激光表面处理对工业级锆基块体非晶合金弯曲变形和缺口韧性的影响

程杨洋[1]，钟勇[2]，贾怡[1]，王鹏飞[1]，陈辰[3]，张涛[4]

（1. 中国航天科技创新研究院，北京 100176；2. 西南技术工程研究所，重庆 400039；3. 郑州大学，郑州 450001；4. 北京航空航天大学，北京 100191）

摘要：目的 改善块体非晶合金的弯曲力学性能，同时考虑航空结构材料选材的经济性，研究激光表面处理工艺对工业级 $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ 块体非晶合金弯曲变形和缺口韧性的影响规律。**方法** 采用低纯原料和低真空制备条件获得工业级 $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ 块体非晶合金试样，考虑到弯曲条件下试样受到拉伸和压缩 2 种正应力状态，研究不同处理工艺和激光处理表面对试样弯曲变形和缺口韧性的影响。**结果** 当激光处理表面位于弯曲试样的 2 个侧表面时，其对试样的塑性变形能力和断裂强度没有明显的影响，但会显著降低试样的缺口韧性，从(56.4±3.4)MPa·$m^{1/2}$ 降低到(26.2±4.8)MPa·$m^{1/2}$；激光处理表面位于弯曲试样的受拉侧时，试样的弯曲断裂强度从 2 150 MPa 降低到 1 800 MPa；当激光处理表面位于弯曲试样的受压侧时，试样的弯曲断裂强度从 2 150 MPa 提高到 2 550 MPa，但对其缺口韧性无明显的影响。**结论** 激光表面处理在工业级 $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ 块体非晶合金试样表面引起的成分变化和引入的残余应力状态对其弯曲力学行为和缺口韧性的影响，与试样的受力情况紧密相关。残余应力与外载应力的正向耦合能够放大外载应力的作用效果，表面和心部的成分差异也有可能作为应力集中点出现，导致裂纹源的形成，降低试样的断裂强度。

关键词：工业级块体非晶合金；激光表面处理；弯曲变形；断裂强度；缺口韧性；轻质高强材料

中图分类号：TG139 **文献标识码：**A **文章编号：**1672-9242(2023)05-0080-10

DOI：10.7643/ issn.1672-9242.2023.05.012

Effect of Laser Surface Treatment on Bending Deformation and Notch Toughness of Industrial-grade Zr-based Bulk Metallic Glasses

CHENG Yang-yang[1], *ZHONG Yong*[2], *JIA Yi*[1], *WANG Peng-fei*[1], *CHEN Chen*[3], *ZHANG Tao*[4]

(1. China Academy of Aerospace Science and Innovation, Beijing 100176, China; 2. Southwest Institute of Technology and Engineering, Chongqing 400039, China; 3. Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, China; 4. Beihang University, Beijing 100191, China)

收稿日期：2023–03–14；**修订日期：**2023–05–08

Received：2023-03-14；**Revised**：2023-05-08

基金项目：国家自然科学基金（12202006,52274399）

Fund：The National Natural Science Foudation of China (12202006,52274399)

作者简介：程杨洋（1990—），男，博士。

Biography：CHENG Yang-yang (1990-), Male, Doctor.

通讯作者：王鹏飞（1985—），男，博士。

Corresponding auther：WANG Peng-fei (1985-), Male, Doctor.

引文格式：程杨洋，钟勇，贾怡，等. 激光表面处理对工业级锆基块体非晶合金弯曲变形和缺口韧性的影响[J]. 装备环境工程，2023, 20(5): 080-089.

CHENG Yang-yang, ZHONG Yong, JIA Yi, et al. Effect of Laser Surface Treatment on Bending Deformation and Notch Toughness of Industrial-grade Zr-based Bulk Metallic Glasses[J]. Equipment Environmental Engineering, 2023, 20(5): 080-089.

ABSTRACT: Considering that the positive effect of laser surface treatment (LSM) on the plasticity of bulk metallic glasses (BMGs) and the economy of selection on aeronautical materials, the work aims to study the effect of LSMs on the bending deformation and toughness of industrial-grade $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ BMGs. Industrial-grade $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ BMGs were obtained through low purity raw materials and low vacuum preparation conditions. Considering that the specimens were subjected to both tensile and compressive normal stress states under the bending condition, the effects of different treatment processes and different laser treated surfaces on the bending deformation and toughness of the specimens were studied. When the laser-treated surfaces were located on the two lateral surfaces of the bending specimen, it had no significant effect on the plastic deformation and fracture strength of the specimen, but it significantly reduced the notch toughness of the specimen from (56.4±3.4) $MPa·m^{1/2}$ to (26.2±4.8) $MPa·m^{1/2}$. When the laser-treated surface was located on the tensile side of the bending specimen, the bending fracture strength of the specimen decreased from 2 150 MPa to 1 800 MPa. When the laser-treated surface was located on the compressive side of the bending specimen, the bending fracture strength of the specimen increased from 2 150 MPa to 2 550 MPa, but there was no significant effect on its notch toughness. The effects of the compositional changes and residual stress induced by LSM for the industrial-grade $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ BMGs on the bending mechanical behavior and notch toughness are closely related to the stress state. The positive coupling of the residual stress and the external loading stress can amplify the effect of external loading stresses. Meanwhile, the compositional differences between the surface and the central part may appear as stress concentration points, thus leading to the formation of crack sources and reducing the fracture strength of the specimen.

KEY WORDS: industrial-grade bulk metallic glass; laser surface treatment; bending deformation; fracture strength; notch toughness; high-strength lightweight materials

航空科技是关系国计民生的高科技领域之一，其发展水平不仅代表着我国工业制造水平，也深刻影响着我国的国防安全和军民生命安全[1-3]。随着我国国民经济水平的日益发展，以及国际形势的渐趋复杂，亟需进一步提升当前的航空科技水平，进而满足我国经济活动要求，确保我国国防安全。材料是航空科技发展的基础组成部分，材料的性能直接影响了航空装备的服役行为[4-5]。为提升航空活动的经济性和高效性实现节能减排的绿色发展，航空装备中结构材料的轻量化和强韧化是重要的探索和研究方向。

块体非晶合金是一种原子结构处于非平衡态的金属合金，不具有传统晶体材料中的位错、孪晶等承载塑性变形的基本结构，它的塑性变形由局域微结构发生软化形成的剪切带主导[6-11]。这种独特的原子排列赋予了块体非晶合金优异的力学性能[7,10]。然而，块体非晶合金剪切带的萌生较为困难，且极易演化为裂纹，这导致块体非晶合金表现出极大的脆性，即塑性变形能力和抵抗裂纹扩展的能力差。如铝基、铁基、镁基、稀土基块体非晶合金的压缩塑性应变通常不到2%，只有通过成分优化，可以在锆基、铜锆基、钯基、铂基块体非晶合金中获得压缩塑性应变在 5%以上的成分[7,12-20]。块体非晶合金的缺口韧性与其成分体系紧密相关，不同成分其值变化极大。镁基、锰基、钴基、稀土基块体非晶合金的缺口韧性较低，通常小于 10 $MPa·m^{1/2}$；锆基、钛基、铜基、钯基块体非晶合金韧性较高，多在 50 $MPa·m^{1/2}$ 以上[21-24]；尤其是钯基块体非晶合金，Ritchie 等报道其测量值高达 200 $MPa·m^{1/2}$[23]。然而，块体非晶合金的缺口韧性对试样制备条件极其敏感，试验测量值波动范围较大。如对于 $Zr_{41.25}Ti_{13.75}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 块体非晶合金，Gilbert 报道其缺口韧性在 30~68 $MPa·m^{1/2}$，而 Lewandowski 测量其值为(17.9±1.8) $MPa·m^{1/2}$[24]。

较差的塑性变形能力和不稳定的裂纹扩展阻碍能力成为块体非晶合金在航空装备领域推广的瓶颈[6,10,25]。研究者多致力于通过成分设计和表面处理改善块体非晶合金的塑性和韧性。成分设计基于经验性准则，通过对元素的种类和含量进行调控设计，获得具有优异力学性能的块体非晶合金及其复合材料[26-29]。表面处理则通过激光表面处理工艺、机械喷丸处理工艺、表面刻蚀工艺等方式在块体非晶合金表面引入残余应力或者是增加剪切带形核点，进而促进剪切带的萌生，并阻止其扩展形成裂纹，以提高塑性和韧性[30-35]。

考虑到块体非晶合金在航空装备领域应用的经济性要求，采用工业级原材料和制备条件是一种可行的方案。然而，工业级制备条件极易在块体非晶合金中引入氧、氮等杂质元素，进而会导致块体非晶合金形成能力、塑性和韧性的严重劣化[36-37]。为此，常在工业级块体非晶合金中加入微量的稀土元素，用于吸收制备过程中引入的杂质元素。如工业级 $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ 块体非晶合金，利用铜模浇铸法能够得到直径 10 mm 以上的非晶棒材，有望用于航天装备中齿轮、连接件等各种中小型结构件的制备[37]。然而，稀土元素的添加对其塑性和韧性的改善效果极

其有限，因此本研究拟采用激光表面处理的方法，在工业级块体非晶合金表层引入残余应力和成分差异，有效地促使剪切带的产生，稳定剪切带的扩展，改善其塑性和韧性。同时，考虑到工业级块体非晶合金作为工业产品在服役条件下，将会受到弯曲等复杂应力状态的作用，因此本文将探究激光表面处理对工业级锆基块体非晶合金弯曲变形和缺口韧性的影响，以期找到最优的工艺参数，提高其在弯曲条件下的力学性能，促进其作为结构材料在航空装备领域的应用。

1 试验

采用的工业级块体非晶合金的名义成分为 $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$，使用海绵锆和海绵钛作为原材料。其中，锆元素和钛元素的质量分数均约为 99.5%，氧、碳、锰等杂质元素的总质量分数约为 0.5%。依照成分配比称取金属原料，利用电弧熔炼炉在低纯氩气保护下反复熔炼 4 次。之后，利用铜模喷铸法制备块体非晶合金试样，试样尺寸：宽度为 2 mm，厚度为 3 mm，长度为 30 mm。

采用脉冲 Nd:YAG 激光器对 $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ 工业级块体非晶合金试样进行激光表面处理[27-29]。激光工艺参数：固定激光脉冲宽度为 1 ms，光斑直径为 1 mm，激光频率为 8 Hz。改变激光工作电压和扫描速度对块体非晶合金试样进行处理，选择 3 组参数：工作电压为 220 V，扫描速度为 100 mm/min；工作电压为 220 V，扫描速度为 150 mm/min；工作电压为 175 V、扫描速度为 250 mm/min。为便于描述，下文中以 100、150、250 mm/min 标示激光处理的块体非晶合金试样。

按照参考文献[30-32]的方法，利用 Bruker AXS D8 型 X 射线衍射仪确定激光表面熔化处理前后试样为非晶态结构，其试验结果请参考文献[36]。通过扫描电镜（SEM）对力学加载后试样的表面形貌进行观察。利用 SANS 5504 电子万能试验机对试样进行三点弯曲力学性能测试，不同试验参数试样的测试个数为 3。在弯曲试验中的试样尺寸：宽度为 2 mm，厚度为 3 mm，跨距为 24 mm，加载速率为 0.1 mm/min。在缺口韧性试验中，先采用电火花线切割在试样中制备缺口，再利用抛光腐蚀液去除缺口表面的毛刺，最终缺口直径为 140 μm，长度为 1.5 mm，试样整体尺寸：宽度为 2 mm，厚度为 3 mm，跨距为 24 mm。

利用 Abaqus 有限元软件模拟计算激光处理在非晶合金中产生的温度场，然后利用温度场结果进一步计算相应的残余应力场。进行温度场计算时，选用 Abaqus/Standard 中的瞬态分析，在 Heat Transfer 模式下选择 DC3D8 单元。激光热源通过 Dsflux 子程序加载，热源的能量密度服从高斯分布，光斑形状为圆形。试样的初始温度为 300 K，对流换热系数为 2 000 $W/(m^2\cdot K)$，不考虑热辐射。之后，在 Abaqus/ Standard 中选择 3D Stress 模式，单元划分选择 C3D8R，将得到的温度场数据作为初始条件加载在模型中，输入试样的力学性能参数（杨氏模量为 86 GPa，泊松比为 0.371，屈服强度为 1 400 MPa），采用 von-Mises 屈服准则，计算残余应力场。

2 结果与分析

2.1 激光表面处理对弯曲变形的影响

在弯曲试验中，弯曲试样的心部存在着正应力为 0 的中性层，中性层两侧存在梯度分布的拉/压正应力。在试样的上下 2 个表面，拉/压正应力具有最大值。激光表面熔化处理在试样表层引入了残余拉应力，在表层以下区域引入了残余压应力。因此，在三点弯曲试验中，试样激光处理面的位置将会影响残余应力与外力耦合之后的整体应力状态，进而影响试样的弯曲力学行为。Cheng 等[34]通过对 $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ 块体非晶合金的研究发现，激光处理面位于受压侧时，试样的强度和塑性变形能力都有明显的提高；处理面位于受拉侧，或者拉压两侧的表面都经过激光处理时，试样的强度和塑性变形能力相比于未经处理试样则有一些降低。因此，本文分 3 种情况研究激光处理对工业级块体非晶合金弯曲变形和缺口韧性的影响，如图 1 所示。A 类为将 2 个激光处理面作为弯曲试样的侧表面；B 类为将 1 个激光处理面置于试样的受压侧，将另一个激光处理面置于试样的受拉侧；C 类为将 1 个激光处理面置于试样的受压侧。

铸态试样和不同工艺参数处理后试样的弯曲应力应变曲线如图 2 所示。弯曲应力应变曲线中的弯曲应力是指试样外表面的拉正应力，弯曲应变为试样外表面的拉正应变，分别通过式（1）和（2）计算得到。

$$\sigma=\frac{3FL}{2bd^2} \tag{1}$$

$$\varepsilon=\frac{6Dd}{L^2} \tag{2}$$

式中：F 为载荷；L 为跨距（24 mm）；b 为试样宽度；d 为试样厚度；D 为下压位移；σ 和 ε 分别为试样表面的最大正应力和相应的应变。

从图 2 可以看出，铸态试样和激光处理试样在 3 种弯曲情景下的断裂强度都在 1 800 MPa 以上，均明显高于同等试样在压缩条件下的断裂强度（1 500 MPa）[36]。这主要源于，在弯曲条件下，仅有靠近试样表面很薄的区域达到最大弯曲应力，在试样的心部存在着正应力为 0 的中性层，整个试样从表面到心部存在应力梯度。应力梯度对剪切带向裂纹的转变起到了延缓的作用，提高了剪切带的失效抗力[37-40]。

尽管铸态试样不存在激光表面处理引入的残余应力和成分变化的影响，但是在不同的弯曲情景下也

表现出了不同的力学行为。A 类情景（如图 2a 所示），铸态试样在最大弯曲应力达到 2 000 MPa 左右时，应力–应变曲线发生偏移，斜率降低，出现屈服现象。同时，随着应变的增加，应力继续提高，表现出“加工硬化”的现象。然而，在 B 类（如图 2b 所示）和 C 类（如图 2c 所示）中，铸态试样经过弹性变形后，直接发生脆性断裂，没有“屈服”行为。

因为偏移后的应力应变曲线非常“笔直”，不同于压缩试验中试样表现出的“弧形”屈服。同时，没有出现明显的屈服平台，下文将结合试样断裂之后的 SEM 形貌观察判断该试样是否在弯曲试验中发生了塑性变形。铸态试样断裂后受拉侧的 SEM 照片如图 3 所示。可以看到，A 类加载条件下的失效试样，拉伸侧有丰富的承载塑性变形的剪切带生成，由此可以

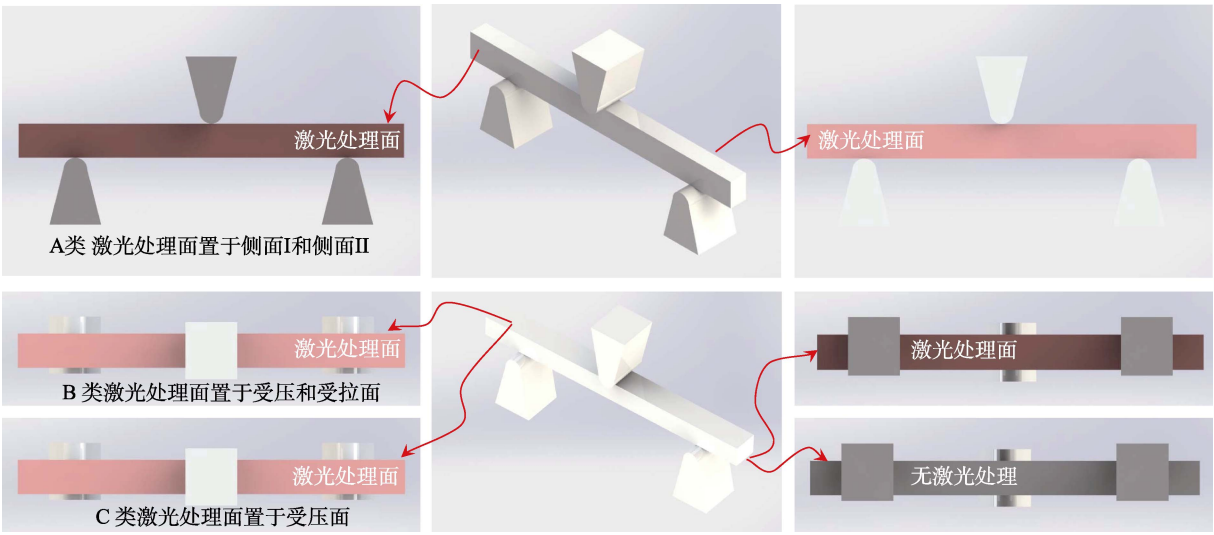


图 1　激光表面熔化处理试样的三点弯曲试验

Fig.1 Three-point bending test of specimen with LSM

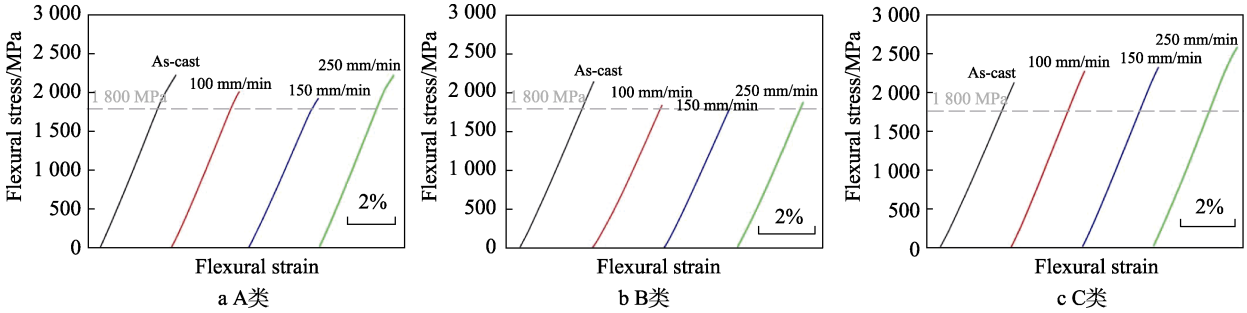


图 2　不同激光表面处理方式对工业级 $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ 块体非晶合金试样弯曲力学性能的影响

Fig.2 Effect of laser surface treatment strategy on bending mechanical properties of industrial-grade $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ BMGs: a) class A; b) class B; c) class C

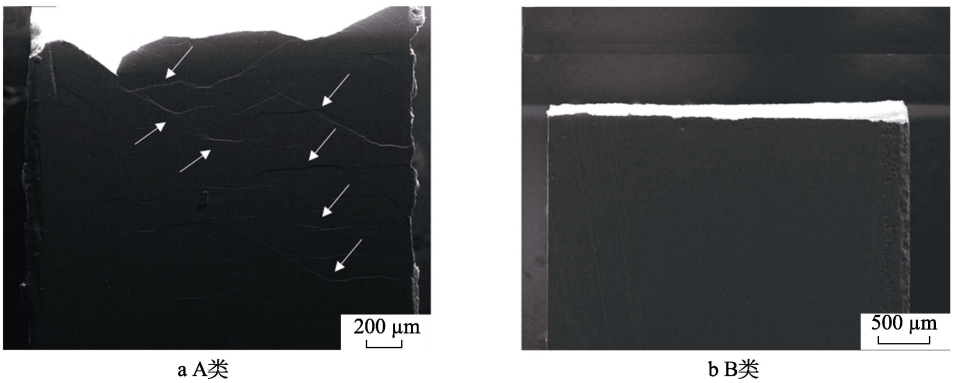


图 3　工业级 $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ 块体非晶合金铸态试样在 A 类和 B 类加载条件下断裂后受拉侧的 SEM 形貌（白色箭头标示剪切带）

Fig.3 SEM images of tensile surfaces of fractured as-cast specimen of industrial-grade $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ BMGs under class A (a) and class B (b) loading conditions (white arrow refers to shear zone)

断定该试样发生了塑性变形[31-32]。B 类试样拉伸侧几乎没有剪切带生成,断口非常平整,为典型的脆性断裂。

在 A 类情景中，铸态试样的厚度为 3 mm，宽度为 2 mm；在 B 和 C 类中，铸态试样的厚度为 2 mm，宽度为 3 mm。铸态试样在不同加载情景下的断裂强度差异不大，约为 2 200 MPa。A 类加载由于厚度较大，试样中的应力梯度（2×最大正应力/厚度）比 B 和 C 类试样中的应力梯度小。在压缩条件下，Zhao 等[16]通过非晶试样形状的差异引入了不同的应力梯度，发现不同应力梯度下试样的压缩断裂强度和塑性变形能力有很大不同。由此推断，A 类加载和 B/C 类加载条件下，不同的应力梯度应该是试样表现出不同力学行为的重要原因。Conner 先前的研究也证实，在弯曲条件下，试样的厚度对剪切带的运动有非常大的影响，厚度越小，弯曲塑性变形越大[37-38]。B、C 类加载的厚度比 A 类加载小，理应具有更好的塑性变形能力，但 Conner 仅考虑了厚度对剪切带动力学的影响，而没有考虑试样宽度的影响。同时，Conner 研究的试样厚度小于 1 mm，而本试验中的试样厚度为 2~3 mm。

另一方面，在 A 类加载中，激光处理试样与铸态试样相比，100、150 mm/min 处理试样的弯曲断裂强度有明显降低（约为 150 MPa），类屈服迹象消失；经过 250 mm/min 处理的试样，弯曲力学行为没有明显变化。对于弯曲试样拉压两侧都被激光处理后的 B 类加载，激光处理试样的断裂强度全部比铸态试样有所降低，约为 200 MPa。仅受压侧经过激光处理的 C 类加载，处理试样的断裂强度有显著提高，250 mm/min 处理试样提高最多，近 500 MPa，且表现出一定的屈服现象。

2.2 激光表面处理影响弯曲变形的机制分析

为了表征激光表面处理在非晶合金中引入的残余应力水平，采用有限元模拟方法计算了工作电压 175 V、扫描速度 250 mm/min 条件下，一个激光斑点在试样中产生的残余应力分布，如图 4 所示。从图 4 中可以看出，在试样表面产生的残余应力沿 X_1、X_2 轴方向的力 S_{11} 和 S_{22} 为拉应力，力的大小从激光脉冲的中心处往外先增加、后减小，最大值超过 600 MPa，但 S_{11} 和 S_{22} 力场分布的形状有着显著不同。在厚度方向（X_3）产生的力场 S_{33} 为压应力，不过只有几十兆帕，且分布区域很小，几乎可以忽略。在中心截面上，S_{11} 和 S_{22} 从表面随着深度的增加拉应力逐渐减小，在距离表面约 150 μm 的位置，应力场转变为压应力；压应力的绝对值也随着深度的增加逐渐减小，最大压应力接近 300 MPa。同样，截面上的 S_{11} 和 S_{22} 力场分布区间也有着明显的差别。厚度方向上，S_{33} 在该截面上的压应力分布区间比较大，但数值较小，最大只有 70 MPa。

通过以上分析可以发现，激光表面熔化在试样表层引入的残余应力主要沿宽度和外力加载方向分布，可以视为双轴应力。由于试样局部受热快速升温并快速冷却，试样表面产生的残余应力为拉应力，而为了保证力矩平衡，在试样表层以下分布着压应力。同时，不同方向的残余应力大小和分布并不均一，而是呈梯度变化。当激光处理后的试样受到压缩载荷作用时，残余应力与外加力叠加耦合，因为残余应力的分布呈梯度变化，所以叠加耦合之后的力场也会呈梯度分布，即存在着应力梯度。

对于激光处理试样与铸态试样相比屈服强度的变化，可以通过外载应力与激光处理残余应力的耦合作用来考虑。假定试样的失效应力是一定的，那么外载应力与残余应力的正向耦合会导致试样强度的降低，负向耦合会导致试样强度的提高。

对于 A 类加载情况，激光处理面作为弯曲试样的侧表面，当弯曲载荷作用在试样上时，在试样受拉侧的表面，最大弯曲拉正应力与残余拉应力进行耦合，导致在试样受拉区域的表面存在一个最大的弯曲拉应力区；在试样受压侧的表面，最大弯曲压正应力与残余压应力进行耦合，导致在试样受压区域的表面存在一个最大的弯曲压应力区。最大的弯曲拉应力和弯曲压应力区都有可能是最先屈服并产生裂纹的地方。根据 SEM 形貌观察发现，100 mm/min 处理试样（如图 5a 所示）的裂纹扩展方向从拉应力一侧的表面扩展到压应力一侧的表面，其裂纹源在距离表面 200 μm 的地方。由此可以初步推断，100、150 mm/min 处理试样断裂强度的降低源于外载应力与残余应力的正向耦合导致试样的应力状态提前达到失效的临界应力。

对于 C 类加载，因为试样的上表层经过激光处理，该区域受到拉应力，为了保证力矩平衡，上表层以下的区域将受到一个残余压应力。因此，试样上表层区域的弯曲压应力与残余拉应力耦合后，将会减小该区域承受的弯曲压应力大小；中性层以下的弯曲拉应力与残余压应力耦合后，将会减小试样中承受的弯曲拉应力大小。因此，在 C 类加载条件下，试样的弯曲断裂强度明显地提高，这与 Cheng 的研究结果一致[31]。残余应力的大小与试样被激光辐照过程中热影响区的冷速有关，250 mm/min 处理试样中的残余应力场最大，100 mm/min 试样中的最小，所以此时 250 mm/min 处理试样的弯曲断裂强度最大，150 mm/min 次之，100 mm/min 最小。在此条件下，A 类加载条件中 250 mm/min 处理试样的残余应力与外载应力的正向耦合会导致试样强度最大幅度的降低，这显然与上文的推论相悖。另一方面，根据文献[36]的试验结果，由于 100、150 mm/min 处理试样经历了较高的激光能量输入，表层的铜元素发生了挥发，与心部具有不同的非晶态成分。250 mm/min 处

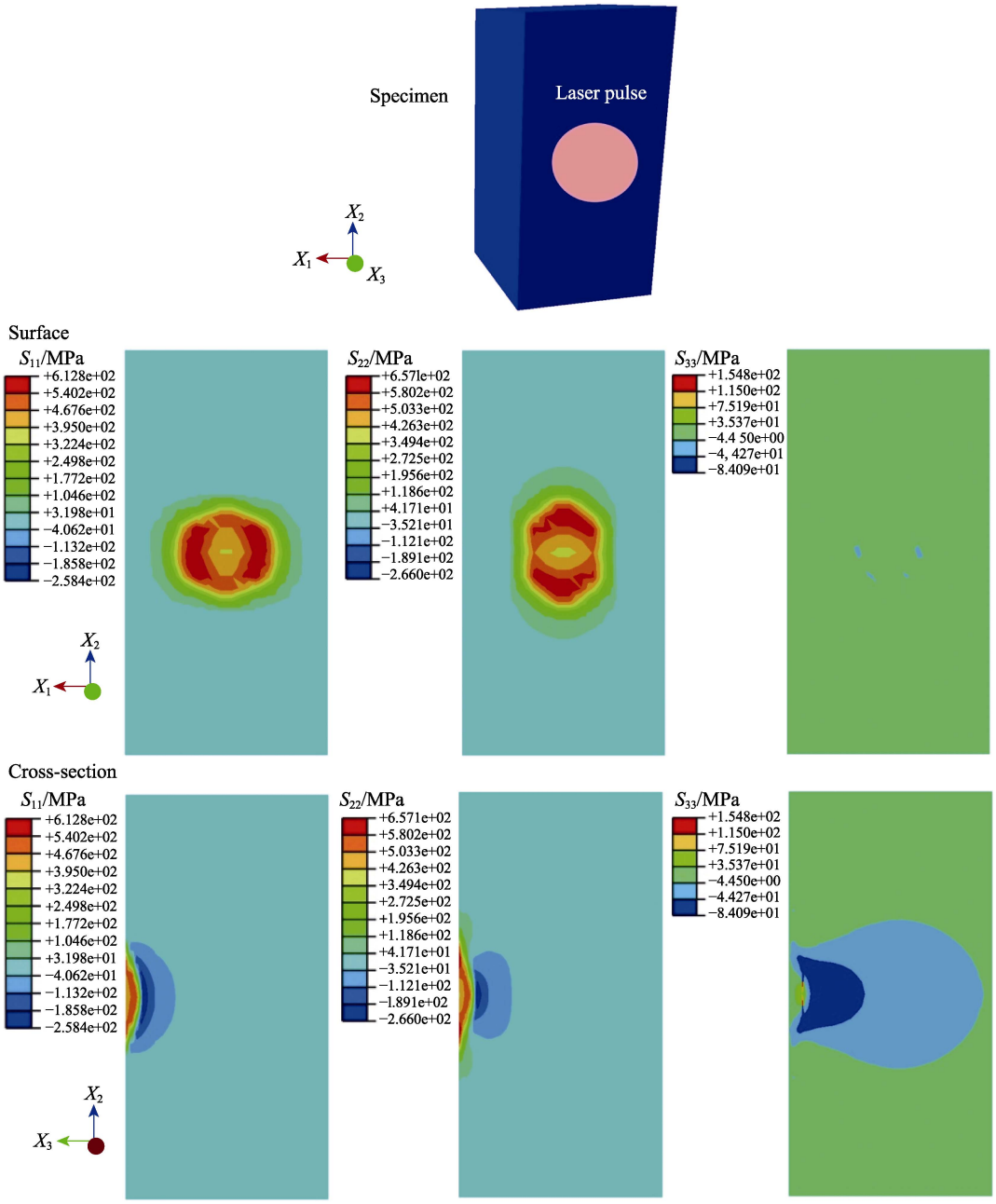


图 4　1 个激光脉冲辐照后非晶合金中的残余应力场分布

Fig.4 Residual stress field distribution in metallic glass after the single laser irradiation

理试样的激光能量输入相对较小，表层成分没有明显变化。因此，推断在 A 类加载条件下，100、150 mm/min 处理试样弯曲强度的降低主要是由于表层和心部的成分差异，致使其变形过程中存在显著的应变差异，由此产生了较高的应力集中，导致材料的提前失效。

对于 B 类加载，激光处理面作为试样的上表面和下表面。在试样受拉侧，弯曲拉正应力与残余拉应力进行耦合，在靠近下表面的地方产生一个最大的弯曲拉应力“线”；在试样受压侧，弯曲压正应力与残余压应力进行耦合，在靠近上表面的地方产生一个最大的弯曲压应力“线”。从图 5 中可以看出，所有激光处理试样的裂纹均从下表面产生，裂纹源呈线状，如图 5b 所示。在 B 类加载中，外加载荷与残余力场耦合后的最大弯曲拉应力呈线状分布，而 A 类加载中的呈点状分布。由于残余应力场对这些试样的弯曲强度有明显影响，因此经 250 mm/min 激光处理试样的强度也有所降低，而经 100、150 mm/min 激光处理的试样，再加上其表层和心部由于应变差异产生的应力集中，其强度就降低得更多。

2.3　激光表面处理对缺口韧性的影响

机械零部件在服役期间，不仅需要根据工作条件对材料的强度 p 和塑性提出要求，而且由于裂纹、缺口等缺陷会引起材料中的裂纹扩展，还需要对材料的韧

性提出要求。因此，本文探究了激光表面处理对该工业级非晶合金缺口韧性的影响。与弯曲试验情况类似，根据激光处理面在试验中所处的受力情况，分为 2 种情况研究激光表面处理的影响：（A 类）将 2 个激光处理面作为弯曲试样的侧表面（如图 6a 所示）；（C 类）将 1 个激光处理面置于试样的受压侧（如图 6b 所示）。

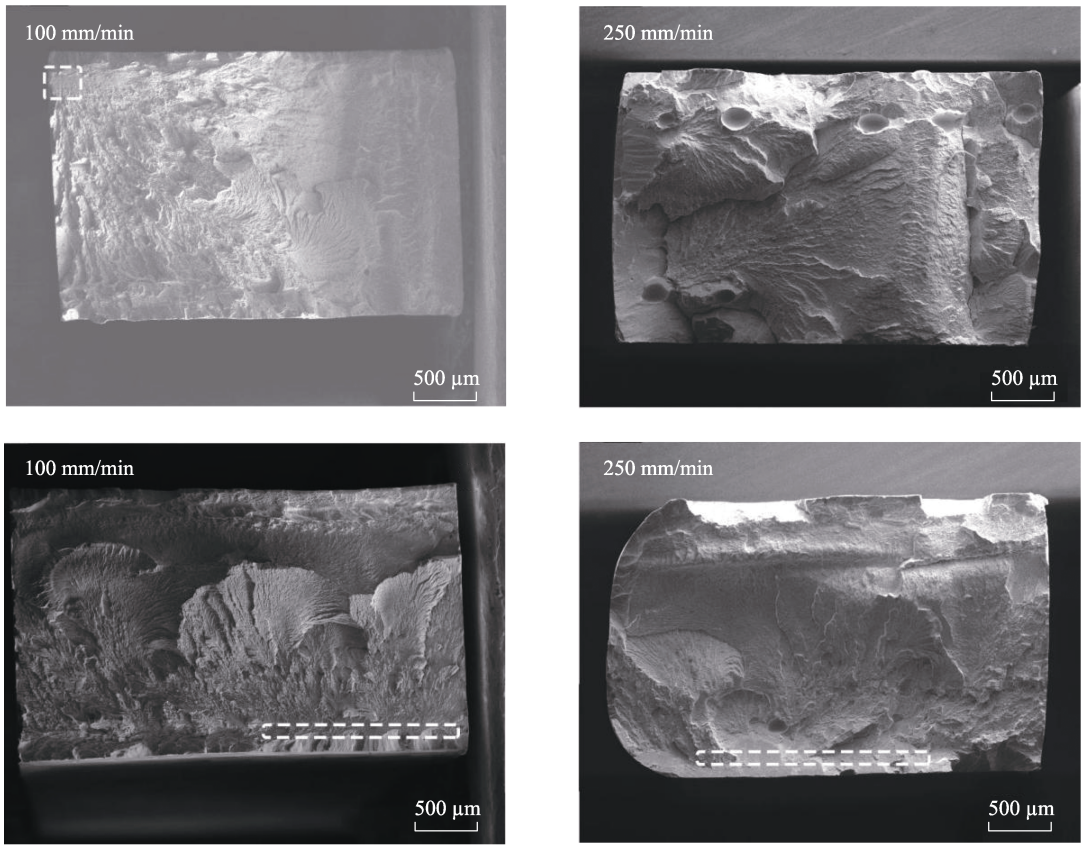
试样的应力场强度因子 K_Q 通过式（3）和（4）计算得到。

$$K_Q=\frac{PS}{HW^{\frac{3}{2}}f\left(\frac{a}{W}\right)} \tag{3}$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right)=3\sqrt{\frac{a}{W}}\frac{1.99-\left(\frac{a}{W}\right)\left(1-\frac{a}{W}\right)\left[2.15-3.93\frac{a}{W}+2.7\left(\frac{a}{W}\right)^2\right]}{2\left(1+2\frac{a}{W}\right)\left(1-\frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \tag{4}$$

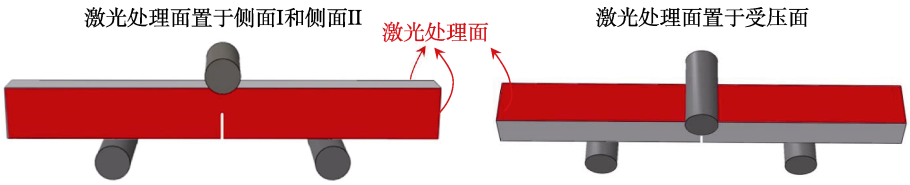
式中：K_Q 为缺口韧性；$f\left(\frac{a}{W}\right)$ 为裂纹形状因子；P 为载荷；S 为跨距，S=24 mm；W 为试样的宽度；H 为试样的厚度；a 为缺口长度。

工业级块体非晶合金经不同激光工艺参数处理后的缺口韧性数据见表 1。与铸态试样相比，A 类试



a A 加载条件　　b B 加载条件

图 5　激光处理试样在 A 和 B 加载条件下失效后断面形貌（虚线框所示为裂纹源）。
Fig.5 SEM images of fractured LSM treated specimen under class A (a) and class B (b) loading conditions (the dashed box represents the initiation site of the crack)



a A类　　b C类

图 6　激光表面熔化处理试样的缺口韧性试验
Fig.6 Notch toughness test for LSM treated specimen: a) class A; b) class C

样的缺口韧性显著降低，尤其是 100、150mm/min 处理后的试样降低了近 50%，而 250 mm/min 处理的试样稍有降低。对于 C 类试样，所有激光处理试样的缺口韧性都接近于铸态试样的缺口韧性。

表 1　激光表面处理对工业级块体非晶合金 $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ 缺口韧性的影响

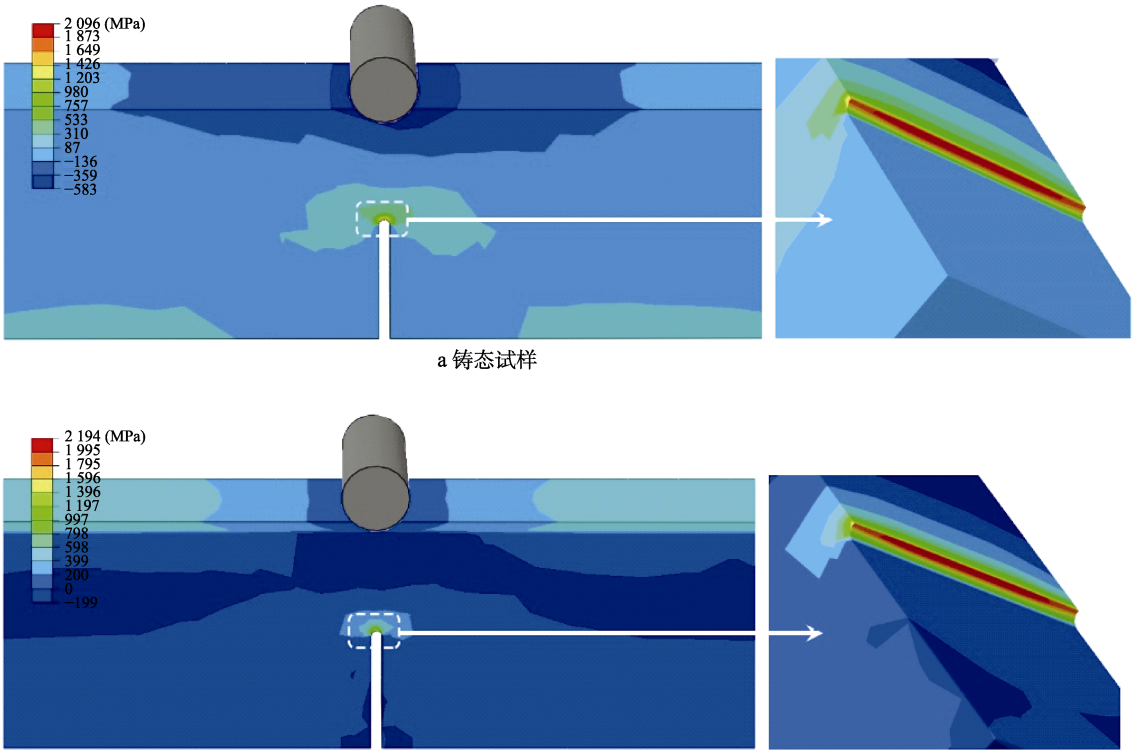
Tab.1 Effect of LSM on notch toughness of industrial-grade $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ BMGs

扫描速度/(mm·min^{-1})	K_Q/(MPa·m$^{1/2}$)	
	A 类	C 类
As-cast	56.4±3.4	57.8±4.4
100	26.2±4.8	49.6±5.2
150	29.3±6.8	53.7±2.8
250	44.4±5.8	50.2±3.1

2.4　激光表面处理影响缺口韧性的机制分析

由于 A 类加载条件中激光处理试样表层和心部两相交界处的应力集中对试样的弯曲性能影响较大。因此，100、150 mm/min 处理试样缺口韧性的降低主要受两相界面在变形时产生的应力集中的影响。250 mm/min 处理试样由于不存在显著的表层和心部成分差异，其缺口韧性受两相界面应力集中的影响较弱。然而，250 mm/min 处理试样缺口附近存在的残余拉应力与外载的拉正应力耦合会增加试样的整体应力水平，这导致该区域提前满足裂纹形成和扩展的临界应力条件，所以 250 mm/min 试样的缺口韧性也有些许降低。

对于 C 类加载，本文采用数值模拟的方法，在距离激光处理试样上表面 150 μm 的深度区域引入 600 MPa 的拉正应力，将其等效为激光处理试样的残余应力。铸态试样和激光处理试样在加载方向位移为 0.21 mm 时，沿试样长度方向的正应力分布如图 7 所示。从图 7 中可以看到，2 个试样缺口根部附近的应力状态几乎相同，均在 2 000 MPa 左右。这表明试样缺口根部的应力集中水平远高于试样表层的残余应力，试样表层的残余应力不会对缺口根部的应力状态有明显影响。因此，激光处理试样的裂纹扩展依然由裂纹尖端的应力状态主导，在试样受压侧进行激光表面处理不能影响试样的裂纹扩展。



a 铸态试样

b 激光处理试样

图 7　有限元模拟工业级 $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ 块体非晶合金铸态试样和激光处理试样缺口区域的正应力分布

Fig.7 Finite element modeling of normal stress distribution around the notch of as-cast specimen and LSM treated specimen of industrial-grade $Zr_{49.7}Ti_2Cu_{37.8}Al_{10}Er_{0.5}$ BMGs: a) as-cast specimen; b) LSM treated specimen

3　结论

1）激光表面处理对试样弯曲力学性能的影响与其受力状态有关。外载与激光表面处理引入的残余应力负向耦合，能够有效降低试样中的应力水平，进而显著提高试样的弯曲断裂强度。在激光处理表面的残余拉应力位于弯曲试样的受压侧时，试样的弯曲断裂强度从 2 150 MPa 提高到 2 550 MPa。外载与残余应

力正向耦合时，则会提高试样中的应力水平，导致试样提前失效。激光处理表面的残余拉应力位于弯曲试样的受拉侧时，试样的弯曲断裂强度从 2 150 MPa 降低到 1 800 MPa。

2）对于激光处理试样的缺口韧性，当激光处理试样表层和心部两相界面与受载试样的侧表面平行时，由于两相界面在受载时变形不均匀，会产生应力集中，这导致激光处理试样的缺口韧性比铸态试样低 50%。当激光处理试样表层和心部两相界面位于受载试样的上表面时，由于激光处理试样表层的残余应力水平远小于缺口根部的应力集中，并不影响缺口根部的裂纹扩展，因此激光处理试样的缺口韧性与铸态试样相比没有明显变化。

参考文献：

[1] 姜海勋, 姜国杰, 孙志华, 等. 航空装备腐蚀维护维修新材料研究进展[J]. 装备环境工程, 2019, 16(12): 22-27.
JIANG Hai-xun, JIANG Guo-jie, SUN Zhi-hua, et al. Research Progress of New Corrosion Maintenance or Repair Materials for Aviation Equipments[J]. Equipment Environmental Engineering, 2019, 16(12): 22-27.

[2] 孙健, 刘书彬, 李伟, 等. 电子束物理气相沉积制备热障涂层研究进展[J]. 装备环境工程, 2019, 16(1): 1-6.
SUN Jian, LIU Shu-bin, LI Wei, et al. Research Progress of Thermal Barrier Coating Prepared by Electron Beam Physical Vapor Deposition[J]. Equipment Environmental Engineering, 2019, 16(1): 1-6.

[3] 周阳红生, 王春川, 赵振峰, 等. 航空装备海洋大气综合环境试验方法研究[J]. 装备环境工程, 2020, 17(2): 86-90.
ZHOU Yang-hong-sheng, WANG Chun-chuan, ZHAO Zhen-feng, et al. Comprehensive Environmental Test Method for Aviation Equipment in Marine Atmosphere[J]. Equipment Environmental Engineering, 2020, 17(2): 86-90.

[4] 田贺, 何利民, 牟仁德. 热障涂层对 DD6 单晶高温合金高周疲劳性能的影响[J]. 装备环境工程, 2019, 16(1): 41-46.
TIAN He, HE Li-min, MU Ren-de. Effect of Thermal Barrier Coatings on High Cycle Fatigue Properties of DD6 Single Crystal Superalloy[J]. Equipment Environmental Engineering, 2019, 16(1): 41-46.

[5] 李明, 朱金阳, 李刚, 等. 典型航空装备用金属材料在不同酸性盐雾环境下的腐蚀效应及机理[J]. 装备环境工程, 2019, 16(4): 38-45.
LI Ming, ZHU Jin-yang, LI Gang, et al. Corrosion Performance and Mechanism of Typical Aviation Metal Materials under Different Acid Salt Spray Test Environments[J]. Equipment Environmental Engineering, 2019, 16(4): 38-45.

[6] GAO K, ZHU X G, CHEN L, et al. Recent Development in the Application of Bulk Metallic Glasses[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 131: 115-121.

[7] ZHAO Lei, HAN Dong-xue, GUAN Shuai, et al. Simultaneous Improvement of Plasticity and Strength of Metallic Glasses by Tailoring Residual Stress: Role of Stress Gradient on Shear Banding[J]. Materials & Design, 2021, 197: 109246.

[8] LIU Z Q, LI R, LIU G, et al. Microstructural Tailoring and Improvement of Mechanical Properties in Cu-Zr-based Bulk Metallic Glass Composites[J]. Acta Materialia, 2012, 60(6/7): 3128-3139.

[9] 汪卫华. 非晶态物质的本质和特性[J]. 物理学进展, 2013, 33(5): 177-351.
WANG Wei-hua. The Nature and Properties of Amorphous Matter[J]. Progress in Physics, 2013, 33(5): 177-351.

[10] INOUE A, TAKEUCHI A. Recent Development and Application Products of Bulk Glassy Alloys[J]. Acta Materialia, 2011, 59(6): 2243-2267.

[11] 王昕阳, 刘谦, 迟长啸, 等. 镁硼硅晶膜改性技术对镍-磷复合镀层组织性能的影响[J]. 装备环境工程, 2021, 18(9): 119-124.
WANG Xin-yang, LIU Qian, CHI Chang-xiao, et al. Effect of Modification and Corrosion Inhibition Technology on Microstructure and Corrosion Resistance of Nickel-Phosphorus Composite Coating[J]. Equipment Environmental Engineering, 2021, 18(9): 119-124.

[12] TAN Y, WANG Y W, CHENG X W, et al. Effects of Al Replacement on Glass Forming Ability and Mechanical Properties of Zr-Based Bulk Metallic Glasses[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2021, 568: 120962.

[13] JIAO Yang, BROUSSEAU E, KOSAI K, et al. Softening and Hardening on a Zr-Based Bulk Metallic Glass Induced by Nanosecond Laser Surface Melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 803: 140497.

[14] CHEN Yu, TANG Chun-guang, JIANG Jian-zhong. Bulk Metallic Glass Composites Containing B2 Phase[J]. Progress in Materials Science, 2021, 121: 100799.

[15] WU Y, MA D, LI Q K, et al. Transformation-Induced Plasticity in Bulk Metallic Glass Composites Evidenced by In-Situ Neutron Diffraction[J]. Acta Materialia, 2017, 124: 478-488.

[16] ZHAO Jia-xi, ZHANG Zhe-feng. On the Stress-State Dependent Plasticity of Brittle Metallic Glasses: Experiment, Theory and Simulation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 586: 123-132.

[17] ZHENG N, QU R T, PAULY S, et al. Design of Ductile Bulk Metallic Glasses by Adding “Soft” Atoms[J]. Applied Physics Letters, 2012, 100(14): 141901.

[18] WANG Jian-feng, LI Ran, HUA Neng-bin, et al. Co-Based Ternary Bulk Metallic Glasses with Ultrahigh Strength and Plasticity[J]. Journal of Materials Research, 2011, 26(16): 2072-2079.

[19] HAN Z H, HE L, HOU Y L, et al. Understanding the Mechanism for the Embrittlement of a Monolithic

Zr-Based Bulk Metallic Glass by Oxygen[J]. Intermetallics, 2009, 17(7): 553-561.

[20] PAMPILLO C A, CHEN H S. Comprehensive Plastic Deformation of a Bulk Metallic Glass[J]. Materials Science and Engineering, 1974, 13(2): 181-188.

[21] LIU Z Q, ZHANG Z F. Strengthening and Toughening Metallic Glasses: The Elastic Perspectives and Opportunities[J]. Journal of Applied Physics, 2014, 115(16): 163505.

[22] XU Tao, LI Ran, XIAO Rui-juan, et al. Tuning Glass Formation and Brittle Behaviors by Similar Solvent Element Substitution in (Mn, Fe)-Based Bulk Metallic Glasses[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 626: 16-26.

[23] DEMETRIOU M D, LAUNEY M E, GARRETT G, et al. A Damage-Tolerant Glass[J]. Nature Materials, 2011, 10(2): 123-128.

[24] LEWANDOWSKI J J. Effects of Annealing and Changes in Stress State on Fracture Toughness of Bulk Metallic Glass[J]. Materials Transactions, 2001, 42(4): 633-637.

[25] ZHANG Z F, HE G, ECKERT J, et al. Fracture Mechanisms in Bulk Metallic Glassy Materials[J]. Physical Review Letters, 2003, 91(4): 045505.

[26] PAN J, IVANOV Y P, ZHOU W H, et al. Strain-Hardening and Suppression of Shear-Banding in Rejuvenated Bulk Metallic Glass[J]. Nature, 2020, 578(7796): 559-562.

[27] LU Z P, BEI H, WU Y, et al. Oxygen Effects on Plastic Deformation of a Zr-Based Bulk Metallic Glass[J]. Applied Physics Letters, 2008, 92(1): 011915.

[28] LI Ran, PANG Shu-jie, MA Chao-li, et al. Influence of Similar Atom Substitution on Glass Formation in (La-Ce)-Al-Co Bulk Metallic Glasses[J]. Acta Materialia, 2007, 55(11): 3719-3726.

[29] CONNER R D, MAIRE R E, JOHNSON W L. Effect of Oxygen Concentration Upon the Ductility of Amorphous $Zr_{57}Nb_5Al_{10}Cu_{15.4}Ni_{12.6}$[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 419(1/2): 148-152.

[30] CHENG Yang-yang, PANG Shu-jie, CHEN Chen, et al. Tailoring Residual Stress to Achieve Large Plasticity in $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ Bulk Metallic Glass[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 690: 176-181.

[31] CHENG Yang-yang, PANG Shu-jie, CHEN Chen, et al. Size-Dependent Enhancement of Plasticity by Laser Surface Melting in $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ Bulk Metallic Glass[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 658: 49-54.

[32] CHENG Yang-yang, PANG Shu-jie, CHEN Chen, et al. Tensile Plasticity in Monolithic Bulk Metallic Glass with Sandwiched Structure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 688: 724-728.

[33] QU R T, ZHANG Q S, ZHANG Z F. Achieving Macroscopic Tensile Plasticity of Monolithic Bulk Metallic Glass by Surface Treatment[J]. Scripta Materialia, 2013, 68(11): 845-848.

[34] CHEN Bing-qing, LI Yan, YI Min, et al. Optimization of Mechanical Properties of Bulk Metallic Glasses by Residual Stress Adjustment Using Laser Surface Melting[J]. Scripta Materialia, 2012, 66(12): 1057-1060.

[35] ZHANG Y, WANG W H, GREER A L. Making Metallic Glasses Plastic by Control of Residual Stress[J]. Nature Materials, 2006, 5(11): 857-860.

[36] 程杨洋. 激光表面处理对工业级块体非晶合金力学性能的影响[D]. 北京: 北京航空航天大学, 2017.
CHENG Yang-yang. Effect of Laser Surface Treatment on Mechanical Properties of Bulk Metallic Glasses[D]. Beijing: Beihang University, 2017.

[37] CONNER R D, LI Yi, NIX W D, et al. Shear Band Spacing under Bending of Zr-Based Metallic Glass Plates[J]. Acta Materialia, 2004, 52(8): 2429-2434.

[38] CONNER R D, JOHNSON W L, PATON N E, et al. Shear Bands and Cracking of Metallic Glass Plates in Bending[J]. Journal of Applied Physics, 2003, 94(2): 904-911.

[39] 于祺, 陈平, 陆春, 等. 空间环境下碳纤维/双马树脂基复合材料的性能演化及损伤机理[J]. 装备环境工程, 2018, 15(2): 1-7.
YU Qi, CHEN Ping, LU Chun, et al. Property Evolution and Damage Mechanism of CF/BMI Composite in Space Environment[J]. Equipment Environmental Engineering, 2018, 15(2): 1-7.

[40] 缑建杰, 熊俊, 朱丽, 等. 航空用碳纤维增强树脂基复合材料低温环境下弯曲性能变化研究[J]. 装备环境工程, 2020, 17(7): 94-97.
GOU Jian-jie, XIONG Jun, ZHU Li, et al. Flexural Properties of Carbon Fiber Reinforced Resin Matrix Composites for Aviation at Low Temperature[J]. Equipment Environmental Engineering, 2020, 17(7): 94-97.

责任编辑：刘世忠