

载荷方式对双态 Ti-55531 合金变形和断裂的影响

黄朝文^{1,2}, 赵永庆^{1,2}, 辛社伟², 曾卫东¹, 李倩², 周伟²

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要:通过室温静态拉伸和扭转试验, 结合 TEM、SEM 等分析检测, 系统研究了双态 Ti-55531 合金在拉伸和扭转载荷下的变形和断裂失效行为。结果表明, 载荷方式的改变对双态 Ti-55531 合金变形和断裂行为有显著的影响: 该合金扭转剪切强度比抗拉强度低约 300 MPa, 表明该合金的断裂对扭转切应力的敏感性高于拉伸应力。拉伸和扭转变形时, 合金主要都受滑移和剪切共同控制; 高密度位错主要堆积在晶界 α 和等轴 α_p 的界面处。相对拉伸变形, 扭转变形时等轴 α_p 产生的剪切滑移带数量更多。拉伸断口较扭转断口陡峭, 拉伸断裂失效是以微孔聚集为主的穿晶断裂机制; 而扭转断裂失效则是微孔聚集和剪切断裂的混合断裂机制。

关键词: Ti-55531 钛合金; 显微组织; 力学性能; 断裂失效

中图分类号: TG146.2³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)S1-067-04

高强韧钛合金是先进钛合金研究的重点, 因其有较高的比强度、良好的韧性和较高的疲劳强度等优异的综合性能而广泛应用于航空航天领域^[1,2]。Ti-55531 合金, 名义成分(质量分数, %)为 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr^[3]。该合金是当前国际最新的高强韧钛合金之一, 是由欧洲空客公司和俄罗斯上萨达尔公司合作以 VT-22 合金为基础改进而成, 其性能和用途与 Ti-5553 合金相当, 现已成功用于制造空客 A380 飞机发动机舱吊挂接头等关键承力部件^[4,5]。航空航天器上各种连接件和轴类零件常处于拉压、扭转剪切等多重应力状态^[6]。复杂的应力状态致使合金断裂失效机制异常复杂。为保障航空航天器安全稳定作业, 对高强韧钛合金在拉伸和扭转等不同应力状态下的力学性能及断裂失效行为的研究十分重要。

近年来, 对 Ti-55531 及 Ti-5553 合金研究的文献报道很多。如文献[7-10]对该合金在不同热处理状态下的显微组织演变, 固溶及时效过程的相变等问题做了大量工作。文献[3,11,12]研究了该合金在不同温度区间的热压缩变形及组织演化行为; 但上述研究主要集中在其热变形行为和组织演化、相变等方面, 仅有少数关于其变形与断裂行为的文献报道。如文献[13]系统研究了双态 Ti-55531 合金的室温拉伸断裂行为。文献[14,15]研究了 β 固溶态 Ti-5553 合金的低周疲劳行为。关于此合金扭转变形及断裂失效却鲜有文献报道。基

于此, 本研究从力学性能、变形机制及断裂失效机制等方面, 重点研究了拉伸和扭转载荷对双态 Ti-55531 合金变形和断裂的影响, 以期解释双态 Ti-55531 合金断裂失效原因的强度理论提供依据, 为该合金在连接件及轴类零件中的推广应用提供基础数据。

1 实验

本实验所用原料是由西部超导材料科技有限公司提供的 Ti-55531 合金 $\Phi 350$ mm 成品棒。本实验的材料均取自该棒材, 用金相法测得合金的相变点为 $830 \pm 5^\circ\text{C}$ 。试样经 $790^\circ\text{C}/2\text{h}$, $AC+600^\circ\text{C}/6\text{h}$, AC 的工艺处理, 获得双态组织。拉伸试样加工成标距为 25 mm, 直径为 5 mm 的标准试样, 在 INSTRON5985 试验机上进行室温拉伸试验, 拉伸速率为 10^{-3} mm/s; 扭转试样加工成标距为 40 mm, 直径为 8 mm 的圆柱试样, 在 SNP-1000 扭转疲劳试验机上进行室温扭转试验, 顺时针方向扭转, 速度为 1 %s。

利用 JSM-6460 扫描电镜观察分析合金的金相、拉伸和扭转断口形貌。采用 JEM-200CX 透射电镜分析双态 Ti-55531 合金两种载荷下的微观组织变形特征, 电压为 120 kV。双喷腐蚀液体积比为高氯酸: 甲醇: 正丁醇=1:10:20, 温度约为 -35°C 。

2 结果及分析

收稿日期: 2016-12-19

基金项目: 国家自然科学基金(51471136); 国家国际科技合作(中法合作)项目(2015DFA51430)。

作者简介: 黄朝文, 男, 1988 年生, 博士生, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, 电话: 029-86250729, E-mail: huangchaowen318@163.com

2.1 组织和力学性能

Ti-55531 合金经热处理后的典型双态组织如图 1 所示。由图可知，该双态组织(BM)由弥散分布的等轴 α_p 、晶界 α 、 β_{trans} （时效析出的针状次生 α_s 及残留 β_r ）组成。等轴 α_p 直径为 1~3 μm ，含量约为 15%；晶界 α 长 1~5 μm ，厚 200 nm 左右，部分与等轴 α 连接成网状结构，含量约为 5%；针状次生 α_s 长度为 0.5~2 μm ，厚 100 nm 左右。

双态 Ti-55531 合金的室温拉伸应力-应变曲线和扭转剪切应力(扭矩)-剪切应变(扭角)曲线如图 2 所示。由图可知，合金在拉伸和扭转变形时，都经历了弹性变形-屈服-塑性变形-断裂阶段。如图 2a 所示，合金的

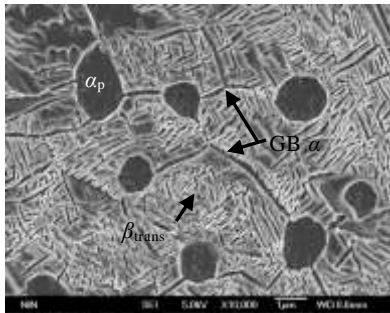


图 1 Ti-55531 合金的双态组织

Fig.1 Bimodal microstructure of Ti-55531 alloy

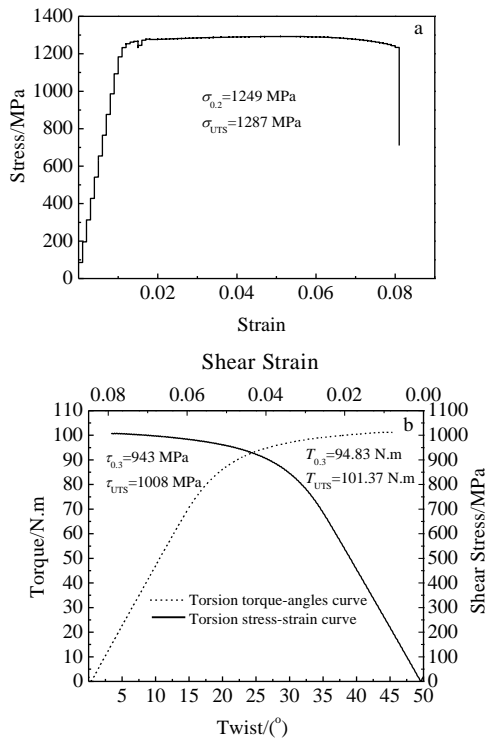


图 2 双态 Ti-55531 合金的室温拉伸和扭转曲线

Fig.2 Tensile stress-strain curve (a) and torsion shear stress (torque)-shear strain (twist angles) curve (b) for Ti-55531 alloy with bimodal microstructure at room temperature

拉伸屈服强度($\sigma_{0.2}$)和抗拉强度(σ_{UTS})分别为 1249 和 1287 MPa，其断面收缩率为 14%，断后延伸率为 8%。由图 2b 可知，合金最大扭矩为 101.37 N·m，屈服强度($\tau_{0.3}$)和抗剪切强度(τ_{UTS})分别为 943 和 1008 MPa，比抗拉强度分别低 306 和 279 MPa，最大非线性剪切应变为 7.56%，也略低于拉伸塑性。表明双态 Ti-55531 合金断裂对扭转剪切应力比拉伸应力更敏感，以下从其微观组织，变形及断裂机制方面进一步分析证实。

2.2 合金微观组织变形特征

图 3 为该合金拉伸变形组织的微观特征 TEM 照片。如图所示，等轴 α_p 和晶界 α 相互连接，形成网状，经拉伸变形，二者内部都累积了大量的位错，尤其是等轴 α_p 与 β_{trans} 转变组织界面处有较高的位错密度，位错密度过高，引起应力集中，萌生微裂纹，微裂纹沿相界面扩展形成更长的微裂纹或微孔(图 3a)。在较大的塑性变形下，等轴 α_p 内产生了数条平行排列的滑移带，这些滑移带交错衔接，形成一条穿过整个等轴 α_p 的条带区(图 3b)。部分次生 α_s 在拉伸时也参与了变形，少量次生 α_s 被剪切等轴化，呈几百纳米的颗粒(图 3c)。

图 4 为合金扭转过程组织变形特征 TEM 形貌。如图所示，与拉伸变形一样，网状连接的等轴 α_p 和晶界 α 经扭转变形，内部和界面处都累积了大量位错(图 4a)。 β_{trans} 中，部分针状的次生 α_s 内也布满了位错。而且对比可知，大多数等轴 α_p 和晶界 α 中的位错密度均稍高于次生 α_s 。在较大的塑性变形下，等轴 α_p 内产生了数条沿特定晶面平行排列的条带。部分条带方向垂直于 α_p 长轴横穿过，类似孪晶；部分条带与 α_p 长轴成 45° 夹角斜插入。对其衍射斑点分析，这些条带没有独立的斑点，说明不是孪晶，只是剪切变形产生的滑移带。这些滑移带将一个等轴 α_p 分割成许多小区域(图 4b)。部分次生 α_s 在扭转过程也参与了变形，少数 α_s 相被剪切呈“Z”字形，部分 α_s 被剪切断裂形成等轴颗粒(图 4c)。

综上所述，合金拉伸和扭转变形过程都主要受滑移和剪切控制，但扭转变形等轴 α_p 产生的剪切滑移带数量更多。网状晶界 α 和等轴 α_p 是变形过程的薄弱点，尤其是二者界面处易堆积位错，应力集中萌生微裂纹。拉伸变形过程，部分次生 α_s 被剪切细化，形成纳米尺寸的等轴组织；扭转变形时，少量次生 α_s 被剪切呈“Z”字形。

2.3 合金拉伸和扭转断裂失效机制

图 5 为拉伸和扭转断口形貌 SEM 照片。其中图 5a~5c 为拉伸断口宏观、中心区及其局部放大图；图 5d~5f 为扭转断口宏观、最终断裂区及其局部放大图。由图 5a 可知，拉伸断口宏观较为陡峭，断口明显分为剪切唇和正断区。剪切唇区较陡，可见较深且长的裂纹。

正断区较平整，但呈锯齿状，与轴向垂直。扭转断口相对拉伸断口平齐，裂纹从表面及次表面萌生，沿顺时针圆周扩展，不断从(1)、(2)区向试样中心推进，直至最后在(3)区剪切断裂(图 5d)。这是因为扭转变形初始阶段，试样表面受剪切应力最大，中心为零，切应力随半径变化呈线性分布，而且最大应力随扭转角度的增大而

逐渐增大。由图 5b 和图 5c 可知，拉伸断口正断区可观察到大量细小韧窝，少量撕裂棱和部分几十微米的裂纹。扭转剪切断口韧窝尺寸为 3~5 μm ，与等轴 α_p 尺寸相当(图 5e)，拉长韧窝与临近孔洞连接形成更长的微裂纹。如图 5f 所示，扭转断口呈现大量剪切韧窝、少量撕裂棱和微裂纹。微裂纹长度约 10 μm 。

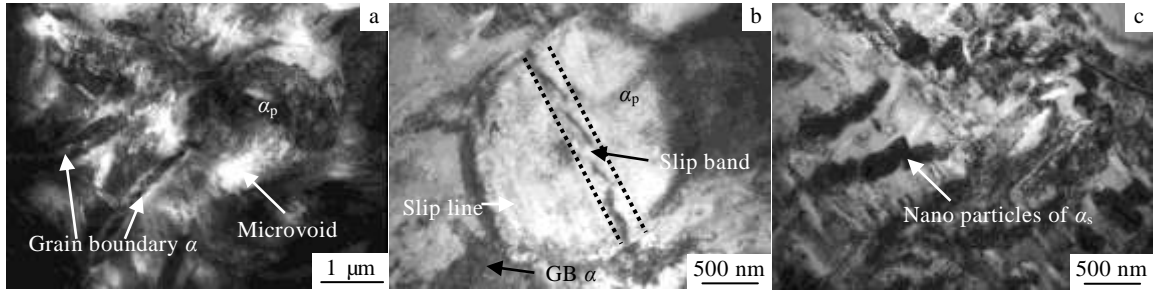


图 3 拉伸过程 α 相变形特征 TEM 照片

Fig.3 TEM images of dislocation structure in α phase under tensile deformation: (a) dislocation in α_p and grain boundary α , voids at α/β interface, (b) slip line and band in equiaxed α_p , and (c) α_s phase sheared to nano-particles

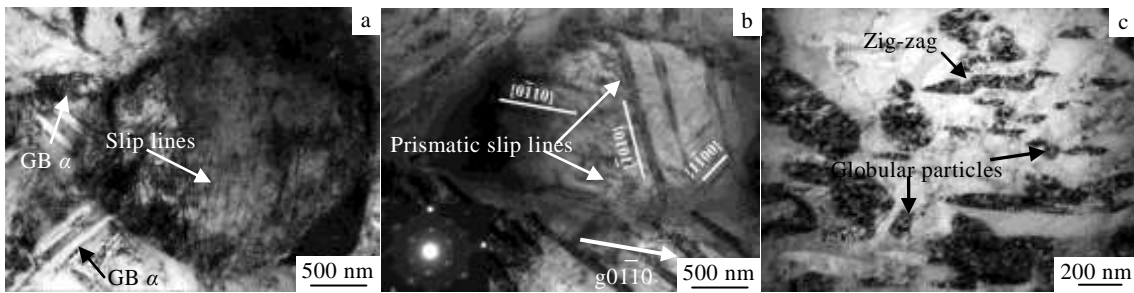


图 4 扭转过程组织变形特征 TEM 形貌

Fig.4 TEM images of microstructure under torsion deformation: (a) dislocation in grain boundary α and equiaxed α_p , (b) shear slip bands in α_p , and (c) zig-zag microstructure and globular particles of α_s by shearing

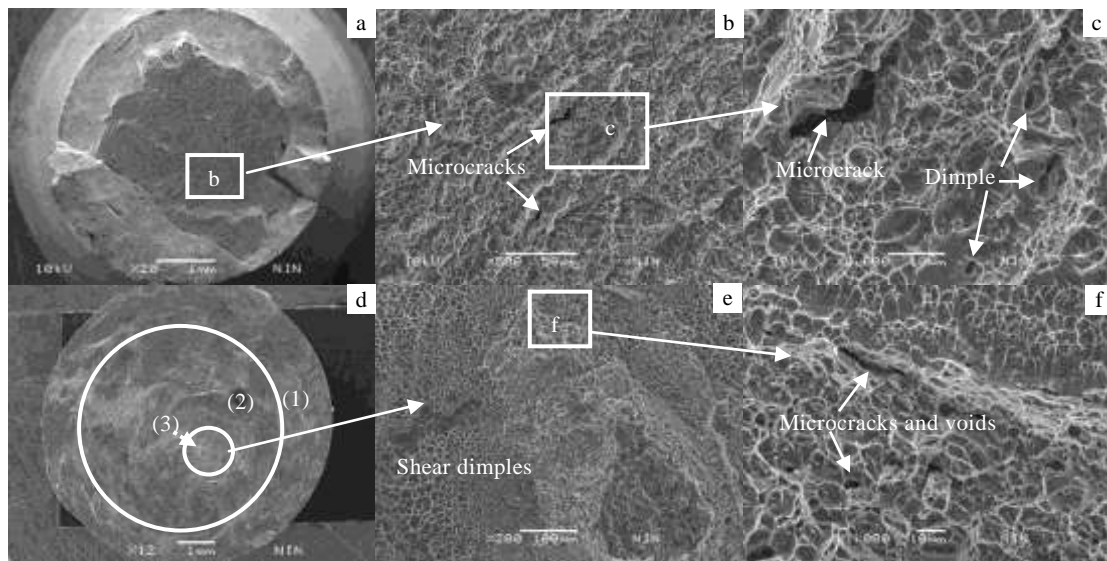


图 5 拉伸和扭转断口特征

Fig.5 Fractographs of tension and torsion specimens: (a) low magnification of tension specimen, (b) fracture zone of tension specimen, (c) microcracks and dimples, (d) low magnification of torsion specimen, (e) center zone of torsion specimen, and (f) microcracks and voids

综上所述, 载荷方式对双态 Ti-55531 合金断裂行为有显著的影响。加载方式不同, 断口形貌也不同, 拉伸断口较扭转断口陡峭, 拉伸断口可见明显的长裂纹。拉伸断裂失效是以微孔聚集为主的穿晶断裂机制; 而扭转断裂失效则是微孔聚集和剪切开裂的混合断裂机制。

3 结 论

1) 双态 Ti-55531 合金扭转剪切强度较抗拉强度低约 300 MPa, 该合金对扭转剪切应力比拉伸应力更敏感。

2) 双态 Ti-55531 合金拉伸和扭转变形过程都主要受滑移和剪切控制, 但扭转变形时等轴 α_p 内产生的剪切滑移带数量更多。网状晶界 α 和等轴 α_p 界面处变形时易堆积高密度位错。拉伸变形时, 部分次生 α_s 被剪切细化, 形成纳米尺寸的等轴颗粒; 扭转变形时, 少量次生 α_s 被剪切呈“Z”字形。

3) 拉伸断口较扭转断口陡峭, 拉伸断裂失效是以微孔聚集为主的穿晶断裂机制; 而扭转断裂失效则是微孔聚集和剪切开裂的混合断裂机制。

参考文献 References

- [1] Lukaszek-Solek A, Krawczyk J. *Materials & Design*[J], 2015, 65: 165
- [2] Li C, Chen J, Li W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 627: 222
- [3] Warchomicka F, Poletti C, Stockinger M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(28): 8277
- [4] Jérome Pora. *Aviation Maintenance and Engineering*[J], 2003, (6): 50
- [5] Fu Yanyan(付艳艳), Song Yueqing(宋月清), Hui Songxiao(惠松骁) *et al. Chinese Journal of Rare Metal*(稀有金属)[J], 2008, 32(4): 05
- [6] Hu Zhizhong(胡志忠), Wu Yusheng(吴玉声), Cai Heping(蔡和平) *et al. Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 1990, 26(5): 50
- [7] Sabol J C, Marvel C J, Watanabe M *et al. Scripta Materialia*[J], 2014, 92: 15
- [8] Jones N G, Dashwood R J, Jackson M *et al. Scripta Materialia*[J], 2009, 60(7): 571
- [9] Nag S, Banerjee R, Srinivasan R *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(7): 2136
- [10] Dehghan-Manshadi A, Dippenaar R J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(3): 1833
- [11] Jones N G, Dashwood R J, Dye D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 490(1-2): 369
- [12] Jones N G, Dashwood R J, Dye D *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40A: 1944
- [13] Qin D, Lu Y, Guo D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 587: 100
- [14] Huang J, Wang Z, Xue K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(29-30): 8723
- [15] Huang J, Wang Z, Zhou J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(9): 2868

Effect of Loading Type on Deformation and Fracture Behavior of Ti-55531 Alloy with Bimodal Microstructure

Huang Chaowen^{1,2}, Zhao Yongqing^{1,2}, Xin Shewei², Zeng Weidong¹, Li Qian², Zhou Wei²

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: A combination of transmission electron microscopy and scanning electron microscopy was used to study deformation and fracture behavior of Ti-55531 alloy with bimodal microstructure (BM Ti-55531 alloy) during tensile and torsion tests at room temperature. Results indicate that loading types have a significant influence on deformation and fracture behavior of BM Ti-55531 alloy. First of all, the tension strength is about 300 MPa higher than torsion strength of BM Ti-55531 alloy, and its ductility of tension is also higher compared to torsional ductility. It indicates that BM Ti-55531 alloy is more sensitive to torsional shear stress than to tensile stress. Secondly, deformation mechanisms of both tensile and torsion test are a mixing mode including dislocation slip and shear, while deformation of torsion test is predominantly controlled by shear. The interfaces between net-like grain boundary α , primary α and retained β phases are easily filled with high density dislocations. Thirdly, fractographs of tensile and torsion tested specimens exhibit different morphologies. Fractograph of tensile specimen is cliffier than that of torsion specimen. The tensile sample shows a ductile failure, including microvoid coalescence and transgranular fracture mechanism. The fracture of torsion specimen is still a mixture type but with more shear dimples.

Key words: Ti-55531 alloy; microstructure; mechanical properties; fracture failure

Corresponding author: Zhao Yongqing, Ph. D., Professor, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86250729, E-mail:trc@c-nin.com