

DOI: 10.11973/jxgccl201812007

原位自生非连续颗粒增强钛基复合材料的组织和力学性能

罗贤晖, 刘品旺, 宋静雯, 黄光法

(上海交通大学材料科学与工程学院, 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

摘要:以海绵钛、铜粉、 TiB_2 粉和石墨粉为原料, 通过原位反应分别制备得到 1% (体积分数, 下同) La_2O_3 、5% $\text{TiB}+1\%\text{La}_2\text{O}_3$ 、5% $\text{TiC}+1\%\text{La}_2\text{O}_3$ 等 3 种增强体增强钛基复合材料, 研究了复合材料的显微组织和力学性能, 并与相同工艺所得纯钛的进行对比。结果表明: 复合材料的基体组织为 α -Ti, 原位生成的 La_2O_3 呈颗粒状或短棒状, TiB 呈短纤维状, 并沿锻造方向排列, TiC 呈等轴状和不规则形状; 所得钛基复合材料的硬度、抗拉强度和屈服强度均显著高于纯钛的, 断后伸长率低于纯钛的。

关键词: 钛基复合材料; TiB ; La_2O_3 ; TiC ; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TB333

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2018)12-0031-05

Microstructure and Mechanical Properties of In-situ Synthesized Discontinuous Particles Reinforced Titanium Matrix Composite

LUO Xianhui, LIU Pinwang, SONG Jingwen, HUANG Guangfa

(State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: Titanium matrix composites reinforced with three reinforcements of 1vol% La_2O_3 , 5vol% $\text{TiB}+1\%\text{La}_2\text{O}_3$ and 5vol% $\text{TiC}+1\%\text{La}_2\text{O}_3$, respectively, were prepared by in-situ reactions with sponge titanium, lanthanum powder, titanium diboride powder and graphite powder as raw materials. The microstructure and mechanical properties of the composites were studied and compared with those of pure titanium prepared by the same process. The results show that the matrix microstructure of the composites consisted of α -Ti. The in-situ synthesized La_2O_3 was granular or short-rod like, the TiB was short-fiber like and distributed along the forging direction, and the TiC was equiaxed or irregular shape. The hardness, tensile strength and yield strength of the obtained titanium matrix composites were higher than those of the pure titanium, while the elongation was lower than that of the pure titanium.

Key words: titanium matrix composite; TiB ; La_2O_3 ; TiC ; microstructure; mechanical property

0 引言

钛及钛合金的密度低、强度高、生物毒性低, 耐腐蚀和耐高低温性能优异, 在航空航天、轨道交通、化工、建筑等领域具有良好的应用前景^[1-2]。新技术的发展推动材料朝着轻质高强、高韧及高刚度等方向发展^[3], 因此, 具有更高强度、更高弹性模量的钛

基复合材料受到了研究人员的广泛关注。相比连续纤维增强钛基复合材料, 非连续颗粒增强钛基复合材料因具有制备工艺简单、性能提升明显、各向同性等优点而逐渐成为国内外的研究热点^[4-5]。其中, 采用原位合成工艺制备的非连续颗粒增强钛基复合材料由于加工工艺与钛合金的类似, 成本接近于钛合金的, 力学性能尤其是高温性能远高于钛合金的, 因此作为高温材料在国防及民用等领域得到了实际应用。

TiB 的弹性模量和硬度高, 与钛基体间的相容性及稳定性好, 且与钛基体的密度和热膨胀系数相近, 与钛及钛合金复合时不会产生较高的残余应

收稿日期: 2017-11-27; 修订日期: 2018-09-05

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51371114)

作者简介: 罗贤晖(1992—), 男, 江西上饶人, 硕士研究生

导师: 黄光法助理研究员

力^[8],且能有效提高钛及钛合金的性能并延长使用寿命,因此被视为钛基复合材料的最佳增强相^[6-7]。TiC与钛及钛合金的相容性较好,密度及热膨胀系数相差不大,且力学性能优异,抗氧化性和高温抗蠕变性能等均优于TiB的,因此也被认为是钛基复合材料中较优的增强相之一^[9]。稀土元素是钛合金中最具应用化前景的合金元素之一;稀土元素能够夺取钛基体中的氧而生成弥散分布的稀土氧化物,阻碍钛基体中的位错运动,从而显著提高钛基体的瞬时强度和蠕变强度^[10-11];此外,稀土元素还能起到细化基体晶粒、提高热稳定性等作用^[12]。当同时添加多种增强相时,增强相的混杂强化效应能使钛基复合材料的性能提升得更为显著,这种多元增强的耦合作用机制是非连续颗粒增强钛基复合材料研究领域中最受关注的科学问题之一。

混杂强化可以兼顾2种或者2种以上增强相的物理/力学特点,使之起到相互促进与弥补的作用,从而使得复合材料具有更佳的力学性能。为此,作者采用熔炼法制备了纯钛以及原位自生La₂O₃、TiB+La₂O₃、TiC+La₂O₃增强钛基复合材料,对比研究了纯钛和钛基复合材料的显微组织、硬度和室温拉伸性能。

1 试样制备与试验方法

1.1 试样制备

试验原料:一级海绵钛,纯度高于99.9%,粒径在3.0~12.7 mm,由朝阳金达钛业股份有限公司提供;钨粉,纯度高于99.95%,粒径在3~50 μm,由赣州市科明锐有色金属材料有限公司提供;TiB₂粉,纯度高于99.7%,粒径不大于3 μm,由徐州捷创新材料科技有限公司提供;石墨粉,纯度高于99.85%,粒径不大于30 μm,由南通一帆石墨有限公司提供;钛箔,纯度高于99.99%,由苏州麦克瑞金属制品有限公司提供。

原料配比如表1所示,根据原位反应的理想状态计算得到的TMC1、TMC2、TMC3复合材料中的增强相分别为1%(体积分数,下同)La₂O₃,5%TiB+1%La₂O₃,5%TiC+1%La₂O₃。

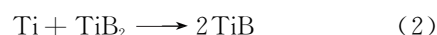
按照表1配比称取原料,混合均匀后用钛箔包裹,使用YF32-30型四柱液压机压制成长度约为400 mm的电极棒,压力为400 MPa,保压时间为15 s;在真空自耗电弧熔炼炉中进行熔炼,真空度低于5×10⁻² Pa,电极棒中通电,电压30 V,电流1.7~2.5 kA,熔炼温度约为2 200 ℃^[13],反复熔炼

表1 纯钛和钛基复合材料的原料配比(质量分数)

Table 1 Raw material ratios of pure titanium and titanium

材料	matrix composites (mass)				/%
	海绵钛	石墨粉	TiB ₂ 粉	钨粉	
纯钛	100	0	0	0	
TMC1 复合材料	98.77	0	0	1.23	
TMC2 复合材料	95.82	0	2.95	1.23	
TMC3 复合材料	97.69	1.09	0	1.22	

3次,获得直径为120 mm的铸锭。在熔炼过程中原料发生原位反应生成增强相,原位反应方程为



将4种铸锭在1 100 ℃进行开坯锻造,再在各自的热锻温度下锻成直径24 mm的棒状试样,控制总变形量在95%以上。对试样进行去应力退火处理,为防止氧化,先将其预热至100 ℃保温30 min,在其表面涂覆KO型防氧化涂料,再升温至520 ℃保温3 h空冷。

1.2 试验方法

应用差热分析法^[14],使用NETZSCH STA 449F3型差热分析仪(DSC)测定铸锭的相变点,参比样品为粉末状Al₂O₃,测试温度范围25~1 200 ℃,升温速率5 ℃·min⁻¹,保护气体(氩气)流量60 mL·min⁻¹。

在去应力退火后的棒状试样上,采用传统机械抛光方式制取金相试样,用Kroll腐蚀剂(HF、HNO₃、H₂O的体积比为1:3:10)腐蚀后,在Imager D1m型光学显微镜(OM)和JSM7600F型扫描电子显微镜(SEM)上观察显微组织。使用D/max 2550V型X射线衍射仪(XRD)分析物相组成,采用铜靶,K_{α1}射线,室温,电压35 kV,电流200 mA。在SCTMC HVS-30P型数显维氏硬度计上对锻造前后的试样进行硬度测试,载荷为196.1 N,压头为顶角136°的方锥形金刚石压头。使用Zwick/Roell Z100型万能材料试验机进行室温拉伸试验,应变速率为10⁻³ s⁻¹,拉伸试样的尺寸如图1所示。

2 试验结果与讨论

2.1 增强相对相变点的影响

由图2可知,纯钛和TMC1、TMC2、TMC3复合材料的α→β相变点分别为899,917,924,962 ℃。商业纯钛的相变点为885 ℃,低于作者制备所得纯钛的,这是由于原料海绵钛中含有铁、硅、氧等微量杂质元素。添加少量钨粉所得TMC1复合材料的相

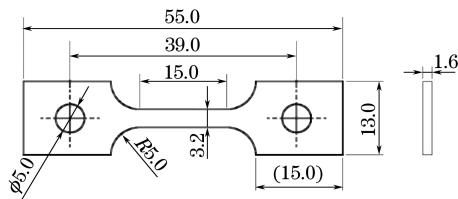


图1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Size of tensile specimen

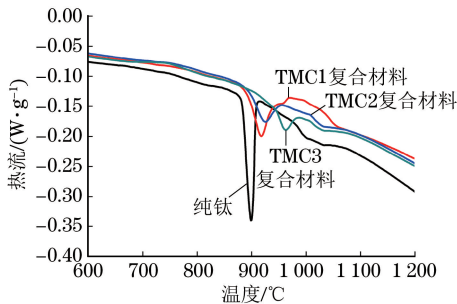


图2 铸造态纯钛及钛基复合材料的 DSC 曲线

Fig.2 DSC curves of as-cast pure titanium and titanium matrix composites

变点比纯钛的提高将近 20 °C,这是因为稀土元素的添加有助于提高相变点^[15]。TMC2 复合材料的相变点与 TMC1 复合材料的相近,是因为硼在 α -Ti 中的固溶度很小,对钛的相变点影响很小,其相变点的变化也主要归因于稀土元素镧的添加。碳元素是 α -Ti 的强烈稳定元素,其在 α -Ti 中的饱和固溶度为 0.01%。由 Ti-C 二元相图可知,每增加质量分数 0.01% 的碳,钛的相变点升高 2.0 °C。综合考虑碳

元素和铜元素对相变点的影响,通过相变温度计算公式^[17]计算得到 TMC3 复合材料的理论相变温度为 953 °C,与试验结果较为接近。根据相变点确定纯钛和 TMC1、TMC2、TMC3 复合材料的热锻温度分别为 880,900,900,940 °C。

若无特指,后文中的纯钛和复合材料均为热锻并经热处理后的。

2.2 物相组成与显微组织

由图 3 可知:纯钛和 3 种复合材料的基体相均为 α -Ti;TMC1 复合材料中生成单一 La_2O_3 增强相,TMC2 复合材料中存在 La_2O_3 和 TiB 增强相,TMC3 复合材料中含有 La_2O_3 和 TiC 增强相。由此可见,在熔炼过程中,原料发生化学反应生成了 La_2O_3 、TiB 和 TiC。

由图 4 可以看出:3 种复合材料的基体组织均

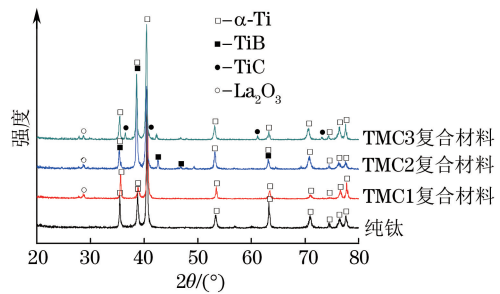


图3 纯钛及钛基复合材料的 XRD 谱

Fig.3 XRD patterns of pure titanium and titanium matrix composites

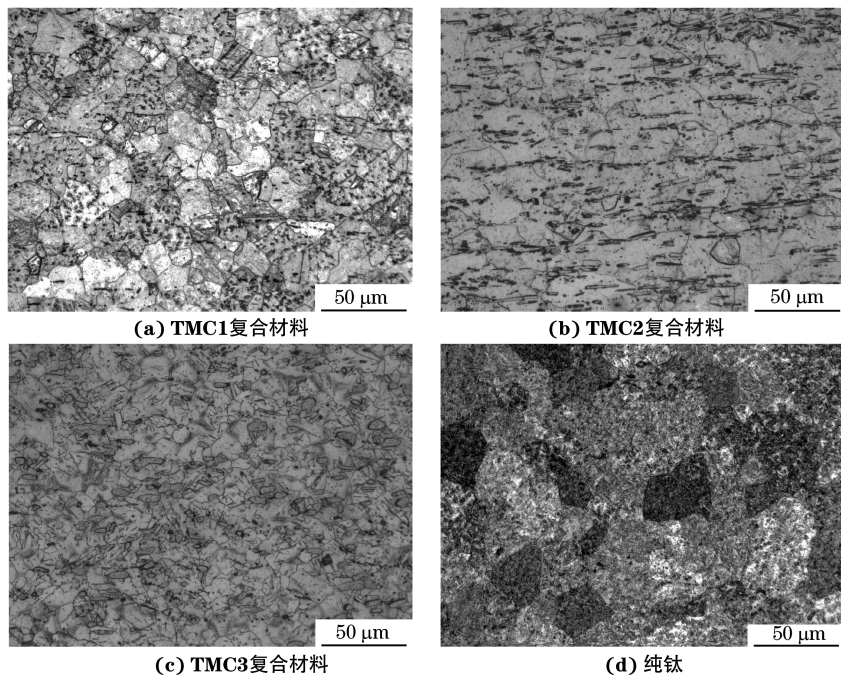


图4 钛基复合材料和纯钛的显微组织

Fig.4 Microstructures of titanium matrix composites (a—c) and pure titanium (d): (a) TMC1 composite; (b) TMC2 composite and (c) TMC3 composite

为变形 α -Ti, 纯钛组织则为等轴 α -Ti, 复合材料的晶粒尺寸明显小于纯钛的。

由图 5 可以看出: TMC1 复合材料中 La_2O_3 增强相因承受大塑性变形力而拉长, 呈短棒状并沿着热锻方向分布。TMC2 复合材料中 TiB 增强相主要呈短纤维状(平均长度为 $14.65\ \mu\text{m}$, 平均长径比为 4)均匀分布在基体上, 并沿锻造方向排列, 由于其尺寸大于 La_2O_3 增强相的, 承载了大部分塑性变形力, 部分 TiB 增强相发生断裂; La_2O_3 增强相则因受力较少而保持颗粒状。TiB 的晶体结构为 B27 型, 在原位形核和生长过程中更易沿着 $[010]$ 晶向生长, 故呈短纤维状; 在锻造过程中, TiB 因外力作用而发生旋转, 趋向于沿锻造方向排列。某些针状 TiB 在 $[010]$ 晶向上的一端和 La_2O_3 (图中白亮点) 相连, 这是因为在凝固过程中, TiB 以先析出的

La_2O_3 颗粒为中心形核, La_2O_3 在长大的过程中将 TiB 的一端包覆。TMC3 复合材料中 TiC 增强相呈现 2 种形状, 一种是细小的近似等轴状, 另一种是粗大的不规则形状, 这与其溶解-析出生长机制^[16]有关; La_2O_3 增强相呈颗粒状, 与 TMC2 复合材料中的相似。在凝固过程中 TiC 的析出经历了 3 个阶段: 随着温度降低, 初晶 TiC 首先从液相中析出, 由于初晶 TiC 生长不受限制且易成分过冷, 故生长成粗大的树枝晶; 当温度降低到共晶线时发生共晶反应析出共晶 TiC, 因其周围均为固体, 共晶 TiC 生长受限, 且不会形成成分过冷, 故呈等轴状。在固态相变阶段, 由于温度较低原子扩散较慢, TiC 增强相颗粒并未生明显长大。在后续锻造过程中, 粗大的 TiC 树枝晶发生断裂而形成了不规则的颗粒。

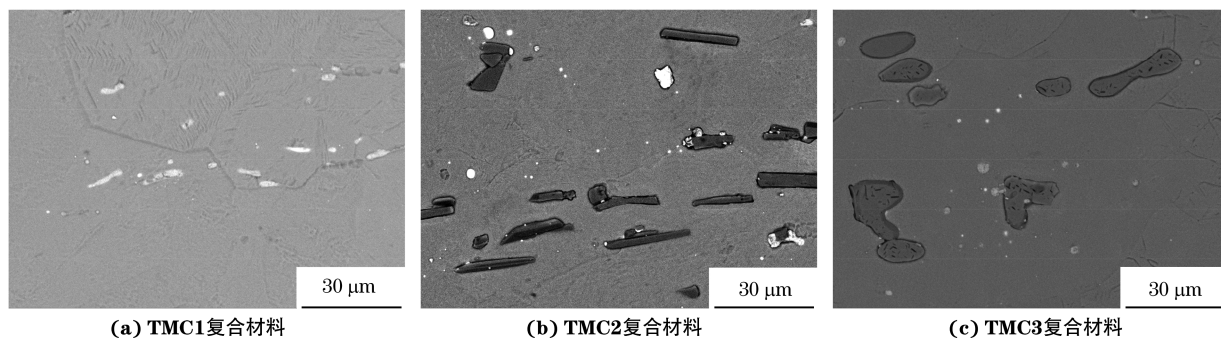


图 5 钛基复合材料的 SEM 形貌(背散射电子成像)

Fig. 5 SEM micrographs of titanium matrix composites (backscattered electron imaging):

(a) TMC1 composite; (b) TMC2 composite and (c) TMC3 composite

2.3 硬 度

铸造态纯钛以及 TMC1、TMC2 和 TMC3 复合材料的硬度分别为 119.8, 235.3, 302.4, 284.3 HV, 与铸造态纯钛相比, 铸造态 TMC1、TMC2 和 TMC3 复合材料的硬度分别提高了 96.4%, 152.4%, 137.3%。TMC1、TMC2 和 TMC3 复合材料中分别含有 1% La_2O_3 、5% TiB+1% La_2O_3 、5% TiC+1% La_2O_3 , 增强相的总体积分数分别为 1%, 6%, 6%。由此可见, 当增强相体积分数从 0 (纯钛) 增至 1% 时, 硬度增幅为 115.5 HV, 远高于增强相体积分数从 1% 增至 6% 时的 (67.1 HV 或 49.0 HV), 这说明复合材料的硬度不会随增强相含量的增加而线性增加, 而是会趋于稳定。原位生成的硬质增强相和由合金元素引起的固溶强化作用是导致铸造态复合材料硬度增加的主要原因^[18]。

热锻并经热处理后纯钛以及 TMC1、TMC2 和 TMC3 复合材料的硬度分别为 130.8, 244.1, 321.9,

321.8 HV, 相比铸造态的分别提高了 9.2%, 3.7%, 6.4%, 13.2%, 这主要是因为热锻改善了基体组织, 消除了部分铸造缺陷。与纯钛相比, TMC1、TMC2 和 TMC3 复合材料的硬度分别提高了 86.6%, 146.1%, 146.0%, 这是因为增强相能阻碍位错运动, 使基体中的位错密度增大。这也是热锻后复合材料硬度提高的原因之一^[18]。

2.4 拉伸性能

由图 6 和表 2 可以看出, 与纯钛相比, 钛基复合材料的抗拉强度和屈服强度提高, 塑性下降。去应力退火后, 纯钛形成了粗大的等轴 α -Ti 组织, 在拉伸过程中裂纹在晶内萌生并向外扩展。钛基复合材料中原位生成的增强相为承载相, 决定着复合材料的力学性能^[19]。复合材料力学性能的提高可通过力学性能强化机制加以解释: 复合材料基体的晶粒尺寸比纯钛基体的小, 因此复合材料基体的强度要比纯钛基体的高^[20]; 外加载荷会在基体与增强相之

间进行传递和分配,具有较高强度的 TiB、TiC 和 La_2O_3 增强相较为均匀弥散地分布在基体中,阻碍了位错的滑移,从而进一步提高了复合材料的抗拉强度;但位错运动的受阻又会形成应力集中,造成基体裂纹萌生,同时部分短纤维状 TiB 因强度不够,在承载后发生断裂而成为裂纹源,从而导致塑性下降。因此,与纯钛相比,复合材料的抗拉和屈服强度增加,但断后伸长率减小。

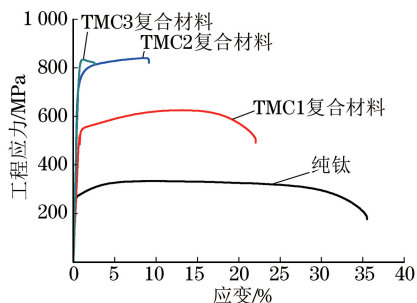


图6 纯钛及钛基复合材料的工程应力-应变曲线

Fig.6 Engineering stress-strain curves of pure titanium and titanium matrix composites

表2 纯钛及钛基复合材料的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of pure titanium and titanium matrix composites

材料	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%
纯钛	266	334	35.4
TMC1 复合材料	505	625	21.5
TMC2 复合材料	756	840	8.4
TMC3 复合材料	806	834	2.0

TMC2 复合材料的抗拉强度比 TMC3 复合材料的高,主要是因为短纤维状 TiB 沿着锻造方向分布,能比颗粒状的 La_2O_3 及 TiC 承载更多的应力^[21]。

3 结 论

(1) 以海绵钛、钨粉、 TiB_2 粉、石墨粉为原料,通过原位反应分别制备了 1% La_2O_3 、5% TiB+1% La_2O_3 、5% TiC+1% La_2O_3 等 3 种增强体增强钛基复合材料;钛基复合材料的基体组织均为 α -Ti,原位生成的 La_2O_3 呈颗粒状或短棒状,TiB 呈短纤维状并沿锻造方向排列,TiC 为等轴状和不规则形状。

(2) 不同钛基复合材料的硬度均高于相应纯钛的,且锻造态硬度高于铸造态的。

(3) 不同钛基复合材料的抗拉强度和屈服强度均高于纯钛的,而塑性低于纯钛的;5% TiB+1% La_2O_3 增强钛基复合材料的综合力学性能较优,抗拉强度为 840 MPa,断后伸长率为 8.4%。

参考文献:

- [1] HUANG G, HAN Y, GUO X, et al. Effects of extrusion ratio on microstructural evolution and mechanical behavior of in situ synthesized Ti-6Al-4V composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 688: 155-163.
- [2] QIU P, LI H, SUN X, et al. Reinforcements stimulated dynamic recrystallization behavior and tensile properties of extruded (TiB + TiC + La_2O_3)/Ti6Al4V composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 699: 874-881.
- [3] 韩远飞, 邱培坤, 孙相龙, 等. 非连续颗粒增强钛基复合材料制备技术与研究进展[J]. 航空制造技术, 2016, 59(15): 62-74.
- [4] 吕维洁, 郭相龙, 王立强, 等. 原位自生非连续增强钛基复合材料的研究进展[J]. 航空材料学报, 2014, 34(4): 139-146.
- [5] 邝玮, 王敏敏, 李九霄, 等. 原位自生 (TiB+ La_2O_3)/TC4 钛基复合材料的显微组织和力学性能[J]. 机械工程材料, 2015, 39(2): 67-72.
- [6] HUANG L J, GENG L, LI A B, et al. In situ TiB_w/Ti-6Al-4V composites with novel reinforcement architecture fabricated by reaction hot pressing[J]. Scripta Materialia, 2009, 60(11): 996-999.
- [7] MORSE K, PATEL V V. Processing and properties of titanium-titanium boride (TiB_w) matrix composites—A review [J]. Journal of Materials Science, 2007, 42(6): 2037-2047.
- [8] TJONG S C, MAI Y W. Processing-structure-property aspects of particulate- and whisker-reinforced titanium matrix composites[J]. Composites Science and Technology, 2008, 68(3/4): 583-601.
- [9] GENG L, NI D R, ZHANG J, et al. Hybrid effect of TiB_w and TiC_p on tensile properties of in situ titanium matrix composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 463(1/2): 488-492.
- [10] GUO X, WANG L, WANG M, et al. Effects of degree of deformation on the microstructure, mechanical properties and texture of hybrid-reinforced titanium matrix composites[J]. Acta Materialia, 2012, 60(6/7): 2656-2667.
- [11] XIAO L, LU W, QIN J, et al. Creep behaviors and stress regions of hybrid reinforced high temperature titanium matrix composite[J]. Composites Science and Technology, 2009, 69(11/12): 1925-1931.
- [12] XIAO L, LU W J, LI Y G, et al. Thermal stability of in situ synthesized high temperature titanium matrix composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 467(1/2): 135-141.
- [13] HALDAR B, KARMAKAR S, SAHA P, et al. In situ multicomponent MMC coating developed on Ti-6Al-4V substrate[J]. Surface Engineering, 2014, 30(4): 256-262.
- [14] 潘红波, 唐获, 胡水平, 等. 热分析法测量相变温度的研究[J]. 物理测试, 2008, 26(6): 43-46.
- [15] 赵永庆, 周廉. 钛合金基础性问题研究[J]. 金属学报, 2002(增刊 1): 25-29.

(下转第 41 页)

- [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