

放电等离子烧结 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY 合金 高温压缩蠕变行为及机理研究

于宏宝^{1,2}, 周宇君¹, 于红艳^{1,2}, 肖树龙³, 唐斌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. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要: 采用高能球磨 (high-energy ball milling, HEM) 和放电等离子烧结 (spark plasma sintering, SPS) 工艺制备 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY ($x=0, 0.1, 0.2$, at%) 合金, 通过 SEM、EBSD、TEM 等研究 Y 微合金化对 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W 合金高温压缩蠕变性能的影响, 分别在 800~850 °C 进行蠕变试验, 应力为 250 MPa, 时间为 50 h。结果表明: Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY 合金均由等轴 γ 晶粒、 γ 晶界的块状 α_2 和 B2 相、 α_2/γ 片层团组成。添加的 Y 主要以 Al_2Y 颗粒的形式在晶界处形成链状结构, Y 能细化晶粒并增大 α_2/γ 片层团, Y 含量由 0 增至 0.2at% 时, 晶粒尺寸从 12.1 μm 减小至 7.8 μm , 细化效果最为显著。在蠕变后合金中 γ 晶粒轻微扁平化, 片层发生弯曲和退化现象, 片层团内部出现大量细小的再结晶晶粒及球状 B2 相, 蠕变温度升高促进动态再结晶形成。Y 的加入显著提高合金的压缩蠕变性能, 在 800 °C 下, 0.2Y 合金的最大蠕变应变为 8.96%, 稳态蠕变速率为 $4.01 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$, 与无 Y 合金相比分别降低了 32.83% 和 38.31%。合金力学性能的改善是由于 Al_2Y 颗粒的第二相强化、片层细化和 B2 相的减少。

关键词: TiAl 合金; Y 元素; 微观组织; 高温蠕变

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)07-1766-09

1 引言

随着航空航天和汽车工业的快速发展, 高温结构材料正朝着高强轻量化的方向发展^[1-2]。TiAl 合金被认为是一种新型的轻质材料, 具有低密度、高模量、良好的抗氧化性的优势^[3-7], 它是唯一一种可以在 600 °C 的氧化环境中长期稳定使用的轻质金属材料, 为取代传统高温合金提供了一种可能的新材料^[8-9]。然而, 在高温长期载荷下, TiAl 合金的蠕变失效问题严重制约其工程应用^[10-12]。

为了改善 TiAl 合金的抗蠕变性能, 通过微合金化实现性能调控备受关注^[13-15]。研究表明, 添加 Nb 元素通过固溶强化和抑制动态再结晶显著提升合金高温强度^[16-18]。W 元素的引入可细化层片组织并促进高熔点析出相的形成^[19-20]。稀土元素的添加也是提高 TiAl 合金的高温力学性能的有效途径^[21-24]。Zheng 等^[25]采用真空电弧熔炼法制备了掺杂纳米 Y_2O_3 的近 α -Ti 合金, 在 700 °C/150 MPa 蠕变测试后发现添加 Y_2O_3 后合金蠕变寿命提高了 3 倍, 稳态蠕变速率显著降低, 并揭示了蠕变性能提高

的机理为 β 晶粒和 α/β 晶团的细化使位错的有效滑移距离减小。Zhou 等^[26]采用真空电弧熔炼法制备了 Ti-45Al-3Fe-2Mo-xC ($x=0, 0.5$, 摩尔分数) 合金, 研究表明, 合金中析出了大量纳米级的 Ti_3AlC 碳化物, 钉住位错, 并引起了固溶强化, 碳的添加提高了高温性能。Li 等^[27]采用感应凝壳熔炼技术制备了 Ti-43Al-6Nb-1Mo-1Cr-1B (at%) 合金, 研究表明, 微量硼元素会形成 TiB, 阻碍位错滑移, 增加层错能, 减少 γ 相的体积分数, 提高蠕变性能。然而, 对于高铌钛铝合金, 稀土元素钇 (Y) 对其高温蠕变性能的影响仍然不清楚, 为了揭示其服役能力的局限性, 确保在较大温度波动下的安全运行, 有必要研究高铌钛铝合金在边缘温度下的蠕变行为和机理。

本研究以 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY ($x=0, 0.1, 0.2$, at%) 合金为对象, 采用高能球磨 (high-energy ball milling, HEM) 和放电等离子烧结 (spark plasma sintering, SPS) 工艺制备合金, 探究不同含量 Y 元素对 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W 合金微观组织和高温压缩蠕变性能的影响。

收稿日期: 2025-07-21

基金项目: 国家自然科学基金 (52161011); 广西重点研发计划 (桂科 AB23026114); 广西信息材料重点实验室基金 (221030-Z)

作者简介: 于宏宝, 男, 1977 年生, 博士, 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

2 实验

试验原料成分为钨粉(约10 μm, 纯度>99.9%), Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W(at%)预合金粉末, 其微观形貌如图1所示, 平均粒径为144.70 μm, 雾化粉末呈球形, 粉末表面显现出典型的树枝状形貌。

按Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY($x=0, 0.1, 0.2, \text{at}\%$)的化学计量比制备合金, 行星式球磨机(YXQM-2L)混合均匀, 氩气氛围球磨, 球料比6:1, 球磨时间18 h, 转速300 r/min。烧结采用SPS-20T-10-III设备, 烧结温度1200 °C, 烧结压力30 MPa, 保温时间10 min, 随炉冷却, 获得 $\Phi 45 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的烧结块体。

微观结构表征样品均使用Kroll试剂(5% HF+10% HNO₃+85% H₂O)腐蚀, 通过扫描电子显微镜(SEM, Quanta FEG 450)观察微观结构、断裂特征和粉末形态, 电子背散射衍射(EBSD, Hitachi SU 5000)观察蠕变期间取向变化和动态再结晶过程, X射线衍射仪(XRD, D8-ADVANCE)在50 kV、40 mA、 2θ 为5°~90°的范围内对合金的相组成进行研究, 通过透射电子显微镜(TEM, Talos F200 X)探测亚结构特征。TEM样品机械研磨至50~60 μm的厚度, 在25 V和-30 °C条件下进行电解双喷减薄, 电解双喷液成分为60% CH₃OH+35% CH₃(CH₂)₃OH+10% HClO₄。使用电子蠕变试验机(RDL-50)对圆柱形试样($\Phi 6 \text{ mm} \times 9 \text{ mm}$)进行800~850 °C高温压缩蠕变试

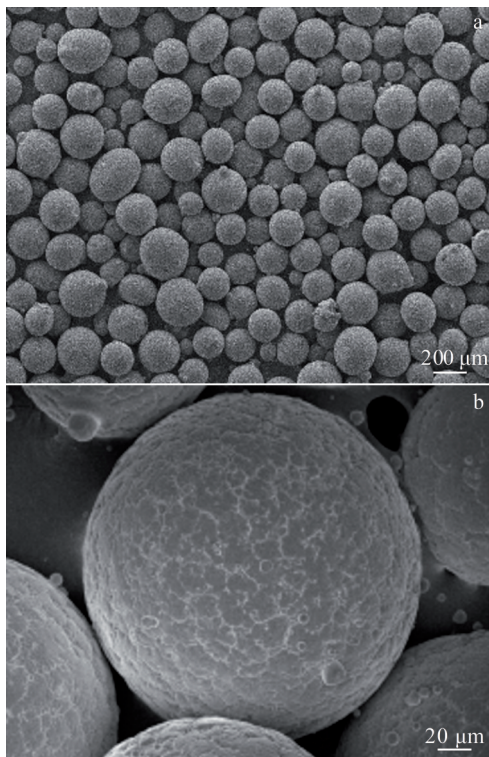


图1 预合金粉末SEM照片

Fig.1 SEM images of pre-alloyed powder: (a) low magnification and (b) high magnification

验, 蠕变应力为250 MPa, 蠕变时间为50 h。

3 结果与分析

3.1 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金蠕变前XRD和SEM分析

图2为Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金XRD图谱, 结果表明, 经过SPS烧结工艺的粉末已经充分反应, 不同Y含量下的合金主要相为 γ -TiAl和 α_2 -Ti₃Al, 且有少量的B2相。加入Y后, 会导致Al₂Y相的形成, 但添加量较少, Al₂Y衍射峰未能显现。

图3显示了Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金的微观组织。可以看出, 合金均由等轴 γ 晶、块状 α_2 和B2相及 α_2/γ 片层团组成, α_2 和B2相存在于 γ 晶晶界处。加入Y后, 生成金属间化合物Al₂Y, 如图3b、3b₁所示, Al₂Y颗粒主要分布在晶界, 促进了 α_2/γ 片层团生长, 片层间距显著减小。随着Y含量的增加, 如图3c、3c₁, 细小的颗粒状Al₂Y析出相偏析成细条并相互连接形成链状结构, 分布在 γ 晶周围并阻止晶界的延伸, 促进晶粒细化。无Y合金平均晶粒尺寸约为12.1 μm, 合金片层组织未发现片层细化现象, 片层间距较大。0.1Y掺杂合金的平均晶粒尺寸约为10.7 μm, 0.2Y合金的平均晶粒尺寸约为7.8 μm, 片层间距减小。Y加入促进晶粒尺寸减小、片层间距细化。

在烧结保温阶段, Y在 α 相中溶解度高于 γ 相, Al₂Y相进入单一 α 相区并迅速增加。由于这些富Y相被钉扎在晶界上, 阻碍了 α 相的生长, 从而细化了晶粒。当 γ 相从 α 相中析出时, 这些细小的富Y相可以提高形核速率, 促进 γ 相从 α 相中析出, 细化片层。由于在1200 °C的烧结温度时合金处于 $\alpha+\gamma$ 相区域, 导致大部分Y固溶在基体中, 烧结结束后, 微观组织演变路径为 $L \rightarrow L+\beta \rightarrow \beta \rightarrow \beta+\alpha \rightarrow \beta+\alpha+\gamma \rightarrow \beta+\alpha_2+\gamma, \alpha \rightarrow \alpha+\gamma \rightarrow$ 片层(α_2/γ)的固态相变^[28]。从凝固初期到室温, 残余 β 相保持B2结构。

3.2 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金高温压缩蠕变行为分析

为了研究温度对合金蠕变过程中的影响, 选用在

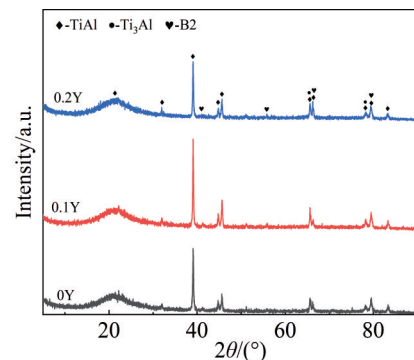


图2 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金XRD图谱

Fig.2 XRD patterns of Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY alloys

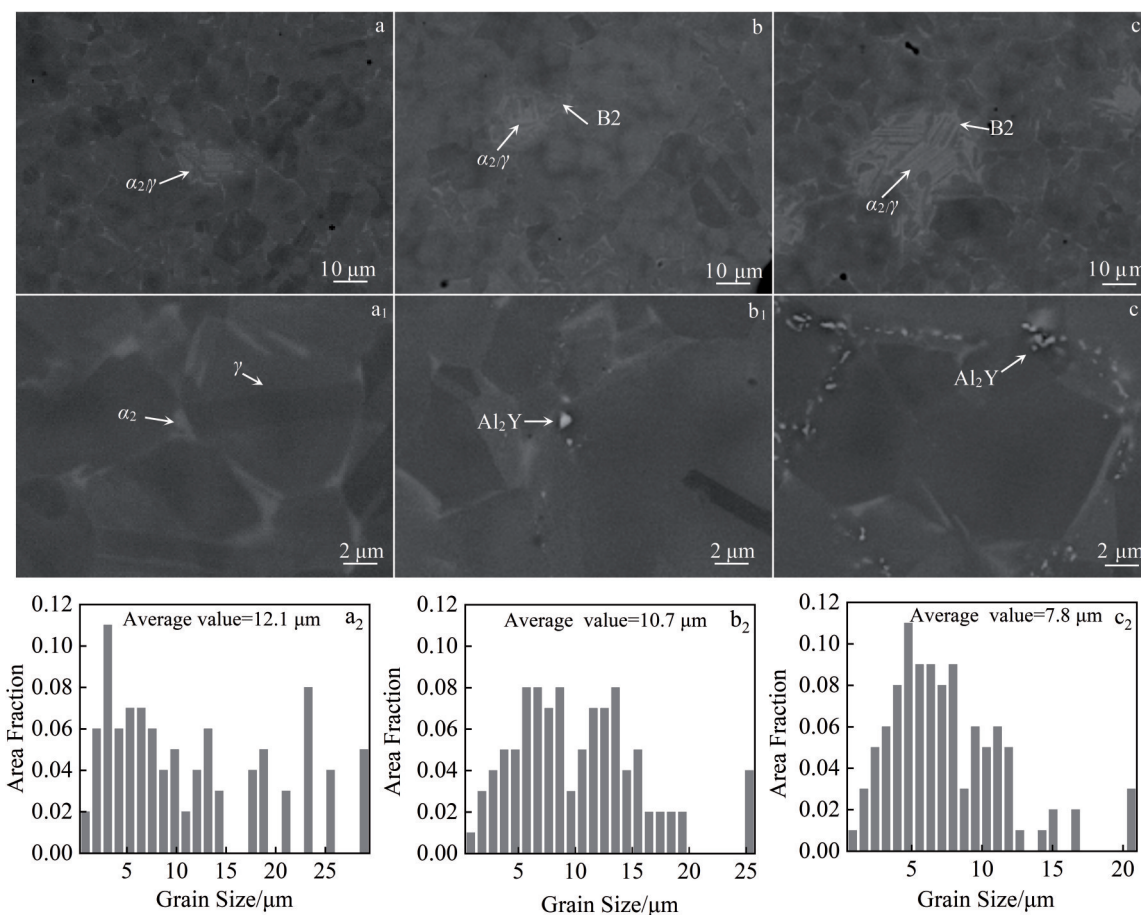


图3 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金SEM照片和晶粒尺寸分布

Fig.3 SEM images (a-c, a₁-c₁) and grain size distributions (a₂-c₂) of Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY alloys: (a-a₂) 0Y; (b-b₂) 0.1Y; (c-c₂) 0.2Y

800 °C下蠕变抗力较优的含Y合金进行850 °C的蠕变试验,同时选用无Y合金作为对照样品进行蠕变试验。图4显示了Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金在800~850 °C、外加应力为250 MPa、蠕变50 h后的压缩蠕变应变-时间曲线和蠕变速率-时间曲线。可以看出,合金在800和850 °C条件下的压缩蠕变行为存在显著差异,蠕变速率和蠕变应变均随着Y添加量的增大而减小。在800 °C时,Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY (x=0, 0.1, 0.2)合金的蠕变曲线呈现初始蠕变和稳态蠕变阶段,见图4a、4b。在850 °C时,Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY (x=0, 0.2)合金的蠕变曲线呈现典型的3个阶段,初始蠕变阶段、稳态蠕变阶段和加速蠕变阶段。如图4c、4d所示,蠕变速率迅速上升,表现出加速蠕变特性,当蠕变速率达到峰值时,出现二次蠕变现象,合金样品未断裂,而是以逐渐降低的蠕变速率继续经历蠕变变形。蠕变速率随后逐渐下降至最低点并保持稳定,说明在较低的实际蠕变应力下仍可发生二次蠕变变形。

800 °C时,0.1Y和0.2Y合金的最大蠕变应变分别为11.16%和8.96%,稳态蠕变速率分别为 5.46×10^{-7} 和 $4.01 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$,均低于无Y合金的应变13.34%和稳态蠕变速率

$6.5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 。0.2Y合金与无Y合金相比,蠕变应变和蠕变速率分别降低了32.83%和38.31%。这表明Y的添加改善了Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W合金的高温压缩蠕变性能。Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W合金在850 °C条件下二次蠕变的蠕变应变和稳态蠕变速率分别为45.37%和 $6.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$,显著高于800 °C条件下的蠕变应变和稳态蠕变速率,这表明提高蠕变温度,合金的抗蠕变性能有所下降。相同温度下,Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-0.2Y合金的蠕变曲线在蠕变初期呈现出典型的稳态蠕变阶段和加速蠕变阶段。当蠕变速率达到峰值时,同样出现了二次蠕变行为,随后蠕变速率开始下降,二次蠕变的稳态蠕变速率为 $5.58 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 。在压缩蠕变过程中,随着蠕变时间的延长,试样的蠕变应变逐步增加,高度逐渐减小,而横截面积则相应地逐渐增大,蠕变速率达到峰值时,试样上所承受的实际蠕变应力会显著下降,明显低于初始的蠕变应力水平。

图5显示了在800~850 °C、外加应力为250 MPa、蠕变50 h测试后Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金的微观组织。如图5a~5c所示,在800 °C蠕变后的合金产生轻微扁平化变形的γ晶,且未延伸到相邻晶粒,α₂/γ片层团保持平坦和完整,片层边界出现B2相,是由于α₂片层的分

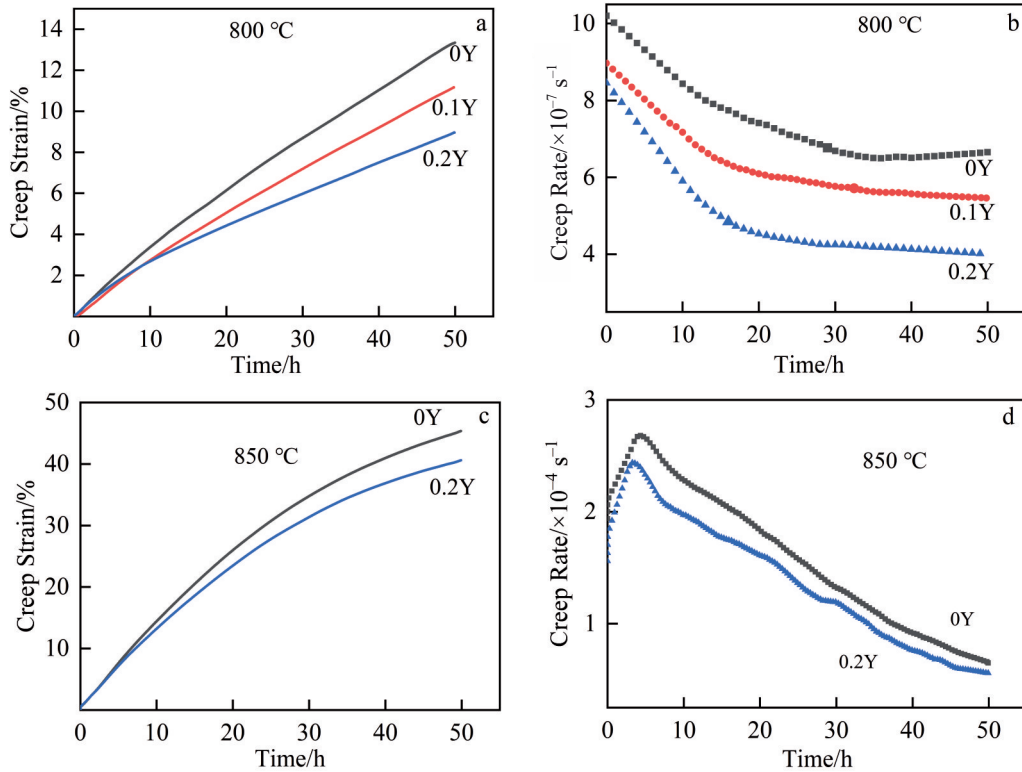


图4 不同温度下Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金蠕变曲线

Fig.4 Creep curves of Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY alloys: (a, c) creep strain-time curves; (b, d) creep rate-time curves

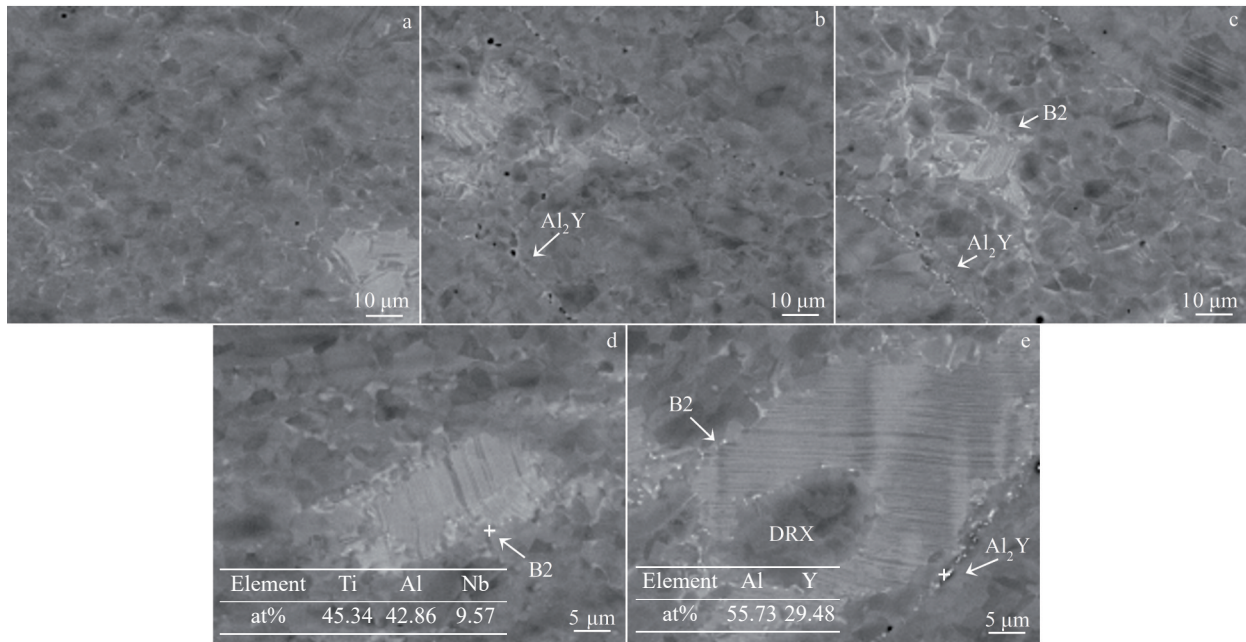


图5 不同温度蠕变后 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金的SEM照片

Fig.5 SEM images of Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY alloys after creep at 800 °C (a-c) and 850 °C (d-e): (a, d) 0Y; (b) 0.1Y; (c, e) 0.2Y

解形成的。随着Y的添加,Al₂Y相发生粗化,聚集成链状结构,倾向于在晶界处偏聚。图5d~5e所示为850 °C蠕变后的微观组织,结合EDS成分分析,图5d中Nb含量(β相稳定元素)偏高,说明其为B2相,图5e中成分主要为Al、Y元素,判断其为Al₂Y。图5d可以看出明显的片层弯曲和片层退化现象。添加Y后,如图5e所示,片层

团结构整体保持完整,在片层团内部出现了细小的等轴γ晶粒,说明发生了动态再结晶(dynamic recrystallization, DRX),在DRX的软化作用下可能发生旋转和流动,从而促进蠕变变形,蠕变温度的升高会促进DRX的形成。此外,可以清晰地观察到沿片层边界和内部分布的球状的B2相。结合图3c~3c₁原始组织分析可知,烧结态合金中

片层团内部仅存在少量大尺寸等轴晶粒,其晶界形态完整且未呈现明显变形。经压缩蠕变后,片层团内部新生细小等轴晶粒数量显著增多,且分布密集,片层发生弯曲变形和DRX现象,证明DRX形成于压缩变形阶段。

为了进一步研究蠕变过程中的DRX行为,通过EBSD分析Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金的微观结构特征,图6显示了800℃、250MPa下蠕变试样的衍射带对比图(band contrast, BC)、反极图(inverse pole figure, IPF)和相分布图(phase histogram, PH)。如6a可以看出,未添加Y时合金晶粒分布不均匀,可明显区分细晶和粗晶区域,平均晶粒尺寸为10.7μm。加入Y后,0.1Y合金和0.2Y合金平均晶粒尺寸分别为8.7和7.8μm,晶粒细化程度明显高于未添加Y的合金。细晶主要分布在Al₂Y富集的晶界处,Al₂Y塞积位错诱发DRX,导致其附近出现细小晶粒,如图6b~6c所示。Y元素偏聚在晶界,Al₂Y颗粒呈链状分布,进一步阻碍了Ti和Al原子的扩散过程,从而有效限制了晶粒的增长。晶粒与Al₂Y颗粒链状分布的邻近程度越大,晶粒细化的效果就越显著。在图6a₁~6c₁的IPF图中,观察到γ相呈现出随机取向的特

点,随机取向有助于提高合金在不同方向上的力学性能一致性,减少应力集中现象。如图6a₂~6c₂显示合金主要由等轴γ晶粒、α₂/γ片层和少量块状α₂和B2相组成,α₂、B2相存在于γ晶界处。Y添加量为0.1时,α₂相的含量由0.1%增加到0.4%,B2相的含量由0.9%降低到0.6%,γ相含量没有变化,合金发生了B2→α₂相的转变;Y添加量为0.2时,α₂相的含量由0.1%增加到0.2%,B2相的含量由0.9%降低到0.5%,γ相的含量由99%增加到99.3%,合金发生了B2→γ相的转变。随着蠕变温度升高至850℃,如图7所示,未添加Y时合金平均晶粒为8.3μm,0.2Y合金平均晶粒为6.8μm,Al₂Y颗粒充当异质成核位点,从而阻碍晶粒生长。随着蠕变温度从800℃升高到850℃,Y添加量为0.2时,α₂相含量没有变化,B2相含量由0.9%降低到0.3%,γ相含量由98.8%增加到99.4%,合金发生了B2→γ相的转变。蠕变过程中B2相的分解反应可能与B2结构的剪切不稳定性有关,B2相和γ相之间存在以下取向关系^[29]: $(110)_{B2} // (111)_\gamma$, $(111)_{B2} // [110]_\gamma$, $(110)_{B2} // (001)_\gamma$ 。B2相和α₂相之间存在以下取向关系: $(110)_{B2} // (0001)_{\alpha_2}$, $[110]_{B2} // [1120]_{\alpha_2}$ 。由此可知,Y的加入

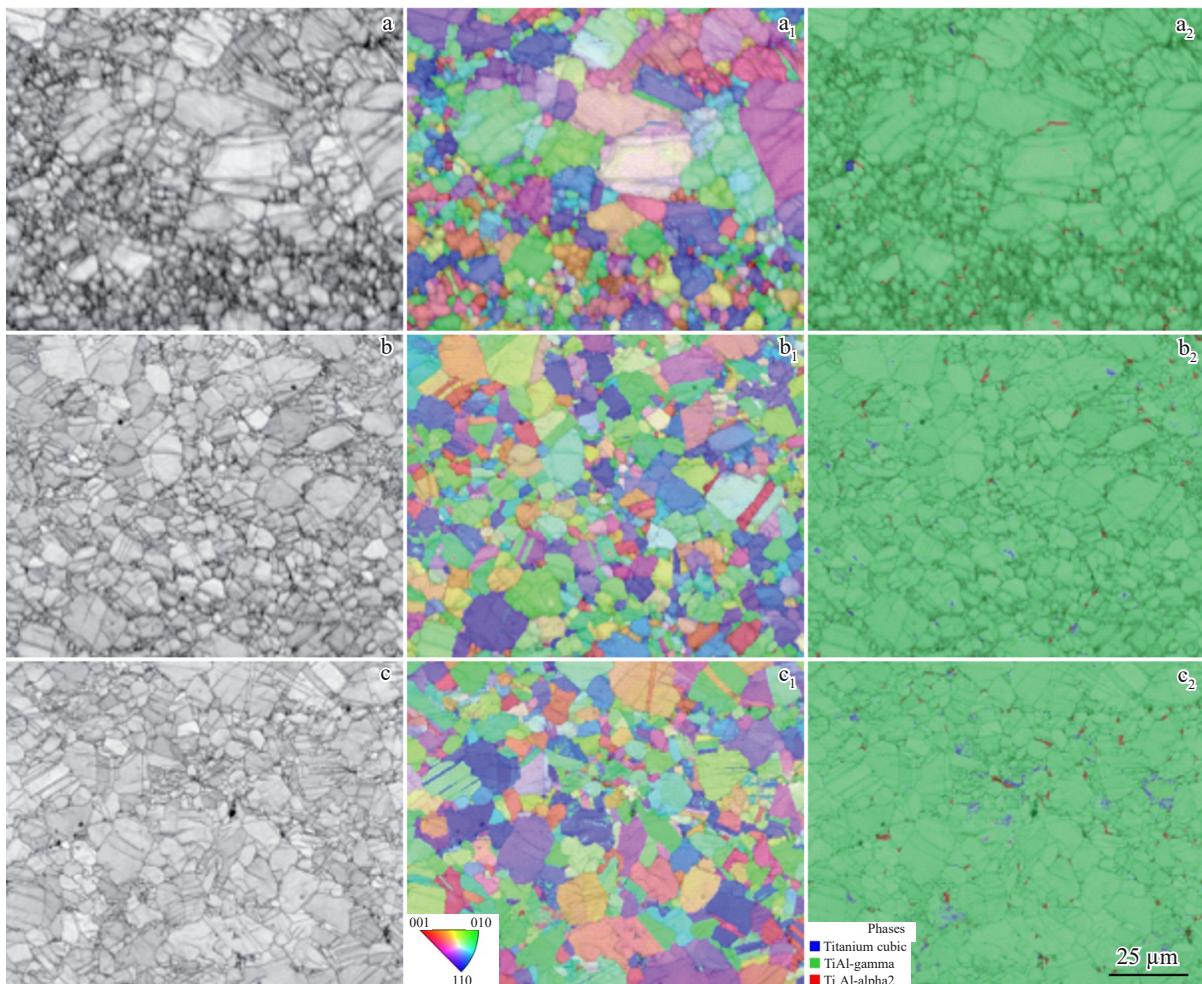


图6 800℃蠕变后Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金EBSD图

Fig.6 BC (a-c), IPF (a₁-c₁), PH (a₂-c₂) images of Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY alloys after creep at 800 °C: (a-a₂) 0Y; (b-b₂) 0.1Y; (c-c₂) 0.2Y

会减少B2相的数量,同时析出Al₂Y颗粒,细化片层间距,而B2相的存在会降低TiAl合金的抗蠕变性能,B2→ γ 相的转变有利于提高合金抗蠕变性能。

图8显示了Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金在800℃下蠕变后的晶粒取向散布图(grain orientation spread, GOS)和局部取向差图(kernel average misorientation, KAM)。图8a~8c中,蓝色代表具有较小GOS值再结晶晶粒,红色、绿色、橙色和黄色晶粒代表具有较大的GOS值的变形晶粒^[30]。KAM图代表了取向梯度(应变梯度),KAM和位错密度成正比,KAM值越大,位错密

度越高。从图8中可以看出,粗大的等轴 γ 晶几乎承担了所有变形过程,粗大晶粒边界处更容易出现应力集中现象,并伴有高位错密度,这种条件有利于再结晶晶粒的形核过程。细小晶粒保持相对无应变状态,晶界周围的局部应变集中为再结晶晶粒的形核提供了驱动力,导致位错密度相应降低,KAM值随之降低。在 α_2 相中观察到小范围应变集中现象,可能是由于相邻 γ 晶粒在变形过程中受到几何约束效应的影响。可以发现,添加Y后,晶界处更多的位错滑移体系被激活,位错反应和纠缠现象更加集中于晶界,从而导致位错密

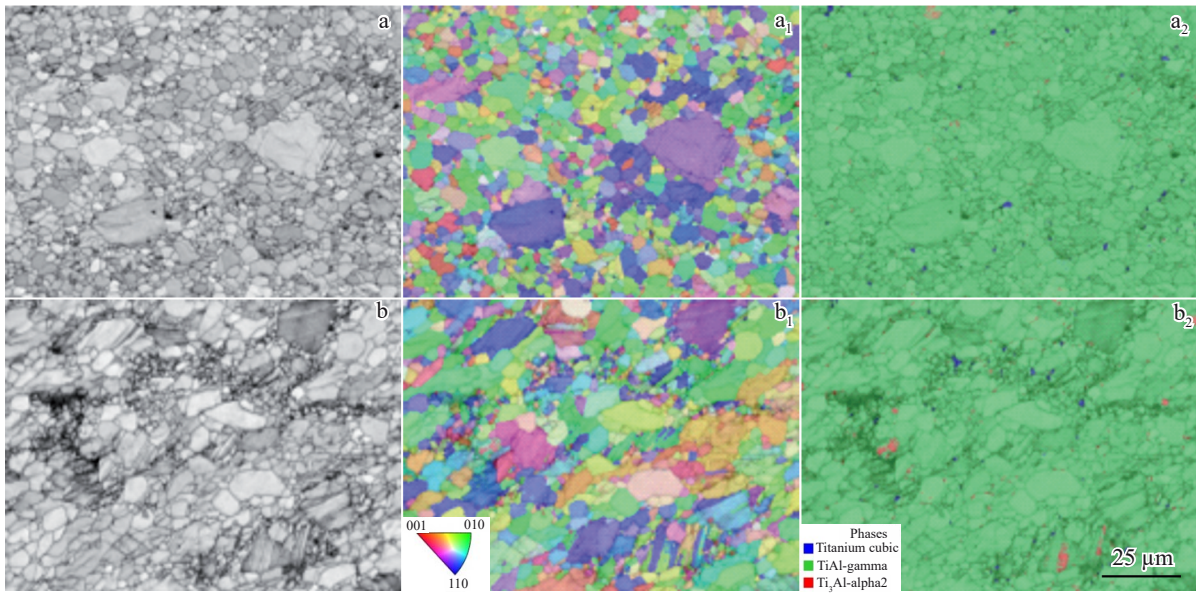


图7 850℃蠕变后Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金EBSD图

Fig.7 BC (a-b), IPF (a₁-b₁), PH (a₂-b₂) images of Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY alloys after creep at 850 °C: (a-a₂) 0Y; (b-b₂) 0.2Y

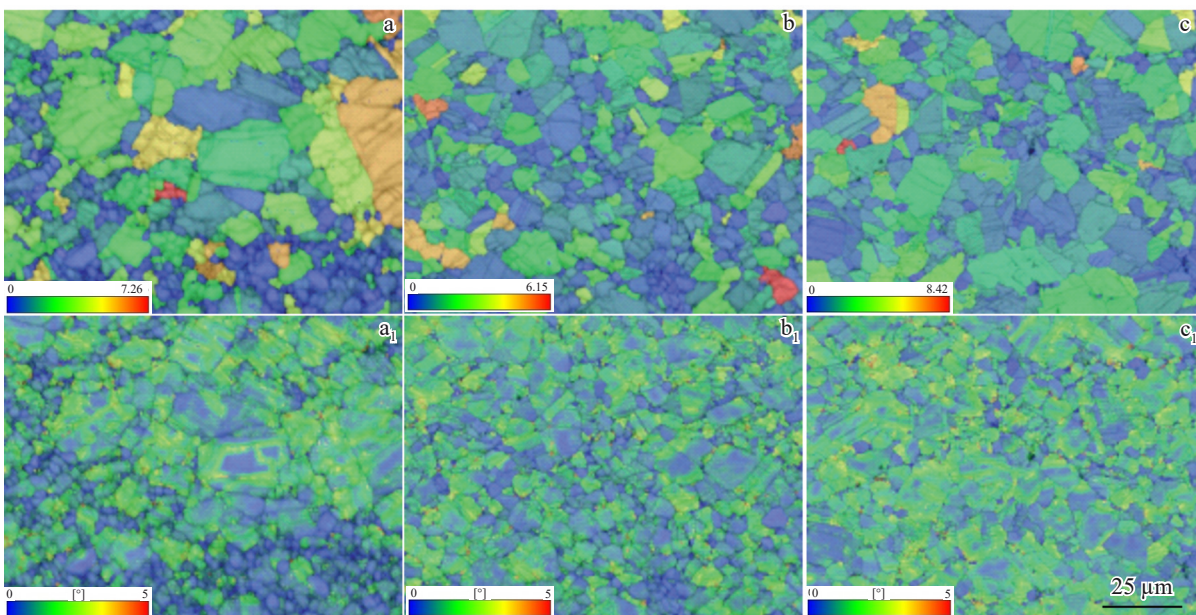


图8 800℃蠕变后Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY合金GOS和KAM分布图

Fig.8 GOS (a-c) and KAM (a₁-c₁) images of Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY alloys after creep at 800 °C: (a-a₁) 0Y; (b-b₁) 0.1Y; (c-c₁) 0.2Y

度显著增加。随着蠕变温度升高至 850 °C,如图 9 所示,粗晶区域表现出较高的位错密度,而再结晶区域则显示出较低的位错密度。晶界区域易于形成 DRX,添加 Y 后 GOS 图和 KAM 图中蓝色区域的体积分数明显减少,这表明 Y 的添加会提高组织稳定性,抑制高温变形过程中 DRX 现象,降低合金在 800~850 °C 时的压缩蠕变应变,提高合金的抗蠕变性能。

3.3 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-0.2Y 合金蠕变前后 TEM 分析

为了进一步研究蠕变过程中合金的亚结构,选用性能最优的 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-0.2Y 合金蠕变前后的微观组织进行 TEM 表征分析,图 10 显示了 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-0.2Y 合金在初始状态、800 和 850 °C 下进行蠕变 50 h 后的 TEM 微观组织。在初始状态的 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-0.2Y 合金中,在 γ 晶粒内观察到大量均匀分布的位错和孪晶,并且存在位错缠结现象(见图 10a)。从图 10a₂ 可以看出,部分 α_2 片层转变为 γ 相, α_2 与 γ 取向关系为 $[0\bar{1}1]_{\gamma} // [100]_{\alpha_2}$,合金经历 $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ 相的过程, γ 相的面心立方结构比 α_2 相的密排六方晶体结构具有更多的滑移系,从而提高合金性能。

800 °C 蠕变后的 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-0.2Y 合金如图 10b~10b₂ 所示。与初始状态的 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-0.2Y 合金相比,在晶界处观察到均匀分布的细小条状 Al_2Y 颗粒, Al_2Y 颗粒与位错相互缠绕(见图 10b),有效地阻碍了位错的运动,导致形成高密度位错,从而提高了加工硬化能力。细小的 Al_2Y 颗粒与位错的相互作用显著增加了基体中的位错存储量,在蠕变过程中形成了大量交叉的纳米孪晶(见图 10b₁),孪晶将 γ 晶粒分成多个部

分。交叉的纳米孪晶与位错互相缠结,共同阻碍了它们的运动。波纹状位错表明位错主要呈现螺形取向,并被钉扎在晶格缺陷处^[31],阻止了 DRX 的生长,使得 DRX 过程变得更加困难。位错在(α_2/γ)片层界面内堆积,表明该界面阻碍了压缩蠕变过程中位错的运动(见图 10b₂)。位错运动受到 Al_2Y 障碍物的阻碍和分割,并加强 α_2/γ 片层,这些障碍导致分离能不能达到 DRX 成核的临界能,因此,DRX 的形成将被抑制和减少。 Al_2Y 颗粒的形状在蠕变变形过程中没有改变,表明 Al_2Y 颗粒具有优异的高温稳定性。

如图 10c~10c₂ 所示,在 850 °C 条件下蠕变后的 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-0.2Y 合金显示出与 800 °C 压缩蠕变条件下的合金相似的微观组织。 Al_2Y 颗粒与 γ 晶粒之间的界面周围未观察到裂纹,表明在蠕变变形过程中, Al_2Y 颗粒与 γ 晶粒之间保持着良好的界面结合状态(见图 10c)。 Al_2Y 颗粒作为障碍物,阻碍了位错的移动,导致位错与 Al_2Y 颗粒相互缠结。随着蠕变温度的升高, γ 晶粒中出现了强烈的位错活动,含有分散位错的 γ 晶粒内部形成了孪晶分割(见图 10c₁)。此外,还观察到了 DRX 形成的细小 γ 晶粒(见图 10c₂),其晶粒尺寸显著小于原始等轴晶粒,且晶粒内部位错密度极低、边界清晰,未观察到明显位错缠结或亚结构。由于位错会在等轴 γ 晶粒内部积累并相互作用,随着变形量的增加,位错密度逐渐升高,导致局部应力集中,应力集中区域会形成亚晶界,较高的温度能够加速原子扩散和位错运动,从而促进亚晶界的迁移和新晶粒的形成,DRX 更容易发生。因此,添加 Y 元素可以降低合金在 800~850 °C 时的压缩蠕变应变,提高合金的抗蠕变性能。

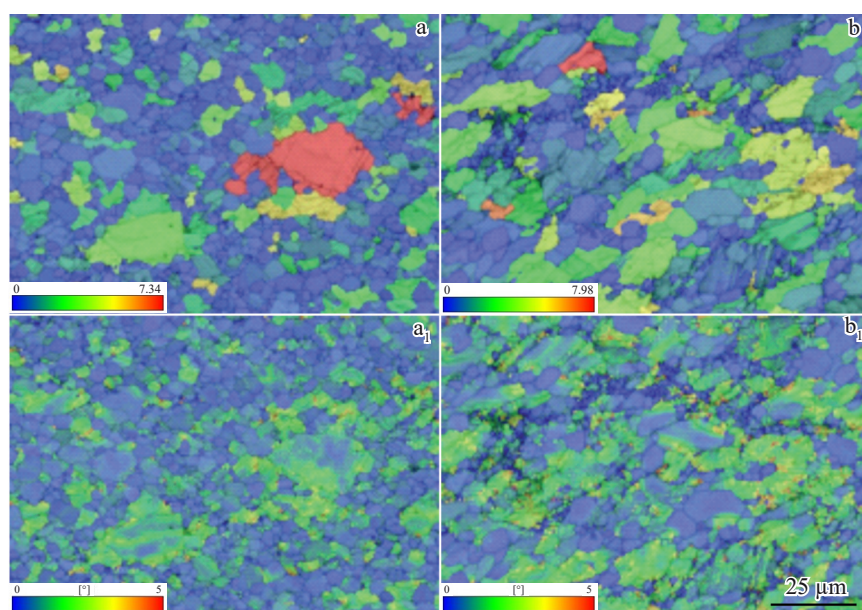


图9 850 °C 蠕变后 Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY 合金 GOS 和 KAM 分布图

Fig.9 GOSs (a-b) and KAMs (a₁-b₁) images of Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY alloys after creep at 850 °C: (a-a₁) 0Y; (b-b₁) 0.2Y

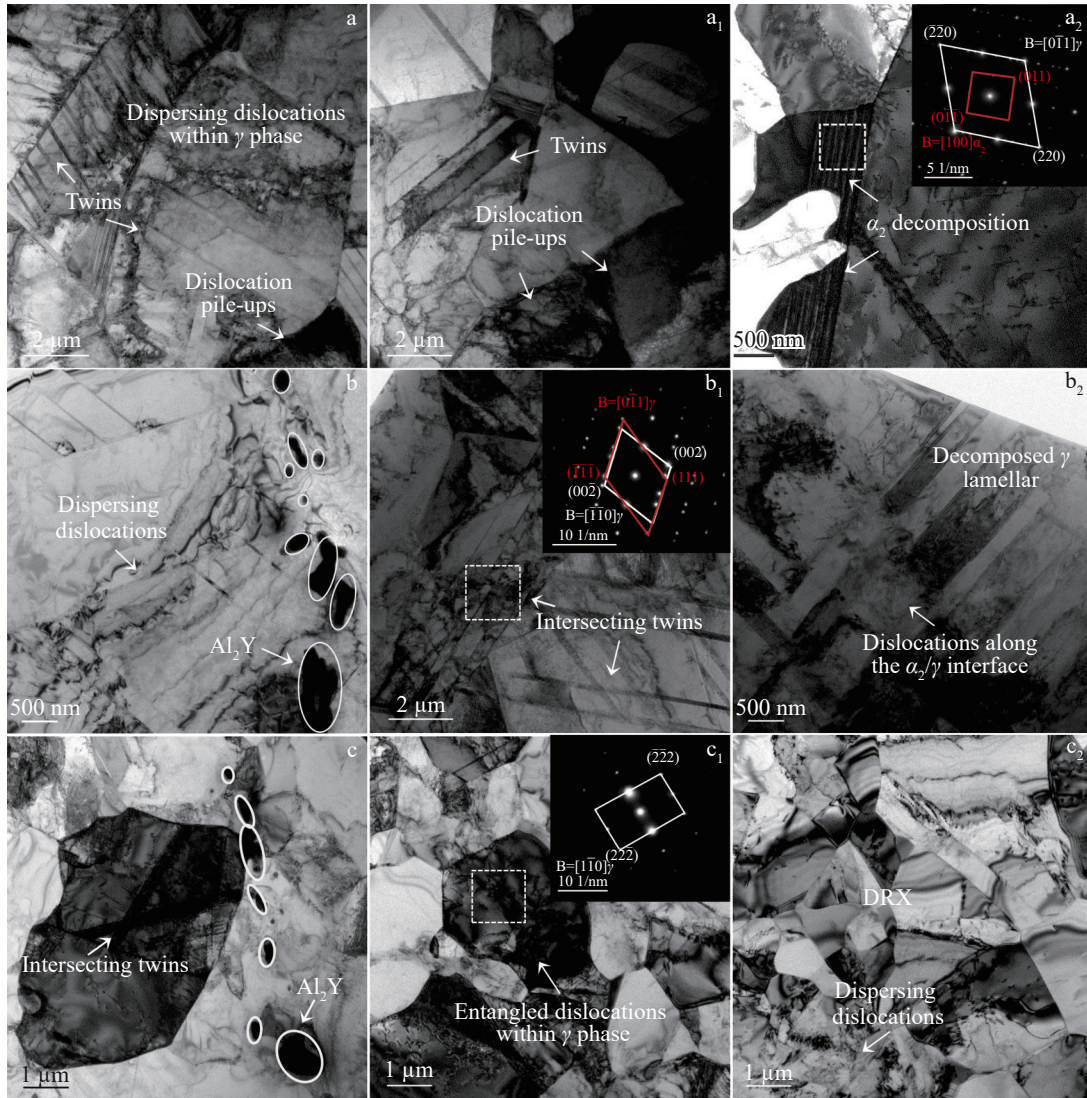


图10 不同温度下Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-0.2Y合金蠕变TEM照片

Fig.10 TEM images of creep Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-0.2Y alloy at different temperatures: (a-a₂) primitive; (b-b₂) 800 °C; (c-c₂) 850 °C

4 结论

1) Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY (x=0, 0.1, 0.2) 合金的微观组织由等轴γ晶粒、γ晶界的块状α₂和B2相、α₂/γ片层团组成。添加Y能细化晶粒并增大α₂/γ片层团, Al₂Y颗粒在晶界处形成链状结构。Y含量为0时, 晶粒尺寸约为12.1 μm, 当Y含量增加至0.2at%时, 晶粒细化效果最为显著, 晶粒尺寸减小至约7.8 μm。

2) Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY (x=0, 0.1, 0.2) 合金在800 °C蠕变后, γ晶粒轻微扁平化, α₂/γ片层团完整, α₂片层分解出现B2相。850 °C蠕变后合金发生片层弯曲和片层退化现象, 片层团内部发生动态再结晶, 形成细小等轴γ晶粒及球状B2相, 蠕变温度升高促进动态再结晶形成。

3) Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W合金添加Y元素后在800~850 °C的高温压缩蠕变抗力显著提高。蠕变温度为800 °C, Y含量为0.2at%时, 合金的抗蠕变性能最佳, 蠕变

应变和最小蠕变速率分别为8.96%和4.01×10⁻⁷ s⁻¹, 比未添加Y降低32.83%和38.31%。

4) Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY (x=0.1, 0.2) 合金力学性能的提升归因于Al₂Y颗粒的第二相强化、片层细化和B2相的减少。Al₂Y颗粒与位错缠绕, 阻碍位错运动, 形成高密度位错, 增强了合金抗蠕变性能。

参考文献 References

[1] Xiang H G, Chen Y, Qi Z X *et al. Science China Technological Sciences*[J], 2023, 66(9): 2457
 [2] Genc O, Unal R. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 929: 167262
 [3] Gao Y S, Xue X Y, Liu X H *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(2): 371
 [4] Ding J, Zhang M H, Liang Y F *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 161: 1
 [5] Brotzu A, Felli F, Pilone D. *Intermetallics*[J], 2014, 54: 176

- [6] Wu Junqin(吴军琴), Li Siying(李思颖), Wang Yupeng(王玉鹏) *et al. Titanium Industry Progress(钛工业进展)*[J], 2024, 41(1): 25
- [7] Zhu J W, Yuan M N, Pei X *et al. Metals*[J], 2024, 14(4): 392
- [8] Zhang C, Zhang S H, Pan Y *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 21: 3666
- [9] Xiao S Y, Li S F, Gan X M *et al. Powder Technology*[J], 2024, 432: 119146
- [10] Liu Y, Wang T, Chen H Y *et al. International Journal of Impact Engineering*[J], 2024, 191: 104992
- [11] Bhandari L, Gaur V, Briffod F *et al. Engineering Failure Analysis*[J], 2025, 174: 109534
- [12] Liu Y, Meng J H, Zhu L *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 54: 102772
- [13] Guo Y F, Liang W J, Zhou J Y *et al. Intermetallics*[J], 2025, 180: 108702
- [14] Zhang Guanqun(张冠群), Wang Zhi(王智), Hu Yuan(胡愿) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(5): 1550
- [15] Behrens B A, Brunotte K, Peddinghaus J *et al. Metals*[J], 2022, 12(1): 83
- [16] Wu Z, Hu R, Zhang T B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 666: 297
- [17] Lu Y P, Meng L J, Yin H L *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(3): 785
- [18] Pan Y, Lu X, Hayat M D *et al. Corrosion Science*[J], 2020, 166: 108449
- [19] Yang Xinyue(杨心月), Li Xiaobing(李小兵), Xue Peng(薛鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2025, 54(1): 118
- [20] Gao J C, Dong S L, Qu Y D *et al. Materials Today Communications*[J], 2025, 42: 111189
- [21] Kim Y K, Park S H, Yu J H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 715: 33
- [22] Li W, Yin Y J, Xu Q *et al. Computational Materials Science*[J], 2019, 159: 397
- [23] Wang J H, Wei F, Shi B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 765: 138288
- [24] Feng L Y, Dong X X, Cai Q *et al. International Journal of Metalcasting*[J], 2024, 18: 2893
- [25] Zheng Z Z, Kong F T, Chen Y Y *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 178: 111249
- [26] Zhou C X, Liu B, Liu Y *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2017, 27(11): 2400
- [27] Li M G, Xiao S L, Chen Y Y *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 145: 312
- [28] Guo Y C, Liang Y F, Lin J P *et al. Metals*[J], 2021, 11(7): 1048
- [29] Singh V, Mondal C, Sarkar R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 774: 138891
- [30] Liang Z Q, Xiao S L, Chi D Z *et al. Intermetallics*[J], 2023, 163: 108067
- [31] Yue H Y, Wang Y L, Peng H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 896: 146277

High-Temperature Compression Creep Behaviour and Mechanism of Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY Alloy by Spark Plasma Sintering

Yu Hongbao^{1,2}, Zhou Yujun¹, Yu Hongyan^{1,2}, Xiao Shulong³, Tang Bin⁴, 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. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY ($x=0, 0.1, 0.2$, at%) alloys were prepared by high-energy ball milling and spark plasma sintering processes, and the effects of Y microalloying on the high-temperature compression creep properties of Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W alloys were investigated by SEM, EBSD and TEM. Creep experiments were carried out at 800–850 °C, with a stress of 250 MPa and a time of 50 h. The results show that the Ti-47.5Al-6.8Nb-0.2W-xY alloys are all composed of equiaxial γ grains, the bulk α_2 and B2 phases at γ grain boundaries, and α_2/γ lamellar colonies. The added Y mainly exists in the form of Al_2Y particles at the grain boundaries to form a chain structure and Y can refine the grains and increase the α_2/γ lamellar colonies. When the Y content is increased from 0 to 0.2at%, the grain size is reduced from 12.1 μm to 7.8 μm , exhibiting the most significant refining effect. After creep, γ grains in the alloy are slightly flattened, accompanied by lamellar bending and degradation phenomena, and a large number of fine recrystallized grains and spherical B2 phase appear within the lamellar clusters. Creep temperature increase can promote the formation of dynamic recrystallisation. The addition of Y significantly improves the compressive creep properties of the alloy. At 800 °C, the maximum creep strain of the 0.2Y alloy is 8.96%, and the steady creep rate is $4.01 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$, reduced by 32.83% and 38.31% compared with those of the alloy without Y, respectively. The improvement in the mechanical properties of the alloys is attributed to the precipitation strengthening of the second phase Al_2Y particles, lamellar refinement, and reduction of the B2 phase.

Key words: TiAl alloys; Y element; microstructure; high temperature creep

Corresponding author: Yu Hongyan, School of Materials Science and Engineering, Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, P. R. China, Tel: 0086-773-2291434, E-mail: yuhongyan@guet.edu.cn