

Étude du comportement par des essais sur éprouvettes

Sommaire

3.1	Caractérisation du comportement visco-plastique de l'alliage 7075 T6 .	30
3.1.1	Essais sur machine Gleeble et barre d'Hopkinson	30
3.1.2	Identification de la loi de comportement à partir de la contrainte équivalente	32
3.1.3	Identification de la loi de comportement viscoplastique par un couplage numérique Éléments Finis	35
3.1.4	Analyse des deux méthodes d'identification	38
3.1.5	Conclusion sur la caractérisation du comportement visco-plastique	41
3.2	Essais de caractérisation sur éprouvettes Charpy	42
3.2.1	État de l'art sur les essais Charpy	42
3.2.2	Présentation des essais	43
3.2.3	Analyse des résultats expérimentaux	44
3.2.4	Identification d'une loi de comportement à la rupture par un couplage éléments finis	48
3.2.5	Conclusion sur les essais de caractérisation sur éprouvette Charpy	54
3.3	Conclusion	55

L'identification de paramètres des lois de comportement par méthode inverse est présentée dans ce chapitre. Les identifications les plus classiques se basent sur des essais simples (trajets radiaux) avec des géométries standardisées d'éprouvettes. Il est courant de coupler des simulations éléments finis avec un code de minimisation de fonction objectif ([Nussbaum 2011], [Zribi 2013]) [Hor 2011]). Ces identifications peuvent aussi être effectuées à partir d'essais sur des éprouvettes structurales, où les champs mécaniques ne sont plus uniformes dans la zone analysée. Les techniques de mesure de champs par corrélation d'images peuvent alors apporter des informations sur la distribution des champs cinématiques [Grediac 2011]. Dans la section 2.2.5, une revue bibliographique sur les méthodes inverses d'identification a été présentée.

Un des matériaux pressentis pour l'éjecteur de la bouée du système BELOCOPA est l'alliage d'aluminium de désignation 7075 T6¹. Dans la section 3.1, les paramètres d'une loi de comportement visco-plastique de Johnson Cook sont identifiés pour cet alliage, à l'aide d'essais dynamiques sur des éprouvettes chapeaux.

Dans le cadre d'une étude sur la perforation d'une carlingue d'un avion, le comportement à la rupture, par une loi de Johnson Cook, de l'alliage d'aluminium de désignation 2024 T3 est caractérisé. L'identification des paramètres de la loi est effectuée à partir d'essais instrumentés de type Charpy, présentée dans la section 3.2.

1. Composition en pourcentage massique : Base Al, 6,1% Zn, 2,9% Mg, 2% Cu, 0,5 % Fe, 0,4 % Si, 0,3% Mn, 0,28% Cr, 0,2% Ti

3.1 Caractérisation du comportement visco-plastique de l'alliage 7075 T6

Des essais de compression sur machine Gleeble et sur barre d'Hopkinson ont été effectués sur des éprouvettes de cisaillement cylindriques appelées « éprouvettes chapeaux » en alliage 7075 T6. Cet essai a été présenté dans la section 2.2.4. Pendant les essais, les plus grandes vitesses de déformation observées sont comprises entre 1000 s^{-1} et $10\,000 \text{ s}^{-1}$. On propose d'identifier les paramètres d'une loi de comportement visco-plastique de Johnson Cook (Équation 2.1).

Le comportement élastique de l'alliage d'aluminium de désignation 7075 T6 est considéré comme isotrope. Le module de Young est pris égal à 70 GPa, le coefficient de Poisson ν égal à 0,34. À cause des grandes vitesses de déformation, un couplage thermo-mécanique est utilisé (Équation 2.6). Le facteur β , considéré constant, est pris égale à 90 %. La capacité thermique c est égale à 897 J/kg/K et la conductivité thermique à 237 W/m/K. L'alliage d'aluminium 7075 est ici considéré comme isotrope et suit un critère de type von Mises.

Les essais et cette identification sont présentés et analysés ici. Deux méthodes d'identification des paramètres sont proposées. La première est une identification directe à partir de la contrainte et de la déformation équivalente de la zone de cisaillement (Équation 2.35 Équation 2.36). La deuxième est une identification par un couplage entre une simulation éléments finis et un algorithme d'optimisation (Annexe J).

3.1.1 Essais sur machine Gleeble et barre d'Hopkinson

Les essais sont effectués sur une machine de type Gleeble (Annexe B) pour des vitesses de 0,0001 m/s à 0,1 m/s et à l'aide de barres d'Hopkinson en acier pour des vitesses de 10 m/s. La machine Gleeble est une machine de mise en compression d'éprouvettes. Elle est composée d'un vérin horizontal qui est couplé au mors de l'éprouvette ou découplé et venant taper dans un des mors qui maintient l'éprouvette. Une cellule de Force 3220BFG-25K (erreur sur la force de 0,04 %) permet de relever la force pendant l'impact. Le déplacement de la traverse est relevé par un extensomètre « joue contre joue » avec une course de 25 mm Dynamic Systems (erreur de 0,2 %). Le déplacement des faces de l'échantillon n'est donc pas immédiatement connu. Les barres d'Hopkinson utilisées sont des barres en acier (Marval 18). Le module de Young de ces barres est de 191.1 GPa. La masse volumique est de 7810 kg/m^3 . Les jauges Vishay CEA-06-125UT-350 (erreur de 0,4%) placées sur chacune des barres permettent d'obtenir la force et le déplacement imposés aux bornes de chaque échantillon.

Les éprouvettes chapeaux sont usinées dans des barres cylindriques d'alliage d'aluminium 7075 T6 de diamètre 10 mm. Le plan des éprouvettes est donné sur la figure 3.1. La mise en compression de cette éprouvette impose une sollicitation en cisaillement dans la zone identifiée comme zone de cisaillement sur le plan. Dix essais ont été effectués : six sur la machine Gleeble (trois où le vérin est couplé aux mors et trois où le vérin vient impacter les mors) et quatre sur les barres d'Hopkinson.

Les résultats sont résumés dans le tableau 3.1. Les vitesses de déformation théoriques sont calculées à partir des vitesses théoriques de déplacement de la machine d'essai V , de l'épaisseur de la zone cisailée W telle que : $\dot{\epsilon} = \frac{V}{\sqrt{3}W}$ ($W=0,1 \text{ mm}$). Les forces maximales de chaque essai tendent à augmenter avec la vitesse de déformation théorique. Cela est une première indication sur l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement du matériau. La force expérimentale pendant l'essai est tracée en fonction du temps sur la figure 3.5 et la figure 3.6.

Essai	Machine	Force max (N)	Force initiale (N)	Durée de l'impact (s)	Déplacement max (mm)	$\dot{\varepsilon}$ visée (s^{-1})	Vitesse théorique du déplacement (m/s)
1	Gleeble couplée	15 491	210	2,34	-0,24	0,57	0,0001
2	Gleeble couplée	15 484	209	2,34	-0,24	0,57	0,0001
3	Gleeble couplée	16 008	184	3,91	-0,41	0,57	0,0001
4	Gleeble découplée	13 125	3659	0,00514	-0,25	577	0,1
5	Gleeble découplée	16 647	2673	0,00643	-0,29	577	0,1
6	Gleeble découplée	16 491	3033	0,00671	-0,328	577	0,1
7	Barre d'Hopkinson	16 903	414	$5,21 \cdot 10^{-05}$	-0,152	57 000	10
8	Barre d'Hopkinson	16 533	44	$5,21 \cdot 10^{-05}$	-0,208	57 000	10
9	Barre d'Hopkinson	16 834	17	$6,25 \cdot 10^{-05}$	-0,181	57 000	10
10	Barre d'Hopkinson	15 902	0	$5,21 \cdot 10^{-05}$	-0,146	57 000	10

Tableau 3.1 – Résultats expérimentaux des essais sur éprouvettes chapeaux.

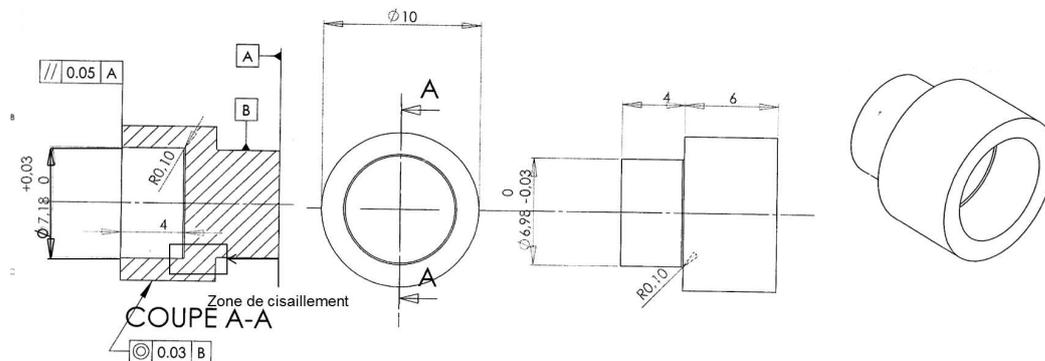


FIGURE 3.1 – Plan des éprouvettes chapeaux (dimensions en mm).

3.1.2 Identification de la loi de comportement à partir de la contrainte équivalente

Une analyse directe des essais de compression sur les éprouvettes chapeaux, utilisées par [Hor 2011], est reprise ici afin d'obtenir la contrainte équivalente en fonction de la déformation équivalente (Tableau 3.2). Les paramètres d'une loi de comportement seront alors identifiés à partir de cette analyse.

Essai	Machine	Élasticité	$\dot{\epsilon}$
		machine (MPa)	analytique (s ⁻¹)
1	Gleeble couplée	579	0,47
2	Gleeble couplée	579	0,48
3	Gleeble couplée	579	0,42
4	Gleeble découplée	888	258,7
5	Gleeble découplée	888	230,6
6	Gleeble découplée	888	189,59
7	Barre d'Hopkinson	-	2000
8	Barre d'Hopkinson	-	2000
9	Barre d'Hopkinson	-	2000
10	Barre d'Hopkinson	-	2000

Tableau 3.2 – Résultats des éprouvettes chapeaux à partir de la contrainte équivalente.

La déformation dans l'éprouvette chapeau est supposée être du cisaillement pur, dans une zone rectangulaire de hauteur $h=2$ mm et de largeur $W=0.1$ mm. L'hypothèse qu'aucune autre déformation plastique n'apparaît dans les parties inférieure ou supérieure de l'éprouvette est utilisée. Le comportement élastique du matériau est caractérisé par un module de Young égal à 70 GPa et un coefficient de Poisson égal à 0,34. La déformation γ_t et la contrainte de cisaillement τ_t , dans la zone cisailée, sont définies par les équations 2.30 et 2.31. La contrainte équivalente σ_{eq} apparente et la déformation équivalente ϵ_{eq} apparente dans la zone de cisaillement peuvent alors être calculées comme dans les équations 2.35 et 2.36.

Dans le cas des essais sur la machine Gleeble, les valeurs de contraintes équivalentes et déformations équivalentes sont corrigées à l'aide de l'élasticité de la machine. L'élasticité de la machine est notée k et est calculée à partir du module Young apparent de l'essai. Il est possible d'écrire que la déformation mesurée ϵ_{me} est l'addition d'une déformation dans l'éprouvette ϵ_e et de la déformation dans la machine ϵ_{ma} : $\epsilon_{me} = \epsilon_e + \epsilon_{ma}$. La déformation de la machine est considérée élastique. Elle s'exprime alors à partir de l'élasticité machine k tel que $\epsilon_{ma} = \sigma/k$. La déformation dans l'éprouvette devient alors :

$$\epsilon_e = \epsilon_{me} - \frac{\sigma}{k} \quad (3.1)$$

A (MPa)	B (MPa)	n	C
547	149.0	0.62	0.0088

Tableau 3.3 – Paramètres de la loi de Johnson Cook pour l'AA 7075 par l'approche analytique.

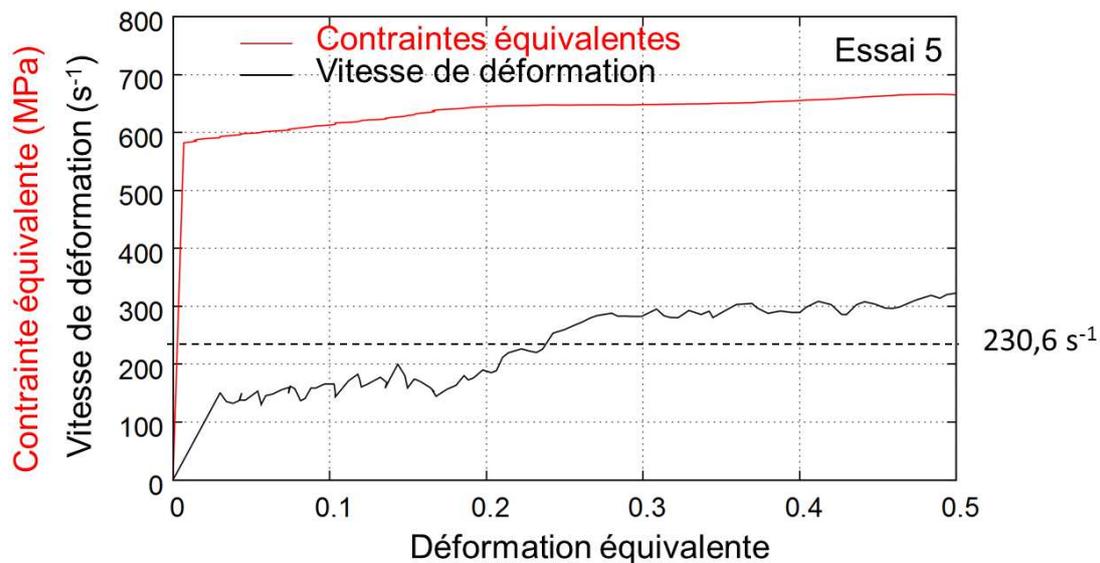


FIGURE 3.2 – Évolution de la vitesse de déformation et de la contrainte en fonction de la déformation équivalente pour l'essai 5 (Gleeble).

L'élasticité de la machine est ici égale à 579 MPa pour les essais 1 à 3 (Gleeble couplée) et 888 MPa pour les essais 4 à 6 (Gleeble découplée). Cette élasticité permet de corriger la déformation équivalente apparente. La vitesse de déformation est la moyenne des vitesses pendant l'écrasement. Sur la figure 3.2, un exemple d'évolution de vitesse de déformation pour l'essai numéro 5 est donné. Les vitesses de déformation varient sur l'ensemble des essais entre $0,42 \text{ s}^{-1}$ et 2000 s^{-1} . Sur le graphique 3.3 (a.), les résultats sont ainsi tracés pour les essais 1 à 10, sous forme de courbes contrainte-déformation. Pour les essais 7, 8, 9 et 10 (barre d'Hopkinson), la courbe tracée est la courbe moyenne de ces quatre résultats.

Une identification des paramètres de la loi de Johnson Cook A, B, n et C est ici directement effectuée par une méthode de minimisation GRG (Generalized Reduced Gradient) non linéaire. Les résultats sont tracés et comparés aux résultats expérimentaux sur la figure 3.3 (b.) et résumés dans le tableau 3.3. Ces résultats sont discutés dans la section 3.1.4.

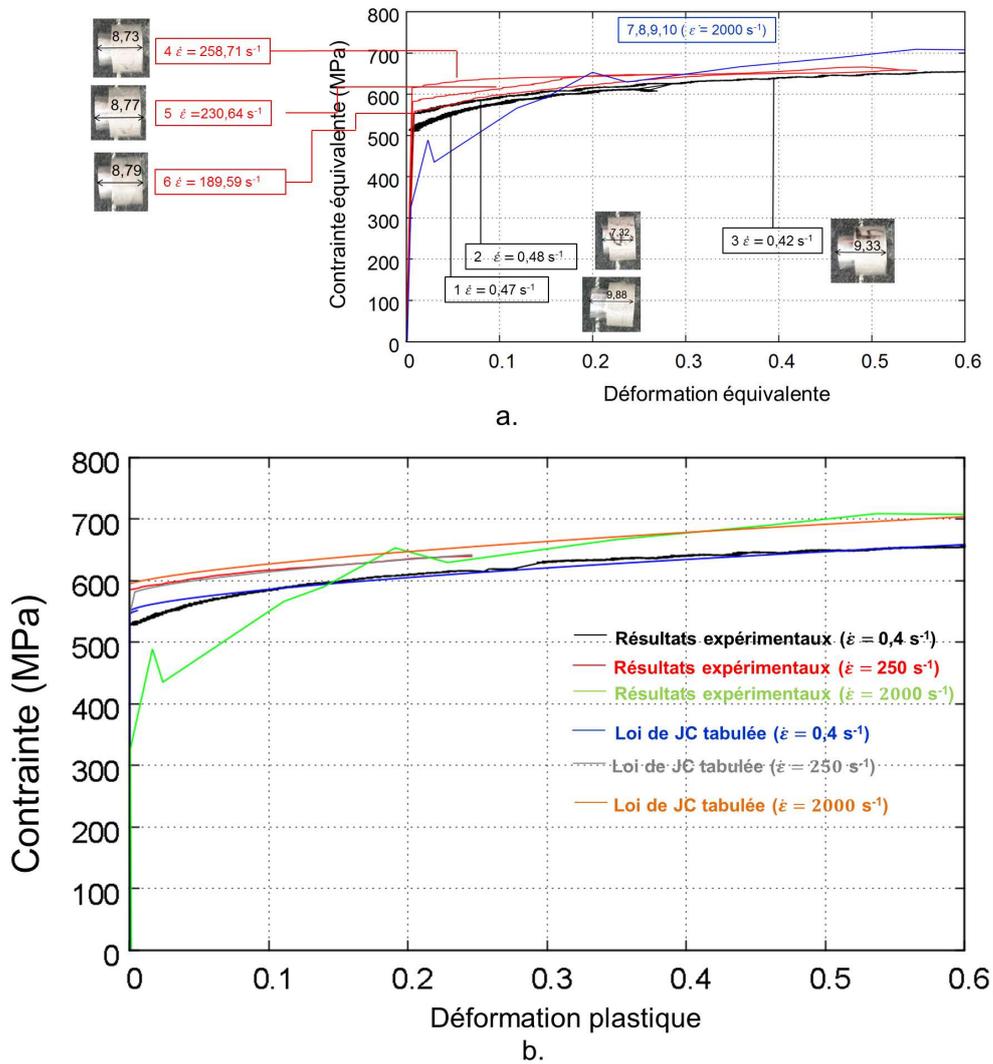


FIGURE 3.3 – Contrainte équivalente en fonction de la déformation totale (Expérience) (a.) et résultats de l'identification des paramètres de Johnson Cook par une approche analytique (b.).

3.1.3 Identification de la loi de comportement viscoplastique par un couplage numérique Éléments Finis

Une deuxième méthode inverse d'identification est présentée. Le but est d'identifier les paramètres A , B , C et n de la loi de Johnson Cook (Équation 2.1). Le paramètre m du terme de dépendance à la température, n'est pas identifié. Il est pris de la littérature et est égale à 1,59 [Brar 2009]. Cette identification utilise un couplage entre des simulations éléments finis et un algorithme de minimisation présenté dans l'annexe J.

À l'instar du travail de Hor [Hor 2011], un modèle numérique axi-symétrique de compression d'éprouvettes chapeaux est proposé en éléments finis à l'aide du code de calcul Abaqus (Figure 3.4 (a.)) pour les essais sur la machine Gleeble et Figure 3.4 (b.)) pour les essais sur les barres d'Hopkinson). Pour les essais Gleeble, l'élasticité de la machine est modélisée par un cylindre, de hauteur 2 mm et de longueur 3,5 mm, associée à un comportement purement élastique. Ce cylindre est placé au dessus de l'éprouvette. Le module de Young équivalent associé à ce cylindre est disponible dans le tableau 3.4. Il a été déterminé à l'aide de simulations où le comportement des éprouvettes est élastique ($E=70$ GPa). Le déplacement vrai, relevé pendant les expériences, est imposé sur le haut de ce cylindre. Un corps analytique rigide bloque le déplacement, en dessous de l'éprouvette. Le modèle éléments finis de l'éprouvette, est composé de 1930 éléments finis dont 1638 éléments triangles de type CAX3 et 292 éléments quadrangles à proximité de la zone de cisaillement (type CAX4) où le matériau est sollicité. Le comportement de l'éprouvette chapeau suit une loi de comportement de Johnson Cook (Équation 2.1) dont les paramètres vont être identifiés. Un couplage avec la température est utilisé pour les essais à grandes vitesses de déformation (Gleeble avec impact et Hopkinson). Les simulations des essais 1 à 3 sont des essais aux plus faibles vitesses de déformation (entre $0,12 \text{ s}^{-1}$ et $0,14 \text{ s}^{-1}$). Elles sont donc résolues à l'aide d'une formulation implicite. Pour les essais 4 à 10, les essais (Gleeble découplé et barre d'Hopkinson) sont des essais d'impact à grandes vitesses de déformation (supérieures à 40 s^{-1}). Pour un gain de temps de calcul, il est décidé d'utiliser pour ces essais une formulation explicite. Il a été vérifié que la résolution explicite ou implicite n'influe pas sur le résultat. La force d'impact est relevée pour chacune des simulations en fonction du temps en bas de l'éprouvette (Figure 3.4 (b.)).

Essai	Machine	Module Young cylindre supérieur (MPa)	$\dot{\epsilon}$ numérique (s^{-1})
1	Gleeble couplée	7 000	0,12
2	Gleeble couplée	7 000	0,14
3	Gleeble couplée	7 000	0,13
4	Gleeble découplée	40 000	40
5	Gleeble découplée	40 000	40
6	Gleeble découplée	40 000	40
7	Barre d'Hopkinson	-	8 000
8	Barre d'Hopkinson	-	7 000
9	Barre d'Hopkinson	-	10 000
10	Barre d'Hopkinson	-	6 000

Tableau 3.4 – Résultats des éprouvettes chapeaux par simulations numériques.

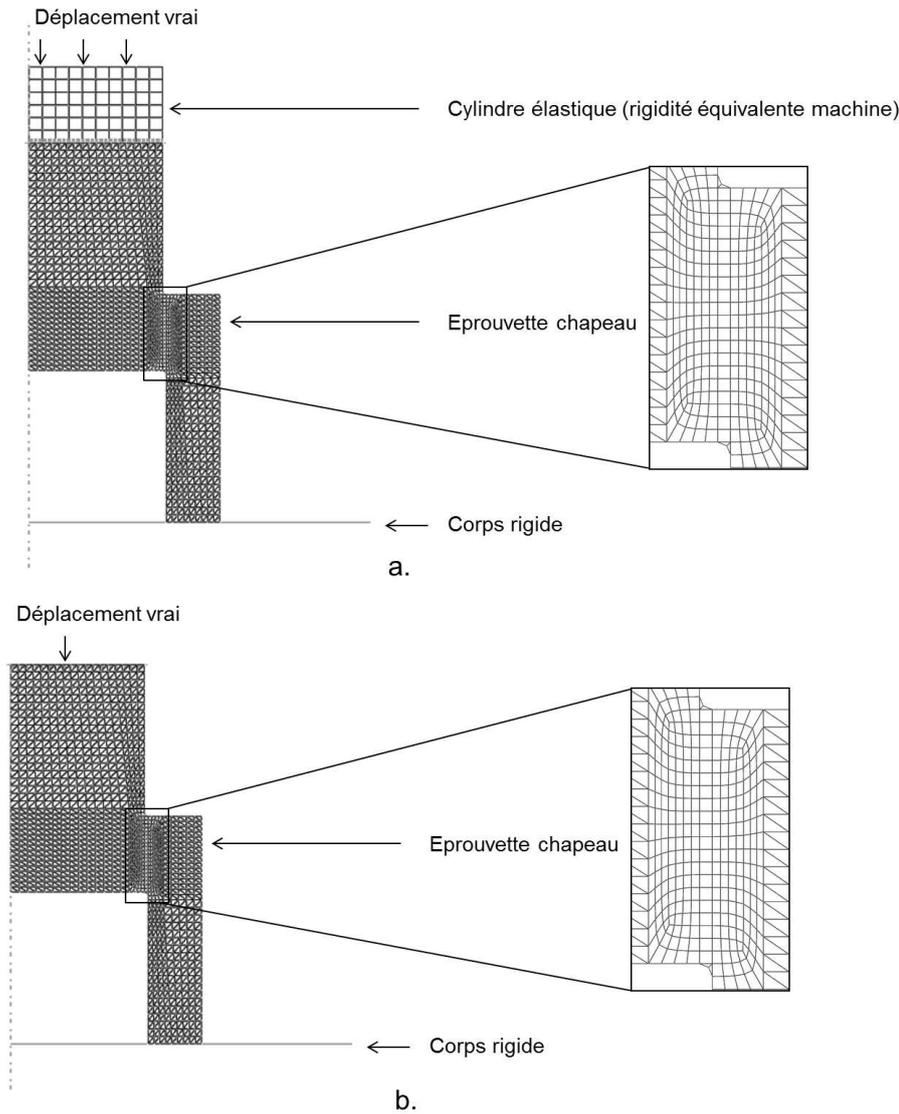


FIGURE 3.4 – Modèle éléments finis de l'éprouvette chapeau pour les essais dynamiques Gleeble avec cylindre supérieur ayant une rigidité équivalente à la machine d'essais (a.) et pour les essais d'Hopkinson (b.). Zone de cisaillement de 0,1 mm. Rayon de congé de 0,1 mm

Les résultats de l'optimisation des paramètres de la loi de Johnson Cook sont disponibles dans le tableau 3.5. Pour ces nouveaux paramètres, les simulations numériques correspondantes aux essais sont effectuées. Les vitesses de déformation évoluent entre $0,11 \text{ s}^{-1}$ et $10\,000 \text{ s}^{-1}$. L'ensemble des vitesses de déformation sont relevées dans la zone de cisaillement par dérivation de la déformation. La vitesse de déformation considérée est le maximum de ces vitesses.

La figure 3.5 montre l'évolution de la force en fonction du temps pour les essais de caractérisation et les simulations respectives. Pour les essais à faibles vitesses de déformation sur la machine Gleeble, les paramètres identifiés de la loi de comportement permettent de reproduire le début du comportement plastique du matériau. Pour l'essai 3 (Figure 3.5 c.), les forces expérimentale et numérique divergent à partir de 2,5 ms. Sur les courbes, la chute de force expérimentale correspond à la rupture de l'éprouvette.

	A (MPa)	B (MPa)	n	C
Paramètres initiaux	600	790	0.89	0.025
Paramètres finaux	537.1	796.5	0.89	0.00833

Tableau 3.5 – Paramètres de la loi de Johnson Cook pour l'AA 7075 par le couplage.

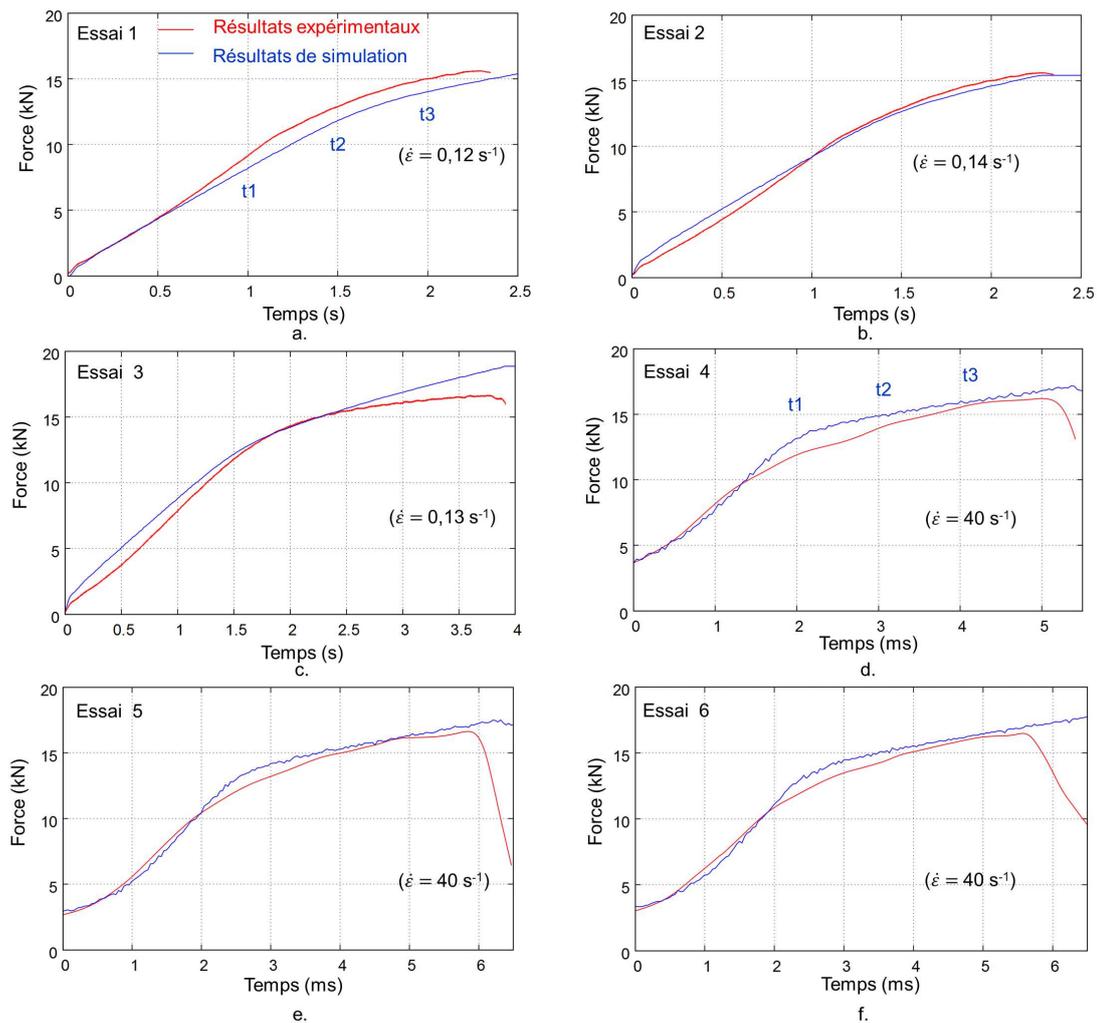


FIGURE 3.5 – Force en fonction du temps pour les essais sur éprouvette chapeau dans la machine Gleeble. Expériences et Simulations EF.

La figure 3.6 montre l'évolution de la force en fonction du temps, pour les essais de caractérisation et les simulations des essais sur barres d'Hopkinson. Les vitesses de déformation dans la zone de cisaillement évoluent entre 6 000 s⁻¹ et 10 000 s⁻¹. Les niveaux de force sont similaires pour les simulations et les essais expérimentaux. Les paramètres de la loi de Johnson Cook permettent donc bien de reproduire le comportement pour ces vitesses.

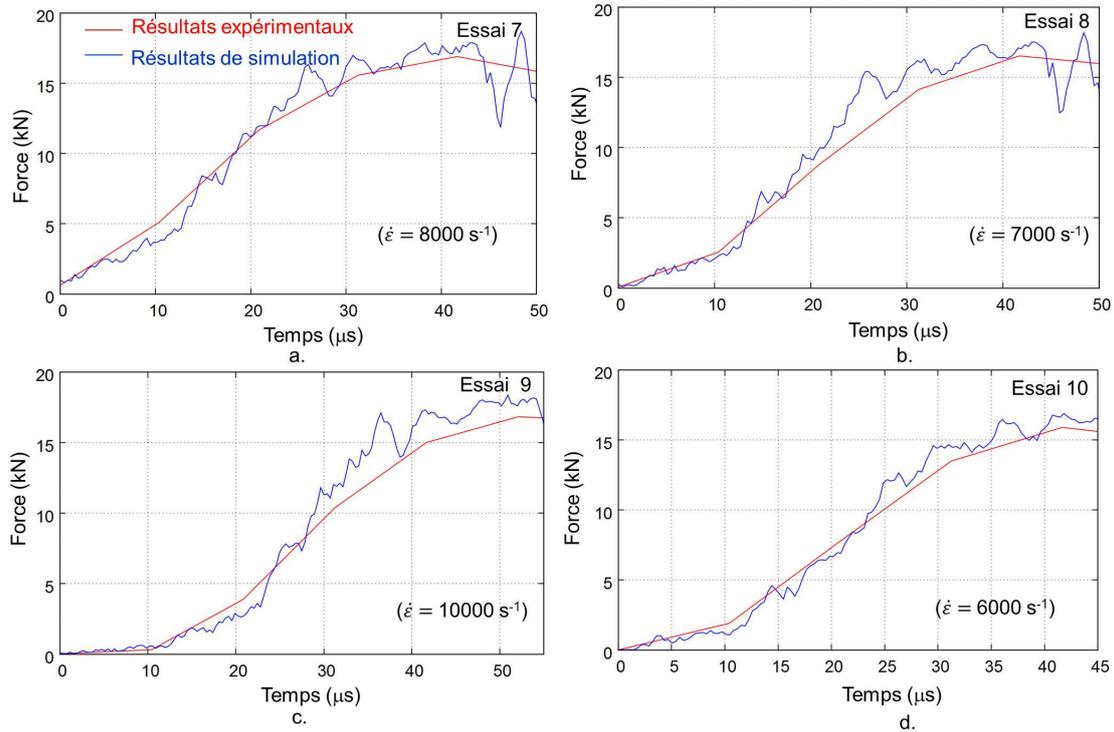


FIGURE 3.6 – Force en fonction du temps pour les essais sur éprouvette chapeau sur les barres d’Hopkinson. Expériences et Simulations EF.

L’effet de vitesse de déformation sur le matériau s’exprime à travers l’identification du paramètre C de la loi de Johnson Cook (égal à $0,00833$). Cet effet est non-négligeable et ainsi le comportement est reconnu comme visco-plastique. Par exemple, pour une déformation plastique de $0,3$ la contrainte passe d’une valeur de 810 MPa pour une vitesse de déformation de 1 s^{-1} à une valeur de 872 MPa pour une vitesse de déformation de $10\,000 \text{ s}^{-1}$. La simulation EF a aussi l’avantage que l’effet d’échauffement local soit pris en compte, malgré que le paramètre du terme liée à la température ne soit pas identifié. Les échauffements locaux sont de l’ordre de la dizaine de Kelvin.

3.1.4 Analyse des deux méthodes d’identification

Les résultats, donnés par l’identification analytique sur les contraintes équivalentes, diffèrent de ceux trouvés par l’identification par le couplage éléments finis. Les paramètres d’écroissage B et n sont assez distincts (voir tableau 3.3 et tableau 3.5). Le paramètre C , lié à la vitesse de déformation, est quasi-identique dans les deux analyses ($0,0088$ contre $0,00833$).

Les résultats obtenus par la simulation numérique et par l’analyse directe sont comparés sur la figure 3.7. Les paramètres de la loi de Johnson Cook obtenus par l’analyse directe (tableau 3.3) sont utilisés dans le modèle éléments finis. La force est tracée en fonction du temps. Les résultats des deux identifications divergent mais cette divergence n’est pas caractéristique. Les deux méthodes donnent des résultats proches des essais expérimentaux.

Pour apporter des éléments de comparaison à l’expérience, les éprouvettes chapeaux sont analysées après essai. Les éprouvettes sont coupées en leur centre. Sur les figures 3.8 et 3.9, la zone de cisaillement est observée par microscopie optique. Une attaque a été effectuée par une

solution de type Keller pendant 1 min. La microstructure est typique d'un barreau étiré avec des grains allongés de largeur $46 \mu\text{m}$ et de longueur $528 \mu\text{m}$. Il est montré que le cisaillement s'effectue essentiellement dans les grains de la zone de cisaillement. Après polissage et attaque chimique, on observe des lignes de glissement dans les grains de part et d'autre de la fissure. La demi-largeur de la zone de cisaillement est de $40 \mu\text{m}$ équivalente à la largeur d'un grain. Cette zone est néanmoins difficilement identifiable.

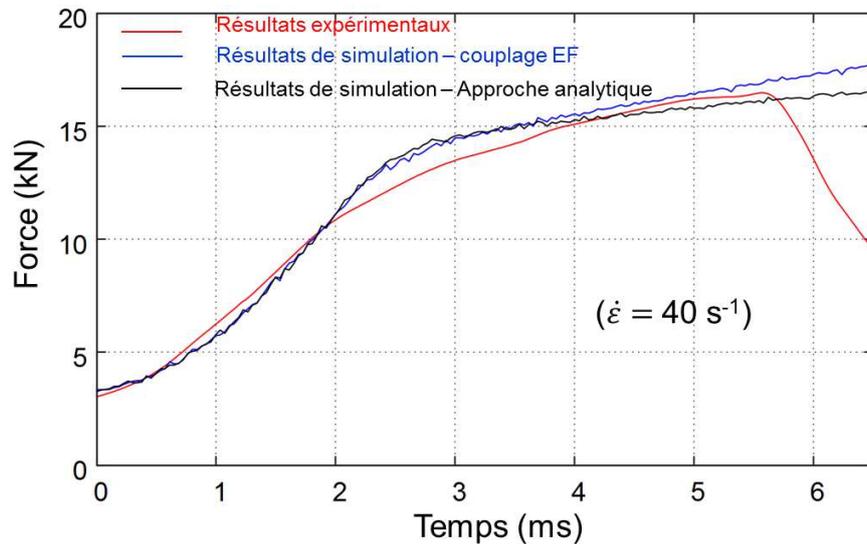


FIGURE 3.7 – Comparaison entre les résultats avec un couplage EF et avec une approche analytique sur l'essai 6 ($\dot{\epsilon} = 40 \text{ s}^{-1}$).

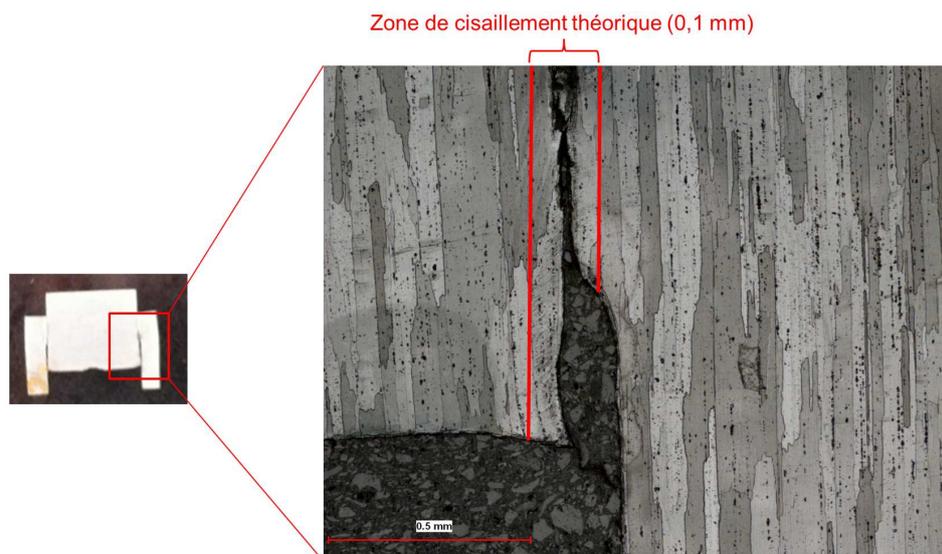


FIGURE 3.8 – Observation de la zone de cisaillement pour l'essai 3 à $\dot{\epsilon} = 0,42 \text{ s}^{-1}$.

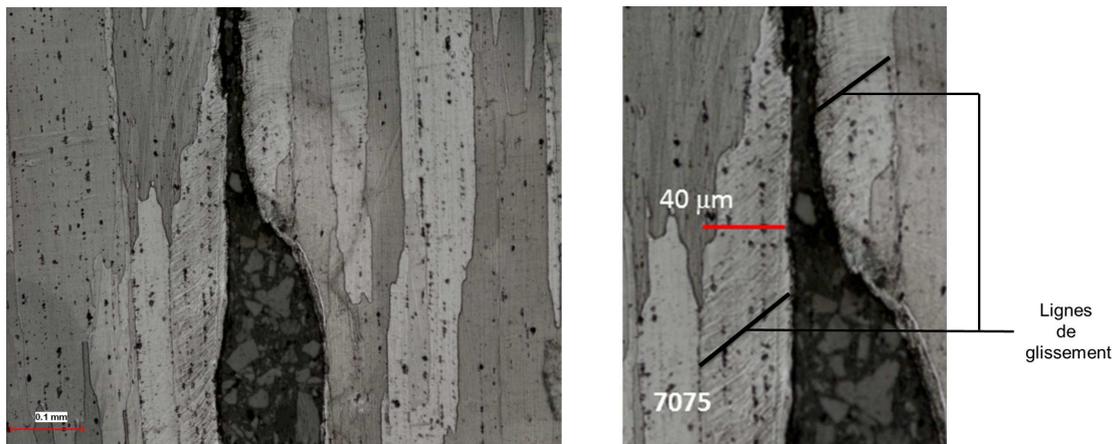


FIGURE 3.9 – Zoom de la zone de cisaillement : observation de lignes de glissement après attaque chimique.

Dans la simulation numérique, une large zone de déformation plastique est observable. Sur la figure 3.10 et la figure 3.11, la déformation plastique est tracée à différents temps de sollicitation (t_1 , t_2 , t_3) dans la zone de cisaillement (voir Figure 3.5). La zone de cisaillement est alors plus étendue que celle attendue (jusqu'à 0,4 mm pour l'essai 1 et 0,8 mm pour l'essai 4). Pour la simulation numérique de l'essai 4 sans rupture (Gleeble découplée), un angle θ de fléchissement de l'éprouvette est observé pendant le cisaillement (voir sur la figure 3.11). L'hypothèse d'un cisaillement pur sur une couronne d'épaisseur 0,1 mm n'est alors plus valide.

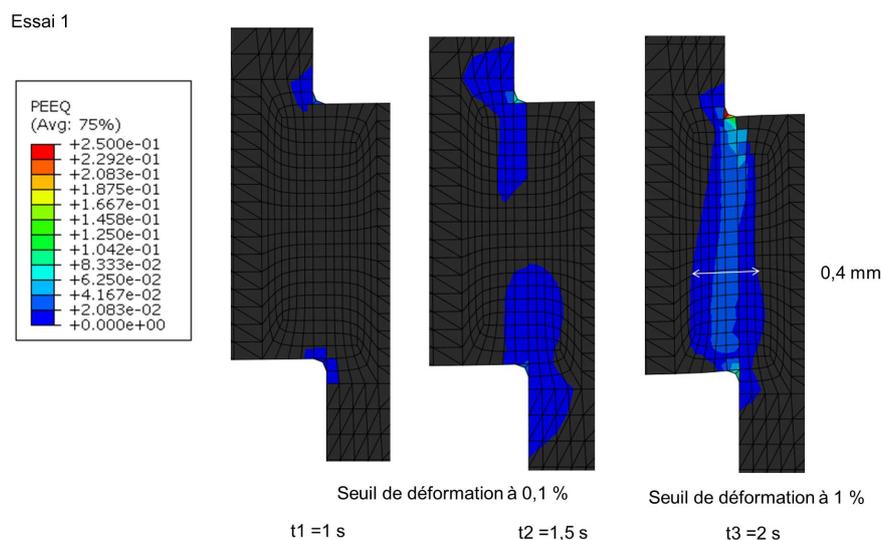


FIGURE 3.10 – Image de la déformation plastique dans la zone de cisaillement simulée pour l'essai 1 (Les seuils de déformation sont donnés en dessous des illustrations).

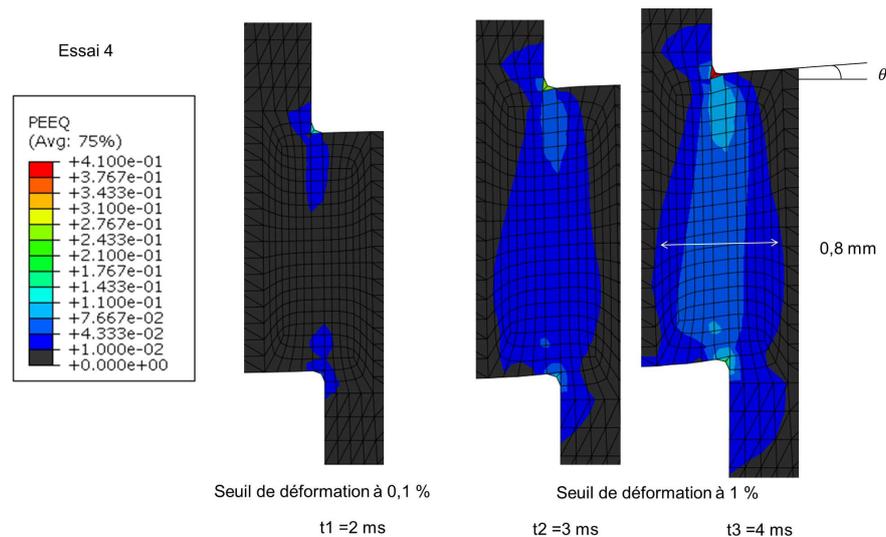


FIGURE 3.11 – Image de la déformation plastique dans la zone de cisaillement simulée pour l'essai 4 (Les seuils de déformation sont donnés en dessous des illustrations).

3.1.5 Conclusion sur la caractérisation du comportement visco-plastique

Le comportement dynamique de l'alliage d'aluminium de désignation 7075 T6 a été identifié par des essais de compression d'éprouvettes chapeaux. Les essais instrumentés sont réalisés sur machine Gleeble et barre d'Hopkinson. Ils ont permis l'identification d'une loi de Johnson Cook par méthode inverse, par une analyse directe de la contrainte équivalente d'une part et à l'aide d'un couplage entre des simulations éléments finis et un algorithme de minimisation d'autre part.

L'alliage d'aluminium 7075 T6 est reconnu comme visco-plastique. En effet, le paramètre C de la loi de Johnson Cook (égal à 0,00833 ou 0,0088) ne peut être considéré comme négligeable. La loi de comportement est ici identifiée pour des vitesses de déformation comprises entre $0,12 \text{ s}^{-1}$ et $10\,000 \text{ s}^{-1}$ (valeurs identifiées à l'aide des simulations éléments finis).

Des critiques peuvent cependant être effectuées sur les éprouvettes de type chapeau. Il a été montré que la taille de la couronne de cisaillement de la simulation numérique (entre 0,4 mm et 0,8 mm) est plus étendue que la taille théorique (0,1 mm). Les conditions ne permettent donc pas de considérer le cisaillement comme pur.

La deuxième critique est liée à la géométrie de l'éprouvette. Le choix d'effectuer un essai de cisaillement n'est pas forcément immédiat pour caractériser le comportement d'un matériau. Un choix d'éprouvette de compression ou de traction dont le champ de déformation est uniforme simplifierait l'effort d'analyse. Cependant les méthodes d'essais disponibles pour ce travail (machine Gleeble, barres d'Hopkinson en compression ou en traction) ne permettent pas d'obtenir les vitesses de déformation visées (jusqu'à $1\,000 \text{ s}^{-1}$) pour une application aux problèmes d'impact ou de perforation.

De plus, la puissance de calcul et la simplification des modèles par axi-symétrie permettent d'effectuer des simulations rapides sur ce type d'éprouvettes structurales.

3.2 Essais de caractérisation sur éprouvettes Charpy

La modélisation de la rupture dynamique des matériaux est étudiée grâce à un essai d'impact de type Charpy sur une éprouvette simple pré-entaillée. Une revue bibliographique de cet essai est présentée dans la section 3.2.1. La rupture de l'alliage d'aluminium de désignation 2024 T3 est expérimentalement étudiée et modélisée à l'aide d'un code éléments finis (Sections 3.2.2 et 3.2.3). À l'instar de ce qui a déjà été fait pour le comportement viscoplastique, les paramètres de la loi de rupture de Johnson Cook sont identifiés par méthode inverse (Section 3.2.4).

3.2.1 État de l'art sur les essais Charpy

L'essai Charpy a été introduit par l'ingénieur du même nom [Charpy 1901], pour l'étude de la tenue à la rupture des matériaux. Une masse attachée à un bras tombe d'une certaine hauteur sur une éprouvette pré-entaillée. La mise en flexion de celle-ci provoque l'initiation et la propagation d'une fissure. Une fois la rupture de l'éprouvette terminée, le bras remonte à une certaine hauteur. La différence entre ces hauteurs permet l'obtention de l'énergie totale d'impact par l'éprouvette, associée à la mesure de résilience [AFN]. Les essais de Charpy se caractérisent par un fort taux de triaxialité en pointe fissure (autour de 2). Ce phénomène est dû au confinement de la déformation plastique [Francois 2007].

De nombreuses simulations numériques de l'essai Charpy existent dans la littérature. Une des premières a été proposée par Norris [Norris 1977] pour un acier A533². La plupart des simulations s'effectue sur des éprouvettes entaillées en forme de V discrétisées à l'aide d'éléments finis [Eberle 2000], [Rossoll 1999], [Tanguy 2005], [Tvergaard 1988]. Le passage d'un modèle 2D à un modèle 3D a été beaucoup discuté. Tvergaard et Needleman [Tvergaard 1988] justifient la modélisation 2D par le fait que dans le cadre d'une étude sur la transition ductile-fragile les déformations planes donnent de bons résultats du mode de transition. Rossoll [Rossoll 1999] valide lui aussi le passage d'un modèle 2D à 3D. Cependant pour Tanguy [Tanguy 2005], simplifier la simulation de 3D à 2D ne donne pas de bons résultats en termes d'effort pendant l'impact. Le comportement du matériau est souvent pris de manière à être dépendant de la vitesse de déformation. Rossoll [Rossoll 1999] utilise une loi de comportement de type Hollomon associée à une loi de dépendance à la vitesse de déformation de Cowper-Symonds. La loi d'endommagement de Gurson est couramment utilisée pour décrire la rupture ductile des matériaux pendant l'essai Charpy [Eberle 2000] [Tvergaard 1988]. Rossoll [Rossoll 1999] indique qu'un critère de rupture par clivage local d'un acier peut être ajouté au modèle 2D pour la rupture des matériaux. Tanguy [Tanguy 2005] utilise une loi de comportement à la rupture de Rousselier pour un acier A508. La méthode numérique de rupture utilisée est souvent de type « kill element » ou l'élément est supprimé du calcul une fois le critère atteint [Tanguy 2005].

Marur [Marur 1996] explique la nécessité d'utiliser une épaisseur de contact pendant les essais pour simuler le phénomène qu'il appelle « perte de contact » entre l'éprouvette et le marteau. Rossoll [Rossoll 1999] simule seulement l'interaction avec un coefficient de frottement. Ce contact peut quand même être considéré comme parfait [Tanguy 2005]. La prise en compte de la température est essentielle pour le calcul de l'essai Charpy. En effet, l'augmentation de température peut atteindre une centaine de degrés Celcius [Eberle 2000].

Pendant un essai de Charpy, la vitesse de déformation en pointe de fissure diminue avec l'évolution de la fissure [Eberle 2000]. Des essais quasistatiques et dynamiques sont parfois utilisés afin de valider une loi de comportement visco-plastique d'un acier Rossoll [Rossoll 1999] [Tanguy 2005]. Pendant les essais de Charpy, des oscillations peuvent apparaître. Par une analyse modale, Rossoll [Rossoll 1999] justifie l'apparition d'oscillations sur les courbes d'effort. Le

2. Composition en pourcentage massique : base Fe, 0,18% C, 1,51% Mn, 0,66% Ni, 0,5% Mo, 0,006% P, 0,003% S, 0,22% Si, 0,18% Cr

phénomène de lèvres de cisaillement qui apparaissent pendant l'essai de Charpy est difficile à modéliser et demande un raffinement du maillage dans cette zone [Tanguy 2005]. Leur influence sur l'énergie de rupture reste à démontrer.

Les essais Charpy sur les alliages d'aluminium sont plus rares. Dans le cadre d'une étude sur l'alliage d'aluminium Al-7Si-0Mg (A357), Alexopoulos [Alexopoulos 2011] montre l'influence de traitements thermiques sur la résistance à la rupture. Pour cela, il trace la courbe de force en fonction du déplacement du poinçon. Il identifie sur cette courbe des points caractéristiques de l'essai Charpy pour les alliages métalliques (Figure 3.12). Le premier (1) correspond à l'apparition de plasticité dans l'éprouvette, le deuxième (2) le point de force maximum, le troisième (3) le point de départ de la propagation instable de la fissure et le quatrième (4) la fin de la propagation de la fissure instable. Il indique aussi qu'il est possible de définir une énergie correspondante à chacun de ces différents phénomènes. Chen [Chen 2009] étudie aussi l'énergie absorbée par différents alliages d'aluminium de la famille 7000 et de la famille 6000 et pour différentes orientations de l'échantillon.

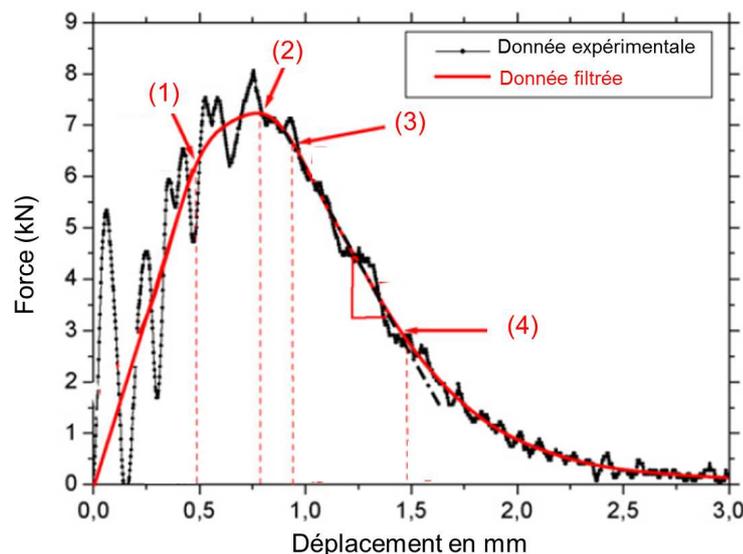


FIGURE 3.12 – Force en fonction du déplacement pour un essai de Charpy [Alexopoulos 2011].

En conclusion, des essais de flexion 3 points et dynamiques de Charpy sont souvent réalisés et comparés. Les modèles d'essais de Charpy en éléments prennent en compte les effets de température. L'influence du contact lors de ces simulations est souvent étudié. Le passage d'un modèle numérique 3D à un modèle 2D est souvent remis en cause.

3.2.2 Présentation des essais

Des essais de flexion 3 points et dynamiques de Charpy sont effectués sur des éprouvettes en alliage d'aluminium de désignation 2024 T3 standardisées en V selon la norme ISO 148-1 (10 mm x 10 mm x 55 mm, entaille de 2mm). Cet essai est détaillé dans l'Annexe C (plan de l'éprouvette, post-traitement des essais,...).

Un montage de flexion 3 points est utilisé pour les essais de fissuration quasistatique des éprouvettes Charpy (Figure 3.13 (a.)). Un cylindre de diamètre 10 mm vient appuyer au centre de l'éprouvette. Celle-ci est posée sur deux appuis, avec un espacement de 40 mm de sorte à reproduire les mêmes conditions géométriques que sur l'essai de Charpy. Ce système est placé

dans une machine de compression Instron 5800R où la force est relevée avec une erreur de 0.2% et le déplacement de la traverse avec une erreur de 0.1%. La raideur de la machine est calculée à l'aide d'un essai sur un échantillon supposé rigide et est égale à 20 200 MPa. Les valeurs de déplacement seront corrigées à partir de cette valeur.

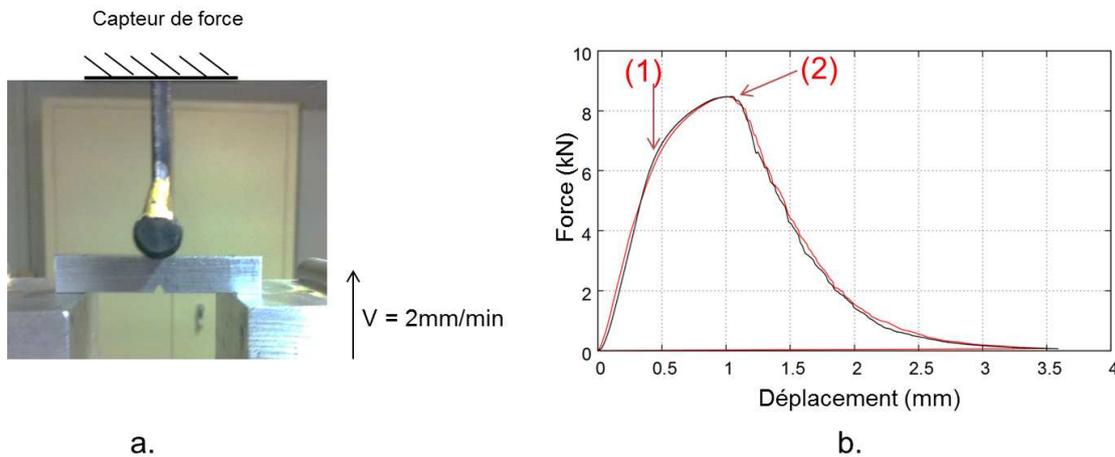


FIGURE 3.13 – Montage de flexion 3 points (a.) et résultats de l'essai quasistatique de Charpy en terme de force pour l'essai 1 et l'essai 2 (b.).

Les essais dynamiques sont effectués sur un mouton de Charpy de 300 J. Un marteau de masse 17 kg, accroché à un bras, tombe d'une hauteur variable sur une éprouvette standardisée en V selon la norme ISO 148-1. La force est relevée sur les essais Charpy à l'aide de jauges de déformation Vishay collées de part et d'autre du marteau d'impact. L'erreur relative a été calculée à l'aide d'essais préliminaires effectués avec marteau de choc et est de 5% (fréquence d'acquisition de 50 kHz). Le déplacement du marteau pendant l'impact n'est pas directement mesuré par un capteur. Il est calculé par intégration de la force et application du principe fondamentale de la dynamique. L'énergie absorbée pendant l'impact est relevée sur le cadran du mouton de Charpy par différence entre la hauteur finale et initiale du marteau. Un facteur de correction est appliqué sur les valeurs de force, afin que l'énergie relevée sur le cadran des essais Charpy corresponde bien à l'énergie calculée à l'aide de l'intégration de la courbe de force comme expliqué dans l'annexe C.

Deux essais de flexion 3 points sont effectués avec une vitesse de déplacement constante de 2 mm/s. Huit essais dynamiques de Charpy sont effectués à des vitesses d'impact de 5,9 m/s (essai doublé), 5,4 m/s, 5,0 m/s, 4,3 m/s, 3,5 m/s, 2,7 m/s et 1,7 m/s. Les éprouvettes ont été usinées dans une plaque d'épaisseur 12 mm dont le comportement est considéré isotrope. Les résultats des essais de Charpy sont résumés dans le tableau 3.6. La microstructure de la plaque, dans laquelle sont usinées les éprouvettes, est étudiée dans l'Annexe K. On remarque que la microstructure et le comportement diffèrent peu de celui du même matériau étudié dans le Chapitre 5 qui est fourni sous la forme de tôles de 2 mm d'épaisseur.

3.2.3 Analyse des résultats expérimentaux

3.2.3.1 Résultats des essais quasistatiques

La force est tracée en fonction de la déflexion du poinçon sur la figure 3.13 (b.). Une bonne répétabilité des essais est observée. La transition entre comportement élastique et comportement

elasto-plastique s'effectue pour une force de 6 kN (1). La force maximale est de 8,5 kN (2). À partir de ce seuil, la force chute. Une intégration de la force par le déplacement permet le calcul de l'énergie absorbée par la l'éprouvette pendant l'essai. Elle est égale à 11,0 J. Une résilience quasistatique peut donc être calculée pour l'essai de Charpy et est égale à 13.75 J/cm² (section de 0,8 cm²).

3.2.3.2 Résultats des essais Charpy dynamiques

Les hauteurs initiale et résiduelle du marteau sont relevées sur le cadran de l'essai Charpy. L'énergie absorbée par l'éprouvette est donc obtenue directement et est tracée sur la figure 3.14 en fonction de la vitesse initiale. Sur ce graphique, l'essai quasistatique est considéré comme équivalent à un essai avec une vitesse initiale quasi-nulle. Une dépendance à la vitesse d'impact est observée. Le phénomène est donc dynamique. Il s'agit alors de déterminer si l'effet dynamique est un effet dû à l'écroutissage du matériau ou à la limite à la rupture.

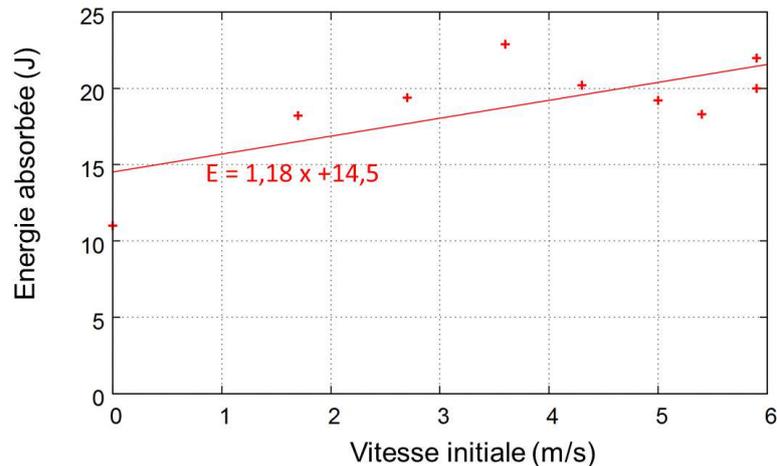


FIGURE 3.14 – Énergie absorbée pendant les essais Charpy.

Essai	Vitesse initiale (m/s)	Énergie absorbée (J)
1	5,9	20,0
2	5,9	22,0
3	5,4	18,3
4	5,0	19,2
5	4,3	20,2
6	3,6	22,9
7	2,7	19,4
8	1,7	18,2

Tableau 3.6 – Résultats sur les essais expérimentaux.

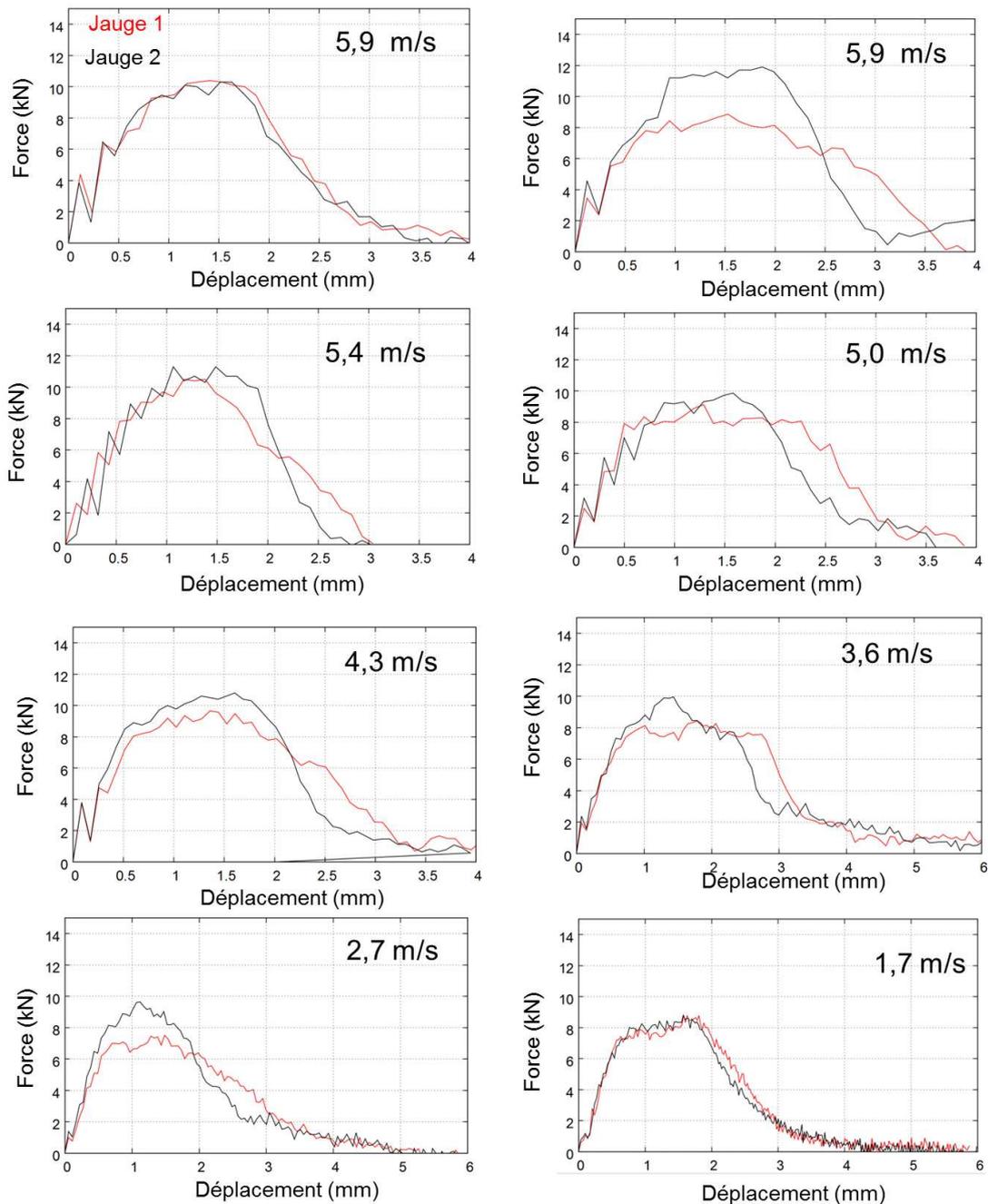


FIGURE 3.15 – Force en fonction du déplacement du marteau pour chacun des essais Charpy.

Pour chaque essai, la force est tracée en fonction du déplacement du marteau pendant l'impact. Cette force a été relevée à l'aide des deux jauges de déformation placées sur le marteau (Figure 3.15). Mise à part pour les essais 2 (5,9 m/s) et 7 (2,7 m/s), les résultats sont similaires pour les deux jauges. La zone élastique, la zone d'écroutissage et la zone de fissuration sont bien visibles sur chacun des essais. Les oscillations de l'échantillon sont visibles sur la courbe de force.

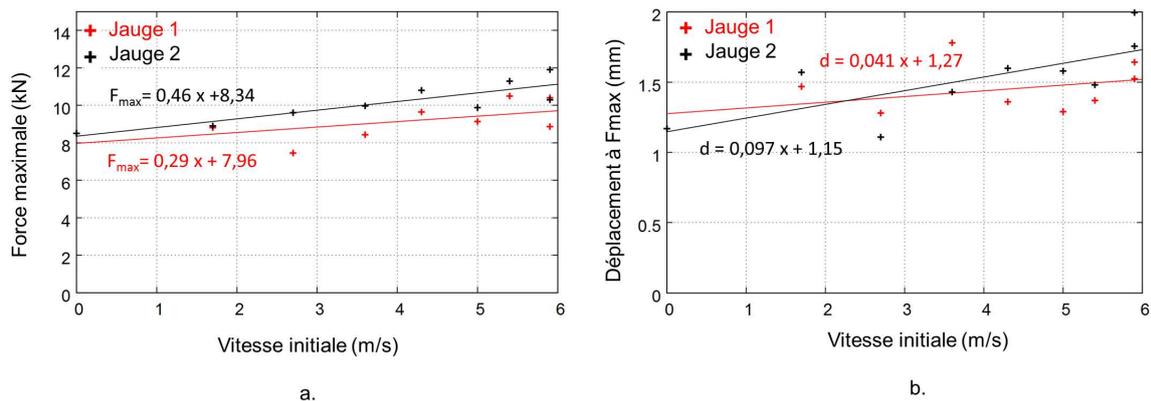


FIGURE 3.16 – Force maximale pendant les essais Charpy (a.) et déplacement du marteau correspondant à la force maximale (b.).

Sur la figure 3.16 (a.), la force maximale est tracée en fonction de la vitesse initiale. Comme pour l'énergie, la valeur quasistatique est mise sur le graphique et est considérée comme équivalente à une vitesse de fissuration nulle. Plus la vitesse d'impact est grande, plus la force maximale est grande. L'écroûissage du matériau est donc dépendant de la vitesse de déformation.

La déflexion de l'éprouvette à l'initiation de fissure correspond à la force maximale d'impact. Il est remarqué que cette déflexion est croissante avec la vitesse initiale (Figure 3.16 (b.)) et est donc dépendante de la vitesse de déformation du matériau.

Ces effets sur la force maximale et sur la déflexion à la rupture sont retrouvés sur la figure 3.17. Les évolutions de la force des essais quasistatiques et pour l'ensemble des essais Charpy sont tracées en fonction du déplacement. La pente de la zone élastique est similaire pour chacun des essais. Cela confirme que la raideur de la machine quasistatique a bien été choisie.

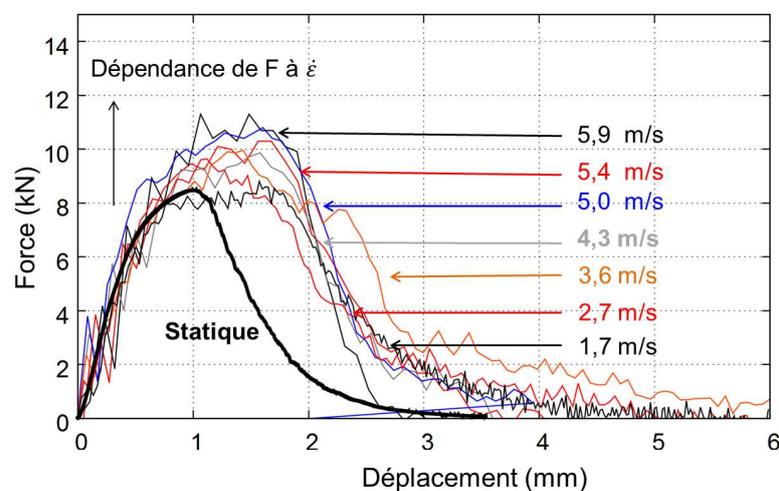


FIGURE 3.17 – Force en fonction du déplacement pour les essais quasistatiques et dynamiques.

3.2.4 Identification d'une loi de comportement à la rupture par un couplage éléments finis

3.2.4.1 Simulation de l'essai Charpy par suppression d'éléments

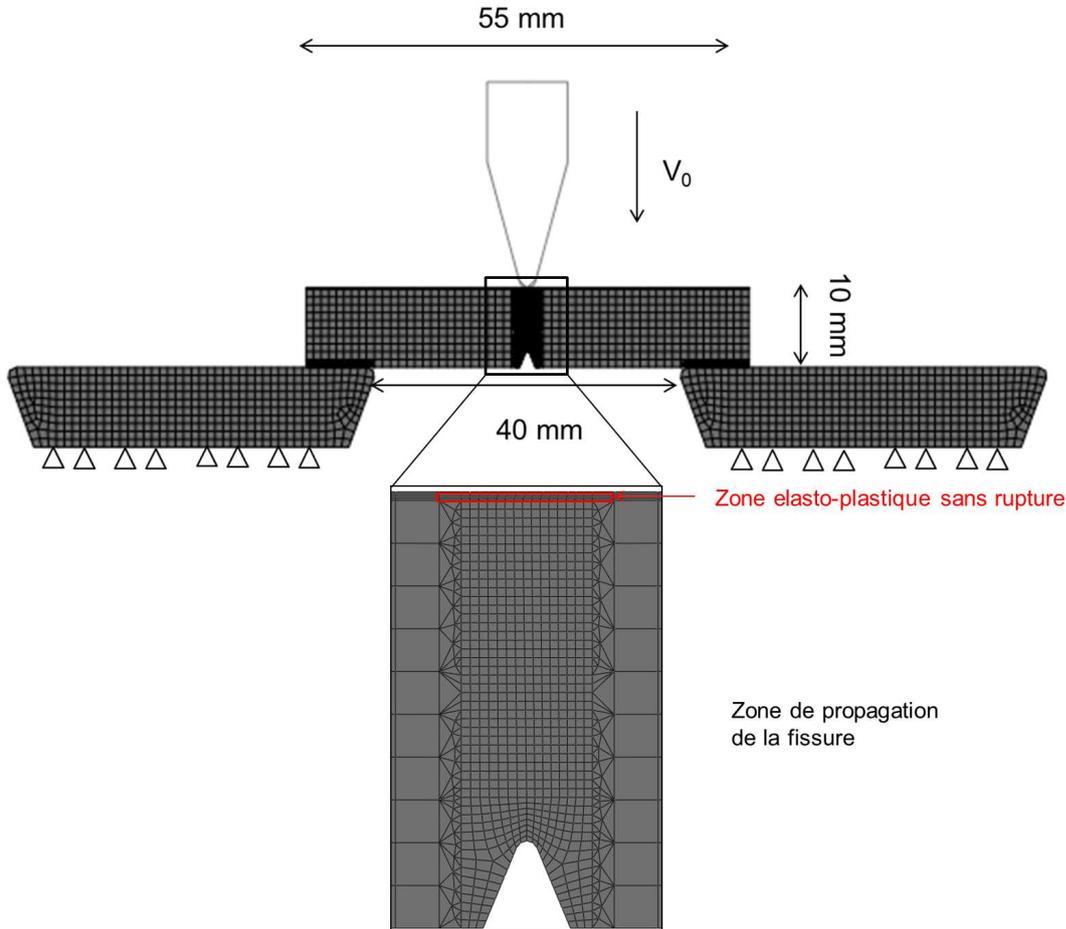


FIGURE 3.18 – Modèle éléments finis 2D de l'essai de Charpy.

L'essai Charpy est modélisé en 2 dimensions et 3 dimensions à l'aide du logiciel éléments finis Abaqus (Figure 3.18). Les déformations du marteau sont considérées comme négligeables devant les déformations de l'éprouvette. Il est donc modélisé à l'aide d'une surface analytique rigide. Cette hypothèse a été validée à l'aide d'une simulation où le marteau est en acier avec un comportement élastique ($E=210$ GPa). À cette surface est associée une masse de 17,1 kg. Afin de résoudre des problèmes de distorsion d'éléments dans l'éprouvette, il est choisi de modéliser les appuis à l'aide de deux supports en acier au comportement élastique ($E=210$ GPa) encastrés. Le matériau de l'éprouvette est l'alliage d'aluminium de désignation 2024 T3. Une loi de comportement de Johnson Cook est utilisée pour décrire le comportement visco-plastique avec prise en compte des effets de températures (Équation 2.1).

Les paramètres de la loi sont pris dans la littérature [Lesuer 2000]. Les paramètres expérimentaux sont résumés dans le tableau 3.7. Le critère de rupture suit la loi de Johnson Cook pour la rupture qui donne une déformation critique et où une évolution de l'endommagement linéaire est caractérisée par une énergie volumique (Équation 2.13).

A (MPa)	B (MPa)	n	C	m	T_f (K)	T_a (K)	$\dot{\varepsilon}^{p_0}$ (s ⁻¹)
369	684	0,73	0,0083	1,7	775	293	1

Tableau 3.7 – Paramètres de la loi de Johnson Cook pour l’alliage d’aluminium de désignation 2024 T3.

Dans toutes les simulations, pour éviter des ruptures au contact une zone élasto-visco-plastique, sans comportement à la rupture, est placée au niveau de l’interaction entre le marteau et l’éprouvette (voir Figure 3.19). Cet artifice numérique permet alors de supprimer le phénomène de rupture par suppression d’éléments dans cette zone de contact. Le zone de fissuration de l’éprouvette Charpy est maillée plus finement que le reste de l’éprouvette (Figure 3.18) à l’aide d’éléments de taille caractéristique 0,2 mm. Autour de cette zone centrale une zone de transition à l’aide d’éléments triangles ou tétraédriques permet le passage vers des éléments plus grossiers. Ainsi le modèle 2D est composé de 2 490 éléments réduits quadrangles CPE4RT et de 459 éléments triangle CPE3T. Le modèle 3D est composé de 115 550 éléments hexahédrique C3D8T et 50 675 éléments tétraédrique C3D4T. La méthode numérique utilisée pour la rupture est appelée « kill element » (cf Annexe H). Le contact entre le marteau et l’éprouvette est considéré parfait. Dans toutes les simulations une vitesse initiale est imposée au marteau. Elle est choisie similaire à celle des essais sur le mouton de Charpy (5,9 m/s, 5,4 m/s, 5 m/s, 4,3 m/s, 3,6 m/s, 2,7 m/s et 1,7 m/s).

Les modèles 3D et 2D sont comparés en terme de force pour un essai Charpy avec une vitesse initiale de 5,9 m/s et où le matériau de l’éprouvette n’a pas de comportement à la rupture. Sur la figure 3.19, la force est tracée en fonction du temps d’impact. Il en résulte une bonne similitude entre les deux simulations sans rupture. La simulation en 2D tend à surestimer légèrement la force. Les oscillations sur la courbe sont similaires. Le modèle 2D est utilisé par la suite. Le temps de calcul est réduit de plusieurs heures à quelques secondes. Une méthode inverse d’identification avec ce modèle éléments finis est alors envisageable.

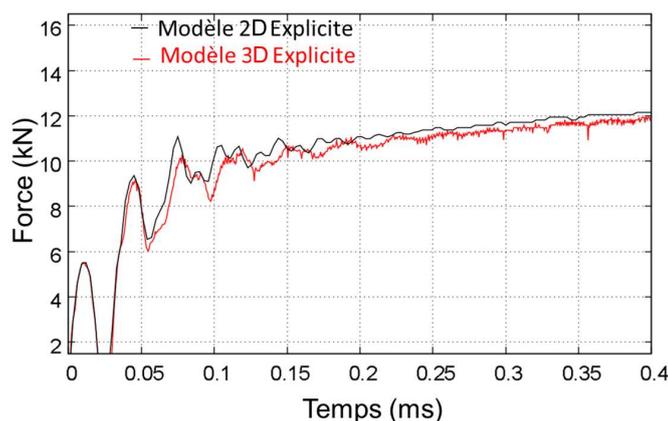


FIGURE 3.19 – Comparaison du niveau de force pour une simulation de l’essai Charpy sans rupture en 2D et en 3D (5,9 m/s).

Les paramètres D_1 , D_2 , D_3 , D_4 de la loi de Johnson Cook à la rupture (Équation 2.13) sont identifiés. Le paramètre (D_5) dépendant de la température est considéré comme nul. L’énergie numérique d’endommagement G_f de l’équation 2.18 est aussi identifié par l’algorithme.

La méthode inverse est présentée dans l’Annexe J et sur la figure 3.20.

	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5
Valeurs initiales	0,18	0,13	-5	0,011	0
Valeurs finales	0,14	0,085	-3,1	0,0095	0

Tableau 3.8 – Paramètres de la loi de Johnson Cook pour la rupture pour l'AA 2024.

la force est comparée pour une simulation entre les paramètres initiaux et les paramètres optimisés pour une vitesse initiale de 5,9 m/s. Les résultats des simulations numériques sont résumés dans le tableau 3.9.

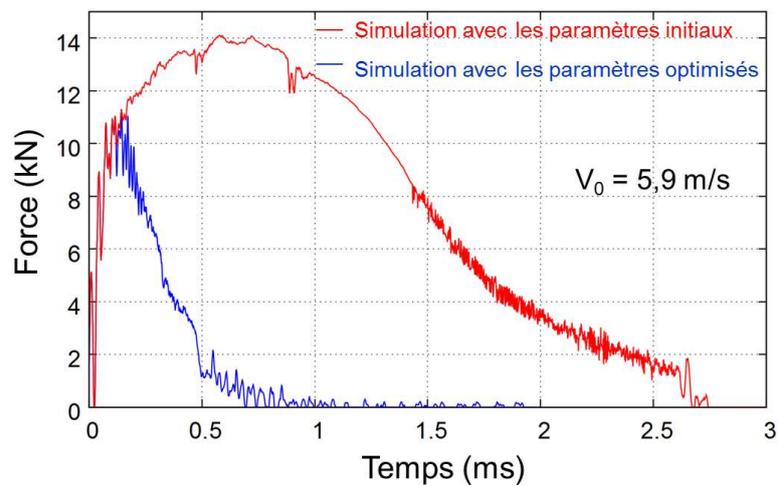


FIGURE 3.21 – Force calculée en fonction du temps avec les paramètres initiaux et finaux de l'optimisation.

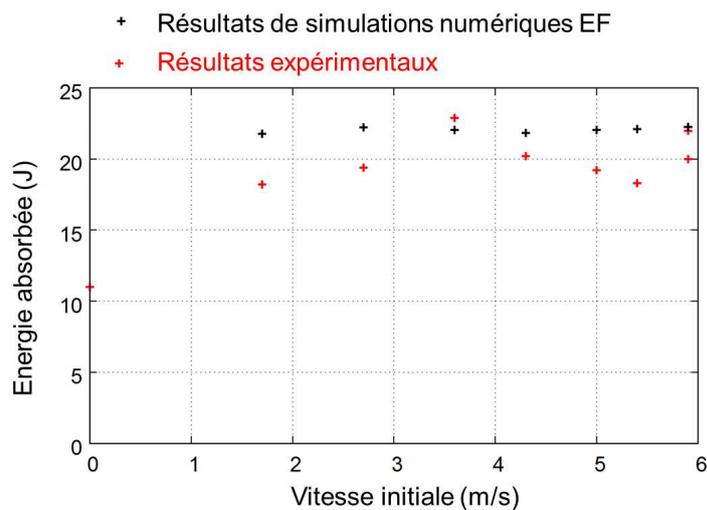
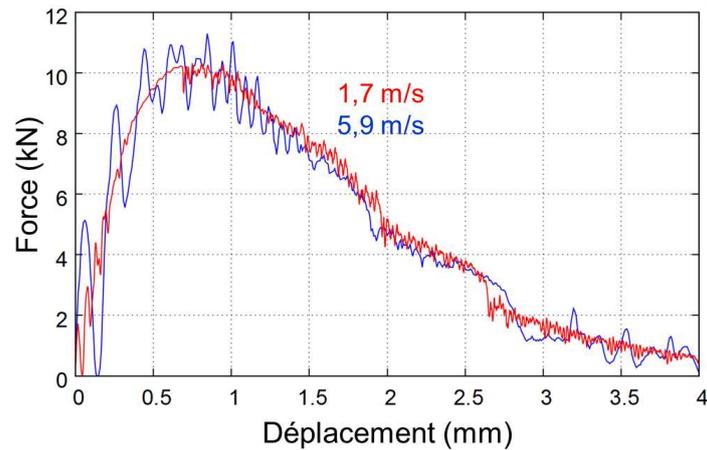


FIGURE 3.22 – Énergie absorbée en fonction de la vitesse initiale : expériences et simulations EF.

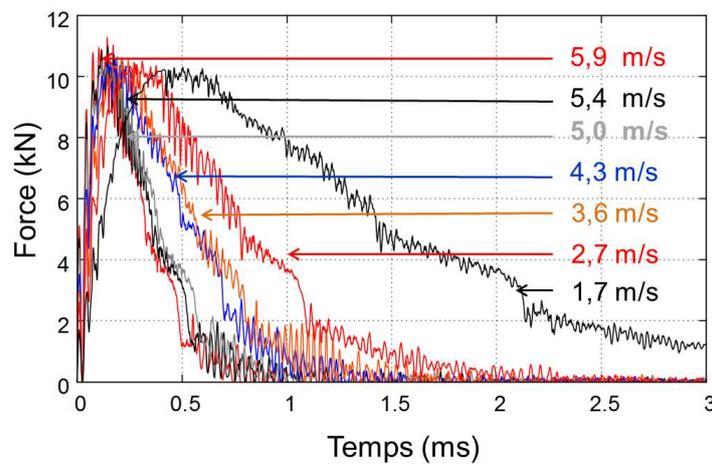
La vitesse de déformation en pointe de fissure est relevée pendant la simulation numérique. Elle donne l'information de la gamme dynamique de validité des paramètres identifiés. Ici, sa

valeur maximale est de 10^4 s^{-1} dans tous les essais. Ces valeurs ne peuvent pas être comparées à l'expérience car ces informations ne sont relevées.

L'énergie absorbée par l'éprouvette Charpy pendant l'impact est calculée à l'aide de la vitesse initiale et de la vitesse finale du marteau (Figure 3.22). Contrairement à l'expérience, l'énergie absorbée n'augmente pas avec la vitesse initiale. Le phénomène de rupture ne serait donc, dans le modèle numérique, que très peu dépendant de la vitesse d'impact et donc de la vitesse de déformation. Les niveaux d'énergie sont aux alentours de 22 J. Ce niveau correspond à l'énergie absorbée pour les plus grandes vitesses d'impact lors des essais.



a.



b.

FIGURE 3.23 – Force calculée (simulation) en fonction du déplacement du marteau (a.) et en fonction du temps à la force maximale (b.).

La force d'impact est tracée en fonction du déplacement du marteau pour les simulations 1 (5,9 m/s) et 8 (1,7 m/s) sur la figure 3.23 (a.) et en fonction du temps pour toutes les simulations sur la figure 3.23 (b.). La perte de linéarité de la force est observée autour de 6 kN. A ce niveau, des déformations plastiques sont présentes au niveau de l'entaille en V (supérieures à 2% pour la simulation 8). La force augmente jusqu'à une valeur maximale de 11 kN, valeur d'initiation de la fissuration. La fissure se propage alors pendant la chute de force.

L'effet de dépendance à la vitesse est très faible sur la figure 3.23 (a.). À noter que si aucun critère de rupture n'est ajouté au modèle numérique, l'effet de vitesse est visible pour une déflexion

de l'éprouvette supérieure à 3 mm.

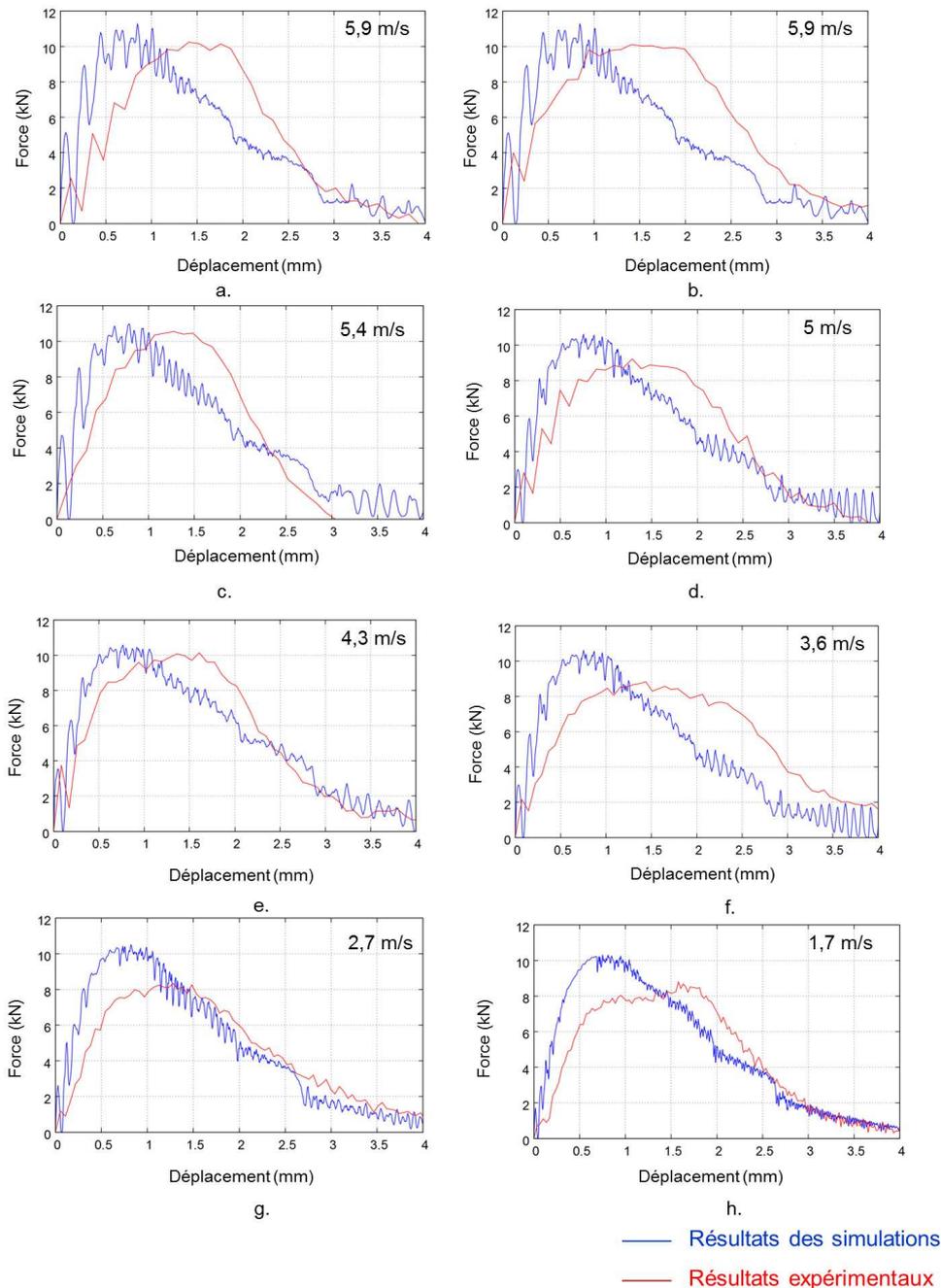


FIGURE 3.24 – Force calculée et force expérimentale en fonction du déplacement du marteau pour l'ensemble des essais.

Sur la figure 3.24, les résultats en termes de force et déplacement des simulations sont comparés aux résultats expérimentaux moyens. Dans la partie linéaire, la force calculée est surestimée. La limite d'élasticité est elle aussi surestimée dans la simulation et la pente d'écrouissage semble être plus faible. L'optimisation identifie les paramètres de rupture de la loi de Johnson Cook à

partir du moment où la fissure apparaît c'est à dire à partir du moment où la force est expérimentalement maximale. La simulation ne reproduit pas exactement la chute de force mais l'ensemble des résultats, pour la gamme de vitesses considérées, semble satisfaisant (Figure 3.24). La fin de la chute de force est bien reproduite par le modèle. Les paramètres de la loi de Johnson Cook identifiés pour la rupture sont cohérents en terme de force et seront validés par les simulations numériques de perforation dans le chapitre 5.

La température en pointe de fissure est relevée pendant l'impact. Sa valeur initiale est de 293 K. Elle augmente d'une trentaine de degrés en pointe de fissure aux alentours de 327 K.

Le taux de triaxialité en pointe de fissure est égal à 1 lors de l'apparition de la fissure dans la simulation. Il est quasi-constant et égal à 2 lors de sa propagation. Ce fort taux de triaxialité permet une bonne identification du terme qui en dépend, dans la loi de Johnson Cook.

En parallèle de ce travail, des simulations X-FEM des essais Charpy ont été réalisées. L'approche est présentée dans l'annexe I. Elles sont comparées aux simulations qui utilisent la méthode des « kill element ». La méthode X-FEM permet d'obtenir des résultats plus proches de l'expérience en terme de force (Figure I.2). Elle est cependant moins stable. Une modification du maillage, par exemple, peut produire une divergence du calcul. De plus, les paramètres de la loi de fissuration n'ont pas été identifiés par une optimisation.

Essai	Vitesse initiale (m/s)	Vitesse résiduelle (m/s) « Kill Element »	Énergie absorbée (J) « Kill Element »	Vitesse résiduelle (m/s) X-Fem	Énergie absorbée (J) X-Fem
1 et 2	5,9	5,7	22,3	5,6	25,8
3	5,4	5,2	22,1	5,1	27,0
4	5,0	4,7	22,1	4,7	27,1
5	4,3	4,0	21,8	3,9	27,4
6	3,6	3,2	22,0	3,1	27,0
7	2,7	2,2	22,2	2,1	26,4
8	1,7	0,6	21,8	0,3	24,1

Tableau 3.9 – Résultats sur les simulations de type Charpy (L'analyse des résultats X-Fem est en Annexe I).

3.2.5 Conclusion sur les essais de caractérisation sur éprouvette Charpy

Il s'agit dans cette partie d'identifier une loi de comportement à la fissuration, pour une application à la perforation, d'un alliage d'aluminium de désignation 2024 T3. À cause des vitesses de déformation mises en jeu, une loi de rupture de Johnson Cook est choisie et est identifiée à partir d'essais instrumentés de type Charpy. Pendant les essais, la force d'impact a été relevée à partir de jauges de déformation. L'énergie absorbée est elle aussi mesurée. Une méthode inverse a été utilisée par un couplage entre des simulations éléments finis 2D et un algorithme d'optimisation. Les paramètres D_1 , D_2 , D_3 et D_4 ont donc été identifiés. Ils seront utilisés dans le chapitre 5 pour la modélisation de la perforation.