

形状记忆合金的力学及界面参数和体积分数对大块金属玻璃基复合材料增韧的影响

张茹远, 阙前华*, 张娟, 康国政

(西南交通大学 力学与工程学院, 成都 610031)

摘要: 采用考虑塑性的超弹性材料模型和基于损伤塑性的准脆性材料模型, 建立了三维单胞有限元模型, 模拟了形状记忆合金颗粒增韧大块金属玻璃基复合材料的单调拉伸行为。讨论了形状记忆合金的力学参数、体积分数、界面厚度和界面材料参数对金属玻璃增韧效果的影响。结果表明: 提高形状记忆合金的相变应变和马氏体塑性屈服应力将显著提高形状记忆合金颗粒增韧大块金属玻璃基复合材料的拉伸失效应变; 形状记忆合金弹性模量超过 50.0 GPa、马氏体塑性屈服应力超过 1.8 GPa 后, 复合材料的拉伸失效应变变化不大。能同时兼顾失效应变和失效应力的形状记忆合金体积分数为 15% 左右。复合材料界面弹性模量和界面屈服应力的增加将提高复合材料的失效应力, 但对失效应变影响不大; 复合材料界面厚度的增加在提高失效应变的同时, 也降低了复合材料的失效应力。

关键词: 复合材料; 大块金属玻璃; 形状记忆合金; 增韧

中图分类号: TB333

文献标志码: A

文章编号: 1000-3851(2015)01-0188-08

大块金属玻璃(BMG)又称非晶态合金, 它的内部原子呈现长程无序、短程有序的排列方式, 具有比晶态金属材料更高的强度和硬度、优越的软磁性能以及耐腐蚀性。然而, 在室温下 BMG 是典型的脆性材料, 对其增韧已成为目前国内外研究的难点和热点^[1-3]。文献[4]和文献[5]通过引入不同的外加第二相颗粒来增韧 BMG, 使材料的压缩断裂强度和塑性变形都相应有所提高。文献[6]通过引入优质的石墨颗粒增韧 BMG, 虽然复合材料的硬度、屈服强度和抗压缩强度有所降低, 但其塑性得到了明显的提高。文献[7]通过给 Zr 基 BMG 中加入 Ti、V 及 Cu 等元素, 大幅度提高了复合材料在单轴拉伸时的塑性应变。

形状记忆合金(SMA)作为一种特殊的功能材料, 已广泛应用于复合材料的增强和增韧中^[8-10]。文献[11]和文献[12]介绍了在混凝土中加入 SMA 元件, 可以显著提高混凝土梁的变形能力和自修复能力。文献[13]和文献[14]通过 SMA 纤维来增强复合材料, 讨论了复合材料内部应力变化和不同材

料参数对复合材料性能的影响。文献[15]通过在陶瓷基体中加入 SMA, 使陶瓷材料的断裂韧性和抗弯强度均得到了很好的改善。由于 SMA 拥有很大的可恢复马氏体相变应变和很高的马氏体塑性屈服应力, 能够在增韧的同时不显著降低复合材料的极限强度, 已有研究将它应用于 BMG 增韧^[16]。然而, 在已有的研究工作中, 利用有限元方法, 采用合理的 SMA 本构模型, 讨论 SMA 参数对 BMG 复合材料韧性影响的研究工作还很少。

因此, 利用有限元软件 ABAQUS, 采用三维单胞模型, 通过考虑超弹性和塑性的 SMA 用户自定义材料模型和基于损伤塑性的脆性材料模型, 对 SMA/BMG 复合材料的单调拉伸行为进行了数值分析, 获得 SMA 最佳增韧参数, 为该复合材料的增韧设计提供理论指导。

1 分析模型

1.1 有限元模型

假设 SMA 颗粒为球体, 且均匀分布在 BMG

收稿日期: 2014-01-20; 录用日期: 2014-03-31; 网络出版时间: 2014-04-22 17:08

网络出版地址: www.cnki.net/kcms/doi/10.13801/j.cnki.fhclxb.20140422.001.html

基金项目: 国家自然科学基金(11202171, 11372259); 四川省创新团队(2013TD0004)

通讯作者: 阙前华, 博士, 副教授, 研究方向为智能材料本构关系和数值模拟。 E-mail: qianhuakan@foxmail.com

引用格式: 张茹远, 阙前华, 张娟, 等. 形状记忆合金的力学及界面参数和体积分数对大块金属玻璃基复合材料增韧的影响[J]. 复合材料学报, 2015, 32(1): 188-195. Zhang R Y, Kan Q H, Zhang J, et al. Effects of mechanics and interface parameters and volume fraction of shape memory alloys on toughening of bulk metallic glass matrix composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2015, 32(1): 188-195.

中。可采用立方体基体包含一个球形颗粒作为复合材料的代表性体积单元^[17]。基于细观力学的有限元方法, 复合材料的等效力学性能可通过代表性体积单元体积平均获得。设立方体基体的边长 L 为 1 mm, SMA 颗粒的半径则由体积分数确定。图 1 为 SMA 体积分数 V_f 为 25% 时 SMA/BMG 复合材料单胞有限元模型。

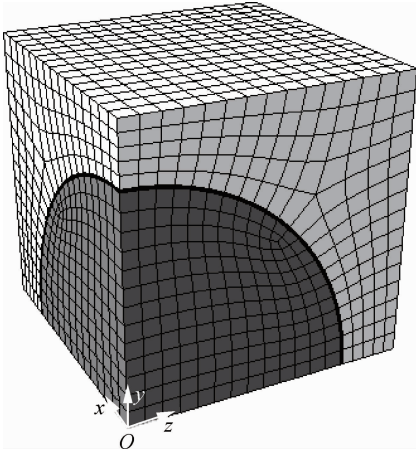


图 1 SMA 体积分数 V_f 为 25% 时 SMA/BMG 复合材料单胞有限元模型

Fig. 1 Finite element unit model of SMA/BMG composites when volume fraction of SMA is 25%

由于模型的对称性, 施加的边界条件为: $x = 0$ 时, $u_x = 0$; $y = 0$ 时, $u_y = 0$; $z = 0$ 时, $u_z = 0$ 。其中, u_x 、 u_y 和 u_z 分别为 x 、 y 和 z 这 3 个方向上的位移。为保证周期性单胞的应力和变形在边界上保持连续, 在 $x = 1$ 和 $y = 1$ 面上通过添加节点耦合方程设置位移和应力的协调条件^[18]。位移载荷施加在自由面 $z = 1$ 上。

1.2 本构模型

对于纯脆性材料 BMG, 为了避免数值计算问题, 这里采用 ABAQUS 材料库中金属塑性损伤材料模型, 即超过 BMG 屈服应力后, 材料的承载能力急剧衰减。根据文献[16], BMG 的弹性模量 $E_{\text{BMG}} = 108.2 \text{ GPa}$, 泊松比 $\nu_{\text{BMG}} = 0.35$; 极限强度 σ_{BMG}^t 取 2 000 MPa。

由于 SMA 的强度低于 BMG 的强度, 在拉伸过程中, SMA 将承受很大的变形, 需要采用考虑塑性的超弹性材料模型进行模拟。基于小变形假设, 总应变 $\boldsymbol{\varepsilon}$ 分解为弹性应变 $\boldsymbol{\varepsilon}^e$ 、相变应变 $\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}}$ 和马氏体塑性应变 $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ 这 3 部分:

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^e + \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}} + \boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (1)$$

弹性应力-应变关系可表示为

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{D} : \boldsymbol{\varepsilon}^e = \mathbf{D} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}} - \boldsymbol{\varepsilon}^p) \quad (2)$$

式中: $\boldsymbol{\sigma}$ 为应力; $\mathbf{D}$ 为弹性张量。基于广义塑性框架, 相变应变可表示为

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{\text{tr}} = \varepsilon_m \hat{\boldsymbol{\xi}} \frac{\partial F(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\xi})}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad (3)$$

式中: ε_m 为单轴最大相变应变; $\boldsymbol{\xi}$ 为马氏体体积分数; $F(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\xi})$ 为加载函数。对于马氏体向前相变和逆相变, 分别采用如下加载函数:

$$F(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\xi}) = \sqrt{1.5 \mathbf{s} : \mathbf{s}} - \sigma_{\text{AM}}^s = 0 \quad (4)$$

$$F(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{\xi}) = \sqrt{1.5 \mathbf{s} : \mathbf{s}} - \sigma_{\text{MA}}^s = 0 \quad (5)$$

式中: $\mathbf{s}$ 为偏应力; σ_{AM}^s 和 σ_{MA}^s 分别为马氏体向前相变和逆相变的开始应力。马氏体塑性应变满足经典的塑性流动方程:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \lambda \frac{\partial F_y}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \frac{3}{2} p \frac{\mathbf{s}}{\|\mathbf{s}\|} \quad (6)$$

式中: λ 为塑性乘子; F_y 为马氏体塑性屈服函数; p 为累积塑性应变。

采用隐式应力算法对上述本构方程进行了数值离散, 通过 ABAQUS 的用户材料子程序 UMAT 进行了有限元实现, 详细的数值实现过程参见文献[19]。最终, SMA 和 BMG 的材料模型和模拟的 SMA/BMG 复合材料应力-应变曲线如图 2 所示。

图 2 中, E_{SMA} 和 E_{BMG} 分别为 SMA 的弹性模量 (假定奥氏体和马氏体弹性模量相等) 和 BMG 的弹性模量; σ_{AM}^f 和 σ_{MA}^f 分别为马氏体向前相变和逆相变结束应力; σ_{SMA}^f 为马氏体塑性屈服应力; σ_{SMA}^t 为

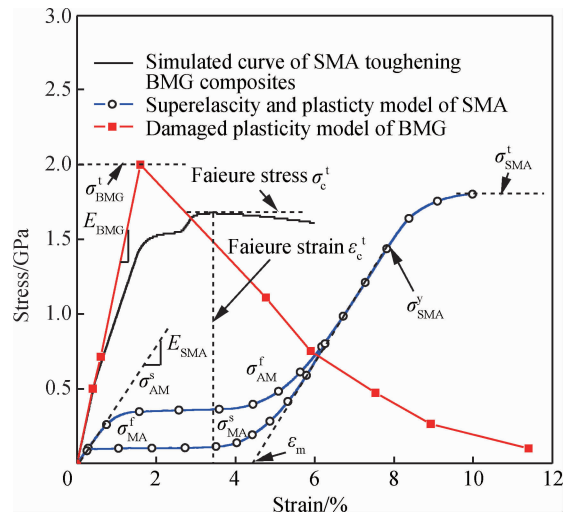


图 2 SMA 和 BMG 的材料模型和模拟的 SMA/BMG 复合材料应力-应变曲线

Fig. 2 Material models of SMA and BMG and simulated stress-strain curves of SMA/BMG composites

SMA 的极限抗拉强度。定义马氏体塑性硬化模量为 H 。SMA 的泊松比 ν_{SMA} 一般取 0.33。对于 SMA/BMG 复合材料,定义失效力 σ_c^f 为复合材料的极限抗拉强度,失效力 ϵ_c^f 为极限抗拉强度对应的应变。由于 BMG 为纯脆性材料,一旦应变超过失效力应变,应力将迅速下降,复合材料将失去承载能力。因此,对于该复合材料而言,失效力应变和失效力能分别反映复合材料整体的强度和韧性。即为了获取 SMA/BMG 复合材料最佳的增韧效果,需要获得合理的参数使得在不显著降低复合材料失效力应力的同时获得最大失效力应变。此外,为简化分析,BMG 和 SMA 之间的界面考虑为理想弹塑性材料。

2 模拟结果和讨论

2.1 数值模拟方法验证

首先,需要对有限元模型和材料模型选取的合理性进行验证。图 3 为选取合理的 SMA 材料参数时,SMA/BMG 复合材料应力-应变试验曲线和模拟曲线。其中,SMA 材料参数取值如下: $E_{\text{SMA}} = 107.3 \text{ GPa}$, $\sigma_{\text{AM}}^s = 400 \text{ MPa}$, $\sigma_{\text{AM}}^f = 410 \text{ MPa}$, $\sigma_{\text{MA}}^s = 250 \text{ MPa}$, $\sigma_{\text{MA}}^f = 240 \text{ MPa}$, $H = 5 \text{ GPa}$, $\sigma_{\text{SMA}}^v = 1\,000 \text{ MPa}$ 。从图 3 中可以看出,数值模拟曲线与试验曲线吻合较好。由此表明,当 SMA 选取合理时,所采用的有限元单元模型和材料模型能够反映出该复合材料的整体应力-应变响应。

对于 SMA,由于合金元素、热处理工艺、合金原子质量比、加载速率和环境温度的差异,将导致 SMA 的材料性能(如弹性模量、相变应力、相变应

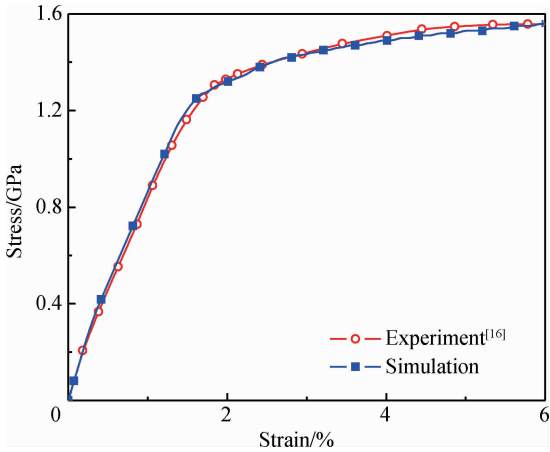


图 3 SMA/BMG 复合材料应力-应变试验曲线和模拟曲线
Fig. 3 Experimental and simulated stress-strain curves of SMA/BMG composites

变、马氏体塑性屈服应力及塑性硬化模量等)变化很大。因此,复合材料的整体力学性能与 SMA 的力学性能参数和体积分数密切相关。2.2 节将针对上述材料参数和体积分数对复合材料整体的应力-应变响应进行参数分析。

2.2 SMA 力学性能参数对 BMG 增韧效果的影响

2.2.1 SMA 弹性模量的影响

图 4 为 SMA 弹性模量 E_{SMA} 对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响。从图 4(a)中可以看出:当 SMA 弹性模量从 10.0 GPa 增加到 150.0 GPa 时,复合材料响应的整体应力水平增加;当弹性模量超过 50.0 GPa 时,应力-应变曲线的变化不再显著。由图 4(b)可知,随着 SMA 弹性模量的增加,复合材料失效力增加,失效力应变降低。这表明降低 SMA 的弹性模量对复合材料韧性的增加有利;相反,增加 SMA 的弹性模量则提高了复合材料的极限强度。

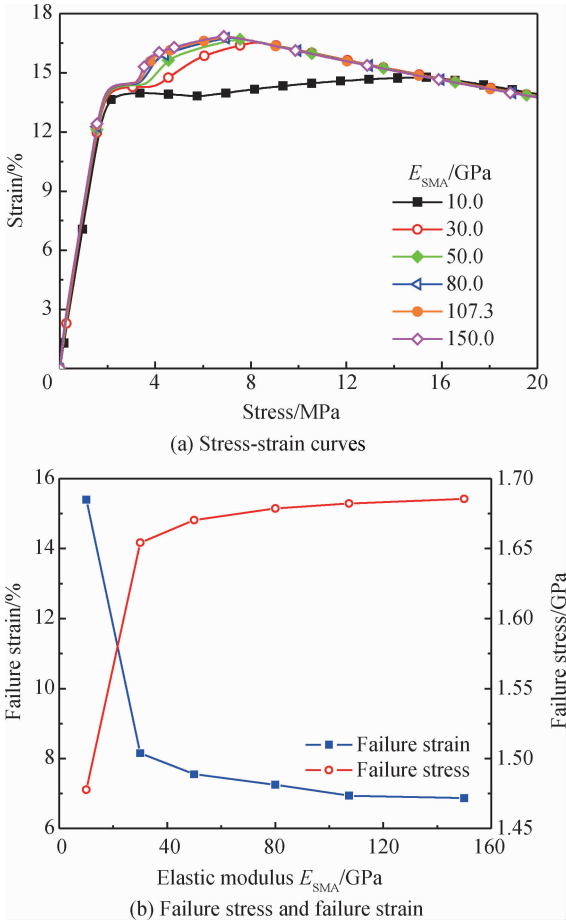


图 4 SMA 弹性模量 E_{SMA} 对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响
Fig. 4 Effects of SMA elastic modulus E_{SMA} on mechanical performances of SMA/BMG composites

2.2.2 SMA 相变应变的影响

由于热弹性马氏体相变, SMA 拥有很大的可恢复相变应变, 且相变应变的大小可通过改变热处理工艺和晶体尺寸来调控。图 5 为 SMA 相变应变 ε_m 对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响。由图 5(a)可知, 随着相变应变的增加, 复合材料的整体应力水平相应降低, 且出现越来越大的应变平台。从图 5(b)中可以看出, 当 SMA 相变应变从 1% 增加到 6% 时, 复合材料的失效应变从 4.55% 增加至 8.60%; 同时, 失效力从 1.758 GPa 减小至 1.635 GPa。说明 SMA 相变应变的改变对复合材料增韧有显著影响。

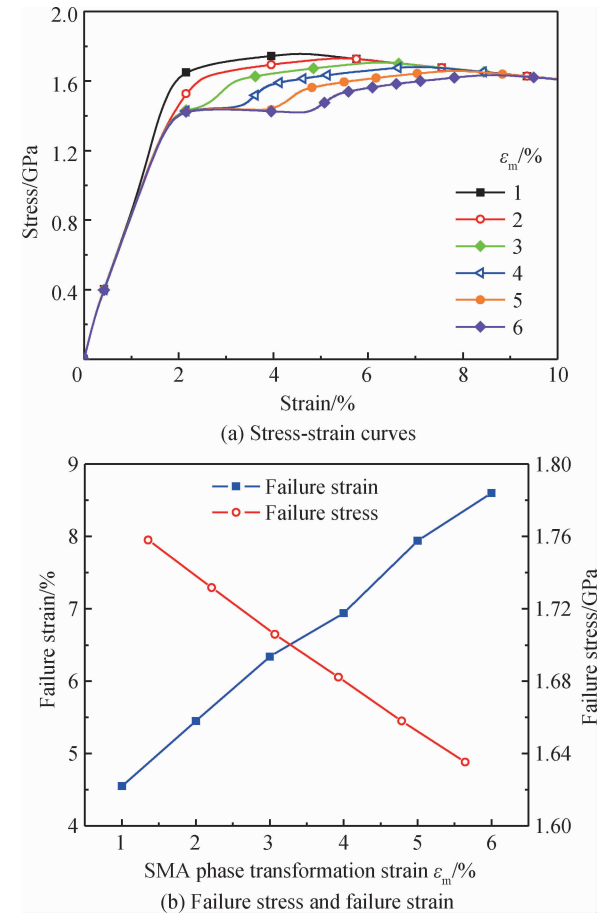


图 5 SMA 相变应变 ε_m 对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响

Fig. 5 Effects of SMA phase transformation strain ε_m on mechanical performances of SMA/BMG composites

2.2.3 相变应力的影响

图 6 为 SMA 相变开始应力 σ_{AM}^S 对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响。可以看出随着相变开始应力的增加, 材料的弹性阶段和屈服阶段均相应有所增加, 但达到失效力时曲线基本重合, 即相变

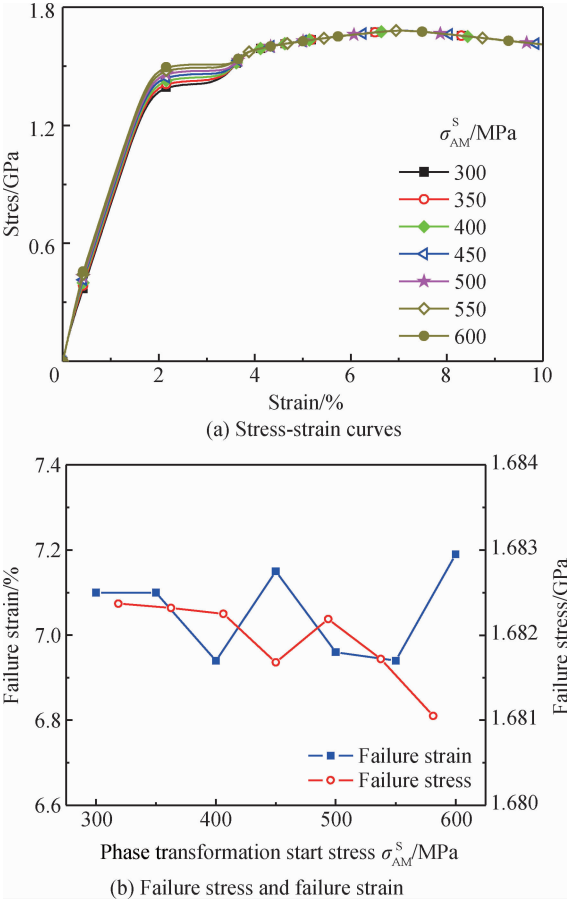


图 6 SMA 相变开始应力 σ_{AM}^S 对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响

Fig. 6 Effects of phase transformation start stress σ_{AM}^S on mechanical performances of SMA/BMG composites

开始应力只影响材料达到失效力或应变之前的应力-应变曲线, 对复合材料的增韧效果可以忽略。

2.2.4 马氏体塑性屈服应力的影响

图 7 为 SMA 马氏体塑性屈服应力 σ_{SMA}^y 对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响。从图 7(a)中可以看出, 不同马氏体塑性屈服应力的复合材料的应力-应变曲线在弹性阶段基本重合; 进入塑性屈服阶段以后, 随着马氏体塑性屈服应力的增加, 复合材料的应力水平明显增加。从图 7(b)中可以看出, 马氏体塑性屈服应力小于 1.8 GPa 时, 失效力和应变都相应增加, 随后失效力有所降低。所以认为马氏体塑性屈服应力为 1.8 GPa 时, SMA 对 SMA/BMG 复合材料的增韧效果最好。

2.2.5 马氏体塑性硬化模量的影响

图 8 为 SMA 马氏体塑性硬化模量 H 对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响。从图 8(a)中可以看出, 随着马氏体塑性硬化模量的增加, 复合材料

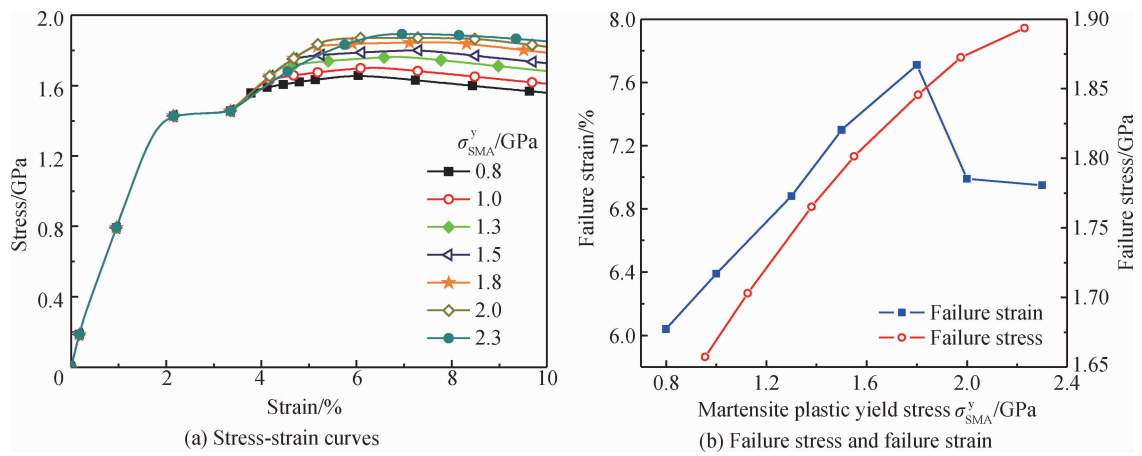


图7 SMA 马氏体塑性屈服应力 σ_{SMA}^y 对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响

Fig. 7 Effects of SMA martensite plastic yield stress σ_{SMA}^y on mechanical performances of SMA/BMG composites

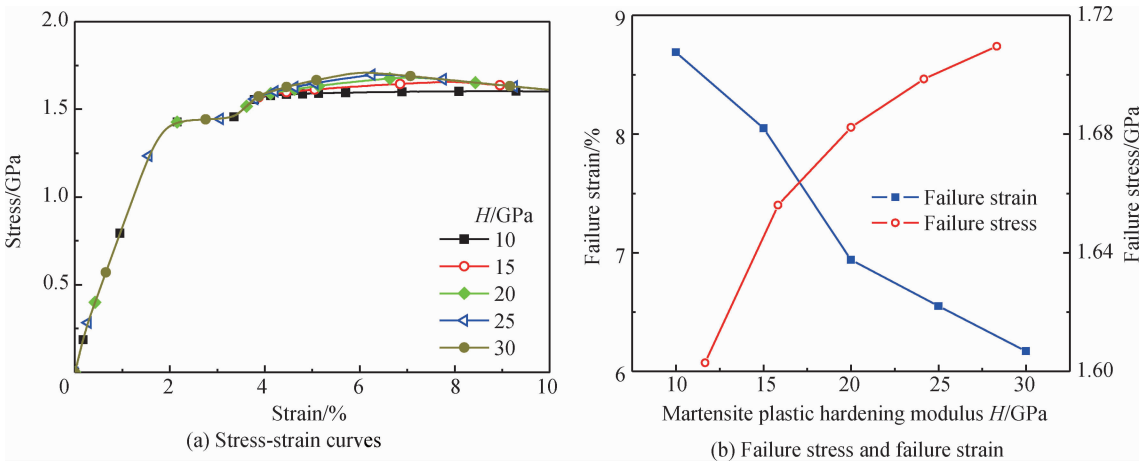


图8 SMA 马氏体塑性硬化模量 H 对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响

Fig. 8 Effects of SMA martensite plastic hardening modulus H on mechanical performances of SMA/BMG composites

的整体应力水平增加。由图 8(b)可知,随着 SMA 马氏体塑性硬化模量增加,材料的失效应变降低,失效力增加。这说明 SMA 的硬化模量越低对复合材料韧性的增加越有利;相反,增加 SMA 的硬化模量则提高了复合材料的失效力。

2.2.6 SMA 体积分数的影响

图 9 为 SMA 体积分数分别为 10%、15%、20%、25%和 30%时, SMA 体积分数 V_f 对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响。图 9(b)显示随着体积分数的增加,复合材料在相同应变下的应力水平降低。从图 9(b)中可以看出,当 SMA 颗粒体积分数从 10%增加至 30%,复合材料的失效应变从 4.76%增加至 7.25%,说明 SMA 的体积分数对复合材料的韧性起到了相当重要的作用。与此同时, SMA/BMG 复合材料的弹性模量和整体应力水平也相应减小,材料所能承受的极限强度值从

1.78 GPa减小到 1.66 GPa。

从生产技术和费用等方面考虑,虽然增加 SMA 的体积分数可以明显增加复合材料的韧性,但是不可能无限制地增加 SMA 的体积分数。当 SMA 体积分数为 15%左右时,复合材料的强度和韧性能够得到很好的兼顾。因此,形状记忆合金的体积分数取 15%左右较为合适。

2.3 界面参数对 BMG 增韧效果的影响

2.3.1 界面弹性模量的影响

选取界面厚度为 0.01 mm,界面弹性模量对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响如图 10 所示。可见界面弹性模量对 SMA/BMG 复合材料的失效应变影响并不大;而其失效力随着界面弹性模量的增加不断增加。此外,弹性模量对复合材料应力-应变曲线影响不大。由此可见,当其他条件一定时,界面弹性模量越大,对 SMA/BMG 复合

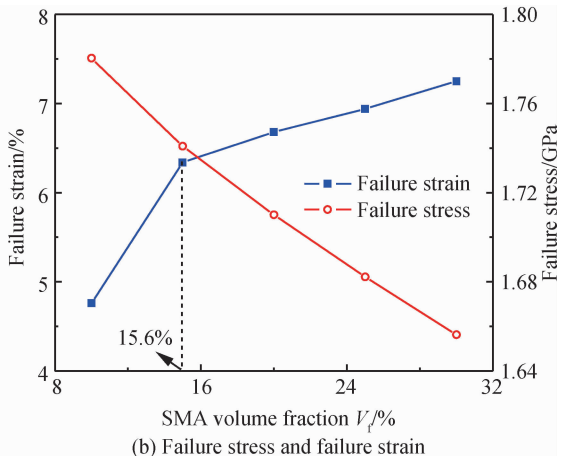
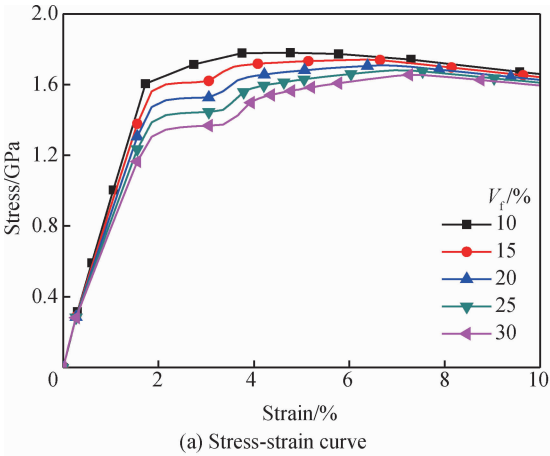


图 9 SMA 体积分数 V_f 对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响

Fig. 9 Effects of SMA volume fraction V_f on mechanical performances of SMA/BMG composites

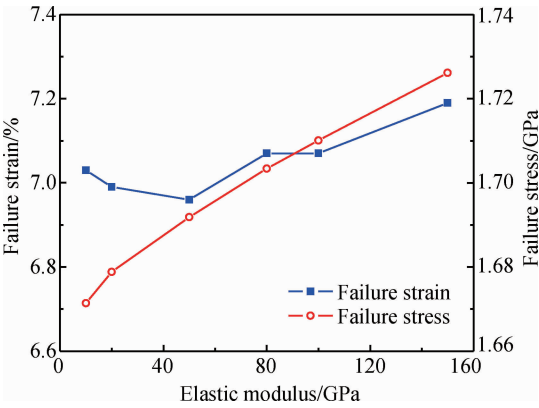


图 10 界面弹性模量对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响
Fig. 10 Effects of interfacial elastic modulus on mechanical performances of SMA/BMG composites

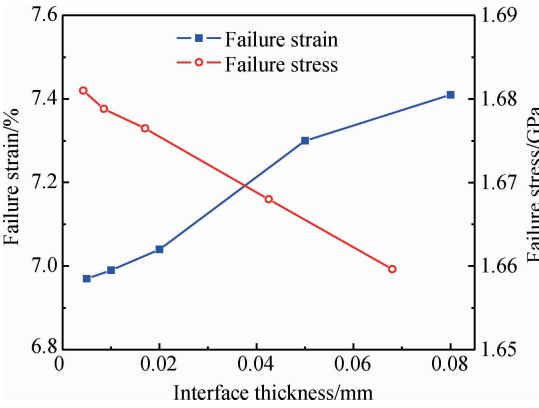


图 11 界面厚度对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响
Fig. 11 Effects of interface thickness on mechanical performances of SMA/BMG composites

材料的增韧效果越好。

2.3.2 界面厚度的影响

已有研究表明,界面对复合材料的性能起到了至关重要的作用^[20]。选取界面弹性模量为 20 GPa,泊松比为 0.3。图 11 为界面厚度对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响。可见随着厚度的增加,材料的失效应变有所增加,而失效应力有所减小,但变化并不大。因此,界面厚度的增加对复合材料的韧性有一定的影响。

2.3.3 界面屈服应力的影响

为了进一步讨论界面对复合材料力学性能的影响,假设界面为弹塑性材料,取界面厚度为 0.01 mm,弹性模量为 20 GPa,泊松比为 0.3。图 12 为界面屈服应力对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响。可见界面屈服应力对 SMA/BMG 复合材料的失效应变影响不大,失效应变始终为 7% 左右。但随着界面屈服应力的增加,材料的失效应力

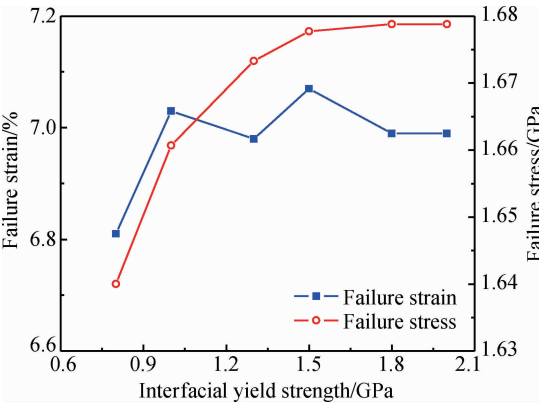


图 12 界面屈服应力对 SMA/BMG 复合材料力学性能的影响
Fig. 12 Effects of interfacial yield stress on mechanical performances of SMA/BMG composites

有所增加。此外,界面屈服应力对复合材料应力-应变曲线影响不大。可见当其他条件一定时,界面屈服应力越大,对 SMA/BMG 复合材料增韧效果越好。

3 结 论

(1) 随着形状记忆合金(SMA)弹性模量和硬化模量的增加, SMA 颗粒增韧大块金属玻璃(BMG)基复合材料的失效应变相应降低, 说明较低的弹性模量和硬化模量反而对材料起到一定的增韧作用; SMA 相变应变取 3.35% 左右时对 SMA/BMG 复合材料的增韧效果较为明显; 随着 SMA 屈服应力的增加, 复合材料的失效应变和失效力均相应增加。

(2) 随着 SMA 体积分数的增加, SMA/BMG 复合材料的失效应变明显增加, 但强度有所降低, 较为平衡的 SMA 体积分数为 15% 左右。

(3) 增加 SMA/BMG 复合材料界面弹性模量和屈服应力对失效应变影响不大。界面厚度增加, SMA/BMG 复合材料的失效应变有所增加, 但失效力降低。

参考文献:

- [1] Trexler M M, Thadhani N N. Mechanical properties of bulk metallic glasses[J]. *Progress in Materials Science*, 2010, 55(8): 759-839.
- [2] Zheng Q, Shi H G. Progress in improving the room temperature brittleness of bulk metallic glasses[J]. *Ordnance Material Science and Engineering*, 2012, 35(5): 87-91 (in Chinese).
郑强, 史洪刚. 改善块体金属玻璃室温脆性的研究进展[J]. *兵器材料科学与工程*, 2012, 35(5): 87-91.
- [3] He Z Q, Wang X L, Quan B Y. Development in strength and ductility of amorphous alloys[J]. *Heat Treatent of Metals*, 2007, 32(5): 31-36 (in Chinese).
贺自强, 王新林, 全白云. 非晶态合金的强韧性及其研究进展[J]. *金属热处理*, 2007, 32(5): 31-36.
- [4] Iqbal M. Synthesis and mechanical properties of an amorphous Zr-Ni-Al-Cu alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, 422(1): 218-222.
- [5] Fu H M, Zhang H F. Synthesis and mechanical properties of Cu-based bulk metallic glasses composites containing in-situ TiC particles[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 52(7): 669-673.
- [6] Marco E S, Jörg F L. Bulk metallic glass-graphite composites[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 56(12): 1079-1082.
- [7] Qiao J W, Sun A C, Huang E W. Tensile deformation micro-mechanisms for bulk metallic glasses matrix composites; From work-hardening to softening [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(10): 4126-4137.
- [8] Jani J M, Leary M, Subic A. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities[J]. *Materials and Design*, 2013, 56: 1078-1113.
- [9] Zhang R X, Ni Q Q, Natsuki T. Mechanical properties of composites filled with SMA particles and short fibers[J]. *Composite Structures*, 2007, 79(1): 90-96.
- [10] Fathollah T B, Farid T. Characterization of a shape memory alloy hybrid composite plate subject to static loading[J]. *Materials and Design*, 2011, 32(5): 2923-2933.
- [11] Cui D, Li H N, Song G B. Process on study and application of shape memory alloy in civil engineering[J]. *Journal of Disaster Prevention and Mitigation Engineering*, 2005, 25(1): 86-94 (in Chinese).
崔迪, 李宏男, 宋刚兵. 形状记忆合金在土木工程中的研究与应用进展[J]. *防震减灾工程学报*, 2005, 25(1): 86-94.
- [12] Kuang Y C, Ou J P. Research on the deformation characteristics of smart concrete beam embedded with shape memory alloy wires[J]. *China Railway Science*, 2008, 29(4): 41-46 (in Chinese).
匡亚川, 欧进萍. 形状记忆合金智能混凝土梁变形特性的研究[J]. *中国铁道科学*, 2008, 29(4): 41-46.
- [13] Zhu Y P, Dui G S. Micromechanical modeling of mechanical property for SMA reinforced composite[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2008, 25(2): 156-160 (in Chinese).
朱玉萍, 兑关锁. SMA 增强复合材料力学特性的细观力学模型[J]. *复合材料学报*, 2008, 25(2): 156-160.
- [14] Zhu Y G, Lv H X, Yang D Z. Mechanical property of elastoplastic matrix composite reinforced by long SMA fibers[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2002, 19(2): 89-93 (in Chinese).
朱祎国, 吕和祥, 杨大智. SMA 长纤维增强弹塑性基体复合材料的力学性能[J]. *复合材料学报*, 2002, 19(2): 89-93.
- [15] Yang X Q. NiTi shape memory alloy toughening Al_2O_3 ceramics[D]. Jinan: Shandong University, 2011 (in Chinese).
杨秀青. NiTi 形状记忆合金增韧 Al_2O_3 陶瓷的研究[D]. 济南: 山东大学, 2011.
- [16] Wu Y, Xiao Y H, Chen G. Bulk metallic glass composites with transformation-mediated work-hardening and ductility[J]. *Advanced Materials*, 2010, 22(25): 2770-2773.
- [17] Zhang J F, Wang Z Q, Zhou J S. Numerical modeling of composite representative volume element based on Python-Abaqus[J]. *Aerospace Material Process*, 2009(3): 25-29 (in Chinese).
章继峰, 王振清, 周建生. 基于 Python-Abaqus 复合材料代表性体积元的数值模拟[J]. *宇航材料工艺*, 2009(3): 25-29.
- [18] Jiao W W. Numerical simulation for ratcheting of particle reinforced metal matrix composites based on periodical boundary condition[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2011 (in Chinese).
焦文文. 基于周期性边界条件的颗粒增强金属基复合材料棘轮行为的数值模拟[D]. 成都: 西南交通大学, 2011.
- [19] Kan Q H, Kang G Z, Qian L M. Super-elastic constitutive

model considering plasticity and its finite element implementation[J]. *Acta Mechanica Solida Sinica*, 2010, 23(1): 1-11.

[20] Shao X J, Kang G Z, Guo S J. Effect of interfacial bonding on ratcheting of SiC_p/6061Al composite[J]. *Acta Materialiae Compositae Sinica*, 2008, 25(4): 119-125 (in Chinese).

邵雪娇, 康国政, 郭素娟. 界面性能对 SiC_p/6061Al 复合材料棘轮行为的影响[J]. *复合材料学报*, 2008, 25(4): 119-125.

Effects of mechanics and interface parameters and volume fraction of shape memory alloys on toughening of bulk metallic matrix glass composites

ZHANG Ruyuan, KAN Qianhua*, ZHANG Juan, KANG Guozheng

(School of Mechanics and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

Abstract: Using superelasticity material model taking plasticity into consideration and quasi-brittle material model based on damage plasticity, a three-dimensional finite element unit cell model was established, and the monotonic tensile behaviors of shape memory alloy particle toughening bulk metallic glass matrix composites were simulated. The effects of mechanics parameters and volume fraction of shape memory alloys, along with interface thickness and interface material parameters on the toughening of bulk metallic glass were discussed. Results show that the increasing of the phase transformation strain of shape memory alloys and martensite plastic yield stress can improve the tensile failure strain of shape memory alloy particle toughening bulk metallic glass matrix composites significantly; meantime, the tensile failure strain changes little when the elastic modulus of shape memory alloys is beyond 50.0 GPa and martensite plastic yield stress is over 1.8 GPa. The reasonable volume fraction of shape memory alloy in balance of failure strain and failure stress is about 15%. The increasing of composites interfacial elastic modulus and interfacial yield stress can improve the failure stress of composites; however, the failure strain does not change a lot with them. The increasing of the thickness of composites interface can improve the failure strain while decreases the failure stress of composites.

Keywords: composites; bulk metallic glass; shape memory alloy; toughening