

不同温度下 Ti6321 合金的拉伸行为及塑性变形机制

尹艳超, 锁永永, 许玲玉, 张帅锋, 吕逸帆, 陈利阳, 蒋 鹏

(中国船舶集团有限公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023)

摘要: 为了研究 Ti6321 合金在不同温度下的服役性能及其塑性变形机制, 在-196~400 °C下对其进行拉伸性能测试并对断口形貌和显微组织进行分析。结果表明, 随着温度的升高屈服强度和抗拉强度逐渐降低, 屈服差和断面收缩率逐渐增大; 延伸率在-100 °C降至 16.0%, 之后随着温度的升高而升高。不同温度下 Ti6321 合金的塑性变形机制有所不同。25 °C下 Ti6321 合金塑性变形机制主要为柱面滑移。-196 °C下 Ti6321 合金的位错滑移受到抑制, 此时等轴 α 相滑移类型为柱面滑移、一级锥面 $\langle a \rangle$ 和 $\langle a+c \rangle$ 滑移, 片层 α 相滑移类型为基面 $\langle a \rangle$ 滑移和二级锥面 $\langle a+c \rangle$ 滑移; 但 $\{10\bar{1}2\}$ 和 $\{11\bar{2}2\}$ 孪晶开动使塑性得到恢复, 变形机制为滑移、孪生共存, 以滑移为主。200 °C和 400 °C下 Ti6321 合金位错交互作用强烈, 可发现位错网等位错组态特征, 同时有少量 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶开动, 变形机制主要为位错滑移。等轴 α 相与片层 α 相中的滑移类型相同, 为柱面 $\langle a \rangle$ 滑移和二级锥面 $\langle a+c \rangle$ 滑移。

关键词: Ti6321 合金; 变形机制; 位错滑移; 孪晶

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2023)04-19-07

Tensile Behavior and Plastic Deformation Mechanism of Ti6321 Alloy under Different Temperature Environment

Yin Yanchao, Suo Yongyong, Xu Lingyu, Zhang Shuaifeng, Lv Yifan, Chen Liyang, Jiang Peng

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

Abstract: In order to study the service properties and plastic deformation mechanism of Ti6321 alloy at different temperatures, the tensile properties were tested at -196 °C to 400 °C, and the fracture morphology and microstructure of the samples were analyzed. The results show that with the increase of temperature, the yield strength and tensile strength gradually decrease, and the yield strength difference and section shrinkage gradually increase. The elongation decreases to 16.0% at -100 °C, and then increases with the increase of temperature. The plastic deformation mechanism of Ti6321 alloy is different at different temperatures. The plastic deformation mechanism of Ti6321 alloy at 25 °C is mainly prism slip. At -196 °C, the dislocation slip is suppressed, the types of slip in the equiaxed α phase are prism slip, first-order pyramidal $\langle a \rangle$ and $\langle a+c \rangle$ slip, but the basal $\langle a \rangle$ slip and second-order pyramidal $\langle a+c \rangle$ slip in the lamellar α phase. However, a small number of $\{10\bar{1}2\}$ and $\{11\bar{2}2\}$ twins are found, which leads to the increase of ductility. The deformation mechanism is the coexistence of slip and twin, but mainly slip. At 200 °C and 400 °C, the interaction of dislocation in Ti6321 alloy is strong, and the dislocation configuration characteristics such as dislocation network can be found. At the same time, a small amount of $\{10\bar{1}2\}$ twins are initiated, and the deformation mechanism is mainly dislocation slip. The slip types in equiaxed α phase and lamellar α phase are the same, which are prism $\langle a \rangle$ slip and second-order pyramidal $\langle a+c \rangle$ slip.

Keywords: Ti6321 alloy; deformation mechanism; dislocation slip; twin

钛合金具有密度小、无磁性、比强度高、比刚度

高、耐蚀性好、抗疲劳和蠕变性能良好等优点, 在航空航天、兵器、舰船、石油、化工、能源、医疗等领域得到了广泛应用^[1-5]。其中, Ti6321 合金因其高强、高韧、耐蚀、可焊等性能被大量用于制作高压容器、

收稿日期: 2023-05-18

基金项目: 郑洛新自创区产业集群专项(201200211400)

通信作者: 尹艳超(1989—), 男, 工程师。

深潜器耐压壳体、船舶焊接结构件等^[6-7]。

船用钛合金结构件在服役过程中会遇到极端温度环境，其中低温场景如极地区域作业，高温场景如排烟管道、换热器等，为保证长期服役的安全可靠性，对钛合金材料的高温、低温力学性能提出了更高的要求。钛合金的塑性变形机制主要为滑移和孪生^[8]。服役温度主要通过改变钛合金的塑性变形机制影响其力学性能，如 Ti-Al 单晶在不同环境温度下的滑移类型和孪晶类型有较大不同^[9]。另外，钛合金的元素种类和含量也会对塑性变形机制产生影响，如 Al 元素含量与滑移系的临界分切应力具有相关性^[9]，O 元素含量会改变位错的滑移方式^[10-11]，同时较高的 Al、O 元素含量会抑制孪晶的产生^[12]，因此不同钛合金的塑性变形机制可能不同。TA2 纯钛和 TA7ELI 钛合金在室温下拉伸的变形机制均主要为位错滑移；在-196 °C 下 TA2 纯钛能够产生大量 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶进而诱发塑性变形^[13-14]，而 TA7ELI 钛合金仅有少量孪晶产生^[15]。晶粒取向也会对塑性变形机制产生影响，如 α -Ti 单晶在低温下的孪晶类型与晶体取向具有相关性，基面与拉伸轴近似垂直时产生 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶，47°~60°夹角时产生 $\{11\bar{2}1\}$ 孪晶^[16]。以上研究表明，不同合金的塑性变形机制不尽相同，同一合金在不同温度下的塑性变形机制也不尽相同，进而表现出不同的宏观力学性能。Ti6321 合金作为一种高强钛合金在舰船领域具有极大的应用前景，其高低温力学性能与服役过程中的结构完整性密切相关。目前鲜有关于 Ti6321 合金在极端温度环境下服役性能的研究报道。为推动 Ti6321 合金在极端服役温度环境下的应用并保障钛合金结构的服役安全性，有必要建立该合金在极端温度环境下的温度-强度-塑性映射关系并对其塑性变形机制进行研究。

在-196~400 °C 温度区间内对 Ti6321 合金进行拉伸性能测试，并对不同温度下的组织演变、塑性变形机制进行深入研究，以期 Ti6321 合金在极端温度环境下的应用提供数据支撑和理论依据。

1 实验

实验材料为 25 mm 厚退火态 Ti6321 合金板材，其化学成分如表 1 所示。材料显微组织由初生等轴 α 相、转变 β 组织构成，为典型的双态组织，如图 1 所示。参照 GB/T 228.1—2021《金属材料拉伸试验 第 1 部分 室温试验方法》、GB/T 228.2—2015《金属材料拉伸试验 第 1 部分 高温试验方法》、GB/T 228.3—2019《金属材料拉伸试验 第 1 部分 低温试验方法》，采用标距段尺寸为 $\phi 5 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ 的拉伸试样在-196、-100、0、25、100、200、300、400 °C 下进行拉伸试

表 1 Ti6321 合金板材化学成分(w%)

Ti	Al	Nb	Zr	Mo	N	H	C	O
Bal.	6.21	2.51	2.04	1.01	0.005	0.001	0.01	0.067

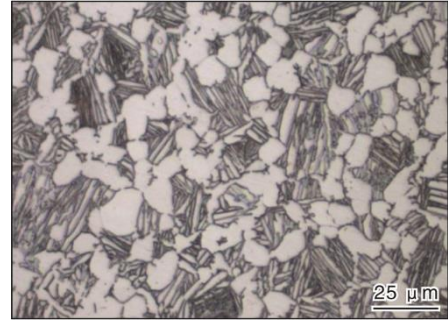


图 1 退火态 Ti6321 合金板材的显微组织

Fig.1 Microstructure of as annealed Ti6321 alloy plate

验。从在-196、25、100、400 °C 下拉伸断裂的试样上取样并进行断口形貌观察和塑性变形机制分析。采用 Quanta650 扫描电子显微镜 (SEM) 进行断口形貌观察。透射电镜 (TEM)、电子背散射衍射 (EBSD) 试样均取自拉伸试样均匀变形段，观测面与试样轴向平行。采用电解双喷的方式制备透射电镜样品，并在 JEM-2100 透射电镜上进行位错组态及孪晶形态观察。采用装有 Pegasus XM2 EBSD 探头的 JSM-7001F 场发射扫描电子显微镜进行 EBSD 分析。

2 结果与分析

2.1 力学性能

图 2 为 Ti6321 合金在-196~400 °C 下的拉伸性能。从图 2 可知，Ti6321 合金的屈服强度、抗拉强度以及强度变化率均随温度升高而逐渐降低，但屈强差却随温度升高而逐渐增大。-196 °C 时，屈服强度高达 1312 MPa，屈强差为 96 MPa；400 °C 时，屈服强度下降至 471 MPa，屈强差为 139 MPa。屈强差的本质是材料在塑性变形

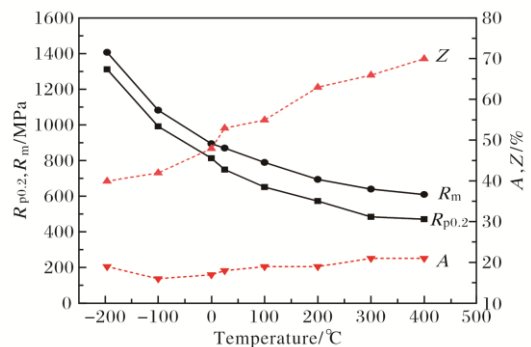


图 2 Ti6321 合金在不同温度下的拉伸性能

Fig.2 Tensile properties of Ti6321 alloy at different temperatures

后, 依靠形变硬化使材料强度增加的数值, 这一数值越大, 说明塑性变形后形变硬化能力越强。而材料应变硬化的本质是位错增殖, 温度越低, 位错增殖能力越低, 应变硬化能力下降, 故屈强差降低。Ti6321 合金在-196 °C下表现出塑性增强现象, 延伸率为 19.0%, -100 °C时降至 16.0%, 之后随着温度升高而升高, 400 °C时达到 21.0%。-196 °C时, 断面收缩率为 40.0%, 之后随温度升高而逐渐升高至 70.0%。拉伸试样的延伸率由均匀变形和颈缩变形两部分共同组成, -196 °C时断面收缩率较低, 颈缩变形小, 但延伸率却反常升高, 说明颈缩前的均匀变形能力有所提高。

2.2 断口形貌

对 Ti6321 合金拉伸试样断口的宏观形貌进行观察, 如图 3 所示。Ti6321 合金断口的颈缩程度随着温度的升高而逐渐增大。-196 °C时拉伸断口呈楔形, 25、200、400 °C时拉伸断口呈近杯锥状。图 4 为 Ti6321 合金拉伸试样断口的微观形貌。从图 4 可以看出, 不同温度下的拉伸断口形貌均以韧窝为主, 呈现出韧性断裂特征, 具有良好的塑性。但不同温度下拉伸断口表面的韧窝大小有一定差异, 表现为随着温度升高, 韧窝逐渐增大。-196 °C时韧窝小而浅, 400 °C时韧窝大而深。另外, -196 °C时断口表面分布有沟槽, 如图

4a 中箭头处所示, 已有研究^[15]表明, 该特征与塑性变形过程中产生的孪晶有关。400 °C时韧窝边壁上呈现圆形滑移特征, 表明高温下材料滑移较易开动。

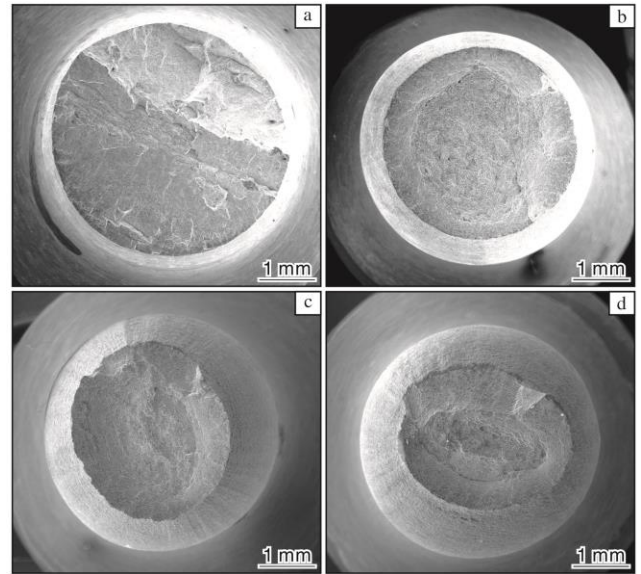


图 3 Ti6321 合金在不同测试温度下拉伸断口的宏观形貌
Fig.3 Macro-morphologies of tensile fractures of Ti6321 alloy after test at different temperatures: (a) -196 °C; (b) 25 °C; (c) 200 °C; (d) 400 °C

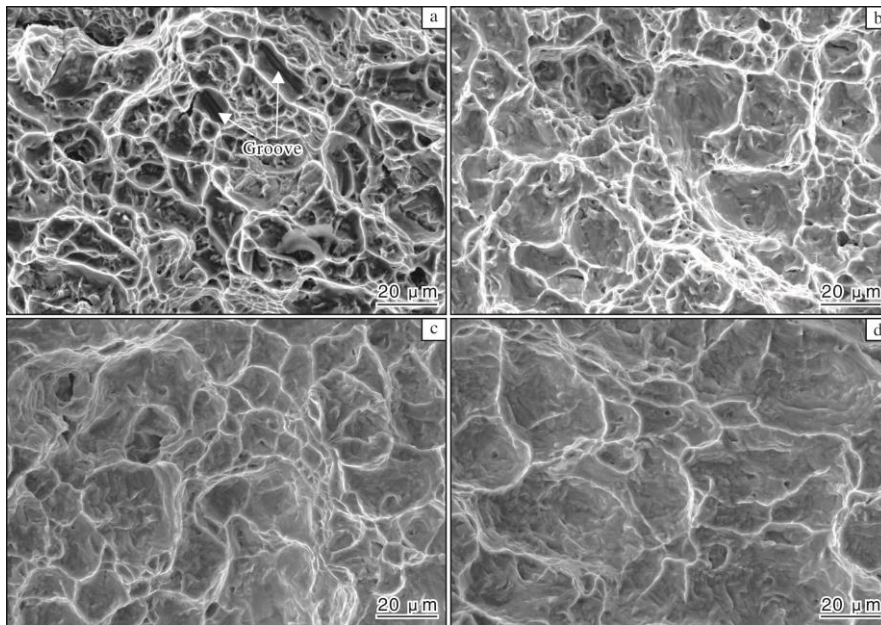


图 4 Ti6321 合金在不同测试温度下拉伸断口的微观形貌

Fig.4 Micro-morphologies of tensile fractures of Ti6321 alloy after test at different temperatures: (a) -196 °C; (b) 25 °C; (c) 200 °C; (d) 400 °C

2.3 塑性变形机制

为了进一步研究 Ti6321 合金在不同温度下的塑性变形机制, 采用透射电镜对试样塑性变形后的显微

组织进行观察。图 5 为 Ti6321 合金在 25 °C下变形后的 TEM 照片。从图 5 可以看出, 原始晶粒轮廓明显, 有大量位错和滑移线, 未发现孪晶。等轴 α 相晶粒尺寸

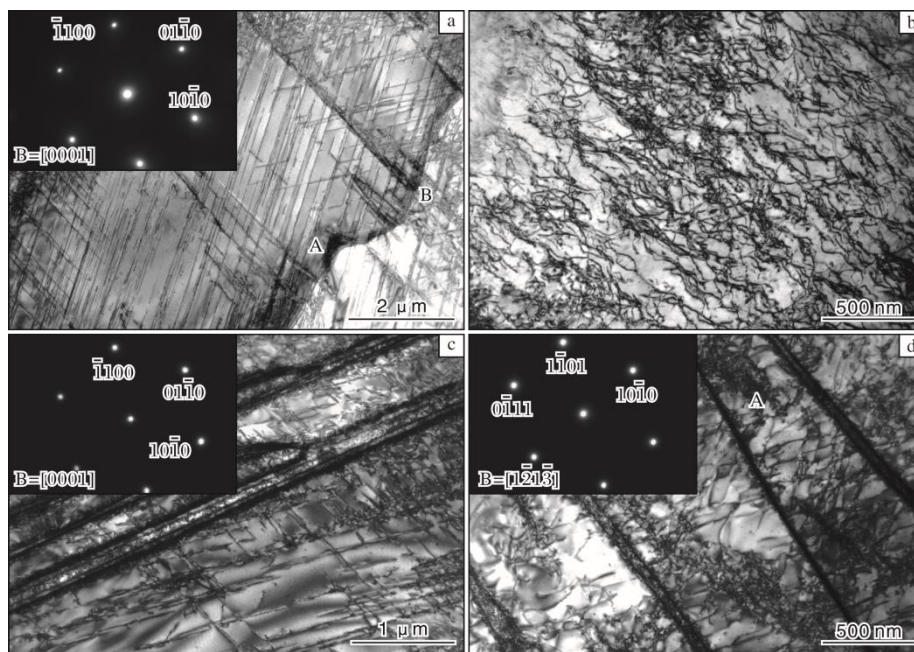


图 5 Ti6321 合金在 25 °C 下变形后的 TEM 照片

Fig.5 TEM images of Ti6321 alloy after deformation at 25 °C: (a) prism <a> slip in equiaxed α phase; (b) dislocation tangle; (c) prism <a> slip in α lamellae; (d) first-order pyramidal slip in α lamellae

较大，位错易于滑移，塑性变形能力较强。在等轴 α 相中发现有柱面滑移的交滑移及多滑移现象，滑移系为 <a> 滑移，表示为 $\{01\bar{1}0\}<2\bar{1}\bar{1}0>$ 、 $\{10\bar{1}0\}<\bar{1}2\bar{1}0>$ 、 $\{1\bar{1}00\}<11\bar{2}0>$ ，如图 5a 所示。由于相界面的阻碍，界面处有大量位错塞积，形成高位错密度区（图 5a 中 A 处）。图 5a 中 B 处位错穿过相界面，诱发相邻晶粒产生双滑移，应力集中得以释放，塑性得到传递。图 5b 中有大量位错缠结，逐渐形成位错胞状结构。次生片层 α 相尺寸较小，且有 α/β 界面阻碍作用，其变形能力相对等轴 α 相较弱。图 5c 为次生片层 α 相位错组态，经

分析发现有柱面单滑移和交滑移现象，为 <a> 型滑移，滑移系表示为 $\{10\bar{1}0\}<\bar{1}2\bar{1}0>$ 。图 5d 为一级锥面交滑移，为 <a> 型滑移，滑移系表示为 $\{10\bar{1}1\}<11\bar{2}0>$ 。此外，在片层 α/β 界面处有位错塞积现象，形成了高密度位错区（如图 5d 中 A 处）。转变 β 相内部的相界面虽然对位错有阻碍作用，但由于 α 相与 β 相的特定取向关系，仍有部分类型位错可穿过界面^[17]。

图 6 为 Ti6321 合金在 -196 °C 下变形后的 TEM 照片。-196 °C 时的变形机制主要为位错滑移，有少量孪晶开动。从图 6a 中可观察到等轴 α 相中的交滑移，实线

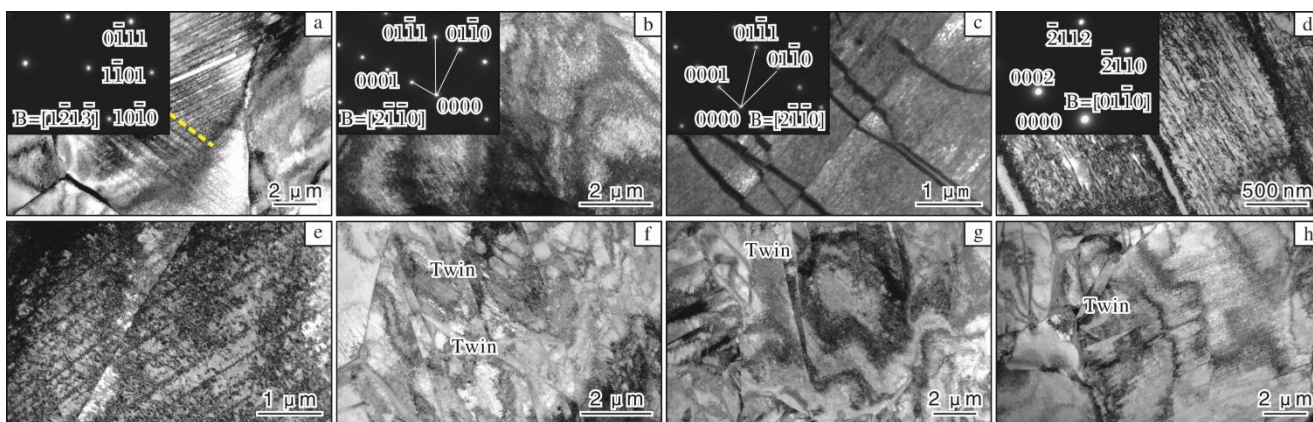


图 6 Ti6321 合金在 -196 °C 下变形后的 TEM 照片

Fig.6 TEM images of Ti6321 alloy after deformation at -196 °C: (a) prism and first-order pyramidal <a> slip in equiaxed α phase; (b) first-order pyramidal <a+c> slip in equiaxed α phase; (c) large shear offsets present at the β laths; (d) second-order pyramidal <a+c> slip in α lamellae; (e) ship across the subboundary; (f-h) parallel twins and intersected twins

处为柱面 $\langle a \rangle$ 滑移迹线,滑移系表示为 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$;虚线处为一级锥面 $\langle a \rangle$ 型滑移迹线,滑移系表示为 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 。滑移止于晶界处,未穿过晶界。该晶粒及相邻晶粒由于位错交互作用形成了高密度位错区和低密度位错区。等轴 α 相中发生的一级锥面 $\langle a+c \rangle$ 型单滑移如图 6b 所示,滑移系表示为 $\{10\bar{1}1\}\langle 11\bar{2}3 \rangle$ 。在转变 β 相区域,发生 α/β 集束整体剪切现象,如图 6c 所示。滑移线极为平直、间隔规则,穿过 α 与 β 相界面,界面处 β 板条有较大的剪切偏移。该滑移线局限在 α/β 两相区域,由片层 α 相诱发。经过分析,该滑移线类型为基面滑移,滑移系表示为 $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 。图 6d 中片层 α 相内部的位错线与 α/β 集束方向基本一致,经过分析,该滑移为二级锥面 $\langle a+c \rangle$ 型滑移,滑移系表示为 $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3 \rangle$ 。由以上分析可知,Ti6321 合金在 $-196\text{ }^\circ\text{C}$ 下进行塑性变形时,等轴 α 相和片层 α 相中滑移类型与 $25\text{ }^\circ\text{C}$ 变形时不同。等轴 α 相中启动的滑移系

为柱面滑移、一级锥面 $\langle a \rangle$ 和 $\langle a+c \rangle$ 滑移;片层 α 相中启动的滑移系为基面 $\langle a \rangle$ 滑移、二级锥面 $\langle a+c \rangle$ 滑移。锥面滑移启动的原因可能是 $-196\text{ }^\circ\text{C}$ 下柱面滑移临界分切应力增大,开动量减少,部分区域应力集中增大,达到了一级锥面和二级锥面滑移临界分切应力。从图 6e 可以看到滑移线穿过亚晶界,因而界面相对薄弱时,滑移可整体穿过界面。少量等轴 α 相晶粒由于取向不利于滑移,此外低温会抑制滑移开动^[18],产生孪生切变,形成孪晶,其形态相互交叉或平行,如图 6f~6h 所示。

图 7 为 Ti6321 合金在 $-196\text{ }^\circ\text{C}$ 下变形后的 EBSD 照片。图 7a、7b 所示取向差为 64° ,孪晶类型为 $\{11\bar{2}2\}$ 压缩孪晶;图 7c、7d 所示取向差为 85° ,孪晶类型为 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶。因孪晶数量有限,未发生强烈的孪生诱发塑性现象,但对塑性提高仍有一定作用,使 Ti6321 合金的延伸率恢复到了 $25\text{ }^\circ\text{C}$ 时的水平。

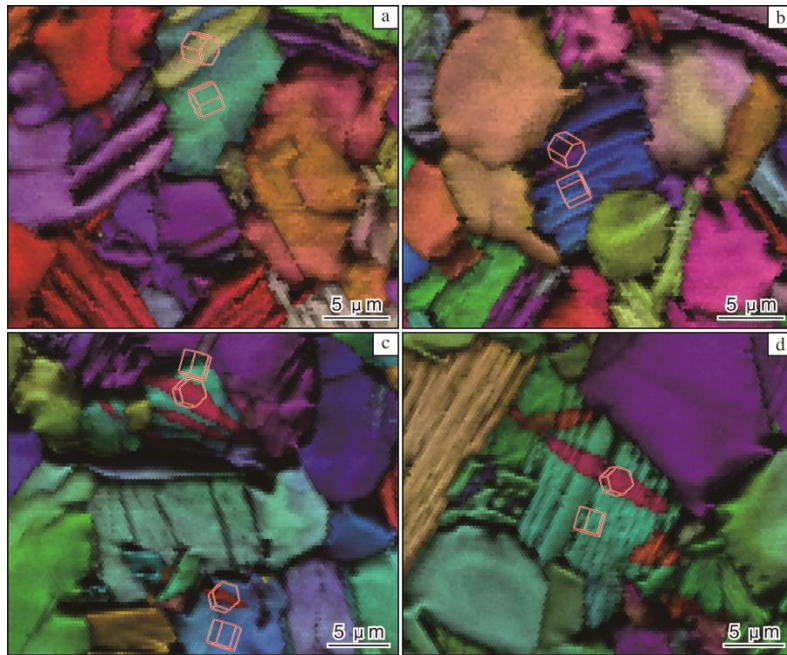


图 7 Ti6321 合金在 $-196\text{ }^\circ\text{C}$ 下变形后的 EBSD 照片

Fig.7 EBSD morphologies of Ti6321 alloy after deformation at $-196\text{ }^\circ\text{C}$: (a, b) $\{11\bar{2}2\}$ compression twin; (c, d) $\{10\bar{1}2\}$ tension twin

图 8 为 Ti6321 合金在 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 下变形后的 TEM 照片。变形温度升高,位错滑移的临界分切应力降低,有利于滑移系开动和位错滑移。从图 8a~8c 可以看到 Ti6321 合金在 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 下变形后等轴 α 相内的位错组态。等轴 α 相滑移主要为柱面单滑移,滑移系表示为 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$,如图 8a 所示。此外,等轴 α 相有二级锥面滑移开动,如图 8c 所示,位错交互作用形成交滑移,滑移系表示为 $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3 \rangle$ 。高温下,位错的交互作用和演变强烈,部分区域形成位错网,如图 8a、

8b 所示。从图 8d~8f 可以看到 Ti6321 合金在 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 下变形后次生片层 α 相内的位错组态。等轴 α 相与次生片层 α 相中滑移类型相同。次生片层 α 相开动的主要滑移系同样为柱面滑移,如图 8d 所示,位错交互作用形成交滑移,滑移系表示为 $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 。次生片层 α 相的辅助滑移系为二级锥面滑移,表示为 $\{11\bar{2}2\}\langle 11\bar{2}3 \rangle$,如图 8e 所示。与低温环境不同,高温利于滑移系开动, $\langle a+c \rangle$ 滑移更易在 $\{11\bar{2}2\}$ 启动。转变 β 相区域有破断现象,如图 8f 所示。与图 6 中低温下的剪切

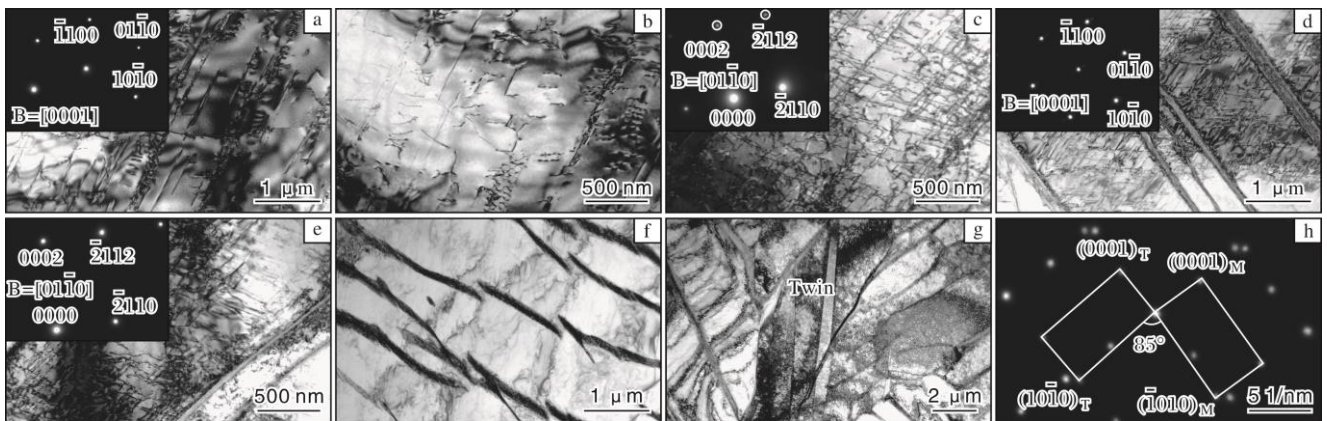


图8 Ti6321 合金在 200 °C下变形后的 TEM 照片

Fig.8 TEM images of Ti6321 alloy after deformation at 200 °C: (a) prism slip in equiaxed α phase; (b) dislocation network; (c) second-order pyramidal slip in equiaxed α phase; (d) prism slip in α lamellae; (e) second-order pyramidal slip in α lamellae; (f) the broken of β phase; (g) $\{10\bar{1}2\}$ tension twin; (h) selected area diffraction patterns of twin and matrix

现象不同，高温下剪切边界平直度较低，这是因高温变形量大造成的。由于高温下材料变形量相对较大，在局部集束与集束交叉处应力集中过大，导致少量孪晶开动。孪晶形态和孪晶电子衍射斑点标定如图 8g、8h 所示，高温下孪晶类型为 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶。

图 9 为 Ti6321 合金在 200、400 °C下变形后的 EBSD 照片。从图 9 可知，Ti6321 合金在 200 °C和 400 °C下的晶体取向差均为 85°，孪晶类型为 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶。Ti6321 合金在 400 °C与 200 °C下的塑性变形机制无明显差异。

钛合金主要变形方式为位错滑移和孪晶。在密排六

方结构的 α -Ti 中， $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 是主要的滑移方向，包含 $\langle a \rangle$ 型矢量所在的平面是 (0002) 、3个 $\{10\bar{1}0\}$ 、6个 $\{10\bar{1}1\}$ 面。结合可能的滑移方向，可得 12 个滑移系。经过简化，密排六方 α -Ti 具有 4 个独立的滑移系^[19]。根据塑性变形准则，多晶体材料发生均匀变形至少需要开动 5 个独立的滑移系。研究发现，多晶密排六方 α -Ti 的塑性变形实际是通过第二滑移系即 $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ 滑移方向上的 $\langle a+c \rangle$ 型滑移的附加变形和可能的机械孪晶实现的^[19]。密排六方金属滑移系少，如果晶体位向不利于滑移或者滑移受到抑制，如高应变速率、低温、大变形量等滑移难以充分进行，就会发生孪晶变形。

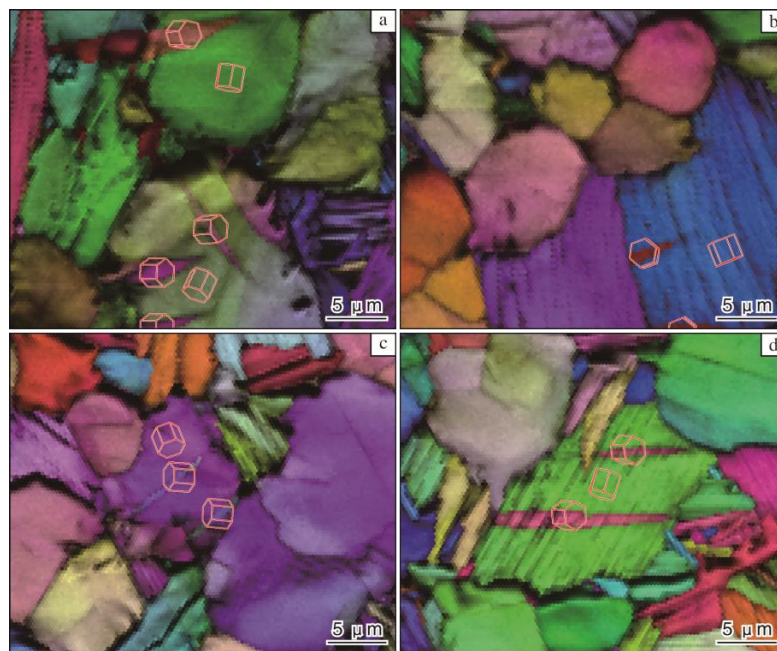


图9 Ti6321 合金在 200 °C和 400 °C下变形后的 EBSD 照片

Fig.9 EBSD morphologies of Ti6321 alloy after deformation at different temperatures: (a, b) 200 °C; (c, d) 400 °C

在室温下,孪生的临界分切应力远大于滑移的分切应力,故滑移开动更容易。Ti6321 合金在 25 °C 下的变形方式主要为位错滑移。随着温度的降低,各滑移系的临界分切应力增大。滑移难以进行时,便会触发某些孪晶系开动,晶体发生孪生切变,产生孪晶。孪晶变形之后,晶体位向发生变化,利于滑移继续进行,材料塑性提高。位错滑移的临界分切应力随着变形温度的降低而增大,−100 °C 时,位错滑移开动难度较室温时显著增大,对塑性不利;低温下,孪晶开动数量随着温度的降低而增加,有利于塑性变形,但低温下孪晶开动数量有限,孪晶诱发塑性较弱;二者协同作用下,造成塑性降低。−196 °C 下, Ti6321 合金塑性变形的的主要方式为位错滑移,并伴有少量孪晶开动,故塑性有一定回升。低温下,钛合金孪晶系开动与合金成分有一定关系^[20-21]。Ti6321 合金并未出现明显的孪生诱发塑性现象,这可能与 α 相中 Al 元素含量较高不利于低温下孪晶形成有关。高温下, Ti6321 合金各滑移系开动的临界切应力降低,位错滑移开动相对容易,材料塑性增强。

3 结 论

(1) Ti6321 合金的屈服强度、抗拉强度以及强度变化率均随温度升高而逐渐降低,屈强差和断面收缩率随温度升高而逐渐增大。−196 °C 时 Ti6321 合金表现出塑性增强现象,延伸率为 19.0%, −100 °C 时降低至 16.0%,之后随着温度的升高而升高。

(2) −196 °C 时 Ti6321 合金的位错滑移受到抑制,此时等轴 α 相滑移类型为柱面滑移、一级锥面 $\langle a \rangle$ 和 $\langle a+c \rangle$ 滑移,片层 α 相滑移类型为基面 $\langle a \rangle$ 滑移和二级锥面 $\langle a+c \rangle$ 滑移。但 $\{11\bar{2}2\}$ 和 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶开动使塑性得到恢复,变形机制为滑移、孪生共存,以滑移为主。

(3) 200 °C 时 Ti6321 合金位错交互作用强烈,可发现位错网等位错组态特征,同时少量 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶开动,变形机制主要为滑移。等轴 α 相与片层 α 相中的滑移类型相同,为柱面 $\langle a \rangle$ 滑移和二级锥面 $\langle a+c \rangle$ 滑移。400 °C 时, Ti6321 合金的塑性变形机制与 200 °C 无明显差异。

参考文献 References

[1] Moiseyev V N. Titanium Alloys-Russian Aircraft and Aerospace Applications[M]. London: Taylor & Francis Group, 2005.
 [2] Gorynin I V. Titanium alloy for marine application[J]. Materials Science & Engineering A, 1999, 263(2): 112-116.
 [3] Boyer R R. Attributes, characteristics, and applications of titanium and its alloys[J]. JOM, 2010, 62(5): 21-24.
 [4] 王建忠, 敖庆波, 荆鹏, 等. 多孔钛的制备及应用[J]. 稀有

金属材料与工程, 2022, 51(5): 1907-1918.
 [5] 孙纯纯, 郭志君, 张金勇, 等. 亚稳 β 钛合金在生物医学领域的研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(3): 1111-1124.
 [6] Xiong J H, Li S K, Gao F Y, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti6321 alloy welded joint by GTAW[J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 640: 419-423.
 [7] 李严星, 周哲, 王琳, 等. Ti6321 钛合金动态断裂行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(3): 953-958.
 [8] Gerd L, Williams J C. Titanium[M]. Berlin: Springer-Verlag, 2007.
 [9] Williams J C, Baggerly R G, Patou N E. Deformation behavior of HCP Ti-Al alloy single crystals[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2002, 33: 837-850.
 [10] Wang X Q, Han W Z. Oxygen-gradient titanium with high strength, strain hardening and toughness[J]. Acta Materialia, 2023, 246: 118674.
 [11] Zhao S T, Zhang R P, Yu Q, et al. Cryoforged nanotwinned titanium with ultrahigh strength and ductility[J]. Science, 2021, 373(6561): 1363-1368.
 [12] Chong Y, Zhang R P, Mohammad S, et al. Elimination of oxygen sensitivity in α -titanium by substitutional alloying with Al[J]. Nature Communications, 2021, 12: 6158.
 [13] 尹艳超, 于冰冰, 张斌斌. 工业纯钛的低温拉伸行为研究[J]. 材料开发与应用, 2019, 34(2): 36-42.
 [14] Sun Q Y, Gu H C. Tensile and low-cycle fatigue behavior of commercially pure titanium and Ti-5Al-2.5Sn alloy at 293 and 77 K[J]. Materials Science & Engineering A, 2001, 316(1/2): 80-86.
 [15] Nagai K, Ishikawa K, Mizoguchi T, et al. Strength and fracture toughness of Ti5Al2.5Sn ELI alloy at cryogenic temperatures[J]. Cryogenics, 1986, 26(1): 19-23.
 [16] Akhtar A. Basal slip and twinning in α -titanium single crystals[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1975, 6: 1105-1113.
 [17] Ambard A, Guđaz L, Louchet F, et al. Role of interphases in the deformation mechanisms of an α/β titanium alloy at 20 K[J]. Materials Science & Engineering A, 2001, 319-321: 404-408.
 [18] Sun Q Y, Yu Z T, Zhu R H. Dynamic fracture toughness of Ti-2.5Cu alloy strengthened with nano-scale particles at room and low temperatures[J]. Materials Science & Engineering A, 2008, 483-484: 131-134.
 [19] Leyens C, Peters M. Titanium and Titanium Alloys[M]. Weinheim: Wiley, 2003.
 [20] Fitzner A, Leo Prakash D G, da Fonseca J Q, et al. The effect of aluminium on twinning in binary alpha-titanium[J]. Acta Materialia, 2016, 103: 341-351.
 [21] Hooshmand M S. Atomic-scale modeling of twinning in titanium and other HCP alloys[D]. Columbus: The Ohio State University, 2019.