

应变速率对马氏体相变非晶复合材料力学行为的影响

周志,付小玲*,何奕然,陈城豪,王楷,李淑娴,张晓雨

(广东工业大学材料与能源学院,广东 广州 510006)

摘要: 金属玻璃具有较高的硬度、高断裂强度和良好的耐腐蚀性能,但室温塑性较差而限制了广泛应用,因此在金属玻璃中引入晶体以提升金属玻璃的力学性能。通过分子动力学模拟研究非晶/晶体双相复合材料,有助于深入理解非晶/晶体双相复合材料的性能和变形机制。采用分子动力学模拟方法研究了不同应变速率对金属玻璃复合材料力学性能的影响,同时在300 K环境温度下对块状B2-CuZr晶体/Cu₅₀Zr₅₀非晶复合材料进行压缩实验。结果表明:随着压缩应变速率增加材料的整体强度提高,与应变速率为 $2 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$ 和 $2 \times 10^9 \text{ s}^{-1}$ 的样品相比,压缩应变速率为 $2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$ 时样品的屈服强度最高达7.8 GPa;随着压缩速率的增加,材料中晶体原子发生相变的数量也增多,样品中块状晶体没有发生明显的偏转,剪切带扩展路径受到阻碍;样品应力应变曲线上出现独特的二次硬化曲线,与另外两种应变速率下样品相比,压缩应变速率为 $2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$ 时样品的强度和塑性均有增加。该研究结果对于设计和制备高性能的金属玻璃材料有参考价值。

关键词: 金属玻璃;复合材料;分子动力学;应变速率

中图分类号: TB331

文献标志码: A

文章编号: 1673-9981(2023)06-1134-06

引文格式: 周志,付小玲,何奕然,等. 应变速率对马氏体相变非晶复合材料力学行为的影响[J]. 材料研究与应用,2023,17(6):1134-1139.

ZHOU Zhi, FU Xiaoling, HE Yiran, et al. Effect of Strain Rate on Mechanical Behavior of Martensitic Transformation Amorphous Composites[J]. Materials Research and Application, 2023, 17(6): 1134-1139.

0 引言

随着计算机水平的发展,众多学者运用分子动力学模拟的方法对数百万原子级别的体系进行模拟研究,在原子尺度上去表征和分析材料的微观形变过程。并且通过计算机模拟构建典型的非晶合金模型,从而揭示剪切带的形成、扩展及样品整体失效的过程。通过改变模拟过程中实验条件,如温度、应变速率、材料成分等因素,得到材料在变形过程中微观结构上的变化,同时对实验结果进行验证分析,以期得到性能更好的金属玻璃复合材料。

金属玻璃因在室温下所具有的独特力学性能,如高弹性极限、高断裂强度、较好的软磁性能及良好的耐腐蚀性能等,而受到了国内外众多学者的关注^[1-5]。然而,金属玻璃在室温下容易发生脆性断裂,严重限制了其在实际工程中的应用^[6-9]。几乎所有的单晶金属玻璃在室温下的压缩塑性要低于2%^[10],这大大地限制了金属玻璃的应用。通过分子动力学模拟可研究金属玻璃复合材料的力学性能,了解金属玻璃变形时剪切带的形成和扩展,以及

最终剪切带贯穿样品使材料失效。目前,为了改善金属玻璃的力学性能,大量研究^[11-14]指出:通过非晶基体中引入晶体颗粒,可阻碍剪切带的扩展;另一方面,第二相引入后还可以促进剪切转变区(Shear Transition Zones, STZs)在界面处形核,形成多条剪切带,从而提高材料的宏观塑性。形状记忆合金作为第二相晶体引入到非晶基体中,所形成的非晶/晶体复合材料具有优异的拉伸塑性和加工硬化性而受到众多学者关注,因为第二相的加入不仅提高了材料的变形能力从而改善金属玻璃的室温韧性,还能阻碍剪切带的扩展而容纳更多的塑性^[15-20]。Zhou^[21]等研究了金属玻璃复合材料的压缩冲击性能发现,在应变速率 2000 s^{-1} 下,晶体颗粒体积百分比大于20%的样品出现马氏体相变而导致独特的两阶段加工硬化过程,产生马氏体相变的样品发生均匀塑性变形,另一种没有发生塑性变形的样品中局部剪切裂纹更容易出现。表明,通过非晶基体中引入晶体不仅可以阻碍剪切带的扩展,一些晶体在变形中发生马氏体相变可以进一步提高材料的塑性和强

收稿日期:2023-05-07

作者简介:周志,硕士研究生,研究方向为金属玻璃基复合材料,E-mail:13617003174@163.com。

通信作者:付小玲,博士,副教授,研究方向为金属玻璃基复合材料、镁基纳米复合材料,分子动力学,
E-mail:fuxiaoling@gdut.edu.cn。

度。实际生产中得到的颗粒沉淀物多为球状颗粒,其塑性的改善主要源于基体中产生的多条剪切带,而晶态本身所具有的变形能力很小。而对于块状、层片状等纤维增强的非晶复合材料而言,剪切带和晶体的变形能力都有效的提高了金属玻璃基复合材料的塑性。Feng^[12]等指出,在单晶Cu/Cu₅₀Zr₅₀非晶复合材料中,界面的引入可以有效地提高STZs的均匀分布,界面位置较高的势能和缺陷共同促进了STZs的形核,最终在界面周围形成剪切带。除此之外,界面作为过渡区将晶体中的位错向金属玻璃中传导,并激活金属玻璃中新的STZs,对于此现象Guo^[22]等通过原子探针和透射电镜图像分析发现,晶体Cu中的滑移带和金属玻璃中的剪切带重合。Feng^[12]等通过改变引入晶体颗粒的尺寸,得到样品压缩应力应变曲线图并发现,所选取的几种样品中,晶体/非晶界面随着引入颗粒尺寸的减小而增多,STZs在界面处形核,众多STZs连接形成多条剪切带,材料的塑性得到提升,但材料的强度也因为界面的增多而有所降低。

本文选取了与Feng^[12]等接近的构型,但其中的晶体替换成会发生马氏体相变的B2-CuZr晶体,观察压缩变形中剪切带和晶体相变。实验中所采取的应变速率都较其他文献中的应变速率更高,主要是为了观察样品在高速加载压缩实验下的力学性能和变形行为。

1 模拟过程

模拟Cu₅₀Zr₅₀非晶/B2-CuZr晶体复合材料在不同应变速率下的压缩过程,使用LAMMPS^[23]软件进行了经典的MD模拟。基于Mendeleev^[24]等开发的嵌入原子法(EAM)电势,可以精确地模拟B2-CuZr晶体的马氏体相变过程,即B2-中间R相-体心四方(BCT)相,该势函数已经广泛应用于B2-CuZr纳米晶的模拟研究中,以及对形状记忆合金金属玻璃复合材料砖块与砂浆设计研究^[25]中和金属玻璃纳米晶层片状复合材料拉伸力学行为研究^[26]等中。

首先,选取一块尺寸为9.3 nm(X)×6.4 nm(Y)×2.6 nm(Z)且包含6 499个原子的Cu₅₀Zr₅₀晶体薄板,在其上固定一个尺寸为7.9 nm(X)×1.9 nm(Y)×2.6 nm(Z)的块状区域,而薄板的其余部分在温度2 000 K、外部压力0 GPa、NPT环境下弛豫0.2 ns以保证完全熔化。然后,将试样以1 K·ps⁻¹的冷却速率淬火至300 K,在3个方向上施加周期性边界条件。随后,通过在X、Y和Z方向将小模型按照3×4×1复制,构建了一个尺寸27.9 nm(X)×19.1 nm(Y)×2.6 nm(Z)且包含77 988个原子的大样品。最后,将整个样品在500 K下弛豫0.2 ns,然

后以相同的冷速1 K·ps⁻¹冷却到300 K。实验中采用Nosé-Hoover温控器方法控制温度,模型构建过程如图1所示。

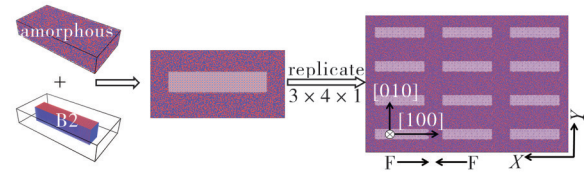


图1 块状B2-CuZr/Cu₅₀Zr₅₀非晶复合材料建模示意图

Figure 1 Schematic diagram of bulk B2-CuZr/Cu₅₀Zr₅₀ amorphous composite configuration

加载前,在3个方向上使用周期性边界条件,复合材料样品在300 K下沿着X方向分别以 2×10^{10} 、 2×10^9 和 2×10^8 s⁻¹应变速率进行压缩实验,直到压缩总应变达到40%,而在Y和Z方向上保持压力为0 GPa。为了表征原子的塑性变形过程,通过将当前原子模型与初始模型做比较,用 η_i^{Mises} 来量化剪切变形,这种方法最先是由Shimizu^[27]等提出。 η_i^{Mises} 值越大原子受到的局域剪切应变越大,PTM分析和 η_i^{Mises} 分析方法都是在开放的可视化软件OVITO^[28]中进行分析。

2 结果和讨论

2.1 力学行为

图2为同一个模型在不同应变速率下压缩的应力应变曲线。从图2可见,样品在非晶基体中整齐排布,在应变达到0.12时,在 2×10^{10} 、 2×10^9 和 2×10^8 s⁻¹应变速率下样品的应力应变曲线存在一个较大的弹性区域,不同应变速率下样品表现出不同的弹性模量,应变速率越大弹性模量越大,这和Li^[29]等的研究结果相似。对于合金化合物在不同压缩应变速率下杨氏模量不会发生明显地变化^[30],而导致块状B2-CuZr晶体/Cu₅₀Zr₅₀非晶复合材料在不同压缩应变速率下杨氏模量不同,这是由非晶基体在不同压缩速率下引起的。压缩应变速率越低的样品,非晶基体中STZs激活数量越多。从图2还可见:当应变速率分别为 2×10^9 和 2×10^8 s⁻¹时,样品发生屈服而应力降低;在应变速率 2×10^{10} s⁻¹下,当应变0.13时样品整体应力有轻微的降低,随后在应变达到0.18时样品应力上升,直到应变达到0.27时应力再大幅下降。对于B2-CuZr晶体已有研究^[31]表明,在拉伸-压缩实验中出现马氏体相变的现象,并且相变后的晶体在变形中起到硬化的效果。高应变速率下样品压缩应力应变曲线出现二次硬化的现象,明显地提高了材料的强度,也在一定程度上提高了材料的塑性。

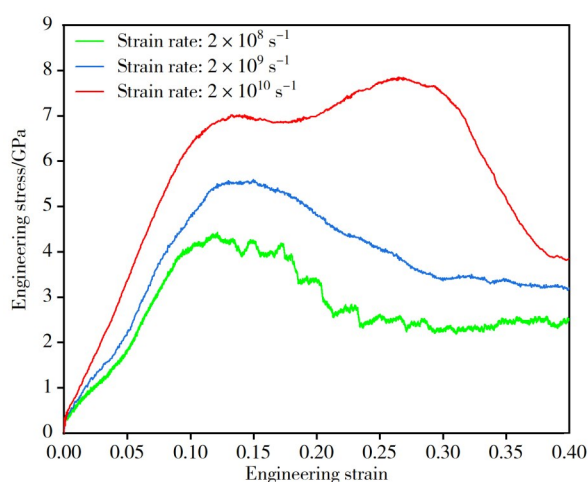


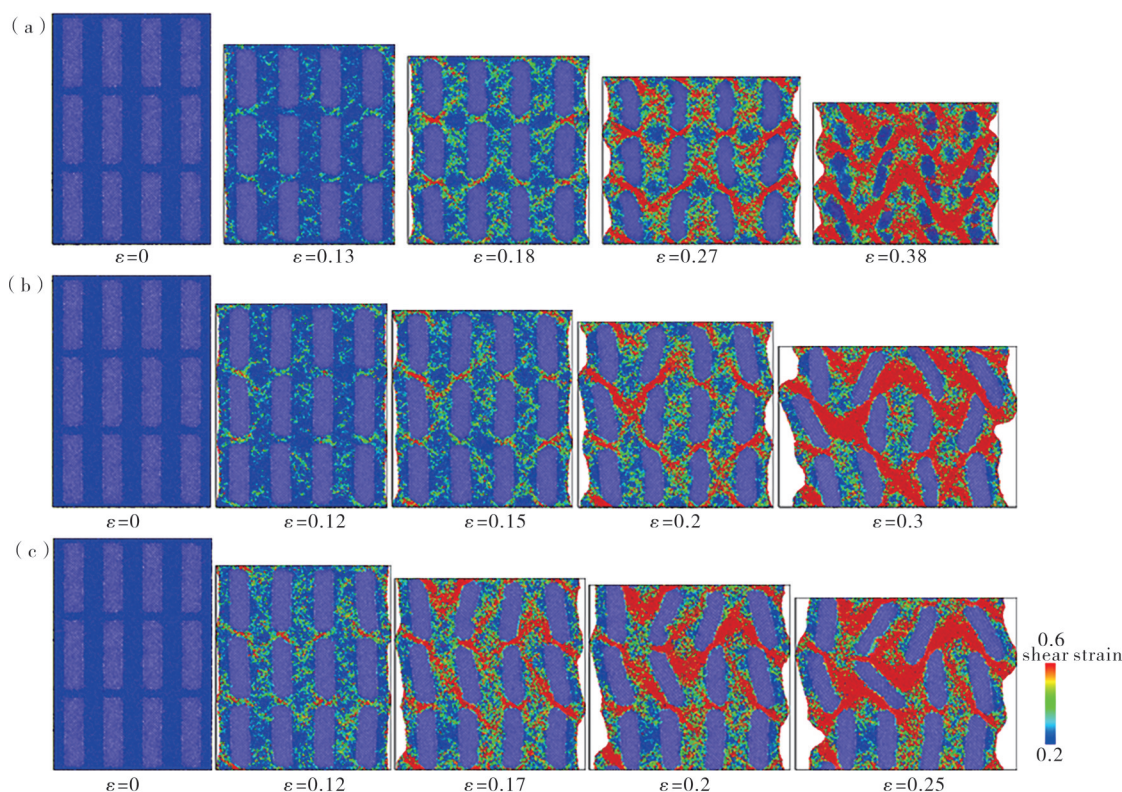
图2 块状 B2-CuZr/Cu₅₀Zr₅₀ 非晶复合材料在不同应变速率下压缩应力应变曲线

Figure 2 Compressive stress-strain curves of bulk B2-CuZr/Cu₅₀Zr₅₀ amorphous composites at three strain rates

2.2 失效形式

图3和图4分别为不同应变速率下样品在不同应变下的原子剪切应变图和原子结构变化图。其

中,图4中蓝色原子代表B2-CuZr原子,灰色原子代表的是发生马氏体相变后的原子,晶体/非晶界面处也有部分原子被识别成灰色。从图3和图4可见:在高应变速率 $2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$ 下,样品在应变0.13时出现第一次屈服,非晶基体中出现了剪切转变区,主要在X方向晶体/非晶结合处形成;在接近的应变速率 2×10^9 和 $2 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$ 下,应变速率越低非晶基体中剪切转变区越多,剪切带在纯非晶样品中常沿着变形方向 45° 扩展^[6],而在块状晶体/非晶复合材料样品中,由于块状晶体的排布而阻碍了剪切带向 45° 方向的扩展,在不能穿透晶体的扩展情况下剪切带在非晶基体中增厚,使剪切应变区增多,非晶基体中的晶体发生弯曲和偏转,剪切带在弯曲和偏转的晶体中扩展,最终在应变达到0.3和0.25时应力达到稳定值,造成样品失效;在压缩过程中晶体相在不同应变速率下发生相变的程度不同,随着应变速率增加晶体相变程度越大(灰色原子数量越多),在高应变速率 $2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$ 下样品中晶体几乎全部出现相变,在应变达到0.18和0.27时晶体相几乎转变为BCT,并且晶体在非晶基体中排列没有发生较大的偏转,剪切带只能在小范围内连接扩展,而且扩展方



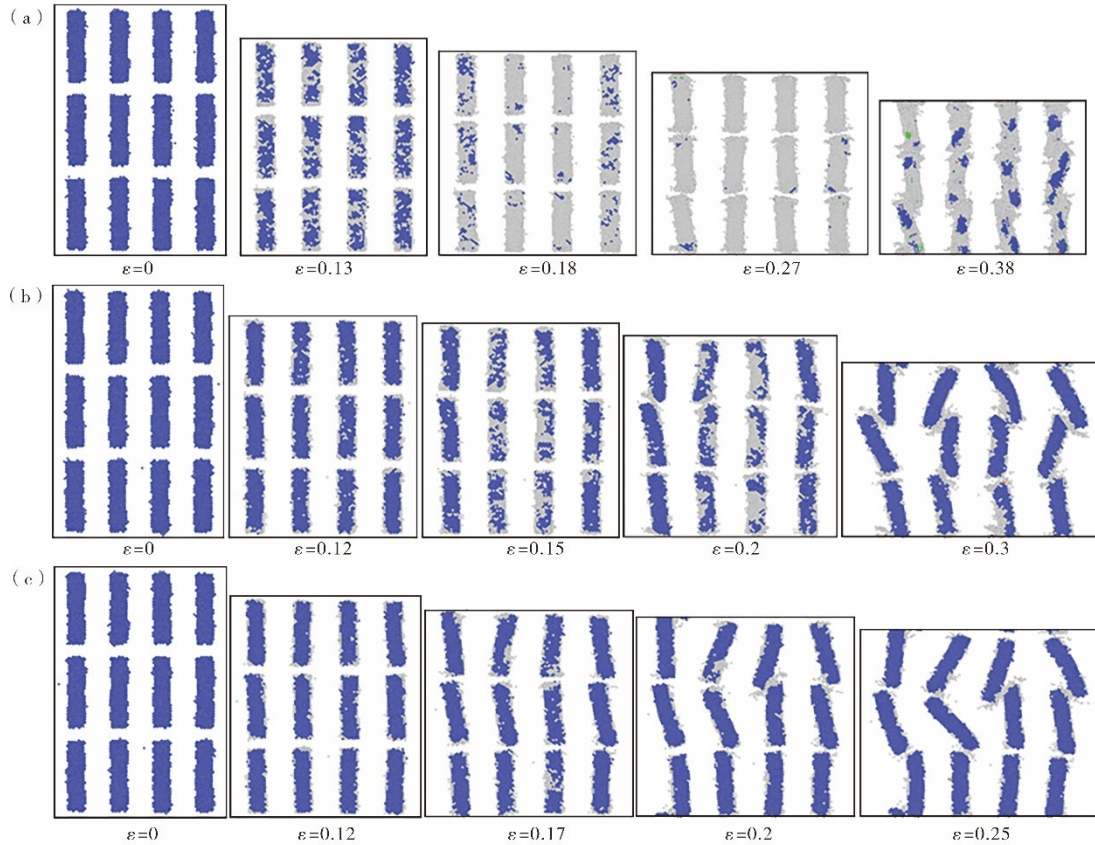
(a)—应变速率 $2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$; (b)—应变速率 $2 \times 10^9 \text{ s}^{-1}$; (c)—应变速率 $2 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$ 。
(a)—strain rate $2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$; (b)—strain rate $2 \times 10^9 \text{ s}^{-1}$; (c)—strain rate $2 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$ 。

图3 不同应变及应变速率下块状 B2-CuZr/Cu₅₀Zr₅₀ 非晶复合材料的原子剪切应变图

Figure 3 Atomic shear strain diagrams of B2-CuZr/Cu₅₀Zr₅₀ amorphous composites at different strain rates

向被晶体阻碍;低应变速率 2×10^8 和 $2 \times 10^9 \text{ s}^{-1}$ 下,非晶基体中的块状晶体几乎没有发生相变或者只有少量相变,在达到屈服点之后晶体有明显的偏转,给

剪切带的扩展提供了路径,多条剪切带相互连接、增厚,最终导致样品失效。



(a)—应变速率 $2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$; (b)—应变速率 $2 \times 10^9 \text{ s}^{-1}$; (c)—应变速率 $2 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$ 。
(a)—strain rate $2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$; (b)—strain rate $2 \times 10^9 \text{ s}^{-1}$; (c)—strain rate $2 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$ 。

图4 不同应变及应变速率下块状B2-CuZr/Cu₅₀Zr₅₀非晶复合材料的原子结构变化图

Figure 4 Atomic structure of bulk B2-CuZr/Cu₅₀Zr₅₀ amorphous composite samples at different strain rates under different strains

图5为不同应变速率下非晶基体中剪切应变 $\eta_i^{\text{Mises}} > 0.2$ 的原子数量。从图5可见:在应变达到0.1之前,在高应变速率($2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$)下样品中 $\eta_i^{\text{Mises}} > 0.2$ 的原子数量要小于另两种应变速率(2×10^8 和 $2 \times 10^9 \text{ s}^{-1}$)的样品,这是因为高应变速率下样品中STZs区域激活数量更少,与之对应的应力反而更高、原子的区域更少。表明,在不同的应变速率下,非晶基体的屈服强度不同,块状B2-CuZr晶体在应变速率低时更容易发生偏转,这也给剪切带的扩展、连接提供了路径,最终使得样品失效。

综上所述,在不同应变速率下,B2-CuZr晶体/Cu₅₀Zr₅₀非晶复合材料的流动性不同,应变速率越小流动性更强,所以B2-CuZr晶体/Cu₅₀Zr₅₀非晶复合材料第一屈服点强度随着应变速率的增加而增加。在不同应变速率下,块状B2-CuZr晶体/Cu₅₀Zr₅₀非晶复合材料中块状B2-CuZr晶体表现出不同程度的

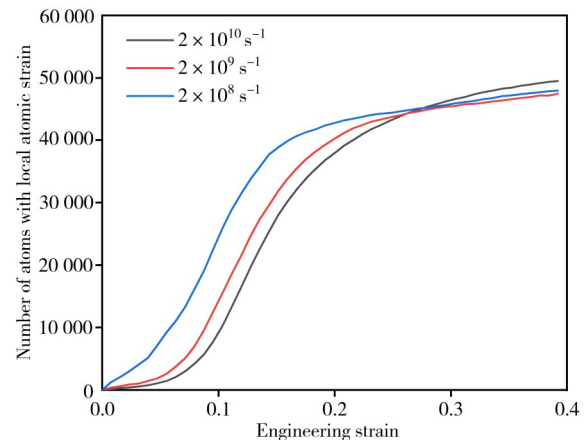


图5 块状B2-CuZr/Cu₅₀Zr₅₀非晶复合材料在不同应变速率下 $\eta_i^{\text{Mises}} > 0.2$ 时原子数

Figure 5 Number of atoms with local atomic strain $\eta_i^{\text{Mises}} > 0.2$ for different strain rate sample at different applied strains

相变,在应变达到0.13时材料整体应力随着应变速率的增加而提高,所以晶体相变程度与样品应力有关。在高压应变速率下,样品在应变达到0.13后应力有略微降低,但是B2-CuZr晶体相变导致材料二次硬化现象出现,提高了材料的塑性和强度。B2-CuZr晶体发生马氏体相变与非晶基体中剪切带共同承担样品的变形,延缓了剪切带的扩展过程,这是因为块状B2-CuZr晶体在非晶基体中的排布阻碍了剪切带的扩展,相变过程延缓了剪切带的扩展。

3 结论

采用分子动力学模拟方法,研究了应变速率对块状B2-CuZr晶体/Cu₅₀Zr₅₀非晶复合材料压缩力学行为的影响。随着样品受到的压缩应变速率增加强度也增大,而且样品发生二次硬化现象显著提高了样品的强度和塑性。压缩应变速率越小非晶基体中被激活的剪切转变区越多,B2-CuZr晶体在非晶基体中偏转程度越大,非晶基体中整齐排布的块状晶体阻碍剪切带扩展的能力就越弱,剪切带在非晶基体有足够的路径扩展、连接,最终导致样品失效。在压缩应变速率 $2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$ 下,样品中块状晶体没有发生明显的偏转,是因为剪切带扩展路径被阻碍,晶体原子发生马氏体相变;而在压缩应变速率 $2 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$ 下,样品中几乎没有晶体原子发生相变。所以,通过调控晶体进一步影响金属玻璃的力学性能是有效的。

参考文献:

- [1] GLUDOVATZ B, GRANATA D, THURSTON K V Set al. On the understanding of the effects of sample size on the variability in fracture toughness of bulk metallic glasses [J]. *Acta Materialia*, 2017, 126: 494-506.
- [2] SCHROERS J. Bulk metallic glasses [J]. *Physics Today*, 2013, 66(2): 32-37.
- [3] XI X K, ZHAO D Q, PAN M X, et al. Fracture of brittle metallic glasses: Brittleness or plasticity [J]. *Phys Rev Lett*, 2005, 94(12): 125510.
- [4] 蒋卫红, 杨元政, 邱泽楠. 铁基非晶纳米晶磁芯软磁性能优化的厚度效应和抗应力能力 [J]. *材料研究与应用*, 2022(4): 16.
- [5] 房卫萍, 杨凯珍, 张宇鹏, 等. 低碳经济下的非晶合金发展与应用 [J]. *材料研究与应用*, 2010, 4(4): 4.
- [6] CAO A J, CHENG Y Q, MA E. Structural processes that initiate shear localization in metallic glass [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(17): 5146-5155.
- [7] CHEN W, ZHOU H F, LIU Z, et al. Test sample geometry for fracture toughness measurements of bulk

- metallic glasses [J]. *Acta Materialia*, 2018, 145: 477-487.
- [8] CHENG Y Q, CAO A J, MA E. Correlation between the elastic modulus and the intrinsic plastic behavior of metallic glasses: The roles of atomic configuration and alloy composition [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(11): 3253-3267.
- [9] WANG W H. The elastic properties, elastic models and elastic perspectives of metallic glasses [J]. *Progress in Materials Science*, 2012, 57(3): 487-656.
- [10] TREXLER M M, THADHANI N N. Mechanical properties of bulk metallic glasses [J]. *Progress in Materials Science*, 2010, 55(8): 759-839.
- [11] CUI Y, SHIBUTANI Y, LI S, et al. Plastic deformation behaviors of amorphous-Cu₅₀Zr₅₀/crystalline-Cu nanolaminated structures by molecular dynamics simulations [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 693: 285-290.
- [12] FENG S D, LI L, CHAN K C, et al. Control of shear band dynamics in Cu₅₀Zr₅₀ metallic glass by introducing amorphous-crystalline interfaces [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 770: 896-905.
- [13] PENG C X, OPU D S, CHENG Y, et al. Deformation behavior of designed dual-phase CuZr metallic glasses [J]. *Materials & Design*, 2019, 168: 1-13.
- [14] SHI Y, FALK M L. A computational analysis of the deformation mechanisms of a nanocrystal-metallic glass composite [J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(5): 995-1000.
- [15] CAO Q P, LI J F, HU Y, et al. Deformation-strengthening during rolling Cu₆₀Zr₂₀Ti₂₀ bulk metallic glass [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 457(1-2): 94-99.
- [16] FAN C, INOUE A. Ductility of bulk nanocrystalline composites and metallic glasses at room temperature [J]. *Applied Physics Letters*, 2000, 77(1): 46-48.
- [17] SONG H Y, LI S, ZHANG Y G, et al. Atomic simulations of plastic deformation behavior of Cu₅₀Zr₅₀ metallic glass [J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2017, 471: 312-321.
- [18] SUN P, PENG C Y, CHEN Y, et al. Mechanical behavior of CuZr dual-phase nanocrystal-metallic glass composites [J]. *Computational Materials Science*, 2019, 163: 290-300.
- [19] ZHAO Y, PENG X, YANG B, et al. Dual phase nano-particulate AlN composite —A kind of ceramics with high strength and ductility [J]. *Ceramics International*, 2019, 45(16): 19845-19855.

- [20] ZHOU H, QU S, YANG W. An atomistic investigation of structural evolution in metallic glass matrix composites [J]. *International Journal of Plasticity*, 2013, 44: 147-160.
- [21] ZHOU J, WU H H, WU Y, et al. Enhancing dynamic mechanical properties of bulk metallic glass composites via deformation-induced martensitic transformation [J]. *Scripta Materialia*, 2020, 186: 346-351.
- [22] GUO W, ERIC A J, PYUCK-PA C, et al. Shear-induced mixing governs codeformation of crystalline-amorphous nanolaminates [J]. *Phys Rev Lett*, 2014, 113(3): 35501.
- [23] PLIMPTON S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics [J]. *Journal of Computational Physics*, 1995, 117(1): 1-19.
- [24] MENDELEV M I, SORDELET D J, KRAMER M J. Using atomistic computer simulations to analyze X-ray diffraction data from metallic glasses [J]. *Journal of Applied Physics*, 2007, 102(4): 43501.
- [25] YUAN S, SONG X, BRANICIO P S. Tuning the mechanical properties of shape memory metallic glass composites with brick and mortar designs [J]. *Scripta Materialia*, 2020, 186: 69-73.
- [26] ŞOPU D, ALBE K, ECKERT J. Metallic glass nanolaminates with shape memory alloys [J]. *Acta Materialia*, 2018, 159: 344-351.
- [27] SHIMIZU F, OGATA S, LI J. Theory of shear banding in metallic glasses and molecular dynamics calculations [J]. *Materials Transactions*, 2007, 48(11): 2923-2927.
- [28] STUKOWSKI A. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO—The open visualization tool [J]. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2010, 18(1): 1-7.
- [29] LI L, CHEN H T, FANG Q H, et al. Effects of temperature and strain rate on plastic deformation mechanisms of nanocrystalline high-entropy alloys [J]. *Intermetallics*, 2020, 120: 1-8.
- [30] YAGHOUBI M, VOYIADJIS G Z. The effects of temperature and strain rate in fcc and bcc metals during extreme deformation rates [J]. *Acta Materialia*, 2018, 151: 1-10.
- [31] SUTRAKAR V K, MAHAPATRA D R. Single and multi-step phase transformation in CuZr nanowire under compressive/tensile loading [J]. *Intermetallics*, 2010, 18(4): 679-687.

Effect of Strain Rate on Mechanical Behavior of Martensitic Transformation Amorphous Composites

ZHOU Zhi, FU Xiaoling*, HE Yiran, CHEN Chenhao, WANG Kai, LI Shuxian, ZHANG Xiaoyu
(School of Materials and Energy, Guangdong University of Technology, Guangzhou 510006, China)

Abstract: Metallic glass has high hardness, high fracture strength and good corrosion resistance, but its poor plasticity at room temperature limits its wide application. Therefore, crystal is introduced into metallic glass to improve the mechanical properties. The study of dual-phase amorphous/crystal composites by molecular dynamics simulation is helpful to understand the properties and deformation mechanisms of dual-phase amorphous/crystal composites in depth. In this paper, the effects of different strain rates on the mechanical properties of metallic glass composites are investigated by molecular dynamics simulation methods. The bulk B2-CuZr crystal/Cu50Zr50 amorphous composites were compressed at 300 K. The results show that the overall strength of the material increases with the increase of compressive strain rate. Compared with the samples with strain rates of $2 \times 10^8 \text{ s}^{-1}$ and $2 \times 10^9 \text{ s}^{-1}$, the maximum yield strength of the sample with compressive strain rate $2 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$ is as high as 7.8 GPa. Moreover, with the increase of the compression rate, the number of crystal atoms undergoing phase transformation also increases, and the massive crystal in the sample does not deflect obviously, and the expansion path of shear band is hindered. A unique secondary hardening curve appears on the stress-strain curve of the sample, which increases the strength and plasticity of the sample compared with the other two strain rates. The results of this paper are useful for the design and preparation of high-performance metallic glass materials.

Keywords: metallic glass; composite material; molecular dynamic; strain rate

(学术编辑:黎小辉)