

一种新型锆钛合金的动态力学行为研究*

王 杰 张宏伟 王爱民 李 宏 付华萌 朱正旺 张海峰

(中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016)

摘 要 通过对一种新型锆钛合金在室温下的准静态压缩和不同温度下的动态压缩实验, 发现该合金在准静态和动态压缩条件下均具有良好的强度和塑性, 且随着应变速率的增加和温度的降低, 合金强度升高, 塑性下降. 基于 Johnson-Cook 模型, 建立了该锆钛合金动态压缩下的本构关系.

关键词 锆钛合金, 动态力学性能, 温度

中图分类号 TG146.414, TG113.25 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2012)05-0636-05

INVESTIGATION OF DYNAMIC MECHANICAL BEHAVIOR OF A NEW Zr-Ti ALLOY

WANG Jie, ZHANG Hongwei, WANG Aimin, LI Hong, FU Huameng, ZHU Zhengwang, ZHANG Hai Feng

Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: WANG Aimin, professor, Tel: (024)23971782, E-mail: amwang@imr.ac.cn

Supported by National Basic Research Program of China (No.2010CB731602) and National Natural Science Foundation of China (No.10976100)

Manuscript received 2011-12-27, in revised form 2012-04-12

ABSTRACT Zirconium based alloy is a new type structural material with high specific strength and good comprehensive properties. In this article, quasi-static compression at room temperature and dynamic compression under various temperatures were performed to a new zirconium-titanium alloy. It was found that this alloy showed good strength and plasticity, and the strength increased and plasticity decreased with increasing strain rate or decreasing temperature. A constitutive model under dynamic compression was established based on Johnson-Cook model, and accorded well with experimental results.

KEY WORDS Zr-Ti alloy, dynamic mechanical property, temperature

随着人类对外层空间探索和开发活动的逐步增加, 越来越多的航天器将进入太空. 航天器在轨道上将承受包括低温、交变温度场、高能粒子辐照、原子氧侵蚀、空间碎片冲击及微尘冲刷等的单独或联合作用. 在 $-200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 甚至更低的温度环境中, 许多材料的力学性能会大幅度降低, 有的甚至会发生低温脆性断裂; 当处于 $-200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 到 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的交变温度环境下时, 长期服役的空间零部件会出现疲劳损伤、结构失稳、尺寸不稳定和变形等严重问题^[1]. 空间高能粒子的辐照损伤往往会引起材料或构件微观结构的变

化和性能的退化; 辐照损伤的长期累积甚至可能造成结构和性能上的突变^[2-4]; 大量空间碎片、微尘的速度可达 28000 km/h , 因此, 太空中即使是剥落的一小块油漆也可能给飞行器造成严重破坏^[5-7].

目前用于空间飞行器活动构件的材料主要是不锈钢等传统材料, 还有少量的钛合金. 长期以来, 尽管在设计时已经采用了“过盈”甚至“超过盈”的方法, 但在使用中还是经常不可避免地发生构件的提前失效. 这使得人们在研究不锈钢在特殊环境下的失效机理的同时, 开始寻找性能足以取代不锈钢且密度更低、比强度更高的新材料, 以满足人们对空间用材料越来越高的要求.

锆合金具有良好的耐蚀性、较低的热中子吸收截面、良好的抗辐照性能, 多用作核反应堆的堆芯结构材料以及化学工业中的耐腐蚀部件等, 目前工业规模生产的锆合金主

* 国家重点基础研究发展计划项目 2010CB731602 和国家自然科学基金项目 10976100 资助

收到初稿日期: 2011-12-27, 收到修改稿日期: 2012-04-12

作者简介: 王 杰, 男, 1987 年生, 硕士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2011.00808

要有 Zr-Sn 系和 Zr-Nb 系, 强度可达 900 MPa^[8-13]. 20 世纪 90 年代, 研究人员开发出具有非晶结构的锆基合金, 这类锆合金具有如高强度、高弹性、高硬度和耐磨损等一系列优异的力学性能, 以及低的热膨胀系数和优异的耐腐蚀性能等^[14-17]. 但此类锆合金塑性较差, 几乎没有拉伸塑性, 而且受到非晶形成能力的限制不能做成大尺寸, 因而限制了其在工业上的应用.

最近, Liang 等^[18] 报道了一种新型锆钛合金, 强度可达 1200 MPa 以上, 且具有较好的塑性. 与传统的钢铁材料相比, 锆钛合金不仅强度更高, 而且密度大幅度降低, 具有较高的比强度, 因此在航天领域有可观的应用前景, 可作为结构材料用于空间活动构件. 虽然该锆钛合金在常规环境下具有较好的力学性能, 但在类似太空环境下的综合力学性能还有待进一步研究.

本文对锆钛合金在不同温度和较高应变速率条件下的力学性能进行实验研究, 探讨其变化机理, 为该锆钛合金在航天器上的应用奠定基础.

1 实验方法

新型锆钛合金的化学成分 (质量分数, %) 为 47Zr-45Ti-5Al-3V, 以工业纯海绵 Zr, 海绵 Ti, Al 和 V 为原料, 采用自耗式真空电弧炉熔炼. 浇铸成铸锭后经 1050 °C 粗锻 2 次, 930 °C 精锻 2 次制成直径约 60 mm 的棒材. 采用电火花从锻态棒材上切割试样, 经表面打磨、抛光后, 腐蚀后采用利用 Leica MEF4A 金相显微镜 (OM) 观察合金的组织形貌, 腐蚀试剂组成为 15 mL HCl+15 mL HNO₃+400 mL H₂O. 用 Rigaku D/max-2500PC 型 X-射线衍射仪 (XRD, CuK_α) 分析合金的相结构, 2θ 扫描范围为 15—85 deg, 扫描速率为 2 deg/min, 步长为 0.02 deg.

室温准静态压缩实验采用直径 5 mm, 高 10 mm 的圆柱形试样在 Instron5582 电子万能试验机上进行, 应变速率分别为 10⁻⁴—10⁻² s⁻¹. 动态压缩实验用分离式 Hopkinson 压杆分别在 -50, 20, 100 和 200 °C 进行, 试样尺寸为直径 5 mm, 厚 3 mm 的圆片, 子弹发射压强分别为 0.5—1.0 MPa, 应变速率 1500—5000 s⁻¹. 用 Quanta 600 扫描电镜 (SEM) 观察试样断口形貌.

2 实验结果及讨论

2.1 合金的微观组织结构

图 1 所示为 47Zr-45Ti-5Al-3V 合金的 OM 像和 XRD 谱. 由图 1a 可看出, 合金是由基体相和呈板条状的第二相组成. 由图 1b 可知, 合金由 α 相和 β 相组成.

2.2 室温准静态压缩

不同应变速率下的室温准静态压缩应力-应变曲线如图 2 所示. 可以看出, 室温准静态压缩时, 合金有很高的屈服强度和压缩断裂强度, 并且随着应变速率的增加而

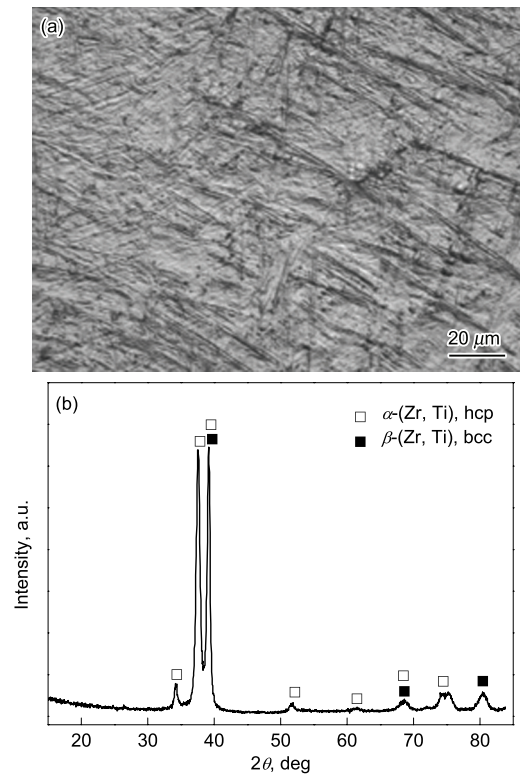


图 1 47Zr-45Ti-5Al-3V 合金的 OM 像和 XRD 谱

Fig.1 OM image (a) and XRD spectrum (b) of 47Zr-45Ti-5Al-3V alloy

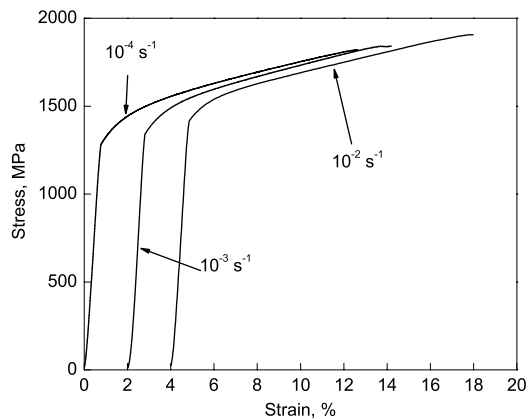


图 2 室温下不同应变速率的准静态压缩应力-应变曲线

Fig.2 Quasi-static strain-stress curves of Zr-Ti alloy under various strain rates at room temperature

略有增加; 应变速率从 10⁻⁴ s⁻¹ 提高到 10⁻² s⁻¹, 屈服强度从 1281.3 MPa 增加到 1410.2 MPa, 增加了约 10.1%, 而断裂强度从 1819.5 MPa 增加到 1906.2 MPa, 增加了约 4.8%. 断裂应变变化不明显, 约为 12%.

图 3 所示为应变速率为 10⁻³ s⁻¹ 时的断口形貌. 由图 3a 所示的宏观形貌可以看出, 准静态压缩断裂时断面与轴向成 45° 角, 表明压缩时发生的是最大切应力断裂; 宏观断口并不平直. 从图 3b 中可以看出, 断口中不均匀

分布着很多撕裂纹和韧窝(图中椭圆所示),这说明材料断裂时并不是在某一位置产生微裂纹,然后扩展最终发生断裂,而是在最大分切应力达到临界分切应力时,在不同位置同时产生微裂纹并扩展.断口中出现不均匀分布的韧窝,表明裂纹扩展过程中部分位置由于位错运动发生了滑移,这有利于材料塑性的增加.由图 3c 示出断口中韧窝形貌可以看出,韧窝具有很强的方向性,属于剪切韧窝,这是受最大切应力破坏的结果^[19].

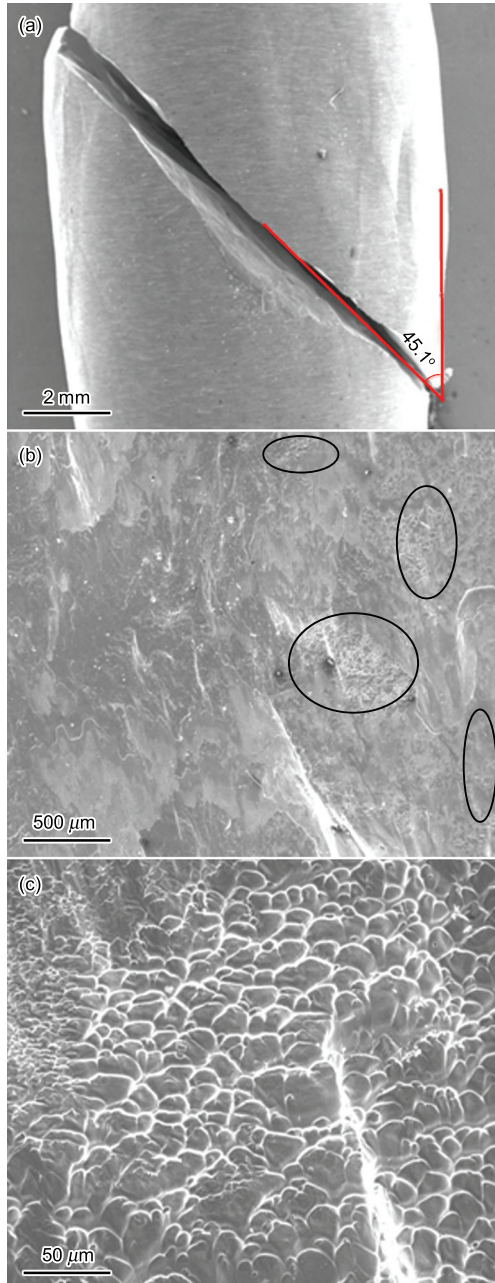


图 3 应变速率 10^{-3} s^{-1} 时的试样断口形貌

Fig.3 Macroscopic morphology (a), microscopic morphology (b) of fracture surface and ductile dimples in fracture surface (c) of the specimen compressed at strain rate of 10^{-3} s^{-1} (ellipses in Fig.3b show the tearings and ductile dimples)

对金属材料而言,一般来说,随着应变速率的增加,位错运动速率加大,增加了位错滑移的阻力,使材料产生附加强化,强度增大,同时位错缠结的几率增大,使材料的塑性降低^[20].但由 3b 可以看出韧窝所占面积并不大,可见滑移所占比例很小,这使得准静态压缩时应变速率对力学性能的影响很小,与图 2 所示结果相符.

2.3 动态压缩

2.3.1 室温下的动态力学性能 在室温下采用不同的应变速率进行动态压缩实验,子弹发射压力分别为 0.5, 0.7 和 1.0 MPa,对应的平均应变速率分别为 1500, 3100 和 5000 s^{-1} .当子弹发射压力为 0.5 和 0.7 MPa 时,由于弹速较低,入射杆输入能量不足, Zr-Ti 合金只是发生了明显的塑性变形,没有破坏;发射压力为 1.0 MPa 时,样品在动态加载下被破坏,且在样品断裂时观察到有明亮的火花,这说明断裂时释放的能量较大.图 4 是 Zr-Ti 合金在室温下不同应变速率时的动态压缩的应力-应变曲线.可见,动态压缩时, Zr-Ti 合金具有较好的屈服强度和塑性变形能力,子弹发射压力为 1.0 MPa 时,样品在破坏前经历了 14% 的塑性应变;而子弹发射压力为 0.7 MPa 时,样品产生了 22% 的塑性应变.在不同的应变速率下, Zr-Ti 合金样品都表现出应变软化现象,即样品在动态压缩载荷作用下发生屈服后,随着塑性应变的增加,样品的变形抗力逐渐降低.对于子弹发射压力为 1.0 MPa 的样品,屈服强度大于 1700 MPa,但最终断裂时应力只有 1500 MPa.随着应变速率的提高, Zr-Ti 合金的屈服强度增加,塑性变形量减小.

图 5 是室温下子弹发射压力为 1.0 MPa 时的动态压缩断口形貌.可以看出,断口与加载方向约成 45° 角,表明断裂方式为最大切应力造成的剪切断裂,断口大部分较为光滑,而其中零星分布着少量的韧窝如图 5b 所示.材料在应力作用下产生变形,当过了屈服阶段后,由于位错的交割、增值、缠结等,使位错运动的阻力增加,引起变形抗力的增加,从而提高强度,这称为材料的加工硬化.但

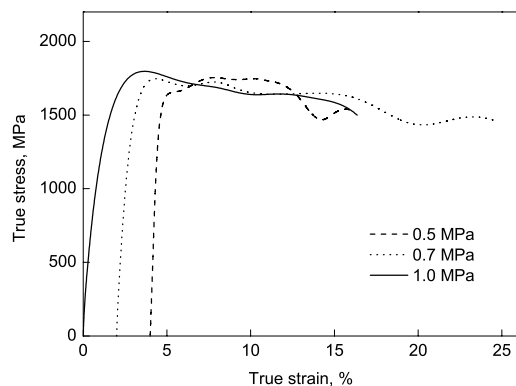


图 4 室温下动态压缩应力应变曲线

Fig.4 Dynamic compression stress-strain curves at room temperature ($20 \text{ }^\circ\text{C}$)

在材料应变速率很大时,可能会使位错的交割、增值、缠结等来不及发生,或者剧烈变形引入的巨大能量会对位错造成破坏,从而造成材料在屈服过后不再发生加工硬化,而发生应变软化现象.

2.3.2 不同温度下的动态力学性能 图 6 为不同温度下动态力学性能真应力 - 应变曲线. 由图 6 可以看出,合金在动态压缩条件下,均表现出屈服软化现象. 在同一温度下,增加应变速率均能使合金的屈服强度增加,同时塑性应变减小;而随着温度的增加,同一应变速率下合金的屈服强度下降,塑性应变有所增加. 原因是应变速率增加能阻碍位错的扩展,从而增加屈服强度,而温度的升高有利于位错的扩展,从而减小屈服强度. 另外, -50 °C 下当子弹发射压力为 0.7 和 1.0 MPa 时,屈服强度分别能高达 1800 和 2000 MPa,但塑性应变率只有 4% 左右,呈明显脆性. 这说明动态条件下,在低温和高应变速率下合金脆化.

2.3.3 动态压缩条件下的本构方程拟合 Johnson-Cook(J-C) 模型是对金属材料本构方程拟合时常用的一

种纯经验模型,它避免了传统本构理论中屈服面的概念,从而大大简化了模型的形式,非常适宜于数值计算 [21]. Johnson-Cook 本构模型的表达式如下:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C\ln\dot{\varepsilon}^*)[1 - (T^*)^m] \quad (1)$$

式中, σ 为 Von Mises 流变应力; ε 为等效塑性应变; $\dot{\varepsilon}^*$ 为塑性应变速率 ($\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$); $\dot{\varepsilon}_0$ 为 J-C 模型的参考应变速率,一般取准静态时的应变速率 10^{-3}s^{-1} ; T^* 为无量纲的温度 ($T^* = (T - T_r)/(T_m - T_r)$, 其中 T_r 为室温, T_m 为材料的熔点); J-C 模型中共含有 5 个待定经验参数,其中, A 为屈服强度, B 和 n 为应变强化参数, C 为经验性应变速率敏感系数, m 为表征温度软化效应的参数 [22,23].

根据所得动态压缩实验数据,通过拟合得到的方程 (1) 中的 $A=1580$ MPa, $B=53.3$ MPa, $C=0.017$, $m=0.71$, $n=-0.313$, 因此,此新型锆钛合金的 Johnson-Cook 本构方程为 $\sigma = (1580 + 53.3\varepsilon^{-0.313})(1 + 0.017\ln\dot{\varepsilon}^*)(1 - T^{*0.71})$. 图 7 给出了实验测得的真应力 - 真应变曲线与拟合曲线. 可见,两

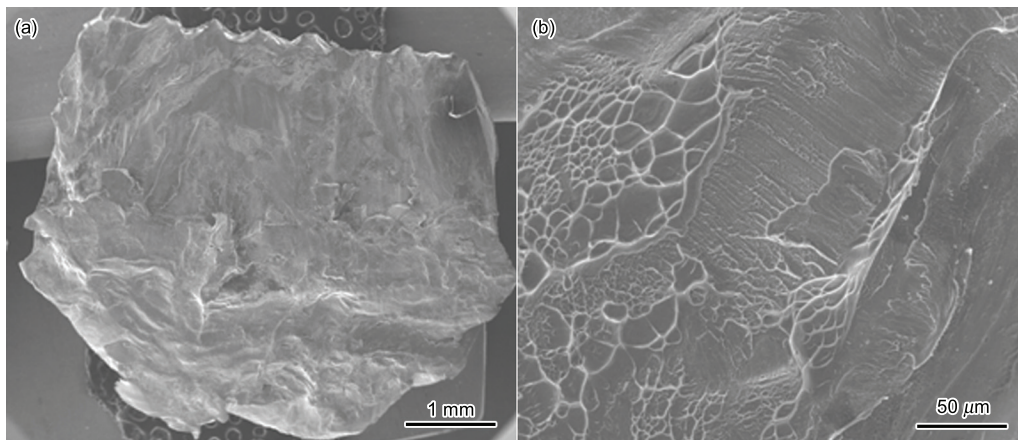


图 5 室温下子弹发射压力为 1.0 MPa 时的动态压缩断口形貌

Fig.5 Macroscopic (a) and microscopic (b) morphology of dynamic compression fracture surface at room temperature when the shooting pressure of the striker bar of Hopkinson pressure bar was 1.0 MPa (5000 s^{-1})

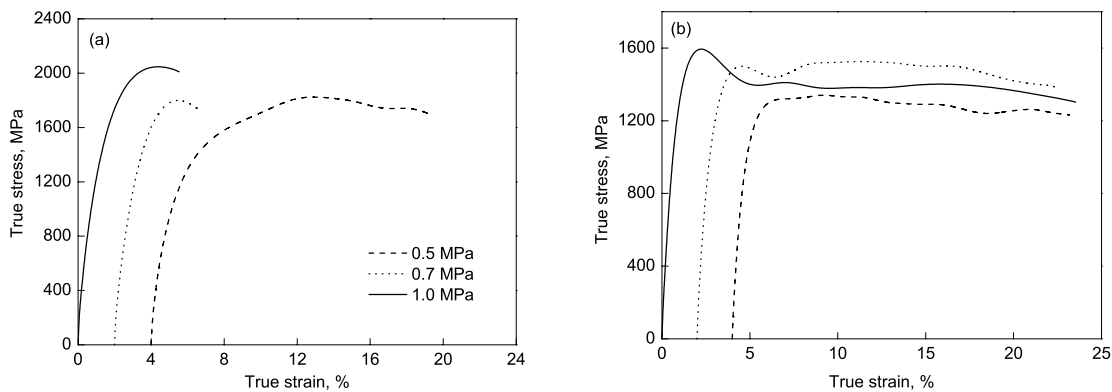


图 6 不同温度下动态压缩真应力 - 应变曲线

Fig.6 Dynamic compression true stress-true strain curves under -50 °C (a) and 200 °C (b)

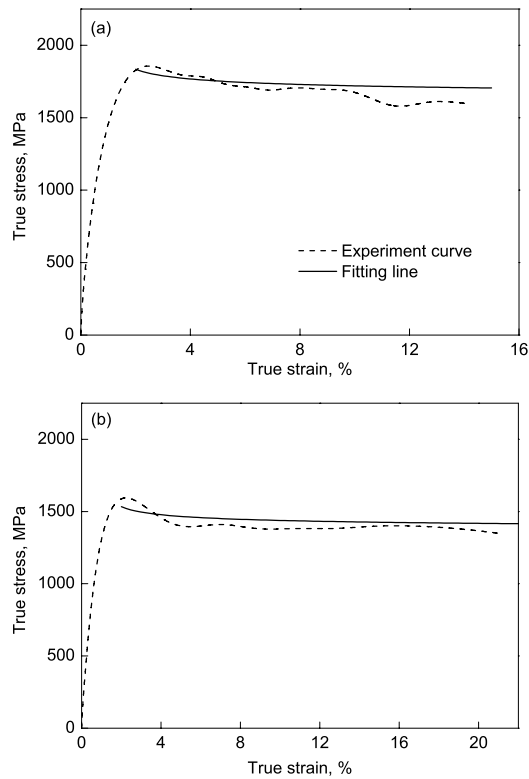


图7 不同条件下的动态压缩真应力 - 真应变曲线与拟合曲线的对比

Fig.7 Comparisons of dynamic compression true stress-true strain curves with fitting lines from J-C model under different temperatures and strain rates
(a) 20 °C, 1500 s⁻¹ (b) 200 °C, 5000 s⁻¹

者符合较好。

3 结论

(1) 锆钛合金具有优异的压缩强度和塑性。随着温度的升高,合金的强度下降,塑性增加;随着应变速率的升高,合金的强度增加,塑性下降。另外,当合金在低温和高应变速率条件下时,表现出良好的屈服强度,但明显脆化。

(2) 结合动态压缩实验数据,建立了锆钛合金的Johnson-Cook本构方程: $\sigma = (1580 + 53.3\epsilon^{-0.313})(1 + 0.017\ln\dot{\epsilon}^*)(1 - T^{*0.71})$, 方程与应力 - 应变曲线吻合较好。

感谢燕山大学刘日平教授和马明臻教授提供实验所用锆钛合金材料。

参考文献

- [1] Tribble A. *The Space Environment—Implications for Spacecraft Design*. Princeton: Princeton University Press, 1995: 1
- [2] Lowenstein D I, Rusek A. *Radiat Environ Biophys*, 2007; 46: 91
- [3] Nikiforov A, Chumakov A. In: Daglis I A ed., *Effects of*

Space Weather on Technology Infrastructure. Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2004: 165

- [4] Shilobreeva S N, Kashkarov L L, Barabanenkov M Y, Pustovtov A N, Zinenko V I, Agafonov Y A. *Doklady Earth Sci*, 2006; 411: 9
- [5] Wicklein M, Ryan S, White D M, Clegg R A. *Int J Impact Eng*, 2008; 35: 1861
- [6] Sakuraba K, Tsuruda Y, Hanada T, Liou J C, Akahoshi Y. *Int J Impact Eng*, 2008; 35: 1567
- [7] Sorensen B R, Kimsey K D, Love B M. *Int Impact Eng*, 2008; 35: 1808
- [8] Zhao W J. *Rare Met Lett*, 2004; 23(5): 15
(赵文金. 稀有金属快报, 2004; 23(5): 15)
- [9] Liu J Z. *Nuclear Structural Materials*. Beijing: Chemical Industry Press, 2007: 5
(刘建章. 核结构材料, 北京: 化学工业出版社, 2007: 5)
- [10] Zhao W J, Zhou B X, Miao Z, Peng Q, Jiang Y R, Jiang H M, Pang H. *Atom Energy Sci Technol*, 2005; 39(suppl): 2
(赵文金, 周邦新, 苗志, 彭情, 蒋有荣, 蒋宏曼, 庞华. 原子能科学技术, 2005; 39(增刊): 2)
- [11] Wang R S, Weng L K, Zhang Y W, Geng J Q, Wang J H. *Mater Rev*, 2011; 25(13): 105
(王荣山, 翁立奎, 张晏玮, 耿建桥, 王锦红. 材料导报, 2011; 25(13): 105)
- [12] Zhang J, Wang G P, Zuo X T. *J Netshape Forming Eng*, 2011; (5): 35
(张建, 王国平, 左小涛. 精密成形工程, 2011; (5): 35)
- [13] Liu W Q, Zhu X Y, Wang X J, Li Q, Yao M Y, Zhou B X. *Atom Energy Sci Technol*, 2010; 44: 1477
(刘文庆, 朱晓勇, 王晓姣, 李强, 姚美意, 周邦新. 原子能科学技术, 2010; 44: 1477)
- [14] Peker A, Johnson W L. *Appl Phys Lett*, 1993; 63: 2342
- [15] Inoue A, Zhang T, Saida J, Matsushita M, Chen M W, Sakurai T. *Mater Trans JIM*, 1999; 40: 1137
- [16] Bruck H A, Christman T, Rosakis A J, Johnson W L. *Scr Metall Mater*, 1994; 30: 429
- [17] Inoue A. *Acta Mater*, 2000; 48: 279
- [18] Liang S X, Ma M Z, Jing R, Zhang X Y, Liu R P. *Mater Sci Eng*, 2012; A532: 1
- [19] Cui Z Q, Tan Y C. *Metallography and Heat Treatment*. Beijing: Mechanical Industry Press, 2007: 186
(崔忠圻, 覃耀春. 金属学与热处理. 北京: 机械工业出版社, 2007: 186)
- [20] Gao L Q, Zhu J H, Li H, Sun J K. *Rare Met Mater Eng*, 2008; 37: 1051
(高灵清, 朱金华, 李慧, 孙建科. 稀有金属材料与工程, 2008; 37: 1051)
- [21] Chang L Z, Pan Y T, Zhang Z M, Xue Y. *Ordnance Mater Sci Eng*, 2010; 33(4): 68
(常列珍, 潘玉田, 张治民, 薛勇. 兵器材料科学与工程, 2010; 33(4): 68)
- [22] Johnson G R, Cook W H. *Proc 7th Int Symp on Ballistics*, Hague, Netherlands, 1983: 541
- [23] Johnson G R, Cook W H. *Eng Fract Mech*, 1985; 21: 31

(责任编辑: 陈新贵)