

# 淬火温度对 Ti-3Al-4.5V-5Mo 钛合金形变诱发马氏体的影响

Effect of Quenching Temperature on Deformation-induced Martensite of Ti-3Al-4.5V-5Mo Titanium Alloy

李兴无<sup>1,2</sup>, 沙爱学<sup>2</sup>, 储俊鹏<sup>2</sup>, 张雷<sup>1</sup>, 路民旭<sup>1</sup>

(1 北京科技大学 材料科学与工程学院,

北京 100083; 2 北京航空材料研究院, 北京 100095)

LI Xing-wu<sup>1,2</sup>, SHA Ai-xue<sup>2</sup>, CHU Jun-peng<sup>2</sup>, ZHANG Lei<sup>1</sup>, LU Min-xu<sup>1</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology

Beijing, Beijing 100083, China; 2 Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

摘要: 通过测试不同淬火温度下的拉伸应力应变曲线、750~790℃淬火拉伸断裂后均匀变形区域的 X 射线衍射谱研究了淬火温度对 Ti-3Al-4.5V-5Mo 钛合金形变诱发马氏体的影响。结果表明: 该合金在 750~790℃淬火后拉伸变形机制为亚稳定β相变形诱发马氏体转变, 790℃淬火合金在 6.5% 的变形量下亚稳定β相基本完全转变为α''马氏体。790℃淬火后拉伸形成应力诱发马氏体, β<sub>立方</sub>→α''<sub>o</sub>; 750℃淬火后拉伸形成应变诱发马氏体, β<sub>立方</sub>→β<sub>正方</sub>→α''<sub>ε</sub>。形变诱发α''相在拉伸变形时发生晶格重新取向: [010]α''方向平行于拉伸轴线, [100]α''方向垂直于拉伸轴线。

关键词: Ti-3Al-4.5V-5Mo; 形变诱发马氏体; α''相

中图分类号: TG146.2+3 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2007)09-0003-06

**Abstract:** Effect of quenching temperature on deformation-induced martensite of Ti-3Al-4.5V-5Mo titanium alloy was investigated by testing tensile stress-strain curves at different quenching temperatures and XRD patterns of uniform deformation areas of the fracture tensile samples. The result shows that the tensile deformation mechanism of the alloy quenching at 750-790℃ is deformation-induced martensite of metastable β phase, which is nearly fully transformed to α'' martensite at 6.5% deformation degree in the alloy quenching at 790℃. Stress assisted martensite is formed through β<sub>cubic</sub>→α''<sub>o</sub> by drawing the tensile samples quenching at 790℃ while strain-induced martensite is obtained through β<sub>cubic</sub>→β<sub>tetragonal</sub>→α''<sub>ε</sub> quenching at 750℃. Reorientation of deformation-induced α'' martensite occurs during tensile deformation: [010]α'' direction parallel with tensile axis while [100]α'' direction perpendicular to tensile axis.

**Key words:** Ti-3Al-4.5V-5Mo; deformation-induced martensite; α'' phase

形变诱发马氏体, 是合金的变形方式之一, 并对合金的力学性能产生巨大的影响。例如, 在一些钢中, 当在变形过程中形成应变诱发马氏体时, 延伸率将大大提高, 这种现象称之为相变诱发塑性。对钛合金形变诱发马氏体的研究主要集中在 β-CeZr<sup>[1,2]</sup>, Ti-1023<sup>[3]</sup> 等近β合金和部分两相合金, 如 SP700<sup>[4]</sup>, Ti-6246<sup>[5]</sup> 等。研究表明, 当发生形变诱发马氏体时, 在应力-应变曲线上会出现很低的屈服点, 合金的延伸率也有所提高。

Ti-3Al-4.5V-5Mo 钛合金 β 稳定系数约为 0.8, 属于马氏体型亚临界成分钛合金。由于该合金成分接近临界成分, 经过热机械处理后, 可以获得晶粒尺寸在微米量级的细晶组织。这是保证该合金具有良好塑性

的基础。为了适应更高的要求, 通过相变诱发塑性为进一步提高该合金的塑性提供了可能性。本工作研究了 Ti-3Al-4.5V-5Mo 合金在不同淬火温度下的拉伸应力-应变曲线和延伸率, 并通过 X 射线衍射分析了淬火温度对该合金形变诱发马氏体的影响规律。

## 1 实验方法

表 1 为实验用 Ti-3Al-4.5V-5Mo 合金 φ8mm 丝材热加工状态主要元素的化学成分。φ8mm 热加工状态丝材, 经过 680~900℃保温 60min 后水淬, 然后加工成 φ6mm×30mm 的试样。拉伸实验在 Instron

4507 型万能试验机上进行, 拉伸速度为 1mm/ min。试样拉断后, 在试样均匀变形区, 切取横向和纵向试样, 经粗磨、细磨和电解抛光, 然后在 Bruker 公司 d8

advance X 射线衍射仪上进行物相分析, 测试采用 CuK $\alpha$ , 扫描速度为 2( $^{\circ}$ )/ min, 步长为 0. 02 $^{\circ}$ 。SEM 分析在 JSM-5800 型扫描电镜上进行。

表 1 Ti-3Al-4. 5V-5Mo 合金的化学成分

Table 1 Chemical components of Ti-3Al-4. 5V-5Mo alloy

Element	Ti	Al	Mo	V	C	Fe	Si	Zr	O	N	H
Mass fraction/ %	Base	3. 13	5. 38	4. 52	0. 016	< 0. 10	0. 06	< 0. 10	0. 12	0. 008	-

2 实验结果

2. 1 拉伸变形行为分析

合金抗拉强度、屈服强度和淬火温度的关系见图 1。合金的抗拉强度随淬火温度的增加呈略下降趋势, 但屈服强度变化剧烈。可按照合金屈服强度随淬火温度的变化规律, 将拉伸变形行为分成四类:

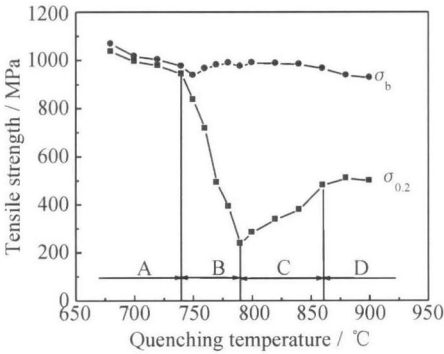


图 1 拉伸强度和淬火温度的关系

Fig. 1 The relationship between tensile strength and quenching temperature

(1) 在 680~ 740 $^{\circ}$ C 温度范围内淬火, 合金屈服后, 很快发生颈缩, 屈服强度和抗拉强度差距很小( 图 1A 区)。

(2) 在 750~ 790 $^{\circ}$ C 温度范围内淬火, 随着淬火温度的升高, 合金的屈服强度显著降低, 当合金淬火温度为 790 $^{\circ}$ C 时, 合金的屈服强度达到最低值 237MPa。根据其他钛合金<sup>[4, 5]</sup> 的变形特点, 可以推断该合金在此温度段淬火变形, 拉伸变形时发生了形变诱发马氏体转变( 图 1B 区)。

(3) 在 800~ 860 $^{\circ}$ C 温度范围内淬火, 随着淬火温度的升高, 合金的屈服强度逐渐提高( 图 1C 区)。

(4) 在 880~ 900 $^{\circ}$ C 温度范围内淬火, 合金的屈服强度变化不大( 图 1D 区)。

2. 2  $\delta_{\text{B}}$  淬火温度关系曲线

根据合金的应力应变曲线和拉伸试样, 测定不同淬火温度下的延伸率  $\delta_{\text{k}}$  和断面收缩率  $\psi$ 。由图 2 可

见, 合金的延伸率随淬火温度的升高呈上升趋势。在发生形变诱发马氏体的 750~ 790 $^{\circ}$ C 淬火形变时的延伸率  $\delta_{\text{k}}$  比在未发生形变诱发马氏体的 680~ 740 $^{\circ}$ C 淬火形变时的延伸率  $\delta_{\text{k}}$  要高出 5% 左右, 产生了相变诱发塑性。

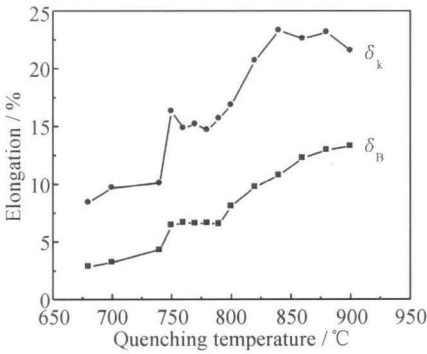


图 2 延伸率和淬火温度的关系

Fig. 2 The relationship between elongation and quenching temperature

合金的延伸率  $\delta_{\text{k}}$  由颈缩前均匀变形阶段的延伸率  $\delta_{\text{B}}$  和颈缩后局部集中变形阶段的延伸率  $\delta_{\text{L}}$  两部分组成, 即  $\delta_{\text{k}} = \delta_{\text{B}} + \delta_{\text{L}}$ ,  $\delta_{\text{B}}$  代表材料均匀塑性变形能力的大小,  $\delta_{\text{L}}$  代表材料局部集中塑性变形能力的大小。为了考察两者对  $\delta_{\text{k}}$  的贡献程度, 按照文献[ 6] 所示的方法, 测定了不同淬火温度下合金的  $\delta_{\text{B}}$ , 见图 2。在  $\delta_{\text{B}}$  淬火温度关系曲线上, 出现了一个平台, 即淬火温度在 750~ 790 $^{\circ}$ C,  $\delta_{\text{B}}$  为 6. 5% 左右。淬火温度超过 800 $^{\circ}$ C, 随淬火温度的升高,  $\delta_{\text{B}}$  呈抛物线上升。这一平台的出现, 为本工作直接应用拉断后的试样, 研究淬火温度对形变诱发马氏体的影响提供了基础。

2. 3 750~ 790 $^{\circ}$ C 淬火后合金的显微组织和相组成

为了研究淬火温度对形变诱发马氏体的影响, 首先必须弄清在 750~ 790 $^{\circ}$ C 淬火后合金的显微组织和相组成。合金的显微组织, 随着淬火温度的提高, 初生  $\alpha$  相逐渐减少。初生  $\alpha$  相的形态也逐渐由条状  $\alpha$  和球状  $\alpha$  的混合组织向球状组织过渡, 见图 3。

图 4 所示的 X 射线衍射分析表明, 合金经 770 $^{\circ}$ C 淬火时, 在 X 射线衍射谱上出现的基本为  $\alpha$  和  $\beta$  相

衍射峰, 而经 780℃ 淬火后,  $\alpha''$  相特征峰基本全部出现, 高温  $\beta$  相已经有部分转变成  $\alpha''$  马氏体相。因此, 在 780℃ 及其以上温度淬火, 马氏体开始转变温度  $M_s$  点

在室温以上, 770℃ 及以下温度淬火,  $M_s$  点在室温以下, 合金的临界温度在 770 ~ 780℃ 之间, 接近 770℃。

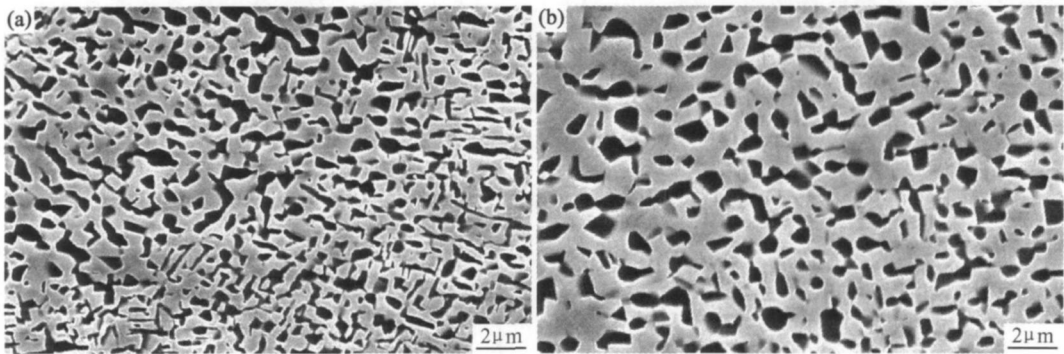


图3 不同淬火温度下合金的 SEM 照片 (a) 750℃ 淬火; (b) 780℃ 淬火

Fig 3 The SEM images of the alloy at different quenching temperatures (a) 750℃; (b) 780℃

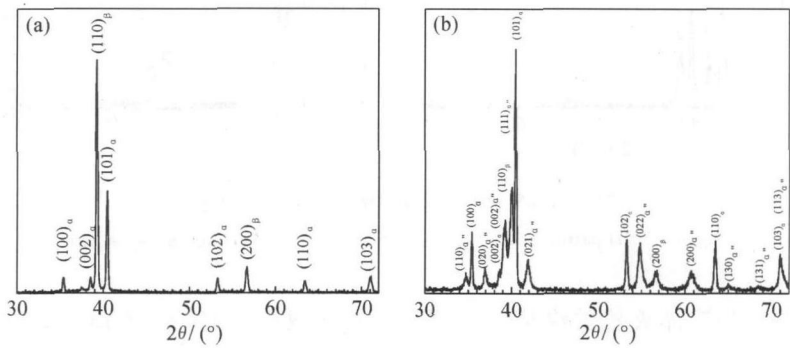


图4 不同淬火温度下合金的 XRD 图谱 (a) 770℃ 淬火纵向; (b) 780℃ 淬火纵向;

Fig 4 XRD patterns of the alloy at different quenching temperatures

(a) longitudinal sample quenching at 770℃; (b) longitudinal sample quenching at 780℃

2.4 二次屈服和 S 形硬化曲线

在 750~ 790℃ 淬火, 亚稳定  $\beta$  相发生了形变诱发马氏体转变。在 790℃ 淬火处理的应力-应变曲线上, 出现了两个屈服点, 见图 5。在第一次屈服后, 出现近似平的、低加工硬化的区域, 然后曲线通过一个拐点, 突然上升, 最后, 出现第二屈服点, 应力-应变曲线呈现 S 形。780, 770, 760℃ 淬火, 应力-应变曲线存在类似的规律, 但第一次屈服应力随淬火温度的降低而提高。750℃ 淬火, 已经没有二次屈服现象, 而在屈服后表现出轻微的加工硬化。

二次屈服和 S 形硬化曲线是由亚稳定  $\beta$  形变诱发马氏体引起的。当应力达到第一次屈服点, 产生形变诱发马氏体,  $\alpha''$  晶体形核并长大。  $\alpha''$  长大遇到晶界后, 会激发在相邻晶粒中新生的  $\alpha''$  形核。由于  $\alpha''$  形核所需应力在早期阶段相当恒定, 在应力-应变曲线上出现一个相对平坦的部分。当越来越多的  $\beta$  相按这种方式被转变, 形核频率、每个核长大的体积开始减小。此时,

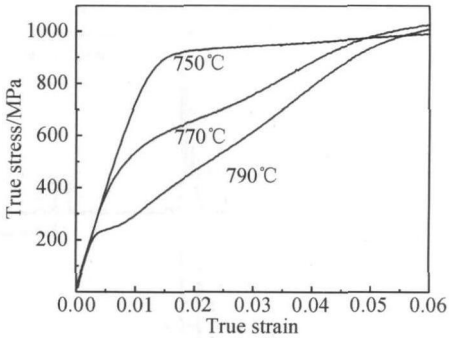


图5 不同淬火温度下真应力-真应变曲线

Fig 5 True stress-strain curve at different quenching temperatures

产生给定体积的  $\alpha''$  (或给定的塑性变形增量) 所需的应力开始增加。因为应力-应变曲线是在恒定应变速率下得到的, 结果是为适应应变增加的应力增量导致在曲线上出现拐点。此拐点后, 出现快速加工硬化区域。最后, 加载应力足够大得以开启位错, 出现第二也

是真正的屈服点<sup>[1-3]</sup>。

## 2.5 不同淬火温度下合金的形变诱发马氏体转变

图 6-8 给出了在不同淬火温度下合金的拉伸前后纵向 X 射线衍射谱, 拉伸后 X 射线衍射试样取自拉伸试样的均匀变形区, 其变形量约为 6.5%。从图 6 可以看出, 在 790℃ 淬火拉伸试样的 X 射线衍射谱上,  $\beta$  相 (110) 衍射峰已经基本消失, 这说明, 合金经 790℃ 淬火后, 部分  $\beta$  相转变成  $\alpha''$  相, 再经 6.5% 的变形,  $\beta$  相向  $\alpha''$  相的转变基本完成。790℃ 淬火试样, 经拉伸变

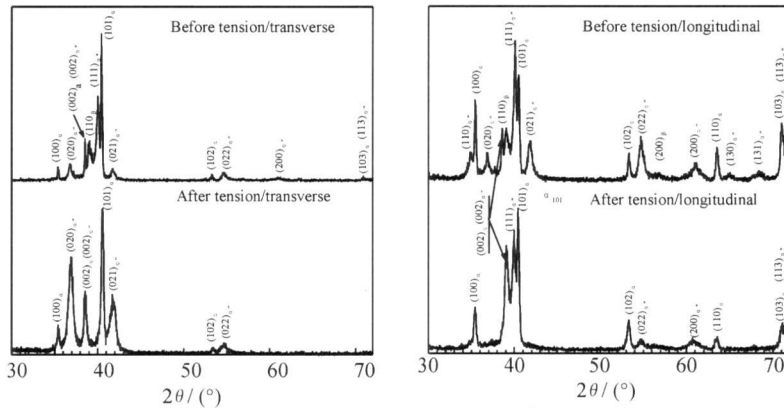


图 6 790℃ 淬火试样拉伸变形前后的 XRD 图谱

Fig 6 XRD patterns of 790℃ quenching sample before and after tension

从图 7 可以看出, 在 780℃ 淬火拉伸纵向试样的 X 射线衍射谱上存在  $\beta$  相 (110), (200) 衍射峰, 说明合金虽经约 6.5% 的拉伸变形, 亚稳定  $\beta$  相形变诱发马氏体转变没有完全。 $\alpha''$  相各衍射峰变形前后的变化规律和 790℃ 淬火时基本一致,  $\alpha''$  马氏体发生晶格

形后, 在横向试样衍射图上,  $\alpha''$  (020), (021), (022) 衍射峰增强, (200) 衍射峰消失; 相反, 在纵向试样衍射图上,  $\alpha''$  (020), (021) 衍射峰消失, (022) 衍射峰减弱, (200) 衍射峰依然存在。因此, 合金 790℃ 淬火拉伸变形 6.5% 后,  $\alpha''$  马氏体发生晶格重新取向:  $[010]_{\alpha'}$  方向平行于拉伸轴线,  $[100]_{\alpha'}$  方向垂直于拉伸轴线。这一结果和文献[7]报道一致。但纵向拉伸试样  $\alpha''$  (022) 衍射峰的存在, 说明  $\alpha''$  马氏体晶格重新取向尚不完全。

重新取向:  $[010]_{\alpha'}$  方向平行于拉伸轴线,  $[100]_{\alpha'}$  方向垂直于拉伸轴线, 但重新取向不完全。随着淬火温度的进一步降低, 亚稳定  $\beta$  相应变诱发马氏体转变量进一步减少, 当淬火温度为 750℃ 时, 经约 6.5% 的拉伸变形后, 只出现微弱的  $\alpha''$  相 X 射线峰, 见图 8。

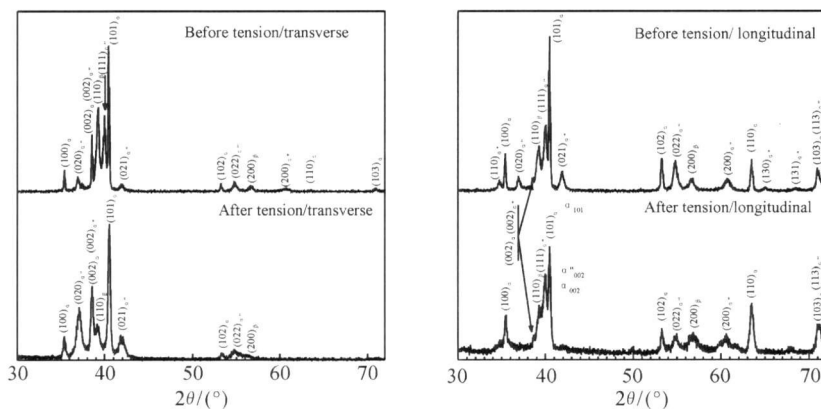


图 7 780℃ 淬火试样拉伸变形前后的 XRD 图谱

Fig 7 XRD patterns of 780℃ quenching sample before and after tension

750℃ 淬火合金在 6.5% 拉伸变形情况下, (200) $\beta$  衍射峰的位置发生了较大变化。在拉伸变形横向试样上, (200) $\beta$  衍射峰向小角度方向偏离, 而在拉伸变形纵

向试样上, (200) $\beta$  衍射峰向大角度方向偏离, 如图 9 所示, 可见  $\beta$  相的立方晶格沿拉伸变形轴拉长而呈正方结构,  $c/a = 1.015$ 。



随着淬火温度的降低,  $\beta$  相的稳定性显著增加, 在 750℃ 淬火时, 当应力达到屈服强度 836MPa 时,  $\beta$  相发生屈服, 变形 6.5% 以后,  $\beta$  相晶体也由立方结构转化为正方结构, 见图 9, 同时出现微弱的  $\alpha''$  马氏体峰, 此时出现的马氏体应为应变诱发马氏体。这一转变过程可以描述为:  $\beta_{\text{立方}} \rightarrow \beta_{\text{正方}} \rightarrow \alpha''_{\varepsilon}$  [7]。790~750℃ 之间淬火, 在 6.5% 的拉伸变形量下, 将会出现应力诱发马氏体向应变诱发马氏体的过渡, 见图 11。

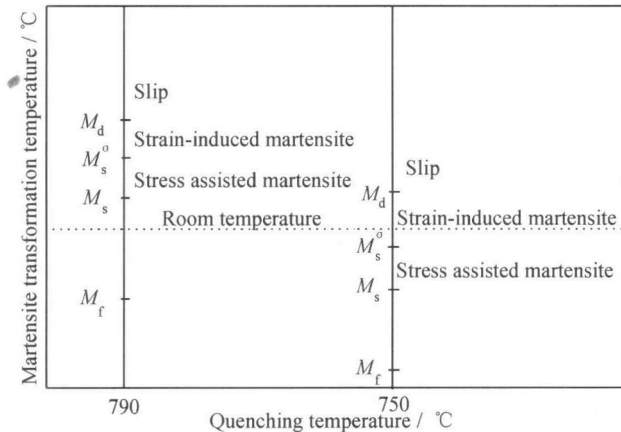


图 11 淬火温度对马氏体转变温度的影响

Fig 11 Influence of quenching temperature on the martensite transformation temperature ( $T_t$ )

## 4 结论

(1) Ti-3Al-4.5V-5Mo 钛合金的均匀变形能力随着淬火温度的升高而增加, 并在 750~790℃ 出现平台, 均匀变形延伸率约为 6.5%。

(2) Ti-3Al-4.5V-5Mo 钛合金在 750~790℃ 淬火后拉伸变形机制为亚稳定  $\beta$  相变形诱发马氏体转变, 产生了相变诱发塑性。790℃ 淬火合金在 6.5% 的变形量下亚稳定  $\beta$  相基本完全转变为马氏体。

(3)  $\alpha''$  相在拉伸变形时发生晶格重新取向:  $[010]_{\alpha'}$  方向平行于拉伸轴线,  $[100]_{\alpha'}$  方向垂直于拉伸轴线。 $\beta$  相在 750℃ 淬火拉伸变形 6.5% 后, 由立方结构转变为正方结构。

(4) 790℃ 淬火后拉伸形成应力诱发马氏体,  $\beta_{\text{立方}} \rightarrow \alpha''_{\sigma}$ ; 750℃ 淬火后拉伸形成应变诱发马氏体,  $\beta_{\text{立方}} \rightarrow \alpha''_{\varepsilon}$ 。

## 参考文献

- [1] GROSIDIER T, COMBRES Y, GAUTIER, et al Effect of microstructure variations on the formation of deformation-induced martensite and associated tensile properties in a  $\beta$  metastable Ti alloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31A (4): 1095-1106
- [2] GROSIDIER T, PHILIPPE M J Deformation induced martensite and superelasticity in a  $\beta$ -metastable titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering, 2000, A291: 218-223
- [3] DUERIG T W, ALBRECHT J, RICHTER D, et al Formation and reversion of stress induced martensite in Ti-10V-2Fe-3Al [J]. Acta Metal, 1982, 30: 2161-2172
- [4] GUNAWARMAN, NIINOMI M, FUKUNAGA K, et al Effect of cooling rate on microstructure and fracture characteristics of  $\beta$ -rich  $\alpha+\beta$  type Ti-45Al-3V-2Mo-2Fe alloy [J]. Materials Transactions, 2001, 42(7): 1339-1348
- [5] NIINOMI M, KOBAYASHI T, INAGAKI I, et al The effect of deformation-induced transformation on the fracture toughness of commercial titanium alloys [J]. Metallurgical Transactions A, 1990, 21A(6): 1733-1744
- [6] 黄明志, 石德珂, 金志浩. 金属力学性能 [M]. 西安: 西安交通大学出版社, 1986 2-3
- [7] . 16 КДБЩ а КК [J]. 1990, (12): 97-103
- [8] MAXWELL P C, GOLDBERG A, SHYNE J G. Stress-assisted and strain-induced martensites in Fe-Ni-C alloys [J]. Metall Trans, 1974, 4: 1305-1317
- [9] TAMURA I Deformation-induced transformation and transformation-induced plasticity in steels [J]. Metal Science, 1982, 16: 245-253

收稿日期: 2007-07-03; 修订日期: 2007-07-18

作者简介: 李兴无 (1973-), 男, 在读博士, 高级工程师, 主要从事新型钛合金的研究, 联系地址: 北京 81 信箱 15 分箱 (100095)。

## 德国开发出新型飞机结构损伤监测系统

德国的 Fraunhofer 学院的一个专门从事结构耐久性和系统可靠性研究工作的组, 已开发出一种用于飞机结构健康监测的振荡压电作动器系统。飞机结构对来自一个作动器网络振动的响应可由另外一套压电陶瓷探测器探测到, 以帮助确定飞机的结构受损的部位。

目前, 该研究小组已经用一个支柱型结构部件对这套探测装置进行了实验室试验。结果表明, 该监测系统的压电陶瓷传感系统对于存在缺陷的和完好的结构部件所产生的震荡频率不同。目前该小组正在用标准压电陶瓷和电子部件来完善这个系统。

美国哥伦比亚大学也在从事用压电陶瓷作动器进行结构健康状况监测的研究工作, 他们是用一个激光器测量作动器的振动来探测复合材料结构的裂缝。