

原位自生 20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料蠕变的应力指数和门槛应力*

嵇 峰¹⁾³⁾ 宋爱君¹⁾²⁾ 张卫国¹⁾²⁾ 郝秋红¹⁾ 白邦伟¹⁾ 刘日平¹⁾ 马明臻^{1)†}

1) (亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室, 燕山大学, 秦皇岛 066004)

2) (河北科技师范学院, 秦皇岛 066004)

3) (巨龙钢管有限公司, 清县 062658)

(2009 年 5 月 5 日收到; 2009 年 7 月 11 日收到修改稿)

在 523 K, 573 K 和 623 K 恒应力压缩条件下研究了原位自生 20vol% TiC_p/LD7Al 基复合材料和 LD7Al 合金的高温蠕变行为. 对蠕变速率与外加应力在双对数坐标中进行拟合, 获得了复合材料和基体铝合金的应力指数; 通过在幂率方程中引入有效应力 ($\sigma - \sigma_0$), 对实验数据进行线性回归外推至零蠕变速率得到相应的门槛应力. 实验结果显示, 复合材料的应力指数和门槛应力均高于 LD7Al 合金. TiC 颗粒的存在, 明显改善了 LD7Al 合金的高温蠕变性能. 用门槛应力的概念解释了复合材料的高温蠕变行为是位错攀移与 TiC 颗粒阻碍基体铝合金变形的综合效应所致.

关键词: TiC_p/LD7Al 基复合材料, 蠕变, 应力指数, 门槛应力

PACC: 8120J, 6220H

1. 引 言

颗粒增强金属基复合材料由于其具有高比强度、高比刚度、低密度、良好的热稳定性和抗高温蠕变能力等优异性能. 已成为航空、航天和汽车工业等领域的新型结构材料^[1,2].

传统的铝合金虽然具有良好的常温力学性能, 但是其高温力学性能相对较差. 通过将 TiC 和 SiC 一类的陶瓷颗粒引入铝合金中形成颗粒增强复合材料, 可使其高温力学性能得到显著改善. 表征颗粒增强铝基复合材料在高温环境下服役的重要指标是其抗蠕变能力. 因此研究 TiC 颗粒增强铝基复合材料的高温蠕变行为十分必要. 过去几十年里, 颗粒增强铝基复合材料的高温蠕变行为得到了广泛的研究^[2-11]. 在研究这些复合材料的蠕变行为时, 大都表现出高的名义应力指数和名义激活能. 对于铝基复合材料的蠕变行为, 大部分学者^[2-11]都试图通过门槛应力来解释, 但对于门槛应力的起源仍存在分歧.

目前, 虽然对 SiC 颗粒增强铝基复合材料的蠕变行为已开展了广泛的研究, 但对原位自生 TiC 颗粒增强 LD7Al 基复合材料的高温蠕变行为研究甚

少^[12]. 本文以原位自生 20vol% TiC_p/LD7Al 基复合材料和 LD7Al 合金为对象, 分别在 523 K, 573 K 和 623 K 的温度和 30—235 MPa 的压应力下, 研究了这两种材料的快速压缩蠕变行为.

2. 实验方法

试验材料为自行制备的直径为 12 mm 的 TiC_p/LD7Al 基复合材料棒材. 材料的制备方法: 所用原材料是粒度为 27 μm 的 LD7 铝粉、45 μm 的钛粉和 5 μm 的雾化石墨粉和市售的 LD7 铝合金. 将三种粉末按 Al₄₀Ti₃₀C₃₀ 的化学计量比取 500 g 在转动滚筒中混合 24 h, 冷压成若干个 Ø42.5 mm × 20 mm 的短圆柱, 在真空反应炉中加热进行原位反应合成 47.67vol% (经折算的) 的 TiC_p/LD7 复合材料母合金, 然后将母合金加入到带有搅拌装置的电阻炉中的熔融 LD7 铝合金液体中, 稀释成 20vol% 的 TiC_p/LD7 复合材料, 经机械搅拌使 TiC 颗粒分布均匀后, 浇注到石墨模具中, 得到 Ø50 mm × 100 mm 的铸棒, 再车削成 Ø48 mm × 100 mm 圆棒, 加热至 430℃ 后, 以 16:1 的挤压比, 在 100 吨四柱压力机上挤成 Ø12 mm 的圆棒. LD7 铝合金也按同样的方法挤成

* 国家重点基础研究发展计划 (973) 项目 (批准号: 2006CB605201-2), 河北省自然科学基金 (批准号: E2009000449) 资助的课题.

† 通讯联系人. E-mail: mz550509@ysu.edu.cn

Ø12 mm 的圆棒以备用于试验(见文献[13]). 上述材料采用 T6 热处理制度, 加热速度 1 K/min, 在 803 K(±1 K) 保温 1.5 h 后水淬, 在 453 K(±1 K) 时效 8 h. 将 T6 处理后的 LD7Al 合金和 20vol% TiC_p/LD7Al 基复合材料加工成 Ø10 mm × 12 mm 的圆柱试样, 在试样两端涂覆 MoS₂ 润滑剂以减小端部与压头之间的摩擦. 用 Gleeble-3500 热模拟机, 在温度为 523 K, 573 K 和 623 K, 压缩应力为 30—235 MPa 的条件下, 对试样进行恒应力压缩蠕变试验, 温差控制在 ±1℃, 通过计算机自动记录应力-应变随时间的变化数据. 用 JEM-2010 透射电子显微镜观察了 20vol% TiC_p/LD7Al 基复合材料及 LD7Al 合金的微观组织结构.

3. 实验结果及分析

3.1. TiC_p/LD7Al 基复合材料的蠕变曲线

图 1 是 20vol% TiC_p/LD7Al 基复合材料及 LD7Al 合金在不同温度和不同压缩应力时的快速压缩蠕变曲线. 由图 1 可以看出在不同温度和压缩应力作用下, LD7Al 合金的蠕变变形随着温度的提高而呈现加快的趋势, 而 20vol% TiC_p/LD7Al 基复合材料的蠕变变形随着温度增加并没有明显的变化. 另外, LD7 铝合金受不同温度和压缩应力作用下在较短的时间 (<3000 s) 内就进入了加速蠕变阶段, 而 20vol% TiC_p/LD7Al 基复合材料进入加速蠕变过程则经历了较长的时间 (>7000 s). 上述实验结果显示, 由于 TiC 颗粒的引入, 使复合材料的抗高温蠕变能力明显高于基体 LD7Al 合金.

3.2. 稳态蠕变速率

图 2 是 20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料和 LD7Al 合金分别在 523 K, 573 K 和 623 K 下稳态蠕变速率随压缩应力变化的曲线. 可以看出, 在温度和压缩应力相等的情况下, 20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料的蠕变速率明显低于 LD7Al 合金的蠕变速率, 在温度相对较低的 523 K 时表现得更加明显, 表明由于 TiC 颗粒的引入, 在高温下可明显阻止基体的变形, 使材料的蠕变抗力得到提高.

3.3. 应力指数和表观激活能

图 3 为 LD7Al 合金和 20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料在 523 K, 573 K 和 623 K 时, 蠕变速率与

外加应力在双对数坐标中的拟合曲线. 该拟合曲线的斜率分别对应于相应材料的应力指数 n . 由应力指数的数据表明, 复合材料的蠕变满足幂率方程

$$\dot{\epsilon} = \frac{AGbD_0}{kT} \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right), \quad (1)$$

式中, $\dot{\epsilon}$ 为稳态蠕变速率, A 为材料常数, G 为随温度变化的切变模量, σ 为外加应力, Q 为激活能, D_0 为扩散系数常数项, k 为 Boltzmann 常数, T 为绝对温度, b 是 Burgers 矢量, R 为广义气体常数.

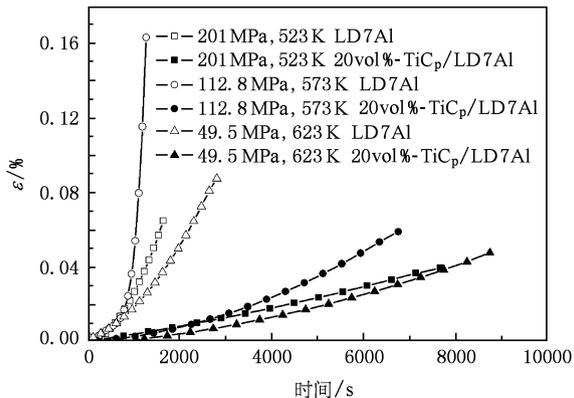


图 1 20vol% TiC_p/LD7Al 基复合材料和 LD7Al 合金在不同温度和不同压缩应力时的快速压缩蠕变曲线

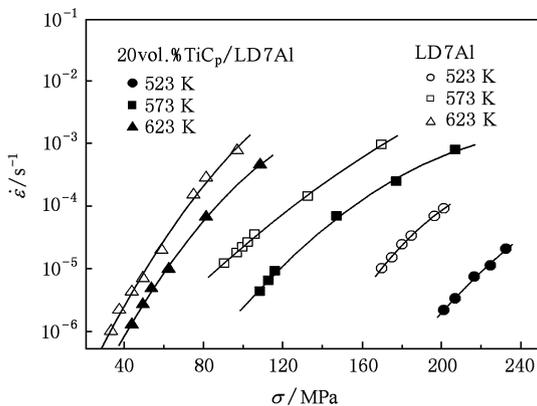


图 2 LD7Al 和 20vol. % TiC_p/LD7 复合材料分别在 523 K, 573 K 和 623 K 下稳态蠕变速率随外加载荷的关系

由图 3 可以看到, 对应不同的温度, 20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料和 LD7Al 合金的蠕变速率均随压缩应力的增加而增加. 此时 20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料的应力指数均大于 LD7Al 合金的, 并且这两种材料的应力指数都远远大于纯铝的应力指数 ($n = 3-5$)^[2,14-16]. 另外这两种材料的应力指数随温度的提高而迅速降低, 这预示在高温下

这两种材料都可能存在蠕变门槛应力,因为外加应力如果低于此门槛应力时检测不到蠕变变形,这与 Zong 和 Derby 的研究结果基本一致^[17].

为了进一步分析温度对复合材料和基体铝合金蠕变行为的影响,根据 Arrhenius 方程计算了 20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料和 LD7Al 合金的表观蠕变激活能. 计算依据如下公式:

$$\Delta Q = R \ln \frac{\dot{\epsilon}_1}{\dot{\epsilon}_2} / \left(\frac{1}{T_2} \right) - \left(\frac{1}{T_1} \right), \quad (2)$$

式中, ΔQ 为蠕变激活能,其他参数与(1)式的物理意义相同.

利用固定应力条件下,应变速率与温度的关系,可求得 LD7Al 合金和 20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料的表观蠕变激活能分别为 271 kJ/mol 和 225.7 kJ/mol. 可以看出,20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料的表观蠕变激活能要远远高于 LD7Al 合金,并且这两种材料的表观激活能都远远大于纯铝的自扩散激活能 142 kJ/mol^[18].

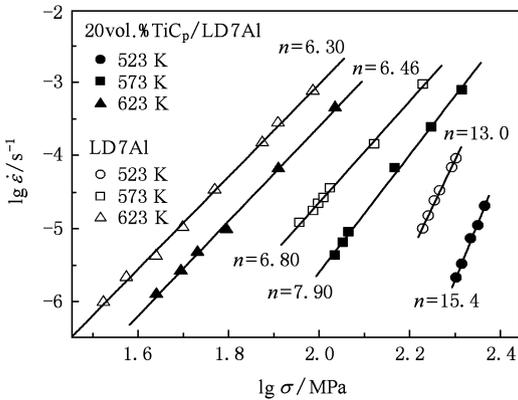


图 3 20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料和 LD7Al 合金稳态蠕变速率与外加应力的双对数轴坐标的关系曲线

3.4. 门槛应力

为了合理解释 TiC_p/LD7Al 基复合材料和 LD7Al 合金在蠕变过程中的应力指数和表观激活能都远大于纯铝的现象,这里引入门槛应力 (σ_0) 的概念,因为蠕变变形的驱动力不是外加应力 (σ),而是有效应力 ($\sigma - \sigma_0$)^[19],故将幂率方程改为

$$\dot{\epsilon} = \frac{AGbD_0}{kT} \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{G} \right)^n \exp \left(- \frac{Q}{RT} \right), \quad (3)$$

式中, σ_0 为门槛应力,其他各参数的物理意义与(1)式相同.

门槛应力可以根据实验数据,通过对复合材料

稳态蠕变速率的 $1/n$ 次方 ($n = 3, 5, 8$) 与外加应力作图求出^[2],这种方法对应力指数 n 的选择非常敏感^[20,21],一般应由蠕变机理来确定,对黏性流动控制的蠕变 $n = 3$ ^[22],对位错攀移机理控制的蠕变 $n = 5$ ^[22],对不变结构控制的蠕变 $n = 8$ ^[23]. 如果取合适的 n 值,能拟合成直线,通过线性回归外推至零蠕变速率,就可以得到门槛应力^[2,24,25]. 根据(3)式,分别对两种材料的蠕变数据作上述处理,结果发现,20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料和 LD7Al 合金一样,都是只有当应力指数 $n = 5$ 时,蠕变数据才能拟合成直线,如图 4(a)和(b)所示. 则 $n = 5$ 即为这两种材料的真应力指数,由此说明这两种材料在蠕变过程中位错运动都应符合位错攀移机理.

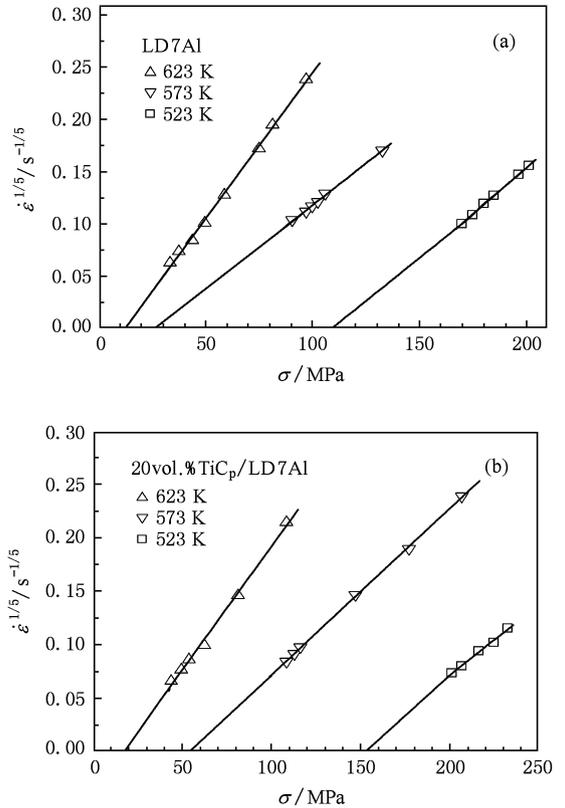


图 4 在 523 K,573 K 和 623 K 时复合材料与基体合金稳态蠕变速率的 $1/5$ 次方与外加应力的关系曲线 (a)LD7Al 合金; (b)20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料

图 4 为在 523 K,573 K 和 623 K 时复合材料与基体合金稳态蠕变速率的 $1/5$ 次方与外加应力的关系曲线. 对图 4 的数据进行线性回归外推至零蠕变速率可以分别得到在 523 K,573 K 和 623 K 时,LD7Al 合金和 20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料对应的门槛应力 (σ_0) 为 109 MPa,27 MPa,11 MPa 和 153

MPa, 55 MPa, 18 MPa. 由以上数据可以看出, 20vol. % TiC_p/LD7 Al 基复合材料在相同温度下的门槛应力均高于 LD7Al 合金, 由此可见, 由于 TiC 颗粒的引入, 复合材料的蠕变抵抗能力有了较大的提高, 这是因为 TiC 颗粒的加入具有阻止基体铝合金晶粒长大、细化晶粒的作用, 在细小的晶粒中位错的产生和消亡很大一部分都发生在基体合金的晶界和颗粒与基体的界面上, 因此提高了材料的抗蠕变性能.

3.5. 蠕变行为讨论

对于纯铝合金而言, 在稳态蠕变过程中, 主要是加工硬化和低应力恢复机理控制蠕变; 在加速蠕变过程中, 材料要经历空穴形成和长大, 此时应变随时间快速增加. TiC 颗粒增强铝基复合材料由于增强颗粒的引入, 使其蠕变行为变得更加复杂. 通常添加高硬度增强相时, 会使材料的蠕变抗力明显增大而超过未增强的铝合金. 相对于基体铝合金而言, 加入增强相 TiC 颗粒也改变了合金的蠕变变形机理. 此时, 复合材料的蠕变行为可以通过简单的黏弹性模型进行预测, 例如相似应变模型, 即基体为黏性的而颗粒为弹性的. Anastasia 等通过在一个非线性黏滞介质中的颗粒周期分布的理想复合材料体系中, 假设每个颗粒都被基体介质充分的包覆, 并且不考虑两个颗粒之间接触的影响, 发展了一个固体球形颗粒增强复合材料的非线性黏弹性模型, 研究了增强颗粒与基体的作用效果^[26,27]. Nieh 在研究颗粒增强铝基复合材料的蠕变行为时, 解释了复合材料的高蠕变抗力是因为高的应力指数增加了对外加载荷的敏感性^[28]; Krajewski 等在研究 2219/TiC_p/15% -T6

复合材料的蠕变行为时, 认为, 在复合材料基体中析出的沉淀相结构对控制蠕变速率有显著的影响. 在基体铝合金中析出的类似针状的沉淀强化相 (θ 或 S) 与位错的交互作用并阻碍位错的运动, 从而对材料进行间接强化^[29-31]. 这一点在本文中已得到印证, 如图 5(b) 所示.

Dlouhy 等人在研究用模压铸造法制备的 Al₇Si₃Cu/Al₂O₃ 复合材料的蠕变行为时, 提出了蠕变损伤的三个机理^[32,33]: 1) 载荷通过 P/M 界面某一距离的加工硬化区 (WHZ) 转移到颗粒; 2) 在加工硬化区域导致位错密度减少的扩散/恢复机理; 3) 多重刚性粒子断裂机理. 加工硬化区域在蠕变第一阶段出现, 它的重要贡献就是把载荷传递到颗粒上, 恢复过程是由位错运动到颗粒的攀移和滑行的联合作用产生的. 当蠕变发生以后, 在颗粒/基体的界面处形成高密度位错 (如图 5(a) 所示). 由于在颗粒/基体界面处的位错堆积引起应力集中, 而导致颗粒断裂、拔出和脱黏, 从而增加了蠕变强度.

关于颗粒增强铝基复合材料蠕变性能得到改善的另一个原因是门槛应力的存在. 通常门槛应力起源于以下几个方面^[34]: 1) 在颗粒之间的 Orowan 弓形法 (或称为绕过机理) 引起门槛应力; 2) 背应力与位错攀移的联合作用; 3) 位错与粒子之间的引力, 由在颗粒与基体界面处的位错的应变场松弛发生的, 这是由于基体的更高的加工硬化速度引起的. 例如, 颗粒的加入减少了基体材料的体积, 相对于未增强铝合金的加工硬化速度增加以及位错之间交互作用的增加贡献给了门槛应力 (σ_0), 使复合材料的蠕变性能得到提高.

为了验证上述分析的正确性, 我们通过透射电

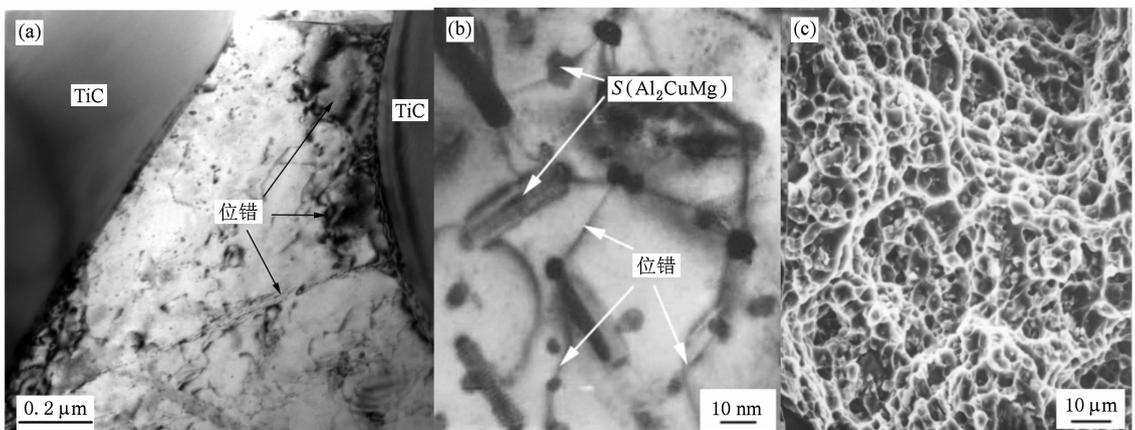


图5 20vol. % TiC_p/LD7Al 基复合材料的 TEM 和 SEM 图像 (a) TiC 颗粒间的位错亚结构; (b) 基体中沉淀相 S (Al₂CuMg) 对位错的钉扎; (c) 复合材料的断口形貌

子显微镜和扫描电子显微镜对复合材料的微观结构进行了观察和分析. 图 5 为 20vol. % TiC_p/LD7Al 复合材料的 TEM 和 SEM 图片. 由图 5(a) 可以看出, 在 TiC 颗粒之间的铝基体, 由于位错与析出相的交互作用, 产生了高密度错密缠结因而能够一定程度上提高复合材料的蠕变抗力, 与 Dlouhy 等人的研究结果基本相符. 图 5(b) 是采用 T6 热处理制度进行固溶处理后在基体中析出的沉淀相 S (Al₂CuMg) 使位错运动被钉扎, 根据上述蠕变微观组织的特征, 可以证明复合材料的蠕变行为既满足文献 [33] 中的 Orowan 弓形法 (或称为绕过机理), 同时也与 Krajewski 等的研究相一致. 因此, 可以认为复合材料的蠕变主要是通过位错的局部攀移机理和 TiC 颗粒阻止基体变形的协同效应共同起作用. 从图 5(c) 的 SEM 图片观察到的蠕变断口也可以看到, 在基体铝合金的断口韧窝中有大量的 TiC 颗粒被拔出或脱粘, 同时也伴随有应力诱生空洞失效现象^[35], 从而使复合材料蠕变性能得到改善和提高, 这仍然与

Dlouhy 等人的研究结果相一致.

4. 结 论

1. 在温度和载荷相等的情况下, 20vol. % TiC_p/LD7Al 复合材料的蠕变速率明显低于 LD7Al 合金的蠕变速率, 在温度相对较低的 523 K 时表现的更加明显, 表明由于 TiC 颗粒的引入, 可明显阻止基体的蠕变变形.

2. 在 523 K, 573 K 和 623 K 时, 20vol. % TiC_p/LD7Al 复合材料的应力指和表观激活能均大于 LD7Al 合金, 并且这两种材料的应力指数和表观激活能都远远大于纯铝的应力指数 ($n = 3-5$) 和扩散激活能 (142 kJ/mol).

3. 门槛应力可以由真应力指数为 5 的指数方程归一化处理得到, TEM 分析证明按照位错攀移机理分析该复合材料的蠕变是合理的.

- [1] Xiao B L, Ma Z Y, Bi J 2002 *Acta Metall. Sin.* **38** 994 (in Chinese) [肖伯律、马宗义、毕敬 2002 金属学报 **38** 994]
- [2] Huang M H, Wang H W, Li X F, Ma N H 2005 *Acta Mater Compos. Sin.* **22** 36 (in Chinese) [黄明华、王浩伟、李险峰、马乃恒 2005 复合材料学报 **22** 36]
- [3] Ma Z Y, Tjong S C 1999 *Mater. Sci. Eng. A* **278** 5
- [4] Li Y, Langdon T G 1997 *Scripta Mater.* **36** 1457
- [5] Li Y, Langdon T G 1998 *Acta Mater.* **46** 1143
- [6] Pandey A B, Mishra R S, Mahajan Y R 1992 *Acta Metall Mater.* **40** 2045
- [7] Park K T, Mohamed F A 1995 *Metall. Mater. Trans. A* **26** 3119
- [8] Xu F M, Wu Lawrence C M, Han G W, Tan Y 2007 *Chin. J. Aeronaut.* **20** 115
- [9] Čadek J, Pahutová M, IŠustek V 2000 *Mater. Sci. Eng. A* **281** 162
- [10] Čadek J, Kuchařov K, Zhu S J 1998 *Mater. Sci. Eng. A* **246** 252
- [11] Deshmukh S P, Mishra R S, Kendig K L 2005 *Mater. Sci. Eng. A* **410-411** 53
- [12] Ji F, Ma M Z, Song A. J, Zhang W G, Zong H T, Liang S X, Osamu Y, Liu R P 2009 *Mater. Sci. Eng. A* **506** 58
- [13] Zhang W G, Song A J, Liu R P, Ma M Z 2008 *Mater. Sci. Eng. A* **474** 225
- [14] Ricardo F, Gaspar G D 2009 *J. Alloys Compd.* **478** 133
- [15] Ricardo F, Gaspar G D 2008 *Scripta Mater.* **59** 1135
- [16] Olbricht J, Yawny A, Young M L, Eggeler G 2009 *Mater. Sci. Eng. A* **510-511** 407
- [17] Zong B Y, Derby B 1997 *Acta Mater.* **45** 41
- [18] Čadek J, Oikawa H, Šustek V 1995 *Mater. Sci. Eng. A* **190** 9
- [19] Mohamed F A 1998 *Mater. Sci. Eng. A* **245** 242
- [20] Zhu S M, Tjong S C, Lai J K L 1998 *Acta Mater.* **46** 2969
- [21] Shi N, Wilner B, Arsenault R J 1992 *Acta Metall. Mater.* **40** 2841
- [22] Mohamed F A, Langdon T G 1974 *Acta Metall.* **22** 779
- [23] Sherby O D, Klundt R H, Miller A K 1977 *Metall. Trans A* **8** 843
- [24] Ricardo F, Gaspar G D 2008 *Acta Mater.* **56** 2549
- [25] Ricardo F, Gaspar G D 2009 *J. Alloys Compd.* **475** 202
- [26] Anastasia H. Muliana, Jeong Sik Kim 2007 *Int. J. Solids Struct.* **44** 6891
- [27] Peng J, Long Z L, Wei H Q, Li X A, Zhang Z C 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 4059 (in Chinese) [彭建、龙志林、危洪清、李乡安、张志纯 2009 物理学报 **58** 4059]
- [28] Nieh T G 1984 *Metall. Trans. A* **15** 139
- [29] Krajewski P E, Allison J E, Jones J W 1993 *Metall. Trans. A* **24** 2731
- [30] Krajewski P E, Jones J W, Allison J E 1995 *Metall. Mater. Trans. A* **26** 3107
- [31] Jin H M, Felix A, Aroyave M 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 6157 (in Chinese) [靳惠明、Felix A、Aroyave M 2006 物理学报 **55** 6157]
- [32] Dlouhy A, Merk N, Eggeler G 1993 *Acta Metall. Mater.* **41** 3245
- [33] Dlouhy A, Eggeler G, Merk N 1995 *Acta Metall. Mater.* **43** 535
- [34] Nikhilesh C, Krishan K C 2006 *Metal Matrix Composites* (Springer, Printed in the United States of America) p320
- [35] Wu Z Y, Yang Y T, Chai C C, Li Y J, Wang J Y, Liu J 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 2625 (in Chinese) [吴振宇、杨银堂、柴常春、李跃进、汪家友、刘静 2009 物理学报 **58** 2625]

Stress exponent and threshold stress of *in situ* TiC_p/LD7Al matrix composite in creep^{*}

Ji Feng¹⁾³⁾ Song Ai-Jun¹⁾²⁾ Zhang Wei-Guo¹⁾²⁾ Hao Qiu-Hong¹⁾
Bai Bang-Wei¹⁾ Liu Ri-Ping¹⁾ Ma Ming-Zhen^{1)†}

1) (State Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China)

2) (Hebei Normal University of Science & Technology, Qinhuangdao 066004, China)

3) (Julong Steel Pipe Co., Ltd., Qingxian 062658, China)

(Received 5 May 2009; revised manuscript received 11 July 2009)

Abstract

The elevated temperature creep behavior of *in situ* 20vol% TiC_p/LD7Al matrix composite and LD7Al alloy was investigated under the condition of constant compressive stress at 523 K, 573 K and 623 K, respectively. The stress exponents of the composite material and the matrix aluminium alloy were obtained by fitting the creep rate and the applied stress in log-log plot, respectively. By introducing an effective stress ($\sigma - \sigma_0$) to the power equation and extrapolating the linearly-regressed experimental data to zero creep rate, the threshold stresses were obtained. The results showed that both the stress exponents and the threshold stresses of the composite were higher than those of LD7Al, indicating that the presence of TiC particles significantly improved the elevated temperature creep property of LD7Al. By introducing a threshold stress, the high-temperature creep behavior of the composite can be explained by the cooperative effect of the dislocation-climbing and the particle hindrance to the matrix deformation.

Keywords: TiC_p/LD7Al matrix composite, creep, stress exponent, threshold stress

PACC: 8120J, 6220H

^{*} Project supported by the National Basic Research Program of China (Grant No. 2006CB605201-2) and the Natural Science Foundation of Hebei Province, China (Grant No. E2009000449).

[†] Corresponding author. E-mail: mz550509@ysu.edu.cn).