

Al₂O₃-SiO₂ 非晶陶瓷中温塑性变形研究

李倩¹, 杨昭², 卢宇¹, 杨小微¹, 许亮¹, 石振梅¹, 周悍坤¹, 王东升¹, 牛书鑫¹, 许西庆³

(1. 北京航空材料研究院先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095; 2. 陆军装备部驻北京地区航空军代室, 北京 100037; 3. 长安大学材料科学与工程学院, 陕西西安 710064)

摘要: 解决陶瓷脆性、实现陶瓷的塑性变形是诸多尖端领域发展的关键。为探究Al₂O₃-SiO₂非晶陶瓷的中温塑性变形, 利用溶胶凝胶法和热压成形技术制备具有非晶结构的致密Al₂O₃-SiO₂陶瓷块体, 在600~800 °C进行单轴压缩测试。Al₂O₃-SiO₂非晶陶瓷在600 °C脆性断裂前未能发生塑性变形, 在700 °C、800 °C分别呈现9.9%和12.8%的塑性变形, 而且在800 °C的塑性变形中析出γ-Al₂O₃晶相并产生应变强化。不同于Al₂O₃-SiO₂非晶陶瓷, 同组成的多晶陶瓷在800 °C仍然表现脆性而无塑性变形。利用自由体积理论对非晶陶瓷的塑性变形机理进行了探究, 剪切带是塑性变形的主要方式, 而自由体积是形成剪切带的结构基础。这种可塑性变形的非晶陶瓷材料由于具有耐高温、耐腐蚀以及良好的塑性变形, 在冶金铸造系统的密封结构中具有潜在优势。

关键词: 非晶Al₂O₃-SiO₂; 塑性变形; 应变强化; 剪切带; 自由体积

作者简介:

李倩(1967-), 女, 工程师, 主要从事陶瓷型芯技术、先进结构陶瓷技术研究。
E-mail: qianli01@163.com

通讯作者:

牛书鑫, 男, 高级工程师。
E-mail: anndy001@163.com; 许西庆, 男, 讲师。
E-mail: xiqingxu@chd.edu.cn

中图分类号: TQ174.5

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2022)11-1368-06

基金项目:

国家自然科学基金(52102062); 陕西省重点研发计划(2020KW-036)。
收稿日期: 2022-10-10。

陶瓷材料具有耐高温、耐腐蚀、高强度、高硬度等优异性能^[1-2], 在严酷环境中发挥的作用是高分子或金属材料不能比拟的, 因而在航空航天、国防、化工、冶金铸造^[3]等领域具有广泛应用, 是诸多尖端技术发展的关键。尽管陶瓷材料的优越性非常明显, 其自身存在着致命弱点——脆性, 所受载荷一旦超过临界状态, 就会发生脆性断裂, 而不能承载任何塑性变形, 在实际应用中可能带来灾难性的后果。解决陶瓷脆性一直都是结构陶瓷领域的核心问题, 是诸多尖端领域发展的重要瓶颈^[4-5]。

长期以来, 解决陶瓷脆性、实现陶瓷的塑性变形一直都是结构陶瓷领域的关键问题。基于弱界面思想^[6-7]设计出陶瓷纤维复合材料、层状陶瓷、云母微观层片类陶瓷, 呈现出一定的局部剪切变形, 然而这种变形的实质是微裂纹开裂或纤维拔出, 变形量很小, 并没有改变陶瓷的脆性本质。利用氧化锆的马氏体相变制备出具有超弹性的形变记忆陶瓷^[8], 在7%的形变下可循环载荷50次, 但是试样大小仅为1 μm, 在宏观尺寸下无法发生类似变形。一些纳米多晶陶瓷在高温下可发生超过100%的超塑性变形^[9], 主要通过扩散蠕变和晶界滑移进行, 但这种变形只能发生在等轴晶系中, 需要极低的应变速率和很高的变形温度(一般高于1 300 °C)。

与此形成鲜明对比, 近年来学者们从陶瓷脆性的结构根源入手, 通过弱化原子间键合、打破复杂的晶格结构、产生新的剪切滑移机制, 利用各种技术将非晶无序结构引入到陶瓷材料中, 实现了显著的塑性变形。Gandhi等^[10]报道非晶ZrO₂-Al₂O₃陶瓷在600~700 °C的单轴压缩中表现出高达14%的塑性变形, 并在变形后检测到大量的剪切带; 非晶陶瓷的塑性形变更接近于非晶合金的剪切屈服, 而与传统玻璃的粘滞流动或多晶陶瓷的超塑性变形具有本质区别。Paul等^[11]发现Al₂O₃-Y₂O₃非晶陶瓷块体在不同温度下分别呈现出17%~22%的压缩塑性变形: 在650 °C与725 °C, 材料的变形特征与Gandhi等报道的非晶ZrO₂-Al₂O₃相似, 以剪切带为主要变形方式; 在850 °C的塑性变形中, 样品在屈服后呈现出应变硬化, 且没有产生剪切带, 此时非晶Al₂O₃-Y₂O₃的结构致密化为主要变形方式。本课题组^[12-13]研究发现当Al₂O₃-ZrO₂-Y₂O₃非晶陶瓷内存在少量纳米晶粒时, 由于引入了晶相/非晶界面, 塑性明显好于完全非晶样

品,当结晶相含量为3.65%时,非晶陶瓷在500 ℃、400 MPa可呈现高于25%的塑性变形。

这种可变形非晶陶瓷材料一旦得以成熟研究,将会在航空航天、国防、冶金铸造等领域发挥巨大优势。例如,冶金铸造设备的密封系结构中紧固件的防松垫片、不同材料构成热流通道的密封构件要求所用材料具有耐高温、耐腐蚀性,同时要求材料具有较好的变形性,因此本课题研究的可变形非晶陶瓷材料成为最佳选择。鉴于非晶陶瓷塑性变形目前仅报道于有限的几种陶瓷体系,本文探究了 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 非晶陶瓷的中温变形行为,并与同组成的多晶陶瓷进行对比。发现 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 非晶陶瓷在700 ℃、800 ℃分别表现出9.9%和12.8%的塑性变形,在800 ℃变形因析晶产生应变强化,并基于自由体积理论出发对塑性变形进行了机理分析。

1 试验材料及方法

采用溶胶凝胶法制备 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 非晶粉体,以硝酸铝($\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$)和正硅酸乙酯($(\text{C}_2\text{H}_5\text{O})_4\text{Si}$)为原料,无水乙醇(EtOH)和去离子水(H_2O)为溶剂,按照 $n((\text{C}_2\text{H}_5\text{O})_4\text{Si}) : n(\text{H}_2\text{O}) : n(\text{EtOH}) = 1 : 4 : 10$ 的配比,在50~60 ℃水浴加热条件下搅拌15 min水解得到稳定的硅溶胶。按照 $n(\text{Al}_2\text{O}_3) : n(\text{SiO}_2) = 3 : 2$ 的组成,用 $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$ 与 H_2O 配制稍过量的、浓度为1.2 mol/L的 HNO_3 溶液,在85 ℃水浴加热条件下搅拌1 h得到稳定的铝溶胶。将上述铝溶胶与硅溶胶混合,70 ℃恒温水浴加热搅拌20 min直到溶胶完全均匀混合(此时pH为2~3)。边滴加氨水边测定溶胶的pH,直到pH为8.5~9,继续搅拌10 min,使铝硅离子完全沉淀。用真空泵对所得凝胶进行抽滤,水洗、再抽滤(循环两次),将沉淀转入无水乙醇搅拌成糊状,置于70 ℃恒温箱干燥1天,即可得到干凝胶。将先驱体放入电阻炉中,将凝胶先驱体在800~1 000 ℃

煅烧2 h,随炉冷却至室温,取出研磨得到白色的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 非晶陶瓷粉体。

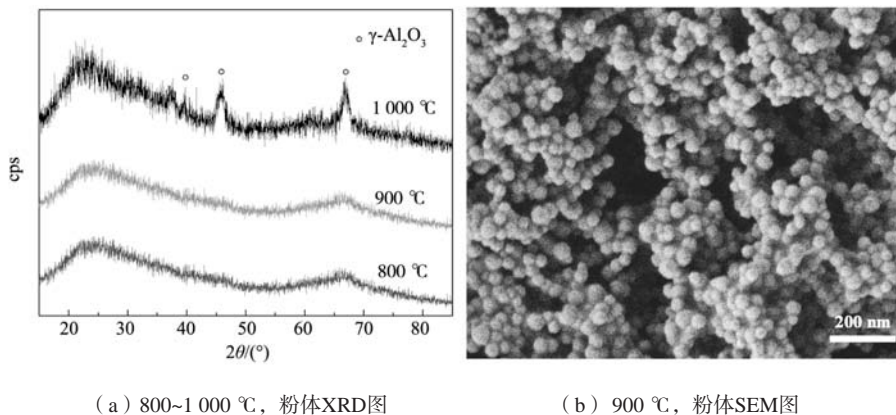
用单轴压制机将粉末固化成圆柱体后,采用六面顶热压成形法^[14]对非晶陶瓷进行致密化,选取的热压压力为1 GPa,压力稳定后以50 ℃/min的速率将样品升温至500 ℃,保温保压5 min得到致密的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 非晶陶瓷块体。为了与同组成多晶陶瓷进行对比,将上述非晶粉体在1 100 ℃/1 GPa条件下热压5 min制得 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 多晶陶瓷块体。

为探究试样的物相组成,利用X射线衍射(XRD, 2500Rigaku)进行分析,为研究 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 陶瓷粉体和块体的微观结构,对试样进行了扫描电子显微镜测试(SEM, Model S4800)。为了测定 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 非晶陶瓷的中温变形特征,并与同组成多晶陶瓷进行对比,利用电子万能材料试验机(Instron 5500R)对非晶陶瓷、多晶陶瓷块体在600~800 ℃进行单轴压缩测试,测试应变率为 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。

2 结果与讨论

$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 先驱体经过800~1 000 ℃煅烧所得粉体的XRD谱图如图1a所示,当煅烧温度不超过900 ℃时,粉体XRD没有尖锐的衍射峰,表明煅烧后的粉体仍保持非晶相没有晶相析出。当煅烧温度提升至1 000 ℃煅烧,粉体XRD图谱中出现 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的微弱衍射峰,表明 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 开始析晶。因此,为保证粉体非晶状态避免其发生析晶,应确定煅烧温度不超过900 ℃。图1b为900 ℃煅烧所得非晶粉体的SEM图,非晶粉体颗粒基本呈球形,颗粒尺寸约为28 nm,颗粒间团聚很低,颗粒尺寸分布均匀。

对 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 非晶粉体进行热压成形,成形条件分别为500 ℃/1 GPa、1 100 ℃/1 GPa。由热压陶瓷块体的XRD谱图(图2a)可知,500 ℃热压得到的陶瓷块体其XRD谱图只存在宽大的非晶峰,依然保持非晶态,



(a) 800~1 000 ℃, 粉体XRD图

(b) 900 ℃, 粉体SEM图

图1 煅烧所得 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 粉体的XRD谱图和SEM图

Fig. 1 XRD patterns and SEM image of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ powders calcined at 800~1 000 ℃ and 900 ℃

1 100 °C热压成形试样呈现出显著的 $\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$ 晶相衍射峰,表明此时块体为莫来石多晶陶瓷。对 Al_2O_3 - SiO_2 非晶陶瓷与多晶陶瓷分别进行SEM测试,见图2b、c所示。经过500 °C热压成形的样品由极为细小的非晶颗粒组成,呈现出很好的整体性和致密度,非晶颗粒之间

几乎不存在间隙,内部气孔很少,颗粒间结合良好。热压条件为1 100 °C/1 GPa时, $\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$ 多晶陶瓷呈现出均匀致密的微观结构,晶粒尺寸约为400 nm(如图2c)。利用阿基米德法测定非晶陶瓷与多晶陶瓷的相对密度,分别为98.2%和99.4%,这与SEM图中致密的

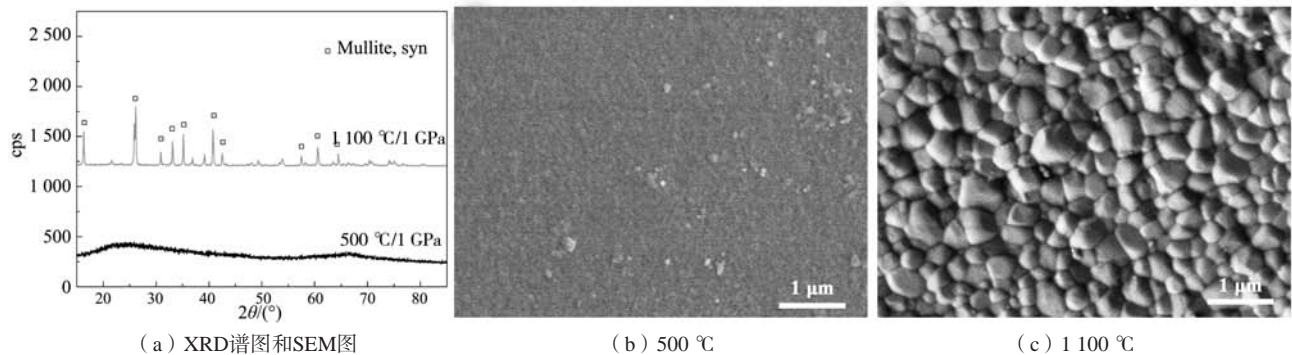


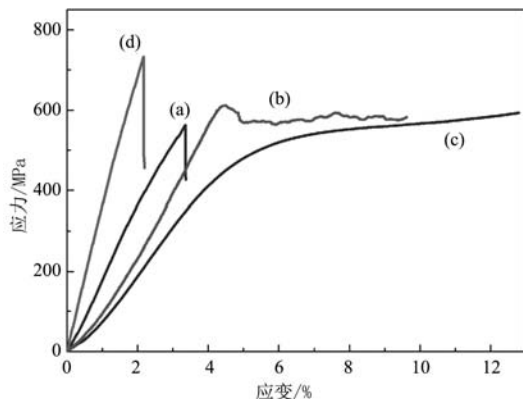
图2 经500 °C、1 100 °C热压成形所得 Al_2O_3 - SiO_2 块体的XRD谱图和SEM图

Fig. 2 XRD patterns and SEM images of bulk Al_2O_3 - SiO_2 after hot pressing at 500 °C and 1 100 °C

微观结构相一致。

对 Al_2O_3 - SiO_2 非晶陶瓷试样进行单轴压缩测试,测试温度为600~800 °C的温度,所得应力应变曲线如图3(a-c)所示;作为对比,在800 °C对 Al_2O_3 - SiO_2 多晶陶瓷试样进行测试,结果如图3d所示。 Al_2O_3 - SiO_2 非晶陶瓷在600 °C的压缩测试中(图3a)在脆性断裂之前仅发生3.3%的弹性变形,断裂时的应力为560 MPa,整个压缩测试过程中没有出现塑性变形。在 Al_2O_3 - SiO_2 非晶陶瓷的700 °C压缩测试中(图3b),试样表现出大约4.4%的弹性变形,其应力-应变曲线在弹性变形阶段的斜率小于600 °C压缩,表明弹性模量降低,当应力达到610

MPa时应力载荷开始下降,随后呈现出屈服平台,屈服平台的应力基本保持在570 MPa,应力卸载之后,试样保持完整并呈现出9.9%的永久变形。如图3c所示, Al_2O_3 - SiO_2 非晶陶瓷在800 °C的压缩测试中也表现出了显著的塑性变形,试样相比于600 °C和700 °C测试具有更低的弹性模量,在试样发生5.6%的弹性变形后进入屈服阶段,屈服应力约为510 MPa;不同于700 °C测试中的屈服软化,试样在800 °C塑性变形过程中强度不断升高,呈现出明显的屈服强化,断裂前试样的强度达到了590 MPa,应力卸载时塑性变形量超过12.8%。由于800 °C压缩测试后样品仍然保持完好状态,可以推断 Al_2O_3 - SiO_2 非晶陶瓷可发生更大的塑性变形。而通过图3d可以看出, Al_2O_3 - SiO_2 多晶陶瓷在800 °C没有发生任何塑性变形,其弹性模量明显高于同组成非晶陶瓷,这是由于非晶相内部存在着大量的畸变,其中包括原子配位数的减小、键长的增大、原子排列的疏松化,这些结构特征导致非晶相原子结合的减弱,从而使其弹性模量明显低于相应的多晶相。多晶经过2.2%的弹性应变后即在730 MPa发生突发性断裂,这与 Al_2O_3 - SiO_2 非晶陶瓷在800 °C的塑性变形形成鲜明对比。



(a) 600 °C, 非晶陶瓷; (b) 700 °C, 非晶陶瓷; (c) 800 °C, 非晶陶瓷; (d) 800 °C, 多晶陶瓷

图3 Al_2O_3 - SiO_2 非晶陶瓷和 Al_2O_3 - SiO_2 多晶陶瓷600 °C、700 °C和800 °C压缩变形应力应变曲线

Fig. 3 Compressive stress-strain curves of amorphous Al_2O_3 - SiO_2 ceramics and polycrystal Al_2O_3 - SiO_2 ceramics at 600 °C, 700 °C and 800 °C

由图4的XRD谱图可知,600 °C、700 °C塑性变形后的试样仍然保持非晶状态,表明此类塑性变形是材料非晶相本身的特征,与析晶无关。经过800 °C变形后试样中检测到少量的晶相 γ - Al_2O_3 ,由于晶相 γ - Al_2O_3 比非晶相 Al_2O_3 - SiO_2 具有更高的弹性模量,变形过程中产生的 γ - Al_2O_3 晶相在非晶基体中起到了颗粒增强的效果^[15-16],因此非晶 Al_2O_3 - SiO_2 在800 °C的塑性变形中发生了应变强化现象。

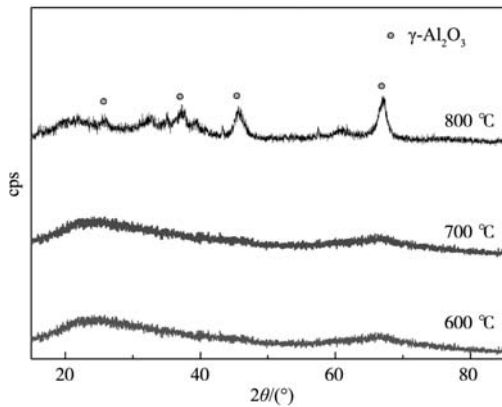


图4 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 非晶陶瓷在600~800 °C塑性变形后的XRD谱图
Fig. 4 XRD patterns of amorphous $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ ceramics after deformation at 600-800 °C

图5为压缩变形后样品的SEM测试图，600 °C压缩变形后的非晶陶瓷呈现出了主要的断裂面（图5a），这也是典型的脆性断裂形貌，与应力应变曲线中的脆性断裂一致。700 °C塑性变形后的试样（图5b）呈现出大量的明暗交替的带状区域，这些区域大致平行于剪切应力方向，被称为剪切带^[17-18]，800 °C塑性变形后（图5c）同样呈现出来剪切带，而且剪切带数量明显增大。如图5d所示， $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 多晶陶瓷经过800 °C变形后断裂面也呈现出主裂纹断裂形式，而没有剪切带的存在。对比各组试样的变形行为和SEM形貌，可知剪切带是非晶陶瓷发生塑性变形的关键，而非晶结构是形成剪切带的基础。

由于非晶固体内部原子无规则排列，体系的自由能明显高于相应的晶体，因而处于热力学亚稳定状态^[19]。由

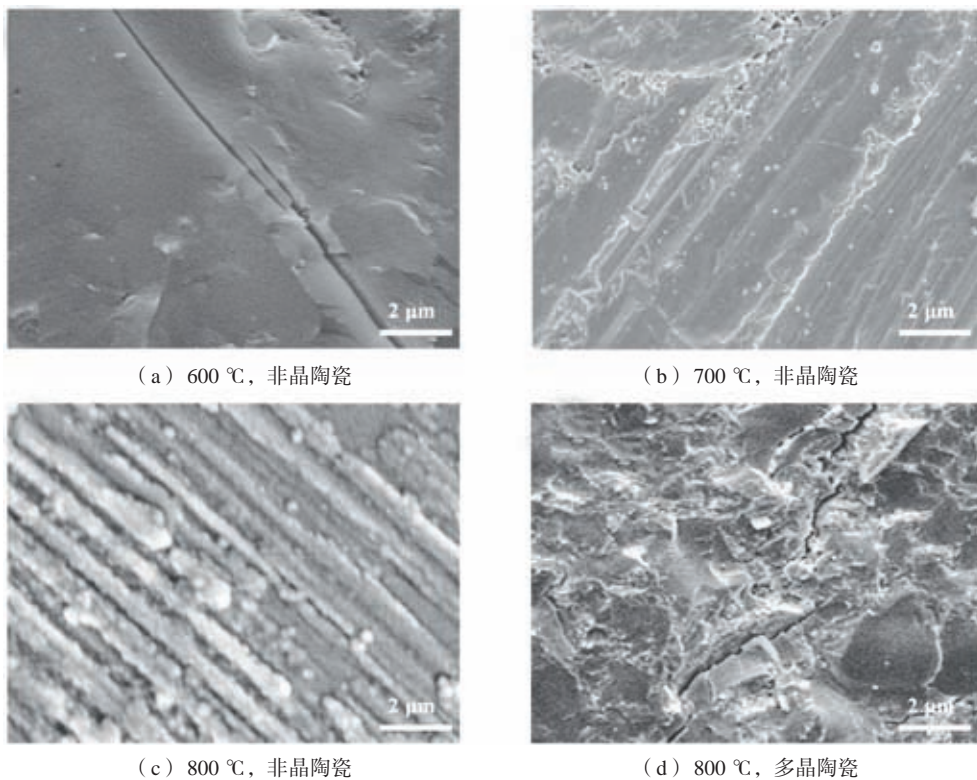
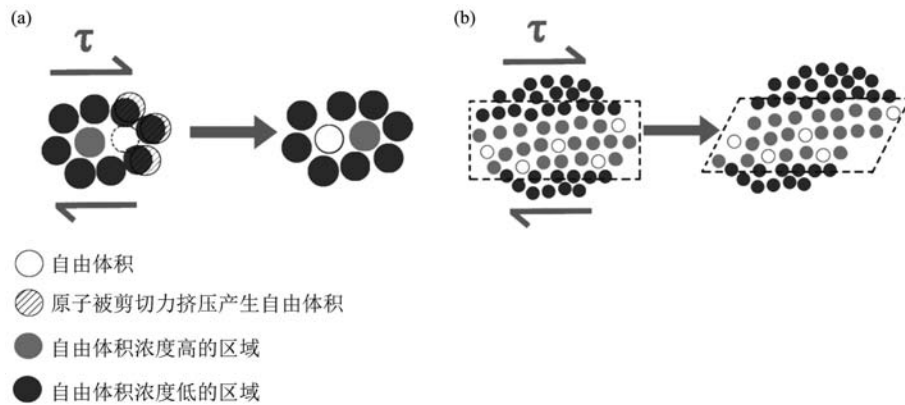


图5 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 非晶陶瓷和多晶陶瓷在600 °C、700 °C、800 °C压缩变形后的断面SEM图

Fig. 5 SEM images on fracture surfaces after deformation of amorphous $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ ceramics and polycrystalline $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ ceramics at 600 °C, 700 °C and 800 °C

于晶体内部原子规则排列过程中堆积趋向于紧密化，因而非晶固体的密度通常低于晶体，也就意味着更高的摩尔体积；相比于晶体材料多出的这部分体积，则被称为自由体积^[20]，在非晶陶瓷中，由于自由体积为原子运动提供了一定的空间，单个原子在剪切应力的作用下被挤入毗邻的一个较小空间，此时在原子原来的位置就会形成更大的自由体积（图6a）。更大的新

自由体积会促使周围的原子进一步发生定向运动，也会在该区域产生更多的自由体积，这样在一定区域内大量原子的协同运动就形成了剪切转变区域，这些区域随着剪切应力而发生扭曲变形（图6b）。剪切转变区域的扭曲是沿着剪切应力的方向进行的，大量的剪切团簇的堆积就形成了剪切带。相比于其他区域，剪切带所在区域容易优先发生屈服并容纳塑性应变，这



(a) 通过将原子挤入到邻近的较小空间实现原子跃迁并产生新的自由体积；(b) 大量原子的协同运动形成剪切转变区

图6 自由体积引发剪切变形的微观示意图

Fig. 6 Microscopical schematic diagrams of shear deformation by free volume

样大量的剪切带的形成和传播就会在宏观上表现出显著的塑性变形。

3 结论

(1) 对 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 非晶粉体在 $500\text{ }^\circ\text{C}/1\text{ GPa}$ 、 $1\text{ }100\text{ }^\circ\text{C}/1\text{ GPa}$ 条件下进行热压成形分别获得结构均匀、致密度大于98%的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 非晶陶瓷和多晶陶瓷。

(2) $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 非晶陶瓷在 $600\text{ }^\circ\text{C}$ 表现为脆性，在 $700\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 分别表现出9.9%和12.8%的塑性变形，并在 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 变形中有 MgAl_2O_4 晶相析出并由于颗粒增强效应产生应变强化。而同组成的多晶陶瓷在 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 仍然表现脆性，而未能发生塑性变形。

(3) 剪切带是非晶陶瓷发生塑性变形的关键，而非晶相中的自由体积是形成剪切带的结构基础。

参考文献:

- [1] CARTER C B, NORTON M G. Ceramic materials, science and engineering [M]. New York: Springer, 2007: 1-10.
- [2] 黄勇, 张立明, 汪长安, 等. 先进结构陶瓷研究进展评述 [J]. 硅酸盐通报, 2005 (5): 91-101.
- [3] 孙清洲, 单保香, 许荣福, 等. 烧结陶瓷铸造砂混制粘土砂的性能及特点 [J]. 铸造, 2019, 68 (2): 172-175.
- [4] 田山雪, 涂小慧, 杨浩, 等. Al_2O_3 陶瓷增强高锰钢基复合材料耐磨性能的研究 [J]. 铸造, 2017, 66 (5): 476-480.
- [5] 龚江宏. 陶瓷材料脆性断裂的显微结构效应 [J]. 现代技术陶瓷, 2021, 42 (Z2): 287-428.
- [6] LAWN B R, PADTURE N P, CAIT H, et al. Making ceramics "ductile" [J]. Science, 1994, 263 (5150): 1114-1116.
- [7] 肖祖德, 玄伟东, 段方苗, 等. 石英纤维对氧化硅陶瓷型芯性能的影响 [J]. 铸造, 2021, 70 (9): 1072-1079.
- [8] LAI A, DU Z, GAN C L, et al. Shape memory and superelastic ceramics at small scales [J]. Science, 2013, 341 (6153): 1505-1508.
- [9] 赵方楠, 谢志鹏. 高温超塑性陶瓷材料及其研究进展 [J]. 陶瓷学报, 2022, 43 (3): 357-370.
- [10] GANDHI A S, JAYARAM V. Plastically deforming amorphous $\text{ZrO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ [J]. Acta Materialia, 2003, 51 (6): 1641-1649.
- [11] PAULA A, JAYARAM V. Deformation and structural densification in $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_2\text{O}_3$ glass [J]. Acta Materialia, 2011, 59 (1): 82-92.
- [12] XU X, WANG Y, GUO A, et al. Enhanced plasticity by nanocrystallite in bulk amorphous $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ [J]. International Journal of Plasticity, 2016, 79: 314-327.
- [13] XU X, WANG M, XIE J, et al. Cooperative effects of free volume and nanocrystallite on plastic deformation in bulk amorphous $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ [J]. Ceramics International, 2020, 46 (8): 11049-11055.
- [14] 李帅琦, 贺端威, 张佳威. 大腔体静高压技术的发展及应用 [J]. 物理, 2022, 51 (4): 228-238.
- [15] 葛兴泽, 旷峰华, 张洪波, 等. 锆英石颗粒增强氟金云母可加工陶瓷制备工艺研究 [J]. 中国陶瓷, 2018, 54 (7): 41-46.
- [16] KONOPKA K. Particle-reinforced ceramic matrix composites-selected examples [J]. Journal of Composites Science, 2022, 6 (6): 178.

- [17] GREER A L, CHENG Y Q, MA E. Shear bands in metallic glasses [J]. Materials Science and Engineering R Reports, 2013, 74 (4) : 71-132.
- [18] HU Weihua, YU Zejiang, LU Yunzhuo, et al. Enhanced plasticity in laser additive manufactured Nb-reinforced bulk metallic glass composite [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 918: 165539.
- [19] 汪卫华. 非晶态物质的本质和特性 [J]. 物理学进展, 2013, 33: 177-351.
- [20] COHEN M H, GRETT G S. Liquid-glass transition, a free-volume approach [J]. Physical Review B, 1979, 20: 1077.

Plastic Deformation of Amorphous $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ at Moderate-Temperature

LI Qian¹, YANG Zhao², LU Yu¹, YANG Xiao-wei¹, XU Liang¹, SHI Zhen-mei¹, ZHOU Han-kun¹, WANG Dong-sheng¹, NIU Shu-xin¹, XU Xi-qing³

(1. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. Air Force Representative Office of Army Equipment Department in Beijing, Beijing 100037, China; 3. School of Materials Science & Engineering, Chang'an University, Xi'an 710061, Shaanxi, China)

Abstract:

Solving the brittleness and achieving the plasticity of ceramics are the key factors to development of various frontier domains. To explore the moderate-temperature plastic deformation in amorphous $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ ceramics, dense ceramics with homogenous amorphous structure were prepared by sol-gel method along with hot pressing, which was then tested under uniaxial compression at 600-800 °C. The amorphous $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ ceramics exhibited no plastic deformation before brittle fracture at 600 °C, and showed significant plastic deformation of 9.9% and 12.8% at 700 °C and 800 °C, respectively. Moreover, during the plastic deformation at 800 °C, crystallization of $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ was exhibited and led to strain hardening. Compared to the amorphous ceramics, the polycrystal $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ ceramics with the same composition displayed brittle fracture without any plastic deformation. The mechanism of plastic deformation was explored by free volume theory, in which shear bands are the major mode in deformation and the free volumes are the structural foundation for shear bands. These plastically deformable amorphous ceramics have potential advantages in high-tech fields including aerospace and metallurgical casting.

Key words:

amorphous $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$; plastic deformation; strain hardening; shear band; free volume