第 16 卷 第 6 期 无 机 材 料 学 报 Vol. 16, No. 6
2001 年 11 月 Journal of Inorganic Materials Nov., 2001

文章编号: 1000-324X(2001)06-1113-08

Y-α-β Sialon 复相陶瓷的显微结构和蠕变行为

林明通，蒋丹宇，汪 霖，阮美玲，施剑林

(中国科学院上海硅酸盐研究所高性能陶瓷和超微结构国家重点实验室，上海 200050)

摘 要：研究了一种以 YAG 为晶界相和理论初始 α/β 比率为 65/35 的 Y-α-β 复相 sialon 在温度 1250~1350°C 和应力 110~290MPa 的四点弯曲蠕变行为，得出在 1250 、1300 、1350°C 下的应力指数分别为 1.31 、1.49 、1.62, 蠕变激活能为 677kJ·mol^{-1}, 显微结构观察表明几乎所有的空洞都位于多晶界，从而推断伴随着多晶界空洞形成的扩散 - 滑移耦联机制是蠕变的速率控制机制. Monkman-Grant 关系式得出的蠕变速率指数 p 值为 1.6, 蠕变断裂是由多三晶界空洞的成核、生长、聚结和连接引起的.

关 键 词：复相 sialon; 蠕变；显微结构；氧化；相变

中图分类号：TQ 17 **文献标识码**：A

1 引言

Sialon 是 Si_3N_4 家族中杰出的成员，它具有高强、高硬、低热膨胀、抗氧化和抗蠕变性能优越的优点. 由于其在热引擎方面的潜在应用，几十年来 sialon 陶瓷获得了深入的研究. 高温性质特别是高温抗蠕变性能，将最终决定其能否作为陶瓷引擎的部件使用. 科学家们采取了各种办法提高 sialon 陶瓷的高温力学性能：(1) 制备高纯起始粉末 (2) 开发先进烧结工艺，如热压、热等静压和反应烧结. (3) 引入微粒、纤维、晶须和板块作为第二相增强材料. (4) 显微结构裁减. (5) 寻找高熔点和高耐火晶界相.

Y-α-β 复相 sialon 是根据上述性能设计的产物. Y-α sialon 分子式为 $Y_{m/3}Si_{12-m-n}Al_{m+n}O_nN_{16-n}$, 具有较高的硬度；$\beta$ sialon 分子式为 $Si_{6-z}Al_zO_zN_{8-z}$, 具有较高的强度和韧性. 通过设计一定 α/β 比例的复相 sialon 可以优化 sialon 陶瓷的力学性能. 当前通过引入添加剂的液相烧结方法被广泛用于 sialon 陶瓷的烧结，sialon 晶粒间不可避免地引入晶态或玻璃态晶界相，成为决定 sialon 陶瓷高温力学性能的因素 [1]. 对于 Y-α-β 复相 sialon 引入 Y_2O_3 Al_2O_3 和 AlN 添加剂，部分添加剂进入 Si_3N_4 晶格形成固溶体 α 和 βsialon, 其余以晶相 YAG 或玻璃相 Y-Si-Al-O-N 的形式存在于晶界. 目前，YAG 被认为是最好的 sialon 晶界相 [2].

Sialon 陶瓷的高温抗蠕变性能是其最终应用所必须考虑的. 1970 年以来，通过各种方法制备的 Si_3N_4 或 Si_3N_4 基陶瓷的高温蠕变行为文献上已作了广泛的报道. 也有不少文献涉及 sialon 陶瓷的高温蠕变 [3~10]. 以前的工作表明 sialon 或 Si_3N_4 陶瓷的高温蠕变机制涉及

收稿日期：2000-12-12, **收到修改稿日期**：2001-01-10

基金项目：国家自然科学基金项目 (59772008)

作者简介：林明通 (1966-), 男，博士研究生.

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

晶界滑移、溶解 / 沉淀、扩散、粘性流和空洞 [11], sialon 陶瓷的蠕变断裂则归因于空洞的成核、生长、聚结和连接 [11~14].

本文研究了一种理论初始 α/β 比率为 65/35 的 Y-α-β 复相 sialon 的弯曲蠕变行为. 确定了 1250~1350°C 、 110~290MPa 下的应力指数和蠕变激活能，比较了蠕变前后试样的显微结构，阐明该试验条件下的蠕变变形和断裂机制并分析了氧化和相变对蠕变行为的影响.

2 实验过程

实验采用原料的配比是： $Si_3N_4$76.03%, $Al_2O_3$5.02%, AlN12.39%, $Y_2O_3$6.56%. Si_3N_4 来自日本的 UBE, 等级为 SN-E10, 其余三者是本上海产品，具有 99.9wt% 的纯度. 配合料在酒精中混合并在以 sialon 球磨介质的塑料瓶中球磨 48h, 烘干后碾碎过 80 目筛，然后填充到一个石墨模具，模具与粉料接触面涂了一层 BN, 在 N_2 气氛、1800°C 、24MPa 压力下热压烧结，保温时间为 1h, 制成直径 70mm 厚 3mm 的圆块，然后把圆块加工成 2mm×4mm×40mm 的试条，受拉一侧最终用 0.5μ 的金刚占膏严格抛光，蠕变前试样在 N_2 气氛和 1350°C 下热处理 24h. XRD 分析表明热处理后样品的 α/β 比率为 77/23(理论上 α/β 比率为 65/35, βsialon 的 z 值为 0.75,αsialon 的 m 、 n 值分别为 1.0 和 1.5), YAG 含量为 3.1%. 根据排水法测定的材料的密度为 3.268g·cm^{-3}.

蠕变测试在杠杆比为 8:1 的悬臂式弯曲蠕变仪中进行. 弯曲压头和支座用高纯 SiC 制成，内外跨距分别为 10 和 30mm. 炉子用硅钼棒加热，炉温用连接到可编程控制器的 $PtRh_{10}$/Pt 热电偶监控，控温精度 ±2°C. 名义应力和应变是试样拉伸一侧外纤维的应力和应变，计算方法类似于 Cannon 等提出的方法 [15]. 试样外纤维中心挠度用一个引伸计测量，其核心装置是差动变压器 (LVDT). 挠度的测量精度 ±1μm, 挠度 - 时间数据用计算机连续记录. 室温稳定在 22°C. 加载前测试系统在给定温度保温 0.5h. 应力指数和蠕变激活能根据下式计算：

$$\dot{\varepsilon}_s = A\sigma^n \exp(-Q/RT) \tag{1}$$

式中 $\dot{\varepsilon}_s$ 为稳态蠕变速率， A 为取决于材料结构的指前因子， σ 为施加应力， n 为应力指数， Q 为蠕变激活能， RT 具有通常的意义. 试验所用的样品数多于 10 根. 为了降低显微结构和组成变化对确定蠕变激活能和应力指数的影响，蠕变激活能和应力指数分别采用温度跳跃法和应力跳跃法确定.

热处理和蠕变后的试样的显微结构用透射电镜 (TEM) 和高分辨透射电镜 (HREM) 观察. 蠕变后试样氧化层形貌用扫描电镜分析 (SEM) 观察. 供 TEM 和 HREM 分析的蠕变后的样品取之于拉伸一侧. 晶粒尺寸用截距法估计 [16]. α sialon 、 β sialon 和 YAG 的相含量从 X 射线衍射结果计算，采用的衍射峰为 α_{210} 、 β_{210} 、 α_{102} 和 $YAG^{[17]}_{420}$.

3 实验结果

3.1 蠕变数据

图 1 是蠕变测试的结果. 图 1(a) 是恒温和恒应力下测定的蠕变曲线，从中可以看出，暂态蠕变延续的时间 3~20h, 其间蠕变速率随时间持续减小，稳态蠕变的速率在 $10^{-9} \sim 10^{-7}$s^{-1} 之间，在蠕变断裂之前所有的样品都没有观察到加速蠕变. 最高断裂应变为 0.7%, 强烈依赖于测试条件，特别是温度. 图 1(b~e) 的数据用于计算方程 (1) 的 n 和 Q 值.

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

根据图 1(b~d) 的数据作 log(蠕变速率)-log(应力) 图并进行表观线性拟合获得 1250 、1300 和 1350°C 的应力指数分别为 1.31 、1.49 和 1.62, 这与文献上其他作者报道的关于 Al_2O_3 和 / 或 Y_2O_3 为添加剂的 Si_3N_4 蠕变的结果是很一致的 [18~21]. 一个主要的区别是：本文所用材料的部分晶界相是 YAG, 而其它作者完全是 Y-Si-Al-O-N 玻璃相.

根据图 1(e) 中的数据作蠕变速率和温度之间的 Arrhenius 图得到 151MPa 下的蠕变激活能为 677kJ·mol^{-1}, 该值与 Xu 等报道关于 YL-2 的蠕变激活能 [20] 和 Todd 和 Xu 报道的关于 Si_3N_4-$6Y_2O_3$-$2Al_2O_3$ 的蠕变激活能 [19] 一致，但是远远大于 Šajgalík 报道的关于 SNY 的蠕变激活能 [18].

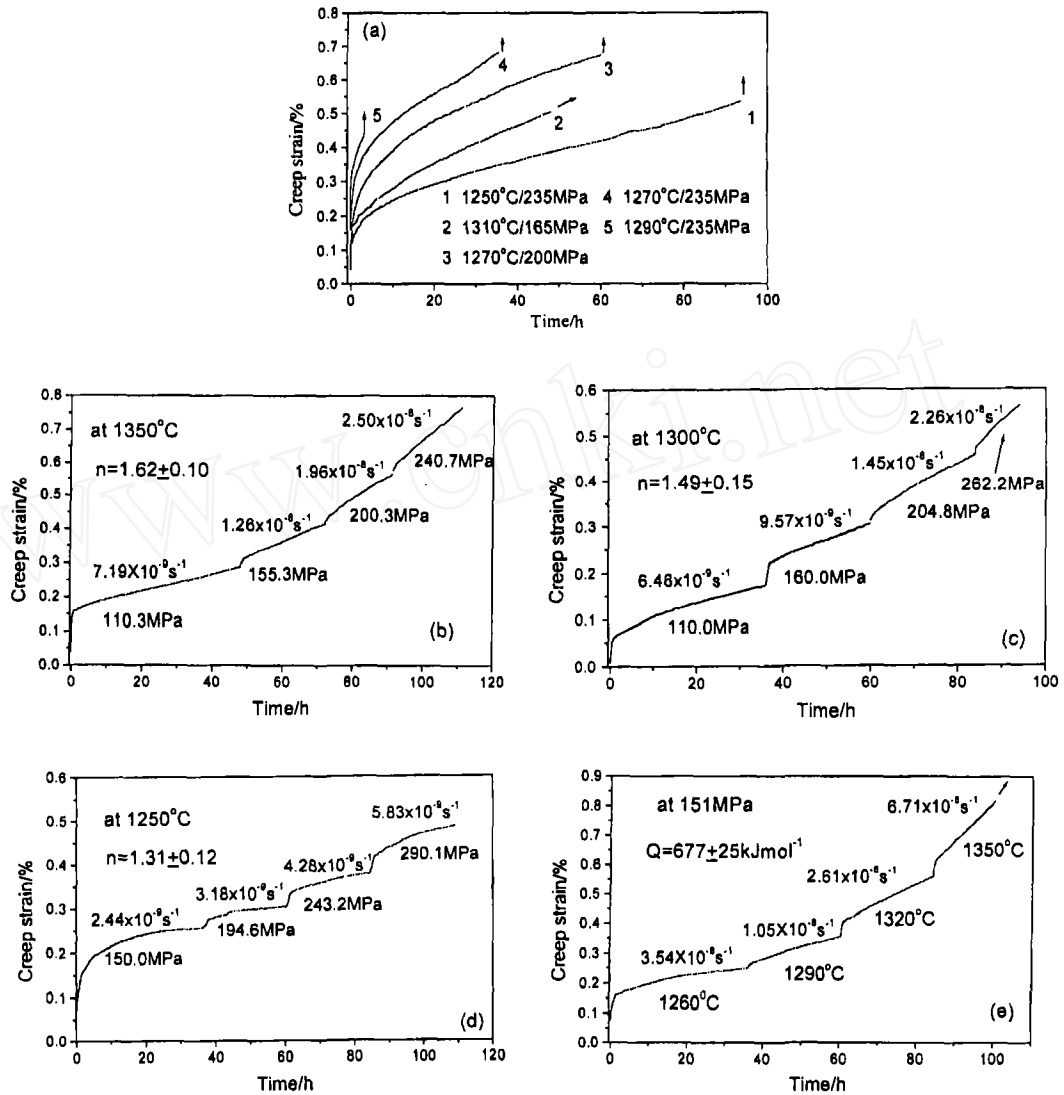

图 1　弯曲蠕变曲线 (a) 等温和等应力法测定的蠕变曲线 (b~e) 跳跃法测定的蠕变曲线

Fig. 1　Bending creep data measured by (a) the isotemperature and isostress method; (b~e) the stepwise method

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

3.2 显微结构

图 2 是热处理后试样的 TEM 显微结构. 等轴的 Y-α sialon 晶粒直径在 0.2~1.5μm 之间. 伸长状的 β sialon 晶粒的长径比 >5. 图 3 示出的 1250°C/235MPa 蠕变后的 TEM 结果表明几乎所有空洞都位于多晶界. 这表明晶界滑移在蠕变过程中起着重要作用. 蠕变后试样的 XRD 结果 (图 4(B)) 和热处理后试样的 XRD 结果 (图 4(A)) 表明晶界相 YAG 含量从蠕变前的 3.1% 提高到 7.4%, 而 $\beta/(\alpha+\beta)$ 从 23% 增加到 25%. 蠕变后材料各相含量的变化是蠕变过程中材料发生氧化和相变的结果. 蠕变后的 HREM 结果表明, α/α 和 β/α 晶界厚度没有明显的区

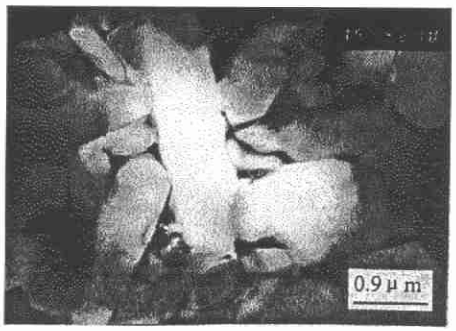

图 2 热处理后试样 TEM 照片

Fig. 2 TEM micrograph of as-heat-treated sample

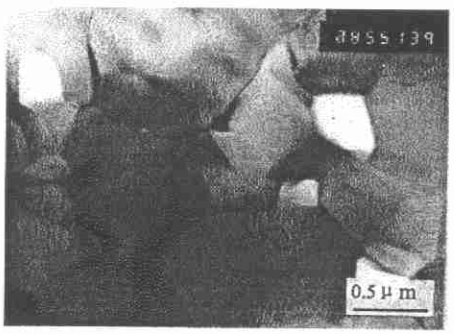

图 3 在 1250°C/235MPa 蠕变 94h 发生 0.5% 应变的试样的 TEM 照片, 示出多晶界空洞

Fig. 3 TEM micrograph of the sample crept at 1250°C/235MPa for 94h with a creep strain of 0.5%, showing multi-grain-junction cavities

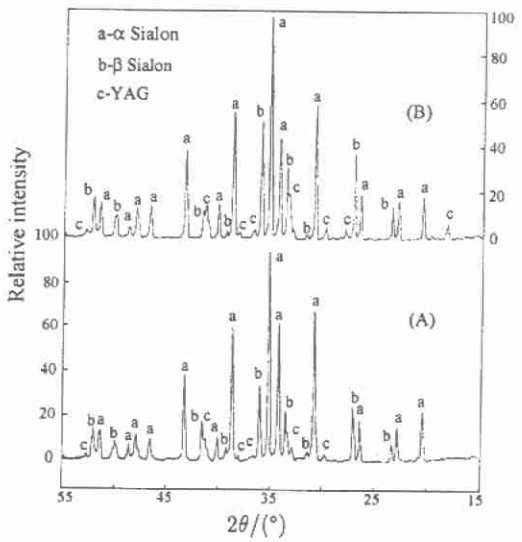

图 4 XRD 结果

Fig. 4 XRD results

(A) As-heated-treated sample; (B) The sample crept at 1250°C/235MPa

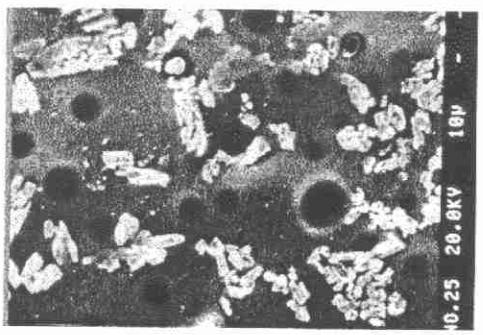

图 5 1250°C/235MPa 下发生蠕变后试样的氧化层的 SEM 照片, 示出氧化层形貌

Fig. 5 SEM micrograph of the sample crept at 1250°C/235MPa, showing the surface of the oxidation scale

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

别，在 0.6~0.8nm 之间，与大多数 Si_3N_4 陶瓷 0.5~1.0nm 的晶界厚度是一致的. HREM 结果还表明，两晶界主要是 Y-Si-Al-O-N 玻璃相，三晶界部分是 Y-Si-Al-O-N 玻璃相，部分是 YAG 晶界相. β sialon 晶粒内还发现了少量位错.

在 1250°C/235MPa 蠕变后试样氧化层表面形貌的 SEM 照片示于图 5. N_2 孔的直径在 4~16μm, 纤长状的 $Y_2Si_2O_7$ 晶粒不均匀地优先取向地分散于 Y-Si-Al-O-N 玻璃相中. 氧化层的 SEM 分析还表明拉伸一侧和压缩一侧的氧化层厚度没有明显区别.

4 讨论

4.1 蠕变机制

Sialon 陶瓷的蠕变测试目的是揭示起主导作用的蠕变变形机制，从而为可靠性评价提供直接依据. 蠕变机制通常通过以下三个参数确定：应力指数、蠕变激活能和显微结构，其中应力指数最为重要.

根据 Chokshi 和 Langdon 关于陶瓷蠕变变形机制的综述 [22], 应力指数在 1~3 之间的蠕变归因于晶界滑移、扩散、界面反应和空洞. 应力指数 >3 的蠕变归因于晶粒内位错的形成和运动. 对于通常在 1700°C 下发生变形的 sialon 陶瓷，由于很高的 Peierls 力位错很难被激活，所以在本文中由于位错密度很低而不能成为速率控制机制. 本工作应力指数在 1.3~1.6 落在先前许多关于 Si_3N_4 蠕变研究工作得出的应力指数 1~3 之间，因此我们认为晶界扩散是主导的蠕变机制. 这种推断类似于 Xu 等 [19] 和 Todd 和 Xu[20] 关于 Y_2O_3 和 Al_2O_3 为添加剂的 Si_3N_4 弯曲蠕变中作出的推论， Xu 等认为晶界扩散是主导机制， Todd 和 Xu 则认为伴随着三晶界空洞的晶界扩散是主导机制.

蠕变激活能不能单独作为蠕变变形机制的判据，但是提供了蠕变变形机制的有趣的细节. 许多 Si_3N_4 的弯曲蠕变激活能在 650~750kJ·mol^{-1} 之间 [19,23,24], 涉及的机制为晶界滑移和溶解 - 扩散 - 沉淀. 本工作中，蠕变的激活能为 677kJ·mol^{-1}, 高于氮陶瓷溶解 - 沉淀机制的激活能 546~630kJ·mol^{-1}[25], 这表明溶解 - 沉淀不是该复相 sialon 的蠕变速率控制机制.

显微结构观察显示出蠕变过程中发生的诸如空洞、应力涡纹、晶粒形貌变化和晶界相的失透等，为判断蠕变变形机制提供了有用的证据. 图 3 的显微结构表明仅在多晶界处发现了空洞，这是蠕变过程中晶界滑移的有力证据.

至此，可以得出晶界扩散和滑移耦联机制是该复相陶瓷主导的蠕变机制. 对于这种变形机制， Stevens 作了定量的分析 [26], 即在小变形下，晶界滑移和晶界扩散对蠕变变形的贡献是一样的.

对于该复相 sialon, 1250 、 1300 和 1350°C 下发生蠕变的应力指数分别为 1.31 、 1.49 和 1.62. 这种应力指数随着温度升高而增加的现象归因于多晶界空洞，因为空洞可以增加应力指数 [27,28]. 在较低温度下，较高的晶界相粘度增加了晶界滑移和扩散的位垒，阻碍了多晶界空洞的形成.

4.2 断裂时间

蠕变破坏通常是 Si_3N_4 陶瓷在高温下主要的破坏形式. 蠕变断裂是两晶界空洞和多晶界空洞持续成核和生长的结果. 根据 Evans 和 Rana 关于陶瓷高温断裂的统计模型 [29], 晶界含玻璃相的陶瓷空洞主要形成于近三晶界点. 本工作中，在施加应力时多晶界空洞的形成是由于少量高粘度玻璃相不足于在晶界滑移时通过扩散或粘性流填充多晶界点. 这就是为

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

什么在本工作中仅观察到三晶界和多晶界空洞.

少量的晶界玻璃相可能通过三晶界点微裂纹的形成主宰着蠕变断裂[30]. 在本工作中，高温下两晶界的液相膜促进了晶界滑移，由于晶粒互相错开，形成了多晶界空洞.

Monkman-Grant 关系式[31]最常用来描述陶瓷在高温下的蠕变断裂. 该模型描述了蠕变断裂时间和稳态蠕变速率之间的关系，即

$$t_f\dot{\varepsilon}_s^p = C \tag{2}$$

式中 t_f 是蠕变断裂时间，$\dot{\varepsilon}_s$ 是稳态蠕变速率，p 是蠕变速率指数，C 是常数. 根据图 1(a) 的数据，p 被确定为 1.6.

4.3 氧化对蠕变的影响

几十年来，在 sialon 和 Si_3N_4 陶瓷的氧化热力学和动力学方面人们作了大量的工作[32~37]，但在氧化机制方面还存在一些争议，比如体相和氧化层是否都存在 N-O 层[36]，不管怎样，抛物线定律被广泛接受[37]，即

$$(\frac{w}{A})^2 = kt \tag{3}$$

式中 w 是氧化得重，A 是试样表面积，k 氧化速率常数，t 是时间. 从式 (3) 估计到的氧化激活能为 741kJ·mol^{-1}，与蠕变激活能 677kJ·mol^{-1} 很接近，这表明氧化的速率控制机制和蠕变是一致的.

由于结构和化学组成的差异，Y-α sialon 比 β sialon 抗氧化. 这种现象由相同温度下 N^{3-} 在单个 α Si_3N_4 晶粒的扩散系数比其在单个 β Si_3N_4 晶粒的扩散系数小大约一个数量级的事实进一步得到证明[38]. 非灾难性的氧化有利于抗蠕变[24]. Lewis 和 Barnard 指出[32]，氧化时在试样的表面形成一层钝化膜填充表面空洞和微裂纹，缓和了应力集中，晶界变得干净和晶界厚度变薄，从而晶粒间的结合能增加. 在本工作中，发生了以下反应[36]:

$$Si_{5.25}Al_{0.75}O_{0.75}N_{7.25}+5.44O_2 \rightarrow 5.25SiO_2+0.375Al_2O_3+3.625N_2 \tag{4}$$

$$Y_{0.33}Si_{9.5}Al_{2.5}O_{1.5}N_{13.5}+10.90O_2 \rightarrow 8.32SiO_2+0.17Y_2Si_2O_7+0.42Al_6Si_2O_{13}+6.75N_2 \tag{5}$$

两种 sialon 的氧化通过 N^{3-} 转移电荷给 O_2 进行. N^{3-} 或 N^{3-} 和 Y^{3+} 复合物种的扩散通常被认为是 sialon 氧化的速率控制步骤[10,19].

4.4 相变对蠕变行为的影响

蠕变后试样的 XRD 分析表明蠕变过程中发生了相当可观的相变，相变伴随着 YAG 含量的增加，比如对于 1250°C/235MPa 下发生的相变，YAG 含量从蠕变前的 3.1% 提高到蠕变后的 7.4%. 温度对相变有显著的影响，但是对相变的机理至今未获得统一的认识[39]. 在相变过程中发生了均相和非均相成核，即使是很少量的液相可以大大地加速相变过程. 对于 Y-α-β Sialon, 可能发生了下列相变[39]:

$$\alpha_1+L \rightarrow \alpha_2+YAG \tag{6}$$

上式 α_2 的 x 值 ($x = m/3$) 比 α_1 小. 相变的原因可能是 α 和 β sialon 晶粒的不平衡氧化或者是应力诱导相变. 由于蠕变对晶界相的强烈依赖，相变导致了晶界相含量的增加，从而降低了蠕变阻力. 定量描述这种行为至今未有文献报道.

5 结论

研究了一种 Y-α-β 复相 sialon 在温度 1250~1350°C 和应力 110~290MPa 的四点弯曲蠕

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

变行为，结论如下：

1. 在 1250 、1300 、1350°C 的应力指数分别为 1.31 、1.49 和 1.62, 在 151MPa 下的蠕变激活能为 677kJ·mol^{-1}.

2. 显微结构观察表明绝大多数空洞形成于多晶界.

3. 扩散 - 滑移耦联机制是主导的变形机制. 扩散受控于 N^{3-} 沿晶界相的迁移.

4. 由于晶界的净化，氧化提高了抗蠕变能力.

5. 相变增加了晶界相含量从而降低材料的抗蠕变能力.

致谢　作者对何基保博士和阮美玲女士的 TEM 和 HREM 观察、高建华女士的 SEM 观察和陈卫武博士给予的讨论和帮助表示感谢.

参考文献

[1] Schmid H and Rühle M. *J. Mater. Sci.*, 1984, **19 (2)**: 615–628.
[2] Cheng Y B, Thompson D P. *J. Europ. Ceram. Soc.*, 1994, **14 (1)**: 13–21.
[3] Bernard-Granger G, Crampon J, Duclos R, *et al. J. Europ. Ceram. Soc.*, 1997, **17 (13)**: 1647–1654.
[4] Karunaratne B S B, Lewis M H. *J. Mater. Sci.*, 1980, **15 (2)**: 449–462.
[5] Chen C F, Chuang T Z. *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, 1987, **8 (7-8)**: 796–804.
[6] Shiogai T, Tsukamoto K, Sashida N. *J. Mater. Sci.*, 1998, **33 (3)**: 769–773.
[7] Klemm H, Herrmann M, Reich T, *et al. J. Am. Ceram. Soc.*, 1998, **81 (5)**: 1141–1148.
[8] Wereszczak A A, Kirkland T P, Ferber M K, *et al. J. Mater. Sci.*, 1998, **33 (8)**: 2053–2060.
[9] Karunaratne B S B, Lewis M H. *J. Mater. Sci.*, 1980, **15 (7)**: 1781–1789.
[10] Crampon J, Duclos R, Rakotoharisoa N. *J. Mater. Sci.*, 1993, **28 (4)**: 909–916.
[11] Wilkinson D S. Creep mechanisms in silicon nitride ceramics. In: Tailoring of Mechanisms Properties of Si_3N_4 Ceramics, edited by Hoffmann M J and Petzow G, Kluwer Academic Publishers, the Netherlands, 1994. 327–338.
[12] Wiederhorn S M, Luecke W E, Hockey B J, *et al.* Creep damage mechanisms in Si_3N_4, ibid, 305–327.
[13] Luecke W E, Wiederhorn S M, Hockey B J, *et al. J. Am. Ceram. Soc.*, 1995, **78 (8)**: 2085–2096.
[14] Crampon J, Duclos R, Peni F, *et al. J. Am. Ceram. Soc.*, 1997, **80 (1)**: 85–91.
[15] Cannon R M, Rhodes W H, Heuer A H. *J. Am. ceram. Soc.*, 1980, **63 (1)**: 46–53.
[16] Shi J L, Lu Z L, Gao J H, *et al. Acta. Mater.*, 1998, **40 (6)**: 1923–1932.
[17] Gazzara C P, Messier D R. *Am. Ceram. Soc. Bull.*, 1977, **56 (9)**: 777–780.
[18] Šajgalík P, Hnatko M, Lofaj F, *et al. J. Europ. Ceram. Soc.*, 2000, **20 (4)**: 453–462.
[19] Todd J A, Xu Z Y. *J. Mater. Sci.*, 1989, **24 (12)**: 4443–4452.
[20] Xu Y R, Fu X R, Yan D S. *Physica B,* 1988, **150**: 276–282.
[21] Cinibulk M K, Thomas G, Johnson S M. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1992, **75 (8)**: 2050–2055.
[22] Chokshi A K, Langdon T G. *Mater. Sci. and Technol.*, 1991, **7 (2)**: 577–584.
[23] Palm J A, Greskovich C D. *Am. Ceram. Soc. Bull.*, 1980, **59 (4)**: 447–452.
[24] Bouarroudj A, Goursat P, Besson J L. *J. Mater. Sci.*, 1985, **20 (4)**: 1150–1159.
[25] Raj R, Morgan P E D. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1981, **64 (10)**: C143–C145.
[26] Stevens R N. *Phil. Mag.*, 1971, **23**: 265–283.
[27] Ferber M K, Jenkins M G. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1992, **75 (9)**: 2453–2462.
[28] Ohji T, Yamauchi Y. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1993, **76 (12)**: 3105–3112.

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

[29] Evans A G, Rana A. *Acta. Metall.*, 1980, **28 (12)**: 129–141.
[30] Tsai R L, Raj R. *Acta. Metall.*, 1982, **30 (6)**: 1043–1058.
[31] Monkman F C, Grant N J. *Proc. Am. Soc. Test. Mater.*, 1956, **56**: 593–620.
[32] Lewis M H, Barnard P. *J. Mater. Sci.*, 1980, **15 (2)**: 443–448.
[33] Cinibulk M K, Thomas G, Johnson S M. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1992, **75 (8)**: 2044–2049.
[34] Komeya K, Haruna Y, Meguro T, *et al. J. Mater. Sci.*, 1992, **27 (21)**: 5727–5734.
[35] Ramesh R, Byrne P, Hampshire S, *et al. J. Europ. Ceram. Soc.*, 1997, **17 (15-16)**: 1901–1909.
[36] Nordberg L-O, Nygren M, Käll P-O, *et al. J. Am. Ceram. Soc.*, 1998, **81 (6)**: 1461–1470.
[37] Mieskowski D M, Shiranders W A. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1985, **68 (7)**: C160–C163.
[38] Kijima K, Shirasaki S. *J. Chem. Phys.*, 1976, **65 (7)**: 2668–2671.
[39] Falk L K L, Shen Z, Ekström T. *J. Europ. Ceram. Soc.*, 1997, **17 (9)**: 1099–1112.

Microstructure and Creep Behavior of a Y-α-β Sialon Composite

LIN Ming-Tong, JIANG Dan-Yu, WANG Lin, RUAN Mei-Ling, SHI Jian-Lin

(State Key Lab of High Performance Ceramics and Superfine Microstructure, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China)

Abstract: Four-point bending creep behaviour of a Y-α-β sialon composite with YAG as the intergranular phase and with the theoretical α/β ratio of 65/35 was studied at 1250~1350°C and stresses of 110~290MPa in air. The stress exponents at 1250, 1300 and 1350°C were found to be 1.31, 1.49 and 1.62, respectively, and creep activation energy was 677kJ·mol^{-1}. Cavities were found mainly on multi grain junctions. Grain boundary diffusion coupled with sliding was identified to be the dominant creep deformation mechanism. The creep rate exponent, p, in Monkman-Grant relation was 1.6, and the nucleation/growth, coalescence and linkage of multi-grain- junction cavities were responsible for the creep rupture.

Key words sialon composite; creep; microstructure; oxidation; phase transformation

© 1994-2009 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net