

固溶冷速对超高强钛合金TB17组织及力学性能的影响

纪晓宇¹, 徐建伟¹, 张宇¹, 李明兵², 曾卫东¹, 朱知寿²

(1. 西北工业大学 材料学院 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 中国航空发动机集团 北京航空材料研究院 先进钛合金重点实验室, 北京 100095)

摘要: 研究了不同冷却速度对TB17钛合金合金组织演变和拉伸性能的影响规律。结果表明: 冷却速度对组织形貌有显著影响, 当冷速较慢时, 合金元素扩散充分, 粗片层含量较高、尺寸较大, 基体中有少量的次生 α 相析出; 当冷速较快时, 高温下的组织被大量保留, 粗片层含量较少、尺寸较小, 几乎观察不到次生 α 相。由于未受外力作用, 片状 α 相与 β 相保持严格的Burgers取向对应关系。固溶冷速极大地影响拉伸性能, 固溶空冷析出大量次生 α 相, 使得强度最高; 固溶水冷由于冷速较快, 仅保留粗片层, 强度最低; 固溶炉冷由于冷速过慢, 粗片层长大明显, 抑制了次生 α 相的析出, 强度居中。时效处理后, 拉伸性能发生不同的变化, 水冷强度最高, 而炉冷强度最低。

关键词: TB17钛合金; 热处理; 冷速; 组织演变; 拉伸性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)03-0665-06

1 引言

钛合金材料的综合力学性能优异, 在航空航天、船舶制造、石油化工等行业得到高度重视和广泛应用^[1]。从上世纪, 钛合金得到初步应用以来, 目前全球生产的钛合金材料有50%以上用于航空航天产业^[2]。钛合金材料的应用已经成为衡量飞机及其发动机性能的重要指标^[3]。当前, 由于航空航天工业对材料高减重、高强度等性能的需求, 超高强度钛合金应运而生, 该类合金因添加的合金元素种类多, 具有可以通过热处理强化等特点, 受到了世界各国的广泛关注, 美、苏相继研制出了自己的超高强度钛合金材料^[4], 我国也研发了Ti7333、TB17等^[5-6], 以服务本国航空产业发展的需求。

钛合金的显微组织与热处理工艺密切相关, 而显微组织的改变又会影响到材料的力学性能, 因此通过改变热处理工艺, 可以调整合金的力学性能^[7-9], 实现较为优异的综合性能。冷却过程作为热处理后不可或缺的一环, 对合金的组织特征以及性能具有重要的影响^[10-20], 目前国内外诸多学者针对不同冷速对钛合金组织以及性能的影响进行了大量研究。Zhang等^[13]对Ti-6Al-2Cr-2Mo-2Sn-2Zr合金进行两相区热处理时发现, 冷却速度会显著影响残余 β 相以及二次相的体积分数, 较高的冷却速度会保留更多的 β 相, 并且在时效时向次级 α 相转变, 提高了合金的强度。Fu等^[14]研究了固溶冷速对Ti-5553钛合

金组织以及拉伸性能的影响, 发现随着冷速的降低, 魏氏组织和双态组织中的初生 α 相数量和尺寸增加, 导致抗拉强度降低, 但塑性提高。Liu等^[15]研究了IMI834钛合金片层相在不同冷速下的析出规律发现, 随着冷速的增加, 片层相的宽度和体积分数都显著减小。周伟等^[16]研究冷速对TB18钛合金显微组织和力学性能的影响, 发现随着冷速的降低, TB18钛合金析出的晶界 α 相越来越多且相互连接为一个整体, 逐渐粗化呈连续的波浪状, 并且由于与晶内强化相之间存在的应力差, 会导致合金的塑性降低。

TB17钛合金属于新型超高强韧钛合金, 对冷却速率极其敏感, 本工作将研究不同冷速条件对TB17钛合金组织以及性能的影响, 通过分析在不同冷速下的组织析出以及力学性能, 为其组织演变过程以及力学性能调控的研究提供参考依据, 并为TB17钛合金制定合理的热处理工艺参数提供数据支撑。

2 实验

所使用的材料为TB17钛合金, 是由中国航发北京航空材料研究院自主研发的新型超高强韧钛合金, 该合金的名义成分为Ti-6.5Mo-2.5Cr-2V-2Nb-1Sn-1Zr-4Al, 相变点约为845℃。图1为TB17钛合金锻后的原始组织。由图1中可以看出, TB17钛合金的原始组织由长短、厚度不同的片状 α 相及基体 β 相组成, 片状 α 相尺寸约为

收稿日期: 2024-08-16

基金项目: 航空科学基金(2022Z047053001); 陕西省重点研发计划(2024GX-YBXM-349)

作者简介: 纪晓宇, 男, 1999年生, 硕士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, E-mail: 15653873652@163.com

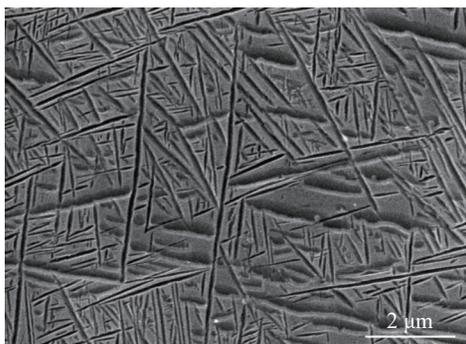


图1 TB17钛合金的原始组织形貌

Fig.1 Initial microstructure morphology of TB17 titanium alloy

0.15 μm, 呈网篮结构。

首先使用热膨胀仪进行连续冷却试验, 试样尺寸为 $\Phi 4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$, 加热温度为相变点下 $30 \text{ }^\circ\text{C}$, 保温时间为 30 min , 冷却速度选择参考实际生产中的不同冷却介质, 分别为 0.1 、 0.5 、 5.0 、 $50 \text{ }^\circ\text{C/s}$, 连续冷却实验用于组织特征的基础研究。然后, 采用 SAL1200 箱式电阻炉进行热处理实验, 热处理制度如表 1 所示。本研究采用热膨胀仪进行冷速试验时所选取的 4 组冷速是参考实际热处理过程中的冷却方式进行选取的, 实际生产过程中的炉冷冷速在 $0.1 \sim 0.5 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 之间, 空冷冷速约 $5 \text{ }^\circ\text{C/s}$, 水冷冷速接近 $50 \text{ }^\circ\text{C/s}$, 首先选择热膨胀仪进行冷速实验的目的是为了将不同冷速下的组织形貌的差别更加明显的表征出来, 以研究在不同冷速下的组织演变特征, 热处理的设置是为了更加符合实际生产的冷却方式, 并通过力学性能的检测对实际生产过程进行修正指导。随后组织观察和拉伸测试, 金相试样在研磨后进行机械抛光至表面呈光滑的金属镜面, 并进行腐蚀, 然后进行 SEM (扫描电子显微镜) 拍摄; 对试样进行电解抛光, 然后进行 EBSD (电子背散射衍射) 表征。拉伸试验采用的是棒状拉伸试样, 试样规格如图 2 所示, 试样总长度为 40 mm , 夹持端长度为 9 mm , 直径为 5 mm , 标距长度为 16 mm , 直径为 3 mm 。按照 GB/T228.1-2021 标准测试, 获得试样的强度 (抗拉强度、屈服强度) 和塑性 (断后伸长率、断面收缩率), 并对

表 1 热处理工艺

Table 1 Heat treatment process

No.	Solution temperature, $T_\beta/^\circ\text{C}$	Solution time/h	Cooling method	Aging treatment
1	30	2	FC	-
2	30	2	AC	-
3	30	2	WQ	-
4	30	2	FC	$500 \text{ }^\circ\text{C}/8 \text{ h}/\text{AC}$
5	30	2	AC	$500 \text{ }^\circ\text{C}/8 \text{ h}/\text{AC}$
6	30	2	WQ	$500 \text{ }^\circ\text{C}/8 \text{ h}/\text{AC}$

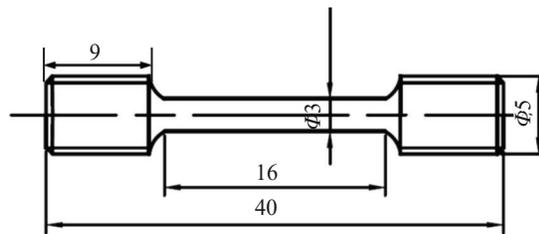


图2 棒状拉伸试样尺寸

Fig.2 Size of the tensile specimens

拉伸断口进行 SEM 观察, 分析其断裂特征。

3 结果与讨论

3.1 不同连续冷速的组织形貌

图 3 为 TB17 钛合金经不同冷速处理后的 SEM 形貌。由图 3 可以看出, 不同冷速处理后的 TB17 钛合金的显微组织均由基体 β 相和片状 α 相组成, 冷却速率的变化显著影响的是片状 α 相的含量和尺寸。冷却速率较慢时, 片层 α 相的尺寸较大, 含量较多, 在基体中能观察到析出的次生 α 相, 并且随着冷速的加快, 次生 α 相的含量在增多, 这是因为在较慢的冷速区间内, 次生 α 相有充足的时间析出, 并且随着冷速的加快, 粗片层相的尺寸在减小, 为次生 α 相的析出提供了空间, 因此次生 α 相在慢冷区间内的含量会随着冷速的加快而增多, 如图 3a 和 3b 所示。在冷却速率较快的情况下, 片状 α 相的尺寸明显减小, 含量也较少, 基体中几乎观察不到次生 α 相, 这是由于冷速过快, 在高温段停留时间过短所导致的, 如图 3c 和 3d 所示。通过定量分析, 最慢冷却速率 $0.1 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 时的片状 α 相的相对含量为 22.16% , 最快冷却速率 $50 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 时的片状 α 相的相对含量为 2.7% , 仅为最慢冷却速率时含量的 12.2% 。TB17 钛合金的固溶冷却速率在慢速冷却时, 合金的片状 α 相的含量受固溶冷却速率变化的影响很大; 当进行快速冷却时, 合金中的片状 α 相含量随固溶冷却速率变化产生的变化小; 次生 α 相的含量随着固溶冷却速率的加快会呈现出先增大后降低的趋势。通过高倍 SEM 图样统计 TB17 钛合金不同冷却速率下的片状 α 相的厚度, 发现 TB17 钛合金的片层厚度受固溶冷却速率的影响, 随着固溶冷却速率的加快, TB17 钛合金的片层厚度逐渐减少。

3.2 晶体取向分析

TB17 钛合金在析出片状 α 相的时候, 合金发生了 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变, 这是钛合金中存在的最基础和最重要的相变, 析出的 α 相与基体 β 相间保持 $(0001)_\alpha // \{110\}_\beta$ 和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 111 \rangle_\beta$ 的 Burgers 取向关系^[17-18]。因为晶体结构的对称性, Burgers 取向关系决定了 1 个 β 晶粒中可以形成 12 种晶体学取向的 α 相, 即 12 种变体, 但实际材料中只会存在几种 α 相的取向^[19]。通过对 TB17 钛合金冷速组织中的片状 α

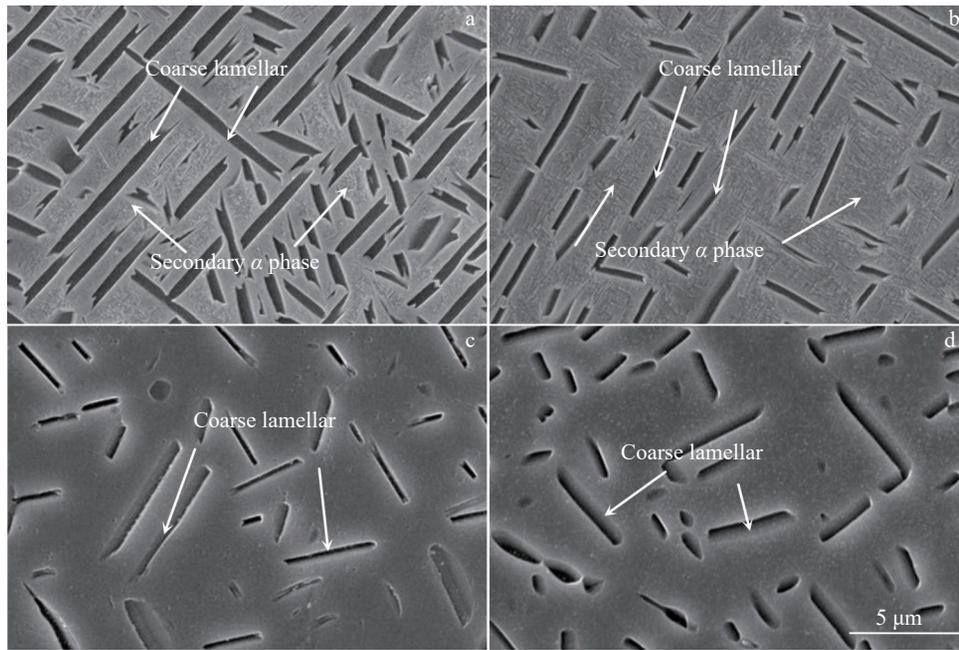


图3 TB17钛合金在不同冷速后的组织形貌

Fig.3 Microstructures of TB17 titanium alloy at the cooling rate of 0.1 °C/s (a), 0.5 °C/s (b), 5.0 °C/s (c), and 50 °C/s (d)

相的晶体取向进行分析,研究析出的片状 α 相与基体 β 相之间的取向关系。图4为TB17钛合金在0.1 °C/s冷却后的晶体取向特征, α 相内部颜色均一,说明 α 相内部没有晶内取向差。极图显示片状 α 相与基体 β 相间严格保持 $(0001)_\alpha // \{110\}_\beta$ 和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 111 \rangle_\beta$ 的Burgers取向关系。

3.3 组织特征与拉伸性能的关系

图5为TB17钛合金经过固溶后在不同冷却条件下的显微组织。可以发现,TB17钛合金的显微组织均由残余 β 相以及尺寸不一的片层相组成。不同的是,炉冷条件下片层相的尺寸大、数量多,含量约在35%,平均宽度在0.6~0.7 μm 之间,这是因为由于冷速较慢,在高温段停留时间较长,各种元素的原子扩散更加充分,片层相有充足的时间长大粗化,但由于相间存在着析出竞争关系,原

始片层相含量多,抑制了次生相的析出,导致炉冷的试样几乎无次生相的析出。空冷条件下粗片层相的含量和尺寸较炉冷有大幅降低,含量约在10%,平均宽度在0.3~0.4 μm 之间,这为次生相的析出提供了条件,因此该条件下次生相析出明显,含量较多。水冷条件下的粗片层相含量约为7.8%,平均宽度在0.2~0.3 μm 之间,与空冷接近,但由于冷速过快,次生相来不及析出,组织中几乎观察不到次生相存在。

TB17钛合金在等温时效处理过程中,过饱和固溶体会发生分解,形成稳定的 α 相(图5d~5f)。显微组织均由粗片层相、残余 β 相以及次生 α 相组成,在时效后,析出的次生相的尺寸和形态也各不相同。炉冷试样经过时效后,由于初生相的含量较多,导致析出的次生相较少,尺

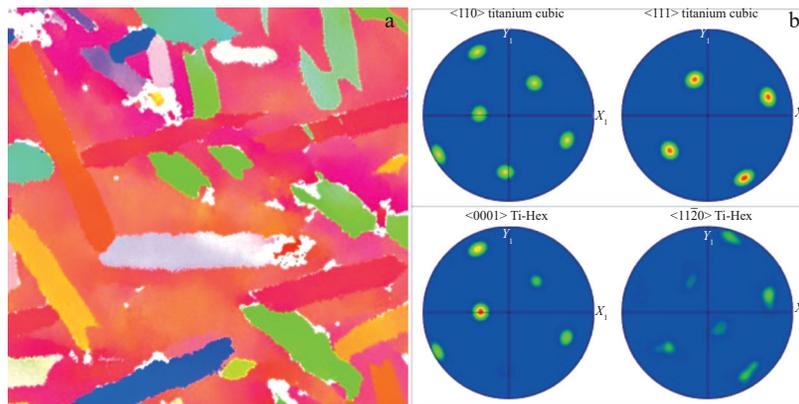


图4 在0.1 °C/s冷却条件下的晶体取向特征

Fig.4 Crystal orientation characteristics at the cooling rate of 0.1 °C/s: (a) IPF and (b) pole figure

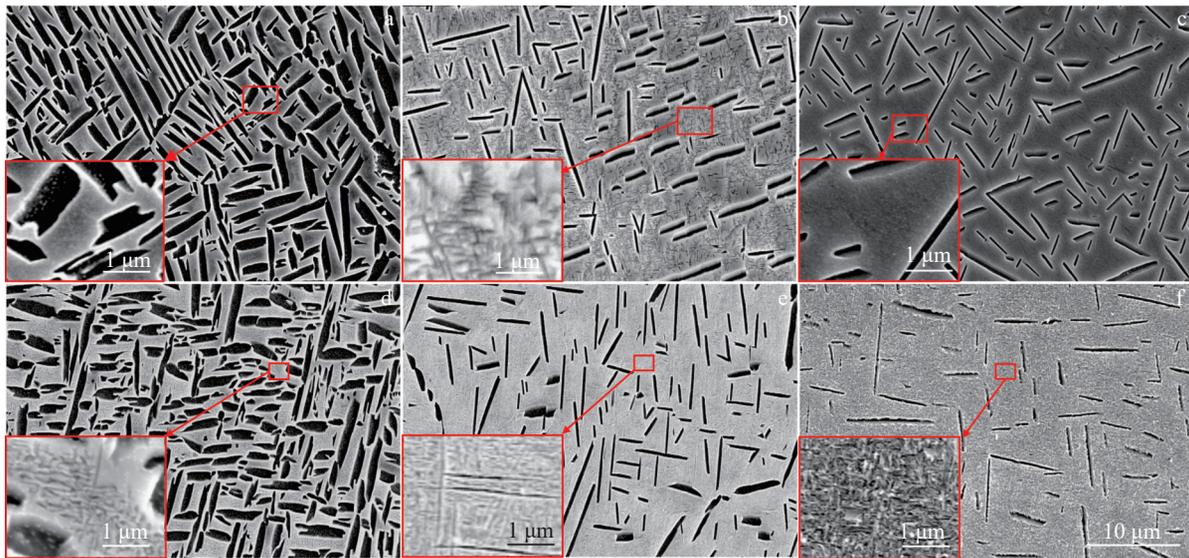


图5 TB17钛合金在不同固溶冷速下的组织

Fig.5 Microstructures of TB17 titanium alloy at different cooling rates after solution treatment: (a) FC, (b) AC, (c) WQ, (d) FC+500 °C/8 h/AC, (e) AC+500 °C/8 h/AC, (f) WQ+500 °C/8 h/AC

寸也较小;空冷试样经过时效后,由于原始片层相的尺寸较小,试样中的次生相的含量和尺寸明显较炉冷增大;水冷试样经过时效后,大量的次生 α 相析出,呈细针状弥散分布在 β 基体上。通过以上分析,可以发现,在不同的固溶冷速以及时效下,TB17钛合金的显微组织存在着较为明显的差异,固溶过程主要对粗片层影响较大,并进一步影响次生相的析出。

不同条件下TB17钛合金的拉伸性能如表2所示。可以看出,固溶水冷的强度最低,抗拉强度仅为908 MPa,但是塑性最好,断后伸长率和断面收缩率分别为21.1%和56.0%,这是因为固溶水冷后由于冷速快,次生相来不及析出,组织中几乎无次生相存在,沉淀强化效果弱,位错易滑动,使得该条件下强度较低,塑性较好;固溶炉冷后初生相尺寸较大,数量较多,对次生相的析出起到了抑制作用,所以组织中仅存在少量的次生相,使得沉淀强化效果虽然有所升高,但并不明显,对位错的滑动起到了一定的阻碍作用,抗拉强度有所升高,达到984 MPa,较固溶炉冷升高了8.3%,塑性有明显下降,断后伸长率和断面收缩率分别降低至18.2%和34.3%;固溶空冷后,由于冷速较慢,析出了大量次生相,如图5b所示,使强化效果得到加强,因此强度达到最大,抗拉强度为1089 MPa,较固溶炉冷升高了19.9%,但塑性最差,断后伸长率和断面收缩率分别降低至8.0%和27.8%。

经过时效处理后,合金的强度随着固溶冷却速率的升高而升高,但塑性则呈现相反的趋势,随着固溶冷速的升高,合金的塑性有所下降,并且在同一固溶处理条件下,时效和未时效的合金在强度和塑性方面差别较大,时效后由于次生相的析出,合金的强度均有明显的提高,塑

表2 不同条件下TB17钛合金拉伸性能

Table 2 Tensile properties of TB17 alloy under different conditions

Solution cooling	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%
FC	984	905	18.2	34.3
AC	1089	1012	8.0	27.8
WQ	908	844	21.1	56.0
FC+500 °C/8 h/AC	1087	974	15.7	50.6
AC+500 °C/8 h/AC	1474	1395	2.3	11.7
WQ+500 °C/8 h/AC	1532	1526	1.6	18.0

性也均有下降。固溶空冷的试样经过时效后,由于次生相的析出,导致对位错的阻碍作用增强,因此强度有所升高,抗拉强度达到1087 MPa,较时效前升高了10.5%,但塑性降低,断后伸长率和断面收缩率分别降低至15.7%和50.6%。固溶空冷并经过时效后,抗拉强度达到1474 MPa,较时效前升高了35.4%,但断后伸长率和断面收缩率分别降低至2.3%和11.7%,塑性下降明显。固溶水冷的试样在经过时效后,抗拉强度达到了1532 MPa,较时效前提高了68.7%,但塑性方面下降明显,断后伸长率和断面收缩率分别降低至1.6%和18.0%。综上分析可以发现,时效处理后,强度均有所升高,但是塑性均有不同程度的下降,尤其是空冷以及水冷时效后,塑性下降明显,这是因为时效后,次生相的含量和尺寸会明显增加,导致相界面增大,在变形过程中,相界面处对位错运动的阻碍作用增强,引起应变局部化使塑性降低^[20]。

3.4 断裂模式分析

断口形貌保留了金属断裂过程中的许多信息,通过观察和分析断口形貌,可以得到断裂的原因、方式和机制

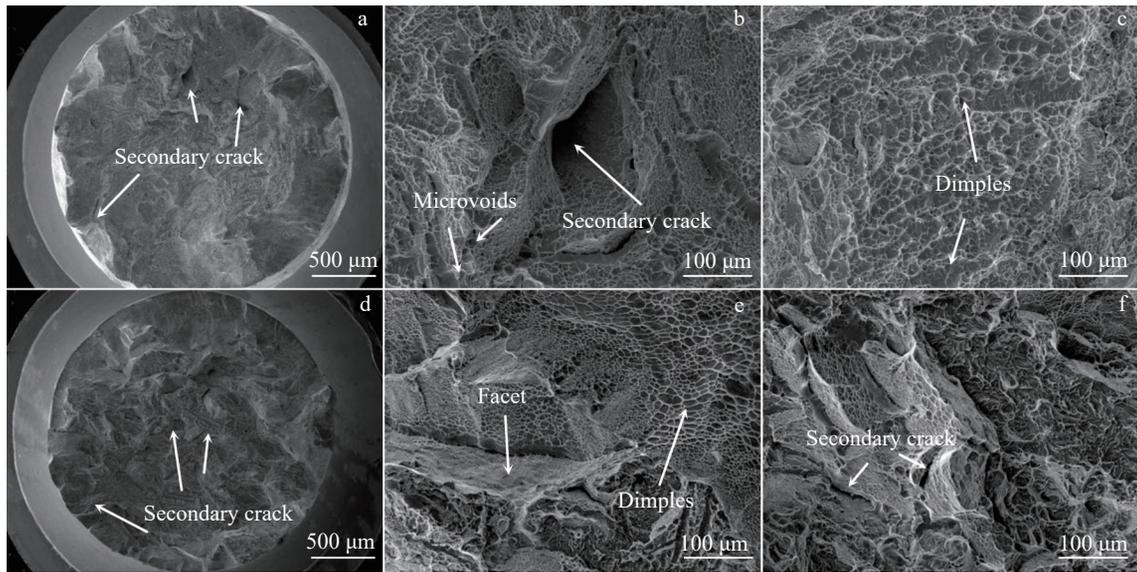


图6 强度极值试样的断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies of the samples with extreme strength: (a–c) sample with minimum strength, WQ; (d–f) sample with maximum strength, WQ+500 °C/8 h/AC

等信息,对于研究合金的拉伸性能,SEM断口形貌分析是一个十分重要的步骤和手段。由于本研究的断口较多,为了更加清晰的描述断裂模式,选取强度极值的2个典型试样进行断口分析。

图6a~6c为强度极小值试样(固溶水冷)的断口形貌。从宏观断口(图6a)上可以看出,固溶水冷后断口表面存在着一定的起伏,断口表面有较多且较深的二次裂纹,主裂纹形核位置位于试样中心,颈缩现象明显,剪切唇面积较大,说明水冷后合金的塑性较好但强度较低。放大断口形貌后可以发现,二次裂纹附近存在着小刻面,韧窝密集但较浅,韧窝底部出现微孔洞,断裂特征属于韧性断裂。图6d~6f为强度极大值试样(水冷时效)的断口形貌。从宏观形貌(图6f)上可以发现,水冷时效的试样的断口起伏较小,颈缩现象不明显,存在着数量较少且较浅的二次裂纹,主裂纹形核位置位于试样中心,并且出现了类似沿晶断裂的颗粒状分布特征,而且断口表面有条形韧窝分布,说明水冷时效条件下合金的塑性较差。通过放大断口形貌可以看出,水冷时效后断口表面的韧窝尺寸较大,无微孔洞出现,并且在二次裂纹附近,出现光滑的小刻面,断裂特征为准解理断裂。通过断口形貌的分析,试样的断裂模式与力学性能水平具有一致性。

4 结论

1)不同冷速处理后的TB17钛合金的显微组织均为基体 β 相和片状 α 相,两相之间符合Burgers取向关系。冷却速率的变化会显著影响片状 α 相的含量和尺寸,随着固溶冷却速率的加快,TB17钛合金的片层含量以及厚

度逐渐减少。

2)固溶炉冷条件下粗片层相的数量多、尺寸大,抑制了次生相的析出,并且在时效后,组织中析出的次生相数量很少。在固溶空冷条件下,由于冷速较慢,会析出次生相。固溶水冷条件下,组织中几乎观察不到次生相,在随后的时效过程中,次生相会大量析出,呈细针状分布在 β 基体上。

3)在进行固溶处理时,空冷后的合金强度最高但塑性最差,水冷后的合金强度最低但塑性最好。在时效后,合金的强度均有所上升,并且随着固溶冷速的加快,强度升高的趋势也在增大,水冷时效后合金的强度达到最大。

参考文献 References

- [1] Wang Zhe(王哲), Wang Xinnan(王新南), Zhu Liwei(祝力伟) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(5): 1
- [2] Jackson M, Dring K. *Materials Science and Technology*[J], 2006, 22(8): 881
- [3] Gao Yushe(高玉社), Xue Xiangyi(薛祥义), Liu Xianghong(刘向宏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(2): 371
- [4] Sun Yue(孙越), Sun Yong(孙勇), Yang Yong(杨勇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(9): 3139
- [5] Yang Dongyu(杨冬雨), Fu Yanyan(付艳艳), Hui Songxiao(惠松骁) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2011, 35(4): 575
- [6] Liang Shunxing(梁顺星), Liu Kaiyang(刘凯洋), Yin Lixia(尹丽霞) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色

- 合金[J], 2022, 42(2): 138
- [7] Zhang H L, Zhang X Y, Zhu Z S *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2020, 177: 118
- [8] Fei Yuhuan(费玉环), Zhou Lian(周廉), Qu Henglei(曲恒磊) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(11): 1928
- [9] Zhang F, Feng J, Xiang W *et al.* *Materials Characterization*[J], 2024, 208: 113632
- [10] Xu J W, Zeng W D, Zhao Y W *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 688: 301
- [11] Fei Y, Wang X N, Shang G Q *et al.* *Rare Metals*[J], 2017, 41(9): 1056
- [12] Huang Z R, Xiao H, Yu J X *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 18: 4859
- [13] Zhang X D, Bonniwell P, Fraser H L *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2003, 343(1): 210
- [14] Fu Y Y, Hui S X, Ye W J *et al.* *Advanced Materials Research*[J], 2012, 1937(567): 212
- [15] Liu X Y, Li H W, Zhan M *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2022, 32(1): 162
- [16] Zhou Wei(周伟), Xin Shewei(辛社伟), Liu Xianghong(刘向宏) *et al.* *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2023, 40(5): 15
- [17] Furuohara T, Takagi S, Watanabe H *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*[J], 1996, 27(6): 1635
- [18] Stanford N, Bate P S. *Acta Materialia*[J], 2004, 52(17): 5215
- [19] Zhang Y, Xin R L, Wang K *et al.* *Materials Characterization*[J], 2022, 189: 111975
- [20] Wang Xiaoyan(王晓燕), Liu Jianrong(刘建荣), Lei Jiafeng(雷家峰) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2007, 43(11): 1129

Effect of Solution Cooling Rate on Microstructure and Mechanical Properties of Ultra-high Strength Titanium Alloy TB17

Ji Xiaoyu¹, Xu Jianwei¹, Zhang Yu¹, Li Mingbing², Zeng Weidong¹, Zhu Zhishou²

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Key Laboratory of Advanced Titanium Alloys, Beijing Institute of Aeronautical Materials, AeroEngine Corporation of China, Beijing 100095, China)

Abstract: The effects of different cooling rates on the microstructure evolution and tensile properties of TB17 titanium alloy were studied. The results show that the cooling rate has a significant effect on the microstructure. When the cooling rate is low, the alloying elements are diffused fully, resulting in higher content and larger size of coarse lamellar layers, and a small amount of secondary α phase is precipitated in the matrix. When the cooling rate is high, a large amount of microstructure at high temperature is preserved, so that the coarse lamellar content is low and the size is small, and the secondary α phase is hardly observed. Due to the absence of external forces, the lamellar α phase maintains a strict Burgers orientation correspondence with the β phase. The tensile property is greatly affected by the solution cooling rate. A large amount of secondary α phase is precipitated during air-cooling (AC), which results in the highest strength. Due to the faster cooling speed, only the coarse layer is retained during water-quenching (WQ), resulting in the lowest strength. The cooling rate of furnace-cooled (FC) is too slow, so the coarse lamellar growth is obvious. This inhibits the precipitation of secondary α phase, and leads to the middle intensity. After aging treatment, the tensile properties change differently. WQ has the highest strength, while FC has the lowest strength.

Key words: TB17 titanium alloy; heat treatment; cooling rate; microstructure evolution; tensile property

Corresponding author: Xu Jianwei, Ph. D., Associate Researcher, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88460516, E-mail: jianwei_xu@nwpu.edu.cn