



HAL
open science

Étude expérimentale et numérique de la plasticité de verres métalliques massifs

Jean-Sébastien Brest, Patrice Longère, Vincent Keryvin, Yoshihiko Yo-Koyama

► **To cite this version:**

Jean-Sébastien Brest, Patrice Longère, Vincent Keryvin, Yoshihiko Yo-Koyama. Étude expérimentale et numérique de la plasticité de verres métalliques massifs. 11e colloque national en calcul des structures, CSMA, May 2013, Giens, France. hal-01717038

HAL Id: hal-01717038

<https://hal.science/hal-01717038>

Submitted on 25 Feb 2018

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Public Domain

Étude expérimentale et numérique de la plasticité de verres métalliques massifs.

Jean-Sébastien BREST ^{1,2,a,*}, Patrice LONGERE ^{2,b}, Vincent KERYVIN ^{1,c}, Yoshihiko YO-KOYAMA ³

¹ Université Européenne de Bretagne, Université de Bretagne-Sud, LIMATB EA 4250

² Université de Toulouse, Institut Supérieur de l'Aéronautique de l'Espace, ICA EA 814

³ Tohoku University, Institute for Material Research, LAM, Japan

^a jean-sebastien.brest@univ-ubs.fr

^b patrice.longere@isae.fr

^c vincent.keryvin@univ-ubs.fr

* Auteur correspondant

Résumé — Les travaux présentés ici ont pour premier objectif l'étude du comportement mécanique du verre métallique massif $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ à l'aide d'essais mécaniques multi-axiaux et hétérogènes. Ce verre métallique possède un comportement apparent fragile aussi bien en compression qu'en traction à température ambiante, ce qui rend les tests de compression ou de traction usuels inadaptés pour caractériser sa plasticité. Pour identifier les mécanismes liés à la plasticité, nous avons réalisé des essais d'indentation et de compression diamétrale. Dans un second temps, des simulations numériques de ces essais ont été menées au moyen du code de calcul industriel Abaqus. Pour ce faire, différents modèles constitutifs de complexité croissante ont été implémentés en tant que lois utilisateurs (UMAT). Les résultats numériques obtenus après identification sont commentés et comparés aux résultats expérimentaux.

Mots clés — Verres métalliques massifs, compression diamétrale, bandes de cisaillement, corrélation d'images.

1 Introduction

Les verres métalliques sont de nouveaux matériaux qui possèdent des propriétés mécaniques exceptionnelles comme leur résistance mécanique, leur énergie élastique stockée, leur dureté ou leur ténacité ainsi qu'une grande déformation élastique [1, 2]. Pour concevoir de nouvelles compositions de verres métalliques plus résistants et plus ductiles, une parfaite compréhension des mécanismes de déformation, d'endommagement et de rupture est nécessaire. La prédiction numérique du comportement de ces matériaux nécessite une modélisation avancée. L'étude de la déformation plastique (sous forme de bandes de cisaillement localisé), la prise en compte des effets de la température, de la vitesse et de la pression sont des paramètres nécessaires.

Obtenus par solidification rapide à partir de l'état liquide, les verres métalliques massifs (VMM) appartiennent à la catégorie des matériaux amorphes ou non cristallins caractérisée par l'absence d'ordre à longue distance. Leurs mécanismes de pseudo-plasticité macroscopique proviennent de la propagation et de l'interaction de fines bandes de cisaillement. Du point de vue microscopique, la plasticité n'est en effet pas liée à l'accumulation ou aux mouvements des dislocations, comme c'est le cas pour les métaux cristallins, mais elle peut être décrite par les théories des zones de transformation par cisaillement ou du volume libre. A partir de ces théories, des tentatives de modélisation du comportement macroscopique des VMM ont été réalisées, voir Schuh et al. [2] et Gao [4], respectivement. Anand et Su [5] ont quant à eux développé une modélisation s'inspirant des mécanismes de glissement des métaux cristallins.

Pour identifier les mécanismes liés à la plasticité, nous avons réalisé des essais d'indentation et de compression diamétrale. Dans un second temps, des simulations numériques de ces essais ont été menées au moyen du code de calcul industriel Abaqus. Pour ce faire différents modèles constitutifs de

complexité croissante, en particulier ceux mentionnés précédemment, ont été implémentés en tant que lois utilisateurs (UMAT). Les résultats numériques obtenus sont commentés et comparés aux résultats expérimentaux.

2 Matériau et résultats expérimentaux

2.1 Matériau et essais

Le matériau étudié ici est un verre métallique massif à base Zirconium, de composition $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ (at. %). Le matériau est préparé avec un Zirconium très pur (50 appm d'oxygène) permettant d'obtenir des échantillons avec moins de 300 appm d'oxygène et ne possédant pas de défauts cristallins. Des barreaux de 8 mm de diamètre et d'environ 60 mm de long sont ainsi obtenus. Ces barreaux sont ensuite découpés en cylindres de 6 ou 15 mm dont les extrémités sont polies pour réaliser les échantillons de compression diamétrale. Les essais de compression diamétrale présentés ici sont réalisés à température ambiante et pression atmosphérique, sur une machine de traction-compression hydraulique (INSTRON 8803) équipée d'une cellule de force de 500 kN d'une résolution de 8 N. Un extensomètre est utilisé pour mesurer le déplacement entre les plateaux de compression. Deux caméras sont disposées afin de suivre les déplacements locaux de l'éprouvette (résolution de 0,25 mm), ce qui permet d'obtenir les champs de déformation à l'aide du logiciel de corrélation d'images aramis. Les essais sont réalisées à une vitesse de déplacement de $0,5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$.

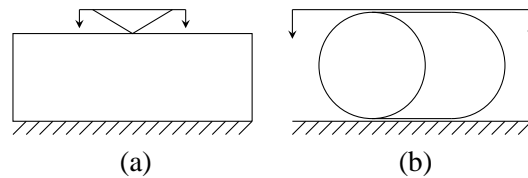


Fig. 1 – Représentations schématiques de l'essai de compression diamétrale (a) et de l'essai d'indentation (b).

2.2 Résultats expérimentaux

La courbe de force-déplacement obtenue avec l'essai d'indentation (figure 1 (a)) est présentée en figure 2 (a). L'essai a été réalisé sur une machine Fischerscope H100C instrumentée d'un indenteur micro-Vickers. Pour plus d'informations sur cet essai, le lecteur peut se référer à [3].

L'essai de compression diamétrale (figure 1 (b)) permet d'obtenir deux courbes caractéristiques tracées en figure 2 (b) et (c). La courbe de force déplacement en figure 2 (b) montre la séquence de deux essais successifs réalisés sur un échantillon de 15 mm de long pour la première partie, puis le même échantillon coupé à 6 mm de long pour la seconde. De ce fait, on considère une force linéique rapportée à la longueur de l'échantillon. On distingue clairement deux réponses successives sur cette courbe, la première caractérisée par une rigidité élevée et la seconde par une rigidité plus douce. L'étude numérique permettra par la suite d'expliquer ce phénomène. Un agrandissement de la fin de la courbe permet d'observer la présence de dentelures d'intensité croissante. Tout laisse supposer qu'elles sont la conséquence de la formation et de l'émergence de bandes de cisaillement au sein du matériau.

La figure 2 (c) montre l'histoire de la déformation de glissement équivalente moyenne obtenue avec le dispositif de corrélation d'image, avec la déformation de glissement exprimée par $\epsilon^{eq} = \sqrt{\frac{2}{3}} \epsilon : \epsilon$ où ϵ représente la partie déviatorique du tenseur des déformations ϵ . La zone considérée pour effectuer cette moyenne est la croix où se concentre la majeure partie de la déformation (la partie grisée de la figure 2 (c) est exclue). Localement les déformations de glissement peuvent être beaucoup plus importantes que la déformation moyenne, en particulier au centre de la croix où elle dépasse 0,6. L'épaisseur réelle des bandes (10-100 nm [2]) étant largement inférieure à la résolution de la corrélation d'image (0,25 mm), les déformations dans ces bandes sont encore bien plus élevées.

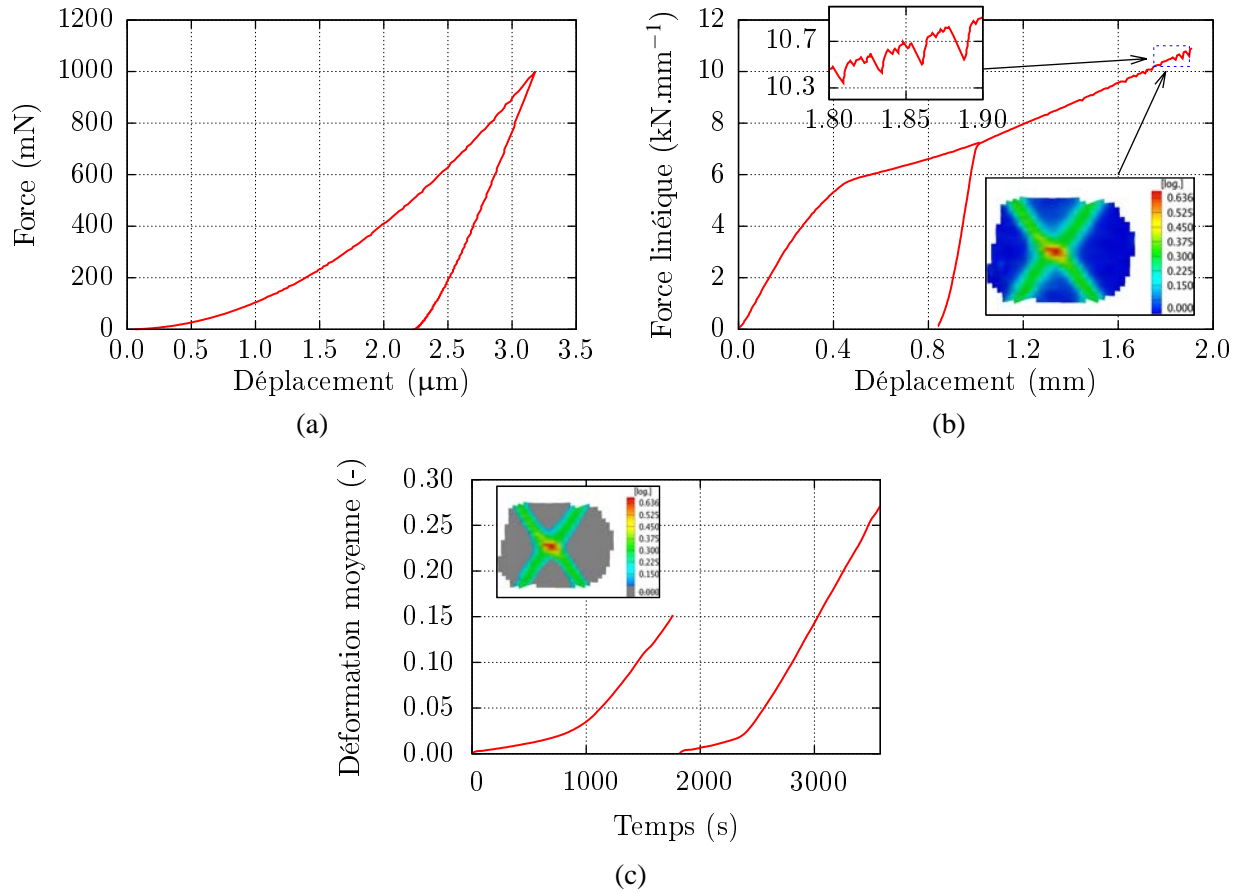


Fig. 2 – Courbes d'évolution de la force en fonction du déplacement pour un essai d'indentation (a) pour un essai de compression diamétrale (b) de la déformation de Mises en fonction du déplacement obtenue en corrélation d'images (c).

3 Modélisation du comportement mécanique du matériau et procédure numérique

3.1 Principe

Les verres métalliques sont souvent comparés aux métaux polycristallins de par leur composition chimique, avec les polymères pour leur comportement à température élevée et les céramiques pour leur fragilité. Des modèles existent permettant de décrire le comportement de ces différents matériaux, mais pour les métaux amorphes leur nombre est plus restreint puisqu'il existe de nombreuses inconnues pour comprendre parfaitement les mécanismes à l'origine de leur déformation. Notre approche a consisté à utiliser des modèles à la difficulté croissante : le modèle de Mises (VM) qui fait intervenir la contrainte déviatorique, le modèle de Drucker Prager (DP) qui prend en compte les effets de la pression ; le modèle de Anand et Su [5] (AS) dédié aux métaux amorphes.

3.2 Lois de comportement

Les équations permettant de décrire les différents modèles sont présentées ici. Le taux de déformation $\dot{\xi}$ est décomposé en une partie réversible $\dot{\xi}^e$, et une partie inélastique $\dot{\xi}^p$. L'hypothèse des petites perturbations permet d'écrire :

$$\dot{\xi} = \dot{\xi}^e + \dot{\xi}^p \quad (1)$$

La loi d'élasticité isotrope s'écrit :

$$\dot{\xi}^e = \frac{1+\nu}{E} \dot{\sigma} - \frac{\nu}{E} (\text{tr} \dot{\sigma}) \delta \quad (2)$$

où $\underline{\sigma}$ représente le tenseur des contraintes de Cauchy. Il peut se décomposer ainsi $\underline{\sigma} = \underline{s} - p\underline{\delta}$, avec \underline{s} la partie déviatorique de $\underline{\sigma}$, p la pression et $\underline{\delta}$ le tenseur identité d'ordre deux. E et ν sont respectivement le module de Young et le coefficient de Poisson. L'absence d'érouissage [2] nous amène à considérer les modèles de DP et VM comme élasto-plastiques parfaits. Le critère d'écoulement de Mises permet de décrire cet effet :

$$f_M(\underline{\sigma}_{eq}) = \sigma_{eq} - \sigma_0 \leq 0 \quad (3)$$

où $\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2}\underline{s} : \underline{s}}$ représente la contrainte équivalente en cisaillement, σ_0 la contrainte d'écoulement. La loi d'écoulement plastique associée s'écrit :

$$\underline{\dot{\epsilon}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f_M}{\partial \underline{\sigma}} = \frac{3}{2} \dot{\lambda} \frac{\underline{s}}{\sigma_{eq}} \quad (4)$$

où $\dot{\lambda} \geq 0$ est le multiplicateur plastique. L'asymétrie observée sur le comportement des VMM entre les limites à rupture en compression et en traction peut être décrite en utilisant le modèle de DP, dépendant de la pression et largement utilisé dans la mécanique des sols.

$$f_{DP}(\underline{\sigma}_{eq}, p) = \sigma_{eq} - p \tan \varphi - \sigma_0 \leq 0 \quad (5)$$

où φ est l'angle de friction interne. En règle générale (écoulement non associé), le taux de déformation inélastique est déduit du potentiel $g_{DP}(\underline{\sigma}_{eq}, p) = \sigma_{eq} - p \tan \psi$ (avec ψ l'angle de dilatance) :

$$\underline{\dot{\epsilon}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial g_{DP}}{\partial \underline{\sigma}} = \dot{\lambda} \left(\frac{3}{2} \frac{\underline{s}}{\sigma_{eq}} - \frac{1}{3} \tan \psi \underline{\delta} \right) \quad (6)$$

Nous nous plaçons dans le cadre de la plasticité associée, *i.e.* $\psi = \varphi$.

Le modèle proposé par Anand et Su [5] est spécifique aux matériaux amorphes. Il cherche à reproduire le comportement élasto-visco-plastique d'un matériau isotrope sensible à la contrainte normale, dont la plasticité peut entraîner de la dilatation. Il est sans seuil, la déformation plastique y est négligeable durant la phase pseudo-élastique. Des systèmes de glissements reliés aux directions principales et dépendant de l'angle de frottement interne permettent de représenter la localisation de l'écoulement plastique. Le taux de déformation plastique macroscopique est donné par :

$$\underline{\dot{\epsilon}}^p = \sum_{\alpha=1}^6 \dot{\gamma}^{(\alpha)} \left\{ \underline{G}^{(\alpha)} + \beta \underline{M}^{(\alpha)} \right\} \quad ; \quad \underline{G}^{(\alpha)} = \text{sym} \left[\underline{g}^{(\alpha)} \otimes \underline{m}^{(\alpha)} \right] \quad ; \quad \underline{M}^{(\alpha)} = \underline{m}^{(\alpha)} \otimes \underline{m}^{(\alpha)} \quad (7)$$

où α représente le système de glissement considéré (\otimes est le produit tensoriel). $\underline{m}^{(\alpha)}$ et $\underline{g}^{(\alpha)}$ la normale au $\alpha^{\text{ième}}$ plan de glissement et sa direction, respectivement. Le taux de cisaillement $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ sur le système de glissement α est exprimé par une loi Norton visqueuse avec un coefficient de résistance de type Mohr-Coulomb :

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \left(\frac{\tau^{(\alpha)}}{c + \mu \sigma^{(\alpha)}} \right)^{1/m} > 0 \quad ; \quad \dot{\gamma} = \sum_{\alpha=1}^6 \dot{\gamma}^{(\alpha)} \quad ; \quad c = c_{cv} + b \left(1 - \frac{\eta}{\eta_{cv}} \right)^q \quad ; \quad c(0) = c_{cv} + b \quad (8)$$

où $\tau^{(\alpha)} = \underline{\sigma} : \underline{G}^{(\alpha)}$ and $\sigma^{(\alpha)} = -\underline{\sigma} : \underline{M}^{(\alpha)}$ représentent respectivement la contrainte de cisaillement résolue et la contrainte normale au plan de glissement α . La quantité $\dot{\gamma}_0$ est une contrainte de cisaillement de référence. m est la sensibilité à la vitesse de déformation, volontairement choisie faible pour obtenir un comportement quasi visco-indépendant. La constante μ est le coefficient de frottement interne. $c(0)$ est la valeur de cohésion initiale qui se compose de la cohésion finale c_{cv} à laquelle on ajoute une surcontrainte b . Les paramètres q et p sont des constantes matériaux positives de l'ordre de l'unité. Dans (7) β est le paramètre qui contrôle l'amplitude de la dilatance plastique :

$$\beta = g_0 \left(1 - \frac{\eta}{\eta_{cv}} \right)^p \quad ; \quad \dot{\eta} = \beta \dot{\gamma} \quad (9)$$

La valeur initiale de β est g_0 ce qui implique que la déformation inélastique est une combinaison du glissement plastique et de la dilatation plastique ; ce paramètre tend vers 0 lorsque la déformation plastique volumique η atteint une limite η_{cv} (réduction maximale de la densité résultant de la déformation plastique) menant à une déformation plastique uniquement liée au glissement plastique. g_0 est un paramètre permettant de dissocier le comportement en traction (g_{0t}) et en compression (g_{0c}).

3.3 Procédure

Le code de calcul par éléments finis Abaqus est utilisé pour les simulations. Les modèles de VM et DP appartiennent à la bibliothèque des matériaux standards d'abaqus. Le modèle de AS a quant à lui été implémenté en tant que matériau utilisateur dans Abaqus. Les essais sont modélisés en 2 dimensions par des éléments en contraintes planes à intégration réduite pour l'essai de compression diamétrale (CPS4R) avec les modèles de VM et DP, et des éléments en déformations planes à intégration réduite (CPE4R) avec le modèle de Anand. Des éléments axisymétriques à intégration réduite sont utilisés pour l'essai d'indentation (CAX4R). Pour être au plus proche des conditions expérimentales, les résultats obtenus avec les modèles de VM et DP sur l'essai de compression diamétrale sont corrigés pour correspondre à des simulations en 3 dimensions. Les courbes de correction sont obtenues en comparant des simulations en deux et trois dimensions pour différentes limites élastiques, pour différents écarts entre les limites en traction et en compression.

Une méthode d'identification a été appliquée avec pour objectif la détermination des constantes plastiques matériau. Une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques est réalisée par un logiciel dédié (SiDoLo [7]) qui, par itérations, va fournir un jeu de coefficients qui offre la meilleure correspondance entre calcul numérique et données expérimentales. Dans un premier temps avec les modèles de VM et DP, en déterminant les limites d'élasticité (en traction et en compression pour DP), puis avec le modèle de AS en variant la cohésion et le coefficient de frottement interne. Les paramètres élastiques sont quant à eux fixés et ont été déterminés dans une étude précédente [6]. Pour l'essai de compression diamétrale, les identifications ont été réalisées sur la première charge uniquement. Les résultats présentant une dépendance pathologique à la taille de mailles du fait de l'adoucissement, le modèle de AS ne permet de réaliser une identification sur la déformation de glissement moyenne.

Les paramètres utilisés pour les calculs sont présentés dans les tableaux 1-2. Les paramètres de plasticité à identifier sont indiqués par la mention ID et seront indiqués dans la section des résultats 4.2.

E (MPa)	ν (-)	σ_0 (MPa)	E (MPa)	ν (-)	σ_{0t} (MPa)	σ_{0c} (MPa)
85000	0.37	ID	85000	0.37	ID	ID

Tableau 1 – Paramètres utilisés pour les modèles de VM et DP.

E (MPa)	ν (-)	μ (-)	$\dot{\gamma}_0$ (s^{-1})	m (-)	g_{0c} (-)
85000	0.37	ID	0.001	0.005	0.04
g_{0t} (-)	η_{cv} (-)	p (-)	c_0 (MPa)	b (MPa)	q (-)
0.4	0.005	0.8	ID	300	1.2

Tableau 2 – Paramètres utilisés pour le modèle de AS.

4 Résultats numériques

4.1 Essai

Les résultats obtenus numériquement permettent d'observer les champs de contrainte, ce qui n'est pas possible expérimentalement. C'est ainsi que l'on peut comprendre l'origine du point d'inflexion observé sur la figure 2 (b). Il correspond à la coalescence des champs de contrainte en haut et en bas de l'échantillon, ce qui donne finalement un champ de contrainte continu sur l'axe vertical. Cette figure illustre

également l'intérêt d'utiliser cet essai sur les verres métalliques. La contrainte décroît du centre vers les bords gauche et droit, ce qui conduit à un confinement partiel qui prévient la propagation catastrophique des bandes de cisaillement.



Fig. 3 – Champs de contrainte de Mises obtenus numériquement avant le point d'inflexion de la figure 2 (b) avec le modèle de VM - limite d'élasticité de 1700 MPa.

Les champs de déformation observés sur les simulations numériques sont très différents avec les modèles de DP (ou de VM) et AS (figure 4). Le premier montre une concentration de la déformation dans une bande relativement homogène, comme observé expérimentalement par corrélation d'images (branche de la croix). Le modèle de AS va quant à lui améliorer la résolution spatiale, permettant d'observer un réseau de bandes plus fines, ce qui est plus représentatif des phénomènes mis en jeu.

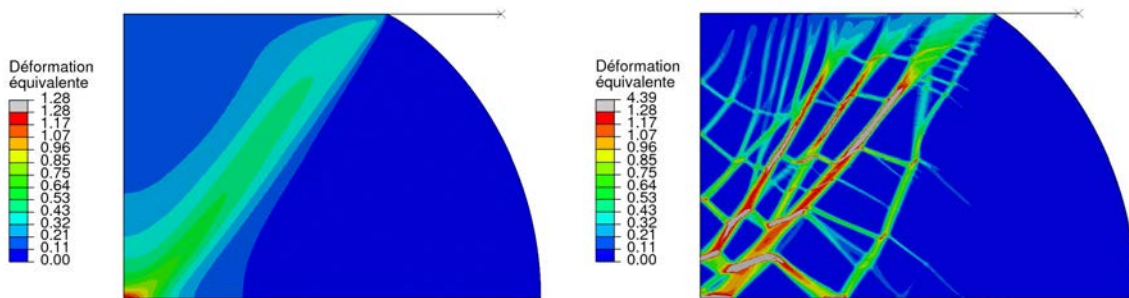


Fig. 4 – Champs de déformation équivalente obtenus numériquement pour un déplacement de 1 mm avec les modèles de DP (gauche) et AS (droite). Les maillages sont identiques dans les deux cas.

4.2 Identification

Les différents essais ont été utilisés séparément. Pour chacun d'entre eux un jeu de coefficients indépendant a donc été obtenu, sans imposer de bornes. De précédentes études ont en effet montré que la limite d'élasticité en compression pour ce matériau est proche de 1700-1800 MPa [8]. Les superpositions des courbes expérimentales et numériques pour les trois grandeurs considérées sont tracées en figure 5. D'un point de vue qualitatif, les identifications ont permis d'obtenir des résultats extrêmement proches des courbes expérimentales. On notera cependant que pour l'essai d'indentation la décharge est plus rigide d'un point de vue numérique, quel que soit le modèle. Pour l'essai de compression diamétrale, le modèle de DP donne une évolution légèrement plus proche des résultats expérimentaux (pour les deux courbes obtenues avec cet essai) que le modèle de VM.

Pour observer de réelles différences entre les modèles, il est nécessaire d'étudier les coefficients obtenus sur ces différents essais. Si la comparaison entre les modèles de VM et DP est aisée, il est plus compliqué de trouver une correspondance entre les coefficients décrivant la plasticité pour ces deux modèles et celui de AS.

Les valeurs obtenues après identification sont indiquées dans les tableaux 3-5. Pour l'essai d'indentation, la limite d'élasticité observée avec le modèle de VM est plus importante que les limites obtenues avec le modèle de DP, tout en restant assez proche. Les valeurs obtenues avec le modèle de AS se traduisent par une limite d'élasticité d'environ 2200 MPa immédiatement suivie par une chute de la

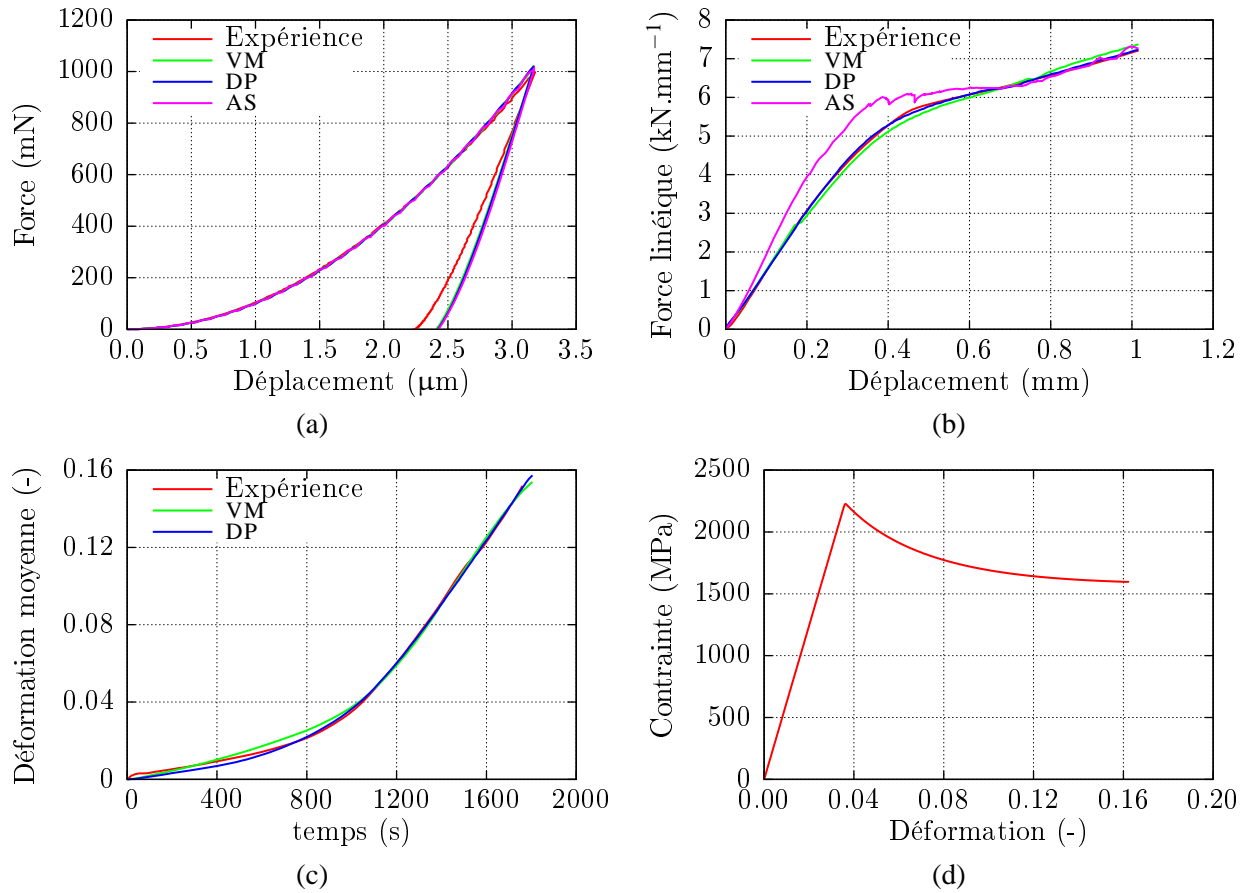


Fig. 5 – Comparaison des courbes après identification (a) Courbe de la force en fonction du déplacement sur l’essai d’indentation (b) Courbe de la force en fonction du déplacement sur l’essai de compression diamétrale (c) Courbe de la déformation équivalente en fonction du temps (d) Courbe type de l’évolution de la contrainte en fonction de la déformation en compression avec le modèle de AS.

contrainte d’écoulement jusqu’à environ 1600 MPa comme illustré sur la courbe numérique 5 (d). Les coefficients obtenus avec l’essai de compression diamétrale sont plus faibles avec les modèles de DP et VM, et proches avec celui de AS. Les deux premiers donnent des résultats qualitatifs très proches, le modèle de AS étant plus raide sur la première partie de la courbe. En ce qui concerne l’identification réalisée à partir de la déformation de glissement, le modèle de VM donne une limite d’élasticité deux fois plus importante que celle du modèle de DP. L’étude des différents coefficients plastiques obtenus montre une disparité très importante de la limite d’élasticité avec le modèle de VM, ce qui montre l’incapacité de ce modèle à décrire le comportement du verre métallique considéré dans cette étude. Les résultats obtenus avec les modèles de DP et AS sont plus consistants, ce qui confirme que la pression est un paramètre important dans le comportement des verres métalliques.

Von Mises	Drucker Prager		Anand et Su	
σ_y (MPa)	σ_{yc} (MPa)	σ_{yt} (MPa)	c (MPa)	μ (-)
2020	1745	1640	1030	0.056

Tableau 3 – Coefficients matériau identifiés sur l’essai d’indentation.

Von Mises	Drucker Prager		Anand et Su	
σ_y (MPa)	σ_{yc} (MPa)	σ_{yt} (MPa)	c (MPa)	μ (-)
1555	1565	1290	1080	0.057

Tableau 4 – Coefficients matériau identifiés sur l’essai de compression diamétrale. Donnée : Force.

Von Mises	Drucker Prager	
σ_y (MPa)	σ_{yc} (MPa)	σ_{yt} (MPa)
3430	1435	1145

Tableau 5 – Coefficients matériau identifiés sur l’essai de compression diamétrale. Donnée : Déformation.

5 Conclusion

Cette étude sur la plasticité des verres métalliques massifs a mis en évidence l’intérêt du test de compression diamétrale. Contrairement aux essais conventionnels (traction et compression uniaxiales) cet essai hétérogène permet d’observer le comportement plastique du matériau malgré sa fragilité apparente. Il offre également la possibilité de suivre des champs de déformation durant le test, à l’aide d’un dispositif de corrélation d’images, qui s’ajoute à la réponse en force obtenue. L’associer avec le test d’indentation a permis de comparer des résultats avec des taux de triaxialité très différents. Le test d’indentation concentre un champ de contrainte de type compression sous la pointe de l’indenteur, tandis que l’essai de compression diamétrale est une association de traction, compression et cisaillement. La capacité de cet essai à générer une plasticité importante (ici de l’ordre de 0,8 au centre de l’éprouvette) est un atout indéniable dans l’étude des verres métalliques massifs.

L’utilisation des différents modèles pour reproduire les courbes expérimentales à disposition a permis de mettre en évidence l’importance de la pression dans le comportement des verres métalliques. Les modèles de Drucker Prager et Anand et Su se montrent plus à même de décrire leur comportement que le modèle de von Mises. Pour discriminer davantage les modèles, plusieurs options sont encore envisageables : coupler les différentes simulations pour obtenir un seul jeu de coefficients par modèle et définir un nouvel essai qui nous permettrait de mettre à l’épreuve les différents modèles identifiés.

Références

- [1] J. Xu, U. Ramamurty, E. Ma. *The fracture toughness of bulk metallic glasses*, JOM 62 (4), pages 10-18, 2010.
- [2] C. A. Schuh, T. C. Hufnagel, U. Ramamurty. *Mechanical behavior of amorphous alloys*, Acta Mater. 55 (12), pages 4067-4109, 2007.
- [3] V. Keryvin. *Indentation of bulk metallic glasses : relationships between shear-bands observation at the surface and hardness*, Acta Mater. 57, pages 2565-2578, 2007.
- [4] Y. F. Gao. *An implicit finite element method for simulating inhomogeneous deformation and shear bands of amorphous alloys based on the free-volume model*, Modell. Simul. Mater. Sci. Eng. 14 (8), pages 1329-1345, 2006.
- [5] L. Anand, C. Su. *A theory for amorphous viscoplastic materials undergoing finite deformations, with application to metallic glasses*, J. Mech. Phys. Solids 53 (6), pages 1362-1396, 2005.
- [6] V. Keryvin, T. Rouxel, M. Huger, L. Charleux. *Elastic moduli of a ZrCuAlNi bulk metallic glass from room temperature to complete crystallisation by in situ pulse-echo ultrasonic echography*, J. Ceram. Soc. Jap. 116 (1356), pages 851-854, 2008.
- [7] G. Cailletaud, P. Pilvin. *Identification and inverse problems : a modular approach*, ASME 43, pages 33-45, 1993.
- [8] V. Keryvin, K. Eswar Prasad, Y. Gueguen, J.-C. Sangleboeuf, U. Ramamurty. *Temperature dependence of mechanical properties and pressure sensitivity in metallic glasses below glass transition*, Phil. Mag. 88 (12), pages 1773-1790, 2008.

Ce travail a été cofinancé par la DGA et la Région Bretagne (CODYVER). Les auteurs remercient également l’Université Européenne de Bretagne (EPT COMDYNVER).