

B₄C添加Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr合金高温压缩蠕变性能与机理研究

于宏宝^{1,2}, 耿雪莹¹, 杨胜参¹, 肖树龙³, 于红艳^{1,2}, 林升焱⁴, 卢 照^{1,2}

(1. 桂林电子科技大学 材料科学与工程学院, 广西 桂林 541004)

(2. 桂林电子科技大学 广西电子信息材料构效关系重点实验室, 广西 桂林 541004)

(3. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(4. 桂林福达股份有限公司, 广西 桂林 541199)

摘 要: 研究了B₄C添加对一种 β 凝固 γ -TiAl基合金在250 MPa/800~850 °C下和850 °C/200~250 MPa下高温压缩蠕变行为的影响机制。结果表明, B₄C的改性使Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr合金的高温压缩蠕变性能显著提升, 其稳态蠕变速率平均降低38.42%, 50 h后的蠕变应变值平均下降46.32%。合金稳态蠕变速率与应力和温度之间的关系符合Norton-Bailey幂律模型, 其应力指数由1.96增加至4.16, 蠕变激活能从335.02 kJ/mol提升至368.52 kJ/mol, 这表明合金主导变形机制从晶界滑移转变为位错攀移。合金抗压缩蠕变性能的显著提升归因于多种强化机制: 析出的棒状TiB作为硬质第二相, 通过阻碍位错运动和钉扎晶界强化基体, 并与固溶于基体中的C元素协同细化了片层团。0.2at% B₄C的添加显著抑制了合金的动态再结晶行为, 延缓其片层组织的退化, 从而有效减弱动态再结晶所引起的软化效应。此外, 在高温压缩蠕变过程中动态析出的Ti₂AlC和Ti₂Al颗粒分别钉扎于 α_2 相界面与B2相内, 强化晶体结构, 增强了合金显微组织的稳定性。

关键词: TiAl基合金; 高温压缩蠕变; 动态再结晶; 显微组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)12-3155-13

1 引言

γ -TiAl合金以其高比强度、高比刚度、良好的高温抗氧化性以及低密度(约4.2 g/cm³)等综合性能, 被视为极具发展潜力的轻质高温结构材料^[1-2]。该合金已广泛应用于汽车发动机与航空航天领域, 常用于制造燃气涡轮发动机中的低压涡轮叶片、高压压气机叶片等关键热端部件^[3-4]。然而, γ -TiAl合金存在热加工性能较差的问题, 为改善这一不足, 研究人员通过添加稳定 β 元素(Mn、Mo、Nb、Cr等), Al含量介于42at%~45at%, 开发出一系列新型 β 凝固 γ -TiAl合金, 该类合金由于高温 β 相具有多滑移体系, 而表现出优异的高温热变形能力, 与其他通过包晶反应凝固的TiAl合金相比, 不易发生枝晶偏析, 成为近年来TiAl合金领域研究的热点之一^[5-6]。但是, β 相稳定元素在提升 γ -TiAl合金热加工性的同时, 也导致了冷却过程中 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变不完全, 有序 β 相残留于室温组织中, 从而降低合金的高温抗蠕变性能与强度, 使其在高温高压复杂工况中的实际应用受到严重制约^[4,6-7]。因此, 为了同时满足良好的热加工性能和高温抗蠕变性能

的需求, 有必要进一步增强 β 凝固 γ -TiAl合金的高温蠕变抗力与强度, 以突破其服役温度与压力的极限。大量研究表明, 合金化技术是提升TiAl合金综合性能的有效途径^[8-11]。通过添加微量非金属元素(如B、C等)进行成分优化, 改善显微组织结构, 抑制 β 稳定元素带来的不利影响, 并利用晶界强化、固溶强化与析出强化等机制作用, 可以显著提高TiAl合金的高温蠕变抗力与强度。

B引入TiAl合金后, 可以通过硼化物实现晶粒细化 and 沉淀硬化, 从而显著改善合金高温性能。Li等^[12]发现, 在铸态Ti-45Al-8Nb合金中添加不同含量的B元素后, 其高温压缩应变均显著降低, 当合金表现出最优抗蠕变性能时, 其压缩应变仅为未添加B合金的30%。C引入TiAl合金后, 由于C原子的半径远小于Ti和Al的原子半径, 因此C原子在TiAl合金中通常占据 γ 相(L10结构)和 α_2 相(D0₁₉结构)的晶格间隙位置。C添加通过固溶强化作用, 可显著提高TiAl基合金的强度。Denquin等^[13]的研究表明, 添加0.16at% C可有效提升TNM-0.7Mo合金高温抗蠕变性能, 在750 °C/195 MPa条件下, 合金稳态蠕

收稿日期: 2026-01-07

基金项目: 广西科技成果转化计划(ZG2503980029); 广西重大专项计划(JF2503980015)

作者简介: 于宏宝, 男, 1977年生, 博士, 工程师, 桂林电子科技大学材料科学与工程学院, 广西 桂林 541004, 电话: 0773-2291434, E-mail: yuhongbao@guet.edu.cn

变速率由 $8 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$ 下降至 $3 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$, 蠕变寿命从 1569 h 延长至 3150 h。此外, Shu 等^[14]通过添加 B_4C 协同引入 B 和 C 元素, 使 Ti-Al 金属间化合物的室温平均屈服强度和极限抗压强度分别提高了 259 和 174 MPa。

在实际服役过程中, TiAl 合金处于复杂的高温高应力耦合环境中, 这不仅驱动了蠕变变形与显微结构演化, 更因该过程的持续累积而诱发高温组织失稳, 最终导致构件服役寿命急剧下降^[15-19]。基于此, 本研究以 Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr 合金为基体, 通过添加 0.2at% B_4C , 系统研究其对 TiAl 合金 800~850 °C/200~250 MPa 条件下高温压缩蠕变性能的影响, 并重点分析了在压缩蠕变过程中的动态再结晶行为及其相关显微组织演变。

2 实验

本研究采用真空感应凝壳熔炼技术, 在氩气保护气氛下制备 Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr 和 Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr-0.2 B_4C (以下这两种合金分别称为 T43 和 T43+ 合金)。原材料分别为: 纯钛 (99.9%)、纯铝 (99.9%)、纯铬 (99.9%)、铝铌合金 (52.4wt% Nb)、铝钼合金 (50.5wt% Mo)、碳化硼粉末 (99.9%)。熔铸铸锭尺寸为 $\Phi 50 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$, 对铸锭在 950 °C 下进行 36 h 的均匀化退火处理。

采用电火花线切割技术, 从两种合金铸锭上切取尺寸 $\Phi 6 \text{ mm} \times 9 \text{ mm}$ 圆柱试样。经表面研磨处理后使用 RDL-50 型电子蠕变试验机进行压缩蠕变测试。测试分为两组: 一是在 250 MPa 下分别加温 800、825 和 850 °C; 二是在 850 °C 下分别加载 200、225 和 250 MPa。每组测试持续 50 h, 先保温 1 h 再加载。试验过程中, 采用 Pt/Pt-

13%Rh (R 型) 热电偶监测温度, 以保证标距范围内样品温度均匀性控制在 $\pm 1 \text{ °C}$ 以内。采用蠕变数据采集系统定期采集蠕变实验数据。

采用 X 射线衍射仪 (X'Pert) 鉴定合金相组成。利用配备能谱 (EDS) 系统的扫描电子显微镜 (SEM, Quanta 200 FEG) 观察铸态及蠕变后组织, 并分析其元素成分分布。通过电子背散射衍射 (EBSD, Hitachi SU 5000) 分析蠕变后样品的相分布、晶粒取向及动态再结晶 (DRX)。结合透射电镜 (TEM, Talos F200X) 和高分辨透射电子显微镜 (HRTEM) 观察显微组织亚结构及析出相。分析样品均依据标准金相流程制备。

3 结果与分析

3.1 初始显微组织

图 1a 为 T43 和 T43+ 合金的 XRD 图谱。结果表明, 两种合金中均存在 γ -TiAl、 α_2 - Ti_3Al 和 B2 相的衍射峰。此外, 在 T43+ 合金中可观察到 TiB 相的衍射峰, 但未发现与碳元素相关的衍射峰。如图 1b、1c 所示, T43 合金主要由 α_2/γ 片层团、 γ 相和 B2 相组成, 呈现典型的近片层状组织结构。通过添加 B_4C , 合金显微组织得到显著细化, 平均片层团尺寸 ($\bar{d}$) 从 T43 合金的 400 μm 细化至 T43+ 合金的 40.94 μm , 如图 1d、1f 所示。这主要是由于在较高温度下, 硼化物在 β 相中发生成核, 促进了 α 相的形核与生长, 并增大了凝固界面前沿的过冷度, 从而显著提高了片层组织的形核率^[20]。同时, C 元素的引入进一步细化了合金的片层间距^[21]。B、C 元素协同作用实现了显微组织的整体细化。如图 1e 中可以观察到, 在 T43+ 合金中析出了大量棒状硼化物, 其尺寸分布范围较宽, 几微米到几十微

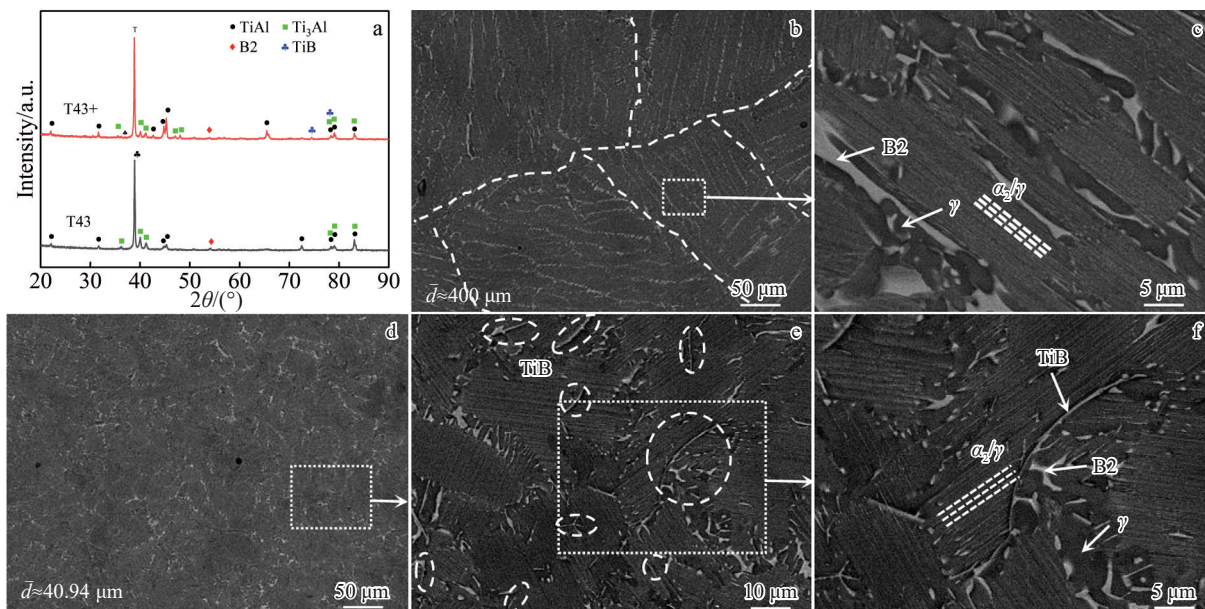


图1 T43 和 T43+ 合金 XRD 图谱及初始显微结构

Fig.1 XRD patterns (a) and initial microstructures (b–f) of T43 and T43+ alloys: (b) SEM image of T43 alloy; (c) magnified view of the area marked in Fig.1b; (d) SEM image of T43+ alloy; (e) magnified view of the area marked in Fig.1d; (f) magnified view of the area marked in Fig.1e

米不等。

对 T43+合金铸态显微组织进行表征。如图 2a 所示,铸态 T43+样品平均片层间距为 0.32 μm ,片层结构内部可观察到若干全位错。如图 2b 所示, α_2/γ 片层显微结构中,暗色 α_2 相板条与亮色 γ 相板条平行排列, γ 相结构呈有序面心四方结构。此外,在片层晶界处存在块状或长条状 γ 相以及 B2 相,如图 2c 所示。利用扫描透射电子显微镜 (STEM) 的高角度环形暗场像 (HAADF) 对图 2d 区域进行观察,可清晰识别出 B2 相与 γ 相在形貌与衬度上的显著差异。结合图 2e~2k 所示的 EDS 面分布分析结果可知,在 HAADF 图像中衬度较亮的区域为 B2 相,该区域存在明显的元素偏聚,其中 Ti、Mo 和 Cr 元素显著富集,而 Al 含量较低;相比之下,衬度较暗的 γ 相区域中各元素分布均匀,未出现明显的成分偏聚。

B 元素在 TiAl 合金中的固溶度极低,通常以析出硼化物的形式存在,且可形成多种晶体结构,包括:TiB (B27 棒状或 Bf 片状)、TiB₂ (C32) 和 Ti₃B₄ (D7b)^[22-23]。研究发现,当 Al 含量低于 46at% 时,通常会形成 TiB。在慢速和中速冷却条件下,凝固过程中形成 B27,其生长最慢的方向为 (100)。正交 TiB 作为单硼化物中最常见的结构,长度可达 300 μm 、宽度约 10 μm 、厚度约 1 μm ^[23]。如图 3a 所示,可观察到衬度明暗交替的棒状硼化物,镶嵌于晶界与片层团中,其表面与 γ 相基体结合紧密。图 3b

的 TEM-EDS 分析显示棒状相含有 Ti 和 B 元素,且 Ti/B 原子比接近 1:1,图 3c 为棒状 TiB 的 HAADF 像结合其 EDS 面分布分析结果 (图 3d~3j),证实该相为 TiB。析出的 TiB 会阻碍晶界的运动并阻止晶粒的生长,这是导致合金片层团细化的一个关键因素。经过 SEM 和 TEM 分析,在本研究观察的尺度范围内,未发现碳化物析出。这主要归因于该合金中 C 元素具有较高的固溶度,C 原子倾向于占据 Ti6-型八面体间隙位置。同时,较高的 Nb 原子浓度会促进更多空穴的形成,进一步抑制了碳化物的形成。此外,本研究中 0.2at% 的碳添加量低于 Huang 等^[24]报道的 γ 相中碳溶解度上限 (γ 相为 0.3at%, α_2 相为 0.9at%),因此 C 原子以固溶形式存在。

3.2 压缩蠕变行为

图 4 为 T43 和 T43+合金在 850 $^{\circ}\text{C}$ 温度下,合金蠕变行为对应力的依赖关系,添加 0.2at% B₄C 的微合金化具有良好的抗蠕变增强效果。结合表 1 可知:随着应力的增加,T43 合金稳态蠕变速率 (SSCR) 由 $3.33 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 增至 $6.97 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$,相应最终蠕变应变由 6.21% 升至 41.78%。相比之下,T43+合金 SSCR 由 $1.66 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 增至 $4.25 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$,最终蠕变应变由 3.97% 升至 20.93%。在相同应力和温度条件下,850 $^{\circ}\text{C}$ 及 200~250 MPa 范围内,T43+合金的 SSCR 相比 T43 合金平均降低 38.42%,50 h 后的蠕变应变值平均下降 46.32%。综上所述,B₄C 的微合金化可以显

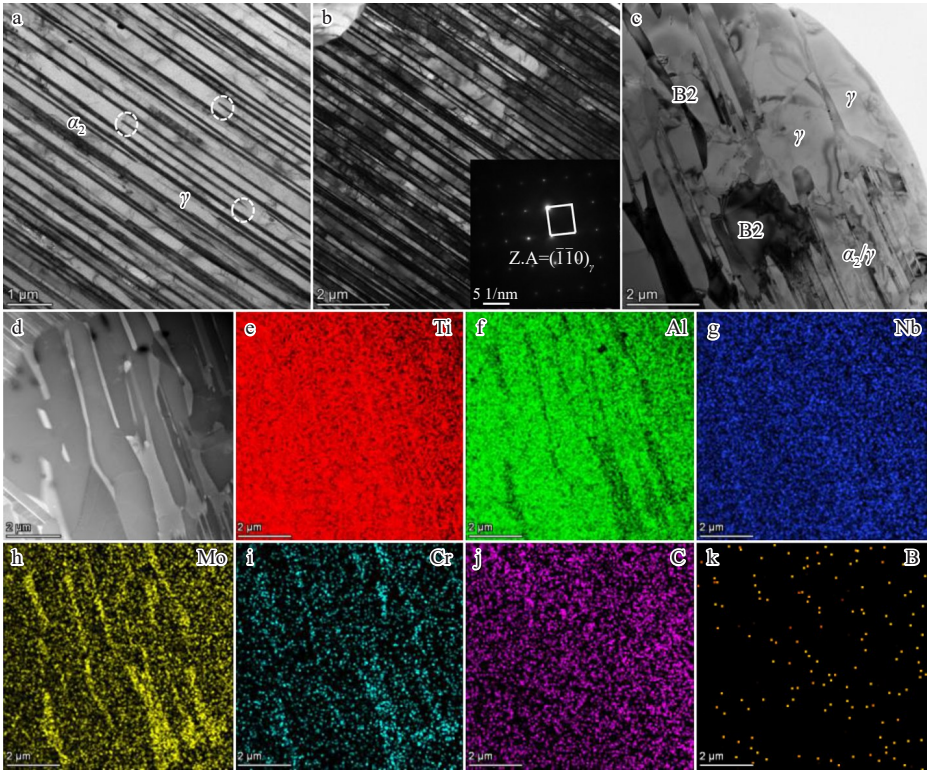


图2 T43+合金的TEM分析

Fig.2 TEM analyses of T43+ alloy: (a-b) TEM images of lamellar structure and diffraction spots of γ phase; (c) TEM image at the interface of γ phase and B2 phase; (d) HAADF image of γ phase and B2 phase; (e-k) EDS element mappings corresponding to Fig.2d

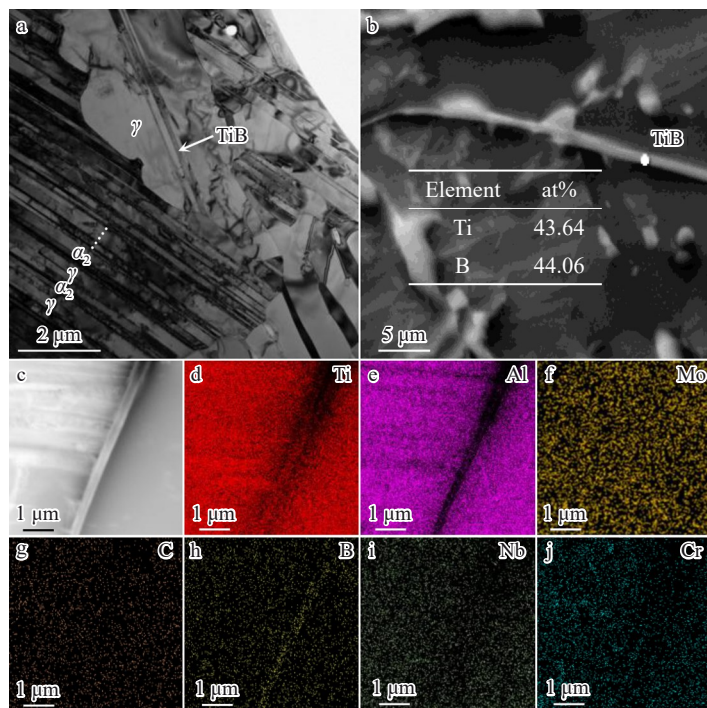


图 3 尺寸不等的棒状 TiB 的显微组织和元素面分布图

Fig.3 Microstructures of rod-shaped TiB with different sizes: (a) TEM image of TiB distributed within α_2/γ lamellar clusters; (b) TEM image and EDS result of rod-shaped TiB; (c) HAADF image of TiB; (d-j) EDS element mappings corresponding to Fig.3c

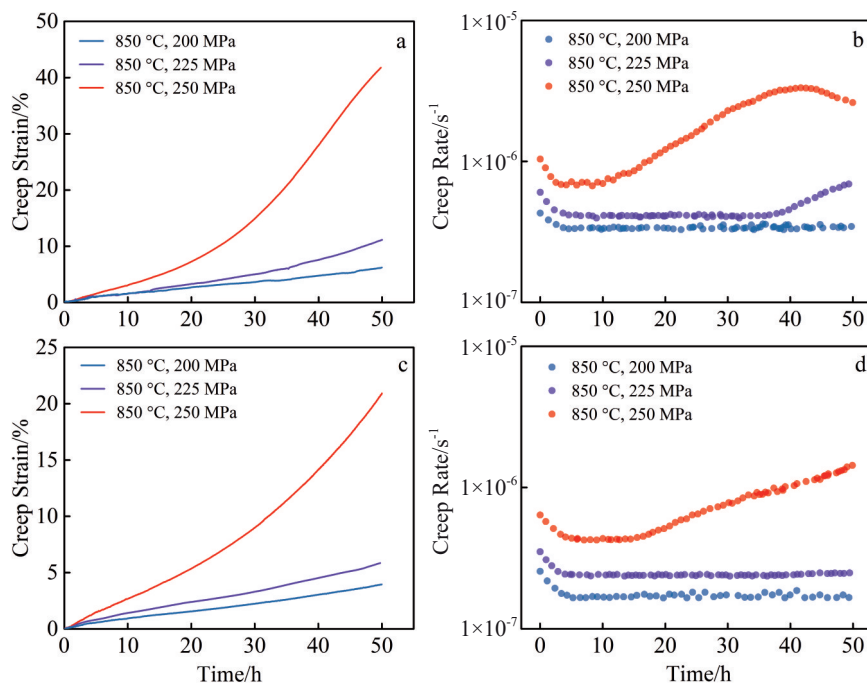


图 4 T43 和 T43+合金在 850 °C 温度下, 200、225 和 250 MPa 载荷条件下的压缩蠕变曲线

Fig.4 Compressive creep curves of T43 (a-b) and T43+ (c-d) alloys at 850 °C under the applied stresses of 200, 225, and 250 MPa: (a, c) creep strain-time curves; (b, d) creep rate-time curves

著提高合金高温蠕变抗力,降低最小蠕变速率和最终蠕变应变,增强其高温蠕变性能,这将在 4.3 节中进一步讨论。

图 5 为 250 MPa 下合金蠕变行为对温度的依赖关

系,结合表 1 可知:随着温度由 800 °C 升至 850 °C, T43 合金 SSCR 由 $9.72 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ 增至 $6.97 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$, 最终蠕变应变由 4.16% 升至 41.78%。相比之下, T43+ 合金 SSCR 由 $6.70 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$ 增至 $4.25 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$, 最终蠕变应变由 2.07% 升至

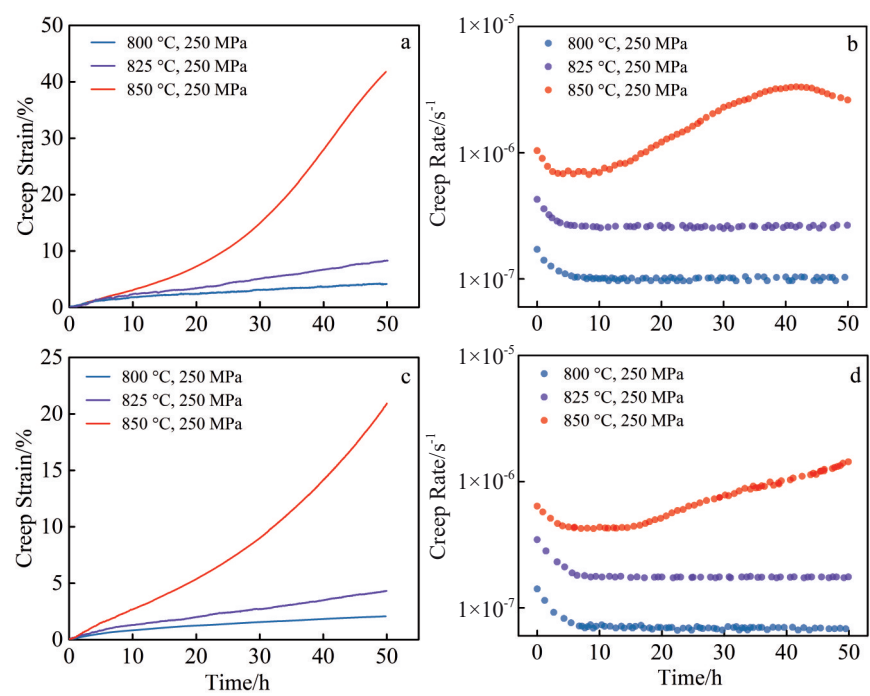


图5 T43和T43+合金在250 MPa载荷下,800、825和850 °C温度的压缩蠕变曲线
Fig.5 Compressive creep curves of T43 (a–b) and T43+ (c–d) alloys under constant load of 250 MPa at temperatures of 800, 825 and 850 °C:
(a, c) creep strain-time curves; (b, d) creep rate-time curves

表1 图4和图5中T43和T43+合金在800~850 °C及200~250 MPa范围内的蠕变数据

Alloy		T43					T43+				
Temperature/°C		800	825	850	850	850	800	825	850	850	850
Stress/MPa		250	250	250	225	200	250	250	250	225	200
Final strain/%		4.16	8.29	41.78	11.14	6.21	2.07	4.31	20.93	5.86	3.97
Minimum creep rate/ $\times 10^{-7}$ s		0.972	2.61	6.97	4.06	3.33	0.670	1.77	4.25	2.45	1.66

20.93%。在250 MPa及800~850 °C范围内,相同应力和温度条件下,T43+合金SSCR平均为T43合金的65.9%,最终蠕变应变平均为其55.54%。上述蠕变曲线均呈现两个典型阶段,即初始蠕变阶段和稳态(次级)蠕变阶段,分别对应于稳步下降的蠕变速率和恒定不变的速率状态。此外,在850 °C/250 MPa,T43合金蠕变速率达到最大值后并未稳定,而是出现了异常的下降,如图5a和5b所示。这主要是由于随着压缩蠕变的进行,试样高度逐渐减小,截面积相应增大。当蠕变速率达到最高值时,试样的实际蠕变应力已大大降低,远低于初始蠕变应力。

基于图4和图5所示的蠕变曲线,获得了最终蠕变应变并计算了最小蠕变速率,相关数据汇总于表1。TiAl合金的最小蠕变速率(稳态蠕变速率)对温度和应力的依赖关系符合经典本构方程Norton-Bailey幂律:

$$\dot{\epsilon} = \epsilon_0 \sigma^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \tag{1}$$

其中 $\dot{\epsilon}$ 为最小蠕变速率, ϵ_0 为材料常数, σ 为施加应力, n 为应力指数, Q_c 为蠕变激活能, R 为标准气体常数, T 为

温度。

对表1中的蠕变数据进行拟合,结果显示T43与T43+合金的稳态蠕变速率与温度和应力在双对数坐标中呈线性关系,如图6所示。其中,图6a为 $\ln \dot{\epsilon}_m - \ln \sigma$ 函数关系,可得T43和T43+合金在850 °C及200~250 MPa范围内应力指数 n 分别为1.96、4.16。对于金属合金来说,在相对较宽的温度和应变速率范围内, n 值通常在1~7范围内。大多数研究者认为,当 $n \approx 1$ 时对应扩散蠕变, $n \approx 2$ 时对应晶界滑移, $n \approx 3$ 对应位错滑移主导的蠕变, $4 < n < 7$ 则表明位错攀移为主导机制^[25]。因此,在压缩蠕变过程中,T43和T43+合金分别以晶界滑移和位错攀移为主导变形机制。同时,根据图6b中 $\ln \dot{\epsilon}_m - 1/T$ 函数关系,可以确定T43和T43+合金在250 MPa及800~850 °C范围内蠕变激活能 Q_c 分别为335.02和368.52 kJ/mol。据报道,在 γ -TiAl合金中Ti和Al自扩散激活能分别为250~295和358 kJ/mol^[26]。相比之下,T43+合金 Q_c 值略高,这可能是由于蠕变变形的控制机制已不再是简单的位错滑

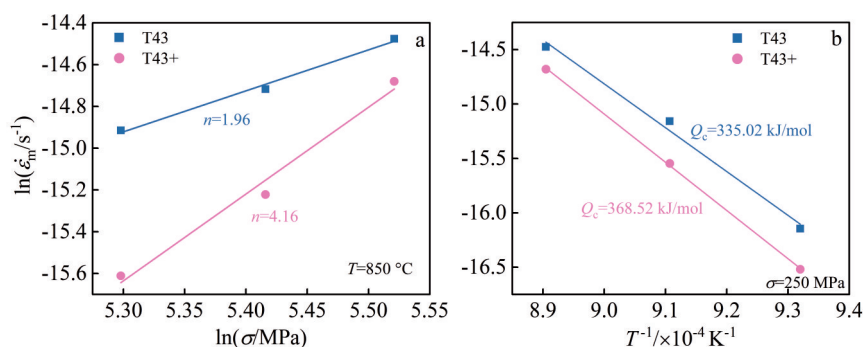


图6 T43和T43+合金最小蠕变速率(稳态蠕变速率)与应力和温度关系曲线

Fig.6 Relationship curves of minimum creep rate (steady-state creep rate) with stress and temperature of T43 alloy and T43+ alloy: (a) $\ln\dot{\epsilon}_m - \ln\sigma$; (b) $\ln\dot{\epsilon}_m - T^{-1}$

移,弥散分布的TiB相迫使位错从滑移转变为攀移才能绕过,这是更耗能的热激活过程。此外,在蠕变过程中B、C原子与基体间的界面反应本身具有较高的激活能^[27]。

3.3 压缩蠕变后的变形组织

图7为T43和T43+合金在250 MPa/800~850 $^{\circ}\text{C}$ 温度范围下压缩蠕变后的变形显微组织。如图7a所示,在800 $^{\circ}\text{C}$ 条件下,T43合金在蠕变变形过程中显微组织发生显著变化,表现为片层组织发生退化, α_2/γ 片层团重组为等轴晶粒。该组织演变主要源于合金在压缩蠕变过程中发生动态再结晶(DRX)。T43+合金 α_2/γ 片层退化现象较弱,在片层边界处有少量等轴晶,如图7b所示。随着温度升高至825 $^{\circ}\text{C}$,T43合金靠近DRX区域的片层团呈现明显的弯曲现象,如图7c所示。而T43+合金中,尽管等轴晶数量有所增多,但其DRX晶界附近较小的片层团仅

发生局部轻微弯曲,如图7d所示,整体结构稳定性显著优于T43合金。在850 $^{\circ}\text{C}$ 下,T43合金出现大量DRX晶粒,片层严重弯曲,如图7e所示。T43+合金虽有更多等轴晶生成,且DRX区域的片层团发生弯曲,但其片层结构的连续性仍得以保持,如图7f所示。综上所述,T43与T43+合金的微观组织演变与3.2节中的蠕变性能结果保持一致。T43+合金中TiB钉扎于片层界面阻碍晶界及亚晶界的迁移,显著抑制DRX行为,提高合金高温压缩蠕变抗力。

为明确应力对蠕变组织演变的影响,进一步分析850 $^{\circ}\text{C}$ /200~250 MPa应力范围条件下压缩蠕变后合金变形组织。在200 MPa条件下(图8a、8b),T43合金中部分片层团趋于完全重组为等轴晶,T43+合金中片层仅边界处形成等轴晶组织。225 MPa条件下(图8c、8d),T43合

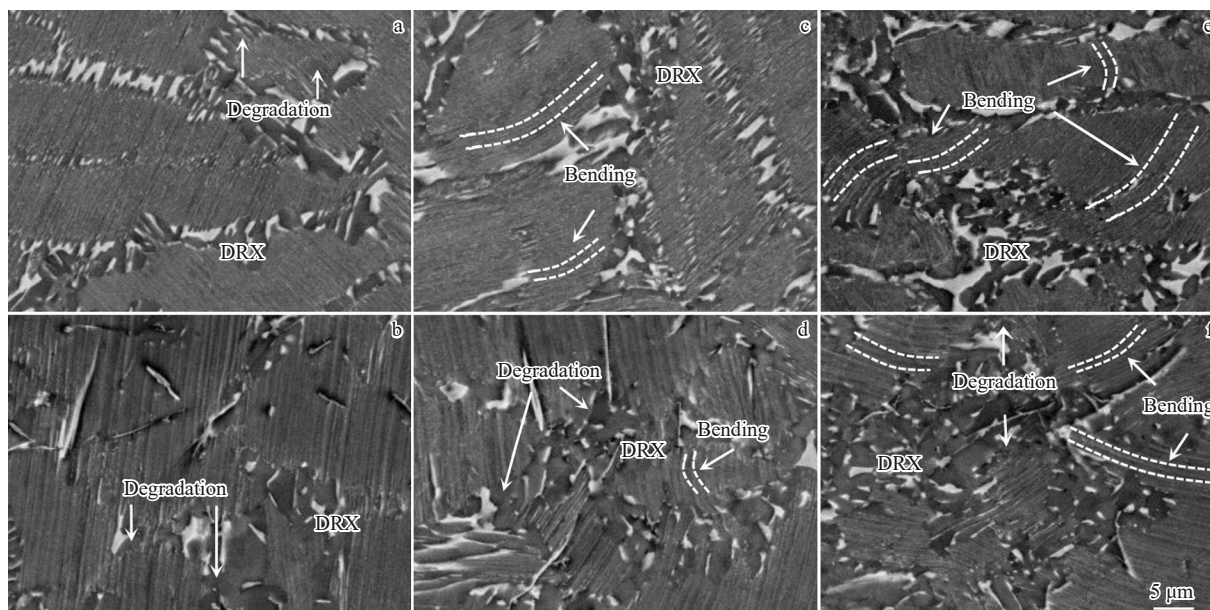


图7 T43和T43+合金在250 MPa/800~850 $^{\circ}\text{C}$ 温度下压缩蠕变后的变形显微组织

Fig.7 Deformed microstructures of T43 alloy (a, c, e) and T43+ alloy (b, d, f) after compressive creep under the applied stress of 250 MPa at different temperatures: (a-b) 800 $^{\circ}\text{C}$; (c-d) 825 $^{\circ}\text{C}$; (e-f) 850 $^{\circ}\text{C}$

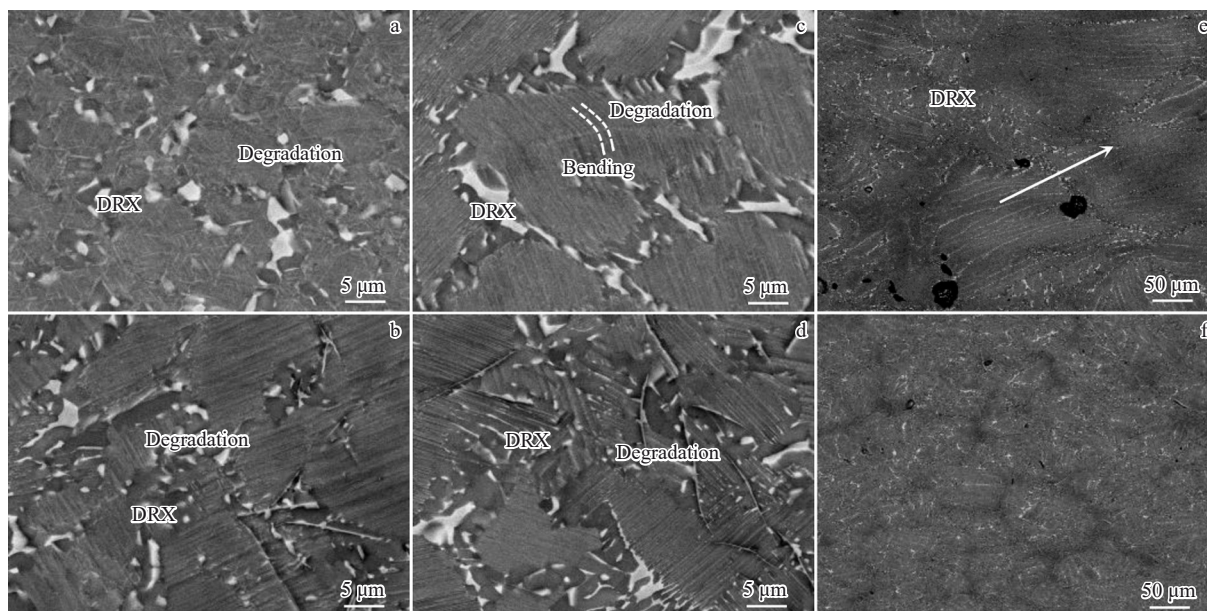


图8 T43和T43+合金在850 °C/200~250 MPa压力范围下压缩蠕变后的变形显微组织

Fig.8 Deformed microstructures of T43 (a, c, e) and T43+ (b, d, f) alloys after compressive creep at 850 °C under different stresses: (a–b) 200 MPa; (c–d) 225 MPa; (e–f) 250 MPa

金的片层组织发生弯曲变形,而T43+合金则仅形成更多等轴晶。合金的显微组织退化程度取决于蠕变过程中施加的应力,应力增加会促进合金DRX的发生,降低合金的蠕变抗力,此外,当应力达到250 MPa时,T43合金发生了充分的DRX,片层组织严重退化,残余片层结构沿与应力轴约成45°角的方向发生偏转,如图8e所示。这种片层结构的塑性流动与扭转加速了DRX进程,导致合金组织软化与蠕变抗力下降,以致于在高温下发生快速蠕变变形。由此可见,压缩蠕变过程中动态再结晶的发生与片层结构的退化行为密切相关。相比之下,T43+合金的整体片层团仍保持完整与稳定,如图8f所示。 B_4C 的添加有效抑制了DRX行为,使得T43+合金组织稳定性与抗蠕变性能均显著优于T43合金。

3.4 压缩蠕变过程中的动态再结晶

图9为250 MPa下800和850 °C蠕变后的显微组织。在250 MPa/800 °C蠕变后,T43合金沿片层边界可观察到链式的细小等轴晶,如图9a所示。T43+合金显微组织中分布少量粗大等轴晶,同时在片层团边界处发现个别细小等轴晶,如图9c所示。在250 MPa/850 °C蠕变后,T43合金的片层组织明显沿应力轴(压缩轴)方向发生约45°的偏移,呈现明显的层状结构定向排列,该现象使大量界面处于软取向,显著降低了组织的稳定性,如图9e所示。相比之下,在T43+合金中观察到较多粗糙的等轴晶粒,但其片层团结构仍保持完整,如图9g所示。根据 γ 相的极图(图9b、9d、9f、9h)可知,当蠕变温度从800 °C升高到850 °C时,T43合金 $\{001\}\gamma$ 极强度从35.49 mud降至26.23 mud,T43+合金从28.83 mud降至11.60 mud。相比

之下,T43+合金织构减弱更显著, B_4C 的添加有效弱化了合金织构。其机理主要在于: B_4C 衍生的颗粒既可作为异质形核点促进多取向晶粒的形成,也可通过钉扎效应抑制具有优势取向晶粒的择优生长^[28]。织构的弱化使晶粒取向分布更趋随机,显著降低了合金的各向异性,从而提升了其蠕变抗力和强度。

图10为T43和T43+合金在800 °C/250 MPa和850 °C/250 MPa压缩蠕变后的相分布图,随着温度的升高,T43和T43+合金中B2相逐渐减少,而 γ 相或 α_2 相应增加。如图10a、10b所示,在较低温度的蠕变变形下,可以发现在大块 β 晶粒内部 β/γ 界面处成核的 $\beta \rightarrow \gamma$ 相转变占主导地位,同时伴随少量 $\beta \rightarrow \alpha_2$ 的相变。在施加的温度及应力作用下,蠕变过程中 $\beta/B2$ 相这种分解反应可能与其结构中剪切不稳定性有关^[29]。根据 Nguyen-Manh等^[29]研究, $\beta/B2$ 相中体心立方(bcc)结构的最密排面为 $\{011\}$,该面在几何上与六方最密排(hcp)结构的 $\{0001\}$ 面以及面心立方(fcc)结构的 $\{111\}$ 面具有相同特征。因此,在封闭平面间隙闭合过程中,剪切力可以触发 $\beta \rightarrow \gamma$ 和 $\beta \rightarrow \alpha_2$ 转变,这可以视为一种变形诱导相变。在两种合金片层内发现少量 $\beta/B2$ 相颗粒,这可能是由于 $\alpha_2 \rightarrow \beta$ 相变^[30]。此外,在800 °C至850 °C的高温压缩蠕变过程中,T43+合金中B2相含量仅为T43合金的50%左右,且随温度升高T43+合金(2.1%降至1.4%)降幅大于T43合金(4.1%降至3.4%)。B2相属于硬脆相,滑移系较少,难以与周围具有良好协调变形能力的 γ/α_2 片层协同应变,易在相界处引发局部应力集中,进而促进组织失稳,因此对TiAl合金压缩蠕变性能不利。通过添加 B_4C ,显著抑制

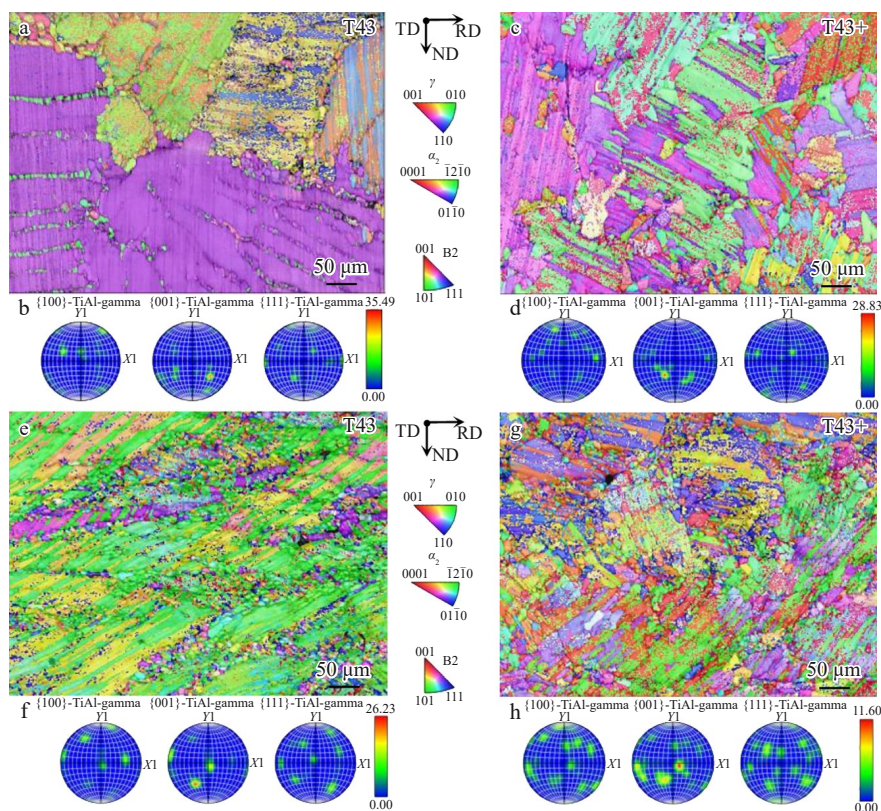


图9 在250 MPa下,800和850℃压缩蠕变后T43和T43+合金的变形显微组织的IPF图和PF图

Fig.9 IPFs (a, c, e, g) and PFs (b, d, f, h) of deformed microstructures of T43 (a–b, e–f) and T43+ (c–d, g–h) alloys after compressive creep under 250 MPa at 800℃ (a–d) and 850℃ (e–h)

B2相形成,使其含量大幅降低,同时促进 γ/α_2 片层组织的增多。B2相的减少降低了应力集中倾向,减轻相界处开裂风险,从而削弱其对蠕变抗力的负面影响。同时, γ/α_2 片层具有良好的协调变形能力及稳定性,含量相对上升进一步改善了合金高温压缩蠕变抗力。

4 讨论

4.1 T43+合金蠕变变形机制

对经850℃/250 MPa蠕变试验后的T43+试样进行TEM显微组织观察与分析,如图11所示,在高压缩应力作用下,由于应力集中, α_2/γ 片层中形成大量变形孪晶。同时,位错被显著钉扎于片层边界,且主要从 α_2/γ 与 γ/γ 界面处激活,并在边界处产生位错割阶。B₄C的添加促进了变形孪晶形成,这些大量存在的孪晶晶界有效阻碍了位错运动,并作为位错的成核和容纳位点^[31–32]。当滑移产生适量位错密度时,位错攀移机制将被激活,位于边界的割阶作为钉扎点,阻碍位错线的整体运动,迫使位错在持续滑移中弯曲,形成特征性的割阶,持续的攀移会进一步促进割阶移动,推动位错沿螺旋方向滑移。此外,割阶不仅会阻碍自身位错的滑移,还会钉扎其他位错形成位错缠结与堆积。由此造成的局部应力集中达到临界值时,会诱发新的变形孪晶在片层界面形核^[31]。位错与孪

晶之间存在相互作用,当在孪晶晶界处塞积的位错发生反应时,会导致位错沿孪晶传播,例如,在孪晶界塞积的位错可发生分解反应: $\frac{1}{2}(110) \rightarrow \frac{1}{6}(11\bar{2}) + \frac{1}{3}(111)$,其中 $\frac{1}{6}(11\bar{2})$ 为可滑动Shockley不全位错, $\frac{1}{3}(111)$ 为不可滑动Frank不全位错。这种位错分解反应会阻碍后续位错的运动,从而致使合金的强化。

综上所述,T43+合金在高温压缩蠕变过程中的位错运动由攀移机制主导,表现为滑移与攀移相结合的混合模式。这一结论与3.2小节中图6分析结果保持一致,也合理解释了之前强调的实测高蠕变激活能值。同时,B₄C的添加,通过促进孪晶形成、诱发位错攀移及后续的交互作用,显著提高了合金的位错密度与容纳能力。T43+合金显微组织中广泛分布的位错、位错割阶及孪晶等缺陷结构,显著提升了该合金的高温蠕变抗力。

4.2 T43+合金动态再结晶机制

根据上述分析可知,T43和T43+合金在蠕变过程中均发生了DRX。在 γ -TiAl合金中DRX行为对其压缩蠕变性能有着重要影响^[33]。图12为T43+合金在850℃/250 MPa下压缩蠕变后显微组织的TEM图。图12a、12b所示,在DRX区域附近,片层结构出现轻微弯曲和粗化,同时观察到不同尺寸的DRX晶粒混合共存,这主要是在

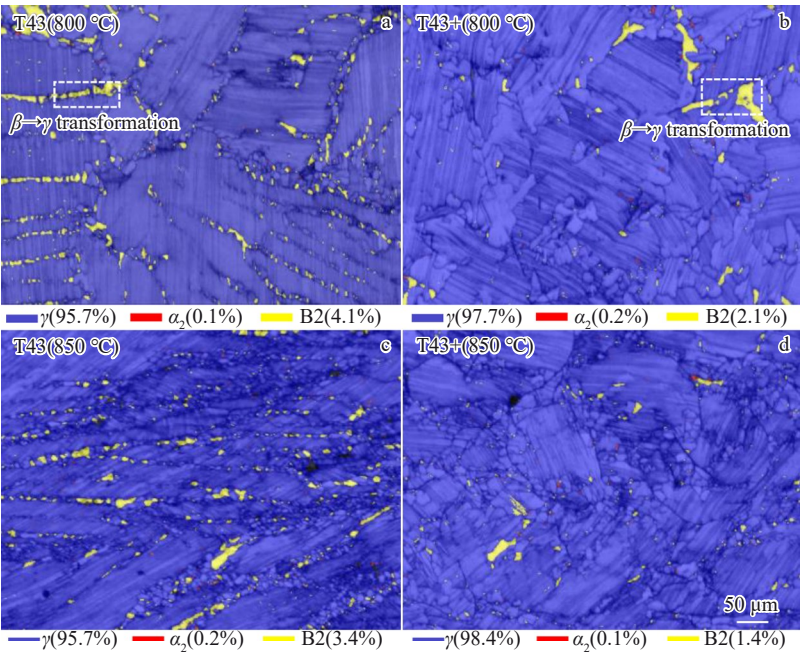


图 10 T43 和 T43+合金在 250 MPa 下 800 和 850 °C 压缩蠕变后的变形显微组织相图

Fig.10 Phase diagrams of deformed microstructures of T43 (a, c) and T43+ (b, d) alloys after compressive creep under 250 MPa at 800 °C (a–b) and 850 °C (c–d)

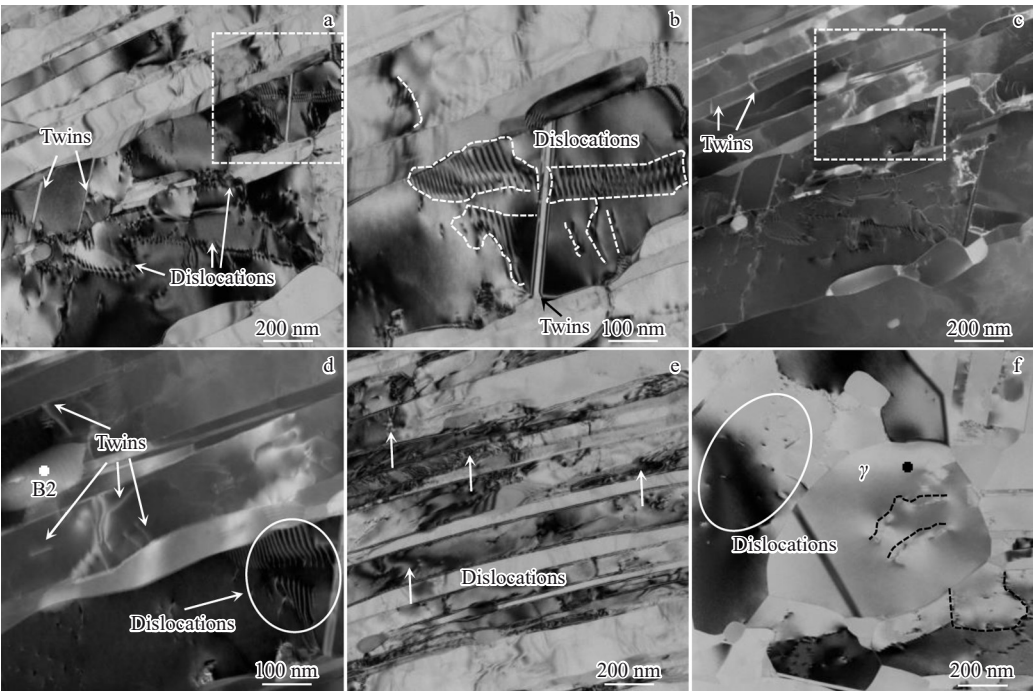


图 11 T43+合金在 850 °C/250 MPa 压缩蠕变后变形孪晶及位错的 TEM 及 HAADF 图像和片层组织中的位错 TEM 照片及块状 γ 相中的位错 TEM 照片

Fig.11 TEM analyses of T43+ alloy after compressive creep at 850 °C/250 MPa: (a) TEM image of deformation twins and dislocations; (b) enlarged view of the area marked in Fig. 11a; (c) HAADF image of deformation twins and dislocations; (d) enlarged view of the area marked in Fig. 11c; (e) TEM image of dislocations within the lamellar structure; (f) TEM image of dislocations in the blocky γ phase

变形过程中应变速率较低,导致早期形成的 DRX 晶粒持续长大,直至与相邻晶粒发生碰触,从而抑制其进一步生长^[34]。图 12c 所示,组织中存在多重孪晶与交叉孪晶。

适量孪晶可通过阻碍位错运动协调塑性变形来增强组织稳定性与蠕变抗力;然而,过高的孪晶密度可能加剧位错塞积,导致局部应力集中,诱发脆性并促进加工硬化。

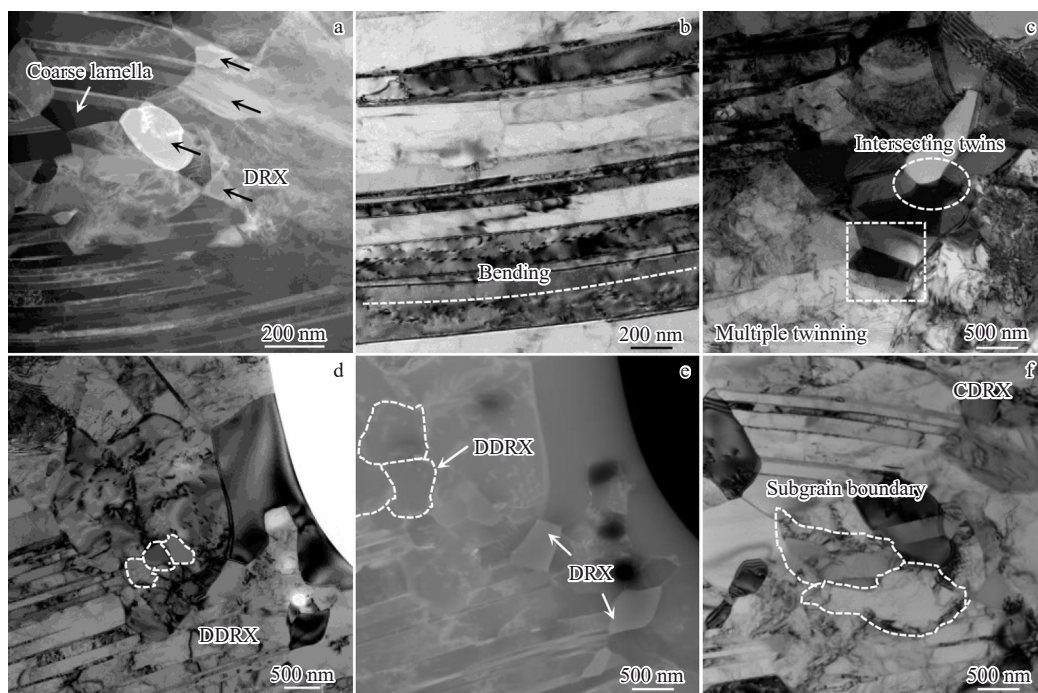


图 12 T43+合金在 850 °C/250 MPa 压缩蠕变过程中的组织不稳定性 and 动态再结晶行为的 TEM 照片

Fig.12 TEM images of microstructural instability and DRX behavior of T43+ alloy during compressive creep at 850 °C/250 MPa: (a–b) decomposition and coarsening of γ/a_2 lamellae; (c) TEM image of twinning; (d–e) phenomena of DDRX and corresponding HAADF image; (f) CDRX phenomenon

如图 12d、12e 所示,在 T43+合金中可观察到晶粒尺寸较均匀的 DRX 晶粒,并于三重晶界处形核,DRX 显微结构受变形过程中再结晶成核的控制,这是典型的非连续再结晶(DDRX)^[33,35]。此外,还存在少量呈离散分布的 DRX 晶粒,其形成原因在于, γ 晶粒边界在低迁移速率条件下,界面形成速率主导了 DRX 过程,导致变形后的 γ 晶粒通过边界迁移诱发了 DDRX。如图 12f 所示,在较大 DRX 晶粒边界周围,可观察到亚晶界结构的形成。这是由于在较高温度和较低应变速率条件下,晶界附近积累的高位错密度为亚结构的形核提供驱动力,并最终演变为亚晶界。在亚晶界储存能的驱动下,应变诱导晶界迁移并促使新的 DRX 晶粒形成,该过程证实了连续动态再结晶(CDRX)的存在。T43+合金中的 DRX 过程虽已发生,但整体上受到显著抑制,表现为一种缓慢且受限的状态。这种受控的再结晶行为,有效地延缓了组织的软化与粗化,是其表现出更高组织稳定性和优异蠕变抗力的关键微观机理。

4.3 B_4C 对合金性能的增强机理

B_4C 的添加通过多种机制显著提高了 T43+合金的高温蠕变抗力,主要包括:细晶强化(遵循 Hall-Petch 公式)和 TEM 观察表明的第二相强化。这些机制共同构筑了其优异的抗蠕变性能。T43 合金在未添加 B_4C 的情况下,晶体成核主要依赖于由晶界处溶质原子富集引起的异质成核,这种机制在一定程度上限制了晶粒的进一步

成核^[36]。而 B_4C 的添加,引入大量第二相颗粒作为额外的异质成核位点,增加了晶体形核率。同时,通过钉扎晶界有效抑制晶粒在高温下的粗化,从而实现显著的晶粒细化,这与 3.1 小节中图 1 所示结果相一致。根据 Hall-Petch 公式^[7]:

$$\sigma_y = D + kd^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

其中 D 为材料常数, σ_y 为阻碍位错滑移的摩擦应力, k 表示晶界对滑移转移的阻力, d 表示平均晶粒尺寸。合金材料的强度随晶粒尺寸的减小而提高,这主要归因于显微组织中细小的片层团内含大量半共格界面,这些界面能够有效阻碍位错运动,使得位错继续滑移需要更大的外应力,从而提升了合金的高温强度。晶粒细化是增强 T43+合金高温压缩蠕变抗性的关键因素之一。

对经 850 °C/250 MPa 蠕变实验后的试样进行表征,如图 13 所示。分析表明,添加的 B 元素以 TiB 相形式析出,TiB 与基体之间形成半共格界面,其引起的晶格畸变可有效阻碍位错运动,增强合金蠕变抗力。由于 TiB 具有高弹性模量和高强度,位错难以直接切过,只能通过攀移方式越过 TiB 颗粒,导致在 TiB/基体界面处出现位错堆积^[37]。如图 13a 所示,TiB 相在片层团内部发挥钉扎作用,阻碍位错运动与穿透。位错在运动过程中受 TiB 相阻碍而发生分散,致使局部储存能难以达到发生 DRX 的临界值,从而抑制了合金在高温压缩蠕变过程中的 DRX

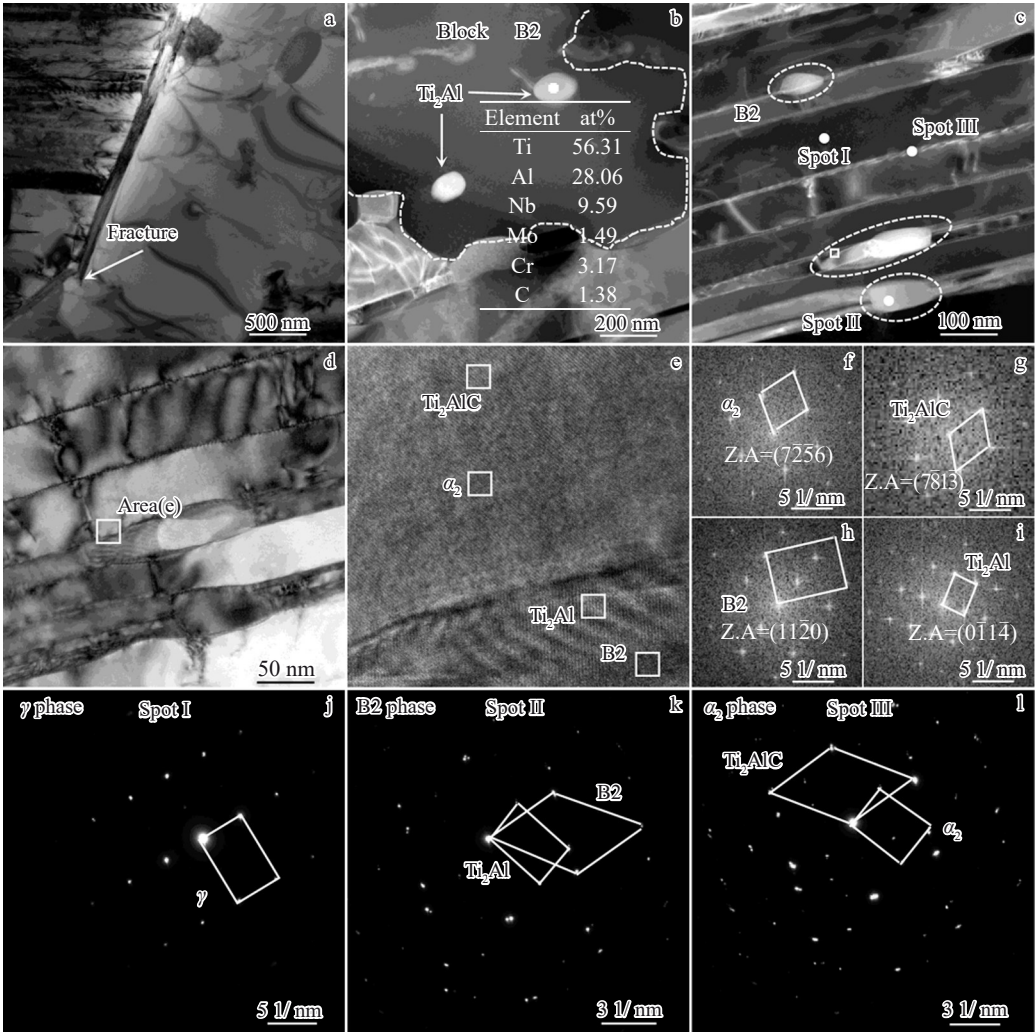


图 13 T43+合金在 850 °C/250 MPa 压缩蠕变后的 TEM 分析

Fig.13 TEM analyses of T43+ alloy after compressive creep at 850 °C/250 MPa: (a) TEM image of rod-like TiB; (b) precipitates in B2 phase; (c) HAADF image of lamellar structure; (d) TEM image of lamellar structure; (e) IFFT image of the interface region; (f-i) SAED patterns of α_2 (f), Ti_2AlC (g), B2 (h), and Ti_2Al (i); (j-l) SAED patterns of the area marked in Fig.13c

行为。当 TiB 相表面位错密度累积至临界值时,会导致该相发生断裂,从而释放其承载的弹性应变能,并消耗裂纹扩展所需能量,有效缓解局部应力集中。这一机制对提升合金的高温抗蠕变性能具有积极作用。此外,可以观察到在 B2 相中析出 Ti_2Al 相,如图 13b 所示。为进一步分析 B2 相周围 Ti_2Al 相的形貌与结构,对图 13c 中析出的 B2 相区域进行放大形貌观察和高分辨表征,结果分别如图 13d 和 13e 所示。图 13d 为 B2 相周围 Ti_2Al 的分布形貌。在高温压缩蠕变过程中,固溶于基体的 C 原子向 α_2 相发生偏聚迁移,导致界面溶质过饱和,而以细小弥散的 Ti_2AlC 相形式析出。通过对 Ti_2AlC/α_2 和 B2/ Ti_2Al 界面区域(图 13e)进行快速傅里叶变换分析,获得了各相的衍射花样(图 13f~13i)。结果表明, α 相与 Ti_2AlC 相之间、B2 相与 Ti_2Al 相之间均存在明确的晶体学取向关系,即 $(\bar{7}2\bar{5}6)/(\bar{7}8\bar{1}3)$ 和 $(11\bar{2}0)/(\bar{0}1\bar{1}4)$ 。在 Ti_2AlC/α_2 和 B2/

Ti_2Al 界面处存在少量失配位错,这意味着在蠕变过程中动态析出的 Ti_2AlC 、 Ti_2Al 与基体保持半共格关系,界面处的晶格畸变可以有效阻碍位错运动,增强 T43+合金蠕变抗力。如图 13c 所示,对 T43+合金的片层组织进行选区衍射斑点分析,获得了 α_2 相和 B2 相的成分数据。基于此的相组成分析,进一步证实了上述结论,如图 13j~13l 所示。 Ti_2AlC 和 Ti_2Al 相的析出抑制了片层组织的分解,使得 T43+合金在压缩蠕变过程中保持优异的片层稳定性,从而显著提升了其高温抗压缩蠕变性能。

5 结论

- 1) T43 和 T43+合金均表现为近片层的显微组织,通过添加 0.2at% B_4C ,显著细化晶粒,片层团及晶界处析出尺寸不等的棒状 TiB,碳原子固溶于合金基体中。
- 2) 添加 0.2at% B_4C 后 T43+合金高温抗压缩蠕变性能显著提升,具体表现为:在 200~250 MPa 和 800~850 °C

下,同温同压下稳态蠕变速率平均降低 38.42%,50 h 后的蠕变应变平均降低 46.32%。此外,T43 和 T43+合金在 850 °C/200~250 MPa 范围应力指数分别为 1.96 和 4.16,高温压缩蠕变的主导变形机制分别为晶界滑移和位错攀移。同时,T43 和 T43+合金在 250 MPa/800~850 °C 范围蠕变激活能 Q_c 分别为 335.02 和 368.52 kJ/mol。

3) T43+合金高温蠕变抗性的提升源于其微观组织多尺度、多机制的协同强化作用。片层团结构细化与 B2 相含量降低共同优化合金组织结构。高温压缩蠕变过程中,DRX 会显著降低位错密度并软化合金,B₄C 的添加可以有效抑制合金 DRX 行为。高温蠕变变形过程中形成机械孪晶阻碍位错运动,增强合金位错密度和容纳能力。此外,棒状 TiB 与蠕变过程中动态析出 Ti₂AlC、Ti₂Al 相的第二相强化,显著提高了组织稳定性。

参考文献 References

- [1] Liu X, Song L, Stark A *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 102: 89
- [2] Chen Chuanyi(陈传毅), Hao Junjie(郝俊杰), Shu Lei(舒磊) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2026, 55(4): 980
- [3] Wimler D, Käsžnar K, Musi M *et al.* *Materials & Design*[J], 2021, 212: 110187
- [4] Chen Yongning(陈永宁), Xiao Huaqiang(肖华强), Chu Mengya(褚梦雅) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(3): 679
- [5] Singh V, Mondal C, Sarkar R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 774: 138891
- [6] Deng Wenhao(邓文浩), Gong Xun(龚勋), Zhao Hui(赵晖) *et al.* *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2025, 42(6): 12
- [7] Fang H Z, Yang X K, Zhou L Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 918: 165782
- [8] Tang Fuhao(唐傅浩), Zhu Dongdong(朱冬冬), Wang Xiaohong(王晓红) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(7): 1917
- [9] Xia Z W, Shan C W, Zhang M H *et al.* *Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2023, 36(7): 40
- [10] Wang Yupeng(王玉鹏), Li Siying(李思颖), Ma Tengfei(马腾飞) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(12): 3329
- [11] Ran Q Y, Hu M L, Liu T *et al.* *JOM*[J], 2025, 77: 261
- [12] Li J, Jeffs S, Whittaker M *et al.* *Materials & Design*[J], 2020, 195: 109064
- [13] Denquin A, Huvelin Z, Signori L *et al.* *Materials at High Temperatures*[J], 2016, 33(4–5): 542
- [14] Shu S L, Qiu F, Lin Y Y *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 551: 88
- [15] Tetsui T, Fukuyo T, Mizuta K. *Intermetallics*[J], 2025, 183: 108793
- [16] Liu C, Jin K H, Ye J *et al.* *Composites Communications*[J], 2023, 40: 101611
- [17] Wang S, Jin Y L, Chen X G *et al.* *Ceramic Coatings and Engineering Technology*[J], 2023, 14(1): 21
- [18] Wang X Y, Yang J R, Hu R *et al.* *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2020, 33(12): 1591
- [19] Yang J K, Liang Z Q, Xiao S L *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2025, 35(7): 2259
- [20] Zhu D D, Liu L, Dong D *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 862: 158646
- [21] Fang M H, Han Y F, Shi Z S *et al.* *Composites Part B: Engineering*[J], 2021, 211: 108683
- [22] Wang X C, Li Q C, Ling Z Q *et al.* *Materials Today Communications*[J], 2025, 49: 114292
- [23] Wang Q, Chen R R, Yang Y H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 747: 640
- [24] Huang F, Hu S X, Zhan Z H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2025, 922: 147597
- [25] Kassner M E, Pérez-Prado M T. *Progress in Materials Science*[J], 2000, 45(1): 1
- [26] Herzig C, Przeorski T, Mishin Y. *Intermetallics*[J], 1999, 7(3–4): 389
- [27] Du H, Huang A J, Wu X. *Intermetallics*[J], 2007, 15(3): 327
- [28] Wang H W, Yang J X, Meng J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 860: 157929
- [29] Nguyen-Manh D, Pettifor D G. *Gamma Titanium Aluminides 1999*[C]. Warrendale: TMS, 1999: 175
- [30] Wang J G, Hsiung L M, Nieh T G. *Intermetallics*[J], 1999, 7(7): 757
- [31] Hao Y J, Liu J X, Li S K *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 705: 210
- [32] Zhang Haoyue(张颢月), Chen Qiang(陈强), Liu Ailian(刘爱莲) *et al.* *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2025, 42(1): 8
- [33] Xu R R, Li H, Li M Q. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 844: 156089
- [34] Wei B B, Tang B, Huang X Y *et al.* *Materials & Design*[J], 2022, 223: 111138
- [35] Dong S L, Chen R R, Guo J J *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society*[J], 2015, 25(4): 1097
- [36] Tan Y M, Chen R R, Fang H Z *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 102: 16
- [37] Liu B G, Liu L H, Xing W D *et al.* *Intermetallics*[J], 2017, 90: 97

High-Temperature Compressive Creep Properties and Mechanisms of Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr Alloy Reinforced with B₄C

Yu Hongbao^{1,2}, Geng Xueying¹, Yang Shengcan¹, Xiao Shulong³, Yu Hongyan^{1,2}, Lin Shengyao⁴, Lu Zhao^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, China)

(2. Guangxi Key Laboratory of Information Materials, Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

(4. Guilin Fuda Co., Ltd, Guilin 541199, China)

Abstract: The effect of B₄C addition on the high-temperature compressive creep behavior of a β -solidified γ -TiAl-based alloy under the conditions of 250 MPa/800–850 °C and 850 °C/200–250 MPa was investigated. The results show that the reinforcement of the Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr alloy with B₄C significantly enhances its high-temperature compressive creep property. This improvement is reflected by a reduction in steady-state creep rate of 38.42% and a decrease in creep strain after 50 h of 46.32%. The steady-state creep rate of alloys as a function of stress and temperature follows the Norton-Bailey power-law model. With the addition of B₄C, the stress exponent increases from 1.96 to 4.16, and the creep activation energy rises from 335.02 kJ/mol to 368.52 kJ/mol. This change indicates a transition in dominant deformation mechanism from grain-boundary sliding to dislocation climb. The remarkable enhancement in compressive creep resistance is attributed to multiple strengthening effects. The precipitated rod-like TiB acts as a hard second phase that strengthens the matrix by hindering dislocation motion and pinning grain boundaries. In synergy with C dissolved in the matrix, it also refines the lamellar clusters. The addition of 0.2at% B₄C notably suppresses dynamic recrystallization, thereby delaying degradation of the lamellar structure and mitigating the softening effect induced by recrystallization. Furthermore, Ti₂AlC and Ti₂Al particles precipitate dynamically during high-temperature compressive creep, pinning at the α_2 phase interfaces and within the B2 phase, respectively. These precipitates strengthen the crystal structure and improve the microstructural stability of the alloy.

Key words: TiAl-based alloy; high-temperature compressive creep; dynamic recrystallization; microstructure

Corresponding author: Lin Shengyao, Senior Engineer, Guilin Fuda Co., Ltd, Guilin 541199, P. R. China, Tel: 0086-773-3681198, E-mail: linshengyao@glfoto.cn