

Le verre : fragile ou ductile ?

Étienne Barthe⁽¹⁾ (etienne.barthe@espci.psl.eu), Thierry Deschamps⁽²⁾, Guillaume Kermouche ,
Christine Martinet ⁽²⁾, Gergely Molnar et Anne Tanguy

8HNJSHJX JY .SL SNJWNJ IJ QF 2FYN WBWNTQ:JSN PJW XNY (378 1* 88 T.W5GTSSJ :SN[J
WZJ ;FZVZJQNS 5FWNX (JIJ]
.SXYNYZY 1ZRN WJ 2FYN WJ :27 (378 JY :SN[JWXNY 1^TS WZJ &IF '^WT
(JSYWJ 828 1FGTWFYTNWJ ,JTWLJX +WNJIJQ :27 (378 JY 2NSJX IJ 8FNSY òY
âHTZWX +FZWNJQ (8 8FNSY òYNJSSJ
1FGTWFYTNWJ IJ 2 HFSNVZJ IJX (TSYFHYX JY IJX 8YWZHYZWJX :27 (378 JY
(FRUZX 1^TS9JHM 1F)TZF GNX F[JSZJ /JFS (FUJQQJ ;NQQJZWGFSSJ (JIJ]

1 JX [JWWJX ZXZJQX INYX nâXNQNHFY X } XTSSXIU KVRJSY X/NFZ] NWWJRUC
WNLNIJX JY IJ KFNGQJ HTZY 2FNX NQX TSY ZS YFQTS Ic&HMNQJQJâ QJZW
qu'ils sont l'archétype même du matériau fragile, qui reste élastique jusqu'à rupture.

Cependant, à la fin des années 1940, on a observé avec étonnement que leur indentation

Qc HMJQQJ IZ RNHWTR YWJ QFNXXJ ZSJ JRUWJNSYJ YWFHJ NSHTSYJXYF

Réconcilier cette plasticité à l'échelle locale avec l'idée de rupture fragile reste une question ouverte, tant la description de l'écoulement plastique dans les amorphes est complexe.

La conjonction de nouvelles techniques expérimentales et numériques a permis des progrès que nous décrivons ici.

1 JX YJWRJX JS NYFQNVZJX XZN[NX I ZS FXY WNXVZJ XTSY I KNSNX IFSX QJ LQTXXFNWJ U

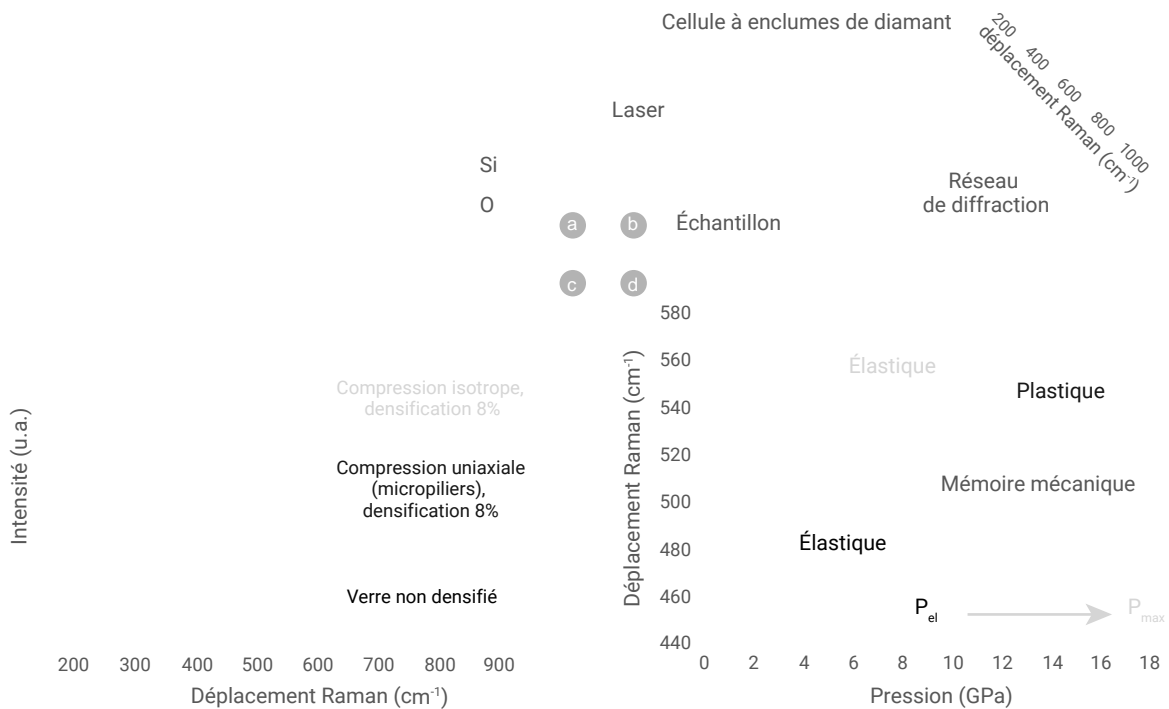
Les verres usuels sont principalement composés d'un silicate de calcium, pour les panneaux textiles ou les laines d'isolation. Cependant, comme chacun sait, les verres cassent... Leur énergie de rupture étant très faible, en comparaison de celles des métaux ou des polymères, les verres silicatés sont même devenus l'archétype du matériau fragile, qui reste élastique jusqu'à rupture. Cependant, on a constaté que leur énergie de rupture est encore dix fois supérieure à leur énergie de surface, ce qui suggère l'existence de mécanismes de dissipation d'énergie additionnels, au-delà de la simple rupture des liaisons silicatées. Ces preuves expérimentales de plasticité ont été apportées par la découverte de déformations plastiques localisées, il nous faut une description de ces mécanismes.



I ;FSJXXF (:8.2&34 .12 (378 5MTTYM VZJ

Cellule panoramique à enclumes de diamant et son boîtier de régulation de la pression. (J INXUTXNYNK UJWRJY Ic YZIN
in situ UFW XUJHYWTR YWNJ 7FRFS TZ NSKWFWTZLJ TZ UFW INKKWFHYNTS IJX WF^TSX
 YW X MFZYJX UWJXXNTSX

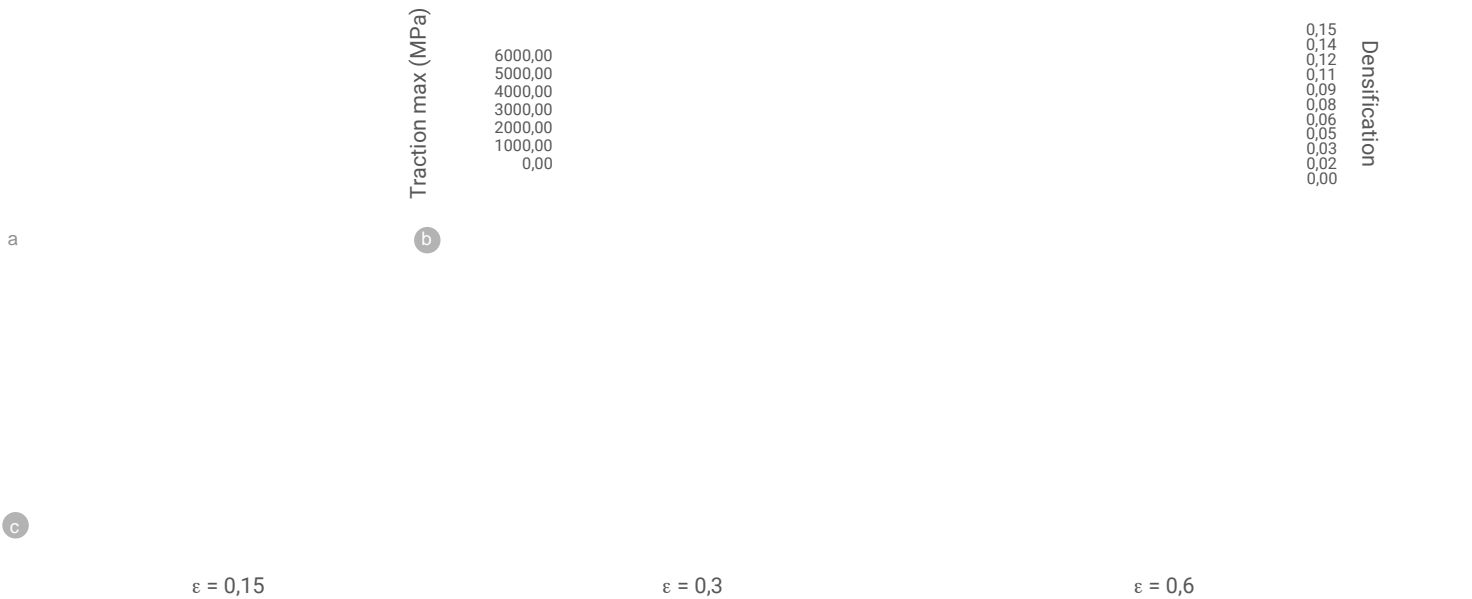
La liaison intertétraédre Si-O-Si et sa vibration



1. Structure, déformation et spectroscopie Raman des verres silicatés.

F 1F QNFXNTS 8N 4 8N JSYWXIJZ Q RWS YZYNK IZ
 G 7JUW XJSYFYNTS XHM RFYNVZJ IcZSJ J]U WNJSHJ IJ INKKZXNTS 7FRFS FZ HTZWX I
 JSHQZRJX IJ INFRFSY
 H 8UJHYWJX 7FRFS IJ [JWWJX IJ XNQNHI IJ R RJ IJSXNY RFNX F^FSY XZGN IJX HMFV
 Goullement plastique XZW QF XYWZHYZWJ [IZN W WJFZIXNQSIBYUWNSHNUFQJ IZ XUJHYWJ IJ QF
 JY HRXY FXXTHN J QF [NGWYNTS IJ QF QNFXNTS 8N 4 8N
 I) UQFHJRJSY 7FRFS IJ QF GFSIJ UWNHNUFQJ IJ QF XNQNHI QTWX I ZS H^HQJ IJ HTRUV
 de la contrainte seuil* P_{el} W [QFSY QJ UWNHNUFQJ SIZI [JWWJ

Poinçon



2. Mise en évidence expérimentale du caractère plastique de la silice amorphe par des tests individuels de compression de micropiliers.

À l'heure actuelle, les conditions extrêmes du manteau terrestre. Conjugées aux progrès de la microspectroscopie, les géologues pour l'étude des structures de minéraux en conditions extrêmes.

La spectroscopie Raman analyse la structure du réseau vitreux. La spectroscopie Raman analyse la structure du réseau vitreux. La spectroscopie Raman analyse la structure du réseau vitreux.

Très hautes pressions et spectroscopie vibrationnelle

La plasticité des verres silicatés est observée à des pressions de l'ordre de cent mille atmosphères aux alentours de cent mille atmosphères. Les avancées récentes dans le domaine des hautes pressions et de la spectroscopie Raman ont permis de lever ces deux verrous. Les avancées récentes dans le domaine des hautes pressions et de la spectroscopie Raman ont permis de lever ces deux verrous.

et adopté un point de vue mécanique, en suivant les déformations sous haute pression. Or, les verres silicatés ont une structure assez ouverte. Une contribution plus ou moins importante de déformation locale, conduisant à des changements de structure locaux, à l'échelle du nanomètre, qui restent réversibles. La déformation plastique en cisaillement à volume constant, caractéristique de la plasticité cristalline classique.

La spectroscopie Raman analyse la structure du réseau vitreux. La spectroscopie Raman analyse la structure du réseau vitreux. La spectroscopie Raman analyse la structure du réseau vitreux.

dépasser la pression maximale du cycle précédent pour ajouter un incrément

M R f 3 Ñ è • 3 \ R N % M \ R M \ | \ " 3 f f è (M 8 à 9 # M 3 R M f — | \$ M \ R M • | \ " - M " è < J ú M " { " J M J è M R f 3 Ñ • • M f è • " | è • 3 \ R M f M • | \ " dans le cas de la silice pure, pour une R f 3 Ñ è • 3 \ R M " M Q è • | 3 M ß Ý t # M « R M • J J M J \ 3 M contrainte purement hydrostatique est un premier jalon posé en vue de l'établissement des lois de comportement nécessaires pour prédire numériquement les déformations plastiques des verres silicatés sous l'application d'un chargement donné. Elle est ainsi établie grâce aux relations entre déformations et signatures spectrales, que l'on peut aussi appliquer à l'analyse 3 M f de déformations plastiques J \ è J f M 4 - \ 3 | M y J " f M J \ 3 Q 3 | \ Q è R 3 { " N H 5 #

Par ailleurs, les spectres Raman peuvent être exploités pour mieux comprendre les mécanismes mis en jeu à l'échelle atomique lors de la déformation plastique. En confrontant ces résultats avec ceux d'autres techniques spectroscopiques (principalement) et aussi de simulations y 3 { " f M 4 " i j M • M 3 ð | è • 3 \ R M y è | M ' R è Q 3 { " M Q | J " J è 3 y # N á Y 5 \$ M J M f R è | 3 \ M f (è | M % M è R f M J f M - | distribution des angles entre les • • | è | f M f f è ð 3 R M f \ " f valeur moyenne diminue. Au-delà de la limite élastique, de nouvelles liaisons commencent également à se former par le biais d'un changement progressif M J è M \ \ | 3 R R M " M f 3 J Lors de la décompression, certaines de ces nouvelles liaisons persistent lors du | \ " | M ú M J è M \ \ | 3 R R M engendrant une nouvelle distribution F è R R è " 3 M M • • | è à • è • 3 f • 3 { " Q R • \$ M J M - | | retour à la pression atmosphérique présente des angles inter-tétraèdres plus petits et une proportion d'anneaux de y • 3 • f M • è 3 J J f M 4 ú M à M importante que dans le cas du verre R \ R M R f 3 Ñ # M \$ è R f M J usuels, dont le réseau silicaté est modifié N M y è | M f M 3 \ R f M è J + Ca²⁺, les simulations montrent comment la forte mobilité de ces derniers facilite la transformation de la structure sous \ R • | è 3 R • M 8 à 9 # M a è M \ \ en est favorisée.

L'apport de la micromécanique

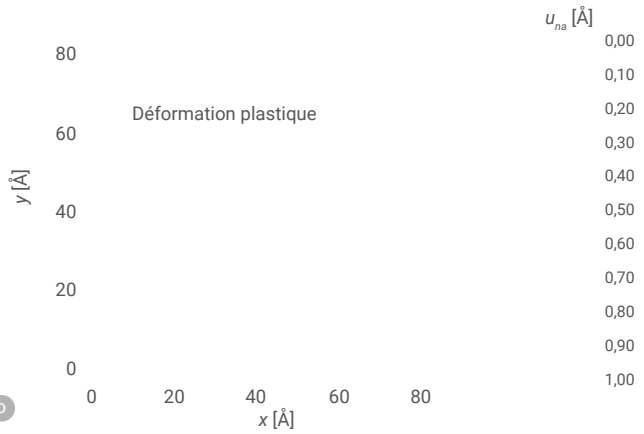
L'expérience précédente, en conditions hydrostatiques, est conventionnellement faite sur un échantillon de silice pure (à l'échelle du micron) dans une cellule à pression contrôlée (l'écoulement plastique est laissé). Mais même si l'on mesure aussi la courbe force-déplacement, qui présente alors une hystérèse, cet essai est beaucoup plus complexe à interpréter. Contrairement au test en cellules à enclumes de diamant, les champs de déformation ne sont pas homogènes, et encore moins mesurables durant J F f f è 3 M % M J f M y è | è Q 4 Q \ " J f M F J è f • 3 3 • \$ M " | • 5 M R f f è 3 | f M P u C n s t r u i r e l e s l o i s d e c o m p o r t e - Q R • M f \ R • M \ R M 3 ð 3 3 J ces essais.

Or, l'écoulement plastique induit par indentation dépend non seulement de la pression hydrostatique, mais aussi de la contrainte de cisaillement. M J M \ Q y | R M ú M J R è M 3 è M 3 V R R M et un écoulement en cisaillement. M J M M y è | M ú M / è " R M M f M " 3 M Q è R 3 f Q f M * M ' \ " | M J f M Q è • | 3 è " 3 M | 3 f t a l l e s é s i m e n t p l a s t i q u e e n J e s s a i s p l a s t i q u e s (R 3 Ñ è • 3 \ M " M 3 è Q • | M " M y 3 J 3 | M • M e m p o r f a t p u r e m e n t c o m m e la silice pure amorphe, allant même jusqu'à interpréter la dureté de ce verre comme une mesure de sa | f 3 f • è R M ú M J è M R f 3 Ñ y è " 3 \ R # M • M R f 3 Ñ è • 3 \ R \$ M R M è \ | 3 3 " Q M 4 M á M ú M á 5 # M Un élément expérimental important a été apporté par l'étude par microscopie à balayage de coupes transverses réalisées après indentation de silice amorphe. Les champs de déformation plastique ainsi déterminés ont été comparés aux résultats de calculs numériques s'appuyant sur les lois de comportement construites à • M è á 1 3 | M | è f M f 5 M 3 J R " f M M è R f • | 3 " | | M M 4 M 3 M M f 3 J 3 M 8 á 9 M 4 \ " | M J 3 < f f " f \$ M y # M á á 5 M % M 3 J M M f è M a ú (\ | | f M b y 5 # | M • | f M M e n f e r m e t q u e l e s r é s u l t a t s p e u v e n t être expliqués sans invoquer un rôle M y è | M f M 3 \ R f M è J + Ca²⁺ en cisaillement, ' M \ Q y | 3 f M è R f M J è M f 3 J 3 Un second élément a été apporté par J è M \ Q y | f f 3 \ R M M Q 3 C o m p a r é s i m u n e f a i t e [" L a t r a d i t i o n - n e l l e p o i n t e d ' i n d e n t a t i o n e s t i c i

remplacée par un poinçon plat et les micropiliers, d'un diamètre de quelques microns, sont fabriqués par gravure ionique réactive ou par fais- è " 3 M F 3 \ R f M 4 Ñ (# M ß è 5 # M \$ M y è | M f è M t i t l e s i m p l e , c e t e s s a i p e u t être inter- f f è 3 b e n p l u s f a c i l e m e n t q u e u n e s s a i d ' i n d e n t a t i o n . E t s i o n l e p r a t i q u e dans un microscope électronique à balayage, on peut même suivre les d é f o r m a t i o n s p l a s t i q u e s q u e p e u t subir la silice amorphe sans rompre 4 Ñ (# N ß 5 \$ M M { " 3 M R M J è 3 f f M f " aucune ambiguïté sur le rôle majeur de la plasticité dans ce matériau... aux échelles de l'ordre du micron.

Les résultats [des essais d'indentation] ne peuvent être expliqués sans invoquer un rôle majeur de l'écoulement en cisaillement, y compris dans la silice amorphe.

Cette visualisation M R M J M a défor- mation du pilier permet d'ailleurs éga- G l e m e r R f è p r é c i s e r R a n h t t e de la déformation plastique. L'accroissement f 3 (R 3 Ñ è • 3 \ M " M 3 è Q • | M " M y 3 J 3 | M • • 3 \ R M M - \ J " Q M | f • M ' è 3 J N % M 3 J M ' M • 3 \ R M M - \ J " Q M | f • M ' è 3 J N % M 3 J M ' M • 3 \ R M M - \ J " Q M | f • M ' è 3 J N % M 3 J M ' M • 3 \ R M M - \ J " Q M | f • M ' è 3 J N % M 3 J M ' M • 3 \ R M M - \ J " Q M | f • M ' è 3 J N % M 3 J M ' M • avec les prédictions des modèles R " Q | 3 { " f M 4 Ñ (# M ß 5 # M t R M \ R Ñ | Q M è 3 { " M f 3 M J è M R f 3 Ñ è • 3 \ R M f M - | | f M f 3 t é s e x i s t e b e l e t b i e n , c ' e s t d ' a b o r d l'écoulement en cisaillement qui pilote J è M | y \ R f M " M Q è • | 3 è " M 8 à 9 # M \$ F è 3 J nous avons aussi pu mettre en évidence, par application de la spectroscopie " è Q è R M è " 3 M Q 3 | \ y 3 J 3 | f \$ M J F ð • M f y Ñ { " M M J F \ " J Q R • M y J è f • 3 { " M f " | M J • V e á 1 3 | M | è f M f 5 M 3 J R " f M M è R f • | 3 " | | M M 4 M 3 M M f 3 J 3 M 8 á 9 M 4 \ " | M J 3 < f f " f \$ M y # M á á 5 M % M 3 J M M f è M a ú (\ | | f M b y 5 # | M • | f M M e n f e r m e t q u e l e s r é s u l t a t s p e u v e n t être expliqués sans invoquer un rôle En fait, les expériences telles que la compression de piliers, qui permettent R M è Q è | \ | Q M R à M 3 R M Ñ R 3 M Q è 3 f M R \ F trivial, ont été rendues possibles par les remarquables progrès des techniques de microfabrication et des essais Q 3 | \ Q è R 3 { " f # M ß | ñ M ú M f M y | \ (| f 3



3. Simulation d'un verre par dynamique moléculaire.

F 8YWZHYZWJ lczS [JWWJ XTITXNQNHFY RTSYWFSY Q
 FYTRJX IJ XNQNHNZR OFZSJ T]^L SJ WTZLJ JY XTI
 HFQHZQ J FUW X I KTWRFYNTS IJ QF GTNYJ IJ XNRZQF
 W UTSXJ UQFXYNVZJ JY IJ QF HFWFHY WNXJW KNSJRJSY
 G ;NXZFQNXFYNTS XJQTS ZS UQFS IJ HTZUJ IJ QcM Y W
 u_{na} IFSX HJ X^XY RJ HFWFHY WNXYNVZJ IJ QF I KTW
 1F KQ HMJ HTZWGJ STNWJ NSINVZJ QF UTXNYNTS IJ QF
 , à 2T QeSf, Phys. Rev. E @ B

Simulation numérique de la plasticité des verres

Le comportement plastique des verres silicatés, par exemple en cisaillement $y = \frac{1}{2} \epsilon M \frac{dM}{dt}$, même si elles enrichissent notre compréhension de la plasticité des verres silicatés, ne donnent qu'un aperçu du comportement du matériau et de son évolution sous contrainte. En augmentant le nombre et la qualité des observables accessibles, elles permettent de sonder la réponse mécanique des verres.

La dynamique moléculaire est calculée grâce à la résolution du principe fondamental de la mécanique

agrémenté d'un couplage avec un champ de modes de charge inter atomiques réelles. La dynamique moléculaire est calculée grâce à la résolution du principe fondamental de la mécanique. Lorsque toutes les vibrations physiquement accessibles sont prises en compte, la dynamique moléculaire permet de calculer les champs de déplacement et les contraintes de calcul. Dans un intervalle de temps accessible, la dynamique moléculaire permet de sonder la réponse mécanique des verres. Pour sonder la réponse mécanique, des déformations simples sont imposées à la boîte de simulation, tandis que les réponses en contraintes et déplacements peuvent être mesurées à toutes les échelles, de l'échelle atomique à l'échelle macroscopique.

Simuler numériquement la plasticité des verres

Le comportement des matériaux à l'échelle atomique pour prédire les propriétés en fonction de leur composition et de leur structure. Les atomes individuels sont considérés comme des particules interagissant entre elles. Les interactions sont modélisées par des potentiels qui permettent d'obtenir des résultats représentatifs de la réponse continue dès les tailles d'échantillons submicrométriques.



1. FSIJRGWZHV)JSXNY^ MFWIJSNSL UQFXYNHNY^ FSI RJHMFNSHFQ FLNSL TK XNQNHF LQFXX ZSIJW UWJXXZWJ F 7FRFS XUJHYWTXHTUNH XYZIA
Journal of Physics: Condensed Matter
 20

2. 2TQSF 5 ,FSXYJW JY & 9FSLZ^ JY / 1 'FWYMHQJ .SIJSYFYNTS HWFHPNS NS XNQNHFYJ LQFXXJX NX INWJHY KQT\ STY G^ IJ SXNMFYNTS
Physical Review E
 95
 à 2TQSF 0JWRTZHMJ JY * 'FWYMHQJ 5QFXYNH 7JXUTSX FRTWUMTZX XNQNHFYJX KWTR FYTRJX XNRZQFYNTSX YT JJUJWNRJSYX ^ & LJSJWFQ HTSXNYZYN[J WJQFYNTS
Mechanics of Materials 114

3. 'FWYMHQJ .SIJSYFYNTS HWFHPNS NS XNQNHFYJ LQFXXJX NX INWJHY KQT\ STY G^ IJ SXNMFYNTS
Science Materials
 194

4. 2FWYMHQJ .SIJSYFYNTS HWFHPNS NS XNQNHFYJ LQFXXJX NX INWJHY KQT\ STY G^ IJ SXNMFYNTS
Crystalline Solids 533

5. 'FWYMHQJ .SIJSYFYNTS HWFHPNS NS XNQNHFYJ LQFXXJX NX INWJHY KQT\ STY G^ IJ SXNMFYNTS
Europhysics Letters 80

6. 7TISJ^ & 9FSLZ^ JY) ;FSIJR GWTZHV 2TIJQNSL YMJ RJHMFNSHFQ FRTWUMTZX XTQNI X FY INKKJWJSY XHFQJ FSI YNM
Modeling Simul Mater. Sci. Eng. 19

7. 8MHMJ^ @ FSTJ YFNQJI & SFQ^XNX TK 5QFXYNH 8MJFW NS XUJHYWF
Non-Crystalline Solids 428



plus grandes, on peut utiliser une version de la dynamique moléculaire dite ou mécanique moléculaire, qui consiste (mécanique et quasi statique) de minima de la succession des positions adoptées par l'échantillon, sans résoudre le détail de la dynamique temporelle. Pour décrire l'évolution du matériau en tenant compte de la température et de la vitesse de déformation, on peut construire des méthodes que les événements dominants. La prise en compte des vibrations de fréquence jouent un rôle important dans les couplages thermomécaniques et les mécanismes de dissipation ou d'atténuation acoustique, peut être faite par le biais d'un réajustement des interactions dynamiques moléculaires permet déjà de simuler la réponse plastique des silicates à des chargements mécaniques variés, ce qui étend les expériences micromécaniques à un espace de chargement bien plus vaste et alimente la construction des lois de comportement.

- JJ My | Q • M (è J Q R • M J F 3 R • 3 Ñ è

tion des réarrangements localisés, ce qui apporte une vision nouvelle des Q è R 3 f Q f M M ' \ | Q è • 3 \ R M 4 Ñ (# M à 5 # M 3 R M f — | \$ M J f M | f " J • è • f M y R R • M ' \ | • ment des paramètres numériques du matériau modèle, et une représentation è • M f M 3 ð | R • f M - | | f M f 3 J 3 è • f M est loin d'être accessible à l'heure actuelle. La dynamique moléculaire nous permet néanmoins d'appréhender des tendances, en fonction par exemple M J è M y | f R M F 3 \ R f M Q \ 3 Ñ è • " | f # M

Ainsi, dans la déformation plastique des verres sodosilicatés, elle montre une dépolymérisation du squelette de silice accompagnée d'une homogénéisation de la distribution spatiale des alcalins, en accord avec les observations f y • \ | f \ y 3 { " f # M M è J Q R • \$ M \ R M y " • M è " f f 3 M R - 3 f è (| M M y | 3 | M y è | M J è M \$ i M J è M

réponse optique et donc, par exemple, les spectres Raman en fonction de la déformation plastique et du type de / è | (Q R • N % M J f M y | Q 3 | f M | f " J • è • f M 8 á 9 M

sont d'ailleurs prometteurs, le calcul ayant, sur ce sujet, anticipé les résultats 3 y | 3 Q R • è " 3 M M y J " f 3 " | f M è R R f M 8 á 9 #

Conclusion

Les approches expérimentales à l'échelle du micron, la déformation des silicates amorphes. Elles permettent ainsi d'établir les lois de comportement nécessaires pour décrire les déformations plastiques à l'échelle du milieu continu, en fonction du type de chargement. Elles apportent aussi des signatures de l'évolution de la structure amorphe à travers les déformations irréversibles. En parallèle, les simulations numériques par dynamique moléculaire sont capables de nous donner une vision complémentaire des phénomènes mis en jeu à l'échelle du milieu continu qu'à l'échelle atomique.

représentation de silicates amorphes réels, ces méthodes apportent des résultats qui peuvent être confrontés à des compositions de verres plus complexes, pour mieux \ Q y | R | M J M | ` J M f M 3 \ R f M Q \ 3 Ñ è

Ces approches ont désormais vocation à être étendues à des compositions de verres plus complexes, pour mieux \ Q y | R | M J M | ` J M f M 3 \ R f M Q \ 3 Ñ è

teurs de réseau, par exemple, ou celui du bore, dont on connaît empiriquement l'importance dans le développement de formulations de verres résistants à J è M Ñ f f " | è • 3 \ R #

- R Ñ R \$ M y " | M | 3 | M \ Q y J • Q R • M J M

lien avec la rupture, il reste encore à comprendre les instabilités issues de ce comportement plastique – sans doute en combinant micromécanique, spectroscopie et modélisation par dynamique moléculaire. ■



Contrainte seuil) FSX QJX XTQNIJX QF I KTWRFYNTS UQFX IcZSJ HTSYWFNSYJ RNSNRFQJ INYJ HTSYW
Déformation plastique (ductilité)	5TZW ZS XTQNIJ I KTWRFYNTS NWW [JWXN I KTWRFYNTS QFXYNVZJ VZN JXY W [JWXN
Densification) KTWRFYNTS UQFXYNVZJ [TQZR YWNVZJ H ZSJ FZLRJSYFYNTS IJ IJSXNY XTZX QcJK M^IWTXYFYNVZJ UFW TUUTXNYNTS Qc HT
Écoulement plastique) KTWRFYNTS UQFXYNVZJ UFW HTZQJRJSY QJRJSY QNVZNIJ XJ UWTIZNY IJSXNY H ZSJ HTSYWFNSYJ IJ HNXFNQQJRJSY
Écrouissage	8TZ[JSY QF HTSYWFNSYJ XJZNQ FZLRJSY UQFXYNVZJ JQQJ R RJ HTRUTWYJRJSY FU YWFIZNY IJ KF TS U
ions modificateurs de réseau	1JX NSYJWHTSSJHYNTSX IZ W XJFZ XNQN WTRUZJX UFW QF UW XJSHJ IcNTSX(FQHfQ FIINYNKX NSINXUJSXFGQJX QF HTSXNYZ VZN JS FKKJHYJSY KTWYJRJSY QF XYWZHY
Matériau fragile	2FY WNFZ VZN WJXYJ QFXYNVZJ OZXVZc WZ RFY WNFZ] IZHYNQJX VZN WTRUJSY JS XJ I) J STRGWJZ] R YFZ] XTSY HFWFHY WNX X U
Microspectroscopie	2 YMTIJ IJ RJXZWJ XUJHYWTXHTUNVZJ N 7FRFS RNXJ JS • Z[WJ Qc HMJQQJ QTHFQJ RNHWTXHTUJ HMJQQJ XUFYNFQJ IJ QcTWI
Réseau silicaté	1JX [JWWJX XNQNHFY X XTSY KTWR X IcZS W 8N4 HTSXNYZ IJ Y4 XVS F JIWWH XS8NU4Y X UFW G IcT] ^L SJ