

冷镦和热镦对 TC16 合金组织和性能的影响

杨 洋, 董利民, 关少轩, 刘羽寅, 杨 锐

(中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016)

摘 要: 采用 Gleeble-3800 热模拟机对 TC16 钛合金丝材分别进行冷镦、热镦实验, 利用 SEM、TEM、显微硬度计等手段对冷镦、热镦样品及成形后再固溶时效热处理的样品进行显微组织观察和硬度测试。结果表明: 冷镦与热镦样品在显微组织和性能上存在差异, 但重新固溶时效热处理后, 冷镦与热镦样品的显微组织和力学性能接近。

关键词: TC16 钛合金; 冷镦; 热镦; 显微组织; 性能

中图分类号: TF 804.3

文献标志码: A

Effects of cold and hot upset on microstructures and properties of TC16 titanium alloy

YANG Yang, DONG Li-min, GUAN Shao-xuan, LIU Yu-yin, YANG Rui

(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The effects of cold and hot upset on the microstructures and properties of TC16 titanium alloy were studied. Means of SEM, TEM and micro-hardness tester were used to analyze the microstructures and hardness of cold and hot upset samples as well as the deformed samples after solution plus aging heat treatment. The results show that although there are some differences between the cold and hot upset samples, their microstructures and properties are nearly the same after solution plus aging heat treatment.

Key words: TC16 titanium alloy; cold upset; hot upset; microstructure; property

TC16 钛合金属于 $\alpha+\beta$ 两相钛合金, 名义成分为 Ti-3Al-5Mo-4.5V, β 相稳定化系数 K_β 约为 0.83, 淬透性好, 可热处理强化^[1]。该合金退火状态强度低, 塑性好, 是可以采用冷镦法制备航空紧固件的良好材料。在俄罗斯, 普遍采用冷镦法直接制备出紧固件, 冷变形后的紧固件性能能够达到使用要求, 不需后续热处理, 生产工序简单, 成本低。但是与热处理强化紧固件相比, 冷变形强化紧固件的强度较低。另一种加工 TC16 钛合金紧固件的方法是热镦法, 热镦后的紧固件再进行后续固溶时效热处理。与冷镦法相比, 热镦法工艺复杂、效率低, 而且容易造成工件过热和表面污染等缺陷。不过, 由于后续固溶时效热处理的作用, 可以显著提高紧固件的强度, 这对于强度要求较高部位的应用是很适合的。因此, 从生产工艺和零件综合性能联合来考虑, 采用冷镦加热处理强化相结合的工

艺路径应该是制造高强度 TC16 钛合金紧固件的优选工艺。

关于冷镦和热镦对 TC16 钛合金材料显微组织和性能的影响鲜有研究报道。本文作者利用金相显微镜、扫描电镜、透射电镜和显微硬度计等实验手段对冷镦和热镦样品的显微组织和性能进行对比研究, 这对于选择合适的加工工艺和加工参数, 具有一定的指导意义。

1 实验

1.1 实验原理

实验所采用的 TC16 钛合金退火丝材原始金相组织如图 1 所示, 其中, 黑色部分为 α 相, 灰色部分为

β 相, α 相所占比例大约为 75%, 合金 $\alpha+\beta/\beta$ 转变温度为 865 $^{\circ}\text{C}$ 。

采用 Gleeble3800 热模拟机对 $d6.6\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的 TC16 圆柱试样进行热压缩变形实验。实验中冷镦温度为 20 $^{\circ}\text{C}$, 热镦温度为 600、700 和 800 $^{\circ}\text{C}$ 。热镦时采用给试样通电依靠试样自身电阻加热的方式进行加热, 在不同温度下保温 2 min 后开始压缩, 所有试样初始应变速率均为 $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$, 压缩变形量控制在真应变 $\epsilon=1.6$ (工程应变量为 80%), 变形结束后空冷。后续固溶时效热处理制度为(800 $^{\circ}\text{C}$, 保温 2 h, WQ)+(560 $^{\circ}\text{C}$, 保温 10 h, AC)。取样品纵截面制成扫描电镜试样和透射电镜试样, 采用 Axiovert 200 MAT 型号金相显微镜、SSX-550 型号扫描电子显微镜, TECNAI G2 20 型号透射电子显微镜观察组织形貌, 并采用 FM-700e 型号显微硬度计测试显微硬度。采用双喷法制备透射电镜样品, 双喷液的配比如下: 甲醇 890 mL, 正丁醇 520 mL, 高氯酸 90 mL。双喷液温度为 -30 $^{\circ}\text{C}$, 双喷电压为 12 V。

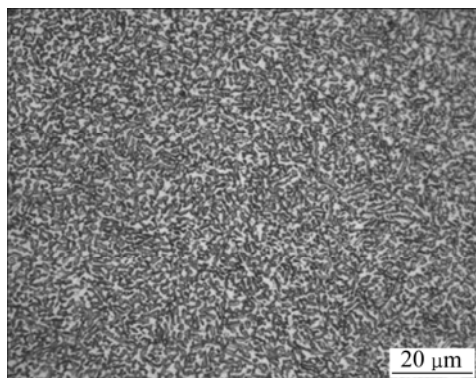


图 1 TC16 钛合金退火丝材金相组织

Fig.1 Metallograph of annealed rod of TC16 titanium alloy rod

2 实验结果与分析

2.1 TC16 钛合金变形的真应力—真应变曲线

实验用 TC16 钛合金丝材室温塑性极好, 在不同温度下压缩变形, 样品均未发生开裂。图 2 所示为不同变形温度、应变速率 $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$ 的真应力—真应变曲线, 可以看出, 变形抗力随着温度的升高而降低。

在冷镦温度为 20 $^{\circ}\text{C}$ 时, 真应力—真应变曲线呈现如下特征: 在应变极小时材料发生屈服, 迅速达到应力峰值后, 流变应力明显持续下降, 出现大幅度软化现象。结合实验条件, 由于冷镦温度为 20 $^{\circ}\text{C}$, 且应变速率较高, 所以推测冷镦时的软化现象主要由绝热

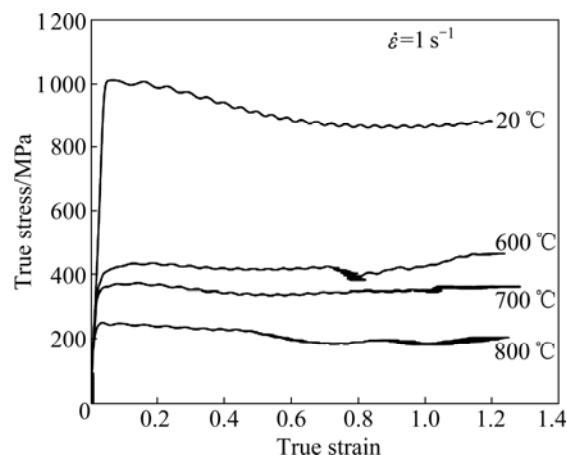


图 2 不同温度压缩下 TC16 钛合金丝材的真应力—真应变曲线

Fig.2 True stress—true strain curves of TC16 titanium alloy rod compressed at different temperatures

温升引起, 同时压缩时晶粒发生滑移和转动, 促使织构变化也对软化现象有贡献, 这与 WEISS 等^[2]的结论相一致。

当变形温度为 600、700 和 800 $^{\circ}\text{C}$ 时, 真应力—真应变曲线类似, 3 条曲线均比较平坦, 流变应力值起伏变化小, 当应力达到屈服强度后发生缓慢的加工硬化至应力峰值, 随后出现轻微软化。DING 等^[3]认为出现这种曲线特征的材料其内部发生相转变、绝热温升、动态回复(DRV)和动态再结晶(DRX)等。

在图 2 中变形温度为 600 $^{\circ}\text{C}$ 的曲线上, 真应变为 0.8 时, 曲线出现剧烈振动, 流变应力随着应变增加而迅速下降后又上升。这可能是由于材料在塑性变形过程中发生局部或不稳定塑性流动所致^[4]。

2.2 变形样品相结构分析

不同温度下变形后样品的 XRD 谱如图 3(a)所示, 对冷镦温度 20 $^{\circ}\text{C}$ 的样品的 XRD 谱部分位置进行了放大处理。由图 3(a)可见, 所有变形温度下的组织都包含 α 和 β 两相, 但不同温度下 α 和 β 相的相对含量有所不同。热镦温度为 600 $^{\circ}\text{C}$ 时所对应的组织中只有 α 相和 β 相。冷镦温度为 20 $^{\circ}\text{C}$ 时所对应组织中不仅存在 α 相和 β 相, 还出现了 α'' 相, 且 $\alpha''(022)$ 与 $\beta(200)$ 峰值角度接近, 而热镦温度为 700 和 800 $^{\circ}\text{C}$ 时所对应的组织中同样有 α'' 相。虽然都出现 α'' 相, 但其形成机理不同。冷镦时产生的 α'' 相是由于空冷后的亚稳定 β 相在较大应力作用下转变而成的马氏体, 即“应力诱发马氏体”。而热镦组织中的 α'' 相是在热镦变形温度时, 由于基体合金元素含量较大, 因而晶格转变阻力较大,

而由 β 相直接切变形成。

TC16 钛合金变形后再固溶时效热处理的 XRD 谱如图 3(b)所示。所有样品的结果基本一致, 只存在 α 和 β 两相。

2.3 TC16 钛合金变形后与固溶时效热处理后的微观组织比较

TC16 钛合金冷镦和热镦后的 SEM 像如图 4 所示。从图 4(a)可以看出, 当冷镦温度为 20 °C 时, 显微

组织中大部分初生 α 晶粒沿着垂直于压缩轴的方向发生了严重变形, 几乎呈纤维状, 少量晶粒变形程度不大, 这可能是由于部分晶粒取向不利于变形导致。当热镦温度为 600 °C 时, α 晶粒总体变形程度没有冷镦温度为 20 °C 时的严重, 虽然部分 α 晶粒也呈纤维状, 但其长度较短, 且在变形严重的部位断开, 见图 4(b)。当热镦温度为 700 °C 时, α 晶粒变形比较均匀, 且不存在纤维状的晶粒, 但类似于为 600 °C 时的组织, 也出现了较多的等轴 α 晶粒, 见图 4(c)。当热镦温度

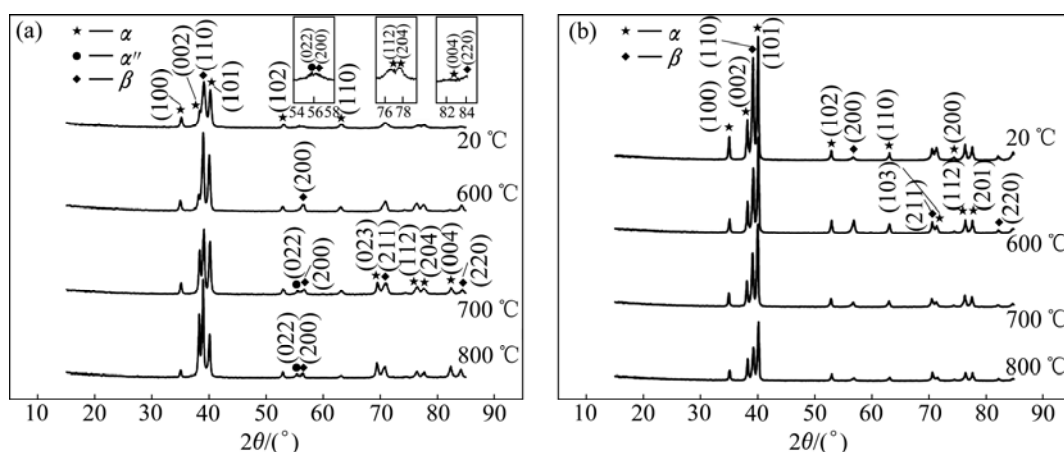


图 3 变形后与热处理后 TC16 钛合金的 XRD 谱

Fig.3 XRD patterns of TC16 titanium alloy samples: (a) After deformation; (b) After heat treatment

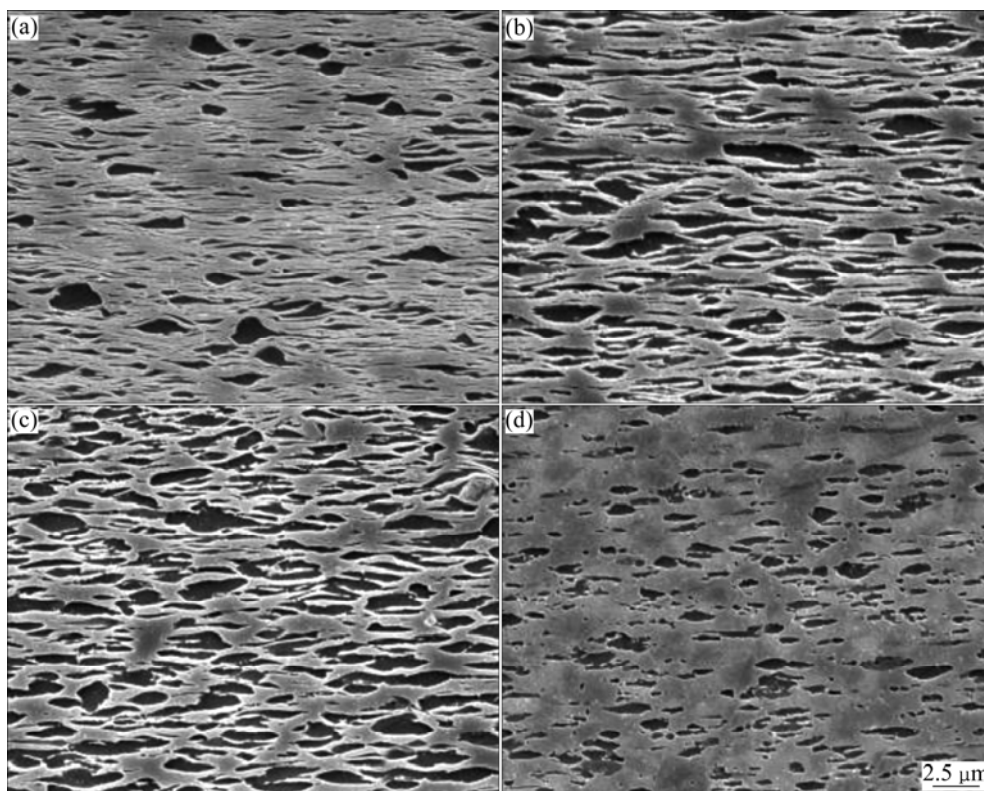


图 4 不同变形温度下 TC16 钛合金的 SEM 像

Fig.4 SEM images of TC16 titanium alloy at different deformation temperatures: (a) 20 °C; (b) 600 °C; (c) 700 °C; (d) 800 °C

为 800 °C 时, 组织中的 α 相比比例明显减少, α 晶粒尺寸也较小约为 1 μm 。这是由于在较高温度的变形过程中, α 相和 β 相都沿变形方向伸长, 且两相中发生再结晶同时有 $\alpha \rightarrow \beta$ 的相转变, 温度越高, β 相越多, 并通过相变时原子的扩散, 相的溶解、析出和聚集, 使变形时被拉长的 α 相逐渐转变为分布在 β 晶粒周围的小岛, 见图 4(d)。

TC16 合金试样冷镦和热镦后的 TEM 像如图 5 所示。由图 5(a)可见, 当冷镦温度为 20 °C 时, 被拉长的 α 晶粒和 β 晶粒中位错缠结严重, 位错密度极高, 几乎找不到单个位错。由图 5(b)和(c)可见, 当热镦温度为 600 和 700 °C 时, 发现组织中出现了很多细小的等轴再结晶 α 晶粒和 β 晶粒, 同时 α 晶粒和 β 晶粒中位错密度也很高, 但可以观察到少量短小的单个位错线, 所以较高温度压缩时, 部分 α 晶粒被拉长, 少量 α 相和几乎所有 β 相都发生了动态再结晶。此外, 由于两个相都要再结晶, 互相阻碍, 再结晶晶粒尺寸比较小。由图 5(d)和(e)可见, 当热镦温度为 800 °C 时, 冷却样品中部分 β 相转变成了 α'' 马氏体, 且 β 相也出现动态再结晶晶粒。虽然 X 射线分析结果中变形温度为 20 和 700 °C 的组织中也出现 α'' 马氏体相, 但在透射电镜下观察不到, 这可能是由于 α'' 马氏体含量很少, 在制

样过程中应力松弛而消失。

TC16 钛合金样品变形后再进行固溶时效热处理后的 SEM 像如图 6 所示。由图 6 可见, 冷镦和热镦样品在固溶时效热处理后组织均为典型的初生 α 相+ β 相转变的双态组织, β 相转变组织尺寸为 2~3 μm 。冷镦与热镦样品在显微组织上有明显差异, 冷镦的显微组织只有被拉长的 α 片, 其内部为高密度的位错缠结, 由于热激活较低, 位错很难发生攀移, 所以变形时的动态回复过程就只能依靠位错的滑移运动, 因而材料中回复过程发生得不完全, 畸变能较高。而热镦变形时, 由于变形温度较高, 一方面材料内部温度达到了再结晶温度而大范围发生动态再结晶(DRX), 另一方面高温有利于位错攀移和滑移, 两种因素共同导致位错湮灭和重排而降低了畸变能(DRV)。比较固溶时效热处理后的显微组织, 经过较高温度的固溶、快速冷却和随后长时间的保温时效, 变形后的组织差异得到完全消除。

2.3 TC16 钛合金变形后与固溶时效热处理后的性能比较

TC16 钛合金变形后与固溶时效热处理后显微硬度结果如表 1 所列。由表 1 可以看出, 热镦温度为 800

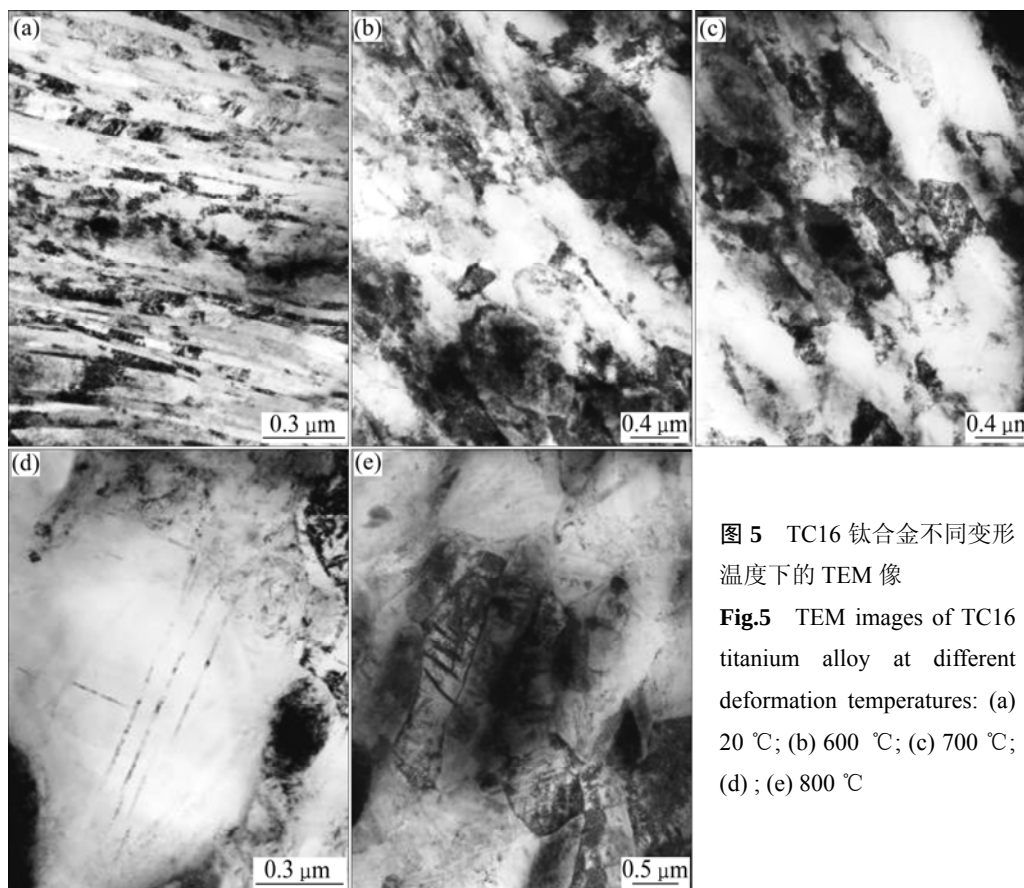


图 5 TC16 钛合金不同变形温度下的 TEM 像

Fig.5 TEM images of TC16 titanium alloy at different deformation temperatures: (a) 20 °C; (b) 600 °C; (c) 700 °C; (d); (e) 800 °C

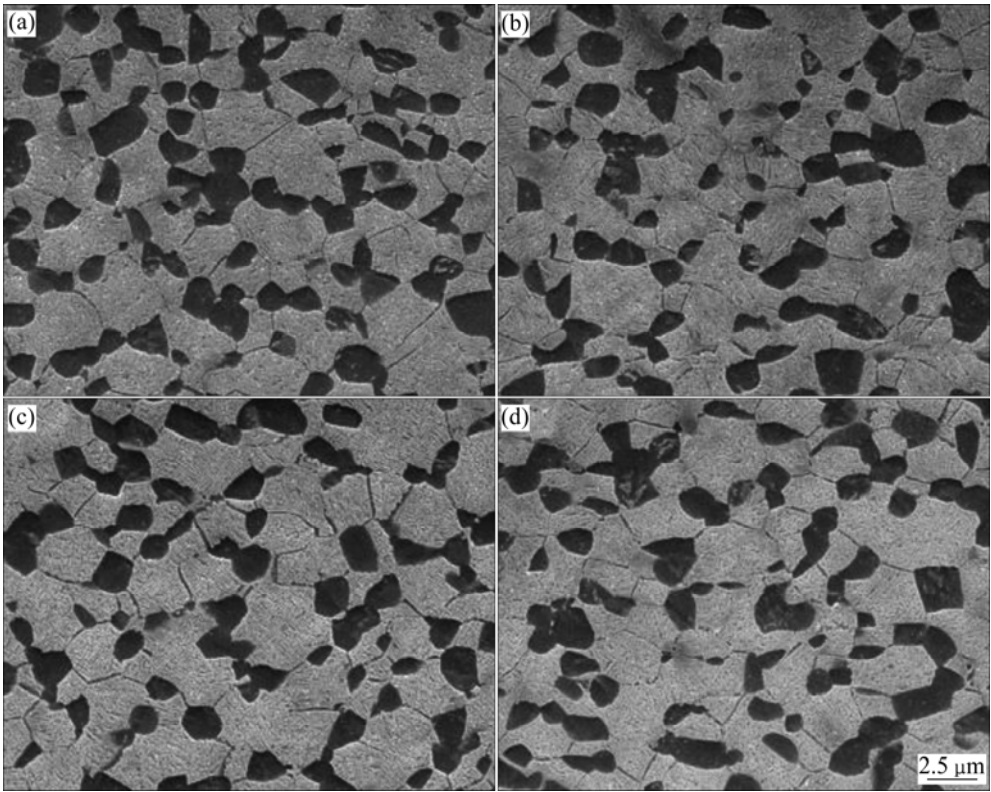


图 6 TC16 合金固溶时效热处理后的 SEM 像

Fig.6 TEM images of TC16 titanium alloy at different deformation teppure: (a) 20 °C; (b) 600 °C; (c) 700 °C; (d) 800 °C

表 1 TC16 合金样品变形后及再固溶时效热处理后的 SEM 微观硬度

Table 1 Microhardness of TC16 titanium alloy samples after deformation and also solution plus aging heat treatment

Sample	Tempeature/°C	Microhardness, HV					Average
After deformation	20	265.6	281.7	279.8	286.7	287.8	280.3
	600	283.6	293.6	275.7	294.3	284.5	286.3
	700	280.7	281.4	282.8	276	296	283.4
	800	276.3	257.5	263.5	254	259.5	262.2
Sample	Tempeature/°C	Microhardness, HV					Average
After solution plus aging heat treatment	20	345.6	346.4	339.4	353.5	353.7	347.7
	600	352.1	340.9	345.3	338.2	342.3	343.8
	700	344.9	339.2	339.5	338.7	341.2	340.7
	800	341.3	347.5	347.4	344.3	339.1	343.9

℃时, 硬度出现最低值 262.2HV。这与 800 °C 热镦后空冷形成的 α'' 马氏体有关, α'' 马氏体的出现会使硬度、强度、特别是屈服强度显著下降^[5]。其余不同变形温度下的硬度也差别不大。固溶时效处理后, 所有样品的硬度接近。

由 X 射线衍射结果分析可知, 合金在 800 °C 固溶后得到的组织组成物为 $\alpha+\beta+\alpha''$, 在随后的时效过程中 α'' 马氏体分解为次生 α 弥散相使合金强化。所以总体来看, 固溶时效热处理后所有材料的硬度值都显著高

于变形后的组织, 而且热处理强化消除了前面压缩变形造成的组织和性能差异。

3 结论

1) 冷镦时, TC16 钛合金样品相组成为 $\alpha+\beta+\alpha''$, 其中 α'' 相为应力诱发产生。变形过程中的软化现象主要由绝热温升和组织变化引起。

2) 热镦时, 因变形温度的不同, TC16 钛合金样品的相组成也相应有所不同, 温度较高时为 $\alpha+\beta+\alpha''$, 温度较低时为 $\alpha+\beta$, 且组织中若出现大量 α'' 相其硬度值较低。变形过程中的软化现象主要由相转变、DRV 和 DVX 引起。

3) 尽管冷镦和热镦会在样品中产生组织差异, 但重新固溶时效热处理后, 显微组织和硬度值接近, 都比变形后的样品显著升高。

4) 由于冷镦工艺效率高, 不存在零件表面污染, 所以冷镦加热处理强化工艺更适合于高强度 TC16 钛合金紧固件的生产。

REFERENCES

- [1] BAOLISUOWA E A. 钛合金金相学[M]. 陈石卿, 译. 北京: 国防工业出版社, 1986: 1-467.
- BAOLISUOWA E A. Metallography of titanium alloys[M]. CHEN Shi-qing transl. Beijing: Defence Industry Press, 1986: 1-467.
- [2] WEISS I, SEMIATIN S L. Thermomechanical processing of beta titanium alloys—An overview [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243: 46-65.
- [3] DING R, GUO Z X, WILSON. Evolution of a Ti-6Al-4V alloy during thermomechanical processing [J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 327: 233-245.
- [4] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, FRAZIER W G, PRASAD Y V R K. Microstructural mechanisms during hot working of commercial grade Ti-6Al-4V with lamellar starting structure [J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 325: 112-125.
- [5] 《有色金属及其热处理》编写组. 有色金属及其热处理[M]. 北京: 国防工业出版社, 1981: 187-267.
- Editorial Group of *Nonferrous Metals and Heat Treatment*. Nonferrous metals and heat treatment[M]. Beijing: Defence Industry Press, 1981: 187-267.

(编辑 何学锋)