

固溶-冷速-时效对 TC4-DT 合金显微组织和力学性能的影响

丁 灿¹, 汪常亮^{1,2}, 李 峰¹, 常 辉¹, 周 廉¹

(1. 南京工业大学, 江苏 南京 211816)

(2. 江苏先进无机功能复合材料协同创新中心, 江苏 南京 211816)

摘 要: 以 Ti6Al4V-DT (TC4-DT)为研究对象, 分别对其进行不同方式的固溶、冷却和时效处理, 利用金相显微镜、拉伸试验机研究其显微组织、强度和塑性的变化。结果表明: 强度和塑性的主要影响因素为固溶温度和冷却方式。在 $\alpha+\beta$ 两相区和单相区固溶并在 580 °C 时效 8 h, 可以分别得到双态组织和片层组织, 相变点以下随着固溶温度的提高, 初生 α 相含量明显减少, 且强度和塑性在两相区固溶更优; 相变点以上固溶时, 冷却速率降低会使 α 相片层粗化, 抗拉强度和屈服强度逐渐降低; 在两相区固溶 α 相尺寸随着时效温度升高而增大, 在低温时效时, 由于 α 相的弥散强化作用使得合金强度较高。TC4-DT 合金在 $\alpha+\beta$ 两相区 860 °C/1.5 h 固溶, 550 °C/8 h 时效处理, 在空冷的状态下, 可获得合金强度 (1017 MPa)、塑性 (伸长率 22%) 匹配良好的综合性能。

关键词: TC4-DT; 金相组织; 抗拉强度; 热处理; 塑性

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)03-0962-06

钛合金因其具有高的比强度、良好的抗冲击性能、耐疲劳性、弹性模量低以及高温无磁性等优良性能而被广泛地应用于航空航天、海洋工程、生物医疗等领域^[1-4]。钛合金的组织有 4 种常见形态: 等轴组织、双态组织、网篮组织和魏氏组织。双态组织与等轴组织最大的不同之处在于等轴 α 相的含量, 等轴组织中的等轴 α 相含量超过 40%, 而双态组织中的等轴 α 相含量低于 30%。热处理是用来调控合金组织与性能常用方法, 热处理参数的不同会对合金的显微组织产生影响, 继而使合金的性能发生变化^[5]。当钛合金发生拉伸变形, 它的塑性主要与等轴初生 α 相晶粒大小有关, 当等轴状初生 α 相晶粒越多或越小的时候, 塑性表现越好^[6]; 同时, 其强度和转变 β 相息息相关^[7-9]。固溶和时效处理是用来改善组织性能常见的方法, 通过控制热处理时间、冷却方式以及温度, 可以优化组织, 改善力学性能, 从而获得综合性能良好的合金^[10]。

TC4-DT 作为我国自主研发的一种损伤容限型钛合

金, 国内对于 TC4-DT 合金的研究主要集中在损伤容限方面, 针对于在不同的热处理工艺下, 对合金显微组织、力学性能影响的研究还相对较少。因此, 本工作主要通过研究合金的组织演变、强度、延伸率随着热处理制度之间存在的联系而展开, 系统地选择固溶时效温度、冷却方式, 最终获得 TC4-DT 合金强度、塑性匹配良好的热处理制度。

1 实 验

实验所用的 TC4-DT 钛合金棒材, 尺寸为 $\Phi 85$ mm \times 500 mm, TC4-DT 合金成分如表 1 所示。采用连续升温金相法测得相变点温度为 (980 ± 5) °C。

实验采用的热处理设备为 Carbolite 标准马弗炉, 研究固溶温度、冷却方式对合金组织和性能的影响, 热处理制度如表 2、表 3 所示。接着分别在 860、950、1010 °C 固溶 1.5 h 后, 选取 500、550、600、650 °C 分别时效 8 h, 时效处理制度如表 4 所示。用 ETM205D 型万能拉伸试

表 1 TC4-DT 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4-DT alloy ($\omega/\%$)

Ti	Al	V	Fe	C	N	H	O
Bal.	6.36	4.48	0.222	0.016	0.004	0.0016	0.114

收稿日期: 2019-03-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51401015); 国防基础科研计划 (JCKY2018414C020)

作者简介: 丁 灿, 女, 1995 年生, 硕士生, 南京工业大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 211816, E-mail: dingcc@njtech.edu.cn

表 2 固溶方式的热处理工艺参数

Table 2 Heat treatment process parameters for exploring solid solution

Solid solution temperature for 1.5 h/°C	Aging temperature for 8 h/°C
860, 950, 970	580
990, 1010, 1050	580

验机测试其拉伸性能, 试样尺寸为 $\Phi 8 \times 100$ mm, 平行段的直径 5 mm。利用线切割机切取小块试样, 经过热处理后利用抛光机去除表面氧化皮, 之后按照金相制备的流程, 将试样在 80#、240#、400#、600#、800#、1200#、2000#、3000# 的砂纸上进行逐级打磨后进行机械抛光。抛光所用抛光剂粒度为 W1.5 的金刚石抛光膏, 金相试样的腐蚀液采用 HF+HNO₃+H₂O(体积比 1:2:7) 的试剂, 在 Zeiss 光学显微镜 (AxioCam MRc5) 观察组织形貌演变。

2 结果与分析

2.1 热处理对 TC4-DT 合金显微组织的影响

2.1.1 固溶温度对显微组织的影响

当固溶温度在相变点以下, 可得如图 1 的双态组织, 由等轴初生 α 相+ β 转变组织构成, 随着温度升高, α 相含量减少, 950 °C 时, 初生 α 相开始球化。当温度升高到相变点以上, 可得图 2 所示的魏氏组织, 完全由 β 转变组织 (片层次生 α 相) 构成, 由于 β 晶界在锻造阶段的变形量不足以被破碎, 原始的 β 晶粒得以完整的保留, α 相在 β 晶粒中的形态以片层为主。

2.1.2 冷却方式对显微组织的影响

图 3 显示了在不同固溶温度下不同冷却方式对显微组织的影响。由图可知, 在相变点以下固溶时, 可得到双态组织, 由等轴组织 (初生 α) + β 转变组织构成, 860 °C 炉冷时, 由于冷却速度慢, 促进 α 相长大, 从而表现出更加粗大的组织, 950 °C 时组

织变化不明显, 当固溶温度达到相变点以上, 完全变为片层 α 相 (魏氏组织), β 基体上析出的次生 α 相以及晶界 α 相也逐渐粗化。水冷的冷却方式由于冷却速率高, 从基体上析出的针状 α 相来不及长大, 所得的针状 α 晶粒尺寸较小, 含量较多, 相界不是特别清晰^[11], 而炉冷可为次生 α 相的形核生长提供条件^[12,13], 随着冷却速率逐渐下降, 析出的针状 α 相逐渐长大。

2.1.3 时效温度对合金显微组织的影响

TC4-DT 合金在 860 °C 固溶不同时效温度下的显微组织的变化如图 4 所示, 所获得的是等轴组织, 由 α 相和 β 相组成, 随着时效温度的升高, α 相的晶粒尺寸逐渐增大, 并且都是呈现等轴状, α 相所占比例逐渐增加, β 相所占比例逐渐减少。

表 3 冷却方式的热处理工艺参数

Table 3 Heat treatment process parameters for exploring cooling method

Solid solution temperature for 1.5 h/°C	Aging temperature for 8 h/°C	Cooling method
860	580	WC
		AC
		FC
950	580	WC
		AC
		FC
1010	580	WC
		AC
		FC

表 4 时效温度的热处理工艺参数

Table 4 Heat treatment process parameters for exploring aging temperature

Solid solution for 1.5 h/°C	Aging temperature for 8 h/°C
860	500, 550, 600, 650
950	500, 550, 600, 650
1010	500, 550, 600, 650

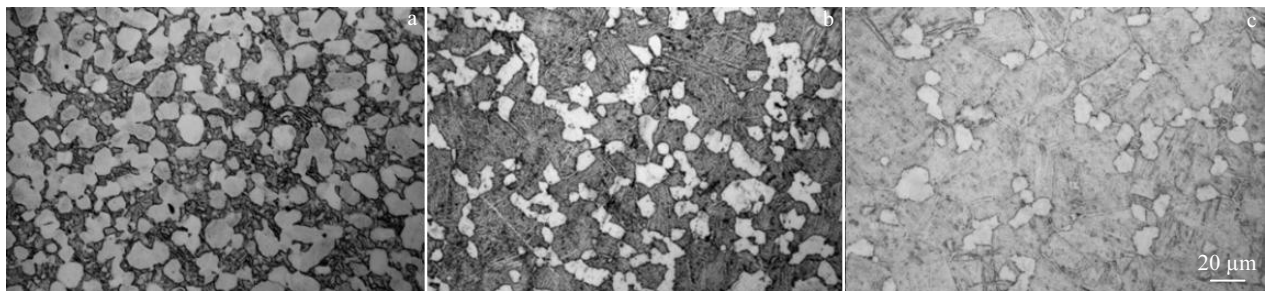


图 1 相变点以下固溶温度的 TC4-DT 合金显微组织

Fig.1 Microstructures of TC4-DT alloy with solution temperature below the phase transition temperature: (a) 860 °C/1.5 h+580 °C/8 h; (b) 950 °C/1.5 h+580 °C/8 h; (c) 970 °C/1.5 h+580 °C/8 h



图 2 相变点以上固溶温度的 TC4-DT 合金金相组织

Fig.2 Microstructures of TC4-DT alloy with solution temperature above the phase transition temperature: (a) 990 °C/1.5 h+580 °C/8 h; (b) 1010 °C/1.5 h+580 °C/8 h; (c) 1050 °C/1.5 h+580 °C/8 h

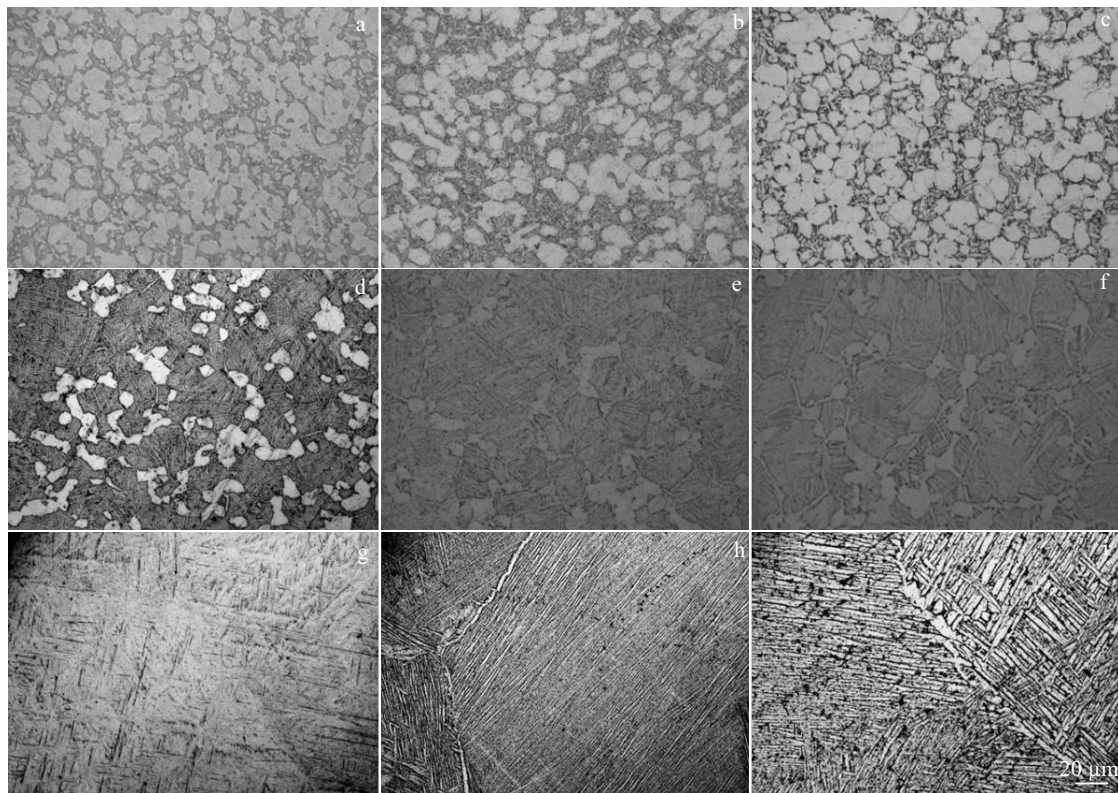


图 3 不同固溶温度及冷却方式的 TC4-DT 合金显微组织

Fig.3 Microstructures of TC4-DT alloy with different cooling modes corresponding to different solution temperatures: (a) 860 °C/1.5 h WC+580 °C/8 h; (b) 860 °C/1.5 h AC+580 °C/8 h; (c) 860 °C/1.5 h FC+580 °C/8 h; (d) 950 °C/1.5 h WC+580 °C/8 h; (e) 950 °C/1.5 h AC+580 °C/8 h; (f) 950 °C/1.5 h FC+580 °C/8 h; (g) 1010 °C/1.5 h WC+580 °C/8 h; (h) 1010 °C/1.5 h AC+580 °C/8 h; (i) 1010 °C/1.5 h FC+580 °C/8 h

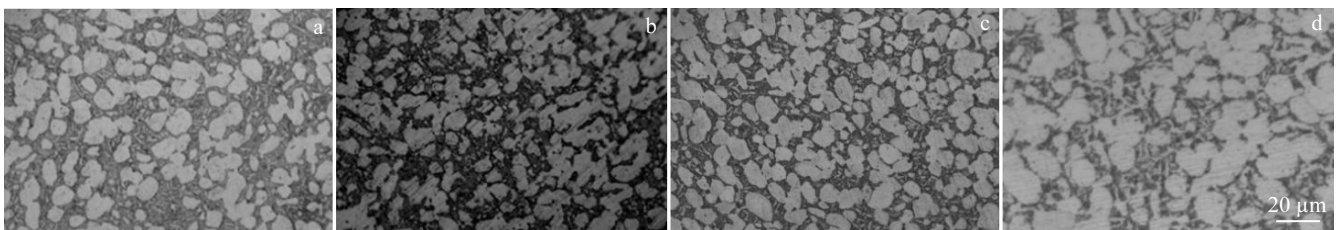


图 4 860 °C下固溶不同时效温度的 TC4-DT 合金显微组织

Fig.4 Microstructures of TC4-DT alloy with different aging temperatures at solution temperature of 860 °C: (a) 860 °C/1.5 h+500 °C/8 h; (b) 860 °C/1.5 h+550 °C/8 h.; (c) 860 °C/1.5 h+600 °C/8 h; (d) 860 °C/1.5 h+650 °C/8 h

950 °C 固溶时效处理后的组织为双态组织(如图 5), 500 °C 左右时, 组织较为细小, 随着时效温度的升高, 片层 α 和等轴 α 逐渐长大。当时效温度逐渐升高到 600 °C 时, 次生 α 相的长径比减小, 当时效温度升高到 650 °C, TC4-DT 组织主要由初生 α 相+细条状 α 相+ β 相组成。同时可以发现时效处理后, β 相向 α 相转变, 温度越高, 转变越充分, 随时效温度的升高, 过饱和固溶体分解的越多, 初生 α 尺寸长大。

1010 °C 固溶时效处理后所得组织为魏氏组织(如图 6), 时效初期, 条状 α 相较细小, 局部析出不充分, 当时效温度到达 600 °C 以后, 组织呈现板条交织状, α 相在 β 基体中分布地更加均匀, 同时变得粗化。

2.2 热处理对 TC4-DT 合金力学性能的影响

2.2.1 固溶温度对合金性能的影响

不同固溶温度下合金的力学性能如表 5 所示, 由表 5 可知, 两相区热处理后合金的强度和塑性优于单相区。随着固溶温度上升, 抗拉强度呈降低趋势。双态组织的力学性能与初生等轴 α 相和针状 α 相含量有一定的关系, 当等轴 α 含量较高, 塑性变形较好, 因次生 α 相含量相对较低, 强度并不高; 同时当针状 α 相含量较高, 虽然可能强度较高, 但由于等轴 α 含量相对较低, 塑性也不会太高^[14]。随着固溶温度的升高, 等轴 α 相含量也随之减少, 究其原因, 等轴 α 相发生回溶, 从而相应力学性

能也发生改变, 表 5 中显示, 固溶温度在 950 °C 时延伸率可达到 18%, 而当温度升高至 1010 °C 附近时只有 9%。

2.2.2 冷却方式对合金性能的影响

在同一固溶温度下, 合金的强度随着冷却速率的减小表现出降低的趋势(表 6), 但由于 α 相的逐渐长大, 合金的伸长率, 即延展性得到改善。究其原因主要是随着固溶温度的提高, 等轴 α 组织可以有效阻碍位错与滑移, 等轴组织含量较多的试样拥有更好的延伸率, 当固溶温度为 950 °C 时, 采用水冷的方式冷却, 抗拉强度达到最大值 1169 MPa。在 1010 °C 固溶时, 片层 α 相对滑移的阻碍效果小, 使滑移能够迅速在晶界 α 处产生位错塞积, 从而容易形成空隙, 导致其易断裂, 故强塑性较差^[15]。随着冷却速率的增加, 片层细化, 对应的屈服强度和抗拉强度逐渐升高, 塑性逐渐降低。和固溶温度相比较, 冷却速率对强度的影响更大。

2.2.3 时效温度对合金性能的影响

表 7 为不同固溶温度对应时效温度的合金力学性能。由表 7 的力学性能显示, 合金的塑性在两相区更好, 随着时效温度的升高, 合金的伸长率先上升后降低; 有研究表明, 次生 α 相的体积分数和屈服强度之间有一定紧密的联系, 当时效温度较低时, 由于 α 相组织较小, 会有明显的弥散强化效果^[16]。在 860 °C 固溶状态下, 随着时效温度的升高, 弥散相集聚长大, 合金强度随时效

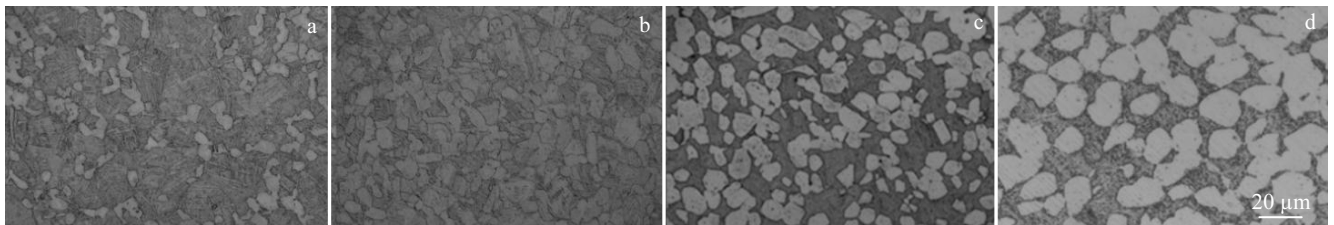


图 5 950 °C 下不同时效温度的 TC4-DT 合金显微组织

Fig.5 Microstructures of TC4-DT alloy with different aging temperatures at solution temperature of 950 °C: (a) 950 °C/1.5 h+500 °C/8 h; (b) 950 °C/1.5 h+550 °C/8 h; (c) 950 °C/1.5 h+600 °C/8 h; (d) 950 °C/1.5 h+650 °C/8 h

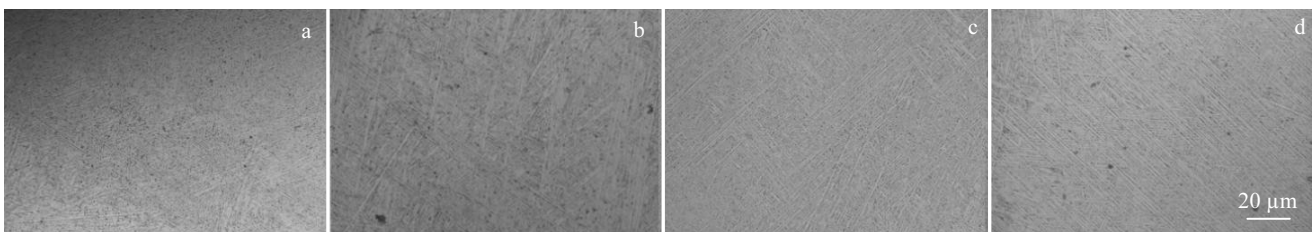


图 6 1010 °C 下不同时效温度的 TC4-DT 合金显微组织

Fig.6 Microstructures of TC4-DT alloy with different aging temperatures at solution temperature of 1010 °C: (a) 1010 °C/1.5 h+500 °C/8 h; (b) 1010 °C/1.5 h+550 °C/8 h; (c) 1010 °C/1.5 h+ 600 °C/8 h; (d)1010 °C/1.5 h+650 °C/8 h

表 5 不同固溶温度 TC4-DT 合金力学性能

Table 5 Mechanical properties of TC4-DT alloy with different solution temperatures

Solution temperature/°C	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
1050	906	800	8
1010	931	818	9
990	976	865	10
970	987	880	14
950	993	892	18
860	1021	977	15

表 6 不同固溶温度对应冷却方式 TC4-DT 合金力学性能

Table 6 Mechanical properties of TC4-DT alloy with different cooling modes corresponding to different solid solution temperatures

Solution temperature/°C	Cooling mode	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
860	WC	1066	1020	12
	AC	1003	960	15
	FC	939	906	18
950	WC	1169	1019	10
	AC	997	879	19
	FC	886	839	23
1010	WC	1137	1073	3
	AC	1015	878	9
	FC	836	788	5

表 7 不同固溶温度对应时效温度的 TC4-DT 合金力学性能

Table 7 Mechanical properties of TC4-DT alloy with different aging temperatures corresponding to different solution temperatures

Solution temperature /°C	Aging temperature/°C	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
860	500	1020	992	15
	550	1017	987	22
	600	980	959	18
	650	958	935	16
950	500	1030	942	15
	550	1015	931	16
	600	1005	932	15
	650	988	925	12
1010	500	967	866	6
	550	948	857	15
	600	930	844	8
	650	927	830	7

温度升高而降低^[17,18], 由 500 °C 时的 1020 MPa, 降低到 650 °C 的 958 MPa。相变点以下固溶、时效温度在 550 °C 左右时, β 晶粒较小, 组织较均匀, 塑性较好^[19]。合金在两相区 860 °C/1.5 h 固溶, 550 °C/8 h 时效处理空冷条件下获得最佳力学性能, 其抗拉强度达到 1017 MPa, 延伸率达到 22%。在 950 °C 固溶时效处理时, 塑性介于 12%~16%, 延伸率变化不大^[20]。在 1010 °C 固溶温度下, 随着时效温度的升高, 由于组织中几乎都是片层 α 相, 试样的强塑性较差。

3 结 论

1) 合金在相变点以下 (860 和 950 °C), 相变点以上 (1010 °C) 固溶并时效处理后, 得到的显微组织分别为双态和片层组织。相变点以下随着固溶温度的升高, α 相含量减少, 达到 990 °C 以上时, 出现魏氏组织, α

晶界发生粗化; 时效过后, α 相尺寸明显增长。

2) 当冷却速率高, 针状 α 相尺寸较小, 含量较多。随着冷却速率的降低, 析出的针状 α 相逐渐长大。

3) 合金在两相区固溶时强度和塑性更好; 随着冷却速率的降低, 合金的抗拉强度和屈服强度都降低, 塑性升高; 时效温度较低时, α 相的弥散强化作用使得合金强度较高。合金在两相区 860 °C/1.5 h 固溶, 550 °C/8 h 时效处理, 空冷条件下可以获得最佳力学性能, 其抗拉强度达到 1017 MPa, 延伸率达到 22%。

参考文献 References

[1] Zhao Yongqing(赵永庆). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(5): 1
 [2] Lü Xianghong(吕祥鸿), Shu Ying(舒滢), Zhao Guoxian(赵国仙) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工

- 程[J], 2014, 43(6): 1518
- [3] Zhu Zhishou(朱知寿). *Journal of Aeronautical Material(航空材料学报)*[J], 2014, 34(4): 44
- [4] Wu C, Zhan M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 805: 1144
- [5] Wu Hua(吴 化), Wang Qiang(王 强), Liu Yunxu(刘云旭) *et al. Heat Treatment of Metals(金属热处理学报)*[J], 2004, 29(7): 43
- [6] Shao Hui(邵 晖), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2012, 41(7): 1313
- [7] Fei Yuhuan(费玉环), Zhou Lian(周 廉), Qu Henlei(曲恒磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2007, 36(11):1928
- [8] Wang Jinhui(王金惠), Xia Changqing(夏长清), Chen Yongqin(陈永勤) *et al. Heat Treatment of Metals(金属热处理学报)*[J], 2010, 35(1): 81
- [9] Li Yafei(李亚非), Wang Weidong(王伟东), He Yonggang(向永刚) *et al. Heat Treatment of Metals(金属热处理学报)*[J], 2014, 39(6): 84
- [10] Yang Guang(杨 光), Wang Wendong(王文东), Qin Lanyun(钦兰云) *et al. Heat Treatment of Metals(金属热处理学报)*[J], 2017, 42(12): 39
- [11] Shi Z F, Guo H Z, Han J Y *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(10): 2882
- [12] Tan Yuquan(谭玉全). *Thesis for Master(硕士学位论文)*[D]. Chongqing: Chongqing University, 2016
- [13] Guo P, Zhao Y, Zeng W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 563: 106
- [14] Chen Y, Du Z, Xiao S *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2014, 586: 588
- [15] Fu Wenjie(付文杰), Xie Yingjie(谢英杰), Gao Weina(高维娜), *et al. Heat Treatment of Metals(金属热处理学报)*[J], 2014, 39(11): 92
- [16] Sauer C, Luetjering G. *Journal of Materials Processing Tech*[J], 2001, 117(3): 311
- [17] Ivasishin O M, Markovsky P E, Matviychuk Y V *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 457(1-2): 296
- [18] Li C, Chen L, Lin C *et al. Biomarkers and Genomic Medicine*[J], 2013, 5(1-2): 23
- [19] Lütjering G, Albrecht J, Sauer C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 468-470: 201
- [20] Sauer C, Lütjering G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 319-321: 393

Effects of Solid Solution, Cooling Rates and Aging Treatments on Microstructure and Mechanical Properties of TC4-DT Alloy

Ding Can¹, Wang Changliang^{1,2}, Li Feng¹, Chang Hui¹, Zhou Lian¹

(1. Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

(2. Jiangsu Collaborative Innovation Center for Advanced Inorganic Function Composites, Nanjing 211816, China)

Abstract: The changes of microstructure, strength and plasticity of Ti6Al4V-DT (TC4-DT) alloy were studied by metallographic microscope and tensile tester under different solid solutions, cooling rates and aging treatments. The results demonstrate that the main influencing factors of tensile strength and plasticity are solution temperature and cooling modes. Solid solution and aging treatment at 550 °C for 8 h in the $\alpha+\beta$ phase and the single β phase region can obtain the bimodal structure and the lamellar structure, respectively. When the solid solution temperature rises below the phase transition temperature, the amount of primary α phase obviously decreases; meanwhile, the strength and plasticity are better in the two-phase region. As the cooling rate decreases, the lamellar α phase becomes coarsened under the solution treatment above the phase transition temperature, and the tensile strength and yield strength gradually decrease. Moreover, the size of α phase increases as the aging temperature increases at the $\alpha+\beta$ phase region. Furthermore, the dispersion strengthening of α phase makes the strength of the alloy higher at the lower aging temperature. In general, the strength and plasticity of TC4-DT alloy can be well matched, whose tensile strength can reach up to 1017 MPa and whose elongation is 22% under solid solution treatment at 860 °C for 1.5 h, aging treatment at 550 °C for 8 h and in the air-cooled state.

Key words: TC4-DT; metallographic structure; tensile strength; heat treatment; plasticity