

双重退火对 ZTC18 铸造钛合金组织及性能的影响

赵红霞^{1,2}, 沙爱学¹, 王庆如¹, 魏战雷^{1,2}

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095;
2. 北京市先进钛合金精密成型工程技术研究中心, 北京 100095)

摘要: **目的** 研究 ZTC18 合金双重退火热处理时合金微观组织和力学性能的变化规律。**方法** 通过对 ZTC18 合金熔模精密铸造拉伸试棒试验件进行双重退火热处理实验, 对比不同热处理工艺铸件的微观组织和力学性能, 分析其变化规律。**结果** 不同的双重退火温度下, 晶粒尺寸无明显变化, 随着第 2 级退火温度升高, 晶粒内部初生 α 相由长针状逐渐变化为棒状及等轴颗粒, 次生 α 相逐渐减少, 合金的强度随第 2 级退火温度升高而降低, 塑性则呈增加趋势。**结论** 通过双重热处理可以达到调整合金强度塑性比的目的, 对比 HIP 后的室温拉伸数据, 在二级退火温度为 610 和 590 °C 的试样 (空冷或炉冷) 的强度和塑性综合匹配性较好, 抗拉强度能够达到 1100 MPa, 伸长率大于 11%。

关键词: 铸造钛合金; 双重热处理; 组织性能

DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2018.03.007

中图分类号: TG166.5 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-6457(2018)03-0034-06

Effect of Dual-annealing on Microstructure and Properties of ZTC18 Cast Titanium Alloy

ZHAO Hong-xia^{1,2}, SHA Ai-xue¹, WANG Qing-ru¹, WEI Zhan-lei^{1,2}

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;
2. Beijing Engineering Research Center of Advanced Precise Forming of Titanium Alloys, Beijing 100095, China)

ABSTRACT: The paper aims to research change rules for microstructure and mechanical property of ZTC18 alloy dual-annealing treatment. Investment casting tensile test bar of ZTC18 alloy was treated by dual-annealing to compare microstructure and mechanical property of different thermal treatment castings and analyze their change rules. The grain size did not change apparently with the increase of second annealing temperature; the primary α phase transformed from irregular needle-like morphology to rod-like morphology and equiaxed morphology; and the secondary α phase decreased and the strength of alloy decreased with the increase of the second annealing temperature. While the plasticity increased. The strength and plasticity ratio of alloy might be adjusted by dual-annealing treatment. After comparing data on tensile at room temperature after HIP, the comprehensive matching of strength and plasticity of sample is good at 610 and 590 °C of second annealing. The tensile strength could reach 1100 MPa and the elongation exceeds 11%.

KEY WORDS: cast titanium alloy; dual-heat treatment; microstructure; property

由于铸造钛合金密度低, 比强度高, 采用精确凝固成形方法可以实现各种复杂构件的近净成形, 不仅成本低, 而且材料利用率高, 因此被广泛应用于航空、

航天工业^[1-3]。随着航空、航天工业的发展, 为了获得更高的减重效益和更低的制造成本, 新型飞机、航天器等装备对铸造钛合金的强度要求越来越高, 我国

收稿日期: 2018-05-03

基金项目: 北京航空材料研究院基金

作者简介: 赵红霞 (1977—), 女, 硕士, 工程师, 主要研究方向为铸造钛合金。

现有的铸造钛合金主要是中低强度合金如 ZTA7、ZTC4、ZTA15 等，强度级别在 900 MPa 左右^[4-7]，不能满足重要承力构件的高强度要求，因此针对高强度铸造钛合金在欧美及我国逐渐开始研究，其中 TC18 钛合金采用铸造成型的铸件因其良好的强度塑性比，引起广泛关注。

ZTC18 是 α - β 型铸造钛合金，合金化的程度较高，名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe。该合金具有较高的强度和韧性，并且具有较好的塑性，退火后强度远高于 ZTC4 合金，能够达到 1050 MPa 以上，是退火状态下强度最高的铸造钛合金^[8-10]。钛合金铸件不能通过热变形的的方法改善微观组织，因此相对于变形钛合金 TC18，ZTC18 合金凝固时晶体生长速率大于晶核生长速率，晶体为枝晶状生长过程，因此铸件的微观组织为粗大的片层组织，使其性能低于 TC18 合金，特别是塑性和疲劳性能^[11-15]，而热处理就成为改善合金的组织性能的主要途径。文中通过研究双重退火时 ZTC18 合金的微观组织和力学性能变化规律，探索该合金组织优化方法，为该合金的应用奠定良好基础。

1 试验材料和方法

实验采用的 TC18（名义成分：Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe），钛合金拉伸试棒的模组采用陶瓷型壳熔模精密铸造的方法，在真空自耗电极电弧凝壳炉浇铸，实验用铸锭采用真空自耗凝壳炉熔炼的二次锭，铸件

热等静压工艺为：热等静压后进行热处理实验，在 Instron-4507 万能实验机上测定拉伸性能，采用 1 mm/min 的拉伸速率测试；在 leica DWLM 型光学显微镜和 JSM-5800 型扫描电镜上进行组织观察；在 JEOLJSM-5600LV 型扫描电子显微镜上进行拉伸试样断口形貌观察。HIP 工艺参数为 (920±10) °C, (135±15) min/110~140 MPa, FC→300 °C, AC。

表 1 双重退火制度
Tab.1 Dual-annealing process

条件/热处理步骤	①	②
1		570 °C/4 h, AC
2	750 °C/2 h, AC	590 °C/4 h, FC
3		610 °C/4 h, AC
4	820 °C/2 h, FC→ 750 °C/2 h, AC	630 °C/4 h, AC

2 试验结果及讨论

2.1 显微组织

热等静压和第 2 级退火温度为 570, 590, 610, 630 °C 试样晶粒大小和形态见图 1，可以看出，合金经过双重热处理组织变得更加均匀，而不同双重退火工艺对晶粒尺寸影响不大。570 °C 和 590 °C 温度下二次退火晶界基本相同，610 °C 温度下二次退火晶界略微变宽，但差别也不显著。

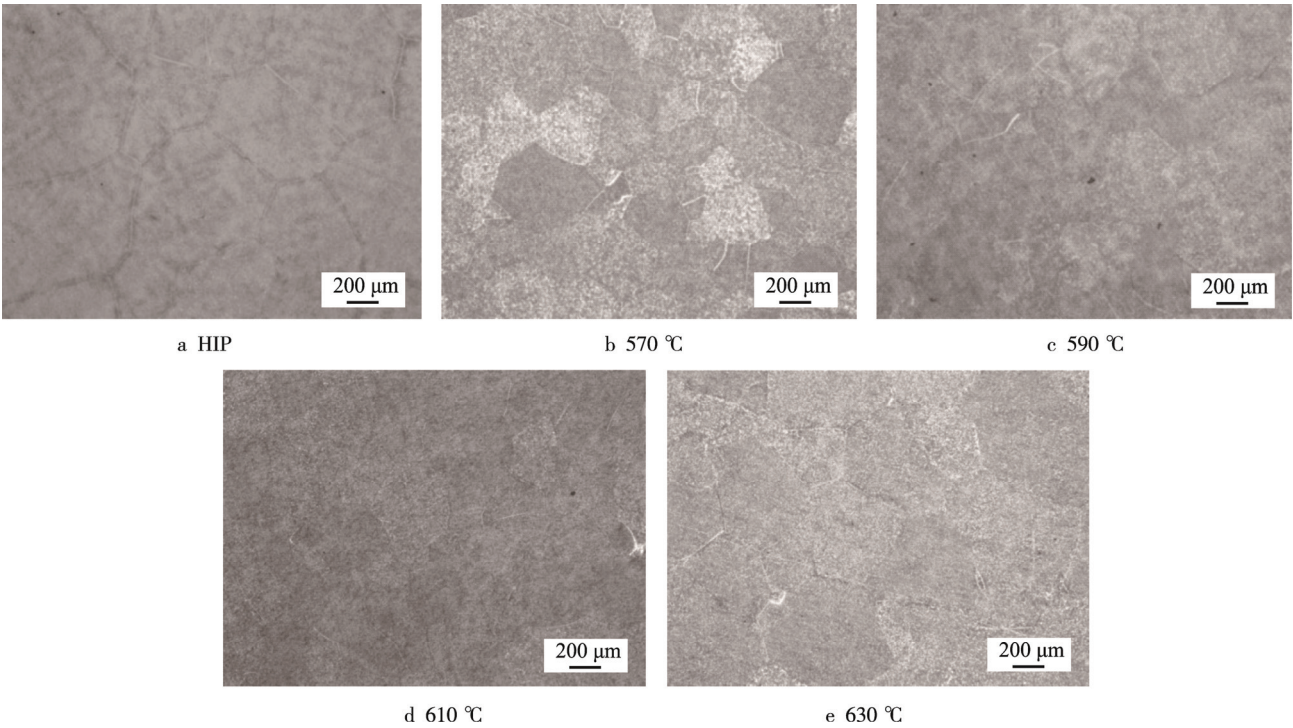


图 1 热等静压及双重热处理后晶粒组织对比
Fig.1 Microstructures of grain size after HIP and dual-annealing

热等静压及双重退火后晶内微观组织见图2,可见,试样晶界交错分布的粗针状、棒状和不规则颗粒状初生 α 相,局部区域棒状和不规则颗粒状初生 α 相较多,对比热等静压后及第2级退火温度为570, 590, 610, 630 $^{\circ}\text{C}$ 条件下各试样的组织细节特征差异,结果见图1。可见,第2级退火温度为570 $^{\circ}\text{C}$ 时,晶粒内部初生 α 相主要为长针状和棒状,少量次生 α

相弥散分布。第2级退火温度为590 $^{\circ}\text{C}$ 时,初生 α 相形态和尺寸变化不大,但是次生 α 相逐渐长大,细小次生 α 相减少。第2级退火温度为610 $^{\circ}\text{C}$ 时,次生 α 相长大,使得 α 相数量明显增加,尺寸增大,并且多为短棒状。第2级退火温度为630 $^{\circ}\text{C}$ 时, α 相尺寸明显增大,多为短棒状和等轴颗粒状,晶内可以观察到少量次生 α 相。

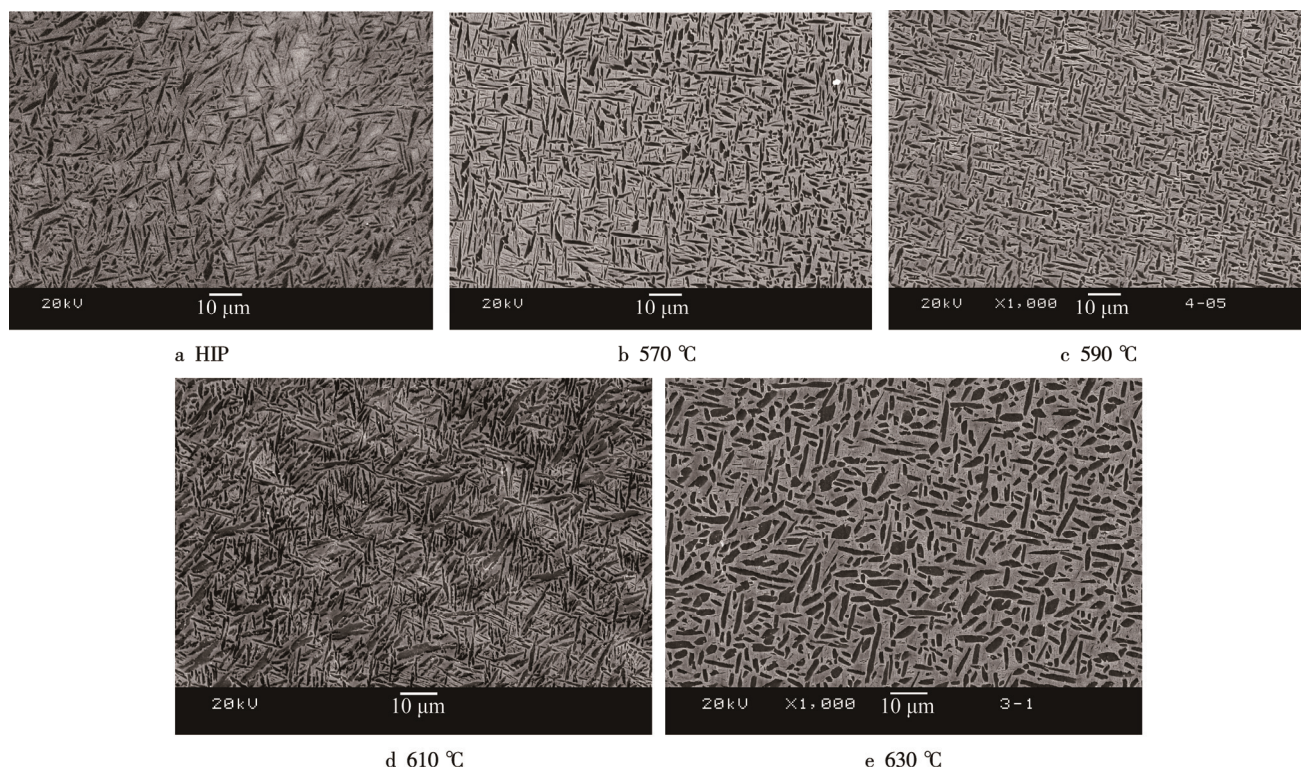


图2 热等静压及双重退火后的晶内组织
Fig.2 Microstructures in grain after HIP and dual-annealing

2.2 双重退火温度对力学性能的影响

不同双重退火温度和冷却方式下 $\sigma_{0.2}$, σ_b , δ_5 , ψ 的曲线见图3。可见,在第1级退火温度均为750 $^{\circ}\text{C}$ 条件下,无论在第2次退火采用炉冷还是空冷,试样屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 和抗拉强度 σ_b 均随第2次退火温度的升高而降低,550, 570, 590, 610 $^{\circ}\text{C}$ 条件下屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 分别为1215.33, 1124.67, 1073.6, 1049 MPa, 抗拉强度 σ_b 分别为1266.33, 1177.67, 1099.6, 1101.33 MPa。并且,在第1级退火采用850 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$, FC $\rightarrow$ 750 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$, AC的双重热处理工艺强度变化按照第2级退火温度归类也符合以上规律,第2级退火温度升高到630 $^{\circ}\text{C}$ 时,试样抗拉强度 $\sigma_{0.2}$ 和屈服强度 σ_b 也随着第2次退火温度的升高逐渐降低,分别为1024.25和1047.5 MPa。

合金伸长率 δ_5 和断面收缩率 ψ 的变化规律与强度的变化相反,除第1次退火采用850 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$, FC $\rightarrow$ 750 $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$, AC的方式下(第2次退火温度为630 $^{\circ}\text{C}$)的伸长率 δ_5 略低于610 $^{\circ}\text{C}$ 外,其余均随第2次退火温度的升高而增加,伸长率 δ_5 在550, 570, 590,

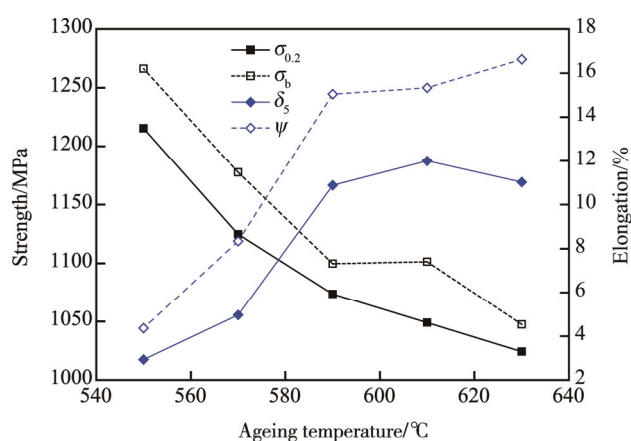


图3 不同双重退火温度和冷却方式下 $\sigma_{0.2}$ 与 σ_b 、 δ_5 与 ψ 比较

Fig.3 Comparison of $\sigma_{0.2}$, σ_b , δ_5 and ψ of different dual-annealing temperature and cooling types

610, 630 $^{\circ}\text{C}$ 条件下分别为2.93%, 4.97%, 10.88%, 12%, 11.03%, 断面收缩率 ψ 分别为4.37%, 8.33%, 15.04%, 15.33%, 16.63%。

结合显微组织分析, ZTC18 合金低温时效对初生 α 相没有影响, 而次生 α 相的数量、形貌、分布发生变化。第 2 次退火温度较低时, 次生 α 相细小弥散分布, 而且呈针状, 位错不容易绕过 α 相, 并且也使两相界面增多, 增强了第二相强化效应, 提高了合金的强度。当第 2 次退火温度升高时次生 α 相长大, 从平行的长条状生长到粗大的棒状时, 弥散分布的针状次生 α 相减少, 两相界面的面积随之减少, 第二相强化效果随之减弱, 导致铸件的强度下降, 而塑性则明显增加。

由数据还可看出, 采用双重退火制度, 对于试样强度和塑性影响最大的是第 2 次退火温度, 第 2 次退火的冷却方式影响较小。

双重退火与 HIP 状态室温拉伸数据对比见图 4 和图 5。由图 4 可知, HIP 状态下试样强度 (屈服强

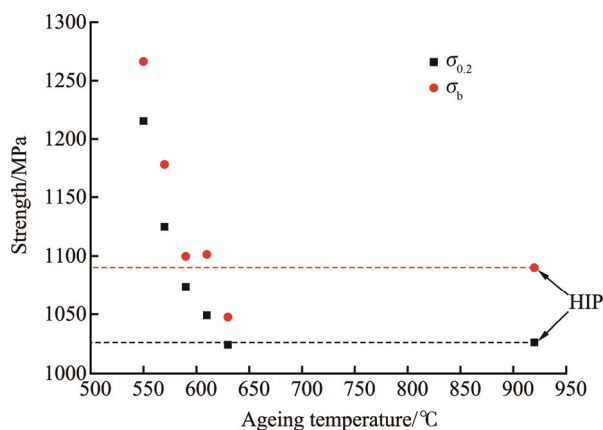
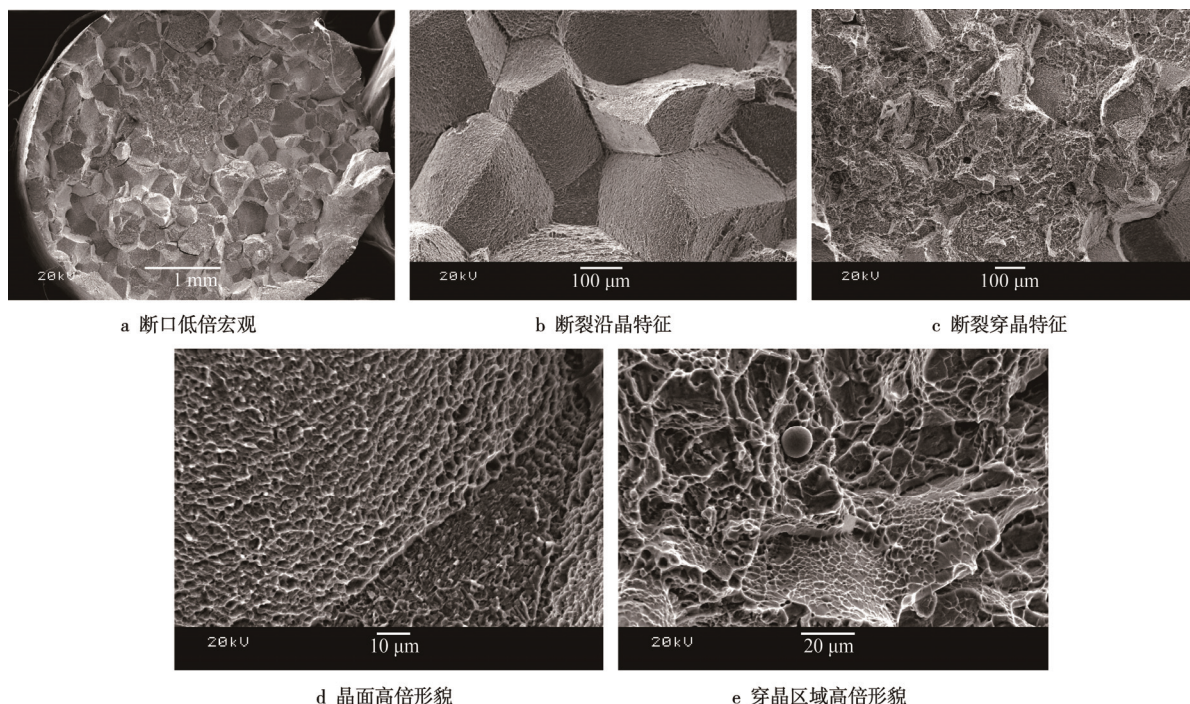


图4 HIP 状态与不同双重退火温度下 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 比较
Fig.4 Comparison of $\sigma_{0.2}$ and σ_b , after HIP and of different dual-annealing temperature



d 晶面高倍形貌

e 穿晶区域高倍形貌

图6 热等静压状态的拉伸断裂特征

Fig.6 Tensile fractographies of under HIP heat treatment condition

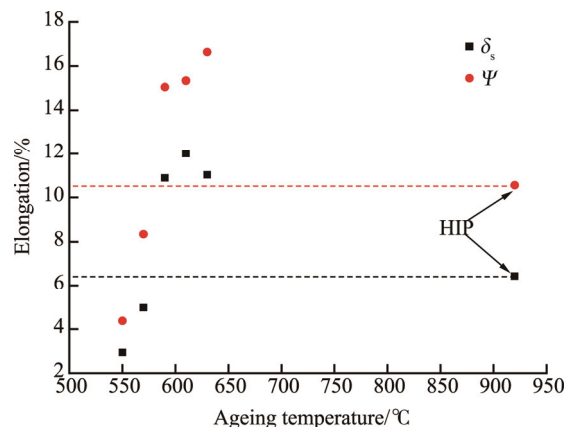


图5 HIP 状态与不同双重退火温度下 δ_5 和 ψ 比较
Fig.5 Comparison of δ_5 and ψ after HIP and of different dual-annealing temperature

度 $\sigma_{0.2}$ 和抗拉强度 σ_b 分别为 1026.25 和 1090 MPa) 略高于二级退火温度为 630 °C 的试样, HIP 状态下试件伸长率 δ_5 和断面收缩率 ψ (分别为 6.43% 和 10.55%) 明显低于二级退火温度为 630, 610, 590 °C 的试样, 高于二级退火温度为 570 和 550 °C 的试样, 见图 5。由对比数据可以看出, 通过双重退火能够根据设计需求调整强度塑性比, 而综合分析来看, 在二级退火温度为 610 和 590 °C 的试样 (空冷或炉冷) 的强度和塑性综合匹配性较好。

2.3 双重退火拉伸断裂特征

热等静压试样拉伸断口低倍形貌见图 6a, 其断裂特征主要为沿晶形貌 (放大形貌见图 6b), 局部区域存在穿晶形貌特征, 晶面显现出细而浅的韧窝, 见

图 6d, 合金发生穿晶断裂的区域中, 韧窝大且深, 见图 6e。

铸件经双重退火后, 拉伸断口的低倍形貌见图 7a, 可知, 经过双重退火后试样断口呈现沿晶与穿晶混合断裂的形貌, 见图 7b, 其中, 更为明显的是沿晶断裂。由图 7c 可以看到晶面的浅而细小韧窝, 图

7d 中显示, 在发生穿晶断裂的区域中, 韧窝呈现深且大的形貌。

铸件在 HIP 状态下的断裂形貌为沿晶断裂, 当铸件经过双重退火后, 断口形貌呈现穿晶断裂为主, 由此可见合金经过双重热处理后, 随着断裂方式的变化, 塑性得到了改善。

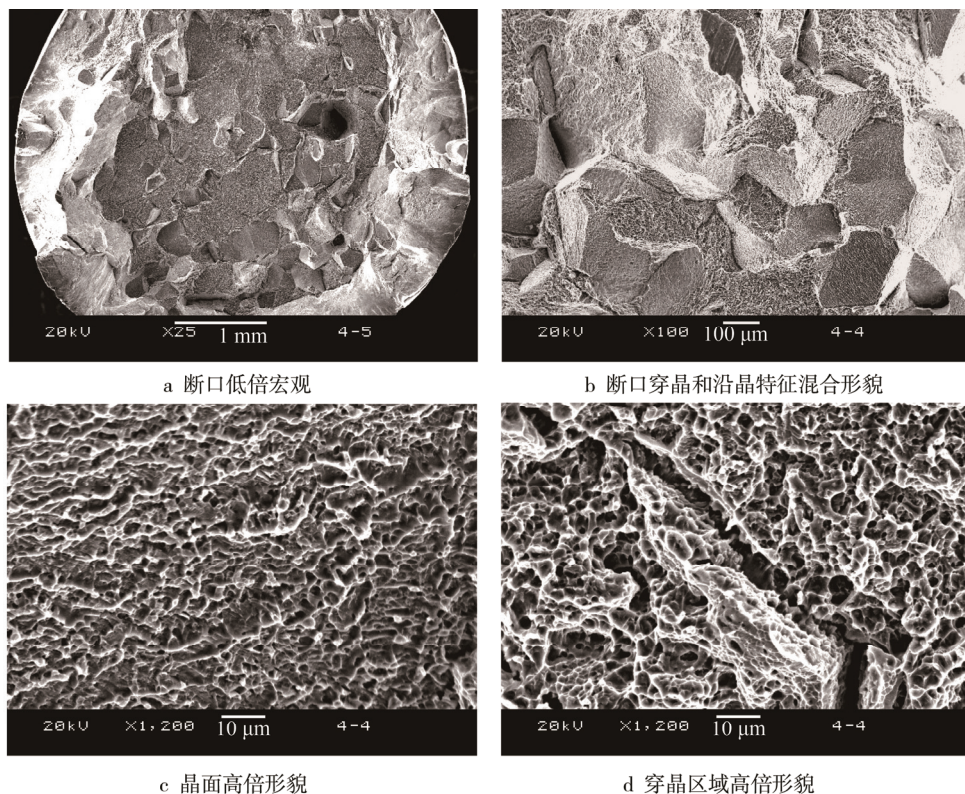


图 7 双重退火状态拉伸断裂特征

Fig.7 Tensile fractographies of under dual-annealing condition

3 结论

1) 铸造 TC18 合金经热等静压处理后进行双重退火处理, 不同的双重退火温度下, 晶粒尺寸无明显变化。

2) 次生 α 数量相随第 2 级退火温度升高逐渐增加, 且次生 α 相由细小针状到逐渐长大。由于 α 相数量由少到多并明显粗化, 使合金的强度随第 2 级退火温度升高而降低, 塑性则呈增加趋势。

3) 通过双重热处理可以达到调整合金强度塑性比的目的, 对比 HIP 后的室温拉伸数据, 在二级退火温度为 610 和 590 $^{\circ}\text{C}$ 的试样 (空冷或炉冷) 的强度和塑性综合匹配性较好, 抗拉强度 σ_b 能够达到 1100 MPa, 伸长率 δ_5 大于 11%。

4) 通过对 TC18 合金附铸试样在热等静压、等温退火和双重退火下拉伸断口的观察和分析, 该合金在各种热处理状态下断裂特征是以沿晶断裂为主, 伴有少量穿晶断裂, 而且断裂韧窝较浅。

参考文献:

- [1] 沙爱学, 李兴无. 高强度 TC18 钛合金 β 锻造工艺与组织和性能[J]. 机械工程材料, 2012, 36(12): 49—52.
SHA Ai-xue, LI Xing-wu, et al. The Relationship among Forging Parameters, Microstructure and Properties of High Strengths TC18 Alloy Forging in β Zone[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2012, 36(12): 49—52.
- [2] 王鼎春. 高强钛合金的发展与应用[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(1): 959—963.
WANG Ding-chun. Development and Application of High-strength Titanium Alloys[J]. Transactions of Non-ferrous Metals Society of China, 2010, 20(1): 959—963.
- [3] 张续虎, 单群, 陈永来, 等. 钛合金在航天飞机上的应用和发展[J]. 中国材料进展, 2011, 30(6): 28—32.
ZHANG Xu-hu, SHAN Qun, CHEN Yong-lai, et al. Application and Development of Titanium Alloys for Aircrafts[J]. Materials China, 2011, 30(6): 28—32.
- [4] 商国强, 朱知寿, 常辉, 等. 超高强度钛合金研究进展

- [J]. 有色金属材料, 2009(11): 27—30.
SHANG Guo-qiang, ZHU Zhi-shou, CHANG Hui, et al. Research Development of the Ultra-high Strength Titanium Alloy[J]. Nonferrous Metal Material, 2009(11): 27—30.
- [5] 李文平. 钛合金的应用现状及发展前景[J]. 轻金属, 2002(5): 53—56.
LI Wen-ping. Development and Application of Titanium Alloys in Aircraft and Civil Fields[J]. Light Metals, 2002(5): 53—56.
- [6] 沙爱学, 王庆如, 李兴无. 航空用高强度结构钛合金的研究及应用[J]. 稀有金属, 2004(2): 239—242.
SHA Ai-xue, WANG Qing-ru, LI Xing-wu. Research and Application of High-Strength Titanium Alloys Used in Airplane[J]. Chinese Journal Rare Metal, 2004(2): 239—242.
- [7] 官杰, 刘建荣, 雷家峰. TC18 钛合金的组织与性能与热处理制度的关系[J]. 材料研究学报, 2009, 23(1): 77—82.
GUAN Jie, LIU Jian-rong, LEI Jia-feng. The Relationship of Heat Treatment-microstructures-mechanical Properties of the TC18 Titanium Alloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2009, 23(1): 77—82.
- [8] 孟笑影, 庞克昌, 殷俊林. 热处理工艺对 TC18 钛合金组织和性能的影响[J]. 热处理, 2006, 21(1): 36—43.
MENG Xiao-ying, PANG Ke-chang, YIN Jun-lin. Effect of Heat Treatment Process on Structure and Property of TC18 Titanium Alloy[J]. Heat Treatment, 2006, 21(1): 36—43.
- [9] KHALED T. An Investigation of Pore Cracking in Titanium Welds[J]. Material Engineering and Performance, 1994, 3(1): 21—36.
- [10] 胡愈刚. TC18 钛合金焊接技术在飞机起落架制造中的应用[J]. 航空制造技术, 2011(16): 72—74.
HU Yu-gang. Application Research on TC18 Titanium Alloy Welding Technology in Manufacture of Aircraft Landing Gear[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2011(16): 72—74.
- [11] 邵娟. 钛合金及其应用研究进展[J]. 航空制造技术, 2011(16): 72—74.
SHAO Juan. Application and Development of Titanium Alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2011(16): 72—74.
- [12] LINEER, LANE. Titanium Aerospace Alloys[J]. Advanced Materials & Processes, 1998, 153(5): 45—50.
- [13] WANG Kathy. The Use of Titanium for Medical Applications in USA[J]. Materials Science and Engineering A, 1996(213): 134—139.
- [14] YAMADA M. An Overview on the Development of Titanium Alloys for Non-aerospace Application in Japan[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 213(15): 8—14.
- [15] 南海, 谢成木, 黄东. ZTC4 铸造钛合金的退火处理工艺[J]. 铸造装备与技术, 2004(5): 1—2.
NAN Hai, XIE Cheng-mu, HUANG Dong. The Anneal Treatment Technology of ZTC4 Cast Titanium Alloy[J]. China Foundry Machinery & Technology, 2004(5): 1—2.