

# Ti6Al4V 合金冷拔过程变形机制研究<sup>\*</sup>

## Research on Deformation Mechanism of Ti6Al4V Alloy During Cold Drawing

大连理工大学材料科学与工程学院  
大连盛辉钛业有限公司

陈国清 薛超 张久文 周文龙  
郭昭君 钟功诚

**[摘要]** 研究了钛合金经冷拉后的变形组织和性能,金相、透射观察表明,位错滑移是钛合金室温下塑性变形的主导机制。钛合金经过冷拉拔后的组织性能变化可分为3个阶段:第一阶段为快速硬化阶段,以大晶粒的变形为主,位错缠结形成;第二阶段其抗拉强度值增加趋于平缓,近乎于一个平台,部分小晶粒也开始参与变形,位错带形成;第三阶段为应变量大于0.60后,又出现快速硬化阶段,所有晶粒参与变形,低角度几何必须晶界向高角度晶界转变,导致晶粒细化。

**关键词:** Ti6Al4V 冷拉拔 组织演变 变形机制

**[ABSTRACT]** The microstructure and properties of Ti6Al4V wires after cold drawing are studied. Metal-oscope and transmission electron microscopy reveal that the dislocation gliding is the dominant deformation mechanism in the as-drawn wires. During the cold drawing, the microstructure and properties evolution could be separated into three stages. The initial fast strain hardening is mainly caused by deformation of large grain. In this stage entanglement of dislocations begin to form. The second stage is almost a platform. Partial small grains begin to participate in the deformation, which corresponds to the formation of shear bands. As  $\varepsilon > 0.60$ , all grains take part in the deformation and grain refinement is caused by the changing of low-angle geometrically necessary boundaries (GNBs) into high-angle grain boundaries (HAGBs).

**Keywords:** Ti6Al4V Cold drawing Microstructure evolution Deformation mechanism

钛及钛合金由于比强度高、良好的耐高温和低温性能、优异的抗腐蚀性能,广泛应用于航空航天、造船、化工、石油、冶金、医学等领域。钛及钛合金加工工艺中,冷拔加工方法主要应用于低强度和塑性较好的钛合金如纯钛和 $\beta$ 钛合金,高强度的钛合金线材则必须用温轧和热拔,成品率较低,价格昂贵,而且产品性能均匀性

较差。冷拉拔由于具有操作设备简单,操作安全方便的优点,因而高强度钛合金的冷变形行为也开始被研究<sup>[1]</sup>。

崔雪飞等通过对钛合金进行大塑性变形获得了具有良好综合性能的TB2丝材,分别对TB2丝材进行直接时效和固溶时效处理,发现经过大的塑性变形后获得了具有良好综合性能的TB2丝材<sup>[2]</sup>。林海峰等对Ti22V4Al合金丝制备工艺做过详细的研究,使其产品完全达到了眼镜架材料应用的技术要求<sup>[3]</sup>。罗丽娟等研究了外径为 $\phi 10$  mm左右的近 $\beta$ 钛合金管材冷轧及退火工艺。通过改变冷轧过程中的工艺参数,研究了加工变形量、减壁/减径比( $Q$ 值)对近 $\beta$ 钛合金管材拉伸力学性能的影响<sup>[4]</sup>。

Bozzolo等研究过纯钛的冷轧变形,变形的组织分成2种不同的区域,体积含量为85%的部分通过孪生被细化,具有高取向差的亚微米特征结构,其他的15%再以片层结构形式存在于初始的晶粒中,没有发生孪晶<sup>[5]</sup>。A.Ambard等对Ti6Al4V合金在20K温度下的拉伸过程研究发现,当 $\alpha$ 相呈等轴状时,滑移面主要是柱面,仅有很少的基面滑移出现。但当 $\alpha$ 相呈片状时,不论晶粒的取向如何,仅观察到基面滑移,而且开动的滑移系与 $\beta$ 相的滑移系平行,使得跨过 $\alpha/\beta$ 交界面的变形更加容易<sup>[6]</sup>。Castany等对具有双态组织的Ti6Al4V合金在室温下进行拉伸试验并用原位透射观察,结果观察到的所有滑移位错都为 $a$ 型位错,在初生 $\alpha$ 相和片层结构中也都出现基面和柱面滑移。而在 $\alpha_s/\beta$ 处出现的 $a$ 型螺型位错呈直线沿螺旋方向伸长,全为基面滑移<sup>[7-8]</sup>。

对应用更广泛的Ti6Al4V丝材的冷加工变形则研究甚少<sup>[9-11]</sup>。合金的性能与其组织和加工历史有关,因而有必要对钛合金冷变形的机理和工艺进行探讨。本文对Ti6Al4V钛合金经过不同冷变形量的微观组织和变形机理进行了研究。

### 1 试验方法

试验用的材料采用大连盛辉钛业有限公司生产的Ti6Al4V合金 $\phi 10$  mm的热轧坯料,通过热拉拔到 $\phi 5.5$  mm,退火后按道次压缩率为14%冷拉拔制得 $\phi 5.1$  cm、 $\phi 4.72$  cm、 $\phi 4.38$  cm、 $\phi 4.06$  cm、 $\phi 3.74$  cm、 $\phi 3.45$  mm等

<sup>\*</sup> 中央高校基本科研业务费专项资金项目(DUT10ZDGC02)以及新世纪优秀人才支持计划(NCET-10-0278)资助。

不同直径的丝材,其等效真应变依次为 0.15、0.30、0.45、0.60、0.75、0.90。

用金相水砂纸将试样磨至 1200 号砂纸,用 JOELXRD-6000 射线衍射仪进行物相分析,使用铜靶。将试样磨好抛光后用配比为 3mL HF, 7mL HNO<sub>3</sub>, 90mL H<sub>2</sub>O 金相腐蚀液腐蚀,用 LEICA-MEF4A 型光学金相显微镜观察合金冷拉前后的组织,主要观察合金冷拉拔前后的晶粒大小、形貌、变形组织。将不同拉拔工艺下的试样沿纵向线切割成薄片,用机械方法剪薄至 40~50 μm,然后用电解双喷剪薄至穿孔,制取透射电镜薄膜,电解液成分为 6% (体积分数,下同)高氯酸、35% 正丁醇和 59% 甲醇,采用 FEI 进行透射电镜观察,加速电压为 175kV。

## 2 试验结果

### 2.1 冷变形量对 Ti6Al4V 丝材的力学性能的影响

图 1 是 Ti6Al4V 合金丝材的力学性能(抗拉强度  $\sigma$ , 延伸率  $\delta$ )与冷加工变形量的关系。从图 1 中可以看出,随着冷加工率的增加,抗拉强度逐渐升高,延伸率降低。经过完全退火后的钛合金丝材,其抗拉强度为 900MPa,延伸率为 16%。当合金经过冷拉拔加工后,随着真应变量的增加,钛合金产生加工硬化,其加工硬化曲线分为 3 个阶段:第一阶段为应变量为 0~0.30 之间快速硬化阶段,其强度从退火态 900MPa 快速上升到 1080MPa,其增幅达 20%,且其延伸率降低较快,从 16% 降为 6%;第二阶段为应变量为 0.30~0.60 之间,随着应变量的增加,其抗拉强度值增加趋于平缓,出现一个平台,处于 1080~1100MPa 之间;第三阶段为应变量大于 0.60 后,又出现快速硬化阶段,当真应变为 0.90 时,材料抗拉强

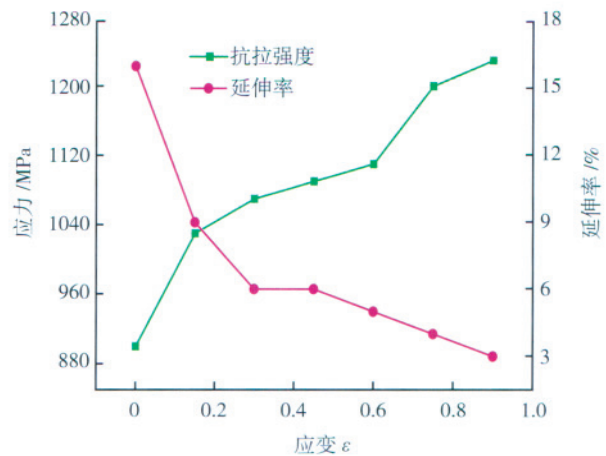


图1 不同冷变形量后钛合金丝材力学性能的变化  
Fig.1 Mechanical properties of titanium alloy wire under different deformation

度达到 1250MPa 左右。

### 2.2 冷变形量对丝材微观特征的影响

#### 2.2.1 金相组织

退火后的丝材组织如图 2 (a) 所示,由再结晶等轴状  $\alpha$  相和晶间  $\beta$  相组成。图 2 (b)~图 2 (e) 是冷变形应变分别为 0.15、0.30、0.60、0.90 时的 Ti6Al4V 合金丝材纵向显微组织。当变形量为 0.15 时,大晶粒  $\alpha$  相和其周围的  $\alpha/\beta$  相界处首先发生变形,小晶粒  $\alpha$  相仍为等轴状。当变形量为 0.30 时,晶界处的  $\beta$  相部分沿着拉拔方向伸直,部分发生断裂,一些小晶粒  $\alpha$  也参与变形。当变形量为 0.60 时,小晶粒  $\alpha$  与  $\beta$  相都开始变形,且有的小晶粒  $\alpha$  被挤在拉长的  $\beta$  相周围,呈纤维状分布。变形量达到 0.90 时,等轴  $\alpha$  相全部参与变形,材料组织呈纤维状,拉长的  $\alpha$  相被  $\beta$  条纹分离。

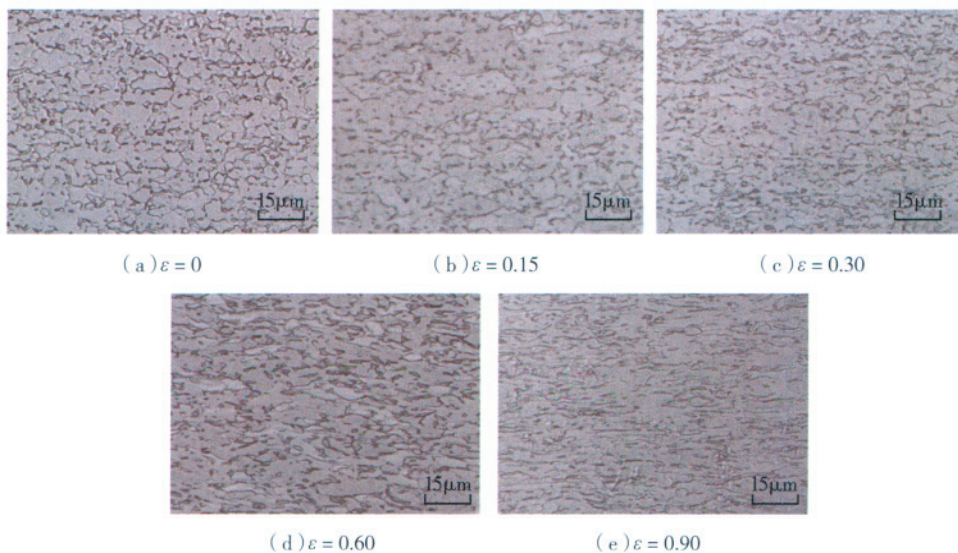


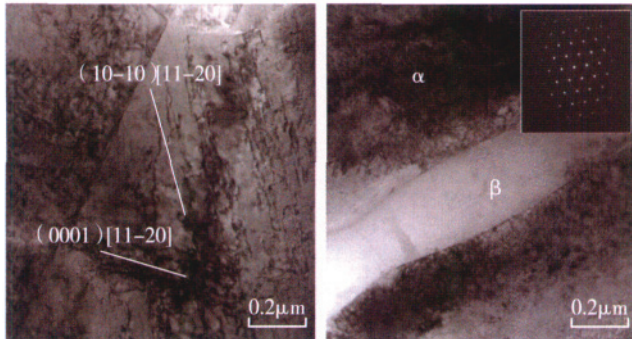
图2 初始组织和不同变形量后钛合金的显微组织

Fig.2 Microstructure of alloys after cold drawing to various strains

$\beta$  相呈细的拉长的条纹,有些被拉断成碎片。

### 2.2.2 位错演变

经过一个道次的变形,  $\epsilon$  为 0.15 时,图 3 为观察到的透镜组织,图 3 (a) 中观察到大晶粒的  $\alpha$  相内部存在直或弯曲的线形位错  $1/3\langle 11\bar{2}0\rangle_a$  型位错<sup>[12-13]</sup>,并且沿着螺旋线方向延伸。图 3 (b) 中观察到  $\alpha/\beta$  相界处的  $\alpha$  相产生位错塞积。表明大晶粒变形时,在  $\alpha$  相内部先产生位错(图 3 (a)),而在  $\alpha/\beta$  相界处的  $\alpha$  相更易产生位错(图 3 (b))。

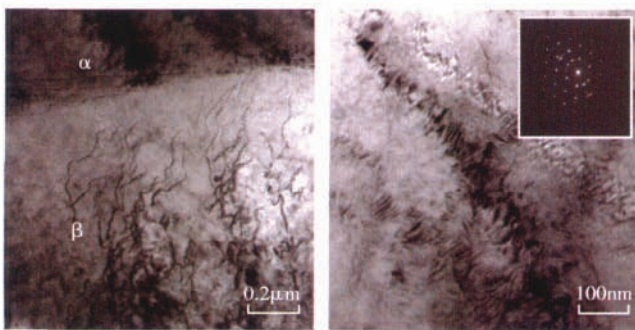


(a) TEM 下的微观组织 (b) 对应选区电子衍射(SAED)图谱

图3 1个道次拉拔后钛合金丝材的透镜组织 ( $\epsilon=0.15$ )

Fig.3 TEM microstructure of single-pass cold-drawn Ti64 wire ( $\epsilon=0.15$ )

经过 2 个道次的变形后,  $\epsilon$  为 0.30 时,原始晶界已经变得模糊不清,位错密度更高,位错塞积严重,经过进一步的变形,在某些大角度晶界处,大量位错在晶界处累积和缠结(图 4 (a))。无规则位错转变为高密度位错的带状结构,形成位错条带,其宽度有 50~100nm,位错带由两种亚结构组成,灰色或黑色部分由一些亚晶组成,位错带随着应变增加能够进一步被细化,这种图像颜色上对比是由于高密度位错的应变场形成的,当一些近似相互平行的,具有相同柏氏矢量的位错与电子束成某一角度时,它们的应变场或其交互作用便能产生 BCI



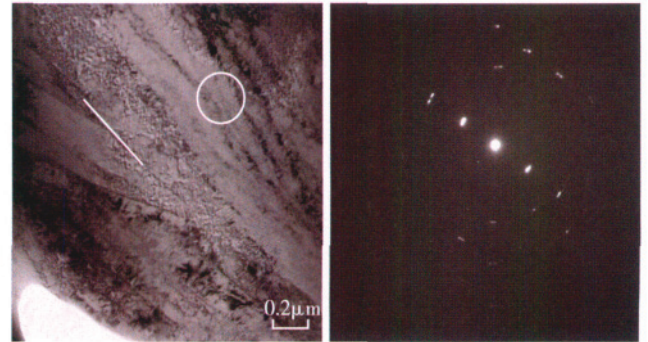
(a) TEM 下的微观组织 (b) 对应选区电子衍射(SAED)图谱

图4 2个道次变形后的钛合金丝材透镜组织 ( $\epsilon=0.30$ )

Fig.4 TEM microstructure of second-pass cold-drawn Ti64 wire ( $\epsilon=0.30$ )

(Banded-Contrast Image),现象<sup>[10,14-15]</sup>。

经过 4 个道次的变形,  $\epsilon$  为 0.60 时,位错条带转变为位错片层结构(图 5 (a)),位错均匀分布,位错片层的宽度在 100~300nm 左右,片层界面与  $\{10\bar{1}0\}$  大致平行,这表明在变形的这个阶段,位错滑移首先在主要滑移系统中的  $\{10\bar{1}0\}\langle 11\bar{2}0\rangle$ ,柱面滑移系也开始激活,图 5 (b) 中衍射斑表明为小角度晶界。

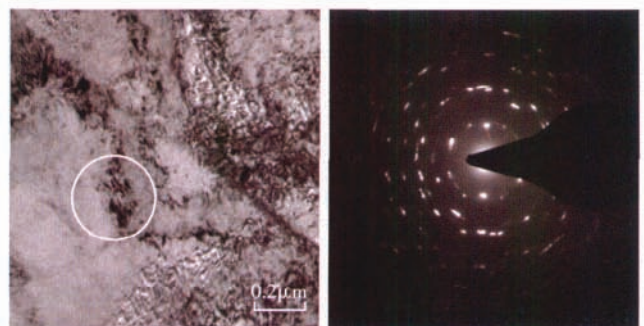


(a) TEM 下的微观组织 (b) 对应选区电子衍射(SAED)图谱

图5 4个道次变形后钛合金丝材的透镜组织 ( $\epsilon=0.60$ )

Fig.5 TEM microstructure of forth-pass cold-drawn Ti64 wire ( $\epsilon=0.60$ )

经过 6 个道次的变形,  $\epsilon$  为 0.90 时,如图 6 (a) 所示,组织变得更加均匀,细晶粒的体积分数增加,晶粒尺寸变化较大。组织表现为平行的位错缠结开始向低角度的亚晶转变。这可确定,当应变足够大时,基面滑移和锥面滑移开始激活,位错通过积累,湮灭和重组产生界面,一些界面由位错缠结和亚晶界同时组成,这表明随着应变的增加,位错缠结向亚晶界转变。应变足够大时,虽不能观察到如纯钛高应变下的明显的胞状亚晶结构<sup>[10]</sup>,但 SAED 衍射斑显示亮的圆环表明亚晶界间高角度取向差的存在,图 6 (b) 表明,此时低角度向高角度界面转变。片层亚晶的出现主要是由于主要的晶体滑移系的结果,随着应变增加,出现多滑移或交滑移<sup>[16]</sup>。



(a) TEM 下的微观组织 (b) 对应选区电子衍射(SAED)图谱

图6 6个道次变形后的钛合金丝材透镜组织 ( $\epsilon=0.90$ )

Fig.6 TEM microstructure of sixth-pass cold-drawn Ti64 wire ( $\epsilon=0.90$ )

### 3 结论

(1) 位错滑移是两相钛合金室温变形的的主要变形方式。当晶粒大小在  $10\mu\text{m}$  以上时, 钛合金  $\alpha$  相内先变形, 而晶粒大小在  $3\mu\text{m}$  以下时, 先在  $\beta$  相或  $\alpha/\beta$  界面处的  $\alpha$  相内变形。在 Ti6Al4V 钛合金拉拔过程中, 第一阶段, 大晶粒的基面滑移  $\langle a \rangle$  滑移  $\{10\bar{1}0\}$  和柱面  $\{10\bar{1}0\}$  同时激活; 在第二阶段, 小晶粒间的晶间变形和  $\beta$  相变形占主要变形方式; 第三阶段, 所有晶粒的滑移系都被激活。

(2) 钛合金的组织变化和性能强化分为 3 个阶段: 应变量为小于 0.30 时, 主要为位错缠结的产生; 第二阶段为低角度的几何必须晶界的形成; 第三阶段为低角度向高角度转变, 是钛合金冷变形过程中晶粒细化的主要机制。

(3) 随着冷变形量的增大, 强度增大, 塑性减小, 当变形量小于 0.60 时, 晶粒大小变化不明显, 合金主要由变形位错强化引起。当变形量大于 0.60 后, 随加工变形量增大, 宏观晶粒变形, 呈纤维状, 晶粒细化。当变形量在 0.90 以后, 晶粒尺寸达到  $100\sim 200\text{nm}$  左右, 材料的强度达到  $1250\text{MPa}$ , 塑性在 3% 左右。此时合金强化是位错强化和细晶强化的共同作用。

### 参考文献

[1] Francillette H, Benmaouche M, Gauquelin N. Anisotropic behavior of a Ti-6Al-4V sheet during cold rolling: Evidence of macroscopic shearing. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 198 (1-3): 86-92.

[2] 崔雪飞, 余明, 陈海珊, 等.  $\beta$  型钛合金 TB2 超高强线材. *稀有金属*, 2008, 32 (2): 176-179.

[3] 林海峰, 曹继敏, 王廷询, 等. 眼镜架用 Ti-22V-4Al 合金丝制备工艺研究. *稀有金属快报*, 2007, 26 (6): 26-29.

[4] 罗丽娟, 周廉, 于振涛. 冷轧及退火工艺对近  $\beta$ -钛合金管材组织与力学性能的影响. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35 (5): 787-790.

[5] Bozzolo N, Dewobroto N, Wenk H R, et al. Microstructure and microtexture of highly cold-rolled commercially pure titanium. *Journal of Materials Science*, 2006, 42 (7): 2405-2416.

[6] Ambard A, Guétaz L, Louchet F, et al. Role of interphases in the deformation mechanisms of an  $\alpha/\beta$  titanium alloy at 20 K. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 319-321: 404-408.

[7] Castany P, Pettinari-Sturmel F, Crestou J, et al. Experimental study of dislocation mobility in a Ti-6Al-4V alloy. *Acta Materialia*, 2007, 55 (18): 6284-6291.

[8] Castany P, Pettinari-Sturmel F, Douin J, et al. In situ transmission electron microscopy deformation of the titanium alloy Ti-6Al-4V: Interface behaviour. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 483-484 (14): 719-722.

[9] Cao W Q, Yu S H, Chun Y B, et al. Deformation mechanism of Zr702 processed by equal channel angular pressing. *Metallurgical and*

*Materials Transactions A*, 2007, 38 (11): 2805-2814.

[10] Zhu K. Nanostructure formation mechanism of  $\alpha$ -titanium using SMAT. *Journal of Materials Research*, 2004, 52 (14): 4101-4110.

[11] Zeng Z, Jonsson S, Roven H J. The effects of deformation conditions on microstructure and texture of commercially pure Ti. *Acta Materialia*, 2009, 57 (19): 5822-5833.

[12] Zaefferer S. A study of active deformation systems in titanium alloys: dependence on alloy composition and correlation with deformation texture. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 344 (1-2): 20-30.

[13] Liu J M, Chou S S. Study on the microstructure and formability of commercially pure titanium in two-temperature deep drawing. *Journal of Materials Processing Technology*, 1999, 95 (1-3): 65-70.

[14] Zhu Y T, Huang J Y, Gubicza J, et al. Nanostructures in Ti processed by severe plastic deformation. *Journal of Materials Research*, 2003, 18 (8): 1908-1917.

[15] Wen M, Liu G, Gu J, et al. Dislocation evolution in titanium during surface severe plastic deformation. *Applied Surface Science*, 2009, 255 (12): 6097-6102.

[16] Yang Y, Wu S Q, Li G P, et al. Evolution of deformation mechanisms of Ti-22.4Nb-0.73Ta-2Zr-1.34O alloy during straining. *Acta Materialia*, 2010, 58 (7): 2778-2787.

(责编 小城)

(上接第 106 页)

焊缝。为了满足不同生产要求, 可以通过改变聚焦电流、电子束流、电子束偏摆扫描的频率及幅度等参数获得不同形状的焊接接头。

### 3 结论

(1) 选择适当的电子束焊焊接工艺参数, 获得 TA15 钛合金厚板接头的钟罩形和钉形焊缝。当聚焦电流和电子束流较大时, 可获得马氏体针细小、均匀, 热影响区更窄的钉形焊缝。

(2) TA15 钛合金的电子束焊接接头焊缝显微硬度大于母材和热影响区。钟罩形接头显微硬度变化较为平缓, 而钉形接头的曲线更为陡直。

(3) 为获得接头各部位形状、组织及性能相近的焊接接头需要合理选择焊接工艺, 从而得到所需熔宽的平行焊缝。

### 参考文献

[1] 李兴无, 沙爱学, 张旺峰, 等. TA15 合金及其在飞机结构中的应用前景. *钛工业进展*, 2003, 20 (4): 90-94.

[2] 胡刚, 李晋炜, 付纲. 热处理对 TA15 钛合金电子束焊接接头力学性能和微观组织的影响. *航天制造技术*, 2005, 4: 1-4.

[3] 刘瑞民, 李兴无, 沙爱学. TA15 合金板材的组织 and 性能研究. *材料开发与应用*, 2005, 20 (4): 23-26.

[4] 赵明书, 郭福, 毛智勇, 等. TA15 钛合金电子束焊平行焊缝的获得方法. *新技术新工艺*, 2009, 2: 105-107.

[5] 宫平, 罗宇, 王亚军, 等. TC4 钛合金电子束焊接工艺参数对焊缝形状的影响. *航空制造技术*, 2008 (6): 72-75. (责编 良辰)