

基于相变调控的 Ti551 钛合金 热处理工艺优化

王永锋^{1,2}, 申宇波², 张宏岭^{2*}, 栾佰峰¹, 周思源², 马英杰³

(1. 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400045; 2. 江苏翔云钛合金新材料有限公司, 江苏 无锡 214105; 3. 中国科学院金属研究所师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 利用光学显微镜、扫描电镜与万能拉伸机, 研究了固溶温度、时效温度及冷却速度对 Ti551 合金组织与力学性能的影响。固溶温度 900 °C 时, 550 ~ 650 °C 时效温度升高对初生 α 相无明显变化, 次生 α 相片层厚度从 0.26 μm 增至 0.42 μm ; 时效温度 550 °C 时, 900 ~ 950 °C 固溶温度升高让初生 α 相含量从 45% 降至 15%, 尺寸细化且形貌由短棒状转为等轴状, 次生 α 相增厚至 0.72 μm 。冷却速度对合金组织起决定性调控作用, 炉冷形成单一等轴初生 α 相组织, 中等冷却速度则细化初生 α 相并促进粗大片层次生 α 相析出。研究表明, 900 °C \times 2 h 空冷+550 °C \times 6 h 时效的热处理工艺可使 Ti551 合金获得最优强韧性匹配, 较快冷却速度促使 β 组织生成细针状次生 α 相, 经后续时效进一步强化了合金的强塑性匹配效果。

关键词: Ti551 钛合金; 热处理; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TF823, TG146.2+3

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)02-0071-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.02.009

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
聊科研
与作者互动

Optimization of heat treatment process for Ti551 titanium alloy based on phase transformation regulation

WANG Yongfeng^{1,2}, SHEN Yubo², ZHANG Hongling^{2*}, LUAN Baifeng¹, ZHOU Siyuan², MA Yingjie³

(1. College of Materials and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400045, China; 2. Jiangsu Flying Cloud Titanium Alloy Material Co., Ltd., Wuxi 214105, Jiangsu, China; 3. Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China)

Abstract: The effects of heat treatment parameters including solution temperature, aging temperature and cooling rate on the microstructure and mechanical properties of a new medium-strength and high-toughness Ti551 alloy were investigated by means of optical microscopy, scanning electron microscopy and universal tensile testing machine. With the same solid solution temperature at 900 °C, no obvious changes were observed in the content and size of primary α phase of alloy, while the lamellar thickness of secondary α phase increased from 0.26 μm to 0.42 μm with the aging temperature increasing from 550 °C to 650 °C. With the same aging temperature of 550 °C, the content of the primary α phase decreased from 45% to 15% as the solution temperature increased from 900 °C to 950 °C, along with continuous refinement of grains and morphological transformation from short rod-like to equiaxed. The lamellar thickness of the secondary α phase increased accordingly, reaching up to 0.72 μm after alloy subject to solid solution treatment at 950 °C. The morphological feature and size of the microstructure

收稿日期: 2026-01-22; 修回日期: 2026-02-10; 接受日期: 2026-02-27

基金项目: 国家重点研发计划(2024YFB3714200)。

作者简介: 王永锋, 1990 年出生, 男, 重庆江津人, 博士研究生在读, 长期从事钛合金材料研究工作, E-mail: yongfengwang2012@126.com; *通信作者: 张宏岭, 1986 年出生, 男, 江苏无锡人, 博士研究生, 长期从事钛合金材料研究工作, E-mail: henry.zhang@flyingcloud-js.com。

are decisively influenced by the cooling rate: an almost single fully equiaxed primary α phase microstructure is obtained by furnace cooling, whereas the primary α phase is refined and the precipitation of coarse lamellar secondary α phase is promoted by moderate cooling. The results show that optimal strength-toughness combination of the Ti551 alloy is achieved under the composite heat treatment of 900 °C×2 h+ air cooling, then followed by 550 °C×6 h aging, which is closely associated with the regulatory role of cooling rate. Acicular secondary α phase can be induced in the transformed β microstructure by higher cooling rate, and the alloy's strength-plasticity matching effect is further enhanced by the subsequent aging treatment.

Key words: Ti551 titanium alloy; heat treatment; micro-structure; mechanical properties

0 引言

钛合金凭借比强度高、高低温耐受能力强、耐腐蚀性好以及出色的生物相容性等优势,在航天、航海领域及生物医疗领域实现规模化应用^[1]。十四五期间,国家明确提出要培育壮大海洋工程装备、海洋生物医药、海洋新能源等战略性新兴产业,并推动深海深远海载人潜水器、深海空间站等战略装备研制和试验验证^[2],钛合金以其优异特性成为发展深海装备的理想金属结构材料^[3]。Ti551材料作为中国科学院金属研究所研发的新型钛合金,名义成分为 Ti-5Al-1Mo-1V-1Cr-1Sn-1Zr,具有中等抗拉强度和较高的冲击韧性,在深海装备用钛合金材料领域展现出广阔应用前景。

通过热处理工艺对材料组织进行调控,系统剖析各热处理工艺参数对组织及性能的影响规律,进而建立组织性能间的关联机制,并针对这类两相钛合金的热处理工艺,优化其综合力学性能,实现强度-塑性-韧性的最优匹配。近几年在国内外已成为研究热点,并有大量的成果积累。LUO等^[4]研究了Ti55511钛合金在双重退火过程中,保温时间对显微组织及拉伸性能的影响。结果表明,初生 $\alpha(\alpha_p)$ 相的形态和尺寸主要受第一阶段保温时间的影响。随着保温时间的增加,长条状的 α_p 转变为短棒状。 α_p 的体积分数主要受第二阶段保温时间的影响,随着保温时间的增加, α_p 的体积分数增加,Ti55511合金的力学性能受 α_p 和 α_s 共同影响^[5]。

杨柳等^[6]针对Ti-555装甲钛合金的研究表明,加热保温后的冷却速度对合金强塑性匹配影响显著,较快冷却速度可使 β 相转变后形成细针状次生 α 相及 α' 相,经时效处理后能获得较优强塑性;当保温时间增加和冷却速度降低时,材料的断面收缩率呈下降趋势,主要原因在于基面织构转变为柱面织构时会出现棱锥面织构,这种晶体结构不利于材料成型。袁飞等^[7]对TA15钛合金的研究发现,双重热处理态合金的组织由初生 α 相、片状 α 相及少量 β 转变

基体构成三态组织,综合性能最优。卫娜等^[8]则聚焦TC6大规格棒材,研究指出双重退火、等温退火及固溶时效三种工艺处理后,合金均由初生 α 相、 β 相和次生 α 相构成。具体看等温退火态合金的次生 α 相片层厚度较高,而固溶时效态合金的次生 α 相片层较细;在力学性能方面固溶时效处理后的棒材综合强度最大,但塑性最差,等温退火态强度最低,但塑性、冲击韧性及断裂韧性最优,双重退火态则可实现强度与塑性的最佳匹配。

GAO等^[9]研究了近 α 钛合金热处理过程中等轴 α 相的演变,结果表明,随着热处理时间的增加, α_p 内部(亚)晶界的形成是由强烈的回复引起的。在大多数情况下,通过晶界分裂很难获得大等轴 α_p 的细化,在相对较短的热处理时间(24 h×1 024 °C)内, α_p 晶粒仍呈“花生”状连续分布。“花生”结构中的凹槽表明了 α/α 晶界的存在。只有在少数情况下,当内部 α_p 沿(亚)晶界内形成孤立的 β 晶粒时,只有晶界分裂距离明显减小才可能实现 α_p 晶粒的细化。可见,通过调控适宜的热处理工艺能够显著改善钛合金的组织结构,进而优化其综合力学性能^[10]。

基于上述研究基础,以锻态Ti551钛合金饼材为研究对象,通过固溶时效热处理工艺,成功制备出等轴组织、片层组织及双态组织三类典型Ti551钛合金组织;重点探究了加热温度与冷却速度对组织形态、微观形貌及力学性能的调控规律,深入剖析热处理工艺-微观组织结构-力学性能的内在作用机制。通过调控适宜的热处理工艺,能够显著改善钛合金的组织结构,进而优化其综合力学性能,这也为Ti551钛合金的性能调控提供了理论依据与实践参考。

1 材料与试验

1.1 试验材料

试验材料选取经过3次VAR熔炼生产的 $\text{O}730\text{ mm}$ 的Ti551钛合金铸锭进行生产试验,经多次火次锻造成形Ti551钛合金饼材,其尺寸规格为

Ø930 mm×430 mm, 表 1 所示为铸锭锭身三点取样位置的化学成分。试验用 Ti551 钛合金饼材在热处理前为锻态组织, 由图 1 可知, 其锻态组织由少数 β 相基体与多数等轴状 α 相组成。测得 Ti551 钛合金的金相相变温度为 960 °C。在饼材头端锯切一片厚度 $L=35\text{ mm}\pm 3\text{ mm}$ 试片, 进行低倍组织检查, 如图 2 所示, 低倍组织为模糊的两相区加工组织。在低倍试片的“T-1”区域的 $D/4$ (D 为试片直径) 位置取 6 组弦向规格 Ø13 mm× L mm 试样坯进行热处理试验, 在低倍试片的“T-2”区域采用线切割将试片沿虚线切取 1 片 1/8 圆片进行试片热处理试验。

表 1 Ti551 钛合金化学成分
Table 1 Chemical compositions of Ti551 alloy %

Position	Al	Sn	Zr	Mo	V	Cr	Fe	Si	O
Top	5.23	0.99	0.98	1.46	1.03	0.92	0.13	0.017	0.082
Middle	5.28	0.99	0.97	1.47	1.03	0.94	0.13	0.016	
Bottom	5.28	0.99	1.01	1.45	1.05	0.99	0.15	0.015	0.080
Standard	4.0~6.0	0.5~2.0	0.5~2.0	0.5~2.0	0.5~2.0	0.5~2.0	≤0.2	≤0.1	≤0.2

1.2 热处理工艺

为系统探究不同热处理工艺对 Ti551 钛合金微观组织与性能的作用规律, 进而实现对多样化组织类型及微观结构特征的调控, 通过调控退火温度、保温时间、冷却方式及试样规格等关键参数设计并开展热处理试验, 各工艺参数详见表 2。其中,

1[#]~6[#]试样采用 Ø13 mm 试样坯, 7[#]试样为 1/8 圆面积的试样片, 于实验室试验炉中进行热处理。对 1[#]~6[#]试样重点探究固溶温度、时效温度、冷却速度等关键参数对 Ti551 钛合金组织及性能的作用规律; 对 7[#]试样片研究相同热处理制度下试样尺寸规格对组织性能的影响。采用光学显微镜、扫描电镜 (SEM) 观察并分析 Ti551 钛合金显微组织。

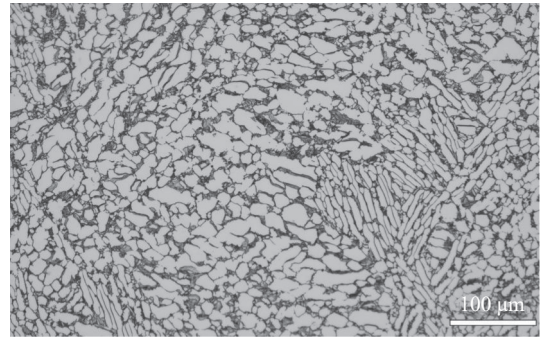


图 1 Ti551 钛合金锻态显微组织
Fig. 1 Microstructure of as-forged Ti551 titanium alloy

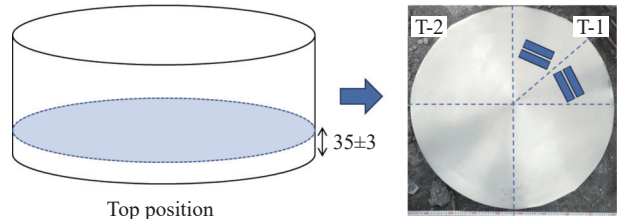


图 2 锯切取样示意(单位:mm)
Fig. 2 Schematic diagram of saw-cut sampling

表 2 热处理工艺试验参数

Table 2 Heat treatment process parameters

Specimen number	Specimen specification/mm	Solid solution			Aging		
		Heat treatment temperature/°C	Time/h	Cooling method	Heat treatment temperature/°C	Time/h	Cooling method
1 [#]	Ø13×80	900	2	AC	550	6	AC
2 [#]	Ø13×80	900	2	AC	600	6	AC
3 [#]	Ø13×80	900	2	AC	650	6	AC
4 [#]	Ø13×80	930	2	AC	550	6	AC
5 [#]	Ø13×80	950	2	AC	550	6	AC
6 [#]	Ø13×80	900	2	FC	550	6	AC
7 [#]	R465×35	900	2	AC	550	6	AC

1.3 力学性能测试

将热处理完成的试样进行机加工, 依据 GB/T228—2010《金属材料室温拉伸试验方法》及 GB/T229—2020《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》, 选用微机控制电子万能拉伸试验机 UTM24515 与夏比摆锤冲击试验机 PTM2452, 对不同工艺处理后的试样进行室温力学性能测试。取圆棒型拉伸试样, 拉伸速度设定为 1 mm/min; 冲击试样采用 V 型缺口加工, 取 2 组平行试样的测试数据平均值以保证准确性, 试样具体尺寸参数如图 3 所示。

2 试验结果与分析

2.1 热处理工艺对显微组织的影响

1) 时效温度对显微组织的影响

在固溶制度固定为 900 °C/2 h 的条件下, 时效温度的变化对 Ti551 钛合金的显微组织, 特别是次生 α 相的尺寸与形貌产生了显著影响, 具体数据与形貌对比如图 4(a)~(c) 所示。当时效温度从 550 °C 升高至 650 °C, 初生 α 相的含量保持相对稳定, 在 45%~50% 范围内波动。随着时效温度的提高, 初生 α 相的平均尺寸从 550 °C 时效后的 19.9 μm

变为 650 °C 时效后的 18.6 μm, 未发生明显变化。与此同时, 次生 α 相尺寸形貌随时效温度提高而发生明显变化, 片层厚度随时效温度升高而增加。如图 4(h) 所示, 当时效温度为 550 °C 时, 次生 α 相平均厚度约为 0.26 μm; 当时效温度升高至 600 °C 和 650 °C 时, 如图 4(i)(j) 所示, 其平均厚度分别增加至约 0.33 μm 和 0.42 μm。这表明, 在固定的固溶制度下, 提高时效温度直接促进了次生 α 相厚度的增加。综合分析表明: 当时效温度升高时, 组织演变呈现两个主要趋势: 一是初生 α 相在时效温度下原子扩散能力有限, 尺寸基本保持不变; 二是次生 α 相片层显著增厚。原因在于更高的时效温度使得亚稳 β 相快速分解, 且为次生 α 相的形核与长大提供了更强的热驱动力, 从而导致片层厚度增加。

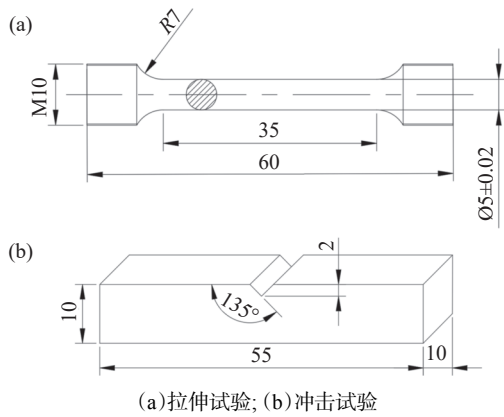


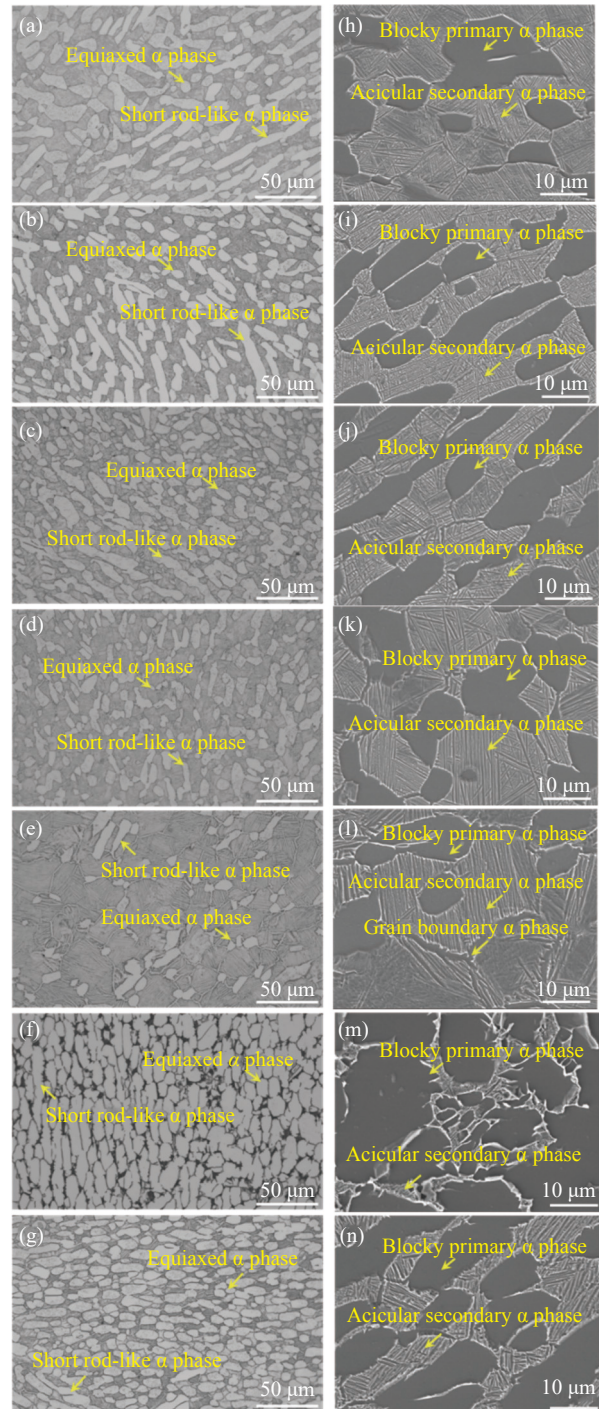
图 3 拉伸和冲击试验试样示意(单位:mm)
Fig. 3 Schematic diagram of tensile test specimen and impact test specimen

2) 固溶温度对显微组织的影响

通过对比分析图 4(a)(d)(e) 可知, 合金的初生 α 相及次生 α 相形貌与尺寸在不同固溶温度下有显著区别。随着固溶温度的升高, 初生 α 相发生了明显的溶解、球化和细化过程。如图 4(a) 所示, 当固溶温度为 900 °C 时, 组织中含有约 45% 的初生 α 相, 其形貌以短棒状为主, 平均晶粒尺寸较大 (20 μm), 长宽比较高 (2.62), 形貌主要为短棒状与椭圆状, 表明 α 相沿特定方向有一定伸长。当温度升至 930 °C 时, 如图 4(d) 所示, 初生 α 相发生部分溶解, 含量降至约 35%, 同时发生明显的球化过程, 平均晶粒尺寸减小至 14.6 μm, 长宽比降至 2.24, 形貌逐渐转变为椭圆状+类等轴状。对比图 4(e), 当温度进一步提高至 950 °C, 初生 α 相含量急剧减少至约 15%, 其尺寸进一步细化至 12.6 μm, 且长宽比低至 1.93, 形貌基本以等轴状为主。

以上结果表明: 随着固溶温度逐渐升高, 初生 α 相含量单调减少, 同时其平均尺寸显著减小, 形貌由

短棒状逐渐向等轴状转变。这主要是由于更高的固溶温度促进了 α 相向 β 相的转变, 未溶解的 α 相在高温下通过扩散和界面能降低机制发生球化与粗化抑制。在后续的时效过程中, 从 β 基体中析出了次生针状 α 相。固溶温度通过影响基体状态进而调控了次生 α 相的尺寸^[11]。



光学显微组织(500×): (a)1#, (b)2#, (c)3#, (d)4#, (e)5#, (f)6#, (g)7#;
SEM 形貌(5000×): (h)1#, (i)2#, (j)3#, (k)4#, (l)5#, (m)6#, (n)7#
图 4 不同热处理温度下 Ti551 合金的显微组织

Fig. 4 Microstructure of Ti551 alloy after solid solution at different heat treatment temperatures

在 900 °C 固溶时效后, 次生 α 相平均厚度约为 0.26 μm 。随着固溶温度升高, 次生 α 相逐渐增多增厚。当固溶温度达到 950 °C 时, 次生 α 相平均厚度增加至约 0.72 μm , 且组织中开始出现断续的晶界 α 相。其机理在于, 更高的固溶温度导致 β 稳定元素在亚稳 β 基体中分布更均匀, 同时固溶后冷却过程中储存的晶格畸变能增加。在后续时效过程中, 更高的驱动力加速了 α 相的形核与长大, 从而导致次生 α 相片层厚度显著增加。此外高温下晶界作为快速扩散通道和优先形核位置, 促进了晶界 α 相的出现^[12-13]。

3) 冷却速度对显微组织的影响

冷却速度是调控钛合金微观组织形态与相组成的关键参数之一。为探究其影响, 研究对比了 Ti551 合金在不同冷却条件下的组织演变。如图 4 (f) 所示, 采用炉冷(6#试样)的缓慢冷却方式, 使得在固溶温度下溶解于 β 基体中的 α 相在冷却过程中有充分的时间形核并长大。其结果是获得了几乎由单一初生等轴 α 相组成的全等轴组织, 初生 α 相平均尺寸约为 18.8 μm , 且组织中观察到极少的次生 α 相。该尺寸与空冷标准试样(1#)的初生 α 相尺寸基本一致, 但组织形态和相组成存在根本差异。相比之下, 如图 4 (g) 所示, 采用尺寸更大的试样进行整体热处理(7#试样), 在相同空冷条件下获得了介于 1#和 6#之间的中等冷却速度。此冷却条件抑制了初生 α 相的充分长大, 使其平均尺寸细化至约 13.3 μm 。同时, 较快的冷却速度使得 β 相过冷度增大, 在后续过程中析出粗大的片层次生 α 相, 平均厚度达 0.9 μm , 最终形成了典型的等轴 α 相、粗大片层次生 α 相与 β 基体共存的三态组织。

综合分析表明: 冷却速度对 Ti551 合金的最终组织形态和尺度具有决定性影响。随着冷却速度从炉冷到空冷逐渐增加, 单一的全等轴组织转变为初生 α 相+次生 α + β 相的混合组织。缓慢冷却有利于初生 α 相的充分析出与长大, 但抑制了次生 α 相的形成; 中等冷却速度则细化初生 α 相, 同时促进粗大片层次生 α 相的析出。这一现象主要受相变驱动力和原子扩散速率竞争机制的控制。冷却速度越慢, 系统越接近平衡态, α 相有充足时间通过扩散长大, 倾向于形成平衡态等轴组织。冷却速度加快, 过冷度增大, 非平衡的 β 相在后续过程中为次生 α 相的析出提供了高驱动力, 同时限制了初生 α 相的粗化^[14-15]。

2.2 热处理工艺对力学性能的影响

钛合金经不同热处理后的室温力学性能结果

如图 5、6 所示。图 6(c)(f)(i) 中空冷、炉冷与大尺寸空冷分别编号 S-AC、S-FC、B-AC。结果表明, 热处理制度对合金的强度、塑性及冲击韧性具有显著影响, 其性能变化与前述显微组织演变密切相关。

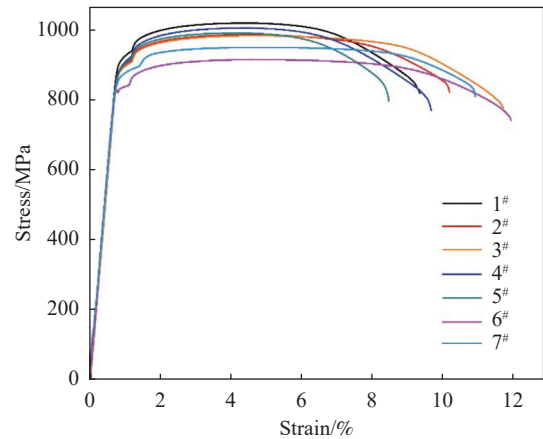


图 5 不同热处理工艺下试样的室温拉伸应力应变曲线
Fig. 5 Stress-strain curves of tensile tests for specimens after solid solution under different heat treatment processes

1) 时效温度的影响

对比 1#、2#、3#, 如图 6(a)(d)(g) 所示, 在固溶制度不变的条件下, 当时效温度从 550 °C 升高至 650 °C, 合金的抗拉强度由 1 018.5 MPa 逐渐降低至 982.0 MPa, 断后伸长率则从 10.0% 增加至 13.0%, 塑性明显改善。冲击功在 600 °C 时效时达到峰值 41.6 J, 高于 550 °C 与 650 °C 时效状态, 但整体波动范围较小, 表明时效温度的改变对材料的冲击韧性影响相对有限。强度下降主要归因于在较高的时效温度下次生 α 相片层粗化, 减弱了相界面对位错运动的阻碍作用。

2) 固溶温度的影响

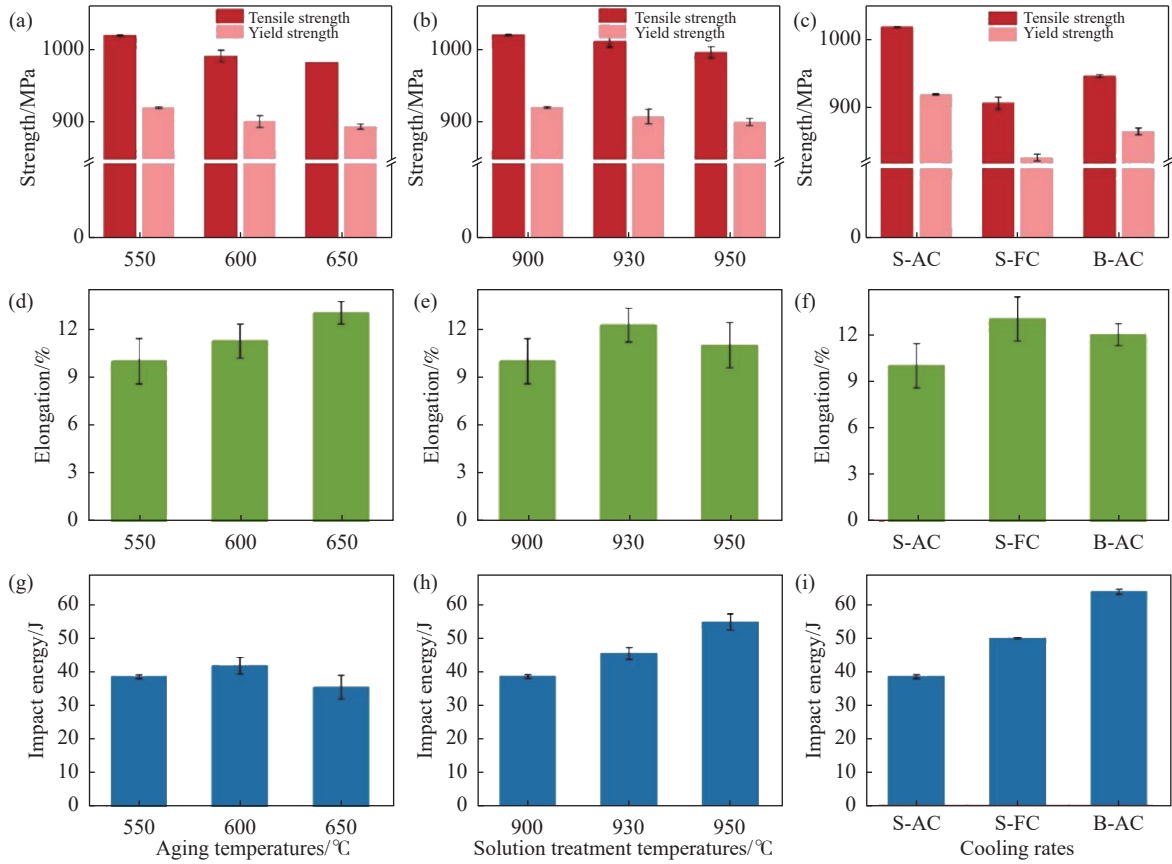
对比 1#、4#、5#, 如图 6(b)(e)(h) 所示, 当时效温度固定为 550 °C, 提高固溶温度, 合金强度略有下降, 但冲击韧性大幅提升, KV₂ 值从 38.4 J 显著增加至 54.5 J。这一性能变化与显微组织的显著转变直接相关: 固溶温度升高导致初生 α 相含量大幅减少、次生片层 α 相含量增加且明显粗化。这种片层组织在冲击载荷下能有效促使裂纹偏转与分支, 延长裂纹扩展路径, 消耗更多能量, 从而大幅度提升冲击韧性。

3) 冷却速度的影响

对比 1#、6#、7#, 图 6(c)(f)(i) 为不同冷速下试样的性能对比。从组织方面分析, 冷却速度的降低导

致 6# 形成全等轴组织, 初生 α 相粗大且次生 α 相极少, 这使得强度显著降低, 但因组织均匀、缺陷减少, 冲击功较 1# 提高约 11 J。更为显著的是, 当采用试片进行整体热处理(7#)时, 其冷却速度介于 1# 与 6# 之间, 获得了等轴初生 α 相、粗大片层次生 α 相与

β 基体共存的三态组织。该组织综合了等轴组织的塑性优势和片层组织的韧化作用, 使材料在强度仅小幅下降(较 1# 降低约 60 MPa)的同时, 冲击功大幅提升至 63.5 J, 较 1# 提高约 25 J, 实现了优异的强韧性匹配。



(a) ~ (c) 抗拉和屈服强度对比; (d) ~ (f) 伸长率对比; (g) ~ (i) 冲击功对比

图 6 不同热处理工艺条件下 Ti551 合金力学性能对比

Fig. 6 Comparison of mechanical properties of Ti551 alloy after solid solution under different heat treatment process conditions

综合分析表明, 通过调整固溶温度、时效温度与冷却速度等热处理工艺参数, Ti551 合金的微观组织形态会发生显著变化, 从而在强度与韧性之间取得平衡。三态组织(等轴 α + 片层 α + β) 的获得是同时实现较高强度与高冲击韧性的有效组织设计方案。冲击韧性的提升主要源于片层组织对裂纹扩展的阻碍作用, 而强度的变化则受初生 α 相尺寸、含量及次生 α 相片层厚度共同调控。

如图 7 所示, 通过抗拉强度与冲击功对比可以看出, 1# 通过小型试块固溶 900 °C-2 h 空冷+时效 550 °C-6 h 空冷能够获得最佳抗拉强度, 7# 通过大型试片热处理固溶 900 °C-2 h 空冷+时效 550 °C-6 h 空冷能够获得最佳冲击韧性。综合对比性能, 当满足抗拉强度 ≥ 820 MPa, 室温冲击 > 55 J 要求时, 发现 7# 拥有最佳强塑韧性匹配。

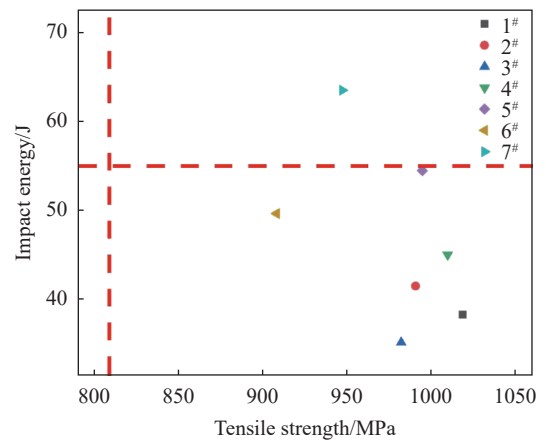


图 7 Ti551 合金经不同热处理工艺后试样强韧性对比

Fig. 7 Strength-toughness comparison of Ti551 alloy specimens after solid solution under different heat treatment process conditions

3 结论

1) 提高 Ti551 合金的固溶热处理温度, 会使得合金的抗拉强度轻微降低, 但能够有效提高材料的冲击韧性; 提高 Ti551 合金的时效热处理温度, 会使得合金的抗拉强度降低, 使得材料的冲击韧性先升高后降低; 提高 Ti551 合金的冷却速度, 使得合金的强度逐渐增加, 冲击韧性先升高后降低, 在中等冷却速度下, Ti551 合金取得了(等轴 α +片层 α + β)三态组织, 获得了最佳的强-塑-韧性匹配。

2) 通过对 Ti551 合金采用 900 °C-2 h, AC+

550 °C-6 h, AC 的试片热处理后能够获得该材料最佳的强塑韧性匹配。该工艺适配大规格 Ti551 钛合金的热处理加工要求, 相比其它热处理工艺参数组合, 在强度、塑性与韧性的平衡把控上表现出显著优势, 是 Ti551 钛合金工程化应用的优选热处理方案。

3) 试片在 900 °C 固溶后空冷, 规避了炉冷导致的初生 α 相粗化问题, 促使 β 组织中析出细针状次生 α 相, 让初生 α 相的韧化作用与细针状次生 α 相的强化作用形成协同效应, 最终实现了合金强塑韧性的最优匹配。

参考文献

- [1] YAN S, SONG G L, LI Z, *et al.* A state-of-the-art review on passivation and biofouling of Ti and its alloys in marine environments[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(3): 421-435.
- [2] YIN Y C, SUN Z J, XUE D, *et al.* Effect of post heat treatment on the microstructure and properties of as-annealed TC4 ELI alloy[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2024, 45(3): 55-64.
(尹艳超, 孙志杰, 薛达, 等. 后处理对退火态 TC4 ELI 合金显微组织与性能的影响[J]. *钢铁钒钛*, 2024, 45(3): 55-64.)
- [3] LI J L, SHEN M H, MA R F, *et al.* Marine resource economy and strategy under the background of marine ecological civilization construction[J]. *Journal of Natural Resources*, 2022, 37(4): 829-849.
(李加林, 沈满洪, 马仁锋, 等. 海洋生态文明建设背景下的海洋资源经济与海洋战略[J]. *自然资源学报*, 2022, 37(4): 829-849.)
- [4] LUO H, DENG H, YUAN W, *et al.* Effect of heat treatment holding time on microstructure and tensile properties of Ti55511 alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2025, 54(5): 1185-1193.
- [5] LUO H J, DENG H, YUAN W H, *et al.* Effect of heat treatment holding time on microstructure and tensile properties of Ti55511 alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2025, 54(5): 1185-1193.
(罗恒军, 邓浩, 袁武华, 等. 热处理保温时间对 Ti55511 钛合金显微组织和拉伸性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2025, 54(5): 1185-1193.)
- [6] YANG L, YU H, WANG Z R, *et al.* Effect of heat treatment process on microstructure and mechanical properties of Ti-555 armored titanium alloy[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2024, 45(11): 93-100.
(杨柳, 于辉, 王占瑞, 等. 热处理工艺对 Ti-555 装甲钛合金微观组织与力学性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2024, 45(11): 93-100.)
- [7] YUAN F, CAO Y, HE W J, *et al.* Effect of heat treatment process on mechanical properties and wear resistance of TA15 titanium alloy[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2025, 46(1): 30-40.
(袁飞, 曹宇, 何维均, 等. 热处理工艺对 TA15 钛合金力学性能和耐磨性的影响[J]. *材料热处理学报*, 2025, 46(1): 30-40.)
- [8] WEI N, ZHANG C H, YAN Z, *et al.* Effect of different heat treatment processes on the microstructure and properties of TC6 titanium large-sized bars[J]. *World Nonferrous Metals*, 2025(6): 5-7.
(卫娜, 张晨辉, 闫钊, 等. 不同热处理工艺对 TC6 大规格棒材组织和性能的影响[J]. *世界有色金属*, 2025(6): 5-7.)
- [9] GAO X, ZENG W, WANG Y, *et al.* Evolution of equiaxed alpha phase during heat treatment in a near alpha titanium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 725: 536-543.
- [10] XUE X, SHI D, ZHAO L. Experimental study on residual stress and deformation control during machining of TC18 titanium alloy long axis[J]. *Materials*, 2025, 18(12): 2788.
- [11] WANG K, LI M Q. Effects of heat treatment and hot deformation on the secondary α phase evolution of TC8 titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 613: 209-216.
- [12] YU R, CHEN Q, WANG P, *et al.* Effects of solution temperature and aging time on the microstructure and mechanical properties of TG6 titanium alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 31(2): 1456-1464.
- [13] PENG H, YE W, LIU J, *et al.* Probabilistic distribution model of grain boundary α phase length in titanium alloys[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, 36: 8860-8864.
- [14] FAN Y T, PENG L, LI J M, *et al.* Microstructure and mechanical properties of TA16 bar with different heat treatment temperatures[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2025, 46(3): 53-59.
(范玉婷, 彭力, 李京懋, 等. 不同热处理温度对 TA16 棒材显微组织和力学性能的影响[J]. *钢铁钒钛*, 2025, 46(3): 53-59.)
- [15] ZHANG X F, CHEN M, LIU X Y, *et al.* Effect of heat treatment on microstructure and properties of Ti84Al11FeMo4 titanium alloy[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2022, 43(6): 66-70,77.
(张雪峰, 陈敏, 刘许畅, 等. 热处理对钛合金 Ti84Al11FeMo4 组织和性能的影响[J]. *钢铁钒钛*, 2022, 43(6): 66-70,77.)