

# 片层 Ti-55531 合金的拉伸和扭转断裂失效行为

黄朝文<sup>1,2</sup>, 赵永庆<sup>2</sup>, 辛社伟<sup>2</sup>, 葛 鹏<sup>2</sup>, 周 伟<sup>2</sup>, 李 倩<sup>2</sup>, 曾卫东<sup>1</sup>

(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 等分析检测方法, 系统研究了片层 Ti-55531 合金在拉伸和扭转载荷下的断裂失效行为。结果表明, 片层 Ti-55531 合金在拉伸和扭转载荷下的断裂失效有显著的不同: 拉伸变形受滑移、次生  $\alpha_s$  的孪生及剪切共同控制, 扭转变形主要受滑移和剪切控制, 未发现有孪晶; 拉伸断口较扭转断口陡峭, 失效以微孔聚集为主, 含少量穿晶解理和沿晶开裂的混合断裂机制; 扭转断裂失效则以微孔聚集和剪切开裂为主, 含部分穿晶解理的混合断裂机制。无论在拉伸还是扭转载荷下, 片层 Ti-55531 合金的断裂失效面均由最大剪切应力产生, 剪切力比正应力更易使片层 Ti-55531 合金损伤破坏。

**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:** TG146.2<sup>3</sup>

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2016)08-2123-05

因拥有良好的耐蚀性、较高的比强度和良好的韧性等优异的综合性能, 高强韧钛合金广泛用于航空航天领域<sup>[1]</sup>。航空航天结构件特别是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<sup>[2]</sup>。这种复杂的应力状态致使合金断裂失效机制异常复杂。为了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。

Ti-55531 合金, 名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr (质量分数, %), 是当前国际最新的高强韧钛合金之一, 是在 VT-22 合金基础上改进而成, 其强度与 Ti-5553 合金相当, 但加工性能更好, 现已用于制造空客 A380 飞机发动机舱吊挂接头等关键承力部件<sup>[3-5]</sup>。该合金近年来备受关注, 对其文献报道很多。如文献[6,7]研究了该合金在不同温度区间的热变形及组织演化行为; 文献[8-12]对此合金在不同热处理状态下的显微组织演变, 以及固溶、时效过程的相变等问题做了大量工作。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, 仅有少数关于其拉伸断裂行为的文献报道。如文献[4,13]系统研究了双态和片层 Ti-55531 合金的室温拉伸断裂行为。关于此合金扭转断裂失效行为却鲜有文献报道。基于此, 本实验从力学性能、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下片层 Ti-55531 合金的断裂失效行为, 以期

为解释片层 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

所用的 Ti-55531 合金原料是由西部超导材料科技有限公司提供的  $\Phi 350$  mm 成品棒。所有实验材料均取自该棒材, 合金的相变点为  $830 \pm 5$  °C。对试样采用  $860$  °C/2 h AC+ $600$  °C/6 h AC 的热处理工艺, 获得片层组织。如图 1 所示, 合金经热处理后组织由粗大  $\beta$  晶粒析出的细小次生  $\alpha_s$  片和残余  $\beta$  片层交错排列组成。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  $5 \times 10^{-4}$  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静态扭转试验, 顺时针方向扭转, 速度为 60 %min。

合金金相、拉伸和扭转断口形貌及断口剖面组织利用 JSM-6460 和 JSM-6700F 扫描电镜观察分析。采用 JEM 200CX 透射电镜分析片层 Ti-55531 合金两种载荷下的组织变形微观特征, 电压为 120 kV。双喷腐蚀液体积分数比为高氯酸:甲醇:正丁醇=1:10:20, 温度为 -35 °C。

## 2 结果与分析

收稿日期: 2015-08-11

基金项目: 国家自然科学基金资助 (51471136); 陕西省科技统筹创新工程计划项目资助 (2014KTCQ01-38); 陕西省重点科技创新团队计划 (2012KCT-23)

作者简介: 黄朝文, 男, 1988 年生, 博士生, 西北工业大学, 陕西 西安 710072, E-mail: huangchaowen318@163.com

2.1 力学性能

片层 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-塑性变形后断裂阶段。如图 2a 所示,合金的拉伸屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )和抗拉强度( $\sigma_{UTS}$ )分别为 1118 和 1200 MPa,其断面收缩率为 15%,断后延伸率为 10%。由图 2b 可知,合金最大扭矩为 100.57 N·m,抗剪切强度( $\tau_{UTS}$ )和屈服强度( $\tau_{0.3}$ )分别为 1167 和 1100 MPa,稍低于拉伸强度,最大非比例剪切应变为 8.08%。

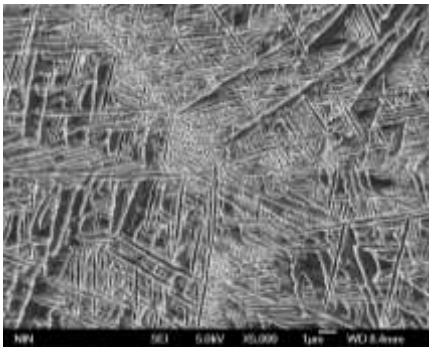


图 1 Ti-55531 合金的片层组织

Fig.1 Lamellar microstructure of Ti-55531 alloy

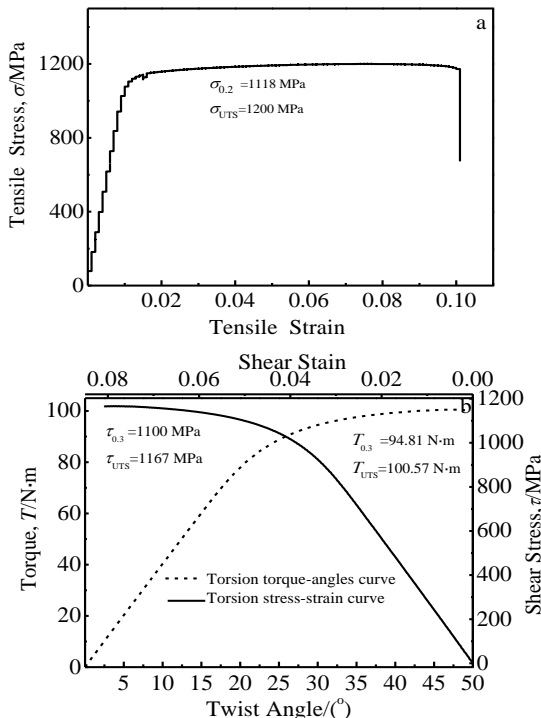


图 2 片层 Ti-55531 合金的室温拉伸和扭转曲线

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

2.2 合金微观组织变形特征

图 3 为合金拉伸变形微观组织特征 TEM 照片,图 3a 为次生  $\alpha_s$  中变形孪晶的明场相,深色长条为次生  $\alpha_s$ ,图中 T 指形变孪晶(Twin),M 为基体(Matrix),亮白色的长条为基体  $\beta$  组织,与次生  $\alpha_s$  相间排列。图 3b 为图 3a 中次生  $\alpha_s$  内变形孪晶的衍射图,由图可知,孪晶面为(0 $\bar{1}$ 11)面,基体与孪晶关于(0 $\bar{1}$ 11)面对称分布。由图 3c 可知,拉伸过程,次生  $\alpha_s$  先沿长度方向延伸变长,宽度方向紧缩变小,接着沿与长度方向约 45°方向被切断, $\beta$  基体布满高密度的缠结位错。继续加载变形,次生  $\alpha_s$  完全破碎,被分割成 100 nm 左右的薄片组织,如 3d 所示。如图 3e 所示,部分次生  $\alpha_s$  在变形过程,被剪切呈“Z”字形,且相邻的  $\beta$  基体布满位错。还有部分较长条的  $\alpha_s$  内形成一系列平行排列的组织,文献<sup>[14]</sup>认为这是变形产生的剪切滑移带。位错在剪切滑移带处聚集,剪切带内再形成二次剪切带,将  $\alpha_s$  分割成很细小的短片组织,如图 3f。

图 4 为扭转变形微观组织特征的 TEM 照片。如图 4a 所示,扭转变形时,变形产生的滑移带切割次生  $\alpha_s$ ,部分次生  $\alpha_s$  剪切变形呈“Z”字形;同拉伸加载相似,次生  $\alpha_s$  在变形过程沿长度方向呈 45°被剪切断裂,如图 4b 所示;继续加载,次生  $\alpha_s$  完全破碎,组织变得细小,如图 4c 所示;与拉伸变形不同,其  $\beta$  基体内没有观察到高密度的位错缠结,如图 4d 所示,且部分短棒状次生  $\alpha_s$  被剪切细化,形成尺寸约为几百纳米的等轴组织。

综上所述,加载方式对该合金显微组织变形有显著影响,拉伸变形受滑移、次生  $\alpha_s$  的孪生和剪切控制;扭转变形主要受滑移控制,未发现孪晶,且扭转变形过程,部分次生  $\alpha_s$  被剪切细化,形成纳米尺寸的等轴组织。

2.3 合金拉伸和扭转断裂失效机制

图 5 为拉伸和扭转试样断口形貌 SEM 照片,其中图 5a、5c 和 5e 为拉伸断口宏观、中心区及剪切唇区断裂特征 SEM 照片,图 5b、5d 和 5f 为扭转断口宏观、最终断裂区及中间区域的 SEM 照片。由图 5a 可知,拉伸宏观断口总体较为陡峭,断口明显分为两类区域<sup>[15]</sup>:剪切唇和正断区。正断区较平整,但呈锯齿状,与轴向垂直。如图 5b 所示,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 I、II 区向试样中心推进,直至最后在 III 区剪切断裂。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 5c 和 5e 可知,该合金拉伸断口有大量韧窝、部分穿晶解理面和少量沿晶裂

纹。其中韧窝为塑性断裂特征，穿晶解理面和沿晶裂纹均为脆性断裂特征。根据各种断裂机制特征所占断面的面积可推断，合金拉伸断裂以微孔聚集断裂为主，整体表现为塑性断裂，所以其延伸率高达 10%。由图 5d 和 5f 可知，合金扭转断口有大量韧窝和剪切面，还有少量解理台阶。图 5f 中，合金在扭转剪切应力下，整个晶粒沿切应力方向剪切开裂，裂口宽度约 12  $\mu\text{m}$ ，此特征为扭转断口所特有，拉伸断口上未发现。另外，合金拉伸断口剪切唇区(图 5e)的韧窝特征与扭转断口上剪切韧窝(图 5d)特征相似，都为变形拉长的韧窝，进一步印证剪切唇是剪切应力导致。

综上所述，片层 Ti-55531 合金拉伸断裂失效是以微孔聚集为主，包含穿晶解理和沿晶开裂的混合断裂机制，而扭转断裂失效则是以微孔聚集和剪切开裂为

主，包含少量穿晶解理的混合断裂机制。

### 2.4 断口剖面次生裂纹特征

图 6 为拉伸断口剖面次生裂纹特征。图 6a 为拉伸断口剖面，离断口约 100  $\mu\text{m}$  处可见一条 1 mm 长的次生裂纹，该裂纹平行于断口扩展，在 c 处有一条约 10  $\mu\text{m}$  的裂纹。图 6b 为 6a 中长裂纹尖端处的高倍放大图，由图可知裂纹尖端附近可见剪切变形的波浪状组织。图 6c 为 6a 中 c 处的放大图，由图可知，次生裂纹萌生于三叉晶界，并沿晶界扩展。图 7 为扭转断口剖面次生裂纹特征。图 7a 为断口剖面，断口附近可见两条平行于断口的次生裂纹，长度分别约为 50 和 20  $\mu\text{m}$ ，分别离断口 50 和 10  $\mu\text{m}$ 。图 7b 为 7a 中长裂纹 1 尖端 b 处的高倍放大图，由图可知裂纹萌生于晶粒内，向外扩展至晶界并穿过晶界向邻近晶粒内扩展。图 7c

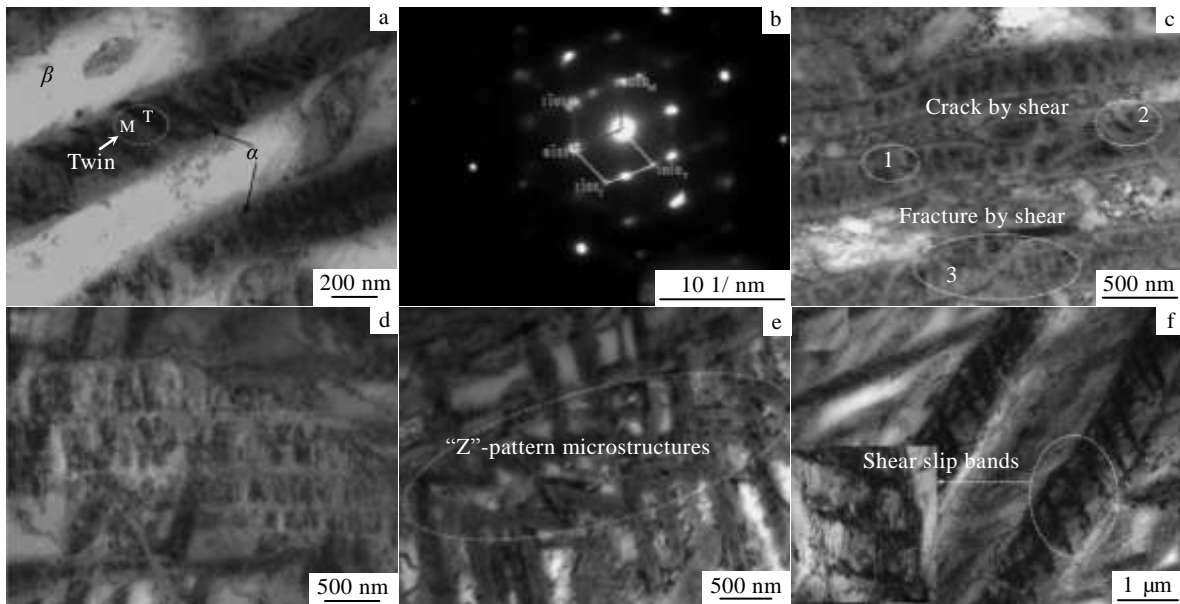


图 3 拉伸变形微观组织特征 TEM 照片

Fig.3 TEM of microstructure characteristics under tensile deformation: (a) deformation twinning in secondary  $\alpha_s$ , (b) TEM diffraction pattern of deformation twinning, (c) fracture of  $\alpha_s$ , (d) nano-cracks of  $\alpha_s$ , (e) "Z"-pattern of deformed  $\alpha_s$ , and (f) shear slip bands of long  $\alpha_s$

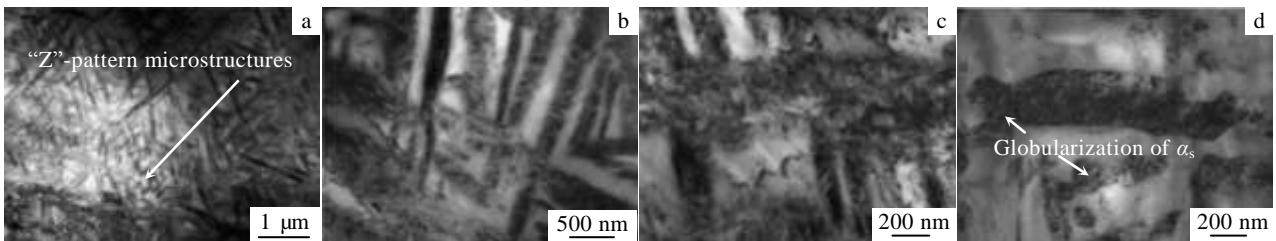


图 4 扭转变形微观特征 TEM 照片

Fig.4 TEM of microstructure characteristics under torsion deformation: (a) "Z"-pattern of deformed  $\alpha_s$ , (b) fracture of  $\alpha_s$ , (c) nano scale-cracks of  $\alpha_s$ , and (d) globularization of  $\alpha_s$  by shear

为裂纹尖端高倍放大图，由图可知，裂纹尖端组织剪切变形呈波浪状。

综合拉伸和扭转断口剖面次生裂纹特征，合金拉伸变形时，次生裂纹易于在三叉晶界及晶界处萌生，

在剪切力作用下沿晶和穿晶扩展；而扭转变形时，内部微裂纹倾向在晶粒内的次生  $\alpha_s$  与基体  $\beta$  相界面上萌生，在剪切力下穿晶扩展。裂纹尖端附近组织剪切变形呈波浪状，扩展方向为最大切应力方向。

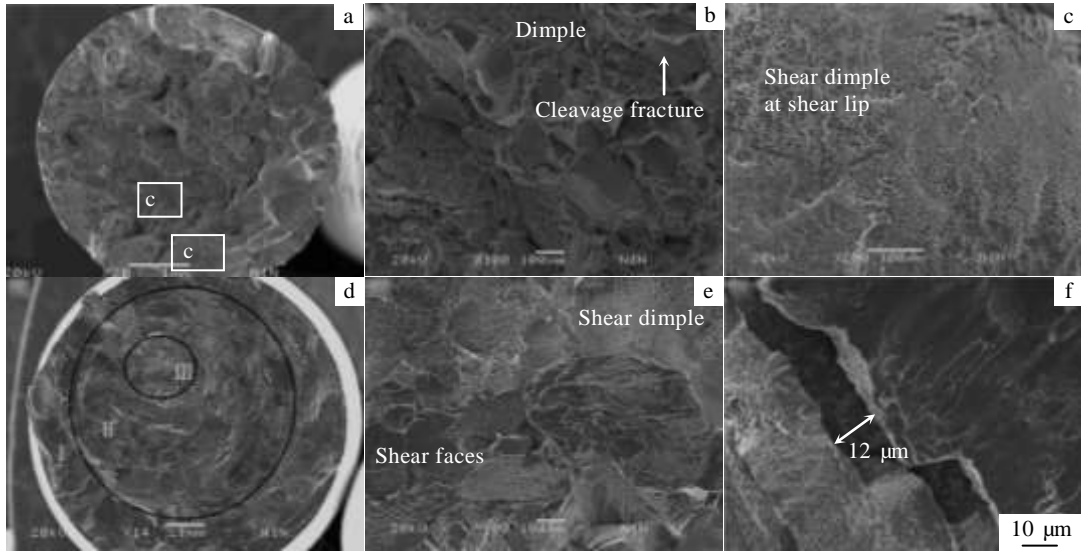


图 5 拉伸和扭转断口特征

Fig.5 Fractographs of tension and torsion deformation: (a) low magnification of tension specimen, (b) low magnification of torsion specimen, (c) center zone of tension specimen, (d) fracture zone of torsion specimen, (e) shear dimple of tension, and (f) shear cracks of torsion

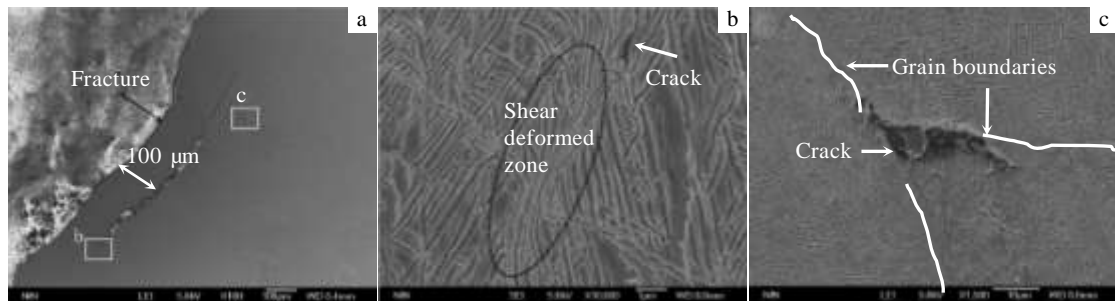


图 6 拉伸试样断口剖面二次裂纹特征

Fig.6 Secondary crack characteristics of tension specimen: (a) cracks parallel to the primary crack, (b) shear deformed zone at the crack-tip, and (c) crack initiation at triple-grain boundaries

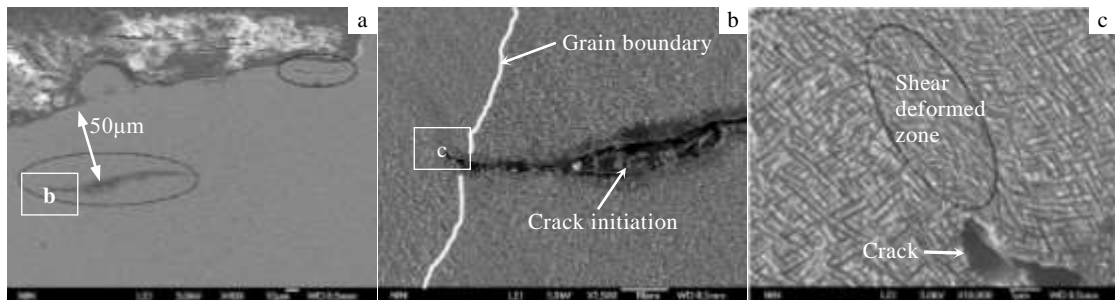


图 7 扭转试样断口剖面二次裂纹特征

Fig.7 Secondary cracks of torsion specimen: (a) cracks parallel to the primary crack, (b) crack initiation inside grains, and (c) shear deformed zone at the crack-tip

### 3 结 论

1) 拉伸变形受滑移、次生  $\alpha_s$  的孪生和剪切控制, 扭转变形受滑移和剪切控制, 未发现孪晶; 都存在组织剪切细化, 且扭转变形时有次生  $\alpha_s$  被剪切等轴化的现象。

2) 拉伸断裂失效以微孔聚集断裂为主, 包含沿晶开裂和解理的混合断裂机制, 而扭转断裂失效是以剪切断裂和微孔聚集断裂为主, 包含少量解理的混合断裂机制。

3) 合金拉伸变形时, 次生裂纹易于在三叉晶界及晶界处萌生, 在剪切力作用下沿晶和穿晶扩展; 而扭转变形时, 内部微裂纹倾向于在晶内的次生  $\alpha_s$  与基体  $\beta$  相界面上萌生, 在剪切力作用下穿晶扩展。

#### 参考文献 References

- [1] Shekhar S, Sarkar R, Kar S K *et al. Materials & Design*[J], 2015, 66: 596
- [2] 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(05): 50
- [3] Huang J, Wang Z, Xue K. *Materials Science and Engineering A* [J], 2011, 528(29-30): 8723
- [4] Huang J, Wang Z, Zhou J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(9): 2868
- [5] Qin D, Lu Y, Guo D *et al. Materials Science and Engineering A* [J], 2013, 587: 100
- [6] Jones N G, Dashwood R J, Dye D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 490(1-2): 369
- [7] Warchomicka F, Poletti C, Stockinger M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(28): 8277
- [8] Jones N G, Dashwood R J, Jackson M *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(13): 3830
- [9] Jones N G, Dashwood R J, Jackson M *et al. Scripta Materialia* [J]. 2009, 60(7): 571
- [10] Nag S, Banerjee R, Srinivasan R *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(7): 2136
- [11] Panza-Giosa R. *Ph D Thesis*[D]. Hamilton: McMaster University, 2010
- [12] Dehghan-Manshadi A, Dippenaar R J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(3): 1833
- [13] Qin D, Lu Y, Liu Q *et al. Materials Science and Engineering A* [J], 2013, 572: 19
- [14] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Morgan J T *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 279(1): 289
- [15] Tabachnikova E D, Bengus V Z, Podolskiy A V *et al. International Journal of Mechanics and Materials in Design*[J], 2008, 4(2): 189

## Tensile and Torsion Fracture Failure Behaviors of Ti-55531 Alloy with Lamellar Structure

Huang Chaowen<sup>1,2</sup>, Zhao Yongqing<sup>2</sup>, Xin Shewei<sup>2</sup>, Ge Peng<sup>2</sup>, Zhou Wei<sup>2</sup>, Li Qian<sup>2</sup>, Zeng Weidong<sup>1</sup>

(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:** Deformation and fracture behaviors of Ti-55531 alloy with lamellar microstructure (LM Ti-55531 alloy) were investigated during tensile and torsion tests at room temperature by transmission electron microscopy and scanning electron microscopy. Results indicate that loading modes have a significant influence on deformation and fracture mechanisms of LM Ti-55531 alloy. First of all, deformation mechanism of tensile tests is a mixed mode which combines dislocation slip, twinning of secondary  $\alpha_s$  phase and shear, while deformation of torsion tests is controlled predominantly by dislocation slips and shear. Secondly, fractographs of tensile and torsion tested specimens possess different morphologies. Fractographs of tensile specimens are cliffier than those of torsion specimens. The tensile sample shows a ductile failure, including microvoid coalescence, cleavage and inter-granular fracture mechanisms. The fracture of the torsion specimen is still a mixed mode type but with more shear dimples. No matter under tensile or torsion loading, the failure of LM Ti-55531 alloy is controlled by the highest shear stress. And the shear stress has much more effect on the failure of LM Ti-55531 alloy than the normal stress.

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