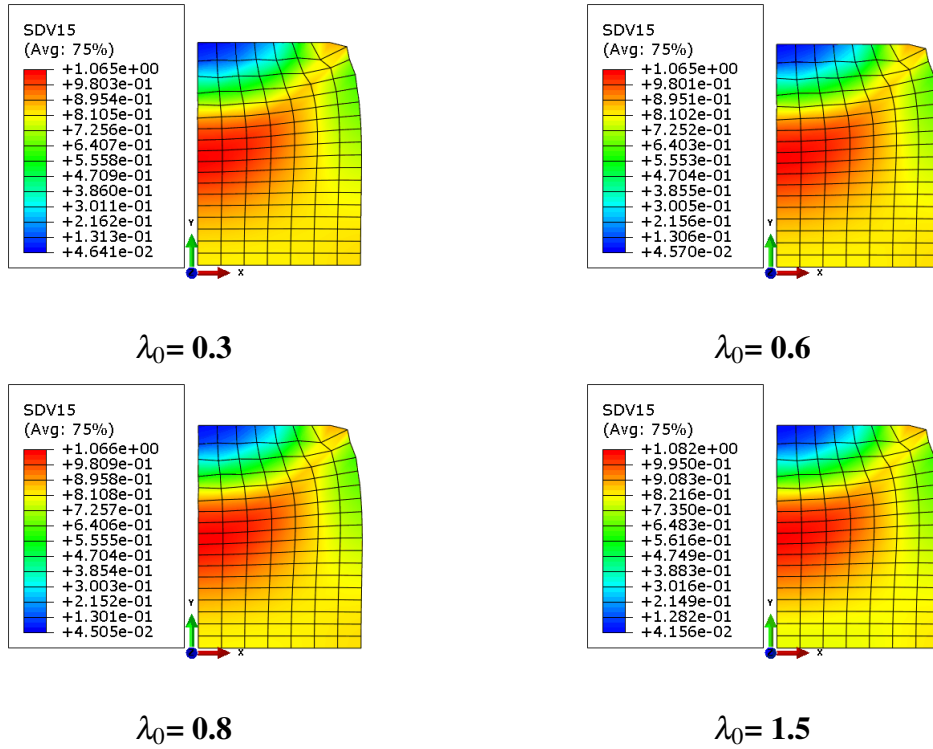


FIGURE B.40 – Contour : Déformation plastique équivalente.

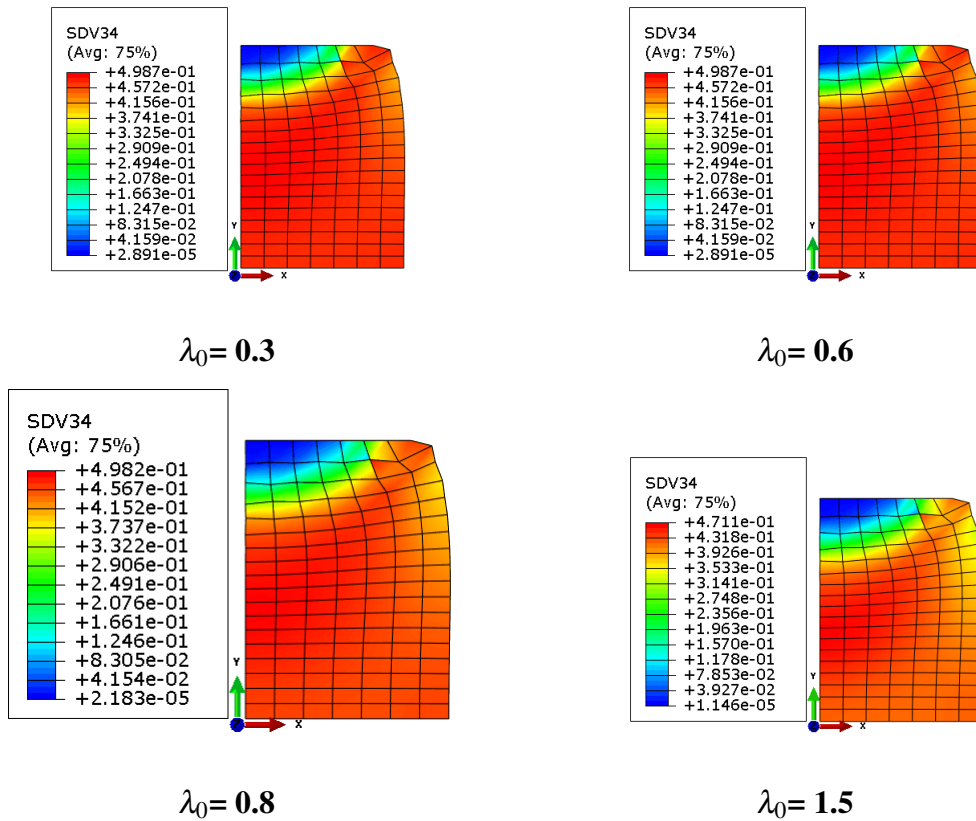
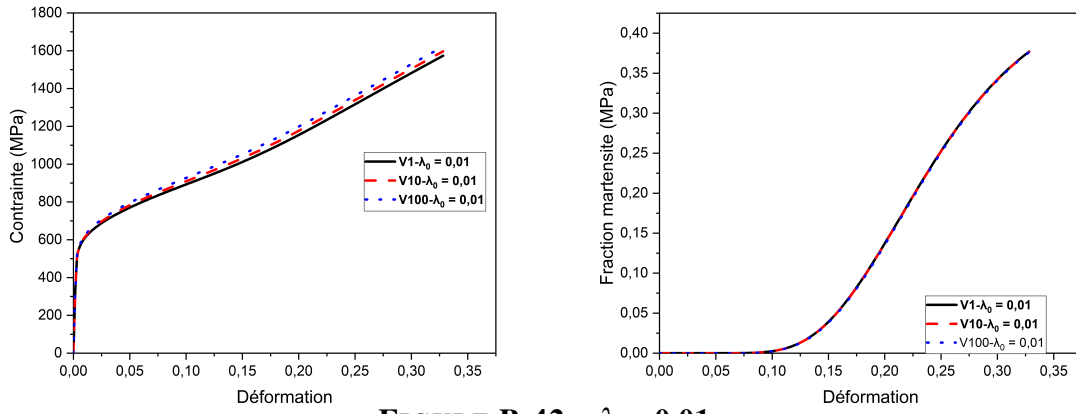
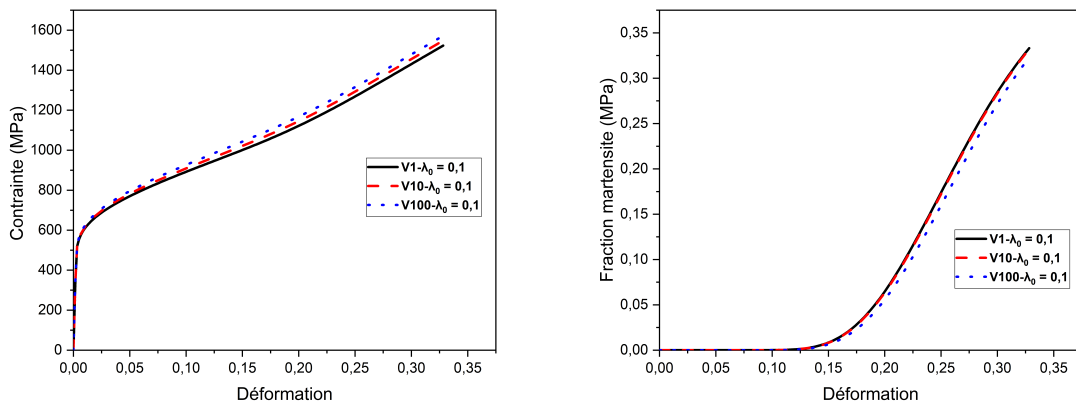
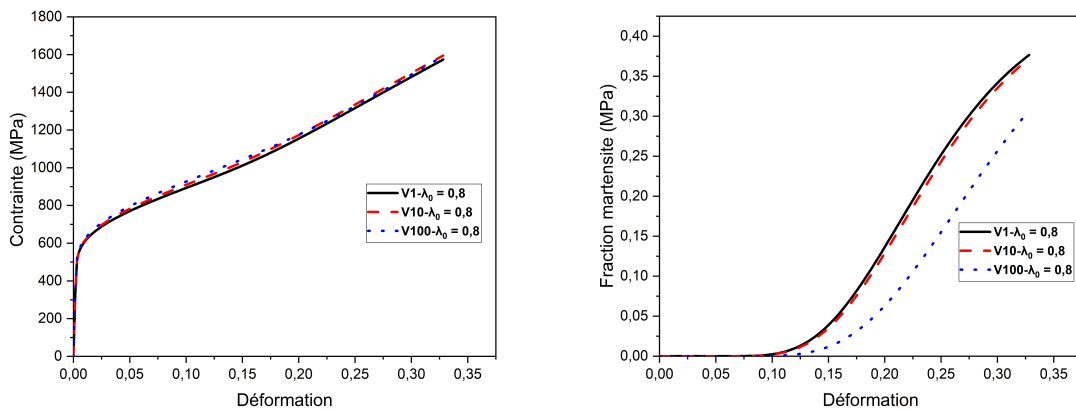
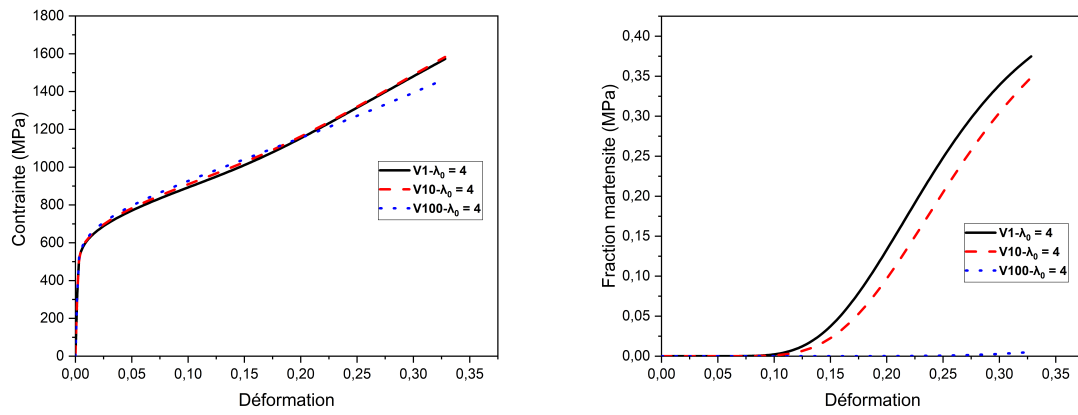
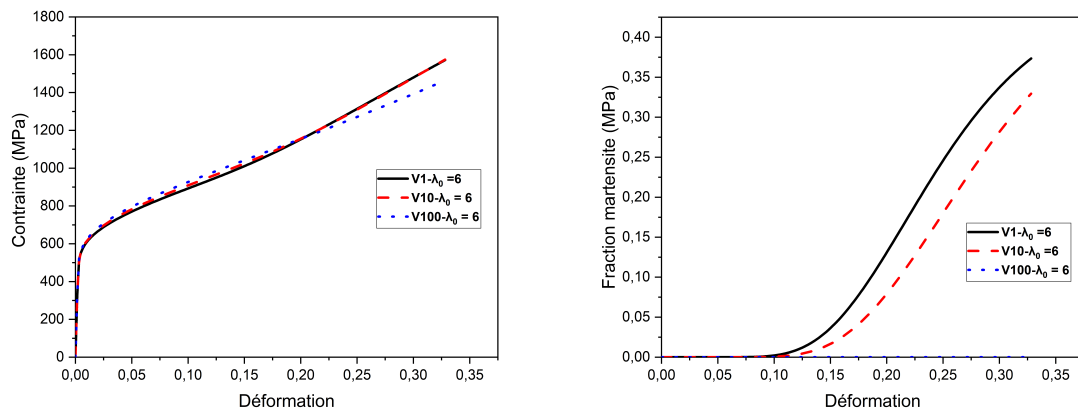


FIGURE B.41 – Contour : Fraction martensitique.

FIGURE B.42 –  $\lambda_0 = 0.01$ FIGURE B.43 –  $\lambda_0 = 0.1$ FIGURE B.44 –  $\lambda_0 = 0.8$

**FIGURE B.45 –  $\lambda_0 = 4$** **FIGURE B.46 –  $\lambda_0 = 6$**

# Étude paramétrique des tubes

## C.1 Paramètre $B$

Cas	1	2	3	4
B	500	700	1000	1200

TABLEAU C.1 – Valeurs de paramètre B

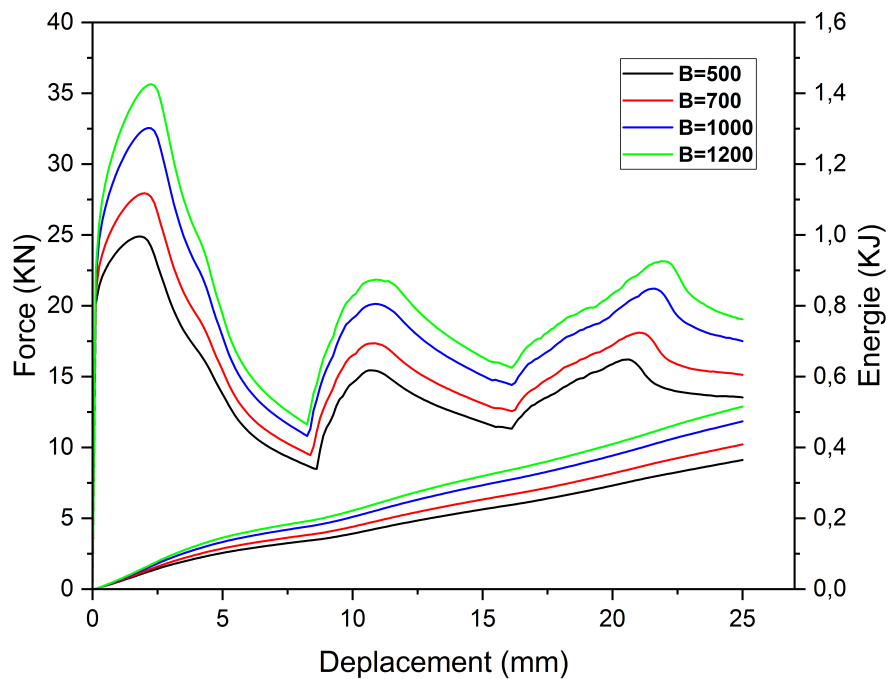


FIGURE C.1 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

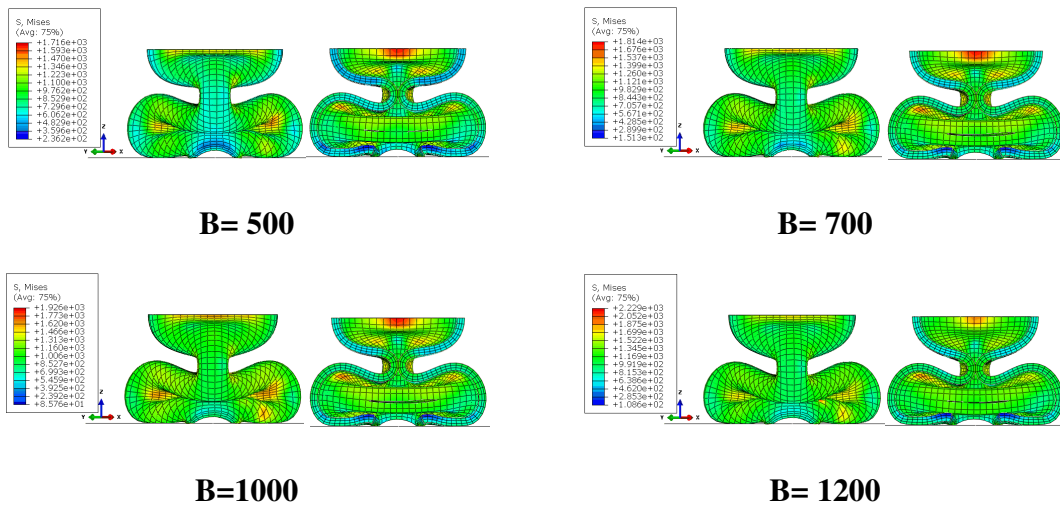


FIGURE C.2 – Contour : Contrainte de Von mises.

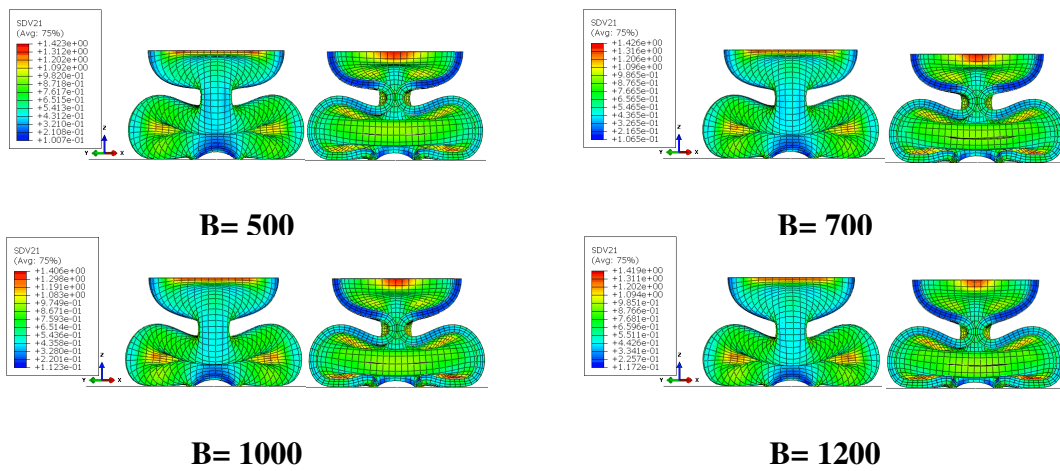


FIGURE C.3 – Contour : Déformation plastique.

## C.2 Paramètres $m$

Cas	1	2	3	4
$m$	0.3	0.4	0.6	0.8

TABLEAU C.2 – Valeurs de paramètre  $m$

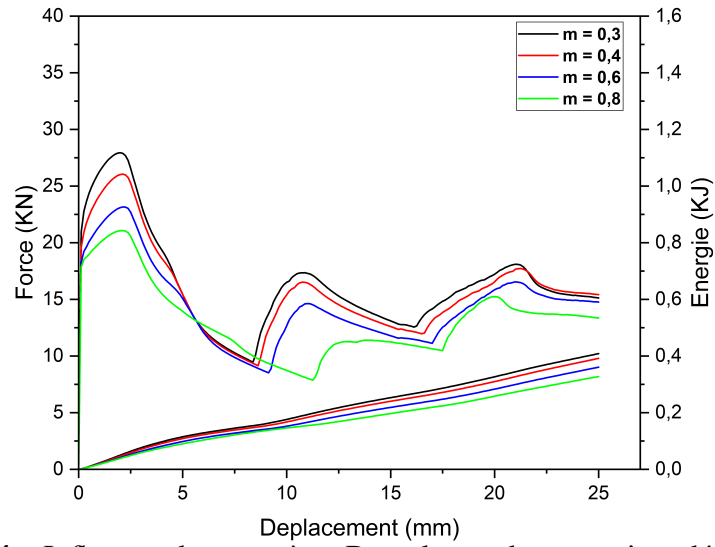


FIGURE C.4 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

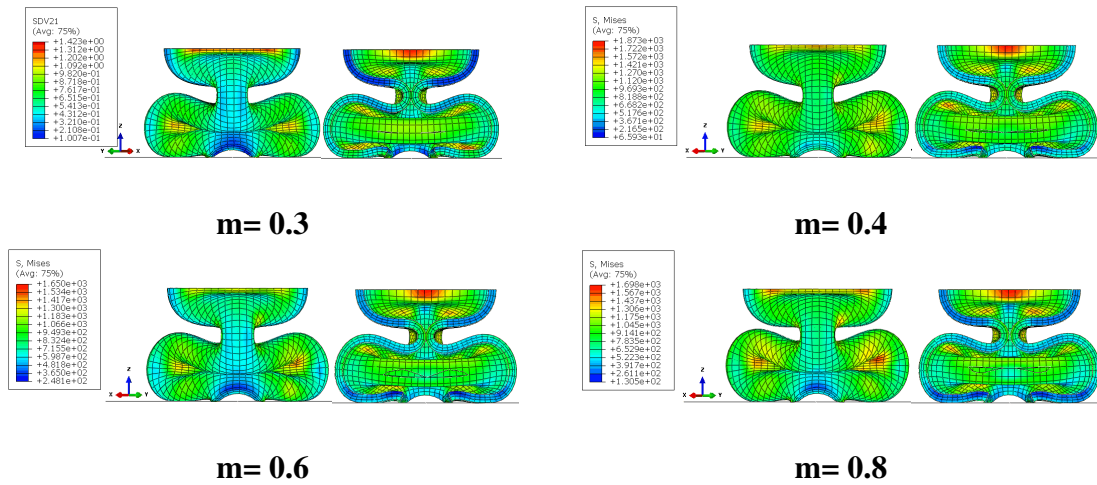


FIGURE C.5 – Contour : Contrainte de Von mises.

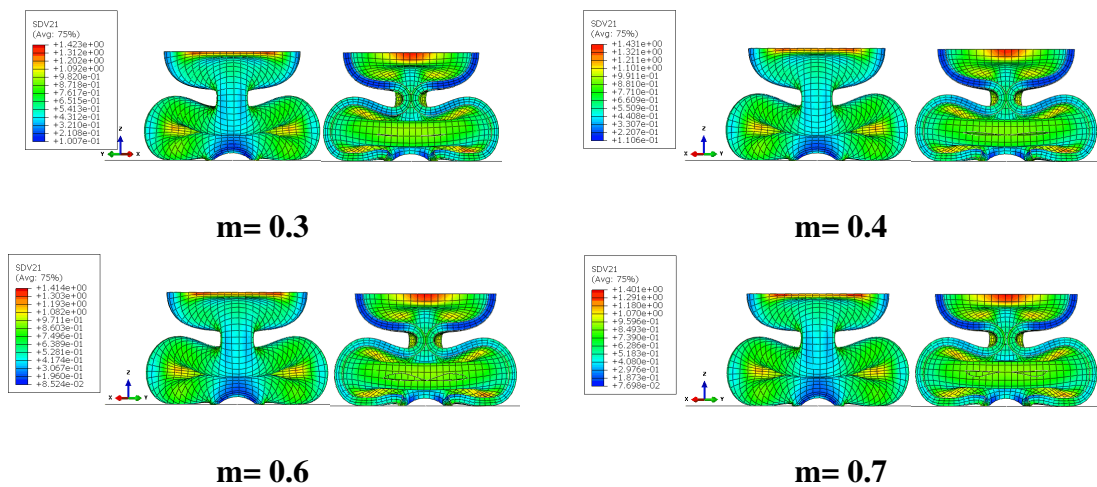


FIGURE C.6 – Contour : Déformation plastique.

### C.3 Paramètres $\beta_2$

Cas	1	2	3	4
$\beta_2$	2E-5	4E-5	6E-5	8E-5

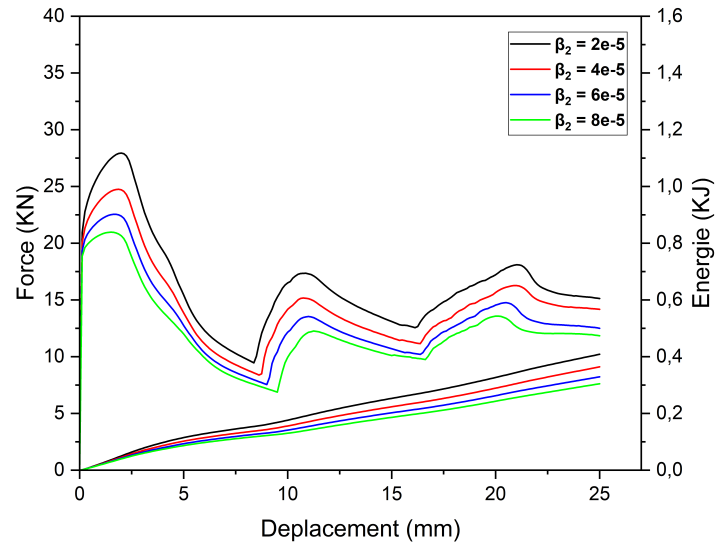


FIGURE C.7 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

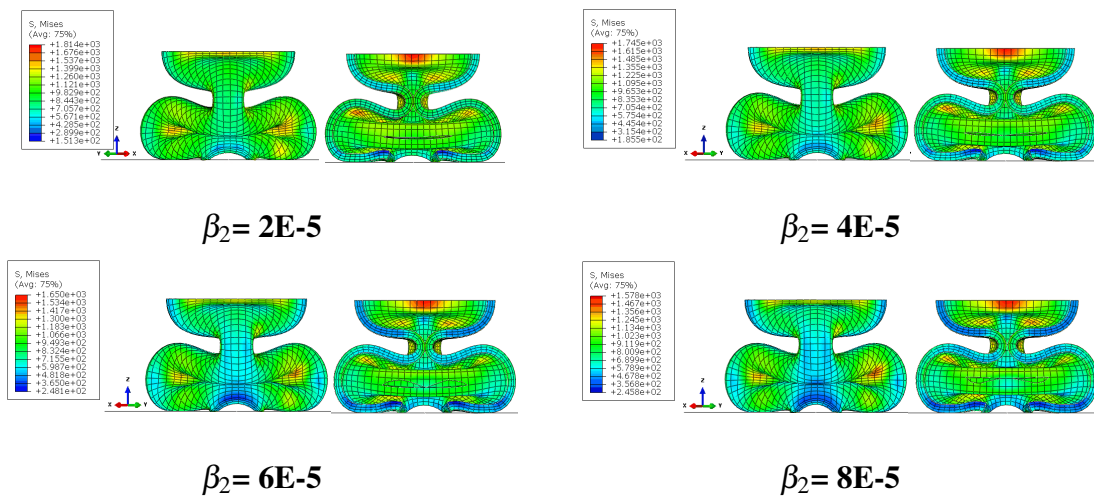


FIGURE C.8 – Contour : Contrainte de Von mises.

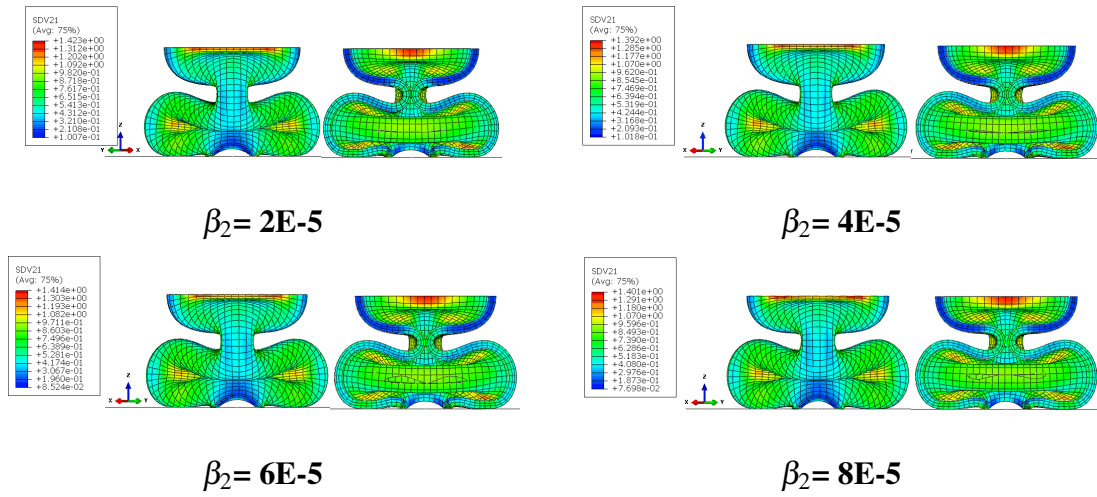


FIGURE C.9 – Contour : Déformation plastique.

### C.4 Paramètres $\hat{Y}$

Cas	1	2	3	4
$\hat{Y}$	400	500	600	700

TABLEAU C.4 – Paramètre B

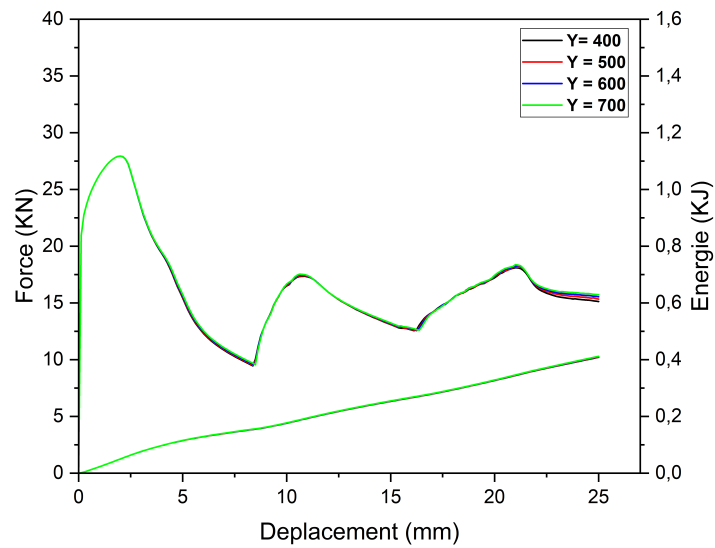


FIGURE C.10 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

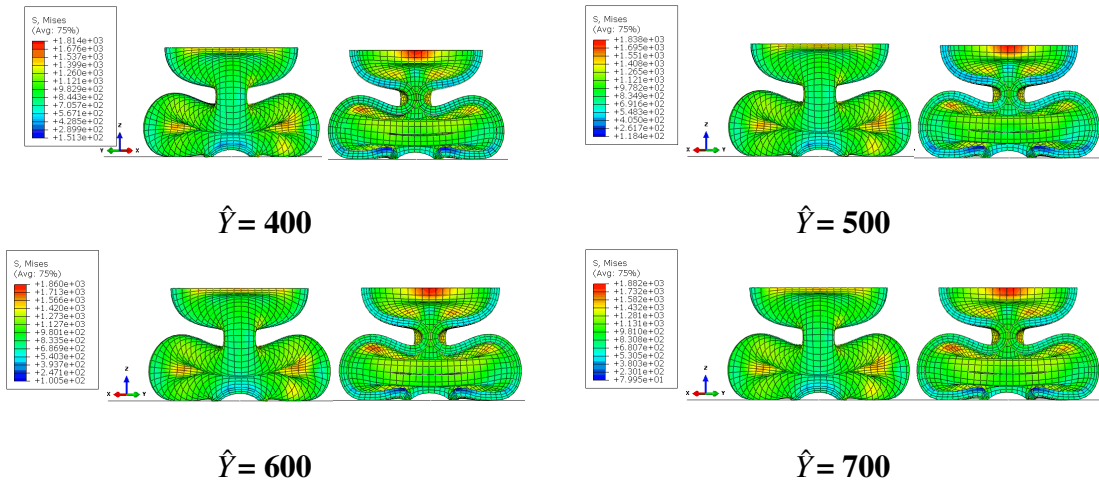


FIGURE C.11 – Contour : Contrainte de Von mises.

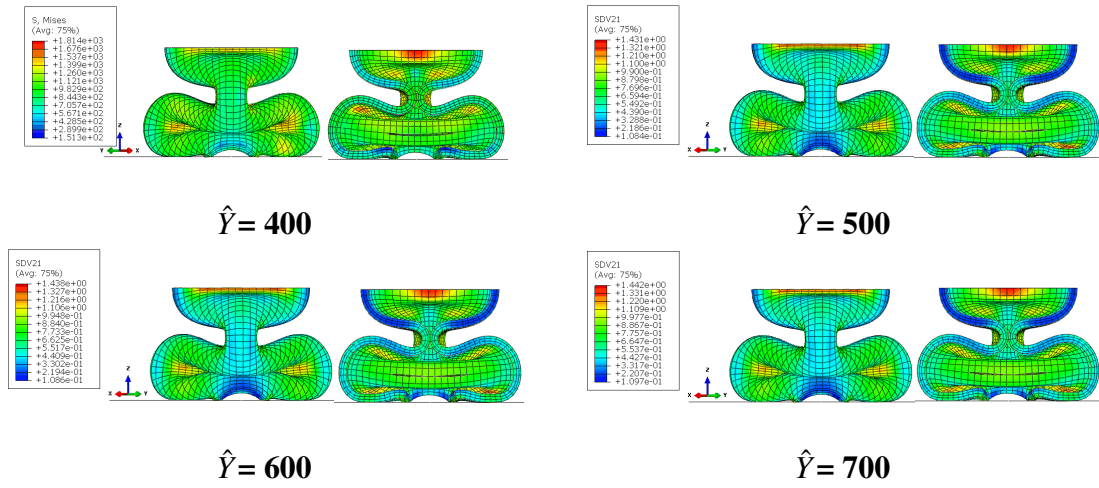


FIGURE C.12 – Contour : Déformation plastique.

## C.5 Paramètres $q_1$

Cas	1	2	3	4
$q_1$	1	1.5	1.8	2

TABLEAU C.5 – Paramètre  $q_1$

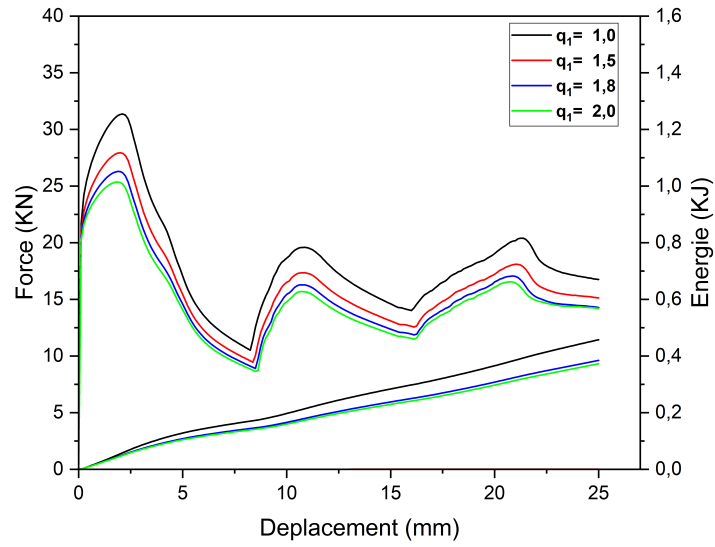


FIGURE C.13 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

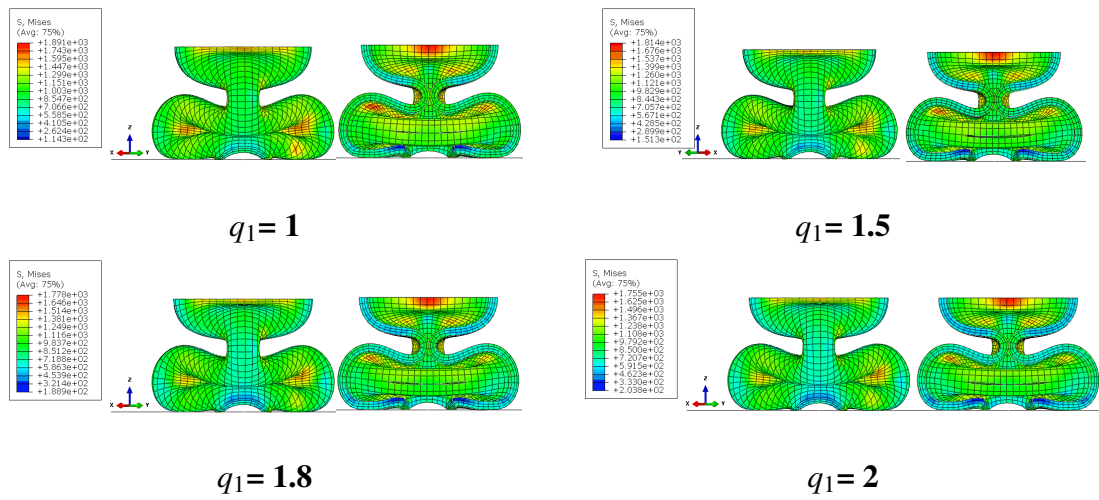


FIGURE C.14 – Contour : Contrainte de Von mises.

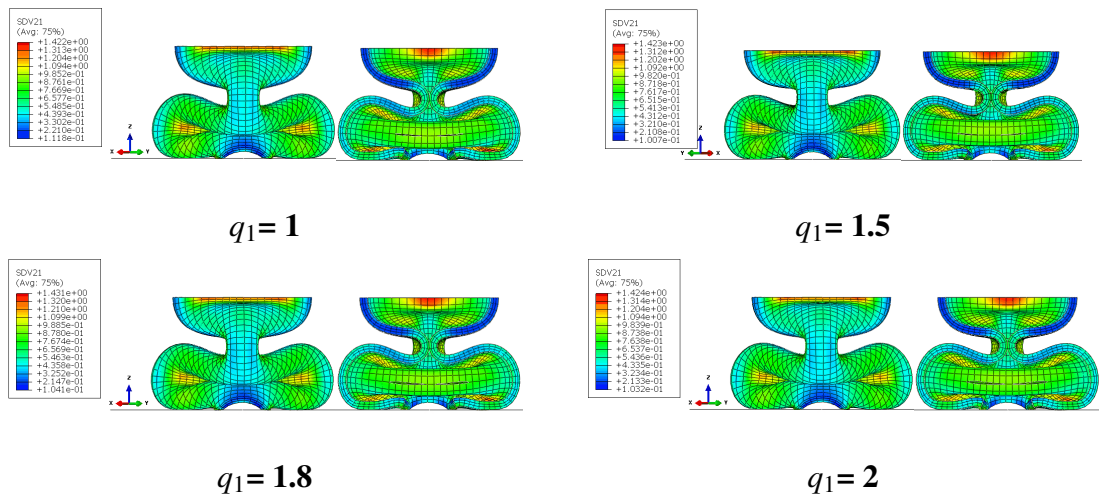


FIGURE C.15 – Contour : Déformation plastique.

## C.6 Paramètres $q_2$

Cas	1	2	3	4
$q_2$	0.2	0.5	0.8	1

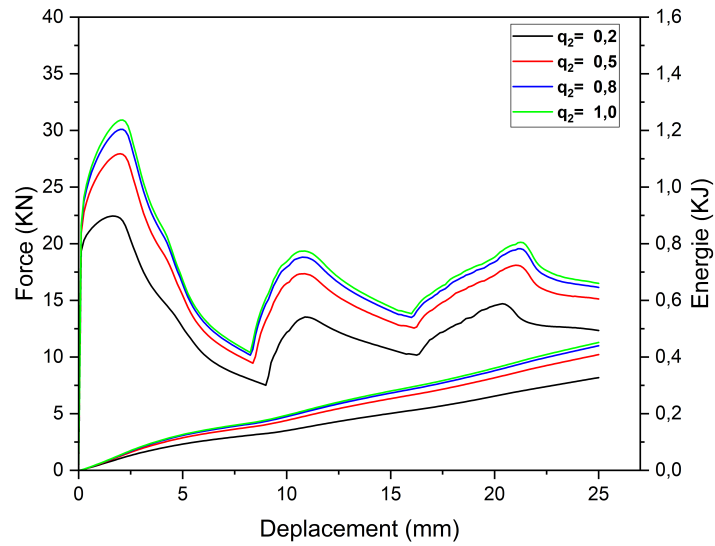


FIGURE C.16 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

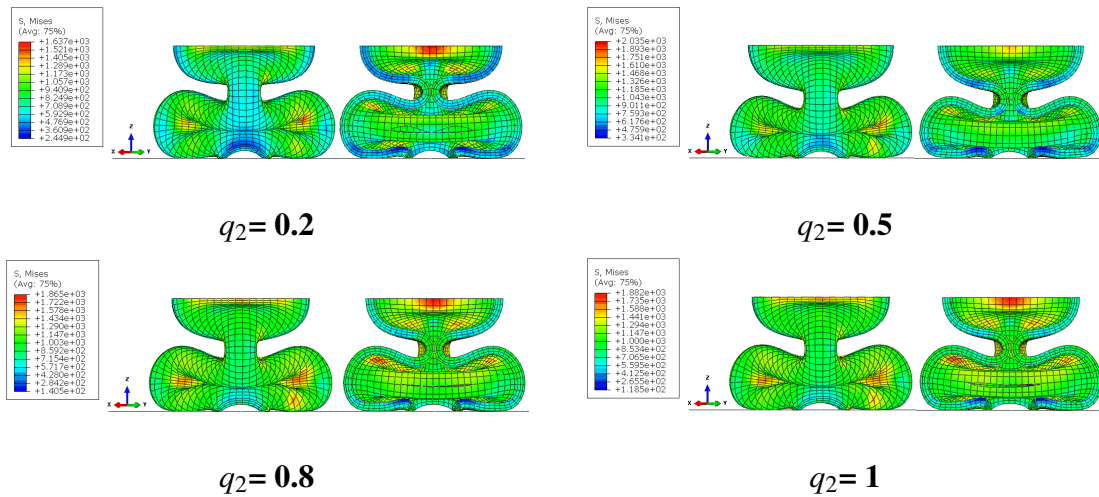


FIGURE C.17 – Contour : Contrainte de Von mises.

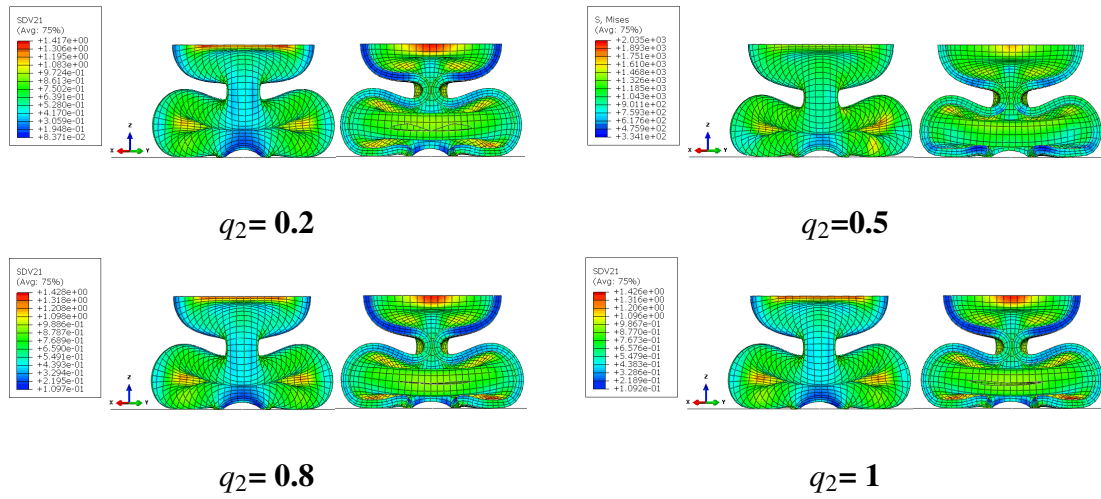


FIGURE C.18 – Contour : Déformation plastique.

### C.7 Paramètres $Y_a$

Cas	1	2	3	4
$Y_a$	400	500	600	700

TABLEAU C.7 – Paramètre  $Y_a$

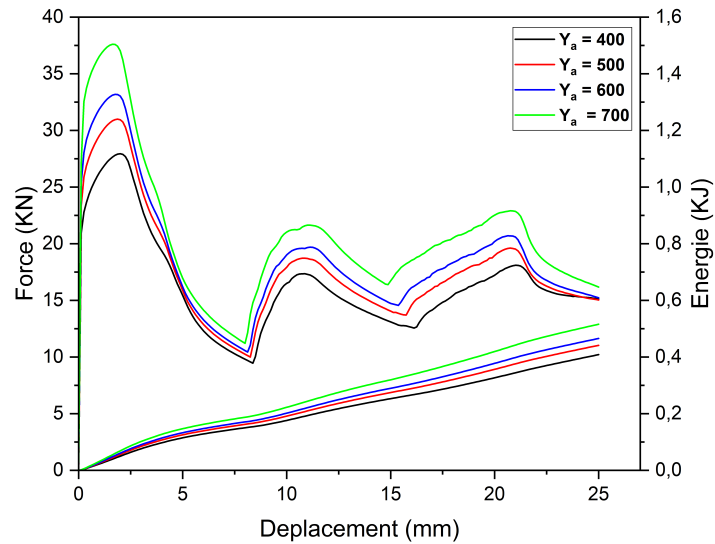


FIGURE C.19 – Influence du paramètre B sur la courbe contrainte déformation.

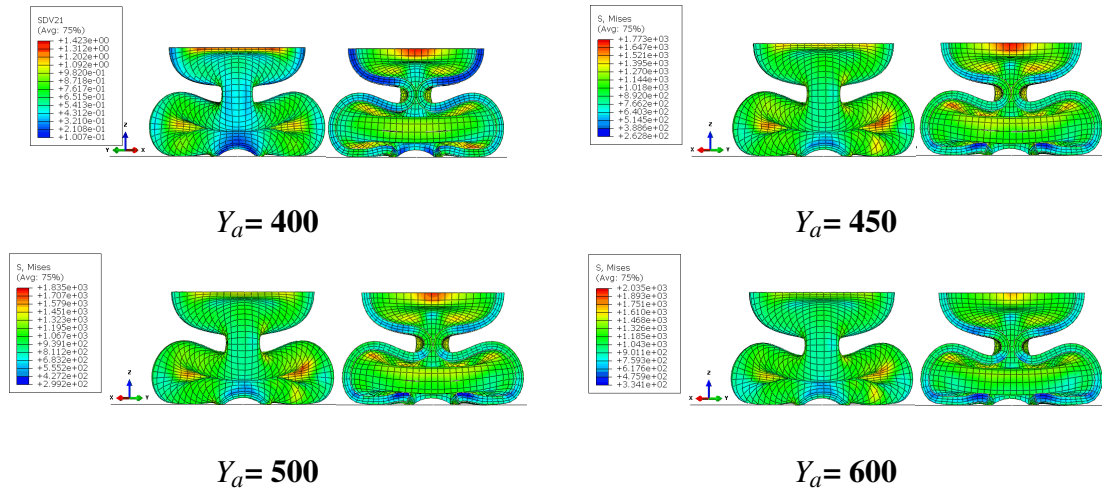


FIGURE C.20 – Contour : Contrainte de Von mises.

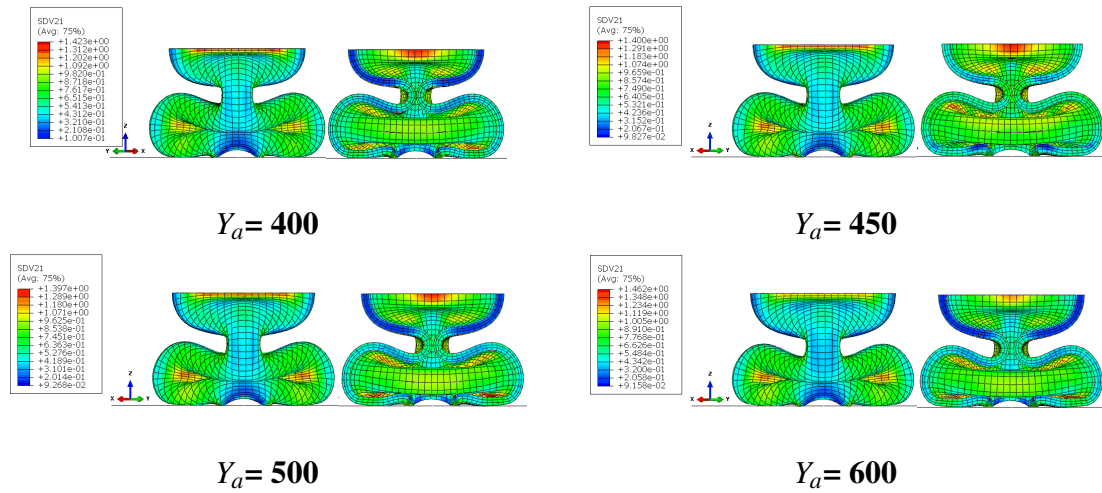


FIGURE C.21 – Contour : Déformation plastique.

## C.8 Paramètres $\xi$

Cas	1	2	3	4
$\xi$	5	10	15	20

TABLEAU C.8 – Paramètre  $\xi$

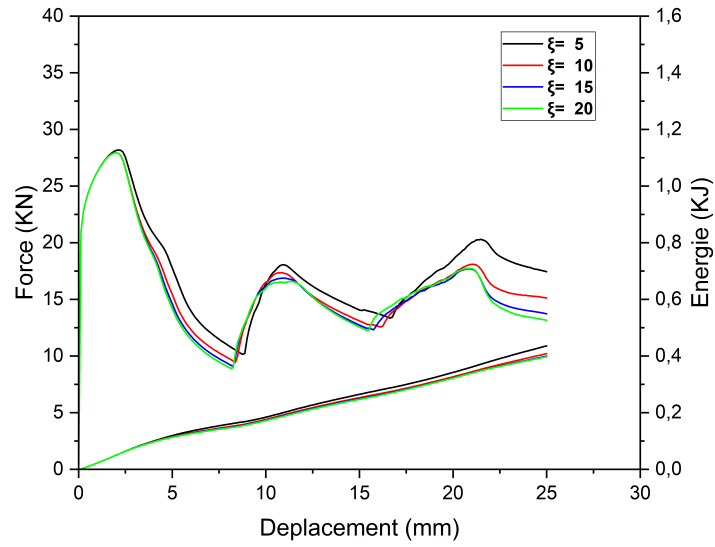


FIGURE C.22 – Influence du paramètre  $\xi$  sur la courbe contrainte déformation.

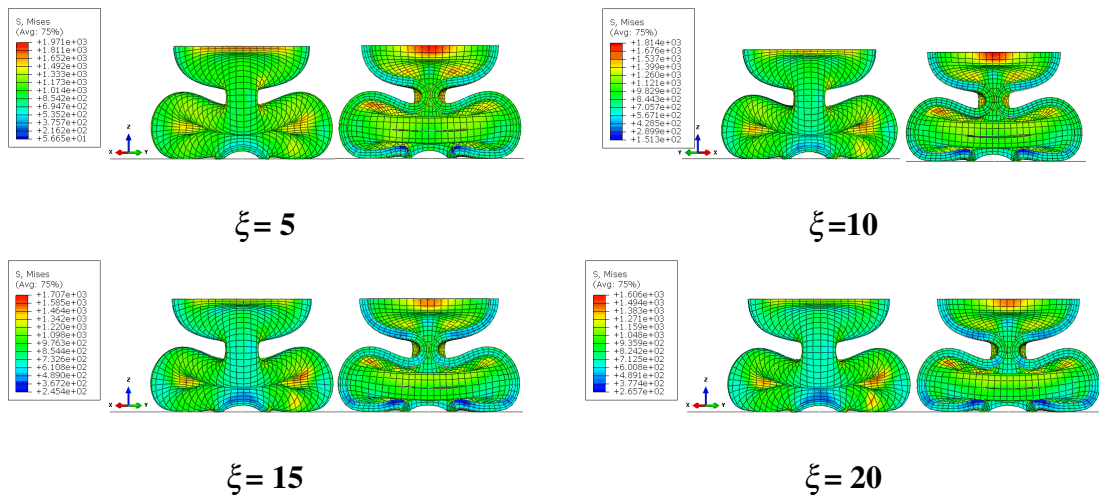


FIGURE C.23 – Contour : Contrainte de Von mises.

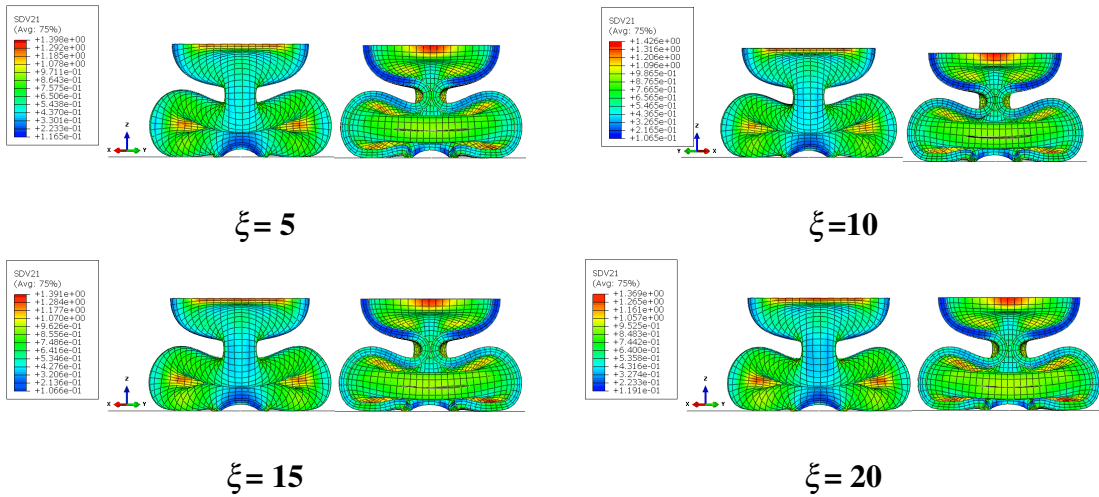


FIGURE C.24 – Contour : Déformation plastique équivalente.

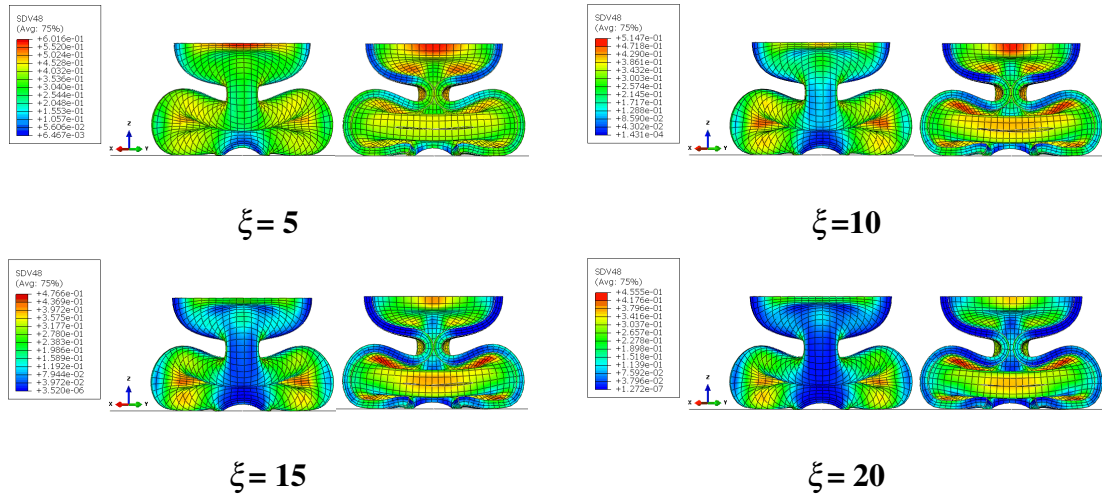


FIGURE C.25 – Contour : Fraction martensitique.

### C.9 Paramètres $\lambda$

Cas	1	2	3	4
$\lambda$	5	10	15	20

TABLEAU C.9 – Paramètre  $\lambda$

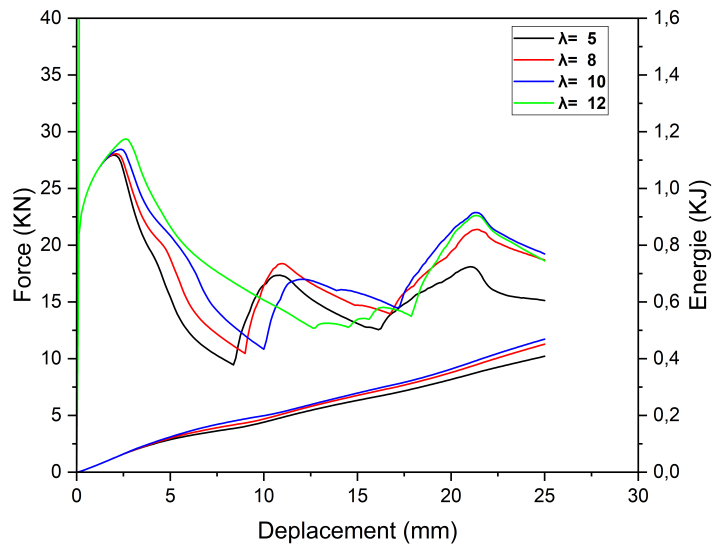


FIGURE C.26 – Influence du paramètre  $\lambda$  sur les courbes contrainte déformation et fraction de la martensite déformation.

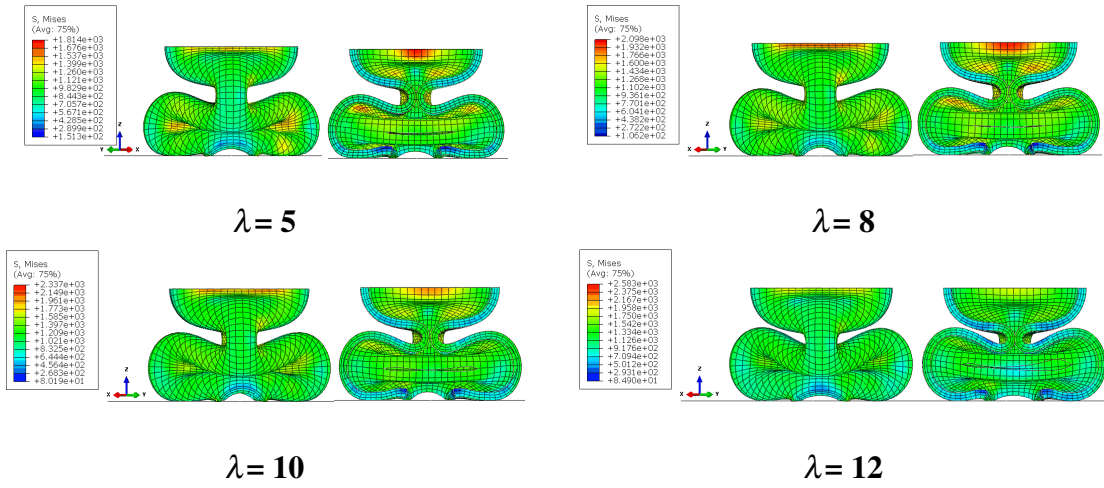


FIGURE C.27 – Contour : Contrainte de Von mises.

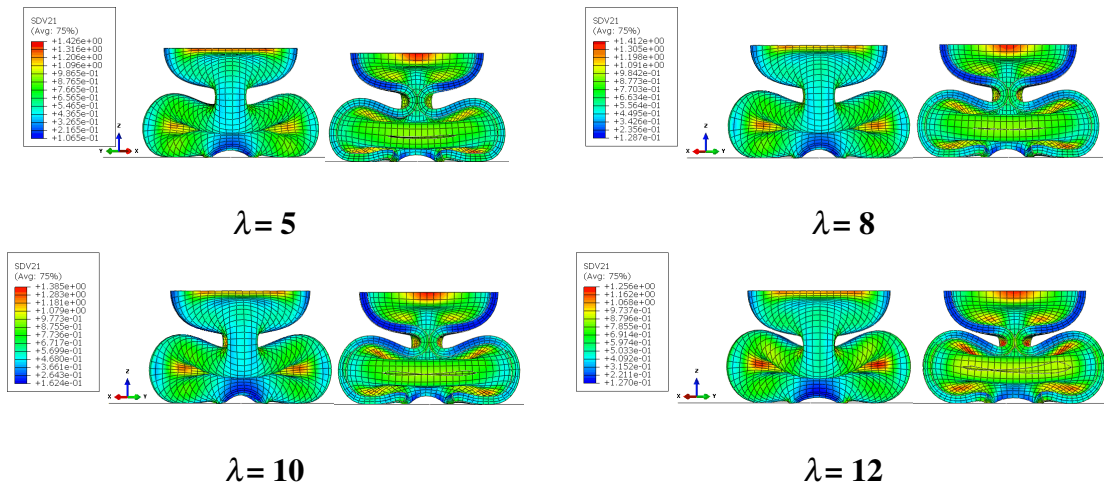


FIGURE C.28 – Contour : Déformation plastique équivalente.

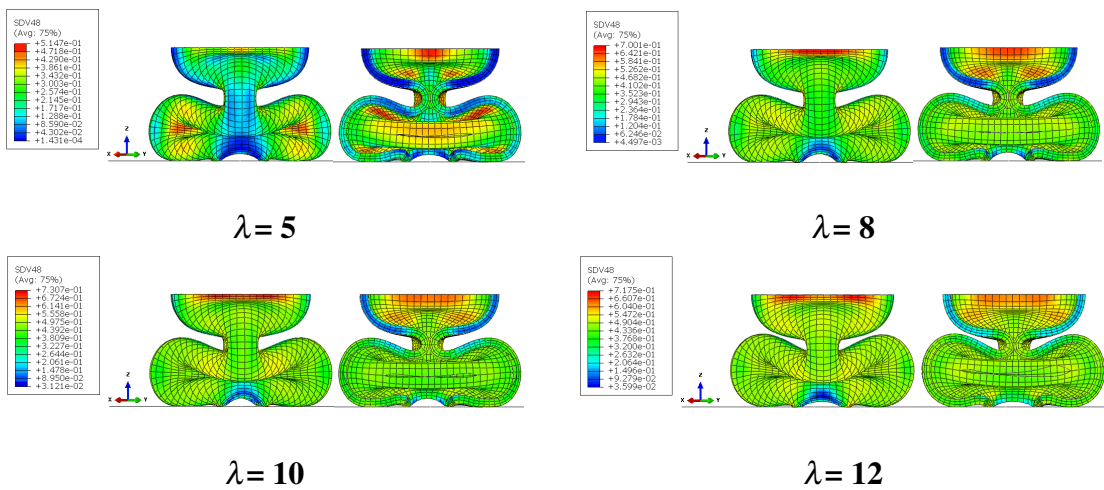


FIGURE C.29 – Contour : Fraction martensitique.

### C.10 Paramètres $\lambda_0$

Cas	1	2	3	4
$\lambda_0$	0.3	0.5	0.8	1.5

TABLEAU C.10 – Paramètre  $\lambda_0$

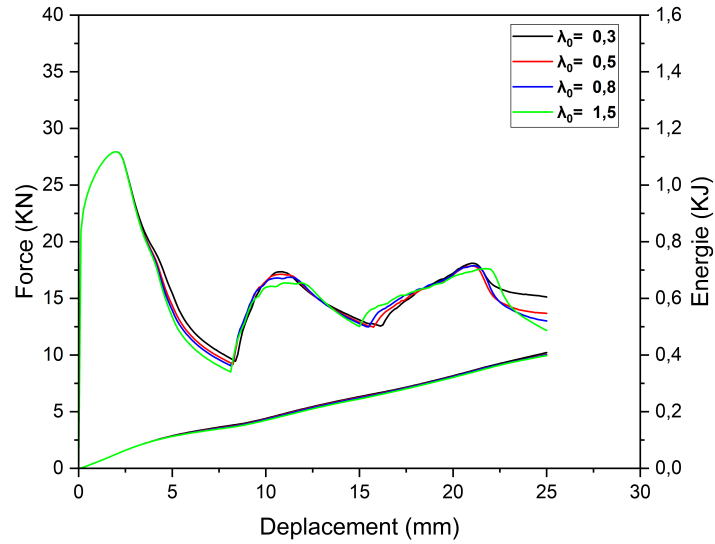


FIGURE C.30 – Influence du paramètre  $\lambda_0$  sur les courbes contrainte déformation et fraction de la martensite déformation.

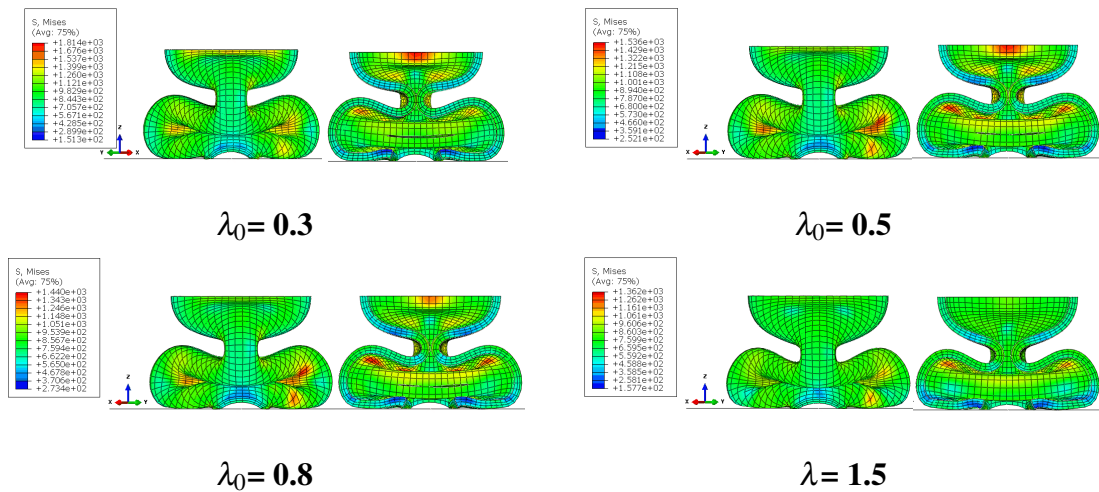


FIGURE C.31 – Contour : Contrainte de Von mises.

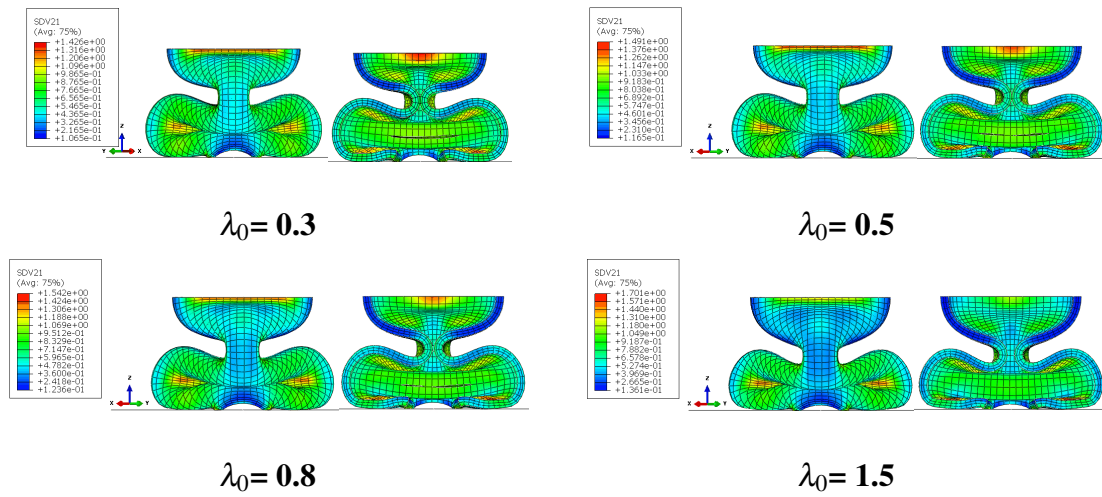


FIGURE C.32 – Contour : Déformation plastique équivalente.

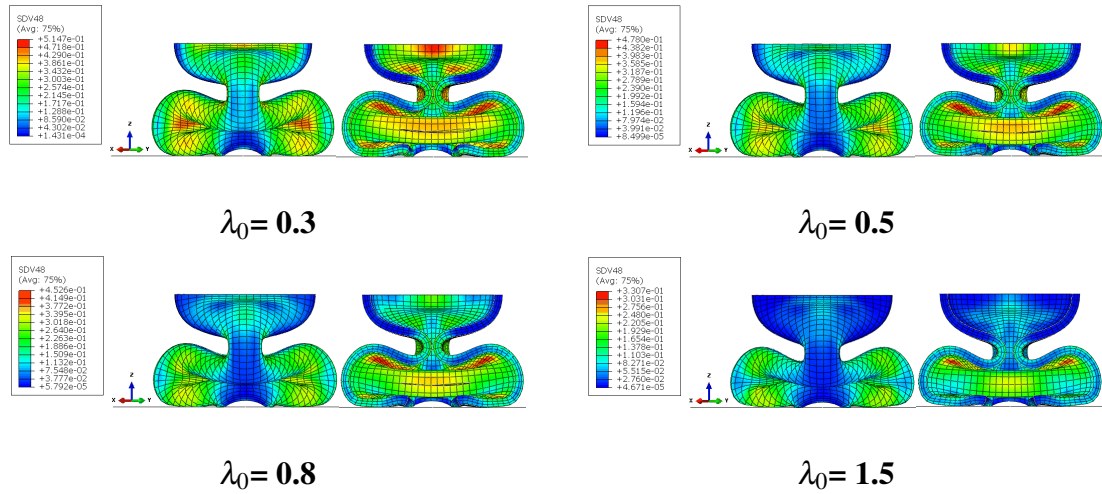


FIGURE C.33 – Contour : Fraction martensitique.