

α 相对高强韧 Ti-55531 合金强化及断裂机制的影响

潘 浩^{1,2}, 毛小南², 黄朝文³, 韩 栋², 王 晶³, 赵永庆², 辛社伟²

(1. 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(3. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘 要: 采用 SEM、OM 及 XRD 等分析方法, 结合不同的热处理工艺, 系统分析了 α 相的形态、含量及尺寸等特征参数对高强韧 Ti-55531 合金强化及断裂机制的影响。结果表明: 双态组织, 随等轴 α_p 含量降低, 尺寸减小, 次生片层 α_s 含量增多, 长度变长, 宽度更窄; 导致合金的强度提高, 塑性降低。片层组织, 随次生 α_s 片层的粗化, 合金强度和塑性都下降。全 β 晶粒组织, 强度较低, 塑性很好。双态和片层组织 Ti-55531 合金的断裂方式均为穿晶解理、微孔聚集型和沿晶开裂的混合断裂机制; 随 α_p 含量降低和尺寸减小, α_s 含量和尺寸增加, 微孔聚集断裂数量降低, 穿晶解理和沿晶开裂特征数量增加。

关键词: 高强韧 Ti-55531 合金; 微观结构; 力学性能; 强化机制; 断裂机制

中图法分类号: TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)01-0103-05

Ti-55531 合金是俄罗斯 VSMPO 公司与欧洲空客公司合作, 以 BT-22 为基础研制的一种亚稳 β 钛合金, 名义成分为 Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr-1Zr^[1]。该合金拥有对偏析不敏感、高强、高韧、加工窗口宽、淬透性好等优异的综合性能, 适用于制造承受大应力的结构件, 2004 年首次应用在 A380 机翼与挂架连接装置上^[2-5]。作为当前国际最新型的高强韧钛合金之一, Ti-55531 近年来备受关注, 对其热处理工艺方面的探讨众多^[6]。但因高强韧钛合金的力学性能对组织非常敏感^[7,8], 对该合金的组织与力学性能相关性仍有很多问题尚未解决。众所周知, 高强韧钛合金的力学性能主要受 α 相的形态、含量、尺寸及分布等特征参数的影响^[9,10]。由此本实验系统研究 α 相的形态、含量及尺寸等特征参数对 Ti-55531 合金强化及拉伸断裂失效机制的影响, 以期为该合金的推广应用及进一步研究奠定理论基础。

1 实 验

本实验所用的 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。本实验所有材料均取自该棒材, 合金的相变点 T_p 为 $(850 \pm 5)^\circ\text{C}$ 。通过不同固溶温度 750, 820, 880 及 900 $^\circ\text{C}$, 相同的保温时间及冷速, 固溶 2 h 后空冷, 和统一的时效工艺 600 $^\circ\text{C}$, 6 h AC, 获得不同初生等轴 α_p 及次生 α_s 的含量及尺寸的组织。

在 Instron-5985 万能材料试验机上测定拉伸性能,

拉伸速率为 0.3 m/min; 采用 Bruker D8 Advance XRD 衍射仪分析 Ti-55531 合金的组成相, 射线源为 Cu 靶 $K\alpha$ 射线, 电压为 40 kV, 管电流为 200 mA。采用 Axio Vert A1 金相显微镜分析合金的低倍金相组织。合金高倍组织、拉伸和扭转断口形貌及其剖面组织采用 JSM-6700 电子扫描显微镜观察分析。使用 IPP6.0 软件分析 α 相的含量及尺寸。利用 MVS-1000 JMT2 硬度仪测试合金的硬度, 载荷为 500 g。

2 结果与讨论

2.1 力学性能

图 1 表示不同固溶温度对 Ti-55531 合金力学性能的影响。由图可知, 固溶温度在相变点(T_p)以下时, 温度从 750 $^\circ\text{C}$ 上升到 820 $^\circ\text{C}$, 屈服强度($R_{p0.2}$)及抗拉强度(R_m)分别从 1055.5 和 1097 MPa 提高到 1248.5 和 1287 MPa。但塑性却急剧下降, 延伸率(A)从 17.5%降低到 8.75%, 断面收缩率(Z)从 45%降低到 15%。当温度超过 T_p , 提升到 880 $^\circ\text{C}$ 时, $R_{p0.2}$ 及 R_m 下降, 分别为 1118 和 1200 MPa, 900 $^\circ\text{C}$ 时强度进一步的降低, $R_{p0.2}$ 及 R_m 分别为 1103 和 1188.5 MPa, 塑性略有下降。

图 2 为 β 固溶后未时效与时效后 Ti-55531 合金的力学性能对比。由图 2 可知, Ti-55531 合金时效后的强度 ($R_{p0.2}$ 为 1103 MPa, R_m 为 1188.5 MPa) 远高于未时效的强度 ($R_{p0.2}$ 为 722.5 MPa, R_m 为 749.5 MPa)。但塑性

收稿日期: 2016-06-10

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) 项目资助 (2015DFA151430)

作者简介: 潘 浩, 男, 1991 年生, 硕士生, 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055, E-mail: flcgzaku@163.com

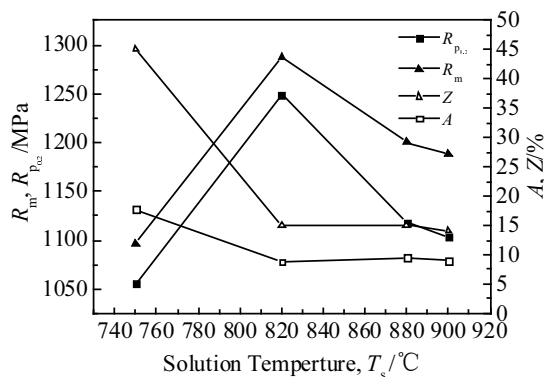
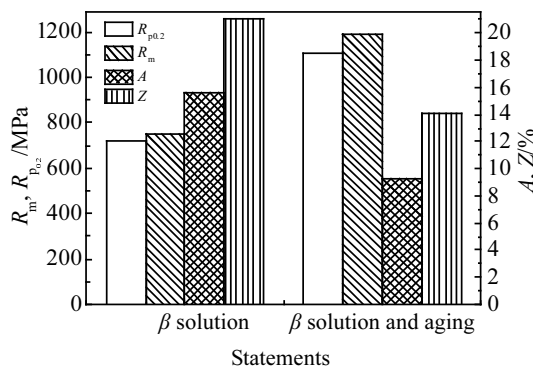


图 1 固溶温度对 Ti-55531 合金力学性能的影响

Fig.1 Mechanical properties of Ti-55531 alloy at different solution temperatures

图 2 β 固溶以及 β 固溶时效后 Ti-55531 合金的力学性能Fig.2 Mechanical properties of β solution and β solution and aging Ti-55531 alloy

却相反, 时效后的塑性 (A 为 9%, Z 为 14%) 远低于未时效的塑性 (A 为 15.5%, Z 为 21%)。

固溶温度对 Ti-55531 合金硬度的影响如图 3 所示, 由图可知, 硬度变化趋势同强度一样, 在 T_β 以下随固溶温度的升高而快速升高, T_β 以上随固溶温度的升高而缓慢降低。这符合强度与硬度变化趋势对应原理, 同时进一步验证合金强度随固溶温度的变化趋势。

总之, 在 T_β 以下温度, 强度随固溶温度的升高而显著升高, 塑性变化趋势与强度相反; 在 T_β 以上温度, 强度随固溶温度的上升显著下降, 塑性略有下降。与时效前相比, 时效后合金的强度大幅提高, 塑性显著下降。由于材料的性能由其结构组织所决定, 因此针对该合金上述性能变化, 以下从结构组织方面进行深入分析。

2.2 XRD 物相分析

图 4 是不同温度固溶及固溶时效后 Ti-55531 合金的 X 射线衍射图谱。如图所示, X 射线衍射峰为典型的 α 相与 β 相衍射峰, 表明经此热处理后 Ti-55531 合金相组

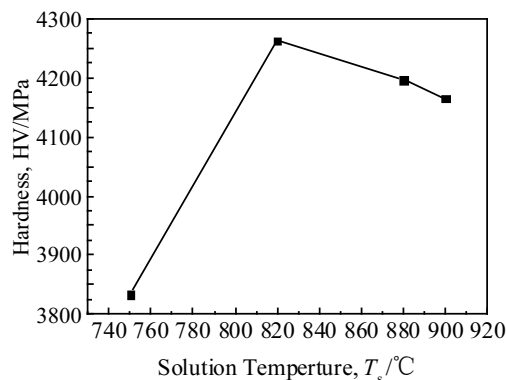


图 3 固溶温度对 Ti-55531 合金硬度的影响

Fig.3 Hardness of Ti-55531 alloy at different solution temperatures

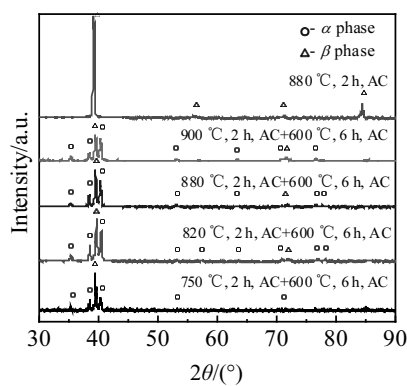


图 4 不同热处理状态 Ti-55531 合金 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of Ti-55531 alloy by different heat treatment

分主要为 α 相及 β 相。相变点以上温度固溶后得到单一的 β 相, 时效后有大量 α 相析出, β 相含量急剧减少。经不同温度固溶, 相同的时效工艺处理后, 合金的等轴 α_p 和片层 α_s 含量明显不同。通过 XRD 图谱只能定性及半定量分辨 α 及 β 相, 不能定量区别 α_p 和 α_s 。但等轴 α_p 和片层 α_s 对合金性能的影响截然不同^[9,10], 所以要研究 α 相对合金强度及断裂机制的影响, 必须先对不同形态 α 相的数量及尺寸有明确的数据分析。以下运用 IPP6.0 软件结合不同热处理后的大量金相组织, 定量统计了等轴 α_p 和片层 α_s 的数量及尺寸等特征参数。

2.3 显微组织

图 5 为经不同温度固溶后 Ti-55531 合金的金相组织, 由图可知, 相变点以下温度固溶后, β 基体上弥散分布着大量的初生等轴 α_p 相, 750 °C 时 α_p 相的含量约为 29.27%, 平均尺寸约为 2.48 μm ; 温度上升到 820 °C 时 α_p 相的含量降低至 14.46%, 平均尺寸约为 1.85 μm 。相变点以上温度固溶后, 初生等轴 α_p 相消失, 组织为全 β 晶粒。880 °C 时 β 晶粒尺寸约为 297.5 μm , 900 °C 为 367.33 μm 。即相变点以下, 随固溶温度的升高, α_p 相含量降低, 尺寸减小;

相变点以上, 随固溶温度升高, β 晶粒尺寸增大。

不同温度固溶 2 h, AC+600 °C, 2 h, AC 处理后合金组织的高倍 SEM 照片如图 6 所示。图 6a、6b 为 T_{β} 以下温度固溶时效后合金的组织, 初生等轴 α_p 弥散分布, β 基体在时效过程不断析出细小片层状 α_s , 次生 α_s 不断长大至 α_p 相界或原始 β 晶界处停止生长, 最后与残余的 β 基体片层相间交错排列, 形成典型的双态组织。750 °C 时, 次生 α_s 的宽度约为 170 nm, 长度约为 1.36 μm 。当固溶温度上升到 820 °C 时, 由于初始等轴 α_p 数量减少, 时效时 β 基体数量增加, 时效析出的次生 α_s 数量也相应

增加, 晶粒更细, 宽度约为 63 nm, 长度约为 600 nm。

图 6c、6d 为 T_{β} 相变点以上温度固溶时效后合金组织的 SEM 照片, 由图可知, 组织为全片层组织, 细小的次生 α_s 片与残余 β 片交错排列呈网篮状。另外, 沿晶界分布着长条的晶间 α_s 相, 使 β 晶界清晰可见。880 °C 时, 次生 α_s 的平均宽度约为 200 nm, 900 °C 时为 250 nm, 略有粗化。

结合图 1 和图 2, 在 T_{β} 以下温度, Ti-55531 合金的强度随着固溶温度的升高而上升, 塑性则相反; 温度超过 T_{β} 以后, 随固溶温度的升高强度反而下降, 塑性只是略有下降。原因是在 T_{β} 以下时, 温度的升高导致初生 α_p

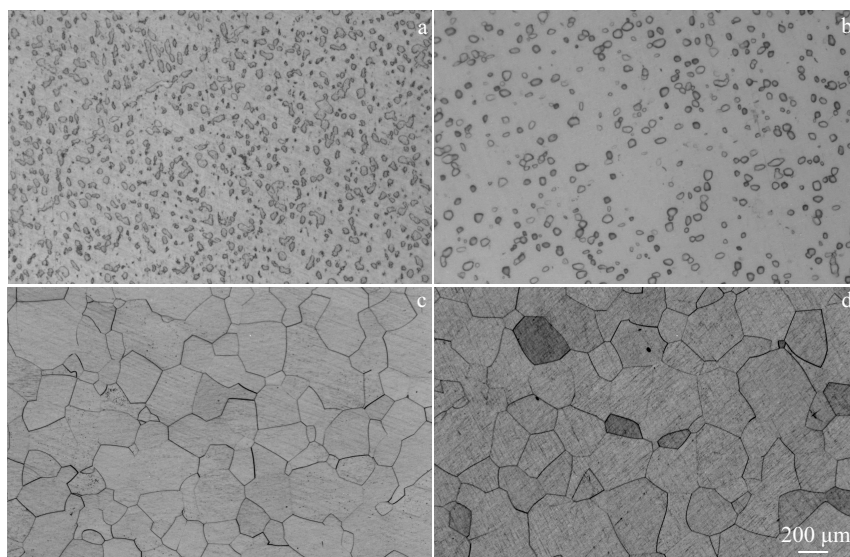


图 5 Ti-55531 合金不同温度固溶 2 h, AC 后的金相组织

Fig.5 Microstructures of Ti-55531 at different solution temperatures for 2 h, AC: (a) 750 °C, (b) 820 °C, (c) 880 °C, and (d) 900 °C

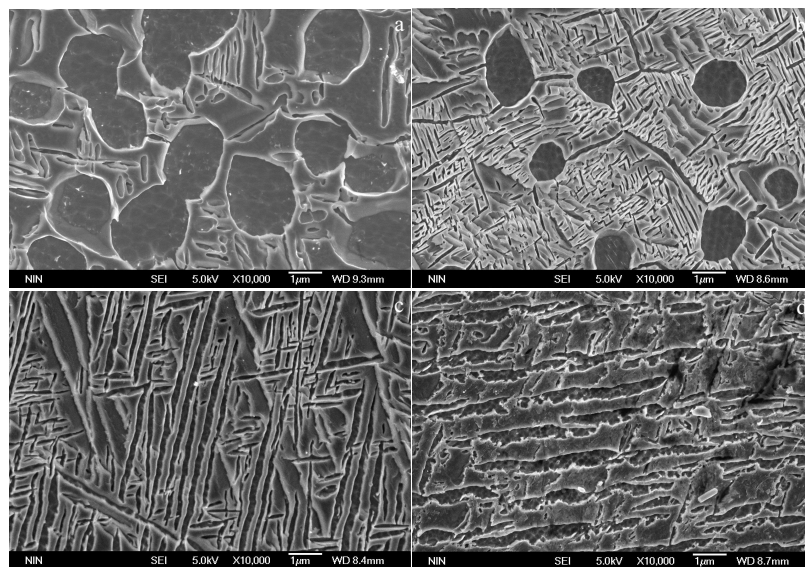


图 6 Ti-55531 合金不同温度固溶 2 h, AC+600 °C, 2 h, AC 时效后组织的高倍 SEM 照片

Fig.6 SEM microstructures of Ti-55531 alloy at different solution temperatures: (a) 750 °C, (b) 820 °C, (c) 880 °C, and (d) 900 °C for 2 h, AC and 600 °C, 2 h, AC

相的含量减少(750 °C 的 26.33% 到 820 °C 的 14.46%), α_p 平均尺寸减小(750 °C 的 2.48 μm 到 820 °C 的 1.85 μm)。初生 α_p 量越少, 对应的固溶过饱和 β 相含量越多, 在相同的时效工艺下, 从过饱和 β 相中析出的次生 α_s 量越多, 晶粒越细。一方面, 由于次生细小片层 α_s 的强度高于初生等轴 α_p 强度, α_s 含量增加, 合金强度增加。另一方面, 时效析出更多的 α_s 片, 增加了组织内界面总数。变形时界面对位错的阻碍形成的界面强化效应, 界面增加使合金的强度提高。这两方面的综合作用即为次生 α_s 的析出强化效应, 提高合金强度。另外, 等轴组织的变形协调性优于片层组织, 所以片层组织增加导致合金的强度升高塑性反而下降。温度上升到 T_β 以上时, 缺少了初生等轴 α_p 对次生 α_s 析出长大的阻碍, 次生 α_s 发生粗化, 界面减少, 且随退火温度的升高, 粗化越显著, 导致合金强度下降。另外, 由于缺少等轴 α_p 组织对变形协调的贡献, 导致片层组织的塑性明显低于双态组织。片层的尺寸对合金的塑性也有一定影响。细小片层组织比粗大片层更易于旋转变形, 粗大片层更易被剪切破断, 所以细小片层的塑性较粗大片层好^[11]。

2.4 断口分析

为了分析 α 相对合金断裂失效机制的影响, 分别选择了典型的双态和片层组织合金的拉伸断口进行详细分析。双态组织(750 °C, 2 h, AC+600 °C, 6 h, AC) Ti-55531 合金的拉伸断口形貌如图 7 所示, 断口明显由正断区和剪切唇组成(图 7a)。正断区可观察到大量韧窝和少量解理撕裂棱, 韧窝尺寸约为 2.5 μm (图 7b)。

全片层组织(880 °C, 2 h, AC+600 °C, 6 h, AC) Ti-55531

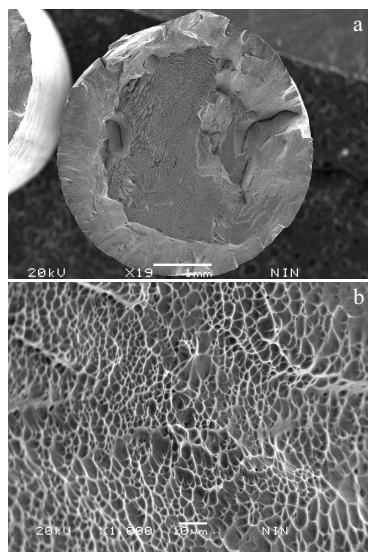


图 7 750 °C, 2 h, AC+600 °C, 2 h, AC 时效后双态组织 Ti-55531 合金的拉伸断口形貌
Fig.7 Fractograph of bimodal microstructure Ti-55531 alloy after 750 °C, 2 h, AC+600 °C, 2 h, AC

合金的拉伸断口形貌如图 8, 与双态组织合金断口类似, 其断口仍然由正断区和剪切唇区组成, 正断区内有大量韧窝(图 8a)。不同在于, 全片层组织拉伸断口还有大量的解理面及少量沿晶扩展裂纹(图 8b)。断口韧窝尺寸与合金的塑性相对应, 韧窝越大塑性越好, 所以双态组织合金塑性高于片层组织。

图 9a 是双态组织 Ti-55531 合金的拉伸断口剖面图, 由图可知, 等轴初生 α_p 以及片层次生 α_s 均在拉伸过程

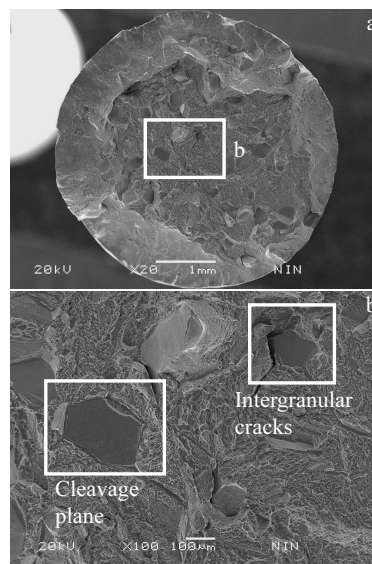


图 8 880 °C, 2 h, AC+600 °C, 2 h, AC 后全片层组织 Ti-55531 合金拉伸断口形貌

Fig.8 Fractograph of lamellar microstructure Ti-55531 alloy after 880 °C, 2 h, AC+600 °C, 2 h, AC

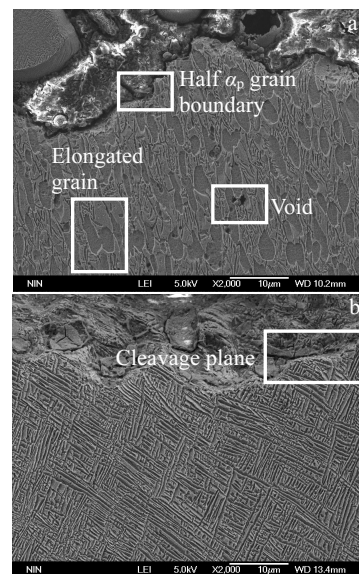


图 9 双态和片层 Ti-55531 合金拉伸断口剖面
Fig.9 Fractograph profile microstructures of Ti-55531 alloy: (a) bimodal microstructure and (b) lamellar microstructure

沿平行于应力方向被拉长变形, 形成狭长的变形组织。由于 α_p 和 α_s 的性能相差较大, 其界面为变形最薄弱处, 在变形时易于在此应力集中萌生微裂纹, 随变形的增大, 裂纹逐渐扩展形成孔洞。断口观察到约为等轴 α_p 的尺寸的半圆, 文献[12]认为这是等轴 α_p 晶粒在拉伸过程从片层基体上脱落, 这是典型的沿晶开裂特征。结合图 7, 合金断裂失效为以微孔聚集为主、含穿晶解理和沿晶开裂的混合断裂机制。

图 9b 为片层组织 Ti-55531 合金的断口剖面图。由图可知, 合金组织为均匀的相互交错的片层组织, 断口剖面有大量解理面, 结合图 8 可知, 合金断裂失效为穿晶解理、微孔聚集和沿晶开裂的混合断裂机制。

3 结 论

1) 双态组织, 随等轴 α_p 含量降低, 尺寸减小, 时效析出的次生片层 α_s 含量增多, 长度变长, 宽度更窄; 导致合金的强度提高, 塑性降低; 片层组织, 随次生 α_s 片层的粗化, 合金强度和塑性都下降; 全 β 组织, 等轴 α_p 和片层 α_s 含量几乎为零, 强度较低, 塑性较好。

2) 双态和片层组织 Ti-55531 合金的断裂方式均为穿晶解理、微孔聚集和沿晶开裂的混合断裂机制; 随等轴 α_p 含量降低和尺寸减小, α_s 含量和尺寸增加, 微孔聚集数量降低, 穿晶解理和沿晶开裂特征数量增加。

参考文献 References

- [1] Jerome Pora. *Aviation Maintenance and Engineering*(航空维修与工程)[J], 2003(6): 50
- [2] Zhou Wei(周伟), Ge Peng(葛鹏), Zhao Yongqing(赵永庆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2012, 41(8): 1381
- [3] Chen Wei(陈威), Sun Qiaoyan(孙巧艳), Xiao Lin(肖林) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(4): 708
- [4] Lu Juan(鲁隽). *International Aviation*(国际航空)[J], 2004(1): 41
- [5] Cao Chunxiao(曹春晓). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica* (航空学报)[J], 2008(3): 701
- [6] Qi Wei(齐炜), Zhang Lei(张磊) Pang Hong(庞洪) *et al. China Titanium Industry*(中国钛业)[J], 2013, 3: 23
- [7] Fanning J C. *Journal of Materials Engineering and Performance* [J], 2005, 14(6): 788
- [8] Qin D Y, Liu Y F. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 561: 460
- [9] Lütjering G, Williams J C. *Titanium 2nd edition*[M]. New York: Springer, 2007
- [10] Li C, Zhang X, Zhou K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 558: 668
- [11] Li C, Zhang X, Li Z *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 573: 75
- [12] Qin D Y, Liu Y F. *Materials Science and Engineering A*[J] 2013, 587: 100

Influence of α Phase on Strengthening and Fracture Mechanisms of High Strength-Toughness Ti-55531 Alloy

Pan Hao^{1,2}, Mao Xiaonan², Huang Chaowen³, Han Dong², Wang Jing³, Zhao Yongqing², Xin Shewei²

(1. Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

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

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

Abstract: In order to find the influence of α phase on tensile fracture behavior of high strength-toughness Ti-55531 alloy, different heat treatments and analysis methods including SEM, OM and XRD were adopted. Results show that the content of secondary α phase in bimodal microstructures is increased and the scale becomes finer with decreasing of content and scale of primary α phase, so that the strength of alloy increases and ductility decreases. In lamellar microstructures, with coarsening of secondary α phase, both strength and ductility of the alloy are decreased. In full β microstructures, alloys get well in ductility but bad in strength. Both fracture modes of bimodal and lamellar microstructures are mixed modes including transgranular cleavage, microvoid accumulations and intergranular crack fracture. With decreasing of content and scale of primary α phase, the content of secondary α phase increases and the scale is coarsened, the percentage of microvoid accumulations fracture is decreased while percentage of transgranular cleavage and intergranular crack fracture is increased.

Key words: high strength-toughness Ti-55531 alloy; microstructure; properties; strengthening mechanism; fracture mechanism

Corresponding author: Mao Xiaonan, Ph. D., Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, E-mail: xnmiao1966@163.com