

# 初生 $\alpha$ 相含量对近 $\alpha$ 钛合金 TG6 拉伸性能和热稳定性的影响

段 锐, 蔡建明, 李臻熙

(北京航空材料研究院, 北京 100095)

**摘要:** 采用力学性能测试和断口分析等方法研究了初生  $\alpha$  含量对 TG6 高温钛合金双态组织拉伸性能和热稳定性的影响。当双态组织中的初生  $\alpha$  含量大约在 20% ~ 50% 的范围内时, TG6 钛合金的拉伸强度和塑性没有特别大的差别。但当经过 600°C / 100h 的试样热暴露后, TG6 钛合金的拉伸强度略有增加, 而塑性则明显降低。塑性下降的程度与合金的初生  $\alpha$  相含量密切相关, 初生  $\alpha$  含量越少, 则热暴露后塑性下降幅度越大。导致 TG6 钛合金热暴露后塑性损失的主要因素有共格  $\alpha_2$  相的析出、硅化物的析出以及表面氧化。相对而言, 其中共格  $\alpha_2$  相的析出是合金热暴露后塑性损失的最主要因素。

**关键词:** 初生  $\alpha$  相; 高温钛合金; 双态组织; 热稳定性

中图分类号: TG146.2<sup>+</sup>3

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2007)03-0017-06

为了提高航空发动机的推重比, 必须减轻发动机的结构重量、提高发动机的结构效率和燃气温度, 为此, 除改进发动机的设计方法外, 在很大程度上依赖于先进轻质高强耐高温材料的应用。在航空发动机的压气机部位广泛使用了高温钛合金, 代替钢或高温合金, 制造盘、叶片、鼓筒、机匣等零部件, 明显减轻了发动机的结构重量和提高了压缩空气的级压比。目前, 高温钛合金的长期耐热温度已达到 600°C, 其典型合金有英国的 M I834<sup>[1]</sup>、美国的 Ti-1100<sup>[2]</sup>、俄罗斯的 BT36<sup>[3]</sup> 等, 其中, M I834 合金已在 EJ200 TREN T800 等发动机上得到了成功应用。

先进的航空发动机压气机转子的高温、高压、复杂载荷的服役环境对所使用的高温钛合金材料提出了极为苛刻的性能要求, 可以说, 航空发动机把结构材料的能力提高到了它的极限水平。通过合金成分的优化和工艺技术的改进, 在一定程度上提高了高温钛合金的耐热能力, 亦即高温长期使用的热强性, 但与此同时, 合金的塑性和可加工性能受到了损失, 特别是在高温状态下长期使用因微观组织的变化和表面的氧化造成塑性的降低, 亦即热稳定性的下降。高温钛合金热稳定性的不足已成为在航空发动机中长期服役的最主要的制约因素之一。

热稳定性表征了材料在高温长时作用下保持塑

性和韧性的能力, 是高温钛合金的一个重要力学性能指标, 对于保证高温钛合金部件的高温长期使用可靠性具有重要的意义。本文提到的 TG6 是针对高推重比发动机的设计需求而研制的能在 600°C 环境下长期服役的新型高温钛合金, 其名义成分为 Ti-5.6Al-4Sn-4Zr-0.7Nb-1.5Ta-0.4S-0.06C。TG6 合金具有高的蠕变抗力、疲劳强度和良好的损伤容限特性, 适用于制造先进航空发动机压气机 600°C 以下服役的高压段部件, 如轮盘、叶片等。为了获得良好的强度、塑性和疲劳强度的匹配, 发动机用高温钛合金叶片及其原材料棒材一般采用两相区固溶和时效的热处理制度, 获得双态组织而使用。影响钛合金双态组织力学性能的最重要组织参数是初生  $\alpha$  相的尺寸及其含量。本研究通过测试 TG6 钛合金不同初生  $\alpha$  相含量的双态组织在热暴露前后的强度和塑性值, 并结合拉伸断口的形貌特征分析, 评估了该合金的热稳定性, 分析了热暴露后 TG6 钛合金热稳定性下降的因素。

## 1 试验材料和方法

实验材料为 TG6 钛合金  $\phi 34$ mm 棒材, 合金的名义化学成分和实测结果见表 1。棒材由经三次真空自耗电弧炉熔炼的 600kg 铸锭, 经开坯及两相区径向锻造制备获得。经金相法测定, 近  $\alpha$  型钛合金 TG6 的  $(\alpha + \beta) / \beta$  转变温度 ( $T_{\beta}$ ) 为 1050°C, 为了获

得所需的初生  $\alpha$  相含量, 选择了两种不同的固溶处理温度, 且采用油淬的冷却方式, 而后均进行了  $750^{\circ}\text{C}/2\text{h}$  的时效 (见表 2 和表 3)。室温拉伸试样和热稳定性拉伸试样均采用标距尺寸  $\phi 5\text{mm} \times 25\text{mm}$  的圆柱形试样。热稳定性是将机械加工后的

表 1 TG6 高温钛合金的名义化学成分和实测结果

Table 1 Nominal chemical composition and test result of TG6 Ti alloy

	Alloying elements / w%								Impurities / w%		
	Ti	Al	Sn	Zr	Nb	Ta	Si	C	Fe	N	O
Nominal	Bal	5.6	4	4	0.7	1.5	0.4	0.06			
Test result	Bal	5.72	3.92	3.76	0.62	1.60	0.46	0.062	0.04	0.009	0.066

## 2 试验结果

TG6 钛合金  $\phi 34\text{mm}$  棒材横截面的锻态组织见图 1, 为典型的两相区变形组织,  $\alpha$  相等轴化程度好。两种热处理后合金的显微组织见图 2 和图 3 (a) 为倍数较低的显微组织形貌, (b) 为  $\beta$  转变组织较高倍数的形貌。可见, 经两种热处理后, TG6 钛合金棒材获得了典型的双态组织, 初生  $\alpha$  相具有良好的等轴化和均匀性分布, 经  $1000^{\circ}\text{C}/2\text{h}$  OQ +  $750^{\circ}\text{C}/2\text{h}$  AC 热处理的合金, 双态组织中初生  $\alpha$  相含量约为 40%, 而经  $1020^{\circ}\text{C}/2\text{h}$  OQ +  $750^{\circ}\text{C}/2\text{h}$  AC 热处理的合金, 相应的初生  $\alpha$  相含量约为 20%。因 TG6 合金只含有两个弱  $\beta$  稳定化元素 Nb 和 Ta 而且含量较少, 因此, 稳定状态下合金中  $\beta$  相含量极少。棒材经固溶处理的保温阶段, 球状初生  $\alpha$  相与  $\beta$  相保持相平衡状态, 而且, 因溶质原子的再分配效应, Si 富集于  $\beta$  相。固溶处理油淬快速冷却过程中,  $\beta$  相发生了马氏体转变, 转变为  $\alpha'$  相, 在  $750^{\circ}\text{C}$  时效时, 非稳定状态的  $\alpha'$  分解, 转变为  $\alpha$  相以及析出细小弥散的硅化物。从图 2 和图 3 中可以看出, 分解了的  $\beta$  转变组织中几乎不可见  $\beta$  相, 只有在  $\alpha$  相上弥散析出细小的硅化物, 平均尺寸为  $0.1\mu\text{m}$ , 将有助于合金高温蠕变抗力的提高。表 2 列出了 TG6 钛合金棒材经两种不同热处理后的室温拉伸性能。可见, 随着固溶温度的升高, 初生  $\alpha$  相含量减少, 强度略有提高, 而塑性略有下降, 但两者的拉伸性能没有明显的差别。表 3 列出了 TG6 钛合金棒材不同热处理的拉伸试样经  $600^{\circ}\text{C}/100\text{h}$  试样热暴露后的室温拉伸性能, 可见, 经过高温长时的空气介质环境下的暴露, 合金的强度略有增加, 而塑性则明显降低, 特别是断面收缩率受到了较大程度的损失。而

拉伸试样在电炉中经过  $600^{\circ}\text{C}/100\text{h}$  热暴露后测定其室温拉伸性能。金相试样采用  $\text{K}_{10}\text{HCl}$  腐蚀液 (3% HF + 10%  $\text{HNO}_3$  + 87%  $\text{H}_2\text{O}$ ) 进行腐蚀, 合金的金相试样及拉伸断口均在 JSM-5600LV 扫描电镜上进行了观察和分析。

且, 双态组织中初生  $\alpha$  相含量越少, 合金热暴露后的拉伸塑性损失则越大。为了保持良好的热稳定性, 应保证合金双态组织中具有较高的初生  $\alpha$  相含量。

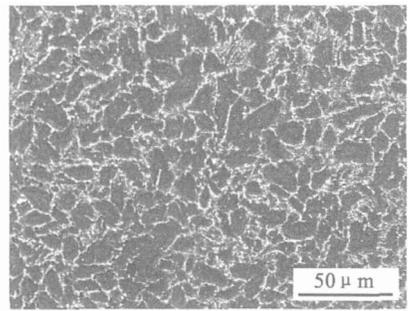


图 1 TG6 钛合金棒材锻态的显微组织

Fig 1 Microstructure of TG6 alloy bars as forged

表 2 不同热处理对应的 TG6 钛合金棒材的室温拉伸性能

Table 2 Room temperature tensile properties of different heat treated TG6 alloy bars

Heat treatment	$\sigma_b / \text{MPa}$	$\sigma_{0.2} / \text{MPa}$	$\delta_5 / \%$	$\phi / \%$
: $1000^{\circ}\text{C}/2\text{h}$	1043	971	16.4	26.8
OQ + $750^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ AC	1042	975	15.6	28.3
: $1020^{\circ}\text{C}/2\text{h}$	1058	987	13.5	25.5
OQ + $750^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ AC	1058	989	14.2	27.6

表 3 不同热处理对应的 TG6 钛合金棒材的试样热稳定性 ( $600^{\circ}\text{C}/100\text{h}$  热暴露后室温拉伸)

Table 3 Thermal stabilities of  $600^{\circ}\text{C}/100\text{h}$  exposed specimens machined from different heat treated TG6 alloy bars

Heat treatment	$\sigma_b / \text{MPa}$	$\sigma_{0.2} / \text{MPa}$	$\delta_5 / \%$	$\phi / \%$
: $1000^{\circ}\text{C}/2\text{h}$	1078	1009	12.6	15.9
OQ + $750^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ AC	1075	1009	13.2	14.4
: $1020^{\circ}\text{C}/2\text{h}$	1107	1036	8.0	8.6
OQ + $750^{\circ}\text{C}/2\text{h}$ AC	1102	1034	8.0	9.7

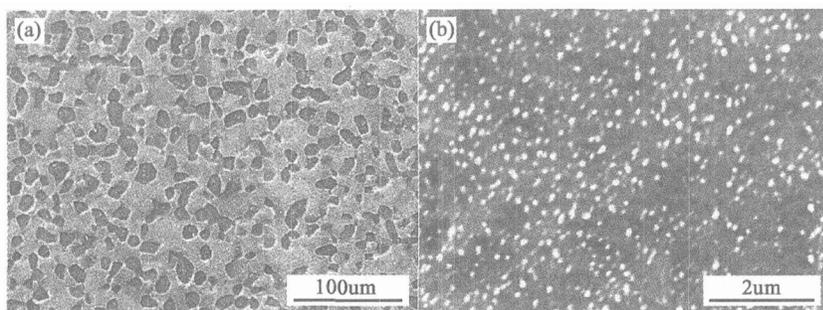


图 2 1000°C / 2h OQ + 750°C / 2h AC 热处理后 TG6 合金棒材的 SEM 显微组织  
(a) 双态组织, 初生  $\alpha$  相含量约 40%; (b) 原  $\beta$  转变组织中析出的硅化物

Fig 2 SEM microstructure of 1000°C / 2h OQ + 750°C / 2h AC heat treated TG6 alloy bars  
(a) Bi-modal structure, about 40% primary  $\alpha$ ; (b) Silicides precipitated from original  $\beta$  transformed structure

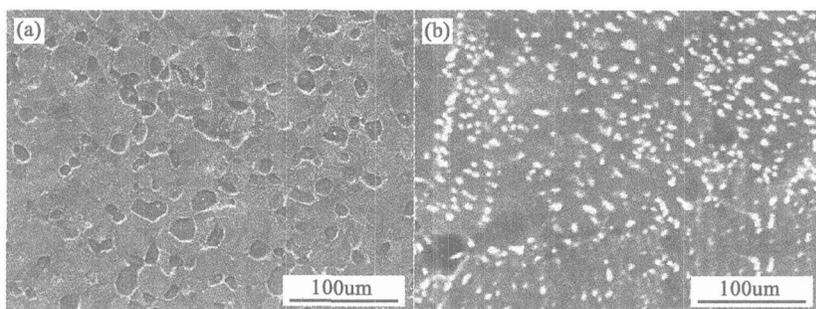


图 3 1020°C / 2h OQ + 750°C / 2h AC 热处理后 TG6 合金棒材的 SEM 显微组织  
(a) 双态组织, 初生  $\alpha$  相含量约 20%; (b) 原  $\beta$  转变组织中析出的硅化物

Fig 3 SEM microstructure of 1020°C / 2h OQ + 750°C / 2h AC heat treated TG6 alloy bars  
(a) Bi-modal structure, about 20% primary  $\alpha$ ; (b) Silicides precipitated from original  $\beta$  transformed structure

### 3 分析和讨论

航空发动机压气机上长期使用的钛合金部件, 要求其材料具有优异的热强性, 而且为了增加部件的使用寿命, 还要求材料具有良好的组织稳定性和良好的抗氧化能力<sup>[4]</sup>。TG6 钛合金是针对高推重比航空发动机压气机高压段部位高温复杂苛刻的服役环境要求而设计的, 在合金化设计时采用了多元复合强化和弥散强化的强化方式, 合金化时加入了较高含量的  $\alpha$  稳定化元素 Al 和中性元素 Sn、Zr, 并加入一定含量的弱  $\beta$  稳定化元素 Ta、Nb, 另外还通过添加较高含量的 Si (0.4wt%), 在热处理状态析出细小弥散的硅化物颗粒, 起到弥散强化作用, 从而提高合金的热强性能。根据 Rosenberg 的 Al 当量经验公式, TG6 钛合金的 Al 当量为 8.60 (假定合金的氧含量为 0.1%), 因此, 在 600°C 左右环境下长期使用过程中将会在  $\alpha$  相中析出与  $\alpha$  共格的长程有序的

$\alpha_2$  相, 从而导致合金的塑性降低, 影响合金长期使用的力学性能和使用可靠性。为了保证高温钛合金部件的使用寿命和使用可靠性, 尽量减小合金的脆化, 通过变形和热处理等合理控制组织是提高高温钛合金热稳定性的重要途径。在钛合金中的几种典型组织类型中, 等轴组织和双态组织具有良好的塑性和热稳定性。为了使得合金的强度、塑性、稳定性和疲劳强度等性能具有一个良好的匹配, TG6 钛合金棒材和叶片宜采用双态组织, 而双态组织中初生  $\alpha$  相的含量和尺寸对合金的力学性能影响很大, 因此, 为了获得优良的韧性和热稳定性, 应通过选择适当的固溶处理温度和冷却方式以及后续的时效, 以控制初生  $\alpha$  相的含量、 $\beta$  转变组织的形态以及微观沉淀相的析出。

对于近  $\alpha$  钛合金的 TG6 钛合金来说, 合金稳定态的  $\beta$  相含量极少, 因此, 可热处理强化效果相应较小。从表 2 可以看出, 随着固溶温度升高, 初生  $\alpha$  相减少, 室温拉伸的强度略有提高, 拉伸塑性略有下

降。表 3 中的塑性保持率代表了合金的热稳定性的数值。对比表 2 和表 3 的拉伸性能数据可以看出, 经过  $600^{\circ}\text{C}/100\text{h}$  的试样热暴露后, 合金的拉伸强度增加  $30\sim 50\text{MPa}$  而塑性则明显下降, 热处理后的 TG6 钛合金棒材,  $600^{\circ}\text{C}/100\text{h}$  试样热暴露后的室温拉伸延伸率 ( $\delta_5$ ) 保持了原始延伸率的 81%, 断面收缩率保持了原始的 55%; 而热处理的 TG6 钛合金棒材,  $600^{\circ}\text{C}/100\text{h}$  试样热暴露后合金的室温拉伸延伸率保持率为 58%, 断面收缩率保持率则降低到了

原始值的 34%。可见, 初生  $\alpha$  相含量对 TG6 钛合金的热稳定性具有较大的影响, 特别是对断面收缩率的影响相对更为显著。图 4 和图 5 分别显示了两种热处理制度对应的室温拉伸试样及其经  $600^{\circ}\text{C}/100\text{h}$  试样热暴露后拉伸试样的断口形貌, 虽然均显示了韧性断裂的韧窝特征, 但与不经热暴露的室温拉伸试样断口相比, 热暴露后的室温拉伸试样断口表面更为平直, 韧窝浅且小, 表现为拉伸塑性的下降。

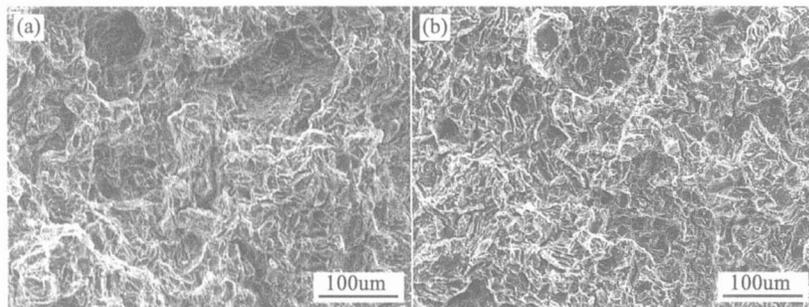


图 4 热处理及其热暴露后室温拉伸试样的断口 SEM 形貌

(a) 室温拉伸试样; (b) 试样热暴露拉伸试样

Fig 4 Fracture surface of TG6 tensile and thermal stability specimens of heat treatment

(a) Room temperature tensile test (b) thermal stability test

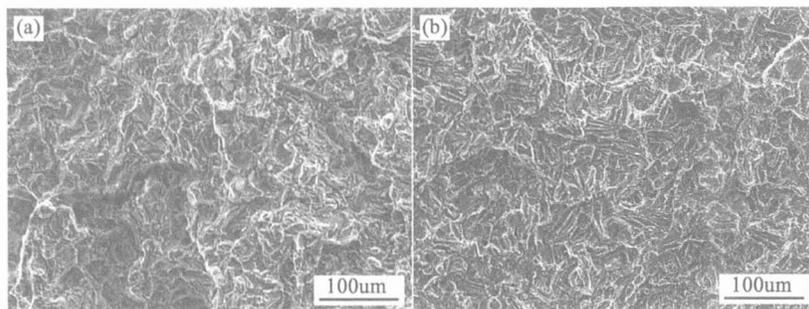


图 5 热处理及其热暴露后室温拉伸试样的断口 SEM 形貌

(a) 室温拉伸试样; (b) 试样热暴露拉伸试样

Fig 4 Fracture surface of TG6 tensile and thermal stability specimens of heat treatment

(a) Room temperature tensile test (b) thermal stability test

钛合金拉伸塑性的大小与拉伸微区变形不均匀的程度和滑移带的长度、间距有关, 随着滑移带间距的减小, 材料断裂前所能承受的塑性变形能力增加, 塑性值提高<sup>[5]</sup>。与片层组织相比, 等轴组织的滑移带间距小, 因此, 具有更高的塑性变形能力。等轴组织和双态组织的拉伸变形是在等轴初生  $\alpha$  的个别晶粒中以滑移开始的, 随着变形程度的增加, 滑移占据越来越多的  $\alpha$  晶粒, 并向周围的  $\beta$  转变组织扩展,  $\beta$  转变组织的片状结构中不同片层具有相同的惯习面, 位错能迅速穿过互相平行的  $\alpha$  片, 容易出

现粗滑移带和微区变形不均匀, 促进孔洞的形成和发展, 导致试样过早断裂。因此, 初生  $\alpha$  含量的多少影响滑移带的间距和微区变形的均匀程度, 从而影响塑性变形能力。初生  $\alpha$  含量越多, 在初生  $\alpha$  中的滑移程度高, 从而具有更高的塑性值。

引起合金热稳定性下降的主要原因有三个方面:  $\alpha_2$  沉淀相的析出; 硅化物颗粒的析出; 表面氧化层。

在两相区固溶处理时, 合金元素将发生再分配,  $\alpha$  稳定化元素在初生  $\alpha$  相中富集,  $\beta$  稳定化元素在

$\beta$  相中富集, 在 600°C 长期热暴露过程中,  $\alpha_2$  相主要是从双态组织中的球状初生  $\alpha$  相上共格析出。 $\alpha_2$  相是指以  $Ti_3Al$  为基的有序相, 其空间群结构为  $D0_{19}$  型。它与  $\alpha$  相的区别在于:  $\alpha$  相是无序相, 而  $\alpha_2$  相为长程有序相。两者的取向关系为:  $(0001)\alpha_2 // (0001)\alpha$ ,  $\langle 0001 \rangle \alpha_2 // \langle 2110 \rangle \alpha$ ;  $\alpha_2$  相晶胞尺寸与  $\alpha$  相晶胞尺寸关系为:  $c_{\alpha_2} = c_{\alpha}$ ;  $a_{\alpha_2} = 2a_{\alpha}$ <sup>[6]</sup>。 $\alpha_2$  相析出的数量和尺寸与初生  $\alpha$  相中  $\alpha$  稳定化元素的含量有关, 即初生  $\alpha$  相中的  $\alpha$  稳定化元素含量越高, 其 Al 当量也越高,  $\alpha_2$  相析出的数量将越多。拉伸变形时, 当位错运动遇到  $\alpha_2$  颗粒时, 会切割  $\alpha_2$  颗粒, 不仅破坏了有序结构而引入有序能, 而且切割以后, 下一个位错在同一滑移面内运动所需的应力变小, 使得更容易在已活动的滑移面上运动, 在其它滑移面内滑移困难, 使得滑移过程有平面化趋向。较多的位错集中在较少的滑移面内, 形成共面位错塞积, 造成应力集中而成为裂纹源<sup>[7]</sup>。裂纹的生核和扩展, 促进了材料由韧性断裂向脆性断裂方式的转变。

为了提高高温钛合金的高温蠕变抗力, 几乎所有的高温钛合金中都加入了不同含量的硅。硅是  $\beta$  相稳定化元素, 在  $\alpha$  相和  $\beta$  相两相处于平衡状态时,  $\beta$  相中的硅含量要高于  $\alpha$  相中的硅含量, 因此, 双态组织中的硅化物主要是在  $\beta$  转变组织中析出。TG6 钛合金中含有 0.4% 的硅, 在时效过程中, 在原  $\beta$  转变组织上析出均匀细小的硅化物, 见图 2b 和图 3h, 硅化物颗粒的尺寸在 0.1  $\mu m$  左右, 即在热暴露之前, 硅化物相已经基本处于平衡状态。从表 2 的拉伸塑性可见, 在 TG6 钛合金中尽管有大量弥散的硅化物的析出, 但合金仍保持了良好的塑性, 因此可以认为, 硅化物的析出对合金塑性的影响不是合金热稳定性下降的最主要因素。

限制高温钛合金在 600°C 及其更高温度下使用的一个重要因素是表面氧化, 影响钛合金氧化程度的因素除了温度和时间以外, 还与合金成分和组织类型有关<sup>[8]</sup>。TG6 钛合金在进行成分设计时充分考虑了高温氧化的因素, 因此, 在选择合金化元素时采用了提高钛合金抗氧化能力的 Nb, Ta, Si 等元素, TG6 合金热稳定性试样断口表面的氧化层很薄, 显示了该合金良好的高温抗氧化能力。在拉伸过程中, 脆性的氧化层一般首先启裂, 成为拉伸断裂的裂纹源。但 TG6 钛合金具有良好的高温抗氧化能力, 因此, 合金经 600°C / 100h 热暴露后生成的氧化层很

薄, 没有成为合金热稳定性下降的最主要因素。当然, 随着热暴露时间的增加, 氧化层的厚度也在不断增加, 表面氧化对合金热稳定性下降的作用将愈来愈突出, 因此, 对于航空发动机使用几千小时长寿命的要求, 在 600°C 左右环境下长期服役的高温钛合金, 仍要充分考虑表面氧化的因素, 特别对于薄截面的叶片类零件, 通过合金成分的设计、表面改性等技术提高合金的抗氧化能力。

## 4 结 论

(1) 随着固溶温度的提高和初生  $\alpha$  含量的相应减少, TG6 钛合金双态组织的室温拉伸强度略有提高, 塑性略有下降;

(2) 经 600°C / 100h 试样热暴露后, TG6 钛合金的室温拉伸强度增加, 而塑性明显下降, 初生  $\alpha$  相含量越少, 热稳定性的塑性损失程度越大;

(3) 导致 TG6 钛合金热暴露后塑性下降的因素有共格  $\alpha_2$  相析出、硅化物析出及表面氧化, 其中占主导作用的是共格  $\alpha_2$  相析出。

## 参考文献:

- [1] L TJERNING G, WILLIAMS J.C. Titanium[M]. Springer 2003
- [2] BANIA Paul J. Next generation titanium alloys for elevated temperature service[J]. ISIJ International 1991, 31(8): 840-847.
- [3] MOISEYEV Valentin N. Titanium Alloys Russian Aircraft and Aerospace Applications[M]. CRC press, 2006
- [4] WILLIAMS James C, SFARKE Edgar A. Progress in Structural Materials for Aerospace Systems[J]. Acta Materialia 2003 51(19): 5775-5799
- [5] 周义刚, 曹春晓, 曾卫东, 等. 钛合金高温形变强韧化机理[J]. 金属学报, 1999, 35(1): 45-48
- [6] 张廷杰. 钛合金相变的电子显微镜研究(一): 耐热钛合金中的有序相  $Ti_3Al$  沉淀[J]. 稀有金属材料与工程, 1990(2): 74-78
- [7] MADSEN A, ANDRIEU E, GHONEM H. Microstructural changes during aging of a near- $\alpha$  titanium alloy[J]. Mater Sci Eng(A), 1993, 171(1-2): 191-197
- [8] LAYERS C, PETERS M, KAYSSER W A. Influence of microstructure on oxidation behavior of near- $\alpha$  titanium alloys[J]. Materials Science and Technology, 1996, 72(3): 213-218

# Effect of Primary $\alpha$ Phase Volume Fraction on Tensile Property and Thermal Stability of Near-Alpha TG6 Titanium Alloy

DUAN Rui CAI Jian-ming LI Zhen-xi

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract** The effect of primary  $\alpha$  phase volume fraction on the tensile property and thermal stability of the near- $\alpha$  TG6 Ti-alloy is investigated using mechanical properties testing and fracture analysis. The tensile strength and ductility have no obvious difference when the primary  $\alpha$  fraction varies from 20% to 50%. While the specimens are subjected to 600°C /100h exposition in the high temperature air environment, the tensile strength increases slightly and the specimens decrease seriously. The degree of ductility degradation is strongly depended on the equiaxed primary  $\alpha$  fraction. Decreasing the primary  $\alpha$  fraction may accelerate the ductility loss after thermal exposition. There are several structural and environmental factors enhance the ductility degradation for TG6 alloy, such as coherent  $\alpha_2$  precipitation, silicide and surface oxidation, contrastively, coherent  $\alpha_2$  precipitation during the thermal exposition plays the most important role.

**Key words** primary  $\alpha$  phase; high temperature titanium alloy; bimodal structure; thermal stability