

# Ti6321 合金不同组织室温拉伸蠕变行为研究

许玲玉, 孙志杰, 李冲, 王洋, 蒋鹏, 张文豪

(中国船舶集团有限公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023)

**摘要:** 研究了 Ti6321 合金等轴、双态和魏氏组织室温下 706 MPa 拉伸应力作用 200 h 的蠕变行为, 采用 TEM 观察了 Ti6321 合金不同组织拉伸蠕变后的微观组织形貌, 并通过迹线法分析了位错滑移类型。结果表明: Ti6321 合金等轴组织的蠕变应变最大, 双态组织次之, 魏氏组织最小。通过对蠕变曲线进行一阶求导, 找到蠕变速率变化转折点, 得到不同阶段的蠕变应变, 发现初始蠕变应变大小与组织中残留的位错量成正相关。Ti6321 合金室温蠕变机制主要是位错滑移, 拉伸蠕变过程中等轴组织发生了原始胞状位错分解和新位错滑移的形成, 该位错为 $(10\bar{1}1)\langle 11\bar{2}3\rangle$ 交滑移; 双态组织初始  $\alpha$  相发生了 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ 柱面滑移, 次生  $\alpha$  相发生了 $(\bar{1}101)\langle \bar{1}\bar{1}20\rangle$ 锥面滑移; 魏氏组织发生 $(0001)\langle \bar{2}110\rangle$ 基面滑移的可能性大, 发生 $(10\bar{1}1)\langle 10\bar{1}2\rangle$ 锥面滑移的可能性较小。

**关键词:** 蠕变行为; 蠕变机制; 位错滑移

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)12-3383-07

目前钛合金已应用于载人深潜器耐压壳体、高压容器、船舶结构件等<sup>[1-4]</sup>, 这些应用使钛合金面临低温、长时间、高载荷的使用环境<sup>[5]</sup>, 1949 年 Adenstedt 最先报道了纯钛室温条件下存在蠕变现象<sup>[6]</sup>。因此, 科研工作者对钛合金低温蠕变行为及变形机制进行了大量研究。王雷等从应力水平、蠕变时间、本构模型等 3 个因素, 研究了钛合金常温压缩蠕变本构方程及其系数<sup>[7-14]</sup>。有关学者从位错滑移、孪晶、晶界形貌等方面研究了钛及钛合金室温蠕变的变形机制: Oberson 等<sup>[15]</sup>研究了 Ti-1.6%V(质量分数)合金从室温到 205 °C, 95%屈服应力下的蠕变行为, 其变形机制主要为位错滑移和孪晶。Neeraj 等<sup>[16]</sup>通过研究 Ti-6Al 和 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 的室温蠕变行为, 蠕变初期, 较快蠕变量与存在的滑移带与晶界反应有关; 后期蠕变量减少也许与新的滑移刚从晶界处产生还未开始宏观体现出来有关。Dastidar 等<sup>[17]</sup>通过 Ti-8Al-1Mo-1V(质量分数, %)合金在 SEM 中安装拉伸蠕变装置进行 370 和 455 °C 原位拉伸蠕变试验, 研究其蠕变机制, 结果表明晶界滑移是主要的变形机制, 基面滑移比柱面滑移更容易产生。Abdallah 等<sup>[18]</sup>通过 TEM 研究了 TiAl 合金在 700 °C 及 190 和 375 MPa 应力作用下的蠕变机制, 结果表明 TiAl 合金在低应力作用下的蠕变变形机制是位错滑移; 高应力作用下的变形机制是孪晶。Xin 等<sup>[19]</sup>研究

了晶界形貌对抗蠕变性能的影响, 弯曲晶界有较好的抗低温蠕变性能, 平直晶界有较好的抗较高温蠕变性能; Ankem 等<sup>[20]</sup>综合论述了单相  $\alpha$ 、单相  $\beta$ 、 $\alpha+\beta$  两相钛合金低温蠕变 ( $<0.25T_m$ ) 时孪晶的影响因素。单相  $\alpha$  钛合金的晶粒尺寸对孪晶的产生和蠕变行为有重要影响, 单相  $\beta$  钛合金的稳定性对孪晶行为有重要影响, 对于两相钛合金, 孪晶取决于  $\beta$  相的形貌和体积分数。Nie 等<sup>[21]</sup>研究了 Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr (TC18) 合金微观组织对 350~500 °C 拉伸蠕变行为的影响, 片层组织较等轴组织有更强的蠕变抗力。

Ti6321 合金名义成分为 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo, 是在美国 Ti6211 合金基础上我国自主研发的一种中强高韧型近  $\alpha$  钛合金<sup>[22]</sup>, 强度高, 耐腐蚀性能好, 焊接性优良, 是深海装备的主选材料。目前关于 Ti6321 合金抗蠕变或保载疲劳性能的研究较少, Fan 等<sup>[23]</sup>对 Ti6321 合金双态组织的准原位保载疲劳行为及其变形机制进行了研究。许玲玉等<sup>[24]</sup>研究了 Ti6321 合金室温压缩蠕变行为及位错滑移类型。Ti6321 合金不同组织的性能不同, 因此在深海装备上的应用也不同。然而, Ti6321 合金微观组织对室温拉伸蠕变行为及机制的影响目前还未见报道。Xu 等<sup>[25]</sup>之前详细研究了热轧态 Ti6321 合金不同温度热处理后的微观组织和微区组织演变规律, 同时研究了 Ti6321 合金不同组织对室温拉

收稿日期: 2023-12-13

基金项目: 国家重点研发计划 (2022YFB3705605)

作者简介: 许玲玉, 女, 1990 年生, 硕士, 中国船舶集团有限公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023, 电话: 0379-67256994, E-mail: xulingyumse@126.com

伸蠕变行为的影响及其蠕变机制。采用透射电子显微镜观察试样拉伸蠕变后的微观形貌、位错等,并得到位错所在区域的电子衍射图谱(SAED)。对选区电子衍射图谱进行取向标定,获得其衍射晶带轴方向,结合迹线法判断位错滑移类型,深入了解钛合金不同组织的位错滑移类型。

## 1 实验

原材料采用 25 mm 厚的 Ti6321 合金板材,测得合金成分为: 6.18% Al、3.18% Nb、2.04% Zr、1.17% Mo、0.0019% H、0.06% O、其余 Ti (质量分数),使用 NETZSCH DSC-404-F3 差示扫描量热仪测得 Ti6321 合金  $\beta$  相变点为 985 °C。利用箱式热处理炉进行热处理试验,热处理温度为 900、970 和 1020 °C,保温时间 1 h,空冷至室温。切取热处理后的试样经研磨、抛光、腐蚀后在奥林巴斯 OLYMPUS GX71 金相显微镜和 JEM-2100 透射电镜下观察组织形貌。

采用 50 kN 电子式蠕变持久试验机(RDL 50)进行室温拉伸蠕变试验,试样尺寸符合 GB/T 2039-2012,试验方法为:以 2~5 kN/min 的力速将试样加载到 706 MPa,保载 200 h,然后以 2~5 kN/min 的力速将试样卸载,利用绘图软件根据测得的数据绘制蠕变-时间曲线。

从拉伸后试样的中间切取 0.5 mm 厚薄片,机械磨至 70~80  $\mu\text{m}$ ,电解双喷减薄后在 JEM-2100 透射电镜下观察其组织形貌及位错等,并对位错所在区域进行电子衍射分析。

## 2 结果与讨论

### 2.1 Ti6321 合金不同温度退火后的 OM 和 TEM 分析

Ti6321 合金 900、970 和 1020 °C 退火后的 OM 组织如图 1 所示。图 1a 为 900 °C 退火后的金相组织,主要组成相为初生  $\alpha$  相+少量分布在  $\alpha$  晶间的  $\beta$  转变组织,为典型的等轴组织;图 1b 为 970 °C 退火后的 OM 组织,主要由初生  $\alpha$  相+ $\beta$  转变组织组成,为典型的双态组织。在  $\beta$  转变组织中,次生  $\alpha$  相和  $\beta$  相以片

层形式平行交替出现,这是因为  $\alpha$  相是密排六方结构, $\beta$  相是体心立方结构,在  $\alpha_p \rightarrow \beta \rightarrow \alpha_s$  相变过程中,满足晶面  $\{0001\}_\alpha // \{110\}_\beta$  和  $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 111 \rangle_\beta$  的伯格取向关系<sup>[25]</sup>;图 1c 为 1020 °C 退火后的 OM 组织,可以看到粗大的晶粒组织,次生  $\alpha$  相在晶界析出并向晶内伸展,晶界处为长而直的  $\alpha$  相<sup>[25-26]</sup>,为典型的魏氏组织。

图 2 为 Ti6321 合金不同组织拉伸蠕变前的 TEM 明场像。图 2a 为等轴组织 TEM 明场像,初始  $\alpha$  相中残留大量位错,并且呈规则的胞状多边形,学者们认为这些胞状或多边形位错形貌特征是变形过程中形成的<sup>[27]</sup>。等轴组织的退火温度较低,这种位错胞未湮灭。图 2b 为双态组织 TEM 明场像,除初始  $\alpha$  相观察到少量位错露头外,板条状次生  $\alpha$  相中基本没有观察到位错,且细条状  $\beta$  相界面平直。图 2c 为魏氏组织 TEM 明场像,片状次生  $\alpha$  相内几乎没有位错,晶界也比较平直。退火温度升高,合金位错越来越少,一方面是因为晶粒发生了再结晶;另一方面该组织退火温度超过相变点,退火过程中发生了  $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$  的相变。

### 2.2 Ti6321 合金不同组织室温拉伸蠕变行为分析

依照 GB/T 228.1-2010,将 Ti6321 合金不同组织的试样加工成直径为 5 mm,标距 25 mm 的拉伸试样,在 INSTRON5985 力学试验机测得其屈服强度、抗拉强度和延伸率,其结果如表 1 所示。

图 3 为 Ti6321 合金等轴、双态和魏氏组织室温下 706 MPa 拉伸应力作用 200 h 的蠕变曲线,其纵坐标蠕变应变为总应变减去弹性应变,横坐标为拉伸时间。从图 3 中可知,等轴组织的蠕变应变为 1.542%,双态组织的蠕变应变为 1.298%,魏氏组织蠕变应变为 0.865%。

蠕变包含 3 个阶段:初始蠕变阶段、稳态蠕变阶段和加速蠕变阶段。室温拉伸蠕变曲线一般只存在前 2 个阶段而没有加速蠕变阶段,并且在第 2 阶段稳态蠕变速率较低,变形量主要集中在第 1 阶段<sup>[16,28]</sup>,稳态蠕变阶段蠕变速率非常小,约为  $2 \times 10^{-8} \sim 2 \times 10^{-10} \text{ s}^{-1}$ <sup>[11]</sup>。

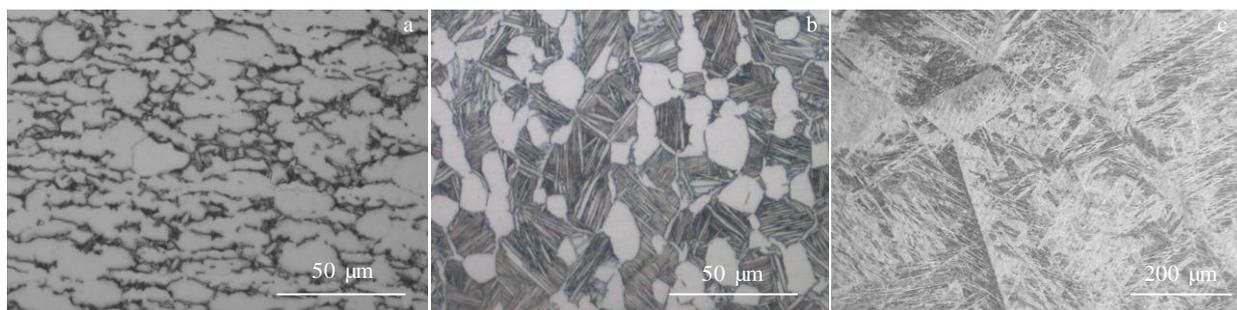


图 1 Ti6321 合金不同温度退火后的金相组织

Fig.1 OM microstructures of Ti6321 alloy annealed at different temperatures: (a) 900 °C, (b) 970 °C, and (c) 1020 °C

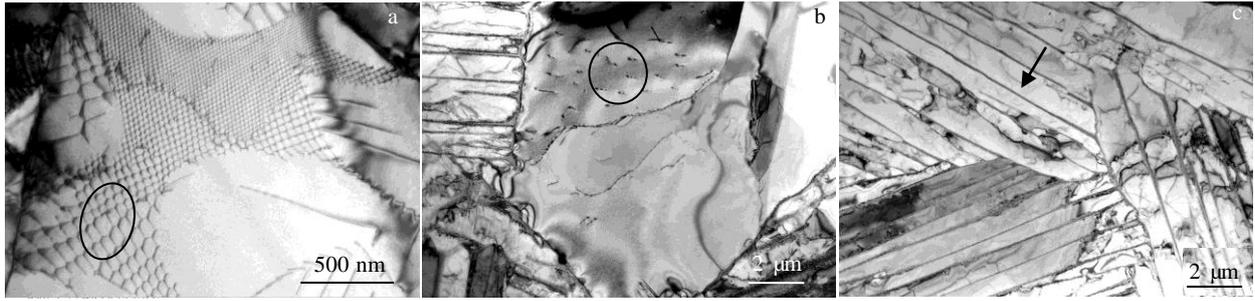


图 2 Ti6321 合金不同组织 TEM 明场像

Fig.2 TEM bright field images of Ti6321 alloy with different microstructures: (a) equiaxed structure, (b) duplex structure, and (c) Widmanstätten structure

表 1 Ti6321 合金不同组织的室温拉伸性能

Table 1 Room temperature tensile properties of Ti6321 alloy with different microstructures

Microstructure	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$R_m/\text{MPa}$	$A/\%$
Equiaxed	784	878	17.3
Duplex	752	886	18.0
Widmanstätten	735	857	8.5

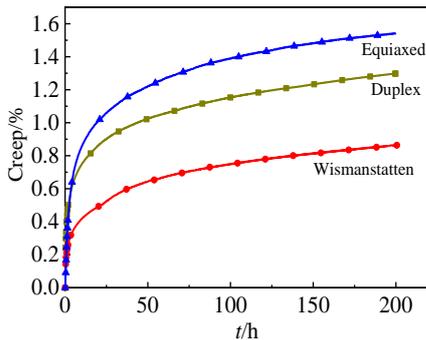


图 3 Ti6321 合金不同组织室温下 706 MPa 拉伸 200 h 的蠕变曲线

Fig.3 Creep curves of Ti6321 alloy with different microstructures under the tensile stress of 706 MPa for 200 h at room temperature

从图 3 可以看出 Ti6321 合金双态和魏氏组织的蠕变曲线均包含初始蠕变阶段和稳态蠕变阶段。由于不同蠕变阶段的蠕变速率不同，所以对图 3 的蠕变曲线进行一阶求导，具体划分出初始蠕变阶段和稳态蠕变阶段，求导所得曲线如图 4 所示。将导数趋于 0 之前的阶段视为初始蠕变阶段，导数趋于 0 之后的阶段视为稳态蠕变阶段。从图 4 可以看出，Ti6321 合金等轴组织室温下 706 MPa 拉伸应力作用 200 h 后，初始蠕变阶段发生在 0~22 h，稳态蠕变阶段发生在 22~200 h；Ti6321 合金双态组织室温下 706 MPa 拉伸应力作用

200 h 后，初始蠕变阶段发生在 0~15 h，稳态蠕变阶段发生在 15~200 h；Ti6321 合金魏氏组织室温下 706 MPa 拉伸应力作用 200 h 后，初始蠕变阶段发生在 0~22 h，稳态蠕变阶段发生在 22~200 h。Neeraj 等<sup>[16]</sup>研究的 Ti-6Al 和 Ti6242 合金在 0.94 倍和 0.95 倍屈服强度压应力下，初始蠕变阶段时间分别为 22 和 27 h。

Ti6321 合金不同组织初始蠕变阶段和稳态蠕变阶段的蠕变应变如表 2 所示，Miller<sup>[29]</sup>研究的 Ti6211 合金魏氏组织、网篮组织和马氏体组织在 684 MPa（即 3 种组织 0.9、0.85 和 0.9 倍屈服强度）拉应力作用下各组织 200 h 的总蠕变量也列列表 2 中。从表 2 中可以看出组织对合金的抗蠕变性能有较大影响。对比 Ti6321 合金和 Ti6211 合金可以发现，合金种类对抗蠕变性能与也有影响。Ti-6Al 和 Ti6242 合金在 0.94 倍和 0.95 倍屈服强度压应力下初始蠕变阶段的蠕变应变为 0.8% 和 0.7%。

Ti6321 合金不同组织的蠕变均是初始蠕变阶段的蠕变应变较大，这是因为室温、高应力条件下，低激活能位错容易先滑移，且滑移过程中位错阻力小。随着应力作用时间增加高激活能位错开始滑移，但是先开始滑移的位错产生了位错塞积，再滑移的位错阻力较大，所以稳态蠕变阶段蠕变应变较小。从图 2 中 Ti6321 合金不同组织的 TEM 明场像的分析可知，等轴组织残留位错最多，双态次之，魏氏最少，与试验得到的 Ti6321 合金等轴组织初始蠕变应变最大，双态次之，魏氏最小相对应。所以初始蠕变应变大小与组织中残留的位错量成正相关。

Ti6321 合金室温拉伸蠕变曲线与文献[5,29]中钛合金蠕变曲线类似符合幂律函数模型，采用公式 (1) 对图 3 蠕变曲线进行拟合，拟合曲线如图 5 所示。

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

式中， $\varepsilon$  为蠕变应变（总应变减去弹性应变）， $A$  为材料常数， $\alpha$  为时间指数。 $A$  随材料组织和应力的

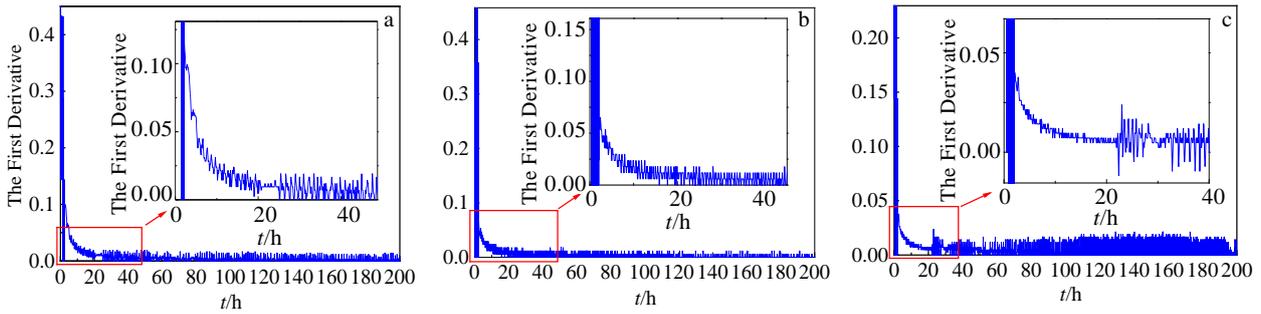


图 4 Ti6321 合金不同组织拉伸蠕变曲线的一阶导数曲线

Fig.4 The first derivative curves of tensile creep curves of Ti6321 alloy with different microstructures: (a) equiaxed, (b) duplex, and (c) Widmanstatten

变化而变化, 网篮组织较魏氏组织有较强的蠕变抗力; 蠕变应力越小,  $A$  值越小。 $\alpha$  为时间指数, 代表蠕变过程中的损耗率,  $\alpha$  越小, 则蠕变过程中的损耗越大<sup>[16,27]</sup>。不同材料的  $\alpha$  值范围为 0.03~1, 绝大多数钛合金材料的  $\alpha$  值在 0.2~0.3 之间<sup>[16]</sup>。

从图 5 可以看出, 幂律函数模型可以较好地拟合 Ti6321 合金蠕变曲线。Ti6321 合金不同组织 706 MPa 拉伸 200 h 的蠕变曲线拟合结果如表 3 所示。从表 3 可以看出不同组织的时间指数  $\alpha$  在 0.2~0.3 之间。Ti6211 合金不同组织, 不同应力下的时间指数  $\alpha$  均低于 0.3<sup>[29]</sup>。Neeraj<sup>[16]</sup>对比了 Ti6242 和 Ti-6Al 合金的  $\alpha$  值, Ti6242 合金的  $\alpha$  值为 0.17, Ti-6Al 合金的  $\alpha$  值为 0.32。

### 2.3 Ti6321 合金不同组织室温拉伸蠕变后 TEM 分析

根据课题组前期研究可知, 传统制备工艺下, 该合金织构为  $\langle 0001 \rangle // TD$ <sup>[25]</sup>。Ti6321 合金不同组织拉伸蠕变试验的加载方向均为垂直于  $\langle 0001 \rangle$  方向。

Ti6321 合金等轴组织试样经 706 MPa 拉伸应力作用 200 h 后的 TEM 明场像及 SAED 花样如图 6 所示,

其原来的规则胞状或多边形位错形貌特征已经完全分解, 拉伸过程中启动了新的位错滑移, 通过对选取电子衍射花样进行标定表明, 该明场像晶粒的晶带轴  $B // [5\bar{1}43]$ , 通过迹线法判断, 该位错为  $(10\bar{1}1) \langle 1\bar{1}23 \rangle$  交滑移。

Ti6321 合金双态组织试样经 706 MPa 拉伸应力作用 200 h 后的 TEM 明场像及 SAED 花样如图 7 所示, 其中图 7a、7b 表示初生  $\alpha$  相的 TEM 明场像和 SAED

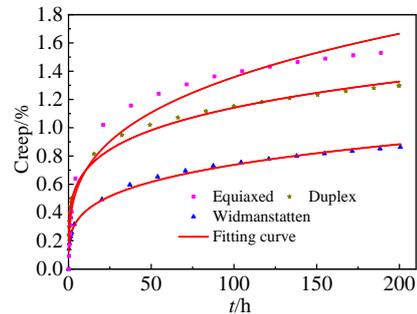


图 5 Ti6321 合金不同组织 706 MPa 拉伸 200 h 的蠕变和拟合曲线

Fig.5 Creep curves and fitting curves of Ti6321 alloy with different microstructures under the tensile stress of 706 MPa for 200 h

表 2 Ti6321 合金不同组织室温拉伸蠕变应变

Table 2 Tensile creep strain of Ti6321 alloy with different microstructures at room temperature

Alloy	Microstructure	Stress level	Primary creep/%	Steady state creep/%	Total creep/%
Ti6321	Equiaxed	0.90R <sub>p0.2</sub>	1.036	0.506	1.542
	Duplex	0.94R <sub>p0.2</sub>	0.880	0.418	1.298
	Widmanstatten	0.96R <sub>p0.2</sub>	0.460	0.405	0.865
Ti6211	Widmanstatten	0.90R <sub>p0.2</sub>	-	-	2.3
	Basket-wave	0.85R <sub>p0.2</sub>	-	-	0.95
Ti-6Al	Martensite	0.90R <sub>p0.2</sub>	-	-	0.85
		0.94R <sub>p0.2</sub>	0.8	-	-
Ti6242	Equiaxed	0.95R <sub>p0.2</sub>	0.7	-	-

表 3 Ti6321 合金不同组织 706 MPa 拉伸 200 h 的蠕变曲线拟合结果

Table 3 Creep curves fitting results of Ti6321 alloy under the tensile stress of 706 MPa for 200 h

Microstructure	$A$	$\alpha$	Correction coefficient
Equiaxed	0.349 69	0.294 61	0.967 76
Duplex	0.422 19	0.215 96	0.992 92
Widmanstatten	0.223 03	0.259 73	0.9995 07

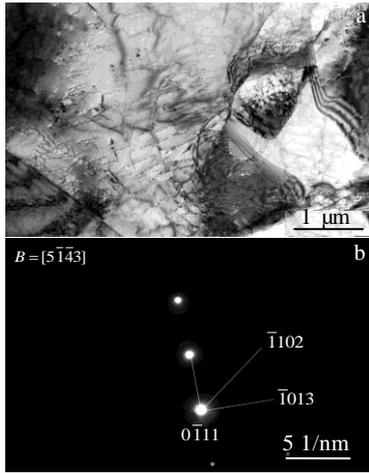


图 6 Ti6321 合金等轴组织 706 MPa 拉伸 200 h 后 TEM 明场像及 SAED 花样

Fig.6 TEM bright field image (a) and SAED pattern (b) of Ti6321 alloy with equiaxed structure under the tensile stress of 706 MPa for 200 h

花样,图 7c、7d 表示  $\beta$  转变组织的 TEM 明场像和 SAED 花样,对比图 7a、7c 可以看出初生  $\alpha$  相的位错密度小于次生  $\alpha$  相的位错密度。通过对初生  $\alpha$  相 TEM 明场像及 SAED 花样进行标定可以得到,该明场像晶粒的晶带轴  $B // [01\bar{1}0]$ ,通过迹线法判断,该位错为  $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$  柱面滑移。通过对次生  $\alpha$  相 TEM 明场像及 SAED 谱进行标定可以得到,该明场像晶粒的晶带轴  $B // [1\bar{2}1\bar{3}]$ ,通过迹线法判断,存在  $(\bar{1}101) \langle \bar{1}\bar{1}20 \rangle$  锥面滑移。

Ti6321 合金魏氏组织试样经 706 MPa 拉伸应力作用 200 h 后的 TEM 明场像及 SAED 花样如图 8 所示,通过迹线法判断,  $(0001) \langle \bar{2}110 \rangle$  基面滑移和  $(10\bar{1}1) \langle 10\bar{1}2 \rangle$  一级锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移均符合该位错滑移线,一级锥面滑移系的柏氏矢量数较高导致其较基面滑移和柱面滑移启动难度大<sup>[17]</sup>,所以  $(10\bar{1}1) \langle 10\bar{1}2 \rangle$  一级锥面  $\langle c+a \rangle$  滑移发生的可能性较小或启动量较少,而  $(0001) \langle \bar{2}110 \rangle$  基面滑移的可能性大,启动量也大。

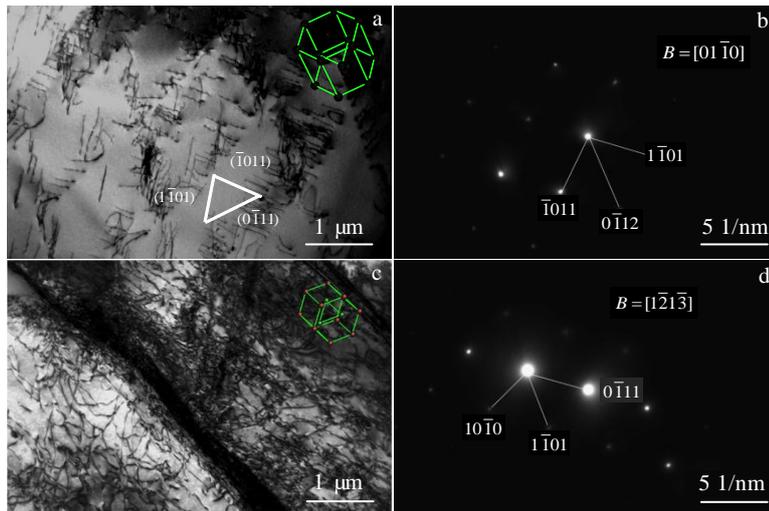


图 7 Ti6321 合金双态组织 706 MPa 拉伸 200 h 后 TEM 明场像及 SAED 花样

Fig.7 TEM bright field images (a, c) and SAED patterns (b, d) of Ti6321 alloy with duplex structure under the tensile stress of 706 MPa for 200 h: (a–b) primary  $\alpha$ , (c)  $\beta$  transformation, and (d) secondary  $\alpha$

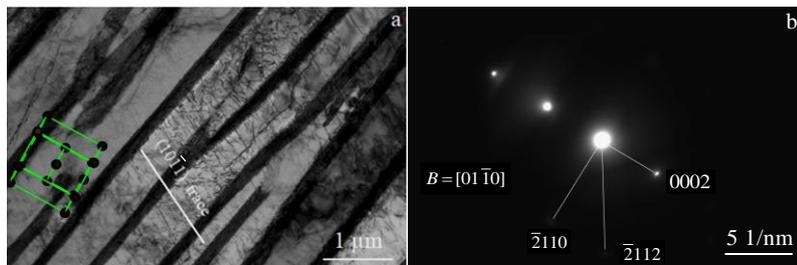


图 8 Ti6321 合金魏氏组织 706 MPa 拉伸 200 h 后 TEM 明场像及 SAED 花样

Fig.8 TEM bright field image (a) and SAED pattern (b) of Ti6321 alloy with Widmanstatten structure under the tensile stress of 706 MPa for 200 h

### 3 结 论

1) Ti6321 合金等轴、双态和魏氏组织室温下, 706 MPa 拉伸应力作用 200 h 后, 等轴组织的总蠕变应变最大 (1.542%), 双态组织次之 (1.298%), 魏氏组织最小 (0.865%)。

2) 通过对蠕变曲线进行一阶求导, 找到蠕变速率变化转折点, 得到不同阶段的蠕变应变, 发现等轴组织的初始蠕变应变最大, 双态组织次之, 魏氏组织最小, 与组织中残留的位错量成正相关。

3) Ti6321 合金室温蠕变机制主要是位错滑移, 拉伸蠕变过程中, 等轴组织发生了原始胞状位错分解和新位错滑移形成, 该位错为  $(10\bar{1}1)\langle 11\bar{2}3\rangle$  交滑移; 双态组织初始  $\alpha$  相发生了  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  柱面滑移, 次生  $\alpha$  相发生了  $(\bar{1}101)\langle \bar{1}\bar{1}20\rangle$  锥面滑移; 魏氏组织发生  $(0001)\langle \bar{2}110\rangle$  基面滑移的可能性大和发生  $(10\bar{1}1)\langle 10\bar{1}2\rangle$  锥面滑移的可能性较小。

#### 参考文献 References

- [1] Chang Hui(常 辉), Liao Zhiqian(廖志谦), Wang Xiangdong(王向东) *et al. Ocean Engineering Titanium Metal Materials* (海洋工程钛金属材料)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2017: 54
- [2] Sun Zhijie(孙志杰), Li Shikai(李士凯), Wang Yang(王 洋) *et al. Hot Working Technology*(热加工技术)[J], 2019, 48(10): 189
- [3] Li Yanxing(李严星), Zhou Zhe(周 哲), Wang Lin(王 琳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 953
- [4] Zhou Zhe(周 哲), Wang Lin(王 琳), Cheng Xingwang(程兴旺) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 562
- [5] Xi Guoqiang(席国强), Qiu Jianke(邱建科), Lei Jiafeng(雷家峰) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2021, 35(12): 881
- [6] Adenstedt H. *Metal Progress*[J], 1949, 56: 658
- [7] Wang Lei(王 雷), Qu Ping(屈 平), Huang Jinhao(黄进浩) *et al. Journal of Ship Mechanics*(船舶力学)[J], 2019, 23(2): 190
- [8] Xu Lingyu(许玲玉), Wang Yang(王 洋), Wang Qi(王 启) *et al. Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2021, 36(1): 17
- [9] Ma Qiulin(马秋林), Zhang Li(张 莉), Xu Hong(徐 宏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(1): 11
- [10] Zhang Mengyuan(张梦园), Gu Boqin(顾伯勤), Tao Jiahui(陶家辉). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2018, 42(12): 73
- [11] Chen Bowen(陈博文), Huang Jie(黄 杰), Dan Zhenhua(淡振华) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2018, 47(24): 73
- [12] Chang Le(常 乐), Zhou Changyu(周昌玉), Peng Jian(彭 剑) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(6): 1463
- [13] Wang Lei(王 雷), Qu Ping(屈 平), Li Yanqing(李艳青) *et al. Journal of Ship Mechanics*(船舶力学)[J], 2018, 22(4): 464
- [14] Zhang Li(张 莉), Xu Hong(徐 宏), Ma Qiulin(马秋林) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(12): 2114
- [15] Oberson P G, Ankem S. *International Journal of Plasticity*[J], 2009, 25(5): 881
- [16] Neeraj T, Hou D H, Daehn G S *et al. Acta Materialia*[J], 2000, 48: 1225
- [17] Dastidar I G, Khademi V, Bieler T R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 636: 289
- [18] Abdallah Z, Ding R, Martin N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 673: 616
- [19] Xin S W, Zhao Y Q, Lu Y F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 559: 7
- [20] Ankem S, Wyatt Z W, Joost W. *Procedia Engineering*[J], 2013, 55: 10
- [21] Nie X, Liu H Q, Zhou X Z *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 37
- [22] Kang Cong(康 聪), Jiao Zhen(焦 振), Mu Botao(穆博涛) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2023, 48(8): 149
- [23] Fan J K, Zhang W Y, Li B B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 865: 144610
- [24] Xu Lingyu(许玲玉), Wang Yang(王 洋), Wang Qi(王 启) *et al. Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2021, 36(1): 17
- [25] Xu Yali, Xu Lingyu, Ding Liang *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 902: 163842
- [26] Zhang Jiahuan(张佳欢), Cui Zhongyu(崔中雨), Fan Lin(范林) *et al. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*(腐蚀与防护学报)[J], 2023, 43(1): 152
- [27] Tan Yang(谭 阳), Chi Yilin(迟毅林), Huang Yayu(黄亚宇) *et al. Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 2016, 36(6): 869
- [28] Lu Jiafei(陆嘉飞), Dan Zhenhua(淡振华), Chen Bowen(陈博文) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2019, 38(11): 1074
- [29] Miller W H, Chen R T, Starke E A. *Metallurgical Transactions A*[J], 1987, 18: 1451

## Tensile Creep Properties of Ti6321 Alloy with Different Structures at Room Temperature

Xu Lingyu, Sun Zhijie, Li Chong, Wang Yang, Jiang Peng, Zhang Wenhao

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

**Abstract:** The creep behavior of equiaxed, duplex and Widmanstatten structures of Ti6321 alloy at room temperature under the tensile stress of 706 MPa for 200 h was studied. The microstructure morphology of the samples after creep was observed by TEM, and the dislocation slip types of different microstructures of Ti6321 alloy were analyzed by trace method. The results show that the creep strain of equiaxed structure of Ti6321 alloy is the largest, followed by duplex structure and Widmanstatten structure. Through the first derivative of creep curve, the turning point of creep rate change was found, and the creep strain of different stages was obtained. It is found that the primary creep strain is positively related to the amount of residual dislocation in the structure. The creep mechanism of Ti6321 alloy at room temperature is mainly dislocation slip. The original cellular dislocation decomposes and the new dislocation slip forms during the tensile process of equiaxed structure, and the new dislocation is  $(10\bar{1}1)\langle 11\bar{2}3 \rangle$  cross slip;  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$  prismatic slip occurs in the primary  $\alpha$  phase of duplex structure ( $\bar{1}101\rangle\langle \bar{1}\bar{1}20 \rangle$  pyramidal slip occurs in the secondary  $\alpha$  phase; while in the Widmanstatten structure,  $(0001)\langle \bar{2}110 \rangle$  basal slip is more likely to occur than  $(10\bar{1}1)\langle 10\bar{1}2 \rangle$  pyramidal slip.

**key words:** creep behavior; creep mechanism; dislocation slip

---

Corresponding author: Xu Lingyu, Master, Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, P. R. China, E-mail: xulingyumse@126.com