

热处理工艺对 Ti-1300G 合金组织和力学性能的影响

王佳璐, 张思远, 辛社伟, 李倩, 李思兰, 毛成亮

(西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 研究了高强韧 Ti-1300G 合金经不同工艺热处理后的微观组织与力学性能。结果表明, 经过锻造后的 Ti-1300G 合金原始组织为双态组织, 仅含有 α 相与 β 相。热处理后合金组织仍由 $\alpha+\beta$ 相组成, 并含有大量片层与等轴 α 相。随着固溶温度的升高, 合金强度变化不大, 塑性逐渐降低; 随着固溶时间的延长, 强度逐渐增大, 塑性逐渐减小, α 相逐渐倾向于细小片层和等轴状; 提高时效温度会导致次生 α 相粗化, 合金强度降低, 塑性增大; 随着时效时间的延长, 合金强度先增大后减小, 塑性逐渐增大。经 750 °C/1 h/FC+490 °C/6 h/AC+400 °C/4 h/AC 热处理后, Ti-1300G 合金抗拉强度超过 1300 MPa, 断后伸长率达到 12.2%, 冲击吸收能量达到 26.40 J, 强度、塑性和韧性实现良好匹配。

关键词: Ti-1300G 合金; 热处理工艺; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG166.5; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2026)01-001-08

Influence of Heat Treatment Process on Microstructure and Mechanical Properties of Ti-1300G Alloy

Wang Jialu, Zhang Siyuan, Xin Shewei, Li Qian, Li Silan, Mao Chengliang

(Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of the high strength-toughness Ti-1300G alloy subjected to different heat treatments were studied. The results show that the as-forged microstructure of Ti-1300G alloy is a bimodal structure, containing only α phase and β phase. After heat treatment, the microstructure consists of $\alpha+\beta$ phase, and a large number of lamellar and equiaxed α phases. With increasing solution temperature, the strength of the alloy exhibits little variation, and the plasticity gradually decreases. With the extension of solution time, the strength gradually increases, the plasticity gradually decreases, and the internal α phase gradually tends to be fine lamellar and equiaxed. Increasing the aging temperature leads to the coarsening of secondary α phase, and the strength decreases, while the plasticity gradually increases. With the extension of aging time, the strength first increases and then decreases, and the plasticity gradually increases. After heat treatment at 750 °C/1 h/FC+490 °C/6 h/AC+400 °C/4 h/AC, the tensile strength of Ti-1300G alloy exceeds 1300 MPa, the elongation after fracture reaches 12.2%, and the impact energy reaches 26.40 J. The strength, plasticity and toughness of the alloy achieve a good match.

Keywords: Ti-1300G alloy; heat treatment process; microstructure; mechanical properties

为实现建设海洋强国的战略目标, 船舶与海洋工程装备和技术迎来了新的发展机遇, 也对相关材料提出了更高的要求^[1]。海洋腐蚀会对深海潜艇、空间站等重大装备的服役安全与稳定性构成巨大威胁^[2-3]。钛及钛合金因其高比强度、耐腐蚀、耐高温等优异性能, 在各行业得到广泛应用^[4-5]。为满足航空航天、海洋工

程及武器装备等领域对材料性能不断提升的需求, 高强钛合金的研发与应用也得到快速发展^[6]。

近 β 型钛合金可通过优化加工工艺和热处理工艺获得高强高韧的优异性能^[7]。研究表明, β 晶粒尺寸、 α 片层的长度、厚度和晶界 α 相是影响钛合金强韧性的主要因素, 晶粒内的 α 片层可以强化 β 基体, 同时延长裂纹扩展路径, 有利于优化合金强韧性^[8]。肖树龙等^[9]研究了新型亚稳 β 钛合金的热处理工艺, 结果表明, 经过热处理后, 合金显微组织中析出了大量针

收稿日期: 2025-07-23

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2021YFC2801901)

通信作者: 王佳璐(1998—), 男, 助理工程师。

状次生 α 相, 显著强化了合金基体, 其屈服强度达到 1444 MPa, 断后伸长率为 4.2%。岳旭等^[10]系统研究了固溶温度、时效温度和时效时间对 Ti-1300F 合金丝材室温拉伸性能及显微组织的影响。结果表明, 经 $\alpha+\beta$ 两相区固溶+时效处理后, 合金显微组织由细小等轴初生 α 相、弥散针状次生 α 相和 β 基体组成; 其中, 时效温度对强度和塑性的影响最为显著, 其次为固溶温度, 时效时间的影响最小。海敏娜等^[11]针对深海耐压壳用 Ti542222 高强高韧钛合金厚板, 系统研究了固溶及时效温度对其显微组织与力学性能的影响, 通过优化工艺参数, 最终实现了强度、塑性及韧性的最佳匹配。王富强等^[12]以一种新型近 β 钛合金为研究对象, 通过调控热处理制度, 获得了不同 β 晶粒尺寸及不同晶界形貌的组织。结果表明, 延长 β 相区固溶时间会增大 β 晶粒尺寸, 但对合金的拉伸性能及冲击性能没有显著影响。而在 $\alpha+\beta$ 相区固溶时, 初生 α 相优先沿晶界析出并长大, 导致晶界粗化。晶界粗化会同时降低合金的强度与塑性, 但对冲击韧性没有显著影响。为满足油气勘探环境对石油管材的需求, 刘强等^[13]研制了一种新型 Ti-6Al-4V-0.5Ni-0.05Ru 合金, 并采用 1000 °C 热轧与 850 °C 单级退火工艺, 使其获得了良好的强韧性匹配。

为进一步满足深海环境对材料性能的严苛要求, 在西北有色金属研究院自主研制的高强钛合金 Ti-1300 的基础上, 通过优化合金成分与组织, 成功开发了兼具高强度与良好韧性的 Ti-1300G 合金。通过研究热处理工艺对其微观组织的影响, 建立相应的调控技术, 旨在获得强度-塑性-韧性较佳匹配的热处理工艺, 为 Ti-1300G 合金在船舶与海洋工程领域的推广应用提供理论依据与数据支撑。

1 实验

实验材料为经 3 次真空自耗电弧熔炼(VAR)后, 在两相区锻造所制备的 2 吨级 Ti-1300G 合金棒坯, 显微组织见图 1。从图 1 可以看出, 终锻采用两相区锻造工艺, 获得了双态组织, 原始 β 晶粒已完全破碎, 基体上分布有细小的等轴初生 α 相, 具有近 β 和亚稳 β 型高强高韧钛合金的典型组织特征。利用差示扫描量热法(DSC)测得棒坯相变点为 779.6 °C。使用 D8 Advance X 射线衍射仪分析棒坯的物相, 结果如图 2 所示。从图 2 可以看出, 棒坯原始组织中仅含有 α 相与 β 相, 且 α 相与 β 相的衍射峰都比较宽, 说明合金晶粒尺寸较小, 破碎程度高。

从 Ti-1300G 合金棒坯上切取尺寸为 11 mm×11 mm×70 mm 的试块, 采用 CWF 12/65 型马弗炉(最高温度

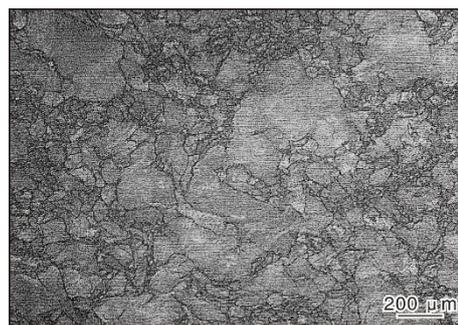


图 1 锻造态 Ti-1300G 合金棒坯的显微组织

Fig.1 Microstructure of Ti-1300G alloy billet as forged

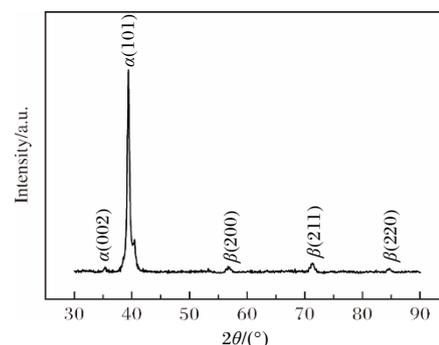


图 2 锻造态 Ti-1300G 合金棒坯的 XRD 谱图

Fig.2 XRD pattern of Ti-1300G alloy billet as forged

1200 °C)进行热处理。选取相变点附近以及相变点以下 30~60 °C 区间进行固溶处理, 并以不同方式进行冷却, 随后进行不同温度和时间时效处理, 具体热处理工艺如表 1 所示。其中, AC 为空冷, FC 为炉冷, FAC 为风冷, WQ 为水冷。

在热处理后的试块上分别取样。其中, 金相试样在腐蚀液(10 mL HF+30 mL HNO₃+70 mL H₂O)中浸蚀 7 s 后利用 Zeiss Axio Vert A1 光学显微镜进行显微组织观察。采用 INSTRON 1185 型万能材料试验机进行室温拉伸性能测试。采用 JB-300B 型摆锤式冲击试验机进行冲击性能测试。采用日立 SU5000 热场式场发射扫描电镜(FESEM)观察拉伸试样的断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 固溶处理

2.1.1 固溶温度

不同固溶温度下 Ti-1300G 合金的显微组织如图 3 所示, 对应的室温拉伸性能如图 4 所示。钛合金热处理时, 在相变点以下的 $\alpha+\beta$ 两相区固溶, 组织由初生 α 相和 β 基体构成, 在相变点以上的 β 单相区固溶, 组织由单一 β 晶粒构成。从图 3 可以看出, 初生 α 相的形貌、数量和 β 晶粒的尺寸受到固溶温度的影响,

表 1 Ti-1300G 合金的热处理工艺

Table 1 Heat treatment processes of Ti-1300G alloy

No.	Heat treatment	Changed parameter	No.	Heat treatment	Changed parameter
1 [#]	720 °C/1 h/AC+550 °C/6 h/AC	Solution temperature	11 [#]	750 °C/1 h/AC+580 °C/6 h/AC	Aging temperature
2 [#]	750 °C/1 h/AC+550 °C/6 h/AC		12 [#]	750 °C/1 h/AC+610 °C/6 h/AC	
3 [#]	780 °C/1 h/AC+550 °C/6 h/AC		Solution time	13 [#]	750 °C/1 h/AC+550 °C/4 h/AC
4 [#]	750 °C/3 h/AC+550 °C/6 h/AC	14 [#]		750 °C/1 h/AC+550 °C/8 h/AC	
5 [#]	750 °C/5 h/AC+550 °C/6 h/AC	Cooling mode	15 [#]	750 °C/1.5 h/AC→450 °C/FC	Converter cooling
6 [#]	750 °C/1 h/FC+550 °C/6 h/AC		16 [#]	750 °C/1.5 h/AC→480 °C/FC	
7 [#]	750 °C/1 h/FAC+550 °C/6 h/AC	Aging temperature	17 [#]	750 °C/1 h/FC+490 °C/6 h/AC	Single-stage aging
8 [#]	750 °C/1 h/WQ+550 °C/6 h/AC		Two-stage aging	18 [#]	
9 [#]	750 °C/1 h/AC+490 °C/6 h/AC			+400 °C/4 h/AC	
10 [#]	750 °C/1 h/AC+520 °C/6 h/AC				

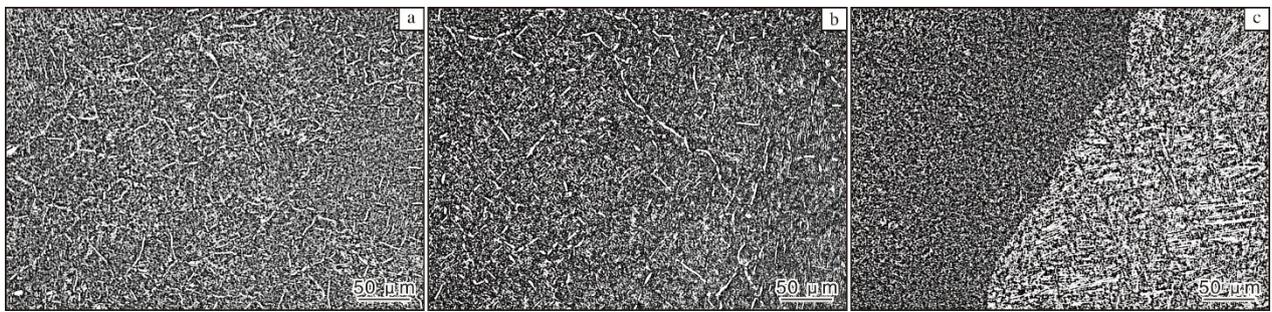


图 3 不同固溶温度下 Ti-1300G 合金的显微组织

Fig.3 Microstructures of Ti-1300G alloy at different solution temperatures: (a) 1[#] process (720 °C); (b) 2[#] process (750 °C); (c) 3[#] process (780 °C)

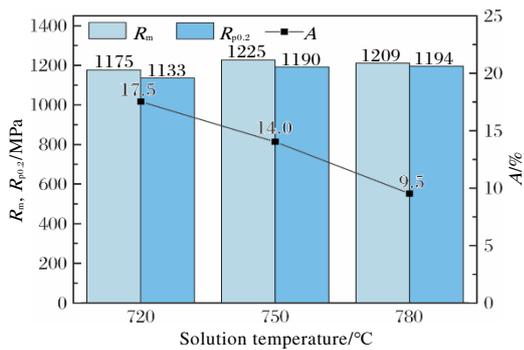


图 4 不同固溶温度下 Ti-1300G 合金的室温拉伸性能

Fig.4 Room temperature tensile properties of Ti-1300G alloy at different solution temperatures

当在两相区固溶时，随着固溶温度的升高，初生 α 相逐渐溶入 β 基体，数量减少。从图 4 可以看出，随着固溶温度的升高，Ti-1300G 合金的强度变化不明显，塑性逐渐降低。在 720 °C 固溶时，组织中均匀分布着细小片层状 α 相(见图 3a)，有利于塑性提升，因而断后伸长率最大。在 750 °C 固溶时，组织中含有大量片

层与等轴 α 相(图 3b)，此时形成的亚稳相含量最多，强化效果最好。在 780 °C 固溶时，组织中形成不同取向晶粒，且晶粒内部 α 相尺寸存在较大差异(图 3c)，导致塑性下降。

2.1.2 固溶时间

不同固溶时间下 Ti-1300G 合金的显微组织如图 5 所示，对应的室温拉伸性能如图 6 所示。从图 5、图 6 可以看出，随着固溶时间的延长， α 相逐渐倾向于细小片层和等轴状，Ti-1300G 合金强度逐渐增大，塑性逐渐减小。

2.1.3 固溶冷却方式

不同固溶冷却方式下 Ti-1300G 合金的室温拉伸性能如图 7 所示，对应的显微组织如 8 所示。从图 7 可以看出，随着冷却速率的加快，Ti-1300G 合金的强度先增大后减小，塑性先减小后增大。炉冷处理后 Ti-1300G 合金微观组织主要由细小棒状 α 相、部分等轴 α 相、 β 转变组织以及个别较大的块状 α 相构成(图 8a)，此时合金塑性较好。炉冷组织中一次片层 α 相及

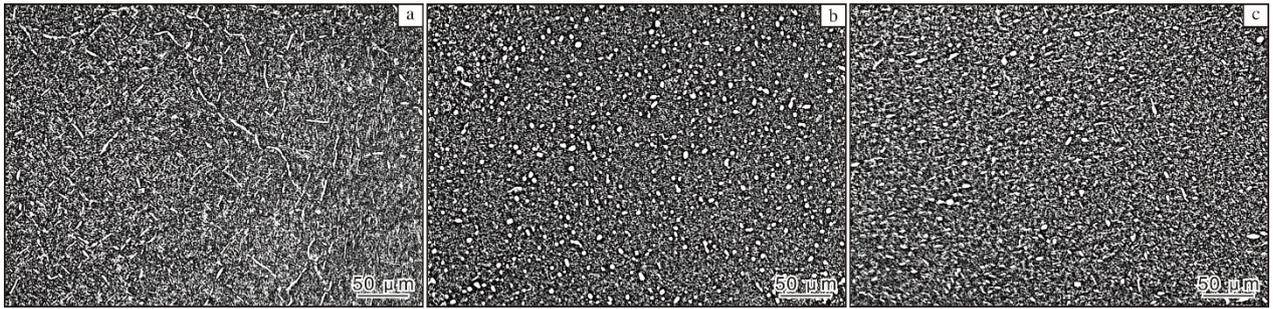


图 5 不同固溶时间下 Ti-1300G 合金的显微组织

Fig.5 Microstructures of Ti-1300G alloy at different solution time: (a) 2[#] process (1 h); (b) 4[#] process (3 h); (c) 5[#] process (5 h)

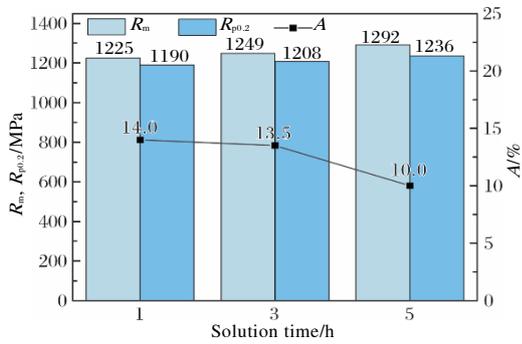


图 6 不同固溶时间下 Ti-1300G 合金的室温拉伸性能

Fig.6 Room temperature tensile properties of Ti-1300G alloy at different solution time

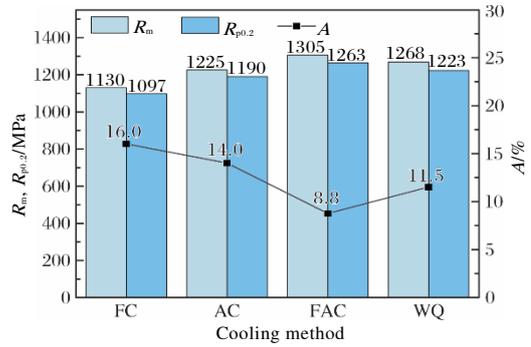


图 7 不同固溶冷却方式下 Ti-1300G 合金的室温拉伸性能

Fig.7 Room temperature tensile properties of Ti-1300G alloy under different solution cooling methods

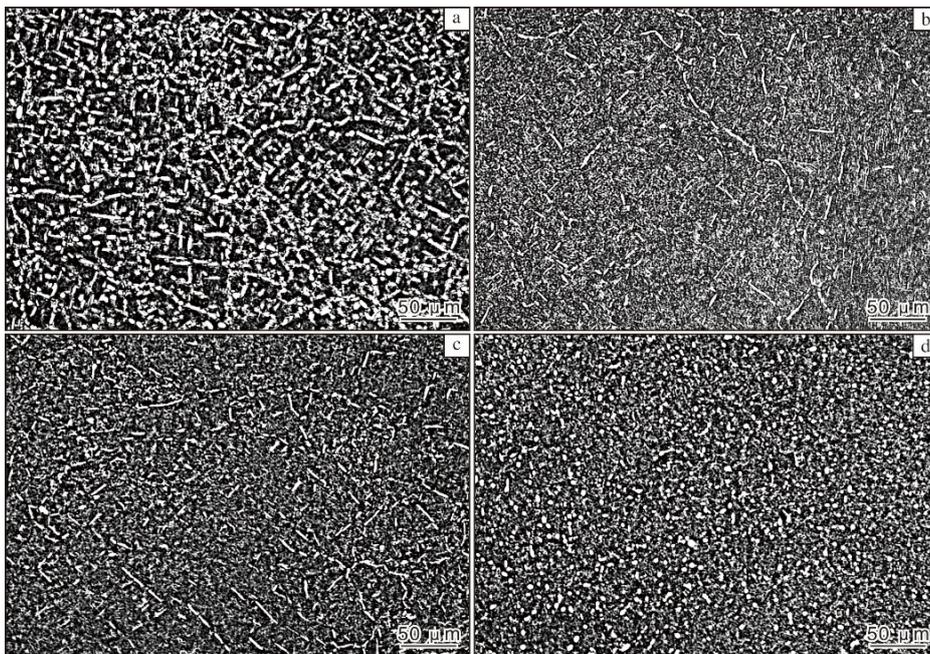


图 8 不同固溶冷却方式下 Ti-1300G 合金的显微组织

Fig.8 Microstructures of Ti-1300G alloy under different solution cooling methods: (a) 6[#] process (FC); (b) 2[#] process (AC); (c) 7[#] process (FAC); (d) 8[#] process (WQ)

α 集束的不同取向有效阻碍了裂纹的扩展，使得裂纹需要吸收更多的能量才能继续扩展，因此韧性较高，塑性较好。随着冷却速率的提升，空冷条件下组织中细小的条状与等轴 α 相减少，保留了链状 α 相(图 8b)。风冷条件下析出了棒状和等轴二次 α 相，其所包含的 α 相杂乱分布(图 8c)，增加了相界面数量，有效阻碍了滑移，从而起到强化作用，因而合金强度显著提升。水冷条件下析出的棒状和等轴二次 α 相增多(图 8d)，相较于炉冷和空冷处理，Ti-1300G 合金强度增加，塑性减小。

2.2 时效处理

2.2.1 时效温度

时效处理能够使固溶得到的亚稳态 β 相分解析出

次生 α 相，次生 α 相作为 β 钛合金的强化相，可有效提升合金强度。不同时效温度下 Ti-1300G 合金的显微组织如图 9 所示，对应的室温拉伸性能如图 10 所示。从图 9、图 10 可以看出，随着时效温度的升高，次生 α 相粗化并长大，Ti-1300G 合金强度逐渐降低，塑性逐渐增大。

2.2.2 时效时间

不同时效时间下 Ti-1300G 合金的室温拉伸性能如图 11 所示，对应的显微组织如图 12 所示。从图 11、图 12 可以看出，随着时效时间的延长，次生 α 相粗化并长大，Ti-1300G 合金强度先增大后减小，塑性逐渐增大。合理地控制时效过程，可以得到弥散分布的 $\alpha+\beta$ 相，产生弥散强化效果。

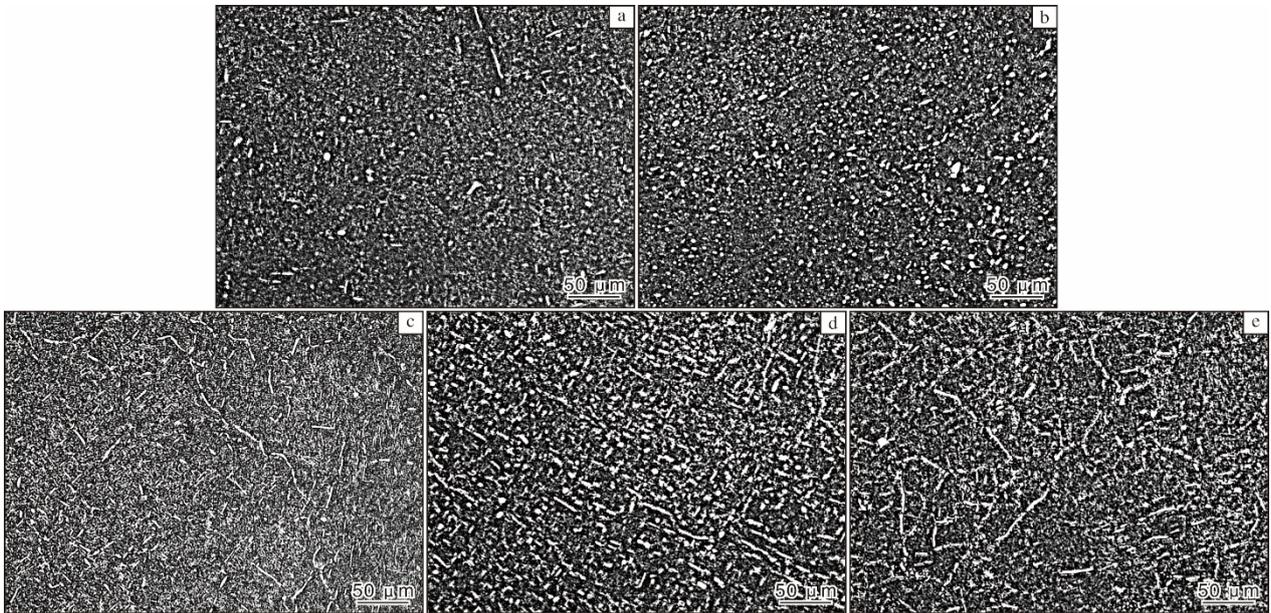


图 9 不同时效温度下 Ti-1300G 合金的显微组织

Fig.9 Microstructures of Ti-1300G alloy at different aging temperatures: (a) 9# process (490 °C); (b) 10# process (520 °C); (c) 2# process (550 °C); (d) 11# process (580 °C); (e) 12# process (610 °C)

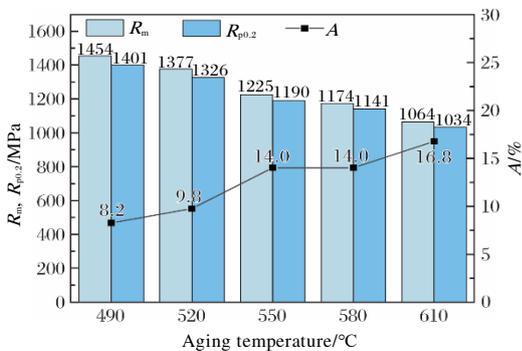


图 10 不同时效温度下 Ti-1300G 合金的室温拉伸性能

Fig.10 Room temperature tensile properties of Ti-1300G alloy at different aging temperatures

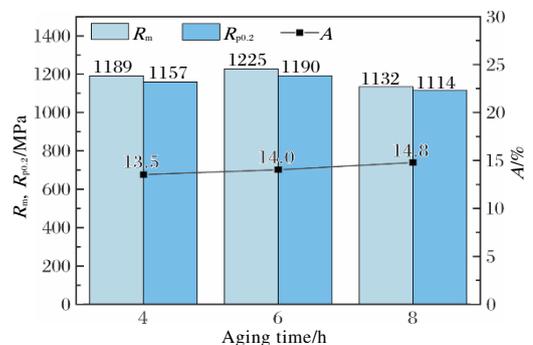


图 11 不同时效时间下 Ti-1300G 合金的室温拉伸性能

Fig.11 Room temperature tensile properties of Ti-1300G alloy at different aging time

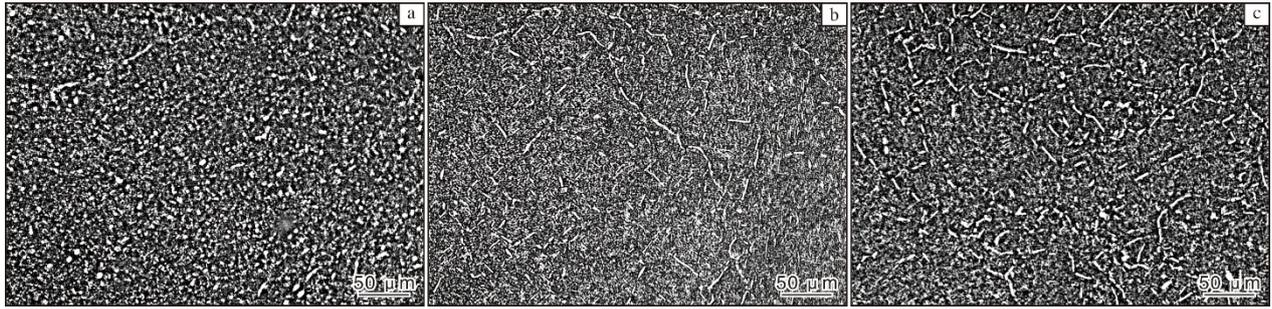


图 12 不同时效时间下 Ti-1300G 合金的显微组织

Fig.12 Microstructures of Ti-1300G alloy at different aging time: (a) 13# process (4 h); (b) 2# process (6 h); (c) 14# process (8 h)

2.3 转炉冷却

通过多次调整热处理工艺,选择在 750 °C 转炉至 450 °C 或 480 °C 炉冷,热处理后 Ti-1300G 合金的力学性能如表 2 所示,显微组织如图 13 所示。该工艺选择在 750 °C 固溶是为了保障组织中含有约 15% 的初生等轴 α 相,确保最终得到具有良好塑性的双态组织^[14]。转炉至 450 °C 或 480 °C 炉冷是为了获得具有一定尺寸的片层次生 α 相。转炉至 450 °C 处理后,组织内产生了弥散分布的细小等轴次生 α 相(图 13a),强度得到了明显提升。转炉至 480 °C 处理后,组织内 α 相长大形成链状,其间分布着等轴 α 相(图 13b),相较于转炉至

450 °C 处理塑性有所提升。转炉冷却工艺下合金的冲击性能均较低,这是由于在缓慢冷却过程中, β 相的过饱和度不足以驱动大量 α 相析出,最终导致 α 相的钉扎强化效应减弱。

表 2 不同转炉冷却温度下 Ti-1300G 合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of Ti-1300G alloy at different converter cooling temperatures

No.	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%	KV_2 /J
15#	1306	1193	7.8	24.0	15.15
16#	1127	1044	10.0	39.7	15.55

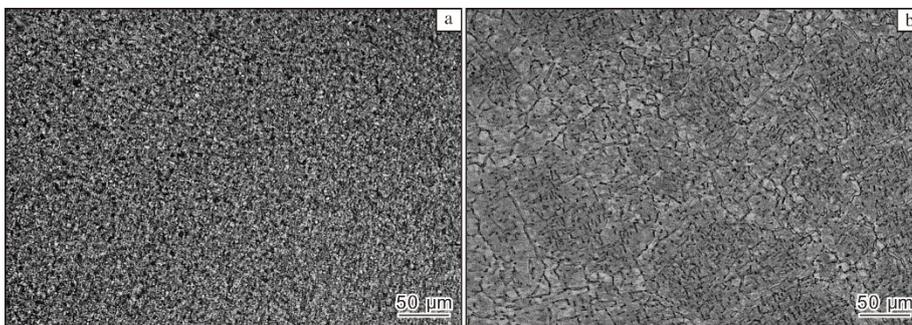


图 13 不同转炉冷却温度下 Ti-1300G 合金的显微组织

Fig.13 Microstructures of Ti-1300G alloy at different converter cooling temperatures: (a) 15# process (450 °C); (b) 16# process (480 °C)

2.4 双级时效

钛合金进行热处理时,固溶阶段的炉冷可以使合金获得更好的断裂韧性。同时,高温时效可以使基体中析出粗大尺寸的次生 α 相,大大改善合金的塑性^[15]。采用降序双级时效工艺,先在较高温度时效析出粗大的次生 α 相维持塑性,后在较低温度时效析出细小的次生 α 相提高强度,可得到综合性能优良的钛合金^[16]。为使 Ti-1300G 合金获得更好的强度、塑性和韧性匹配,选择 750 °C 固溶 1 h 炉冷,随后在 490 °C 时效 6 h 空冷(17# 工艺),并在此基础上进行双级时效(18# 工艺),

热处理后的力学性能如表 3 所示,显微组织如图 14 所示。从图 14 可以看出,双级时效后合金组织中含有大量链状 α 相,并且其间弥散分布着细小的等轴和片

表 3 不同时效处理下 Ti-1300G 合金的力学性能

Table 3 Mechanical properties of Ti-1300G alloy under different aging treatments

No.	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A /%	Z /%	KV_2 /J
17#	1121	1072	14.0	52.5	31.85
18#	1361	1327	12.2	41.5	26.40

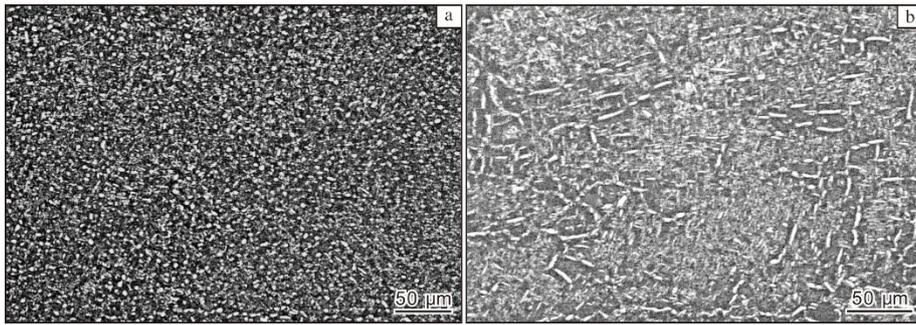


图 14 单级时效和双级时效工艺下 Ti-1300G 合金的显微组织

Fig.14 Microstructures of Ti-1300G alloy after single-stage aging and two-stage aging: (a) 17# process; (b) 18# process

层状 α 相。从表 3 可以看出，与单级时效相比，双级时效后合金的塑性和冲击性能虽有所降低，但强度明显增加。综合来看，在双级时效工艺下，Ti-1300G 合金可获得强度、塑性和韧性的良好匹配。

2.5 断口形貌

图 15 为经具有代表性的热处理工艺处理后 Ti-1300G 合金拉伸试样的断口形貌。从图 15 可以看出，在 15# 转炉冷却工艺下，断口表现为解理面与韧窝

混合的形貌，晶界 α 相导致变形集中在有限晶粒内，位错塞积引发的应力集中促使裂纹沿晶界快速扩展，最终表现为较低的塑性。17# 单级时效工艺下，拉伸断口较为平整，大韧窝周围存在着小韧窝，表现出韧性断裂，此时韧窝尺寸较小且底部存在微孔洞，表明塑性变形过程中位错滑移充分。18# 双级时效工艺下，Ti-1300G 合金拉伸断口上同样存在大量韧窝，表现出较好的塑性。

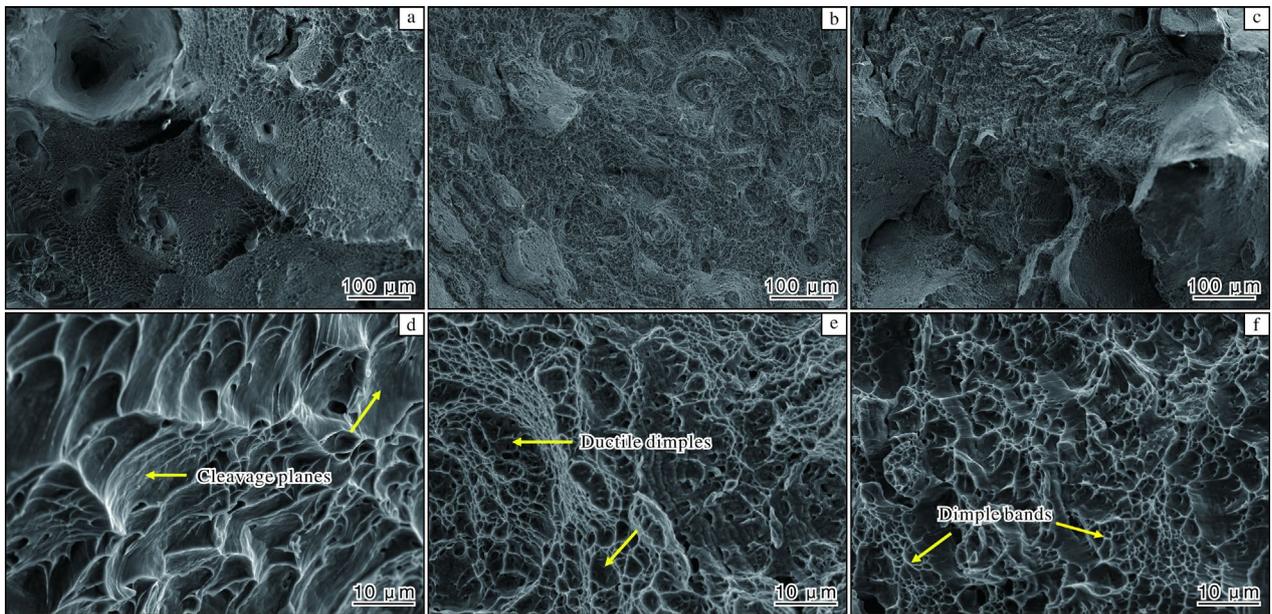


图 15 不同工艺热处理 Ti-1300G 合金的拉伸断口形貌

Fig.15 Tensile fracture morphologies of Ti-1300G alloy under different heat treatments: (a, d) 15# process; (b, e) 17# process; (c, f) 18# process

3 结 论

(1) 经过锻造后的 Ti-1300G 合金原始组织为双态组织，仅含有 α 相与 β 相。锻造后合金晶粒尺寸较小，破碎程度高。热处理后合金组织仍由 $\alpha+\beta$ 相组成，并

含有大量片层与等轴 α 相。

(2) 随着固溶温度的升高，Ti-1300G 合金强度变化不明显，塑性呈逐渐降低趋势；随着固溶时间的延长，合金强度逐渐增大，塑性逐渐减小；随着时效温度的升高，合金强度逐渐减小，塑性逐渐增大；随着

时效时间的延长, 合金强度先增大后减小, 塑性逐渐增大。

(3) Ti-1300G 合金经 750 °C/1 h/AC+490 °C/6 h/AC 热处理后, 屈服强度超过 1400 MPa, 经 750 °C/1 h/FC+490 °C/6 h/AC 热处理后, 冲击吸收能量 KV_2 达到 31.85 J, 获得较好的冲击性能。

(4) Ti-1300G 合金经 750 °C/1 h/FC+490 °C/6 h/AC+400 °C/4 h/AC 热处理后, 抗拉强度超过 1300 MPa, 断后伸长率达 12.2%, 冲击吸收能量 KV_2 达 26.40 J, 可获得强度、塑性和韧性的良好匹配。

参考文献 References

- [1] 林俊辉, 淡振华, 陆嘉飞, 等. 深海腐蚀环境下钛合金海洋腐蚀的发展现状及展望[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(3): 1090-1099.
- [2] 马江南, 易竺霖, 张文利, 等. TC4 钛合金在 3.5%NaCl 溶液中的应力腐蚀行为[J]. 钛工业进展, 2024, 41(2): 24-30.
- [3] 王川, 张浩宇, 陈立佳, 等. 不同相组成近 β 钛合金 Ti-3Al-5Mo-4Nb-4Cr-2Zr 的应力腐蚀行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53(8): 2241-2249.
- [4] 纪晓宇, 徐建伟, 张宇, 等. 固溶冷速对超高强钛合金 TB17 组织及力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2025, 54(3): 665-670.
- [5] 李思兰, 贾蔚菊, 李倩, 等. 热处理对 Ti90 合金冷轧管材组织与力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2022, 39(5): 17-21.
- [6] 周伟, 辛社伟, 王晓, 等. 高强结构钛合金制备技术特点分析与讨论[J]. 钛工业进展, 2025, 42(4): 43-48.
- [7] 韩明臣, 王成长, 倪沛彤. 钛合金的强韧化技术研究进展[J]. 钛工业进展, 2011, 28(6): 13-17.
- [8] 肖浩, 孙杨, 范娟娟, 等. β 钛合金热处理工艺研究进展[J]. 金属热处理, 2023, 48(11): 258-265.
- [9] 肖树龙, 陈兆琦, 荆科, 等. 热处理对亚稳 β 钛合金显微组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(6): 1655-1664.
- [10] 岳旭, 同晓乐, 杨嘉璐, 等. Ti-1300F 高强钛合金丝材热处理工艺优化[J]. 钛工业进展, 2021, 38(3): 23-28.
- [11] 海敏娜, 王永梅, 贾栓孝, 等. 热处理对深海耐压壳用 Ti542222 钛合金厚板组织性能影响研究[J]. 稀有金属, 2023, 47(3): 365-372.
- [12] 王富强, 张瑞雪, 杨立新, 等. 热处理工艺对高强钛合金组织及力学性能的影响[J]. 中国材料进展, 2023, 42(5): 415-420.
- [13] 刘强, 赵密锋, 祝国川, 等. 热处理对石油管材用 Ti-6Al-4V-0.5Ni-0.05Ru 钛合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(7): 2557-2567.
- [14] 辛社伟, 周伟, 李倩, 等. 1500 MPa 级新型超高强中韧钛合金[J]. 中国材料进展, 2021, 40(6): 441-445.
- [15] Shekhar S, Sarkar R, Kar S K, et al. Effect of solution treatment and aging on microstructure and tensile properties of high strength β titanium alloy, Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr[J]. Materials and Design, 2015, 66: 596-610.
- [16] Ghosh A, Sivaprasad S, Bhattacharjee A, et al. Microstructure-fracture toughness correlation in an aircraft structural component alloy Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 568: 61-67.

专利信息

一种基于 α'' 马氏体逆相变制备全 β 相细晶/超细晶钛合金的方法

申请号: CN202311183326.8

申请日: 2023-09-14

公开(公告)日: 2025-11-18

公开(公告)号: CN117070870B

申请(专利权)人: 西北有色金属研究院

摘要: 本发明公开了一种基于 α'' 马氏体逆相变制备全 β 相细晶/超细晶钛合金的方法, 主要过程包括: ① 室温下将块状亚稳 β 钛合金初次轧制, 得到预变形钛合金; ② 初次短时退火热处理; ③ 室温下二次轧制; ④ 二次短时退火热处理, 得到细晶/超细晶钛合金。本发明先通过预变形引入微米级 α'' 马氏体板条, 结合初次短时退火热处理实现 $\alpha'' \rightarrow \beta$ 逆相变, 减小 β 相晶粒尺寸, 然后经二次轧制引入纳米级 α'' 马氏体相, 并利用其作为 β 晶粒再结晶的形核核心, 进一步减小 β 相晶粒尺寸, 结合二次短时退火热处理得到细晶/超细晶钛合金。该方法适用于具有形变马氏体相变的亚稳钛合金, 加工后的钛合金为 β 单相组织, 晶粒尺寸最小达到亚微米级, 且具有较高的超弹性。