

# 热处理对 650 短时用 Ti650 板材 显微组织和力学性能的影响

卢斌 杨锐

(中国科学院金属研究所钛合金研究部, 沈阳 110016)

**文摘** 研制了一种 Ti - Al - Sn - Zr - Mo - W - Si 系 650 短时应用的 Ti650 钛合金板材。采用光学显微镜和扫描电镜分析了不同的热处理制度对 11 mm 和 2 mm 厚两种规格板材的显微组织的影响, 并测试了力学性能。结果表明: 经三重热处理后, Ti650 钛合金拥有良好的室温、650 拉伸性能和室温冲击性能。

**关键词** 钛合金, 热处理, 显微组织, 性能

## Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Ti650 Alloy Sheet for Short-Term Use at 650

Lu Bin Yang Rui

(Titanium Alloys Division, Institute of Metal Research, CAS, Shenyang 110016)

**Abstract** The sheet of Ti650 alloy, a Ti - Al - Sn - Zr - Mo - W - Si titanium alloy, for short-term use at 650 has been developed. The effects of heat treatment on the microstructure of 11 mm thick plate and 2 mm thick sheet of this alloy are examined by optical microscopy and scanning electron microscopy, and the mechanical properties are evaluated. It is found that Ti650 alloy possesses a desired combination of excellent tensile properties both at room temperature and at 650 as well as good impact toughness at room temperature after a triple heat treatment.

**Key words** Titanium alloy, Heat treatment, Microstructure, Mechanical property

### 1 前言

钛合金因密度低、比强度高、耐腐蚀等优点在航天航空领域得到了广泛的应用。随着飞行器飞行速度不断提高,对钛合金的工作温度和使用性能也提出了更高的要求。目前,航空长时用高温钛合金的最高使用温度只能达到 600。典型合金有 M834<sup>[1]</sup>、Ti - 1100<sup>[2]</sup>、BT36<sup>[3]</sup>和 Ti - 60<sup>[4]</sup>。除 BT36 以外,这些合金几乎均为 Ti - Al - Sn - Zr - Mo - Si 系近型钛合金,它们的 Al 当量均为 7.5;这 4 种合金的稳定系数  $K$  值分别为 0.06、0.04、0.32、0.11。但若继续增加近型钛合金中对相的固溶强化起决定性作用的 Al、Sn、Zr 等元素,容易导致有序相  $Ti_3X$  (Al, Sn 等)析出而使合金变脆,降低材料的工艺塑性,不利于薄板等部件的成型。因此近型钛合金的使用温度和强度进一步提高的潜力不大。

(+ )两相高温钛合金具有优异的室温强度和加工塑性,只是由于在长时间热暴露过程中过多残留

的相可能会进一步发生分解,导致组织不稳定,限制了 (+ )两相钛合金在需要高温长时间服役领域的应用。但在高温短时应用的背景下,这个因素不再重要。为此,研制了一种 Ti - Al - Sn - Zr - Mo - W - Si 系 (+ )两相钛合金 Ti650,期望通过增加高熔点稳定元素 (Mo, W) 的含量,在保持良好加工性的同时,进一步提高 650 的短时强度;Ti650 合金的 Al 当量为 7.8, 稳定系数  $K$  值为 0.55。

### 2 实验

原材料选用一级海绵 Ti、海绵 Zr、Al 和中间合金,采用中国科学院金属研究所的 ZHT - 650 真空自耗电弧炉经 3 次熔炼得到 200 kg 铸锭。通过单相区锻造开坯和最终在 (+ )两相区分别轧制成 11 mm 和 2 mm 厚两种规格的板材。沿板材轧制方向取样,在 SX2 型箱式电阻炉内进行热处理,热处理制度见表 1。在日本岛津 DCS - 25T 电子拉伸试验机上分别按照国标 GB/T228—2002 和 GB/T4338—2006 测

收稿日期: 2007 - 09 - 30

作者简介: 卢斌, 1968 年出生, 副研究员, 主要从事高温金属间化合物与耐热钛合金领域的研究工作  
宇航材料工艺 2007 年 第 6 期

定试样的室温和 650 拉伸性能,在 JB 30B 冲击试验机上测定试样的室温冲击性能。通过 ZEISS - AXD-VER200MAT 型金相显微镜和 JSM - 5600 型扫描电镜观察合金的微观组织。

表 1 Ti650 钛合金热处理制度<sup>1)</sup>

Tab 1 Heat treatment scheme for Ti650 alloy

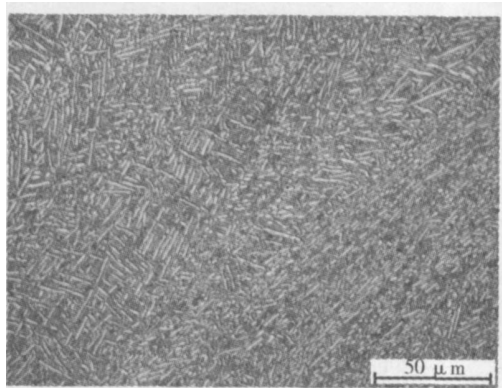
编号	热处理制度
1 <sup>#</sup>	890 /1 h, AC + 600 /2 h, AC
2 <sup>#</sup>	950 /1 h, AC + 600 /2 h, AC
3 <sup>#</sup>	950 /1 h, AC + 830 /1 h FC 至 600 /2 h, AC
4 <sup>#</sup>	875 /30 min, AC + 600 /2 h, AC
5 <sup>#</sup>	920 /30 min, AC + 600 /2 h, AC
6 <sup>#</sup>	950 /30 min, AC + 600 /2 h, AC
7 <sup>#</sup>	950 /30 min, AC + 830 /30 min, AC + 600 /2 h, AC

注: 1) 11 mm 厚板材采用 1<sup>#</sup> ~ 3<sup>#</sup> 制度; 2 mm 厚板材采用 4<sup>#</sup> ~ 7<sup>#</sup> 制度; AC 为空冷; FC 为炉冷。

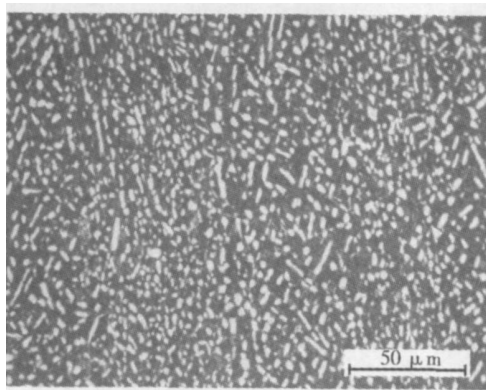
### 3 结果与分析

#### 3.1 不同热处理制度对 Ti650 钛合金显微组织的影响

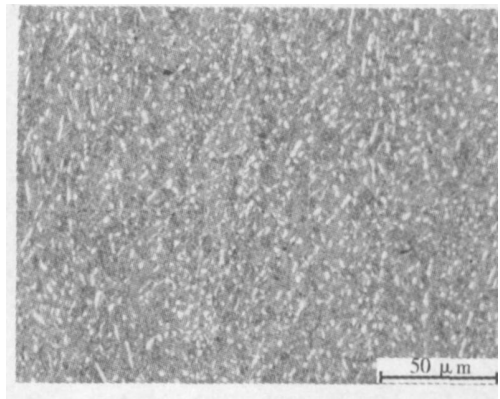
图 1 给出了不同热处理制度下 11 mm 厚板材的光学显微组织照片。从图 1(a) 可见, 经 1<sup>#</sup> 制度处理后的样品具有细板条状与等轴状混合的组织, 这主要是由于在两相区变形不够充分, 相的储存能还不足以促使其经 890 固溶后完全再结晶成等轴状晶粒。随着固溶温度的提高, 初生相减少并趋于等轴化。



(a) 1<sup>#</sup>制度



(b) 2<sup>#</sup>制度



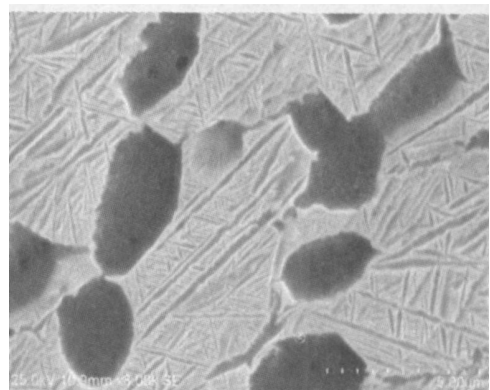
(c) 3<sup>#</sup>制度

图 1 Ti650 钛合金 11mm 厚板材显微组织照片

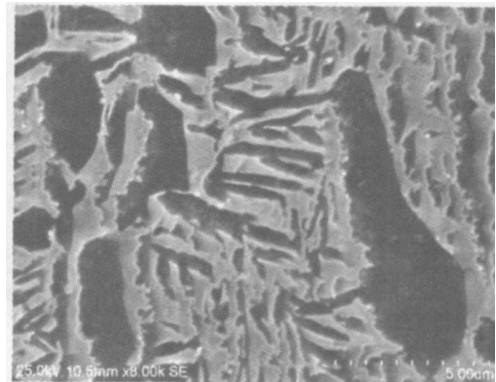
Fig 1 Microstructures of 11 mm thick Ti650 alloy plate

图 2 为 Ti650 钛合金 11 mm 厚板材的 SEM 照片。

可以看出, 2<sup>#</sup> 制度处理后试样中的次生相板条非常细, 呈现为针状, 这主要是由于 Ti650 钛合金的 Mo 当量较高, 淬透性很强, 合金在空冷处理时, 转变组织中的次生相来不及长大造成的。这种针状次生相相对基体有很好的强化效果。3<sup>#</sup> 制度处理的试样, 由于第二重固溶处理和冷却速度降低的共同影响, 使转变组织中的次生相有足够的时间形核长大, 明显变宽变短。一般认为这种次生相是一种韧性相, 增加其厚度可以显著提高合金冲击韧性。



(a) 2<sup>#</sup>制度



(b) 3<sup>#</sup>制度

图 2 Ti650 钛合金 11mm 厚板材的 SEM 照片

Fig 2 SEM images of 11 mm thick plate of Ti650 alloy

图 3 给出了不同热处理制度下的 2 mm 厚板材显微组织。可以看出, 4<sup>#</sup>制度试样的组织呈现网篮状, 这主要是由于在两相区变形不够充分, 相的储存能还不足以促使其经 875 °C 固溶后完全再结晶成等轴状晶粒。随着固溶温度的提高, 初生相的体积分数减少。由于 Ti650 钛合金中 Mo 当量较高, 淬透性极强, 再加上 2 mm 厚板材尺寸的影响促使合金

空冷时, 冷却速度极快, 转变组织中的次生相来不及长大, 在光学显微镜下很难分辨。而经三重热处理即在两相区的中部再加一次固溶处理的试样, 可以促使晶间转变组织中的次生相充分形核长大, 变宽变短; 有的次生相甚至已呈现颗粒状, 难于和初生相区分。

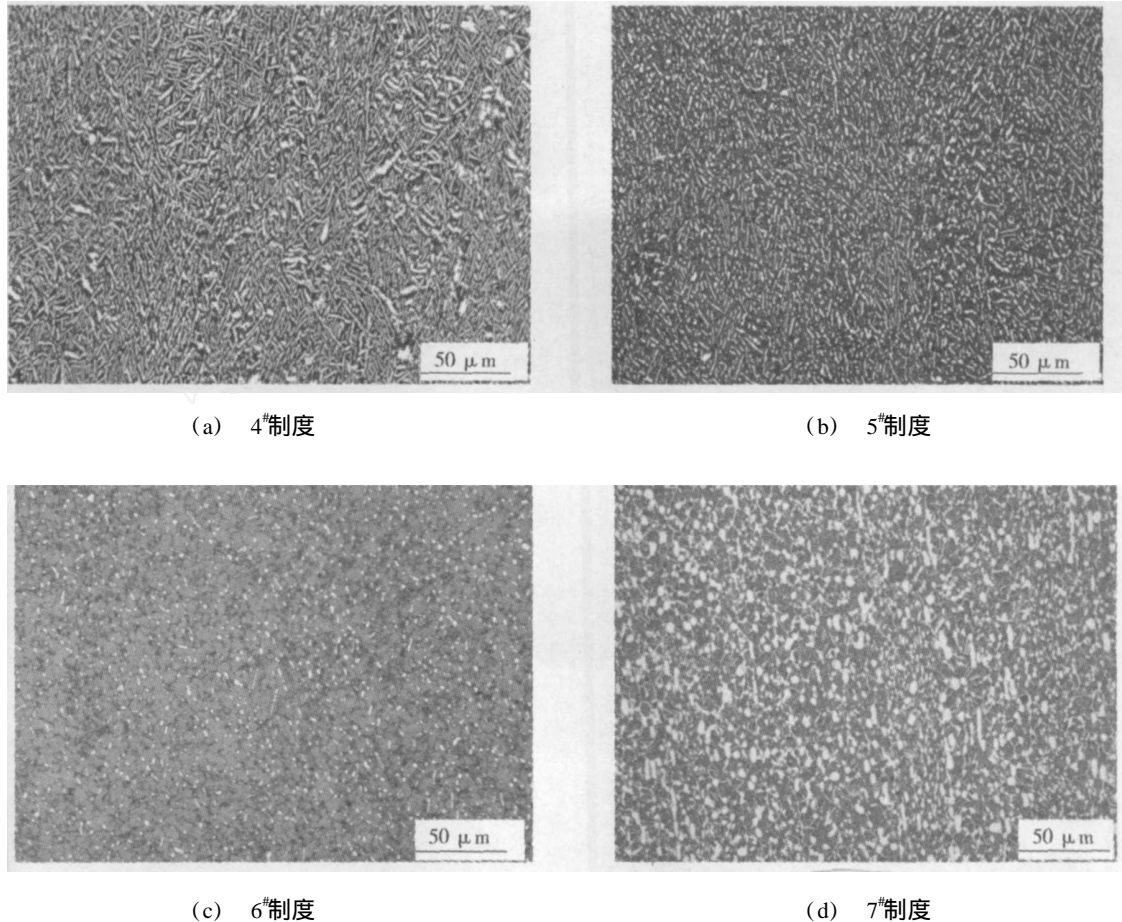


图 3 Ti650 钛合金 2 mm 厚板材显微组织照片

Fig 3 Microstructures of 2 mm thick Ti650 alloy sheet

### 3.2 不同热处理工艺对 Ti650 钛合金性能的影响

#### 3.2.1 11 mm 厚板材性能

##### 3.2.1.1 拉伸性能

表 2 给出了 Ti650 钛合金 11 mm 厚板材不同热处理制度下的室温和高温力学性能。从表 2 可以看出, 在室温下, 等轴 + 板条的混合组织比双态组织的强度高, 但塑性较差。这主要是因为与两相区上部 (950 °C) 固溶处理相比较, 试样在两相区下部 (890 °C) 固溶处理后空冷过程中残留相更稳定, 没有或很少发生分解, 起到了类似水淬的效果。在随后的时效过程中, 经 890 °C 固溶的残留相过饱和度更高, 更易于分解, 生成细小的针状次生相, 强化效果更好, 导致强度反而更高。但是在拉伸过程中, 首先会在初生相和转变相的相界面上形成空洞, 随着

拉伸形变程度的增加, 在必须穿过基体之前, 这些空洞沿着相界面长大<sup>[5]</sup>。本来颗粒对空洞长大起着阻碍作用, 但由于混合组织中初生相之间彼此连接, 使空洞不必穿过基体, 直接沿着界面长大直至断裂。从而导致采用 1<sup>#</sup>热处理制度的试样塑性恶化。而对于采用 2<sup>#</sup>和 3<sup>#</sup>热处理制度的试样, 其塑性的差异是由于: 在两个相颗粒之间, 空洞沿着片状集团的边界长大。当微裂纹在图 2(b) 所示的显微组织中扩展时, 路径更曲折, 故拉伸塑性较高。同时由于宽而粗的次生相是一种韧性相, 强化效果比针状相弱得多, 所以经 3<sup>#</sup>制度处理后的试样室温强度最低, 塑性最好。而在 650 °C 高温下, 恰恰相反, 经 3<sup>#</sup>制度处理后试样的强度, 特别是屈服强度最高。这可能是由于在高温下晶界强化效果减弱<sup>[6]</sup>, 而宽且短的

次生 相有效地减少了晶界、亚晶界的面积,从而提高了屈服强度。

表 2 Ti650 钛合金 11 mm 厚板材的室温和 650 拉伸性能  
Tab 2 Tensile properties of 11 mm thick Ti650 alloy plate at RT and 650

热处理制度	室 温				650		
	s /MPa	b /MPa	/%	/%	s /MPa	b /MPa	/%
1#	1250	1365	6.5	10	465	645	42
2#	1170	1260	9.0	18	435	625	55
3#	1080	1150	11.8	23	520	660	44

### 3.2.1.2 冲击性能

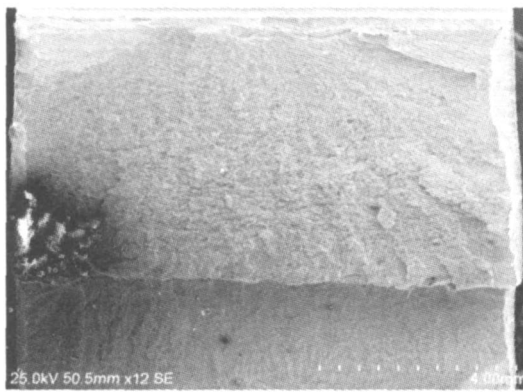
表 3 给出了 Ti650 合金 11 mm 板材沿轧制方向取样在不同热处理条件下的室温 U 型冲击试样的冲击性能,可以看出,经三重热处理后试样的冲击韧性值明显高于两重热处理后的试样。这主要是由于在三重热处理中第二重固溶处理和随后冷却速度的降低,使晶间转变 相中的次生 相发生明显宽化,其强化效果比空冷处理中的针状 相更弱,是一种韧性相。当扩展的裂纹与之相遇时,会产生塑性变形,消耗较多的能量。从而吸收变形功、松弛应力集中,

并使裂纹尖端的曲率半径增大而钝化,使裂纹难以进一步扩展;再者,由于裂纹总是沿着消耗扩展功最少的路径和方式进行,所以沿着需要消耗扩展功最大的路径裂纹难以扩展,迫使裂纹改变扩展方向,从而提高了合金的韧性。

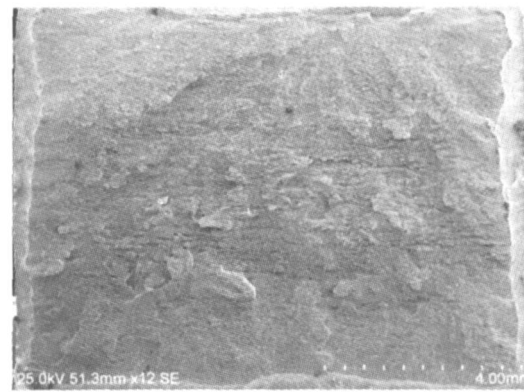
表 3 Ti650 钛合金 11 mm 厚板材的冲击性能  
Tab 3 Impact toughness of 11 mm thick Ti650 alloy plate

热处理制度	$a_{KU} / J \cdot cm^{-2}$	$A_{KU} / J$
1#	24	30
2#	23	29
3#	35	43

图 4 给出了冲击试样的宏观断口。一般说来,冲击断口有三个区域:纤维区、放射区和剪切唇。若材料的塑性足够好,则放射区会完全消失,这个断口上将只有纤维区和剪切唇两个区域。随着断口上纤维区和剪切唇面积的增大,冲击断裂能量发生剧增,所以断口上纤维区和剪切唇的大小可以定性地反映试样冲击韧度的好坏。从图 4 可以看出,图 4(b)的试样与图 4(a)的试样相比,剪切唇较大,显然没有放射区,所以冲击韧度高,这与实验结果是一致的。



(a) 1#制度



(b) 3#制度

图 4 Ti650 钛合金 11 mm 厚板材冲击试样宏观断口照片

Fig 4 Macro fractographs of impact specimens of 11 mm thick Ti650 alloys plate

### 3.2.1.3 Ti650 钛合金与其他几种高温钛合金性能比较

从表 4 可以看出, Ti650 钛合金 11 mm 厚板材具有优异的综合机械性能。该合金不仅具有优异的冲击韧性,而且与前述其他 4 种 600 高温钛合金相比,在室温塑性相当条件下,其室温强度最高;600 的拉伸性能明显高于这 4 种高温钛合金的强度水平;650 的拉伸性能达到了另外 4 种高温钛合金在 600 的强度水平。

### 3.2.2 2 mm 厚板材拉伸性能

— 80 —

表 5 给出了 Ti650 合金 2 mm 板材不同热处理条件下的室温和高温拉伸性能。从表 5 中可以看出,随着固溶温度的升高,与 11 mm 厚板材不同,2 mm 厚板材的室温强度不断提高,塑性不断降低。这主要是由于 Ti650 钛合金淬透性很强,2 mm 板材较 11 mm 板材薄,空冷时冷却速度很快,使 相在空冷时来不及转变,起到了水淬的效果。在随后的低温时效时发生分解,形成了针状次生 强化相,起到了强化作用,且固溶温度越高,空冷后残留的 相越多,时效分解后强化效果越明显,故而强度越高。但随着初生

宇航材料工艺 2007 年 第 6 期

相的减少,塑性降低。采用三重热处理,在两相区的中下部固溶一段时间,使晶间转变组织中的次生相长大变宽,甚至部分条状次生相已呈现颗粒状,与初生相在形态上区分不开。随相含量

增加,平均自由程<sup>[6]</sup>缩短,再加上细小的片状集团增加了裂纹扩展的曲折性,合金的塑性因此提高,但这种次生相是一种韧性相,会导致合金强度降低。

表 4 几种高温钛合金性能的比较<sup>[4,7]</sup>

Tab 4 Comparison of properties of some high temperature titanium alloys

合金	室 温				高 温 <sup>1)</sup>			
	s	b	/%	/%	s	b	/%	/%
	/MPa	/MPa			/MPa	/MPa		
Ti60	1030	1100	11	18	580	700	14	27
MB34	960	1070	14	20	550	680	15	50
Ti1100	860	960	11	18	530	630	14	30
BT36	-	1080	10	15	-	640	-	-
Ti650	1080	1150	12	23	620	720	41	-
Ti650	1080	1150	12	23	520	660	44	-

注:1) Ti650为 600 拉伸,其他合金为 650 拉伸。

表 5 Ti650 钛合金 2 mm 厚板材的室温和 650 拉伸性能

Tab 5 Tensile properties of 2 mm thick Ti650 alloy plate at RT and 650

热处理制度	室 温			650		
	s	b	/%	s	b	/%
	/MPa	/MPa		/MPa	/MPa	
4 <sup>#</sup>	1380	1460	10.5	445	705	50
5 <sup>#</sup>	1500	1630	4.5	430	745	55
6 <sup>#</sup>	1690	1810	-	480	835	52
7 <sup>#</sup>	1380	1450	8.0	480	765	40

值得注意的是,由三重热处理引入的这种韧性相,和 11 mm 厚板材中的情形一样,在不显著降低合金断裂强度的条件下,可以提高合金的屈服强度。这主要也是由于随着晶间转变组织中的次生相长大变宽、变短,减少了晶界和亚晶界面积,弱化了高温下晶界的影响造成的。但这种三重热处理对 2 mm 厚板材屈服强度的提高没有 11 mm 厚板材的效果显著。这可能是由于两种板材的变形量不同,且 2 mm 厚板材的第二重固溶温度和固溶时间参数未经优化。

#### 4 结论

(1) 研制了一种 Ti - Al - Sn - Zr - Mo - W - Si 体系的 Ti650 钛合金,该合金属于 ( + ) 型,适于高温短时应用。该合金的板材加工性能良好,在 650 的瞬时拉伸强度和目前高温钛合金在 600 的瞬时拉伸强度相当。

(2) Ti650 合金经三重退火处理可以获得理想的

综合性能。由三重热处理中的第二重固溶处理引入的宽而短的晶间转变组织中的次生相可以显著提高合金的韧性。

#### 参考文献

- Chandler H. Heat treater's guide, practices and procedures for nonferrous alloys Metal Park, Ohio: ASM International 1996: 511
- Bania P J. An advanced alloy for elevated temperatures JOM, 1988; (3): 20
- Tetyukbin V, Levin I, Ilyenko V et al Heat-resistant titanium alloys with enhanced heat resistance, thermal Stability. In: Blenkinsop P A, Evans W J, Flower H M eds Titanium 95: science and technology. London: The Institute of Materials, 1996: 2 430
- Zhang S Z, Li G P, Wang Q J et al Effect of carbon on upper ( + ) phase field of Ti - 5.6Al - 4.8Sn - 2.0Zr - 1Mo - 0.34Si - 0.7Nd titanium alloy. Mater Sci Technol, 2004; 20(2): 167
- Greenfield M A, Pierce C M, Hall J A. The Effect of microstructure on the control of mechanical properties in alpha-beta titanium alloys. In: Jaffee R I, Burte H M eds Titanium Science and Technology. Vol 3. New York: Plenum Press, 1973: 1 731
- 萨维茨基 EM. 温度对金属及合金机械性能的影响. 北京:中国工业出版社,1965: 32
- Liu B C. Development and application of aeronautical structural application for 21<sup>st</sup> century in China Adv Mater Process, 2001: 39

(编辑 李洪泉)