

DOI: 10.11973/jxgccl201812008

Fe₆₀Cr₅Mo₂Ni₂W₂Mn₁C₄Si₇B₁₇非晶合金的 纳米压痕力学性能

郑涵文, 疏小勇, 李洋, 赵建平

(南京工业大学机械与动力工程学院, 江苏省极端承压装备设计与制造重点实验室, 南京 211816)

摘要: 采用甩带法制备出新型 Fe₆₀Cr₅Mo₂Ni₂W₂Mn₁C₄Si₇B₁₇ 非晶合金, 在室温、不同峰值载荷(3, 5, 7, 9, 12 mN)和不同加载速率(1, 2, 3, 4, 5 mN·s⁻¹)下对此非晶合金进行纳米压痕试验, 研究了加载速率和峰值载荷对其弹性模量、纳米压痕硬度和蠕变行为的影响。结果表明: 试验合金为完全非晶态, 其纳米压痕硬度和弹性模量均较高; 随着峰值载荷的增大(即压入深度的增大), 试验合金的纳米压痕硬度减小, 表现出较明显的尺寸效应, 弹性模量略有降低; 随着加载速率的增加, 纳米压痕硬度和弹性模量均增大; 在纳米压痕试验的保载阶段, 试验合金发生蠕变, 其最大蠕变位移随峰值载荷或加载速率的增加而增大, 蠕变应力指数则随峰值载荷的增加或加载速率的减小而增大。

关键词: 铁基非晶合金; 纳米压痕; 力学性能; 蠕变应力指数

中图分类号: TG139

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2018)12-0036-06

Nanoindentation Mechanical Properties of Fe₆₀Cr₅Mo₂Ni₂W₂Mn₁C₄Si₇B₁₇ Amorphous Alloy

ZHENG Hanwen, SHU Xiaoyong, LI Yang, ZHAO Jianping

(Jiangsu Key Lab of Design and Manufacture of Extreme Pressure Equipment, College of Mechanical and Power Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

Abstract: A new Fe₆₀Cr₅Mo₂Ni₂W₂Mn₁C₄Si₇B₁₇ amorphous alloy was prepared by melt-spinning method. The nanoindentation tests were conducted on the alloy at room temperature under different peak loads (3, 5, 7, 9, 12 mN) and at different loading rates (1, 2, 3, 4, 5 mN·s⁻¹). The effects of loading rate and peak load on the elastic modulus, nanoindentation hardness and creep behavior were studied. The results show that the tested alloy was completely amorphous with relatively high nanoindentation hardness and high elastic modulus. With the peak load increasing (ie., the indentation depth increasing), the nanoindentation hardness of the tested alloy decreased, indicating a relatively obvious size effect, and the elastic modulus decreased slightly. With the increase of loading rate, the nanoindentation hardness and elastic modulus increased. During the holding load stage of the nanoindentation test, the tested alloy crept. The maximum creep displacement increased with the peak load or loading rate increasing, and the creep stress exponent increased with the peak load increasing or the loading rate decreasing.

Key words: Fe-based amorphous alloy; nanoindentation; mechanical property; creep stress exponent

0 引言

非晶合金是采用快速凝固冶金技术制备的具有

优异力学、物理和化学性能的一种新型材料^[1]。铁基非晶合金是最早进入商业应用市场的非晶合金, 相较于其他钴基^[2]、钼基^[3]等常见的非晶合金, 其成本较低、制备方便。目前, 铁基非晶合金得到了越来越多的应用, 如: 铁基非晶带材^[4]因具有优异的电磁性能而应用于变压器、电机用铁芯等; 铁基非晶涂层^[5]因具有卓越的耐腐蚀、耐磨损和耐高温性能而

收稿日期: 2017-12-01; 修订日期: 2018-11-15

基金项目: 国家重点研发项目(2016YFC0801905)

作者简介: 郑涵文(1992—), 男, 甘肃兰州人, 硕士研究生

导师: 赵建平教授

大量应用于石油、电力等行业设备的防护方面,并取得了显著的成效,节约了大量资源;块体铁基非晶^[6],主要指铁基非晶合金钢,因具有高强度和高硬度等特点,作为特种结构材料在军工等领域得到了广泛应用。

铁基非晶合金的力学性能研究受到了研究人员的广泛关注^[1];但由于目前铁基非晶合金的非晶形成能力不强,最大临界尺寸仅为 16 mm,所得铁基非晶合金大多以薄带或涂层形式存在,因此相应的拉伸或压缩等常规力学性能测试较难开展。此外,蠕变性能是结构材料的重要性能^[7],是保证材料长期服役的关键因素,获得非晶合金的蠕变性能参数对于其将来在结构材料方面的应用非常重要。纳米压痕测试力学性能的方法省时省料,尤其适用于非晶薄带等尺寸小、硬度高的材料^[8]。利用纳米压痕方法测试新型非晶合金力学性能的研究也已有较多报道^[9-11]。因此,作者采用单辊甩带法制备了新型 $\text{Fe}_{60}\text{Cr}_5\text{Mo}_2\text{Ni}_2\text{W}_2\text{Mn}_1\text{C}_4\text{Si}_7\text{B}_{17}$ 非晶合金,应用纳米压痕方法研究了加载速率和峰值载荷对此非晶合金力学和蠕变性能的影响。

1 试样制备与试验方法

1.1 试样制备

试验原料均为单质金属,纯度均高于 99.9%,由北京翠铂林有色金属技术开发中心提供。按照成分分为 $\text{Fe}_{60}\text{Cr}_5\text{Mo}_2\text{Ni}_2\text{W}_2\text{Mn}_1\text{C}_4\text{Si}_7\text{B}_{17}$ 进行配料,使用 DHL-400 型电弧熔炼设备,在高纯氩气保护下冶炼得到母合金锭;将母合金锭破碎,熔化后使用 XC-500 型甩带设备进行铜辊甩带,石英管喷嘴距离铜辊约 1 mm,铜辊线速度约 $50\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$,顶吹气体压差约为 0.05 MPa,制备得到厚度约 50 μm ,宽度 2~3 mm 的合金薄带。

1.2 试验方法

利用 Smartlab TM 9KW 型 X 射线衍射仪(XRD)分析试验合金的物相组成,采用铜靶, K_α 射线,扫描步长 0.02° ,扫描范围 $30^\circ\sim 90^\circ$,扫描速率 $10(^\circ)\cdot\text{min}^{-1}$ 。将试验合金弯曲断裂后,使用 Phenom ProX 型扫描电镜(SEM)观察断口形貌。将试验合金用强力胶黏合在金属平面上,经精磨抛光,酒精清洗后,在 Hysitron TI Premier 型纳米压痕系统(最大许用载荷为 12 mN,载荷和位移分辨率分别为 1 μN 和 1 nm)上进行纳米压痕试验,测得载荷-位移曲线,压头为金刚石 Berkovich 压头,测试温度为室温,加载速率与卸载速率保持一致,峰值

载荷的保持时间均为 10 s。当峰值载荷为 12 mN 时,加载速率分别为 1,2,3,4,5 $\text{mN}\cdot\text{s}^{-1}$;当加载速率为 1 $\text{mN}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,峰值载荷分别为 3,5,7,9,12 mN。在每组工艺参数下进行 5 次纳米压痕试验,对试验结果进行平均处理。为避免压痕相互作用,相邻压痕的距离超过 1 μm 。纳米压痕硬度由试验仪器直接测得。

根据纳米压痕试验得到的载荷-位移曲线可计算得到试验合金的卸载刚度 S ,其值为完全弹性卸载段卸载曲线的斜率,如图 1 所示(h_f 为完全卸载后的压痕深度, $h_{\max}$ 为压头最大压入深度)。应用 Oliver-Pharr 法计算复合响应模量,从而得到试验合金的弹性模量,计算公式分别为

$$E_r = \frac{S\sqrt{\pi}}{2\beta\sqrt{A}} \quad (1)$$

$$\frac{1-\nu^2}{E} = \frac{1}{E_r} - \frac{1-\nu_i^2}{E_i} \quad (2)$$

$$A = ch_m^2 \quad (3)$$

式中: E_r 为复合响应模量; β 为压头形状校准参数,取 1.034; A 为压头与试验合金的接触面积; c 为压头系数,取 24.56^[12]; h_m 为达到峰值载荷时的压头压入深度; E_i 为压头的弹性模量,取 1 140 GPa; ν_i 为压头泊松比,取 0.07; E 为试验合金的弹性模量; ν 为试验合金的泊松比,取 0.34。

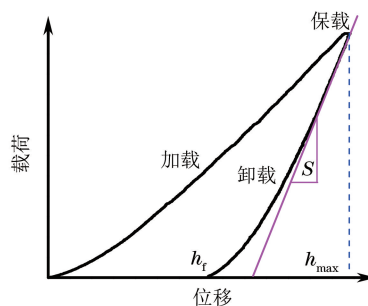


图 1 纳米压痕试验的典型载荷-位移曲线

Fig. 1 Typical load-displacement curve by nanoindentation test

在保载阶段,试验合金发生蠕变变形;将保载阶段的位移-时间曲线进行归零化处理,得到蠕变位移和时间的关系曲线。

2 试验结果与讨论

2.1 物相组成及微观形貌

由图 2 可以看出:试验合金均为 2~3 mm 宽的薄带形状,其 XRD 谱在 43° 附近出现典型非晶的特征漫散射峰,说明试验合金为完全非晶态,该合金具有非常好的非晶形成能力。

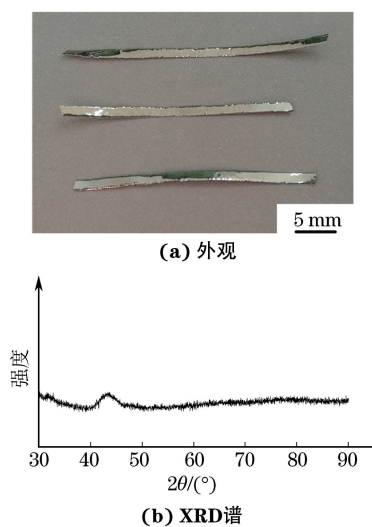


图2 试验合金的外观和 XRD 谱
Fig.2 Appearance (a) and XRD spectrum (b) of tested alloy

由图3可以看出:试验合金的断口比较平滑,呈现典型的非晶合金脆性断裂形貌;断口可以分为镜面区、雾面区和脉络区,3个区域交替重复出现,这与裂纹扩展速率的起伏有关^[13];脉络区存在非晶合金断裂时常见的脉络样花纹,但花纹尺寸较小,约为200 nm,这是由剪切带塑性变形产生的;由于断裂时弹性能的快速释放,脉络区发现若干由熔融液滴形成的颗粒,尺寸为200~500 nm,这也是非晶合金断裂的重要特征^[14]。

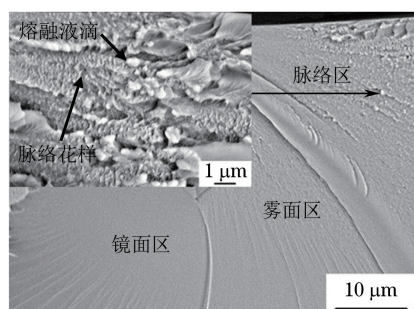


图3 试验合金的断口 SEM 形貌
Fig.3 Fracture SEM image of tested alloy

2.2 纳米压痕力学性能

2.2.1 载荷-位移曲线

由图4可以看出:当加载速率为 $1 \text{ mN} \cdot \text{s}^{-1}$ 时,随着峰值载荷的增加,试验合金的最大压入深度(即最大位移)不断增大;不同峰值载荷下的加载曲线基本重合,说明试验合金具有较好的结构均匀性;当峰值载荷为12 mN时,不同加载速率下的载荷-位移曲线相互重合(为便于观察,曲线进行了平移处理),且加载曲线上存在微弱的 pop-in 现象,加载速率越小, pop-in 现象越早出现。

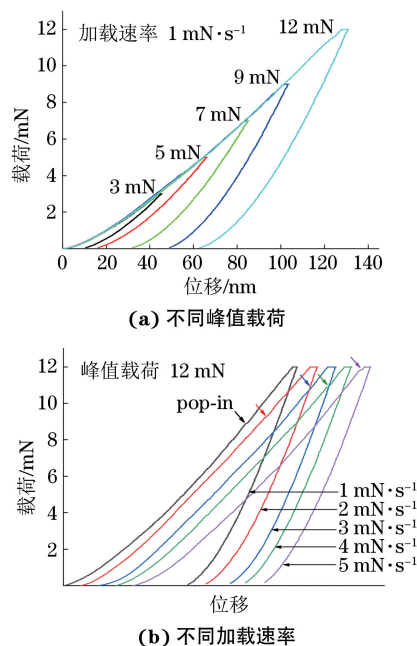


图4 在不同峰值载荷和不同加载速率下进行纳米压痕试验时
试验合金的载荷-位移曲线

Fig.4 Load-displacement curves of tested alloy during nanoindentation test under different peak loads (a) and at different loading rates (b)

2.2.2 纳米压痕硬度和弹性模量

将峰值载荷以及由载荷-位移曲线得到的压入深度和卸载刚度代入式(1)、式(2)和式(3),计算得到试验合金的弹性模量。由图5可知,试验合金具

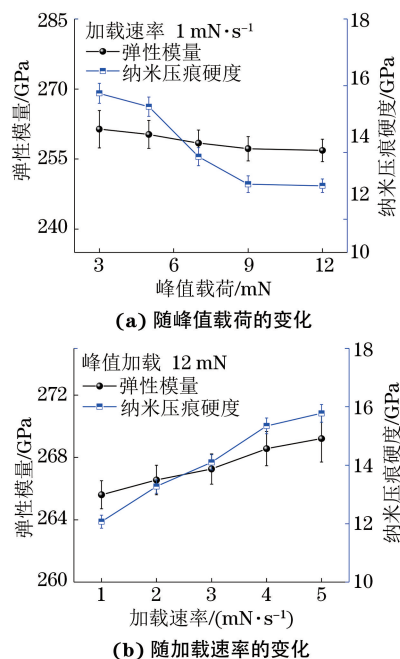


图5 试验合金的弹性模量和纳米压痕硬度随峰值载荷和
加载速率的变化曲线

Fig.5 Modulus of elasticity and nanoindentation hardness vs peak load (a) and vs loading rate (b) curves of tested alloy

有较高的纳米压痕硬度和弹性模量。随着峰值载荷的增加,试验合金的纳米压痕硬度先下降,当峰值载荷达到 9 mN 后趋于恒定;试验合金的弹性模量随峰值载荷的增加变化不大,仅呈微弱的下降趋势。峰值载荷越大,则压入深度越深。由此可见,试验合金的纳米压痕硬度随压入深度的增大而减小,出现了“尺寸效应”,这可能与表面氧化和尖端钝化有关。此外,近年来发展起来的基于位错理论的应变梯度塑性理论^[15-16]也能很好地解释此尺寸效应:非晶合金在发生非均匀塑性变形时会产生额外的缺陷,即自由体积缺陷;自由体积随着压入深度的减小显著增大,导致纳米压痕硬度的增大。随着加载速率的增加,试验合金的纳米压痕硬度和弹性模量均增大。较大的加载速率意味着较高的应变速率,根据非晶合金自由体积理论^[17]:非晶合金在受到外力作用变形时伴随着自由体积的产生和湮灭;当应变速率增加时,单位时间内参与流动的原子数增加,原子的跃迁需要更多的自由体积支持,因此自由体积湮灭速率加快,使得体系黏度加速增大,材料抵抗变形的能力提高,宏观上表现为纳米压痕硬度的提高。

2.2.3 蠕变行为

由图 6 可以看出,试验合金的纳米压痕蠕变过

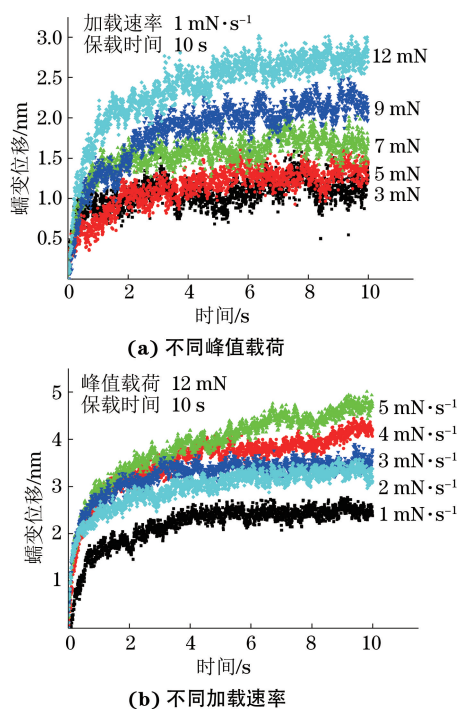


图 6 不同峰值载荷和不同加载速率下纳米压痕试验保载过程中试验合金的蠕变位移-时间曲线

Fig.6 Creep displacement vs time curves of tested alloy during load holding of nanoindentation tests under different peak loads (a) and at different loading rates (b)

程可以分为快速蠕变和稳态蠕变 2 个阶段,未出现由传统蠕变试验得到的蠕变第三阶段。

利用经验公式对试验得到的蠕变位移和时间进行拟合^[12],经验公式为

$$h_c = at^b + kt \quad (4)$$

式中: h_c 为蠕变位移; t 为时间; a, b, k 均为系数。

所得拟合曲线和试验数据吻合得较好,相关系数 R^2 均大于 0.950。

根据 Berkovich 压头的几何相似性进行纳米压痕蠕变试验的等效应力和等效应变速率计算。蠕变过程中的载荷为纳米压痕试验的峰值载荷,恒定不变。等效应力和等效应变速率的计算公式分别为

$$\sigma = \frac{P_{\max}}{ch_c^2} \quad (5)$$

$$\dot{\epsilon} = \frac{d h_c}{h_c d t} \quad (6)$$

式中: σ 为等效应力; $\dot{\epsilon}$ 为等效应变速率; $P_{\max}$ 为峰值载荷。

在恒定温度下,稳态蠕变阶段的等效应变速率和等效应力存在以下关系^[18]:

$$\dot{\epsilon} = \lambda \sigma^n \quad (7)$$

式中: λ 为材料常数; n 为蠕变应力指数。

式(7)两边取对数,得到

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln \lambda + n \ln \sigma \quad (8)$$

以加载速率 $1 \text{ mN} \cdot \text{s}^{-1}$, 峰值载荷为 12 mN 下的蠕变位移-时间曲线[见图 7(a)]为例,对蠕变应力指数和材料常数的计算过程进行说明。在图 7(a)中的蠕变位移-时间拟合曲线的稳态蠕变阶段上取值,代入式(5)和式(6),计算得到不同时间对应的等效应力和等效应变速率。利用式(8)对计算得到的等效应力和等效应变速率进行拟合,拟合曲线见图 7(b),由该曲线的斜率和截距即可得到蠕变应力指数 n 和材料常数 λ 的值。按照上述方法即可拟合得到不同峰值载荷和不同加载速率下的蠕变应力指数和材料常数。

由图 8 可以看出,试验合金的最大蠕变位移随峰值载荷或加载速率的增加而增大,蠕变应力指数随峰值载荷的增加而增大,随加载速率的增加而减小。在试验载荷范围内,试验合金的纳米压痕蠕变行为与文献[9]和文献[19]中的结果相符,可见试验合金的蠕变位移与峰值载荷有密切关系。较大的峰值载荷会造成更大区域的原子重排,从而导致较大的蠕变位移。蠕变应力指数随峰值载荷的变化趋势与传统晶态金属的一致,较常见的解释为:在小载荷

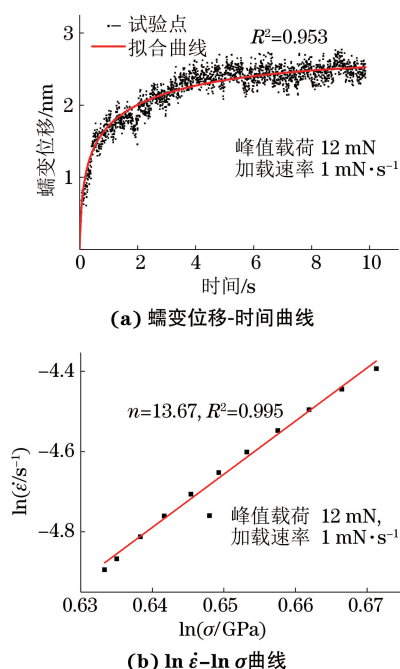


图7 拟合得到试验合金的蠕变位移-时间曲线和稳态蠕变阶段 $\ln \dot{\epsilon}$ - $\ln \sigma$ 曲线

Fig.7 Fitting curves of creep displacement vs time (a) and $\ln \dot{\epsilon}$ vs $\ln \sigma$ during steady state creep (b) of tested alloy

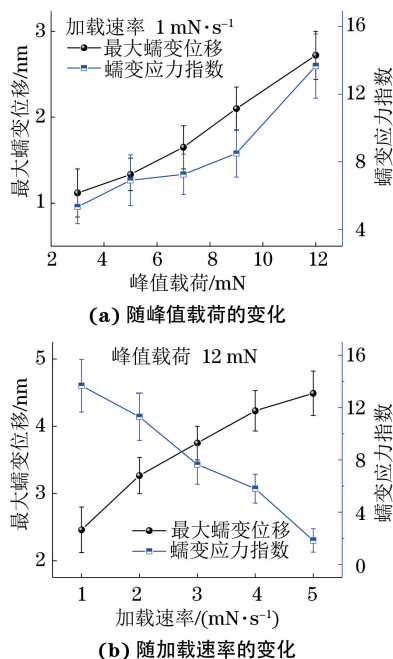


图8 试验合金的最大蠕变位移和蠕变应力指数随峰值载荷和加载速率的变化曲线

Fig.8 Maximum creep displacement and creep stress exponent vs peak load (a) and loading rate (b) curves of tested alloy

下,自扩散现象占主导,随载荷的增大,蠕变过程向位错蠕变演变,从而导致蠕变应力指数的显著增大;在大载荷下,压头压入深度较大,导致合金变形较

大,更大范围内的原子进行重排适应,同时较高的载荷造成局域范围内更多的自由体积湮灭,塑性流动不均匀,塑性形变受到抑制,从而导致了更大的蠕变应力指数^[20]。

加载速率越小,则加载时间越长,原子有更多时间进行扩散重排,剪切带也越早开动,图4(b)中的pop-in现象验证了这一点^[21],塑性变形提前发生,因此到了保载阶段,蠕变位移减小;低的应变速率会导致自由体积产生较少,塑性流动不均匀,使得蠕变应力指数较高;随加载速率增大,原子重排过程中自由体积的产生速率增大,导致蠕变阶段多重剪切带形成并发生扩展,材料的塑性流动更加均匀,材料局域软化,因此蠕变应力指数降低。

拟合得到的不同峰值载荷和不同加载速率下试验合金的材料常数 λ 在 $1.3 \times 10^{-6} \sim 1.4 \times 10^{-6}$ 之间,可见峰值载荷和加载速率等因素对材料常数基本没有影响。

通常情况下,由于具有短程无序结构,非晶合金的强度较其对应晶态合金的有极大的提高,其蠕变应力指数较常规晶态合金的更高。非晶合金在室温下出现纳米压痕蠕变现象的主要原因是局部的高应力造成局域剪切带的形成和扩展,使非晶合金发生软化,从而发生蠕变。

3 结 论

(1) 采用甩带法成功制备得到完全非晶态的 $\text{Fe}_{60}\text{Cr}_5\text{Mo}_2\text{Ni}_2\text{W}_2\text{Mn}_1\text{C}_4\text{Si}_7\text{B}_{17}$ 非晶合金,此非晶合金具有较高的硬度和弹性模量,不同峰值载荷和不同加载速率下的纳米压痕硬度基本不低于 12 GPa,弹性模量高于 255 GPa。

(2) 随着峰值载荷的增大(即压入深度的增大),试验合金的纳米压痕硬度减小,出现了较明显的尺寸效应,弹性模量也略有降低;随着加载速率的增加,纳米压痕硬度和弹性模量均增大。

(3) 在纳米压痕试验的保载阶段,试验合金发生蠕变,其最大蠕变位移随峰值载荷或加载速率的增加而增大;蠕变应力指数有较明显的峰值载荷和加载速率敏感性,随峰值载荷的增加或加载速率的减小而增大。

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] CHAO Q, WANG Q, DONG Y. Dynamic mechanical behavior of a Zr-based bulk metallic glass during glass transition and crystallization[J]. Rare Metals, 2009, 28(1): 72-76.
- [3] ZHANG G P, LIU Y, ZHANG B. Effect of annealing close to T_g on notch fracture toughness of Pd-based thin-film metallic glass for MEMS applications[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(5): 897-901.
- [4] WANG W M, GEBERT A, ROTH S, et al. Effect of Si on the glass-forming ability, thermal stability and magnetic properties of Fe-Co-Zr-Mo-W-B alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 459(1/2): 203-208.
- [5] HUANG Y J, GUO Y Z, FAN H B, et al. Synthesis of Fe-Cr-Mo-C-B amorphous coating with high corrosion resistance [J]. Materials Letters, 2012, 89: 229-232.
- [6] SHEN J, CHEN Q J, SUN J F, et al. Exceptionally high glass-forming ability of an FeCoCrMoCBy alloy[J]. Applied Physics Letters, 2005, 86(15): 151907.
- [7] 庄法坤, 涂善东, 周幅彦, 等. 不同小试样测量蠕变性能的比较研究[J]. 机械工程学报, 2015, 51(6): 9-18.
- [8] 郭荻子, 林鑫, 赵永庆, 等. 纳米压痕方法在材料研究中的应用[J]. 材料导报, 2011, 25(13): 10-14.
- [9] 徐宏扬, 柯海波, 黄火根, 等. $\text{U}_{65}\text{Fe}_{30}\text{Al}_5$ 非晶合金的纳米压痕蠕变行为研究[J]. 金属学报, 2017, 53(7): 817-823.
- [10] RODRÍGUEZ M, MOLINA-ALDAREGUÍA J M, GONZÁLEZ C, et al. Determination of the mechanical properties of amorphous materials through instrumented nanoindentation[J]. Acta Materialia, 2012, 60(9): 3953-3964.
- [11] ALIAGA L C R, FORNELL BERINGUES J, SURINACH S, et al. Comparative study of nanoindentation on melt-spun ribbon and bulk metallic glass with $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{37}\text{B}_3$ composition[J]. Journal of Materials Research, 2013, 28(19): 2740-2746.
- [12] WEI B C, ZHANG T H, LI W H. Indentation creep behavior in Ce-based bulk metallic glasses at room temperature[J]. Materials Transactions, 2005, 46(12): 2959-2962.
- [13] SUN B A, WANG W H. The fracture of bulk metallic glasses[J]. Progress in Materials Science, 2015, 74: 211-307.
- [14] 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.
- [15] WEI Y G, WANG X Z, ZHAO M H. Size effect measurement and characterization in nanoindentation test[J]. Journal of Materials Research, 2004, 19(1): 208-217.
- [16] GAO H J, HUANG Y G. Geometrically necessary dislocation and size-dependent plasticity [J]. Scripta Materialia, 2003, 48(2): 113-118.
- [17] MA Y, PENG G J, FENG Y H, et al. Nanoindentation investigation on the creep mechanism in metallic glassy films [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 651: 548-555.
- [18] BOWER A F, FLECK N A, NEEDLEMAN A. Indentation of a power law creeping solid[J]. Proceedings of the Royal Society of London A, 1993, 441: 97-124.
- [19] JOHNSON W L, LU J, DEMETRIOU M D. Deformation and flow in bulk metallic glasses and deeply undercooled glass forming liquids: A self consistent dynamic free volume model [J]. Intermetallics, 2002, 10(11): 1039-1046.
- [20] ARGON A S. Plastic deformation in metallic glasses[J]. Acta Metallurgica, 1979, 27: 47-58.
- [21] 张长青. Fe-Ni-P-B 合金的深过冷凝固组织及力学性能研究[D]. 北京: 清华大学, 2007.

(上接第 35 页)

- [16] 吕维洁, 张荻. 原位合成钛基复合材料的制备、微结构及力学性能[M]. 北京: 高等教育出版社, 2005.
- [17] 李玉涛, 耿林, 徐斌, 等. TC11 钛合金相变点的测定与分析[J]. 稀有金属, 2006, 30(2): 231-235.
- [18] 马凤仓. 热加工对原位自生钛基复合材料组织和力学性能影响的研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2006.
- [19] 毛小南. TiC 颗粒增强钛基复合材料的内应力对材料机械性能的影响[D]. 西安: 西北工业大学, 2004.
- [20] ZHANG C J, KONG F T, XIAO S L, et al. Evolution of microstructure and tensile properties of in situ titanium matrix composites with volume fraction of ($\text{TiB} + \text{TiC}$) reinforcements[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 548: 152-160.
- [21] GONG L, KINLOCH I A, YOUNG R J, et al. Interfacial stress transfer in a graphene monolayer nanocomposite[J]. Advanced Materials, 2010, 22(24): 2694-2697.

“电子陶瓷材料制备及应用进展”征稿启事

为了集中展示我国电子陶瓷材料的最新研究进展, 促进学术交流, 推动相关领域向纵深发展, 《机械工程材料》杂志将于 2019 年 6 月(即第 6 期)推出“电子陶瓷材料制备及应用进展”专题报道, 现公开征集相关领域的高水平研究论文及综述。

征稿范围 先进电子陶瓷材料(单晶)的制备方法、性能表征及前沿科学研究进展, 主要包括但不限于以下方向: 介电陶瓷; 电绝缘陶瓷; 半导体

陶瓷; 压电陶瓷; 快离子导体陶瓷; 高温超导陶瓷; 超级电容器。

投稿方式 通过材料与测试网(网址: <http://www.mat-test.com>)的“在线投审稿”进入投稿页面, 注册后投稿。在文题上备注“电子陶瓷专题投稿”。

《机械工程材料》编辑部

联系电话: 021-65556775-368

Email 地址: mem@mat-test.com