

退火温度和冷却速率对 TC4 钛合金组织和性能的影响

徐戊矫, 谭玉全, 龚利华, 章 磊

(重庆大学, 重庆 400044)

摘 要: 采用室温拉伸试验和冲击试验方法, 对 TC4 钛合金分别进行 940、960、980 °C 退火, 并在 980 °C 退火后采取不同的冷却方式得到的试样进行强度 (σ_b 、 $\sigma_{0.2}$), 塑性 (δ 、 ψ) 和冲击韧性 (a_k) 的测试, 结合扫描电镜进行组织和形貌观察, 得到了在相变点以下退火温度和冷却速率变化时, TC4 钛合金的组织、强度、塑性和冲击韧性的变化规律: 随着退火温度的升高, 材料的强度、塑性和冲击韧性呈降低趋势; 随着冷却速度的加快, 材料的强度呈升高趋势, 塑性和冲击韧性呈下降趋势。

关键词: TC4 钛合金; 强度; 塑性; 冲击韧性

中图法分类号: TG146.2*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)11-2932-05

钛合金具有密度低、比强度高、耐腐蚀性好、热导率低、无毒无磁、可焊接、生物相容性好、表面可装饰性强等特性, 是一种轻质高强度耐蚀结构材料, 在武器装备中具有广泛的应用前景, 并已经广泛应用到化工、石油、电力、医疗、建筑、体育等领域^[1]。本工作研究的 Ti-6Al-4V(TC4)是一种典型的 α - β 两相钛合金, 含有 6% 的 α 相稳定元素 Al 和 4% 的 β 稳定元素 V, 在美国航空用钛合金中, TC4 钛合金占据了 56%^[2]。

合金的力学性能很大程度上依赖于合金的化学成分、加工过程和决定不同微观组织的热处理制度^[3,4]。目前, 国内外学者已经对不同热处理条件下, TC4 钛合金的组织与性能之间的关系进行了一定的研究, 刘婉颖等研究了固溶温度和时效温度对 TC4 钛合金组织和性能的影响^[5], 但是文献中并没有研究退火温度和冷却速率的影响; 刘建强等研究了不同组织的冲击韧性的大小^[6], 但是, 没有研究热处理工艺条件变化时, 冲击韧性的变化规律, 而且对于不同组织的冲击韧性大小的解释不够充分; M. Niinomi 等初步研究了 Ti-6Al-4V 组织与性能的关系^[7], 并得出了初生 α 相是裂纹萌生和扩展的通道等。在此基础上, 通过制定不同的热处理工艺来研究退火温度和冷却速率变化时, TC4 钛合金组织、强度、塑性和冲击韧性的变化规律。

1 实 验

实验材料 TC4 采用 3 次真空电弧炉熔炼, 热轧得到 12 mm 厚度板材和 $\Phi 20$ mm 棒材。合金的化学成分如表 1 所示, 其相变点为 990 ± 5 °C。材料的原始组织如图 1 所示, 为细小的等轴组织, 说明最终的加工过程是在两相区的较低温度进行的。

表 1 TC4 钛合金化学成分

| Table 1 Chemical composition of TC4 alloy ($\omega/\%$) | | | | | | | |
|---|------|------|-------------|-------------|-------------|--------------|------|
| Al | V | Fe | C | N | O | H | Ti |
| 6.09 | 4.18 | 0.09 | ≤ 0.10 | ≤ 0.05 | ≤ 0.20 | ≤ 0.015 | Bal. |

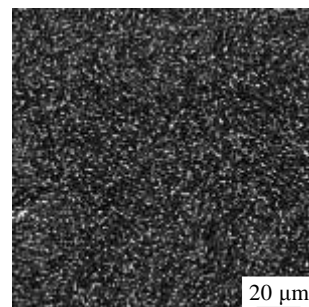


图 1 TC4 钛合金棒材组织

Fig.1 Microstructure of TC4 alloy bar

收稿日期: 2015-11-04

基金项目: 国家科技重大专项 (2012ZX04010-081); 国家自然科学基金青年基金项目 (51205427); 中央高校基本科研业务费资助 (CDJZR14130005)

作者简介: 徐戊矫, 女, 1975 年生, 博士, 教授, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044, 电话: 023-65106268, E-mail: xuwujiacq@163.com

Φ20 mm 棒材经机加工得到《金属材料 GBT228-2002 拉伸试样国家标准》规定的标准拉伸试样若干，拉伸试样的标距为 50 mm，直径为 10 mm。板材切割后加工成标准冲击试样若干，其尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm，U 型缺口，缺口圆角半径为 0.25 mm。分别对它们进行不同制度的热处理(见表 2)，每种制度下进行 3 组平行试验。然后在微机控制电子万能材料试验机 CMT5305 上进行拉伸试验，得到试样的强度(σ_b 、 $\sigma_{0.2}$)和塑性(δ 、 ψ)。在 150 N·m 摆锤式冲击试验机上进行冲击试验得到试样的冲击功 A_k ，根据冲击功和冲击韧性的关系式：

$$a_k = A_k / S \quad (1)$$

计算得到冲击韧性 a_k ，其中 S 为缺口处式样的横截面积。每种制度下得到的强度、塑性和冲击功均取平均值。用 TESCAN VEGA3 LMH 扫描电镜 (SEM) 观察组织和断口形貌，腐蚀液为 3%HF+6%HNO₃+91%H₂O。

2 结果与讨论

2.1 退火温度和冷却速率对组织的影响

TC4 合金在不同的固溶温度和冷却方式下的显微组织如图 2 所示。其中图 2a~2c 为 TC4 钛合金在 $\alpha+\beta$ 两相区退火处理得到的双态组织，由初生 α 相(图中黑色部分)和 β 转变相组成。随着退火温度的升高，初生 α 相的尺寸变化不明显，但是含量明显降低， β 转变相的含量明显增多，在图像分析软件 ImageJ 中，将要分析的图片(如图 2c)导入到软件中，通过 Image-Adjust- Threshold 的调节，得到初始 α 相与 β 转变相对比明显的图片，最后通过软件计算出突出显示的初始 α 相所占的面积分

数，用 100%减去初始 α 相的面积分数即可得到 β 转变相的含量。结果显示，其含量由 940 °C 退火时的小于 10% 增加到 980 °C 退火时的 60% 以上，且次生 α 相的长宽比也明显增加，由短棒状变为针状。图 2c~2e 分别为 TC4 钛合金在 980 °C 退火时，在不同的冷却方式下得到的显微组织，随着退火后冷却速率的降低 (2e-2c-2d)，初生 α 相的尺寸变大，次生 α 相增多增大，在炉冷条件下，初生 α 相和次生 α 相基本已经连在一起不能分辨出来。

2.2 退火温度和冷却速率对性能的影响

2.2.1 退火温度和冷却速率对强度和塑性的影响

两相钛合金的性能与合金的化学成分和其他很多因素(相的化学成分及其稳定性、相的体积分数及其强度比、相的微观形貌)有关^[8-10]。TC4 钛合金在不同退火温度和不同冷却方式下的强度和塑性变化曲线如图 3 和图 4 所示。从图 3 可以看出，在相变点以下退火

表 2 TC4 钛合金热处理制度
Table 2 Heat treatments of TC4 alloy

| Sample No. | Heat treatment |
|------------|----------------|
| 1 | 940 °C/1 h, AC |
| 2 | 960 °C/1 h, AC |
| 3 | 980 °C/1 h, AC |
| 4 | 980 °C/1 h, FC |
| 5 | 980 °C/1 h, WC |

Note: AC-air cooling; FC-furnace cooling; WC-water cooling

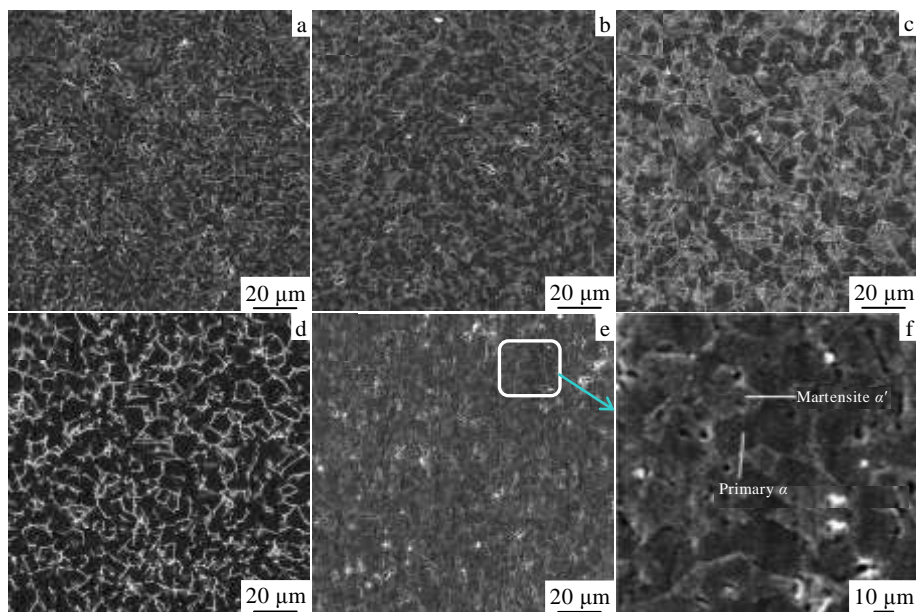


图 2 不同热处理下 TC4 钛合金显微组织

Fig.2 Microstructures of TC4 alloy under different heat treatment conditions: (a) 940 °C/1 h, AC; (b) 960 °C/1 h, AC; (c) 980 °C/1 h, AC; (d) 980 °C/1 h, FC; (e, f) 980 °C/1 h, WC

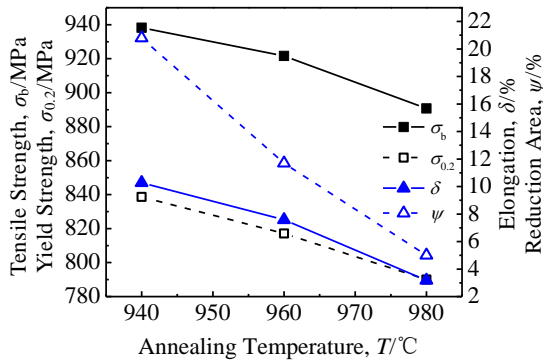


图 3 退火温度对 TC4 钛合金强度和塑性的影响

Fig.3 Effect of annealing temperature on strength and ductility of TC4 alloy

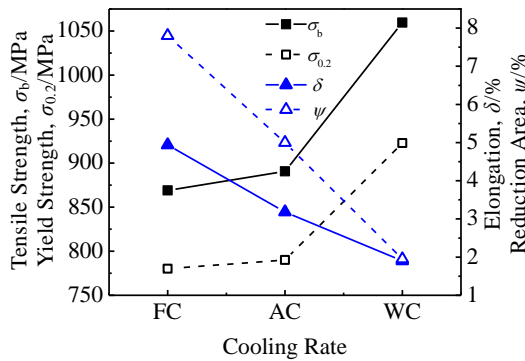


图 4 冷却速率对 TC4 钛合金强度和塑性的影响

Fig.4 Effect of cooling rate on strength and ductility of TC4 alloy

时，随着退火温度的升高，TC4 钛合金的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 呈降低趋势， σ_b 由 938.18 MPa 下降到 890.68 MPa， $\sigma_{0.2}$ 由 838.66 MPa 下降到 790.02 MPa；延伸率 δ 和断面收缩率 ψ 也呈下降趋势， δ 由 10.28% 下降到 3.18%， ψ 由 20.8% 下降到 5%。这主要是因为退火温度越高，初生 α 相越少， β 相越多。在随后的空冷过程中，初生 α 相不再发生变化，最终保留下来的初生 α 相也就越少， β 转变相越多。屈服强度部分取决于滑动距离 (β 转变相中 α 片层的尺寸)^[11]，随着退火温度的升高， β 转变相中 α 片层的尺寸增大，导致滑动距离增加，最终导致屈服强度降低。由于初生 α 相内部可开动的滑移系较多，当试样进行塑性变形时，滑移首先在个别位向因子最大的 α 晶粒内开动，如果 α 颗粒较多，变形能很快分散到许多晶粒中去，而不至于在个别晶粒中引起应力集中而开裂。因此， α 颗粒多的组织能进行

较大的变形，表现为较好的塑性^[12]，故初生 α 相越多，合金的塑性越好，即随着退火温度的升高，初生 α 相减少，塑性降低；此外，材料的拉延性主要取决于材料抵抗裂纹源萌生和裂纹扩展的能力，且前者发挥主要作用^[13]，裂纹源萌生主要取决于滑移距离(次生 α 相尺寸)^[11]。因此，随着退火温度的升高，次生 α 相尺寸增大，材料塑性降低。

从图 4 可以看出，随着冷却速率的加快，TC4 钛合金的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 呈上升趋势， σ_b 由 869.05 MPa 上升到 1059.63 MPa， $\sigma_{0.2}$ 由 780.22 MPa 上升到 922.82 MPa；延伸率 δ 和断面收缩率 ψ 呈下降趋势， δ 由 4.94% 下降到 1.9%， ψ 由 7.80% 下降到 1.95%。这主要是退火后冷却速率越快，得到的来不及发生平衡转变的细小狭长的过冷 β 相 (马氏体 α') 越多。由于马氏体 α' 内部含有大量位错^[1]，因此随着马氏体含量的增加，表现出强度升高，塑性下降的现象；此外在退火温度同为 980 °C 时，冷却速度越慢， β 转变相中次生 α 相析出越多，当冷却速度慢到一定程度时，次生 α 相有发生球化的趋势^[14]，从而提高合金的塑性，降低合金的强度。

2.2.2 退火温度和冷却速率对冲击韧性的影响

冲击总功 C_v 是由临界裂纹形成功 C_{vi} 与失稳扩展功和剪切唇形成功 C_{vp} 所组成^[15]，如公式(2)所示。所以材料的冲击韧性的也是由材料的抗临界裂纹形成能力和抗裂纹扩展能力共同决定的。

$$C_v = C_{vi} + C_{vp} \quad (2)$$

TC4 钛合金在不同退火温度和不同冷却方式下的冲击韧性变化规律如图 5 和图 6 所示，冲击试验获得的断口 SEM 微观形貌如图 7 所示。从图 5 可以看出，随着退火温度的升高，TC4 钛合金的冲击韧性呈下降趋势，由 940 °C 时的 31.59 J/cm² 下降到 980 °C 时的 21.99 J/cm²；从冲击韧性断口的微观形貌(图 7a~7c 可以看出，均有短而弯曲的撕裂棱，河流状花样不明显，属于韧性-脆性混合断裂方式。但是，从图 7a 中能明

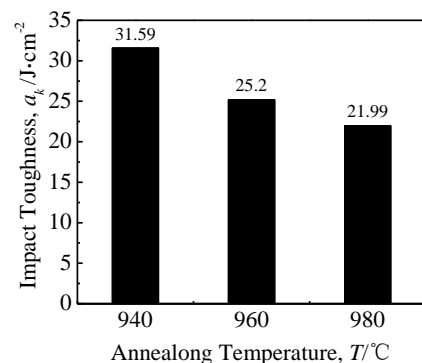


图 5 退火温度对 TC4 钛合金冲击韧性的影响

Fig.5 Effect of annealing temperature on impact toughness of TC4 alloy

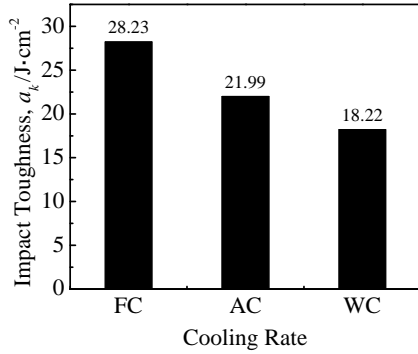


图 6 冷却速率对 TC4 钛合金冲击韧性的影响

Fig.6 Effect of cooling rate on impact toughness of TC4 alloy

观察到韧窝，且韧窝较深，所以 940 °C/1 h, AC 得到的组织的冲击韧性最高。从组织方面来说，两相钛合金的断裂过程中，初生 α 相是裂纹萌生和扩展的通道，材料的断裂韧性随着初生 α 相内部的平均自由程的增加而提高^[16]。

$$L_m = \left(\frac{4R_0}{3f} \right) (1-f) \quad (3)$$

式中， L_m 为 α 相内部平均自由程； R_0 为初生 α 相半径； f 为初生 α 相含量。从公式中可以看出，随着退火温度的升高，初生 α 相含量减少，材料的韧性应该升高。但是，文献[16]中也显示，当初生 α 相含量为 42% 时

的韧性又小于初生 α 相含量为 47%~50% 时的韧性。所以，材料的韧性不仅与初生 α 相有关，还与相的形貌有很大关系^[17]。随着退火温度的升高，初生 α 相减少的同时， β 转变组织的量明显增加，而且次生 α 相的长宽比明显增加，由短棒状逐渐变为针状，组织变形能力明显减弱，从而导致材料的韧性明显降低；此外，次生 α 相为短棒状时，它是一种韧性相，当裂纹与之相遇时，它会产生塑性变形，吸收较多的功，表现出较好的冲击韧性。在以上几种因素综合作用下，产生如前所述实验结果。

从图 6 可以看出，随着冷却速率的加快，材料的冲击韧性明显呈下降趋势，从炉冷时的 28.23 J/cm² 下降到水冷时的 18.22 J/cm²。从图 7c~7e 断口的微观形貌可以看出，图 7d 中有明显的很大很深的韧窝，为典型的韧性断裂，具有较好的冲击韧性。而图 7e 中河流状花样明显，是典型的解理断裂，故冲击韧性最差。从组织方面来说，冷却速度越快，得到的马氏体 α' 越多，而马氏体 α' 内部含有大量位错，冲击韧性较差，故水冷时得到的组织的冲击韧性最差；炉冷时，冷却速度显著降低， β 转变相中次生 α 相明显宽化，相对来说，炉冷产生的次生 α 相是一种韧性相。与相变点以下低温退火得到的短棒状次生 α 相相似，当裂纹扩展与之相遇时，要产生塑性变形，吸收较多能量，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加而产生钝化现象，从而使裂纹难以扩展，增加冲击韧性；另外，由于裂纹总是沿着消耗扩展功最小的路径和方式进行，所以在炉冷组织中，当裂纹扩展碰到次生 α 相时，就会被迫改变扩展方向，从而提

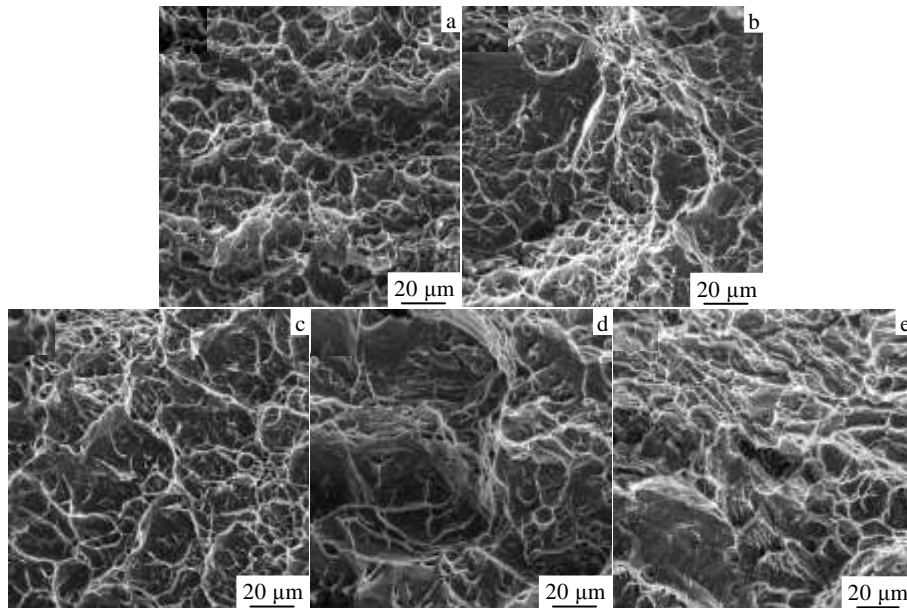


图 7 不同热处理下 TC4 钛合金冲击试样冲击断口 SEM 形貌

Fig.7 SEM images of TC4 alloy impact specimens under different heat treatment conditions: (a) 940 °C/1 h, AC; (b) 960 °C/1 h, AC; (c) 980 °C/1 h, AC; (d) 980 °C/1 h, FC; (e) 980 °C/1 h, WC

高其韧性。因此，炉冷时冲击韧性最高。

3 结 论

1) 在相变点以下，随着退火温度的升高，初生 α 相含量逐渐减少， β 转变相含量明显增加。随着冷却速度的增加，马氏体相 α' 含量增加，在炉冷条件下初始 α 相和次生 α 相连在一起。

2) 在相变点以下，随着退火温度的升高，材料的强度、塑性和冲击韧性呈降低趋势；随着冷却速度的加快，材料的强度呈升高趋势，塑性和冲击韧性呈下降趋势。

3) 940 °C/1 h, AC 得到的组织有较好的强度、塑性和冲击韧性综合性能；980 °C/1 h, WC 得到的组织具有较高的强度，但是塑性和冲击韧性较低；980 °C/1 h, FC 的组织强度较低，但是塑性和冲击韧性都较高。

参考文献 References

- [1] Huang Xu(黄 旭), Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Honghong(王 红红). *Advanced Aeronautical Titanium Alloy and Applications* (先进航空钛合金材料与应用)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012: 47
- [2] Srinivasu G, Natraj Y, Bhattacharjee A *et al.* *Materials and Design*[J], 2013, 47: 323
- [3] Ding R, Guo Z X, Wilson A *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2002, 327(2): 233
- [4] Seshacaryulu T, Medeiros S C, Morgan J T *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2000, 279: 289
- [5] Liu Wanying(刘婉颖), Zhu Yike(朱毅科), Shi Taihe(施太和) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(18): 141
- [6] Liu Jianqiang(刘建强). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(12): 63
- [7] Niinomi M, Kobayashi T. *Mater Sci Eng*[J], 1988, 100: 45
- [8] Ankem S, Margolin H. *Metall Trans A*[J], 1986, 17(12): 2209
- [9] Movchan B A, Lemkey F D. *Mater Sci Eng A*[J], 1997, 224: 36
- [10] Ankem S. *Thesis for Doctorate*[D]. New York: Polytechnic Institute of New York, 1980
- [11] Lütjering G, Williams J C. *Titanium*[M]. New York: Springer-Berlin Heidelberg, 2007: 243
- [12] Zhang Min(张 民). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2004
- [13] Sauer C, Lütjering G. *Mater Sci Eng A*[J], 2001, s319-321(1): 393
- [14] Zhang Yaowu(张尧武), Zeng Weidong(曾卫东), Shi Chunling(史春玲) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2011, 21(11): 2781
- [15] Wang Chunyu(王春雨), Xi Wenjun(席文君). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(4): 664
- [16] Liu Rui(刘 睿), Hui Songxiao(惠松晓), Ye Wenjun(叶文君) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(10): 1799
- [17] Liu Rui(刘 睿), Hui Songxiao(惠松晓), Ye Wenjun(叶文君) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 690

Effect of Annealing Temperature and Cooling Rate on Microstructure and Properties of TC4 Titanium Alloy

Xu Wujiao, Tan Yuquan, Gong Lihua, Zhang Lei

(Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: The strength (σ_b , $\sigma_{0.2}$), ductility (δ , ψ) and impact toughness (a_k) of TC4 alloy annealed at 940, 960, 980 °C and cooled at different cooling rates after 980 °C annealing were tested by tensile tests at room temperature and impact tests at room temperature. Combined with metallography and fractography, the influence of annealing temperature and cooling rate were studied. The results show that the strength, ductility and impact toughness decrease with the increasing of annealing temperature; however, the strength increases, but the ductility and impact toughness decrease with the increasing of cooling rate.

Key words: TC4 titanium alloy; strength; ductility; impact toughness

Corresponding author: Xu Wujiao, Ph. D., Professor, College of Material Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, Tel: 0086-23-65106268, E-mail: xuwujiao_cq@163.com