

# Ti-55531合金棒材力学性能各向异性的机制研究

赵鹏程<sup>1,2</sup>, 王博<sup>1</sup>, 张鹏<sup>1</sup>, 朱彬<sup>3</sup>, 陈威<sup>2</sup>, 曹龙<sup>1</sup>, 吴浩<sup>1</sup>, 车伟<sup>1</sup>

(1. 陕西天成航空材料股份有限公司, 陕西 咸阳 712000)

(2. 西安交通大学, 陕西 西安 710049)

(3. 江苏理工学院, 江苏 常州 213001)

**摘要:** 针对Ti-55531合金大规格棒材室温力学性能的各向异性, 尤其是塑性各向异性较大的问题进行研究, 采用室温拉伸和断裂韧性测试, 并结合OM、SEM及EBSD等微观表征手段, 对棒材初始组织、断口形貌及裂纹扩展路径等进行系统表征与分析, 揭示了Ti-55531合金棒材力学性能各向异性的原因, 研究表明: 由于 $\beta$ 相的<110>织构导致不同加载方向{101}<111>滑移系的Schmid因子不同, 出现屈服强度差异; Ti-55531合金的拉伸塑性与断裂韧性存在明显关联, 表明室温塑性的各向异性与裂纹扩展阶段密切相关, 并受合金组织特征的影响; Ti-55531合金室温塑性的各向异性主要取决于 $\beta$ 晶粒的形貌, 并受 $\beta$ 相取向织构和等轴 $\alpha_p$ 分布等因素的影响。

**关键词:** 钛合金; Ti-55531; 塑性; 各向异性; 断裂韧性; 织构

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)09-2265-08

## 1 引言

随着航空工业的快速发展, 对新型结构材料的要求日益提高, 不仅需要具备优越的力学性能, 还需要适应复杂的工艺要求并保持较低的成本。在此背景下, 新型钛合金的设计与开发成为了关键。传统的高强高韧钛合金如美国的Ti-1023和俄罗斯的BT22(国内牌号TC18)已在航空领域得到了广泛的应用, 俄罗斯与欧洲空客公司在BT22的基础上持续进行优化改进, 联合研制出了综合性能更优异的Ti-55531合金。Ti-55531合金的设计思路主要是通过调整BT22的合金成分, 如降低Fe元素、增加Zr元素等, 从而有效减少 $\beta$ 相偏析出现的可能性, 并进一步提高了材料强度及淬透性。Ti-55531合金的名义成分为Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr-1Zr, 是一种新型高强韧亚稳 $\beta$ 型钛合金, 其含有大量的 $\beta$ 相稳定元素如钼、钒和铬。这使得它在淬火后仍能保持完整的 $\beta$ 相, 并具有较低的 $\alpha/\beta$ 转变温度。与Ti-1023合金相比, Ti-55531合金在冶炼和加工成本上更为经济, 且不易出现成分偏析。此外, 它还展现出更高的比强度、抗拉强度、断裂韧性和淬透性。这些优点使得Ti-55531合金在强度、韧性的调控上具有更高的灵活性, 实现了出色的综合力学性能匹配。

Ti-55531合金特别适合制造需要高强度和减重的大型承力构件, 如飞机机翼/吊挂接头、起落架/机翼接头以

及起落架前起/主起等结构件。在航空领域具有广阔的应用前景, 尤其是在大型飞行器上, 展现出极高的应用价值。例如, 在欧洲空客公司的A350及A380超大型远程宽体客机上, 该合金已被用于起落架、机翼与挂架的连接装置等关键部位。随着航空工业的持续发展, Ti-55531合金有望在更多领域得到应用和推广。

研究报道<sup>[1-4]</sup>, 由于钛的晶格结构为各向异性的密排六方结构, 因此钛合金中 $\alpha/\beta$ 两相的匹配及织构通常使其表现出较大的室温性能各向异性, 尤其是在经热处理强化后的高强钛合金中此现象尤为明显。本文研究团队基于前期Ti-55531钛合金固溶时效态棒材的研制生产经验及理化数据积累, 发现固溶时效态Ti-55531合金棒材存在室温拉伸各项异性, 尤其是延伸率的差异性较为明显。迄今, 国内外对于Ti-55531合金组织与性能关系的研究已有大量报道<sup>[5-10]</sup>, 然而针对高强钛合金, 尤其是Ti-55531合金棒材力学性能各向异性机制分析的相关研究鲜有报道。

基于以上背景, 为了加深对Ti-55531合金的理解, 从而指导优化棒材锻造工艺并进一步减弱棒材横纵向性能差异。本研究采用室温拉伸及断裂韧性测试, 并结合多种显微组织表征手段, 对Ti-55531合金大规格棒材力学性能各向异性进行了系统分析和研究。探究材料微观组织与力学性能的关系, 以揭示导致性能各向异性的根本

收稿日期: 2024-09-25

基金项目: 陕西天成航空材料股份有限公司研发项目(TC/XM23001, TC/XM230026); 国家自然科学基金青年科学基金(52105144); 咸阳市科技创新团队(L2023CXNLCXTD007); 秦创原引用高层次创新创业人才项目(QCYRCXM-2022-192)

作者简介: 赵鹏程, 男, 1990年生, 博士后, 高级工程师, 陕西天成航空材料股份有限公司, 陕西 咸阳 712000, E-mail: zwyz1234@aliyun.com

原因。本研究对于指导优化 Ti-55531 合金的锻造工艺具有重要意义。同时,研究结果可供相关设计部门参考用于 Ti-55531 合金的结构材料设计,有助于推动 Ti-55531 合金在国内航空航天等领域的应用。

## 2 实验

试验所用原材料为陕西天成航空材料股份有限公司所生产的Φ400 mm 大规格 Ti-55531 合金棒材,化学成分范围如表 1 所示。钛合金铸锭选用 0 级以上小颗粒海绵钛并添加一定比例的 Al-Mo-V 三元合金等中间合金制备,利用 100MN 油压机及真空焊箱分别进行电极块压制(电极块密度≥3.5 g/cm<sup>3</sup>)及真空焊接,随后经 3 次真空自耗电弧熔炼(VAR),获得直径约 750 mm 成品铸锭。锻造使用西马克 100MN 四柱下拉式快锻机组,整个锻造过程包括“高-低-高-低”多层次开坯锻造及相变点(约 845 °C)以下的改锻与成型,最终获得横向低倍组织细小均匀的Φ400 mm 大规格 Ti-55531 合金棒材。

采用室温拉伸和断裂韧性测试表征 Ti-55531 合金的塑性各向异性,其中室温拉伸使用棒状试样,分别沿Φ400 mm 棒材长度方向 LD 和径向 RD 取样,断裂韧性测试采用紧凑拉伸(CT)试样,根据断面法线和裂纹扩展方向的不同组合分为 2 种试样,切向 TD 和 RD 的组合简称 T-R, LD 和 TD 的组合简称 L-T,所有试样均在棒材的 0.5R 处取样,如图 1 所示。室温拉伸性能测试在 MTS E45.305 型微机控制电子万能试验机上进行,试样标距段直径为 5 mm,采用 25 mm 引伸计,拉伸应变速率为 2.5×10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>,试样屈服后取下引伸计,拉伸采用位移控制,速率为 4.5 mm/min。CT 试样根据 ASTM 标准 E1820-15 制备,试样厚度 B=30 mm,宽度 W=60 mm,预制疲劳裂纹,裂纹初始长度约 30 mm。

采用光镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)及电子背散射衍射(EBSD)技术表征 Ti-55531 合金初始状态和变形后的显微组织。OM 和 SEM 形貌表征试样采用 Kroll 试剂(HF:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O=1:1:8)腐蚀,腐蚀时间 3~5 s,待表面腐蚀痕迹出现后借助扫描电子显微镜(SEM)获取试样表面组织形貌及相形貌。EBSD 试样采用水砂纸研磨至 7000#,随后使用二氧化硅(SiO<sub>2</sub>)悬浮液与过氧化氢(H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>)溶液抛光,溶液配比 7:3,抛光时间约 60 min,EBSD 数据借助 AZtecCrystal 软件进行分析。

## 3 结果与讨论

### 3.1 Ti-55531 棒材初始组织

#### 3.1.1 显微组织形貌

首先,对 Ti-55531 棒材的锻态显微组织,包括相组成、形貌和取向特征等进行分析。从棒材 0.5R 处分别沿纵截面和横截面取样,不同截面的 OM、SEM 组织形貌如图 2 所示。锻态 Ti-55531 合金呈典型的双态组织,存在大量等轴的初生 α 相(α<sub>p</sub>),且 β 基体中弥散分布着细小的次生 α 相(α<sub>s</sub>),如图 2c~2d 所示。其中,等轴 α<sub>p</sub> 的体积分数约 16%,晶粒尺寸 5~10 μm。由图 2a 和 2b 纵截面和横截面的 OM 组织照片可以看出,锻态 Ti-55531 合金的 β 晶粒尺寸较大,且沿纵向伸长,纵向晶粒长度 1~2 mm,而横截面上近似等轴状,晶粒尺寸只有 200~300 μm,长径比 5~10,β 晶粒呈现显著的形貌各向异性,没有观察到沿 β 晶界连续分布的条带状 α<sub>p</sub>。此外,从图 2c~2d 的 SEM 显微组织形貌可以观察到,大量 α<sub>p</sub> 沿纵向的长度大于径向尺寸,呈现类似于 β 晶粒的形貌各向异性,只是各向异性的程度较低。结合 Ti-55531 棒材的锻造工艺分析,α+β 两相区的改锻成型使 α<sub>p</sub> 充分破碎等轴化,但同时由于钛合金的塑性流变,β 晶粒沿纵向伸长,从而形成一定的

表 1 Ti-55531 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-55531 alloy (wt%)

Al	Mo	V	Cr	Zr	Fe	O	N	H	Other	Ti
4.0~6.0	4.5~6.0	4.5~6.0	2.0~3.6	0.3~2.0	0.2~0.5	≤0.2	≤0.05	<0.015	≤0.4	Bal.

纤维组织形貌。

#### 3.1.2 晶体取向分析

采用 EBSD 进一步分析 Ti-55531 棒材 0.5R 处纵截面的晶体取向信息,结果如图 3 所示。从图 3a、3b 中不同截面的 IPF 云图可以得出,Ti-55531 锻态合金的 β 晶粒呈现显著的形貌各向异性,同时存在明显的塑性变形特征。β 相的 {110} 极图存在明显对称性,结合取向云图和组织组分分析,可以确定分析区域内存在 {110}<1̄10> 组构,而且<110> 组构组分约占 48.5%,为该区域的主要组织。研究表明,<110> 丝织构是钛合金 β 相的典型轧制或拉伸织

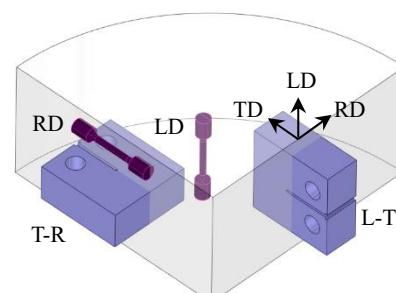


图 1 Ti-55531 棒材取样方式示意图  
Fig.1 Schematic diagram of sampling method on Ti-55531 bar

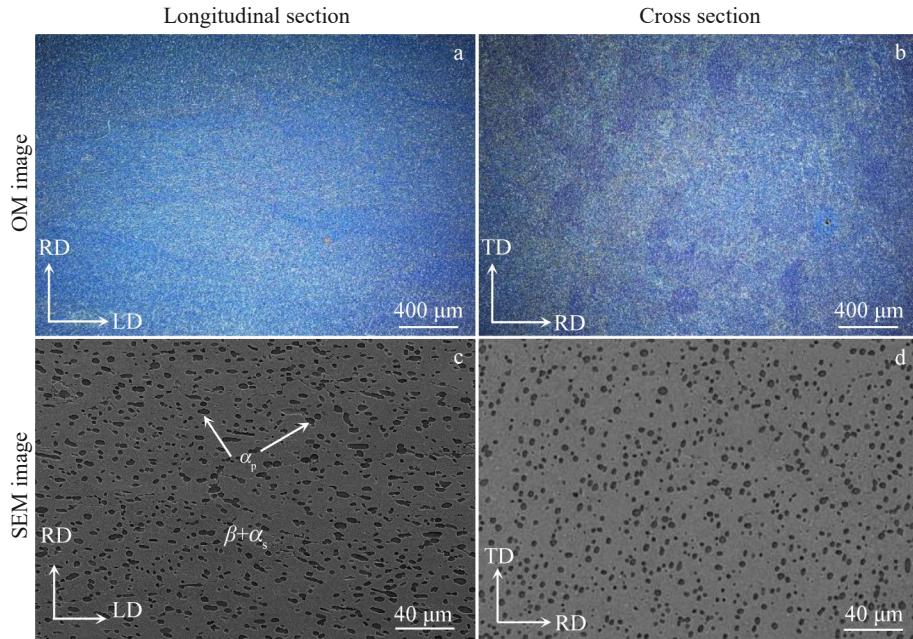


图2 Ti-55531棒材0.5R处显微组织  
Fig.2 Microstructures of Ti-55531 bar at 0.5R

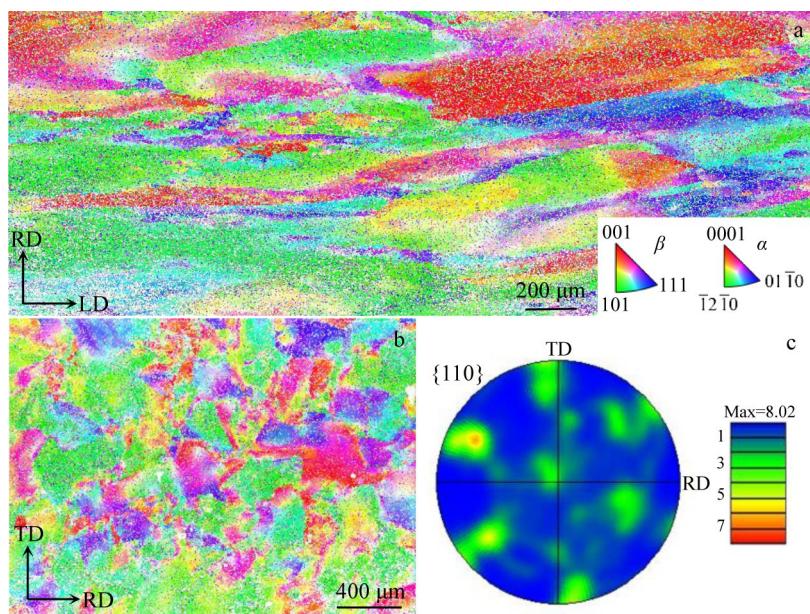


图3 Ti-55531棒材0.5R处的晶体取向分析结果

Fig.3 IPF mappings of longitudinal section (a), cross section (b), and {110} pole figure of  $\beta$  phase (c) of Ti-55531 bar at 0.5R

构,在钛合金高温锻造过程中极易出现<sup>[11-13]</sup>。在Ti-55531棒材锻造过程中,最终两相区的改锻主要为拔长变形,且心部变形量较大,因此0.5R处<110>丝织构组分显著增加。

$\beta$ 晶粒内部和晶界处都分布着大量的等轴 $\alpha_p$ 晶粒,且大部分等轴 $\alpha_p$ 和 $\beta$ 相遵循Burgers取向关系,即 $\{0001\}_\alpha \parallel \{110\}_\beta$ ,  $<11\bar{2}0>_\alpha \parallel <111>_\beta$ 。结合前面观察到的 $\alpha_p$ 形貌特征可以得出, $\alpha$ 相尤其是等轴 $\alpha_p$ 的形貌和取向织

构,是复杂热力耦合作用下的变形、相变和球化共同造成的<sup>[14]</sup>。由于Ti-55531锻态合金的室温变形主要通过 $\beta$ 相进行,因此对于 $\alpha$ 相的组织形成原因不做深入讨论。

### 3.2 塑性各向异性-组织关系

#### 3.2.1 室温拉伸各向异性

Ti-55531合金2种不同取向试样的室温拉伸结果如图4所示, RD和LD方向各选取3组典型的真应力-真应变曲线。由于室温拉伸测试过程中,屈服前和屈服后分

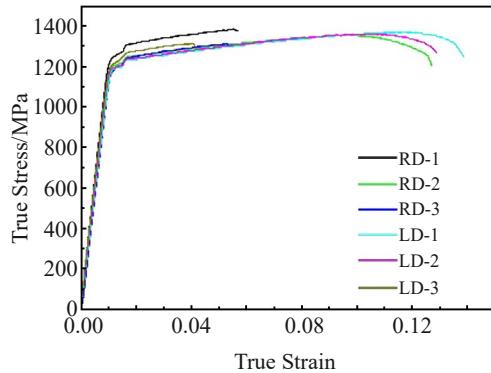


图 4 Ti-55531 棒材不同取向拉伸真应力-真应变曲线

Fig.4 True stress-true strain curves of the Ti-55531 bar in different tensile directions

别采用引伸计应变速率控制和拉伸机位移控制,且位移控制的应变速率较高,因此各条拉伸曲线在去除引伸计后都出现应力值突然升高,但并不影响材料性能的测定。通过拉伸曲线分析可得,LD 方向的平均屈服强度为 1207.3 MPa,略低于 RD 方向的 1235.4 MPa,而平均断裂应变为 13.1%,远高于 RD 试样的 4.9%。Ti-55531 棒材横纵向的屈服强度略有差异,而纵向的室温塑性明显优于径向,呈现显著的塑性各向异性。

Ti-55531 合金的屈服强度与其组织特征,包括  $\alpha$  相含量、 $\alpha_p$  和  $\alpha_s$  的尺寸形貌以及  $\alpha/\beta$  相组织构类型等密切相关<sup>[15-16]</sup>。考虑到 RD 和 LD 拉伸试样仅有取样方向差异,可以排除组织在三维条件下  $\alpha$  相含量和形状尺寸的影响,本研究只考虑不同取样方向下  $\alpha$  相和  $\beta$  相的二维形貌及晶体取向差异,即形貌各向异性和取向组织对性能的影响。Ti-55531 棒材的初始组织分析结果表明,  $\beta$  相整体呈短棒状形态, RD 和 TD 尺寸相似,而 LD 明显较长。分别沿 RD 和 LD 方向拉伸时,最大切应力方向(45° 方向)在  $\beta$  晶粒内穿过的距离即等效滑移距离相等,表明  $\beta$  晶粒的形貌对合金屈服强度的各向异性影响不大。研究表明,钛合金中  $\beta$  相的室温变形主要发生在  $\{101\}<111>$  滑移系上<sup>[17-19]</sup>。图 5 为 RD 和 LD 加载方向上,  $\beta$  相的反极图和对应取向下  $\{101\}<111>$  滑移系的最高 Schmid 因子分布。从图 5 中可以看出,沿 RD 加载方向,  $\beta$  相的取向组织集中分布在  $\langle 001 \rangle$  和  $\langle 111 \rangle$  方向附近,其中  $\langle 001 \rangle$  方向的 Schmid 因子为 0.40~0.48,  $\langle 111 \rangle$  方向的 Schmid 因子为 0.32~0.40。沿 LD 加载方向,  $\beta$  相的取向组织强度较弱,主要分布在  $\langle 101 \rangle$  方向附近,此时的 Schmid 因子在 0.44~0.50 之间分布。由此可见,沿 LD 方向加载时,  $\beta$  相  $\{101\}<111>$  滑移系的平均 Schmid 因子值略高与 RD 方向加载,滑移系更容易激活,对应较低的屈服强度。这一结论符合拉伸实验结果,说明  $\beta$  相的取向组织是造成 Ti-55531 合金屈服强度各向异性的主要原因。Ti-55531 合金室温拉伸变形过程中,相比体心立方的  $\beta$  相基体,六方

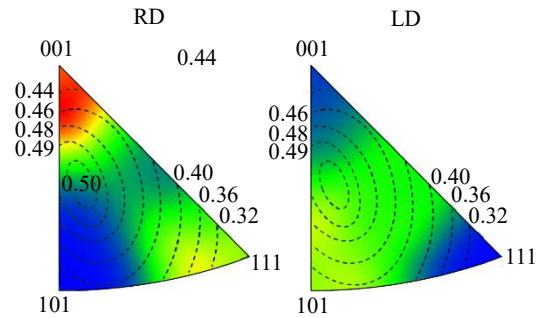


图 5 不同取向  $\beta$  相反极图及  $\{110\}<111>$  滑移系的 Schmid 因子分布

Fig.5 IPFs of the  $\beta$  phase with Schmid factor contours on  $\{110\}<111>$  slip system tensioned along RD and LD

结构的  $\alpha$  相主要起到强化的作用<sup>[20]</sup>, 变形初期承担的塑性变形较小, 不需要考虑取向特征对滑移系开动的影响。同时, 考虑到  $\alpha_s$  尺寸较小且均匀析出, 而等轴  $\alpha_p$  存在一定的形貌各向异性但并不显著, 因此  $\alpha$  相的组织特征不是导致 Ti-55531 合金出现屈服强度各向异性的主要原因。

对比 Ti-55531 合金 RD 和 LD 试样的室温拉伸曲线, 弹性段、屈服段和塑性变形的强化阶段差别并不明显, 因此 2 种试样的塑性差异可以归因于裂纹-孔洞萌生尤其是裂纹扩展阻力的区别。

### 3.2.2 断裂韧性各向异性

Ti-55531 合金不同取向试样的断裂韧性测试结果如表 2 所示, 分别在棒材头部、中部和尾部的 0.5R 处取样, T-R 和 L-T 方向各取 2 个试样进行测试。从表 2 中数据可以得出, Ti-55531 棒材不同位置的断裂韧性略有差异, 但无论取样位置如何变化, T-R 试样的  $K_{ic}$  值都远小于 L-T 试样。不同位置 T-R 试样的平均  $K_{ic}$  值为 65.45 MPa·m<sup>1/2</sup>, 而 L-T 试样的平均  $K_{ic}$  值为 92.80 MPa·m<sup>1/2</sup>。T-R 试样和 L-T 试样的断裂面分别为棒材纵截面和横截面, 对应室温拉伸的 RD 和 LD 试样。这一结果表明, Ti-55531 合金的室温塑性各向异性与断裂韧性值即裂纹扩展阻力存在对应关系, 断面裂纹扩展阻力越小, 相应的室温拉伸塑性越低。Ti-55531 合金断裂韧性和室温塑性的各向异性, 与显微组织特征包括  $\beta$  相的形貌和取向组织的关系, 需要结合断口分析进行深入研究。

表 2 不同取向的断裂韧性  $K_{ic}$  值Table 2 Fracture toughness ( $K_{ic}$ ) in different directions (MPa·m<sup>1/2</sup>)

Sampling direction	Head	Middle	Tail
T-R	66.39	62.21	63.55
	67.88	60.95	65.72
L-T	84.83	94.97	97.44
	86.01	97.45	96.14

### 3.2.3 断口分析

Ti-55531合金RD和LD室温拉伸试样的断口形貌如图6所示。从图6中可以看出,不同取向拉伸试样的断口形貌存在显著差异, RD试样断口相对平整, 表面存在多条相互平行的条纹, 在电镜下表现为高度差异显著的台阶和相对不明显的迹线, 如图6a所示, 而LD试样的断口表现出明显的颈缩, 断口中心区域凹凸不平(图6c白色虚线区域), 存在大量凹坑和带有平整断口的突起, 边缘区域为倾斜的剪切唇, 部分剪切唇区域也能观察到台阶形貌。RD试样断口表面的平行条纹间距100~200 μm不等, 同时LD试样断口中心区域的坑洞和突起, 以及剪切唇区域台阶尺寸约为200~300 μm, 且坑洞和突起的形貌与 $\beta$ 晶粒的形貌特征类似, 表明横纵向拉伸断裂与 $\beta$ 晶粒均有密切联系。此外, RD试样和LD试样的断口, 微观断口形貌均呈现出典型的韧性断裂特征, 断口表面存在大量韧窝, 区别在于RD断口多为浅韧窝, 而LD断口韧窝明显更深。

图7为断裂韧性测试T-R和L-T试样的断口宏观形貌, 垂直方向由下往上为裂纹扩展方向。图中所示中心区域和左右两侧CT试样表面附近区域的应力状态不同, 分别对应平面应变和平面应力状态, 断口分析以中心区域为准。此外, 需要注意的是中心区域除靠近底部预制裂纹的局部区域为裂纹稳态扩展之外, 大部分断口均为失稳扩展区域。但是, 仍然可以发现断裂韧性试样的断口与室温拉伸断口存在一定的相似性, T-R试样断口存在平行条纹, 类似RD拉伸断口, 而L-T试样的断口形貌类似LD拉伸断口剪切唇区域的形貌。这一结果表明,

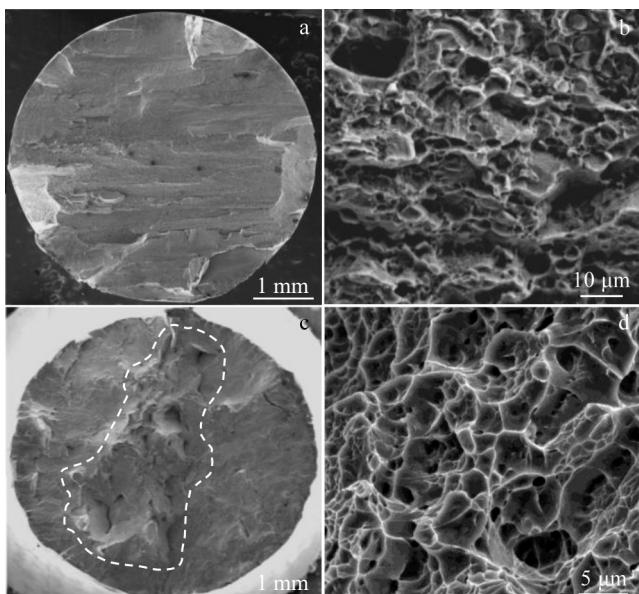


图6 Ti-55531合金RD和LD室温拉伸试样断口形貌

Fig.6 Room temperature tensile fracture morphologies of Ti-55531 alloy specimens along RD (a-b) and LD (c-d)



图7 断裂韧性试样的断口形貌

Fig.7 Fracture morphologies of CT specimens: (a) T-R and (b) L-T

Ti-55531合金拉伸和断裂韧性测试时的裂纹扩展微观机制相似, 裂纹扩展阻力的差异影响了拉伸塑性的大小。

### 3.2.4 裂纹扩展路径

为了深入分析Ti-55531合金的断裂机制, 对室温拉伸断裂试样的裂纹扩展路径进行了组织表征。图8为RD试样的断口剖面形貌, 剖面沿纵向且垂直于断口表面的平行条纹, OM和EBSD表征结果对应统一区域, 但角度略有偏转。RD试样剖面的OM和IPF云图表明, 断口表面的平行条纹沿 $\beta$ 晶粒长度方向, 裂纹沿垂直于 $\beta$ 晶粒长度方向扩展, 穿过 $\beta$ 晶粒内部并在晶界处扭折形成台阶。由于试样发生了5%左右的塑性变形, 材料内部位错密度和晶格畸变较高, EBSD标定率很低, 从IPF云图中可以观察到大量微观剪切带, 且变形主要集中在 $\beta$ 相内部。

图9为LD试样的断口剖面形貌。相比横向拉伸断裂, 纵向断口剖面明显更为曲折。由于纵向拉伸延伸率较高, 且断口附近存在明显颈缩, 局部塑性变形量大, 断口附近 $\beta$ 晶粒明显被拉长, 同时 $\beta$ 相的EBSD标定率极低, 只能标定等轴 $\alpha_p$ , 表明室温塑性变形主要集中在 $\beta$ 相

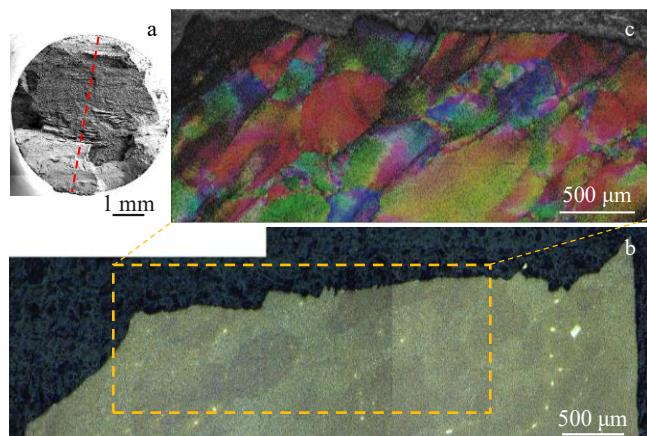


图8 RD试样的断口剖面形貌

Fig.8 Section position (a) and OM image (b) of RD sample; IPF map of  $\beta$  phase (c)

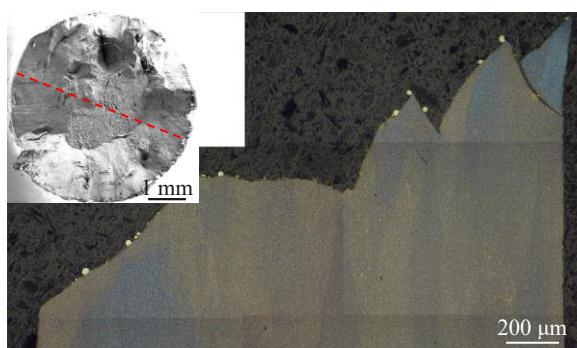


图9 LD 试样的断口剖面形貌

Fig.9 Fracture profile morphology of LD specimen

中。从裂纹扩展路径来看,试样中心断口垂直于拉伸载荷方向,为裂纹萌生区,两侧剪切区裂纹比较曲折,可能存在沿 $\beta$ 晶界的裂纹扩展。

Ti-55531 棒材各处不同取向的断裂韧性试样宏观裂纹扩展路径如图 10 所示。从图 10 中可以看出,宏观裂纹扩展路径的形貌和断裂韧性值相关,无论铸锭头部、中部或尾部,相比 T-R 试样,L-T 试样的断裂韧性值更高,且裂纹扭折程度更大,同时裂纹扩展路径上的塑性变形区域更为明显,变形程度更高。断裂韧性反映的是材料抵抗裂纹失稳扩展的能力。由前面所述拉伸性能及断口形貌分析结果可知, RD 和 LD 拉伸的区别主要在于拉伸后半段裂纹扩展阶段的差异。结合断裂韧性结果和扩展路径分析可以确定,Ti-55531 棒材的塑性各向异性是由于横



图10 Ti-55531 合金 CT 试样的裂纹扩展路径

Fig.10 Crack propagation path of Ti-55531 alloy CT specimens

向和纵向的裂纹扩展阻力不同导致的,断裂韧性值越高,裂纹扩展阻力越大,相应的室温延伸率越大。

### 3.2.5 塑性各向异性成因分析

基于 Ti-55531 棒材的性能测试、组织表征和断口分析结果,其塑性各向异性可以从形变机制、裂纹萌生和裂纹扩展 3 个方面来解释。

首先,在拉伸变形初始阶段,钛合金性能主要受晶体取向、晶粒尺寸、晶界分布等组织特征的影响,取决于滑移系开动的多少和难易程度。Ti-55531 合金主相为 $\beta$  相,且塑性变形也主要发生在 $\beta$  相中(从 SEM 和 EBSD 结果中得出), $\alpha$  相主要是随 $\beta$  相转动以协调变形。由于 $\beta$  相晶粒纵向伸长而横截面近似等轴状,纵向和横向拉伸时位错的有效滑移距离相同,同时不同拉伸方向下 $\{101\}<111>$  滑移系的平均 Schmid 因子差别较小,因此屈服强度的各向异性相比塑性差异,并不明显。

其次,考虑组织特征对 Ti-55531 合金裂纹或孔洞萌生的影响。断口分析结果表明,Ti-55531 合金 RD 和 LD 拉伸断裂均为韧性断裂,在中心区域等轴 $\alpha_p$  周围形成孔洞,最终通过孔洞联接或裂纹扩展导致断裂,多处裂纹沿 $\alpha/\beta$  相界面扩展,如图 11 所示。区别在于, RD 试样断前塑性变形量较小,裂纹扩展路径曲折且与等轴 $\alpha_p$  密切相关,但局部裂纹清晰且平直,而 LD 试样塑性变形量大,裂纹边缘尖端突起较多,对应断口上的韧窝。Ti-55531 棒材内部存在等轴 $\alpha_p$  的取向织构和形貌各向异性,但 $\alpha$  相组织强度较弱,且塑性变形主要通过 $\beta$  相进行。尽管如此,考虑到 Ti-55531 合金韧性断裂过程中,孔洞形核长大是裂纹萌生甚至扩展过程的重要阶段, $\alpha$  相的取向和形貌特征仍然有一定影响,如图 11c 所示。

从断裂韧性测试结果可以看出,Ti-55531 合金纵向裂纹扩展阻力明显高于横向。在平面应变条件下,裂纹尖端塑性区半径( $r_p$ )可以根据以下公式计算<sup>[21]</sup>:

$$r_p = \frac{1}{3\pi} \left( \frac{K}{R_e} \right)^2 \quad (1)$$

式中, $K$  为断裂韧性, $R_e$  为屈服强度。由此可得 Ti-55531 合金的裂纹尖端塑性区尺寸为 300~700  $\mu\text{m}$ ,考虑到横截

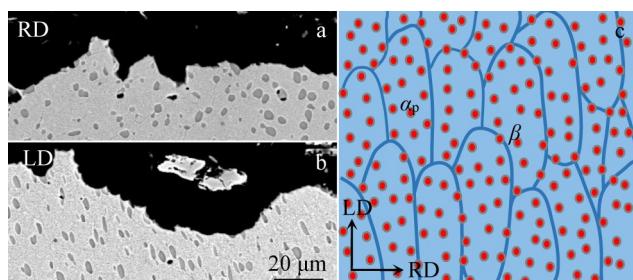


图11 RD 和 LD 试样断口剖面 SEM 形貌及显微组织示意图

Fig.11 SEM fracture morphologies of RD (a) and LD (b) specimens; schematic diagram of microstructure (c)

面上的 $\beta$ 晶粒尺寸为200~300  $\mu\text{m}$ ,则 $\beta$ 晶粒内部塑性变形和晶界对于裂纹扩展塑性变形均有重要影响。

综上所述,Ti-55531合金的断裂韧性及拉伸塑性主要取决于 $\beta$ 晶粒形貌各向异性,并受取向织构的影响。

### 3.3 实验验证

采用热处理和室温拉伸实验对上述结论进行验证。在830  $^{\circ}\text{C}$ ( $\alpha+\beta$ 两相区)和950  $^{\circ}\text{C}$ ( $\beta$ 单相区)分别对Ti-55531棒材进行固溶处理,最终组织均为网篮组织,EBSD取向分布结果如图12所示。从图12中可以看出,2种固溶处理均发生了 $\beta$ 相再结晶,锻态合金中 $\beta$ 相的纤维组织(形貌各向异性)消失,相比830  $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理,950  $^{\circ}\text{C}$ 固溶的Ti-55531合金的 $\beta$ 晶粒尺寸更大,且再结晶更加充分。将2种不同热处理后 $\beta$ 相的极图与锻态合金进行对比可以发现,830  $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理虽然消除了 $\beta$ 晶粒的形貌各向异性,但晶体取向分布与锻态类似,取向织构仍保留了下来,而950  $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后,锻态<110>丝织构完全消失,开始形成{100}再结晶织构。

热处理后Ti-55531棒材不同取向的室温拉伸性能如表3所示。从表3中可以得出,2种不同温度的固溶处理后,同一温度下的Ti-55531合金RD试样和LD试样抗拉强度差别都不大,没有表现出显著的取向差异。经830  $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后,RD和LD试样的抗拉强度均高于950  $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理的试样。这种强度差异可以归因于 $\beta$ 晶粒的尺寸差异,950  $^{\circ}\text{C}$ 固溶Ti-55531合金的晶粒尺寸显著增加,从而导致抗拉强度降低。对于室温塑性,Ti-55531合金经830  $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后,RD试样的延伸率和断面收缩率均明显小于LD试样,仍存在塑性各向异性,但与锻态相比各向异性的程度明显减弱。经950  $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后,RD试样和LD试样相比,延伸率和断面收缩率的差距进一步缩小,塑性各向异性的程度进一步减弱,但强

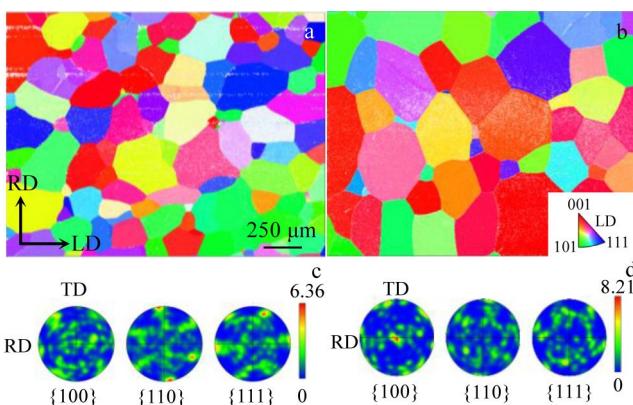


图12 830和950  $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后Ti-55531棒材的IPF反极图及对应的 $\beta$ 相极图

Fig.12 IPF maps of Ti-55531 alloy bar (a-b) and corresponding pole figures of  $\beta$  phase (c-d) after solution treatment at 830  $^{\circ}\text{C}$  (a, c) and 950  $^{\circ}\text{C}$  (b, d)

表3 热处理后不同取向试样的室温拉伸性能

Table 3 Room temperature tensile properties of specimens with different orientations after heat treatment

Heat treatment temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Sampling direction	$R_m/\text{MPa}$	$A/\%$	$Z/\%$
830	RD	1138.06	8.24	10.89
		1140.48	7.68	7.07
	LD	1152.72	10.40	17.55
		1134.37	11.60	13.14
950	RD	1127.08	7.52	14.62
		1129.35	6.80	9.37
	LD	1117.51	7.04	9.37
		1126.44	10.8	16.09

度降低明显。

Ti-55531合金热处理后室温塑性的变化验证了之前的结论,即 $\beta$ 晶粒形貌的各向异性是导致塑性各向异性的主要原因,同时受 $\beta$ 相取向织构等因素的影响。830  $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后,消除了 $\beta$ 晶粒的形貌各向异性,随着固溶温度增大到950  $^{\circ}\text{C}$ , $\beta$ 相的取向织构随之消失,同时RD和LD的塑性差异越来越小。此外,固溶处理也同时消除了锻态合金中的等轴 $\alpha_p$ ,因此 $\alpha_p$ 的形貌和取向织构对塑性各向异性的影响也随之减弱。

## 4 结 论

1) Ti-55531棒材0.5R处RD方向的屈服强度略高于LD,这是由于锻态合金中 $\beta$ 相存在<110>织构,导致RD方向{101}<111>滑移系的Schmid因子小于LD方向,拉伸时激活滑移系的难度更高。

2) Ti-55531棒材的拉伸塑性与断裂韧性存在明显关联,LD试样的拉伸塑性远高于RD试样,同时L-T试样的断裂韧性优于T-R试样,表明合金室温塑性的各向异性主要取决于裂纹扩展阶段,受裂纹扩展阻力及相关组织特征的影响。

3) Ti-55531合金室温塑性的各向异性主要取决于 $\beta$ 晶粒形貌各向异性,并受 $\beta$ 相取向织构和等轴 $\alpha_p$ 分布等因素的影响,该结论通过热处理和室温拉伸实验进行了验证。

## 参考文献 References

- [1] Li Chao(李超), Lu Yaping(吕亚平). Titanium Industry Progress(钛工业进展)[J], 2019, 36(4): 1
- [2] Li Wei(李伟), Yu Hui(于辉), Li Songsong(李松松) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(9): 3213
- [3] Li Shaoqiang(李少强), Chen Wei(陈威), Zha You(查友) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(3): 911

- [4] Fan Zhixian(樊智贤), Xie Hongzhi(谢洪志), Zhang Xiaowei(张晓巍) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(12): 4783
- [5] Wang Zhilu(王志录), Hu Bowen(胡博文), Fan Jiajun(范佳俊) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2023, 40(6): 22
- [6] Li Zhiyan(李志燕), Wu Guoqing(吴国清), Huang Zheng(黄正). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2023, 52(21): 102
- [7] Zhang Qifei(张启飞), Yang Shuai(杨帅), Liu Shujun(刘书君) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2645
- [8] Huang Chaowen(黄朝文), Tan Changsheng(谭长生), Xin Shewei(辛社伟) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(1): 331
- [9] Xu Z, Huang C W, Tan C S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 803: 140505
- [10] Xiang Y, Xiang W, Yuan W. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 955: 170165
- [11] Gupta A, Khatirkar R, Singh J. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2022, 899: 163242
- [12] Meng L, Kitashima T, Tsuchiyama T et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51(11): 5912
- [13] Meng L, Kitashima T, Tsuchiyama T et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2021, 52: 303
- [14] Shi Z, Guo H, Rui L I U et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(1): 72
- [15] Li Xia(李霞), Wang Yuming(王玉明), Lin Jianguo(林建国) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2017, 38(2): 43
- [16] Ge Jinyu(葛金余), Wang Wenbo(王文波), Zheng Pengfei(郑鹏飞) et al. *Forging & Metalforming*(锻造与冲压)[J], 2023(15): 62
- [17] Chesnutt J C, Rhodes C G, Williams J C. *ASTM Special Technical Publication*[J], 1976, 600: 99
- [18] Wang K, Li H, Zhou Y et al. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2023, 36(3): 353
- [19] Guo Z, Ma T, Yang X et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 872: 144991
- [20] Balasundar I, Raghu T, Kashyap B P. *Materials Performance and Characterization*[J], 2019, 8(5): 932
- [21] Chen W, Zeng W, Zhao Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 807: 140825

## Mechanism of Mechanical Property Anisotropy in Ti-55531 Alloy Bars

Zhao Pengcheng<sup>1,2</sup>, Wang Bo<sup>1</sup>, Zhang Peng<sup>1</sup>, Zhu Bin<sup>3</sup>, Chen Wei<sup>2</sup>, Cao Long<sup>1</sup>, Wu Hao<sup>1</sup>, Che Wei<sup>1</sup>

(1. Shaanxi Tiancheng Aerospace Co., Ltd, Xianyang 712000, China)

(2. Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(3. Jiangsu University of Technology, Changzhou 213001, China)

**Abstract:** The anisotropy of the room temperature (RT) tensile properties, especially plasticity, of Ti-55531 alloy bars was investigated. RT tensile and fracture toughness tests were conducted, as well as OM, SEM, and EBSD characterization. The raw structure, fracture morphology, and crack propagation path were analyzed to reveal the reasons for the anisotropy of the tensile properties of Ti-55531 alloy bars. The results show that due to the <110> texture of the  $\beta$  phase, the Schmid factors for {101}<111> slip systems with different loading directions are different, leading to anisotropy in yield strength; the tensile plasticity is correlated with fracture toughness of Ti-55531 alloy, indicating that the anisotropy of RT plasticity mainly depends on the crack propagation stage and is influenced by the relevant structural characteristics; the anisotropy of RT plasticity of Ti-55531 alloy mainly depends on the morphological texture of  $\beta$  grains, and is affected by the orientation texture of  $\beta$  phase and distribution of equiaxed  $\alpha_p$ .

**Key words:** titanium alloy; Ti-55531; plasticity; anisotropy; fracture toughness; texture

Corresponding author: Zhao Pengcheng, Postdoctor, Senior Engineer, Shaanxi Tiancheng Aerospace Co., Ltd, Xianyang 712000, P. R. China, E-mail: zwyz1234@aliyun.com