

# 低成本 Ti6411 和 Ti52 合金压缩蠕变行为研究

许玲玉<sup>1</sup>, 朱玉辉<sup>1</sup>, 孙志杰<sup>1</sup>, 杨胜利<sup>1,2</sup>, 谢斌<sup>1</sup>, 王洋<sup>1,2</sup>, 高福洋<sup>1,2</sup>

(1. 中国船舶集团有限公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023)

(2. 海洋腐蚀与防护全国重点实验室, 河南 洛阳 471023)

**摘要:** 利用添加返回料方式制备低成本的 Ti6411 合金板材和 Ti52 合金管材, 研究了两种合金在不同应力水平下的压缩蠕变行为, 对比分析了抗蠕变性能及蠕变变形机制。采用幂函数对蠕变曲线进行拟合, 得到 Ti6411 合金的蠕变指数  $\alpha$  为 0.135, Ti52 合金的蠕变指数  $\alpha$  为 0.170, 强度较高的 Ti6411 合金抗蠕变性能优于 Ti52 合金。利用透射电镜(TEM)和电子背散射衍射(EBSD)分析蠕变变形机制, 发现压缩蠕变过程中位错主要产生在片状  $\alpha$  相上, 随着应力水平的增加, 片状  $\alpha$  相上的位错密度逐渐增加, Ti6411 合金激活的  $\langle a \rangle$  柱面滑移越来越多, Ti52 合金激活的  $\langle a \rangle$  基面滑移越来越多。

**关键词:** 低成本钛合金; 压缩蠕变; 蠕变变形机制; 位错滑移

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2026)01-009-06

## Compressive Creep Behavior of Low-cost Ti6411 and Ti52 Alloy

Xu Lingyu<sup>1</sup>, Zhu Yuhui<sup>1</sup>, Sun Zhijie<sup>1</sup>, Yang Shengli<sup>1,2</sup>, Xie Bin<sup>1</sup>, Wang Yang<sup>1,2</sup>, Gao Fuyang<sup>1,2</sup>

(1. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China)

(2. National Key Laboratory of Marine Corrosion and Protection, Luoyang 471023, China)

**Abstract:** The low-cost Ti6411 alloy plates and Ti52 alloy tubes were fabricated using returned materials as feedstock. The compressive creep behaviors of the two alloys at different stress levels were investigated, and their creep resistance and creep deformation mechanisms were compared and analyzed. The creep curves were fitted by power function, resulting in a creep exponent  $\alpha$  of 0.135 for the Ti6411 alloy and 0.170 for the Ti52 alloy. The Ti6411 alloy, with its higher strength, exhibited superior creep resistance compared to the Ti52 alloy. The transmission electron microscopy (TEM) and electron backscatter diffraction (EBSD) were used to analyze the creep deformation mechanisms. It is found that during compressive creep, dislocations primarily generate on the lamellar  $\alpha$  phase. With the increase of stress level, the dislocation density on the lamellar  $\alpha$  phase gradually increases, which results in more and more activated  $\langle a \rangle$  prismatic slip of the Ti6411 alloy, more and more activated  $\langle a \rangle$  basal slip of the Ti52 alloy.

**Keywords:** low cost titanium alloy; compressive creep; creep deformation mechanism; dislocation slip

近年来, 钛合金在海洋工程和船舶制造领域得到了广泛应用<sup>[1-3]</sup>, 但其成本居高不下, 限制了进一步推广和大规模应用。低成本钛合金的开发和应用越来越引起世界各国的重视, 美国、日本、俄罗斯、中国等主要钛合金生产国都开展了低成本钛合金及其制备技术的研究<sup>[4-5]</sup>。其中, 添加返回料是降低成本的有效途

径。在航空领域, 添加返回料+EB 炉熔炼短流程化热加工技术已成为国际上航空结构件用高性能钛合金低成本化制备的主流工艺路线<sup>[6]</sup>。在车辆工程领域, 成功实现了采用“100%返回料+EB 炉熔炼+短流程轧制”工艺制备多种规格车辆板材, 并完成了 Ti12M 低成本高性能钛合金平衡肘锻件的试制及试车考核<sup>[7]</sup>。然而, 利用添加返回料的低成本高性能钛合金制造无人潜航器耐压壳体时, 由于耐压壳体长期处于承载较高海水压力的状态, 不仅需要考虑耐海水环境腐蚀性能, 还

收稿日期: 2025-07-23

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2022YFB3705605)

通信作者: 许玲玉(1990—), 女, 工程师。

需考虑抗高压蠕变性能<sup>[8]</sup>。此外,耐压壳体对尺寸公差的要求很高,长期在海水压力作用下如果发生压缩蠕变变形,产生的累积塑性变形会严重降低装备的安全可靠性<sup>[9]</sup>。

目前,国内外科研工作者主要从成分、晶粒尺寸、组织、应力水平等方面开展钛合金的室温压缩蠕变性能研究。席国强<sup>[10]</sup>研究发现, Ti62A、TC4 及 Ti6242 钛合金的 Mo 当量依次降低,其室温蠕变性能亦依次下降。Doraiswamy 等人<sup>[11]</sup>研究了 Ti-9.4Mn 合金(质量分数,%)的蠕变行为,发现在 95%屈服应力下,当晶粒尺寸在 100~500  $\mu\text{m}$  范围内增大时,蠕变应变随之增加。王雷等人<sup>[12-13]</sup>研究发现,相比双态组织,网篮组织 TC4ELI 钛合金具有更好的抗室温蠕变性能。钛合金在室温拉伸与压缩载荷作用下,均存在蠕变应力阈值,当外加应力大于蠕变应力阈值时会发生明显的蠕变现象,当外加应力低于蠕变应力阈值时几乎不发生蠕变<sup>[14-15]</sup>。

针对海洋工程与船舶领域的低成本需求,研究人员以大量返回料为原料,采用真空烧结炉(VSF)+电子束冷炉床熔炼炉(EBCHM)双联熔铸钛合金铸锭,通过钢钛共线轧制,在宝山钢铁股份有限公司轧机上高效短流程制备低成本 Ti6411 和 Ti52 合金。其中, Ti6411 (Ti-6Al-4V-Cr-Fe)合金强度高、耐腐蚀性能好、焊接性优良,主要用作板材; Ti52(Ti-5.5Al-2.5V-1.5Cr-1.5Mo-Zr-0.5Fe)合金强度相对较低,主要用作管材。通过对比分析 Ti6411 合金和 Ti52 合金的压缩蠕变行为,研究这两种钛合金的蠕变性能,以期为低成本钛合金的推广应用提供数据支撑。

## 1 实验

实验材料为添加大量返回料加工而成的 30 mm 厚 Ti6411 合金板材和  $\phi 183 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$  的 Ti52 合金管材。分别从板材、管材上切取金相试样,经 240<sup>#</sup>~2000<sup>#</sup>砂纸研磨后,用 SiO<sub>2</sub> 悬浊液机械抛光,再用 Kroll 试剂(HF、HNO<sub>3</sub>、H<sub>2</sub>O 体积比为 1:3:96)腐蚀。图 1 为 Ti6411 和 Ti52 合金的金相照片。由图 1 可以看出, Ti6411 和 Ti52 合金均为近  $\alpha$  钛合金,组织为片层组织。从 Ti6411 合金板材和 Ti52 合金管材上切取棒状试样,加工成直径 5 mm、标距 25 mm 的拉伸试样。依据 GB/T 228.1—2021 标准要求,采用 MTS E45.305-C 拉伸试验机进行室温拉伸试验,测得 Ti6411 和 Ti52 合金的室温拉伸屈服强度分别为 873、840 MPa。

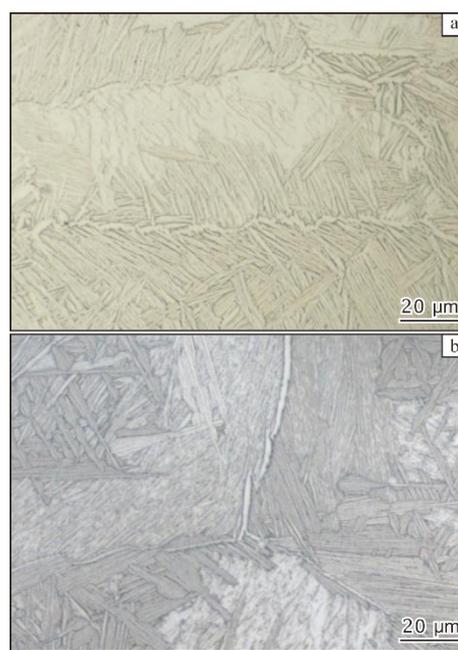


图 1 不同合金的金相照片

Fig.1 Metallographs of different alloys: (a) Ti6411 alloy; (b) Ti52 alloy

沿 Ti6411 合金板材和 Ti52 合金管材纵向切取棒状试样,加工成  $\phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$  的蠕变试样。在室温下,采用 MTS E45.305-B 压缩蠕变试验机进行蠕变试验,其中 Ti6411 合金的压缩蠕变试验应力分别为 698 MPa (0.8 $R_{p0.2}$ )、786 MPa(0.9 $R_{p0.2}$ )、873 MPa(1.0 $R_{p0.2}$ ), Ti52 合金的压缩蠕变试验应力分别为 672 MPa(0.8 $R_{p0.2}$ )、756 MPa(0.9 $R_{p0.2}$ )、840 MPa(1.0 $R_{p0.2}$ ),蠕变时间均为 200 h。根据蠕变试验数据绘制蠕变应变-时间曲线。压缩蠕变后的试样沿纵向切开,从中间分别切取厚度为 0.5 mm 和 2 mm 的薄片试样,其中 0.5 mm 厚试样先机械研磨减薄至 70~80  $\mu\text{m}$  厚,再电解双喷减薄,采用 JEM 2100 透射电镜(TEM)进行微观形貌观察; 2 mm 厚试样先用 240<sup>#</sup>~2000<sup>#</sup>水砂纸逐级研磨,然后用抛光剂(SiO<sub>2</sub> 悬浮液和 H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 溶液按体积比 1:1 混合)进行机械抛光,再用电解抛光去除表面应力,采用电子背散射衍射(EBSD)进行滑移系分析。

## 2 结果与分析

### 2.1 蠕变行为

按照蠕变应变率的变化,蠕变过程可以分为三个阶段<sup>[16]</sup>: 第一阶段为瞬态蠕变,该阶段材料发生硬化,蠕变应变率随时间逐渐降低; 第二阶段为稳态蠕变阶段,此阶段的蠕变应变率几乎不变; 第三阶段为加速

蠕变阶段，材料由于损伤、内部空穴或晶界滑移等发生软化，此阶段蠕变应变率逐渐增加，直至试样断裂。

图 2 为 Ti6411 合金在  $0.8R_{p0.2}$ 、 $0.9R_{p0.2}$ 、 $1.0R_{p0.2}$  应力水平下压缩 200 h 的蠕变曲线，表 1 为 Ti6411 合金在不同应力水平下的压缩蠕变性能。从图 2 可以看出，Ti6411 合金在  $0.8R_{p0.2}$  应力水平下保载 200 h 仍处于蠕变第一阶段，尚未进入第二阶段(稳态蠕变阶段蠕变量几乎为 0)， $0.9R_{p0.2}$ 、 $1.0R_{p0.2}$  应力水平下保载 200 h 包含蠕变第一阶段和第二阶段，未进入蠕变第三阶段。从表 1 可知，Ti6411 合金在  $0.8R_{p0.2}$ 、 $0.9R_{p0.2}$  和  $1.0R_{p0.2}$  应力水平下保载 200 h 的蠕变应变分别为 0.017%、0.037%和 0.093%。对 Ti6411 合金在  $0.9R_{p0.2}$  和  $1.0R_{p0.2}$  应力水平下的稳态蠕变阶段进行线性拟合，得到其稳态蠕变应变率分别为  $6.14 \times 10^{-11} \text{ s}^{-1}$  和  $3.07 \times 10^{-10} \text{ s}^{-1}$ 。

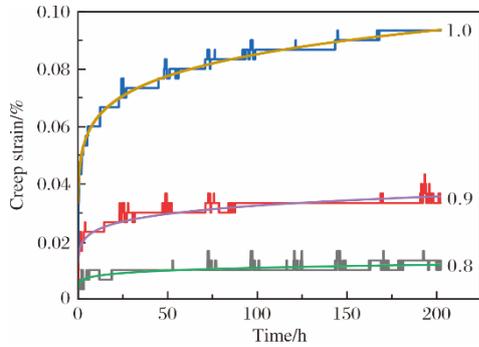


图 2 Ti6411 合金不同应力水平下的压缩蠕变曲线及拟合曲线  
Fig.2 Compressive creep curves and fitting curves of Ti6411 alloy at different stress levels

表 1 Ti6411 合金不同应力水平下的压缩蠕变性能

Table 1 Compressive creep properties of Ti6411 alloy at different stress levels

Stress level	Stress/MPa	Creep strain/%	Steady creep strain rate/ $\text{s}^{-1}$
$0.8R_{p0.2}$	689	0.017	—
$0.9R_{p0.2}$	786	0.037	$6.14 \times 10^{-11}$
$1.0R_{p0.2}$	873	0.093	$3.07 \times 10^{-10}$

图 3 为 Ti52 合金在  $0.8R_{p0.2}$ 、 $0.9R_{p0.2}$ 、 $1.0R_{p0.2}$  应力水平下压缩 200 h 的蠕变曲线，表 2 为 Ti52 合金在不同应力水平下的压缩蠕变性能。从图 3 可以看出，Ti52 合金在不同应力水平下保载 200 h 包含蠕变第一阶段和第二阶段，未进入蠕变第三阶段。从表 2 可知，Ti52 合金在  $0.8R_{p0.2}$ 、 $0.9R_{p0.2}$  和  $1.0R_{p0.2}$  应力水平下保载 200 h 的蠕变应变分别为 0.043%、0.116%和 0.356%。对 Ti52

合金在各应力水平下的稳态蠕变阶段进行线性拟合， $0.8R_{p0.2}$ 、 $0.9R_{p0.2}$  和  $1.0R_{p0.2}$  应力水平下的稳态蠕变应变率分别为  $1.83 \times 10^{-10}$ 、 $3.06 \times 10^{-10}$ 、 $1.22 \times 10^{-9} \text{ s}^{-1}$ 。随着应力水平的增加，Ti52 合金的蠕变量明显增加， $0.9R_{p0.2}$  应力水平下的稳态蠕变应变率约为  $0.8R_{p0.2}$  应力水平下的 1.7 倍， $1.0R_{p0.2}$  应力水平下的稳态蠕变应变率约为  $0.9R_{p0.2}$  应力水平下的 4 倍。

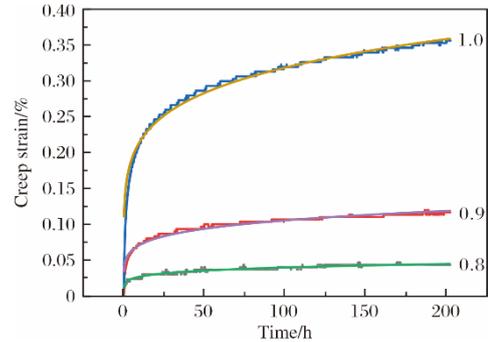


图 3 Ti52 合金不同应力水平下的压缩蠕变曲线及拟合曲线  
Fig.3 Compressive creep curves and fitting curves of Ti52 alloy at different stress levels

表 2 Ti52 合金不同应力水平下的压缩蠕变性能

Table 2 Compressive creep properties of Ti52 alloy at different stress levels

Stress level	Stress/MPa	Creep strain/%	Steady creep strain rate/ $\text{s}^{-1}$
$0.8R_{p0.2}$	672	0.043	$1.83 \times 10^{-10}$
$0.9R_{p0.2}$	756	0.116	$3.06 \times 10^{-10}$
$1.0R_{p0.2}$	840	0.356	$1.22 \times 10^{-9}$

蠕变曲线通常采用幂函数来描述，如式(1)所示<sup>[15]</sup>。

$$\varepsilon = At^\alpha \tag{1}$$

式中： $\varepsilon$  为蠕变应变； $A$  为蠕变系数，与材料和蠕变应力水平相关； $\alpha$  为蠕变指数，对于一定的材料， $\alpha$  不变； $t$  为蠕变时间。采用 Origin 软件对 Ti6411 和 Ti52 合金不同应力水平下的蠕变曲线进行拟合。因  $A$  值随着蠕变应力变化而改变，所以拟合时同种合金不同蠕变曲线的  $A$  值未进行共享； $\alpha$  值不随外部条件而变化，拟合时同种合金不同蠕变曲线的  $\alpha$  值共享，拟合得到的  $A$  值、 $\alpha$  值及拟合曲线系数  $R^2$  如表 3 所示。Ti6411 合金蠕变量较小时，因周围环境等原因引起蠕变值跳动，导致  $R^2$  值较小；当蠕变量较大时，周围环境等原因引起蠕变值跳动的的影响减小， $R^2$  值明显增大，说明利用幂函数拟合的曲线与试验结果吻合度较高。Ti6411 和

Ti52 合金的蠕变系数  $A$  均与蠕变应力呈正相关, 即随着蠕变应力的增大而增大。更小的蠕变指数  $\alpha$  代表更优越的蠕变性能, 不同材料的蠕变指数  $\alpha$  范围为 0.03~1, 大多数钛合金的蠕变指数  $\alpha$  在 0.2 左右<sup>[17]</sup>。Ti6411 合金

的蠕变指数  $\alpha$  为 0.135, Ti52 合金的蠕变指数  $\alpha$  为 0.170, 说明这两种钛合金的抗蠕变性能均优于大多数钛合金。相同蠕变应力水平下, Ti6411 合金的蠕变应变率小于 Ti52 合金, 即 Ti6411 合金的抗蠕变性能优于 Ti52 合金。

表 3 Ti6411 和 Ti52 合金蠕变模型拟合参数

Table 3 Fitting parameters of creep model for Ti6411 and Ti52 alloys

Alloy	Stress level	Stress /MPa	$A$	$\alpha$	$R^2$
Ti6411	$0.8R_{p0.2}$	698	0.005 81	0.135	0.245
	$0.9R_{p0.2}$	786	0.017 45	0.135	0.395
	$1.0R_{p0.2}$	873	0.045 80	0.135	0.921
Ti52	$0.8R_{p0.2}$	672	0.018 08	0.170	0.784
	$0.9R_{p0.2}$	756	0.048 16	0.170	0.938
	$1.0R_{p0.2}$	840	0.145 67	0.170	0.981

## 2.2 压缩蠕变后 TEM

图 4 给出了 Ti6411 和 Ti52 合金在  $0.8R_{p0.2}$ 、 $0.9R_{p0.2}$  和  $1.0R_{p0.2}$  应力下保载 200 h 后的 TEM 明场像。从图 4 可以看出, Ti6411 和 Ti52 合金在  $0.8R_{p0.2}$  应力条件下蠕变变形后组织中的位错密度较低, 大部分晶粒内部比较干净, 晶界也比较平直。Ti6411 合金在  $0.9R_{p0.2}$  应力条件下变形后, 位错密度增加, 且位错主要集中在片状  $\alpha$  相上, 呈波纹状阵列排布。Neeraj 等人<sup>[17]</sup>也报道了类似的阵列结构, 即 Ti-6Al 合金变形后, 位错在  $\alpha/\beta$

晶界处塞积。Ti52 合金在  $0.9R_{p0.2}$  应力条件下变形后, 片状  $\alpha$  相上位错密度较高, 位错平行排列。Ti6411 和 Ti52 合金在  $1.0R_{p0.2}$  应力条件下变形后, 位错密度均进一步增加, 片条状  $\alpha$  相上出现位错缠结现象, 且 Ti52 合金的位错密度高于 Ti6411 合金。

## 2.3 压缩蠕变后 EBSD

施密特因子(Schmid factor, SF)是衡量滑移系开动与否的重要指标, 某一滑移系的 SF 越大, 说明作用在此滑移系上的分切应力越大, 该滑移系越容易在试样

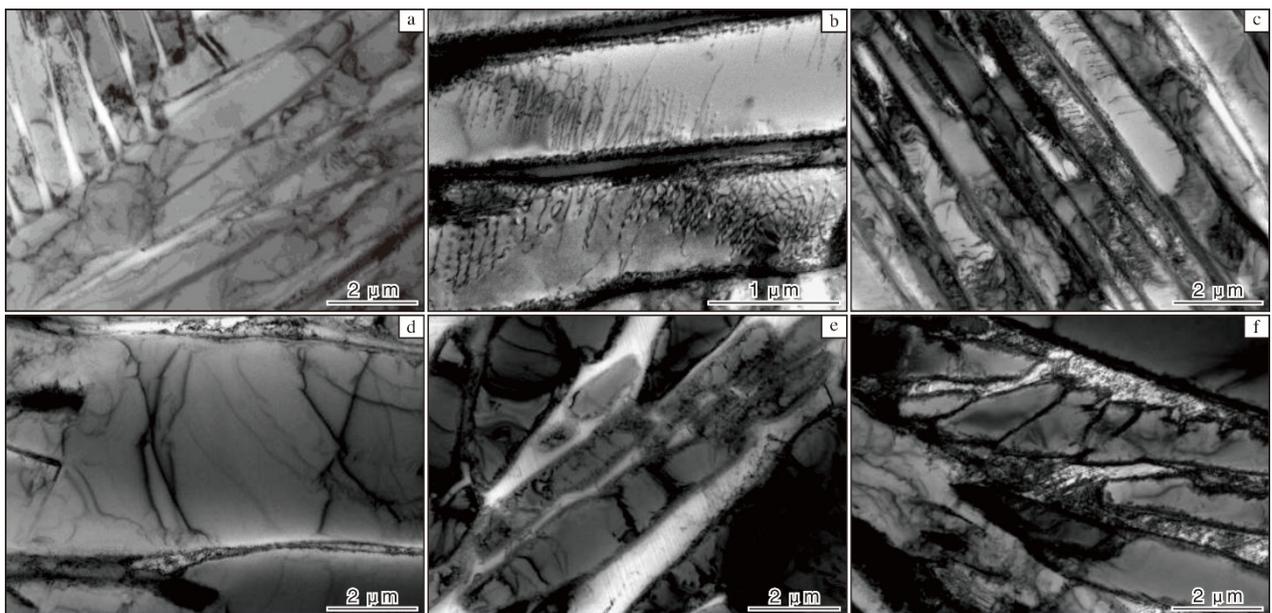


图 4 Ti6411 和 Ti52 合金不同应力水平下保载 200 h 后的 TEM 明场像

Fig.4 TEM bright field images of Ti6411 (a-c) and Ti52 (d-f) alloys at different stress levels for 200 h:

(a, d)  $0.8R_{p0.2}$ ; (b, e)  $0.9R_{p0.2}$ ; (c, f)  $1.0R_{p0.2}$

变形过程中开动<sup>[18]</sup>。Fan 等<sup>[19]</sup>通过原位拉伸和准原位承载疲劳试验，采用滑移迹线分析法计算了 Ti6321 合金基面和柱面滑移的临界分切应力(CRSS)，发现基面滑移的平均 CRSS 为 269.9 MPa，高于柱面滑移的 250.3 MPa。近  $\alpha$  型钛合金的  $\langle a \rangle$  锥面滑移和  $\langle c+a \rangle$  锥面滑移极难在室温下激活，基面滑移和柱面滑移成为主要的激活滑移系<sup>[19-20]</sup>，因此以下主要分析 Ti6411 和 Ti52 合金的  $\langle a \rangle$  基面滑移和  $\langle a \rangle$  柱面滑移。

Ti6411 合金在  $0.8R_{p0.2}$ 、 $0.9R_{p0.2}$  和  $1.0R_{p0.2}$  应力水平下保载 200 h 后，采用 EBSD 表征 RD 方向  $\langle a \rangle$  基面滑移和  $\langle a \rangle$  柱面滑移的 SF 分布图，如图 5 所示。由图 5a

可知，在  $0.8R_{p0.2}$ 、 $0.9R_{p0.2}$  和  $1.0R_{p0.2}$  应力水平下，Ti6411 合金  $\langle a \rangle$  基面滑移的平均 SF 分别为 0.31、0.31 和 0.27， $SF > 0.4$  的滑移系占比分别为 21%、24%和 13%；由图 5b 可知，在  $0.8R_{p0.2}$ 、 $0.9R_{p0.2}$  和  $1.0R_{p0.2}$  应力水平下，Ti6411 合金  $\langle a \rangle$  柱面滑移的平均 SF 分别为 0.21、0.24 和 0.31， $SF > 0.4$  的滑移系占比分别为 18%、19%和 32%。随着应力水平的增加， $\langle a \rangle$  柱面滑移的平均 SF 值和  $SF > 0.4$  的滑移系占比均增加， $\langle a \rangle$  基面滑移的平均 SF 值减小，结合 TEM 分析结果，即随着应力水平的增加，位错密度增加，说明随着应力水平的增加，Ti6411 合金激活的  $\langle a \rangle$  柱面滑移越来越多。

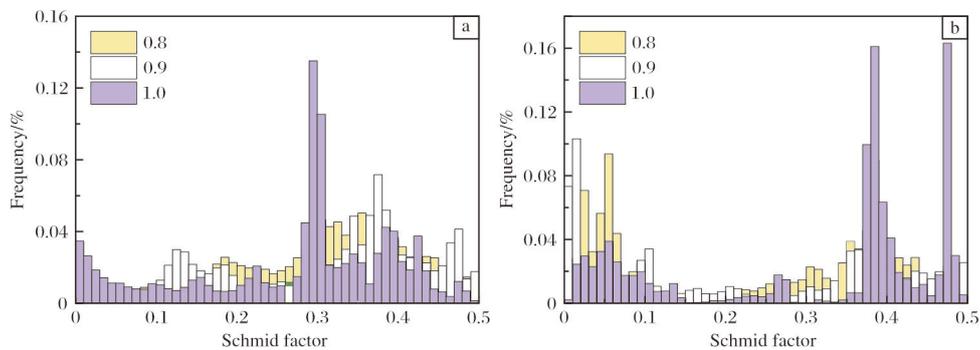


图 5 Ti6411 合金在不同应力水平下保载 200 h 后基面滑移和柱面滑移的 SF 分布图

Fig.5 Schmid factor distribution maps of basal slip (a) and prismatic slip (b) of Ti6411 alloy under different stress levels after holding for 200 h

Ti52 合金在  $0.8R_{p0.2}$ 、 $0.9R_{p0.2}$  和  $1.0R_{p0.2}$  应力水平下保载 200 h 后，采用 EBSD 表征 RD 方向  $\langle a \rangle$  基面滑移和  $\langle a \rangle$  柱面滑移的 SF 分布图，如图 6 所示。从图 6a 可知，在  $0.8R_{p0.2}$ 、 $0.9R_{p0.2}$  和  $1.0R_{p0.2}$  应力水平下， $\langle a \rangle$  基面滑移的平均 SF 分别为 0.33、0.35 和 0.40， $SF > 0.4$  的滑移系占比分别为 28.5%、38.5%和 46%；从图 6b 可知，在  $0.8R_{p0.2}$ 、 $0.9R_{p0.2}$  和  $1.0R_{p0.2}$  应力水平下，Ti52

合金  $\langle a \rangle$  柱面滑移的平均 SF 分别为 0.32、0.31 和 0.27， $SF > 0.4$  的滑移系占比分别为 42%、44%和 7%。随着应力水平的增加， $\langle a \rangle$  基面滑移的平均 SF 值和  $SF > 0.4$  的滑移系占比均增加， $\langle a \rangle$  柱面滑移的平均 SF 值减小。结合 TEM 分析结果，即随着应力水平的增加，位错密度增加，说明随着应力水平的增加，Ti52 合金激活的  $\langle a \rangle$  基面滑移越来越多。

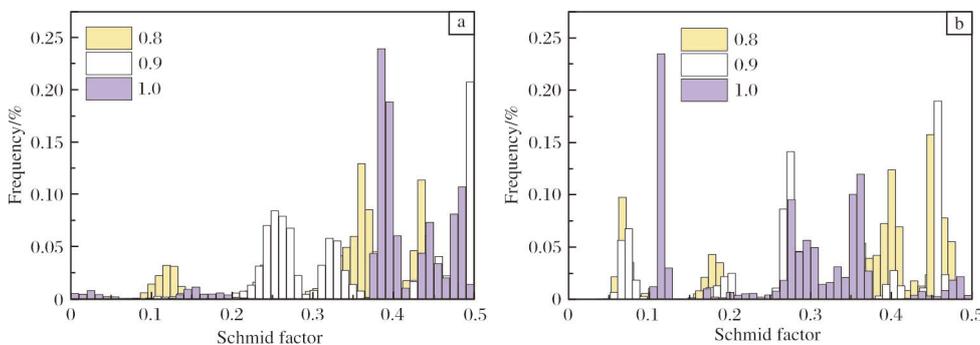


图 6 Ti52 合金不同应力水平下保载 200 h 后基面滑移和柱面滑移的 SF 分布图

Fig.6 Schmid factor distribution maps of basal slip (a) and prismatic slip (b) of Ti52 alloy under different stress levels after holding for 200 h

钛合金位错滑移的临界剪切应力具有强烈的各向异性。室温下,  $\alpha$ -Ti 基面  $\langle a \rangle$  滑移系的临界剪切应力大于柱面  $\langle a \rangle$  滑移系的临界剪切应力<sup>[21]</sup>。合金元素对钛合金柱面滑移和基面滑移的临界剪切应力影响显著, 且通常是非对称性的。随着 Al 元素含量的增加, 柱面滑移和基面滑移的临界剪切应力均呈近似线性增加趋势, 但基面滑移的临界剪切应力增幅大于柱面滑移<sup>[22]</sup>。Ti6411 合金中 Al 元素含量高于 Ti52 合金, 因此随着应力水平的提高, Ti6411 合金激活的  $\langle a \rangle$  柱面滑移越来越多, Ti52 合金激活的  $\langle a \rangle$  基面滑移越来越多。

### 3 结 论

(1) 采用幂函数对 Ti6411 和 Ti52 合金蠕变曲线拟合得到 Ti6411 合金的蠕变指数  $\alpha$  为 0.135, Ti52 合金的蠕变指数  $\alpha$  为 0.170, 强度较高的 Ti6411 合金抗蠕变性能优于 Ti52 合金。

(2) 压缩蠕变过程中位错产生在片状  $\alpha$  相上, 且随着压缩应力水平的提高, 片状  $\alpha$  相中的位错密度逐渐增加。

(3) 随着应力水平的提高, Ti6411 合金激活的  $\langle a \rangle$  柱面滑移越来越多, Ti52 合金激活的  $\langle a \rangle$  基面滑移越来越多。

#### 参考文献 References

[1] 郭育豪, 刘刚. 深潜器钛合金耐压壳蠕变屈曲强度评估方法研究[J]. 中国造船, 2024, 65(2): 25-36.

[2] 李永华, 张文旭, 陈小龙, 等. 海洋工程用钛合金研究与应用现状[J]. 钛工业进展, 2022, 39(1): 43-48.

[3] 许玲玉, 王洋, 王启, 等. Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo 合金室温压缩蠕变行为及位错类型研究[J]. 材料开发与应用, 2021, 36(1): 17-23.

[4] 张元东, 赵张龙, 曹胜, 等. 锻造变形对 Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 低成本钛合金组织性能演化的影响研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(9): 2325-2335.

[5] 王亚铮, 张宇, 韩盈, 等. 海绵钛直接轧制板材的组织性能分析[J]. 钛工业进展, 2025, 42(5): 1-6.

[6] 李彤, 苏松林, 安邦, 等. 高性能低成本钛合金生产应用现状[J]. 特钢技术, 2024, 30(3): 8-11

[7] 商国强, 王新南, 雷云清, 等. 低成本钛合金在车辆上的工程应用研究[J]. 现代交通与冶金材料, 2024, 4(1): 75-80.

[8] 郭育豪, 刘刚, 宋育泽. 钛合金室温受压蠕变损伤本构模型[J]. 哈尔滨工程大学学报, 2024, 45(4): 642-650.

[9] 张滨, 田达, 宋竹满, 等. 深潜器耐压壳用钛合金保载疲劳服役可靠性研究进展[J]. 金属学报, 2023, 59(6): 713-726.

[10] 席国强. 海洋工程用钛合金室温蠕变及保载疲劳性能研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2021.

[11] Doraiswamy D, Ankem S. The effect of grain size and stability on ambient temperature tensile and creep deformation in metastable beta titanium alloys[J]. Acta Materialia, 2003, 51(6): 1607-1619.

[12] 王雷, 屈平, 李艳青, 等. 钛合金材料蠕变特性的理论与试验研究[J]. 船舶力学, 2018, 22(4): 464-474.

[13] 董月成, 方志刚, 常辉, 等. 海洋环境下钛合金主要服役性能研究[J]. 中国材料进展, 2020, 39(3): 185-189.

[14] Peng J, Zhou C Y, Dai Q, et al. The temperature and stress dependent primary creep of CP-Ti at low and intermediate temperature[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 611: 123-135.

[15] 席国强, 邱建科, 雷家峰, 等. Ti-6Al-4V 合金的室温蠕变行为[J]. 材料研究学报, 2021, 35(12): 881-892.

[16] 王珂, 高龙乾, 张世鑫, 等. 新型钛合金材料室温拉伸蠕变试验研究[J]. 船舶力学, 2022, 26(4): 557-565.

[17] Neeraj T, Hou D H, Daehn G S, et al. Phenomenological and microstructural analysis of room temperature creep in titanium alloys[J]. Acta Materialia, 2000, 48(6): 1225-1238.

[18] 石晶, 郭振玺, 隋曼龄.  $\alpha$ -Ti 在原位透射电镜拉伸变形过程中位错的滑移系确定[J]. 金属学报, 2016, 52(1): 71-77.

[19] Fan J K, Zhang W Y, Li B B, et al. Crystallographic analysis of slip system activation in bimodal Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy under various dwell-fatigue loadings[J]. Materials Science and Engineering A, 2023, 865: 144610.

[20] Hémerly S, Dang V T, Signor L, et al. Influence of microtexture on early plastic slip activity in Ti-6Al-4V polycrystals[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49(6): 2048-2056.

[21] Wang L, Zheng Z, Phukan H, et al. Direct measurement of critical resolved shear stress of prismatic and basal slip in polycrystalline Ti using high energy X-ray diffraction microscopy[J]. Acta Materialia, 2017, 132: 598-610.

[22] 杨锐, 马英杰, 雷家峰, 等. 高强韧钛合金组成成分和形态的精细调控[J]. 金属学报, 2021, 57(11): 1455-1470.