

后处理对退火态 Ti75 合金组织与性能的影响

尹艳超, 李龙腾, 吕逸帆, 孙志杰, 余巍, 蒋鹏

(中国船舶集团有限公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023)

摘要: 为了研究后处理对退火态 Ti75 合金性能的影响, 采用不同后处理温度和冷却速率对退火态 Ti75 合金进行处理, 利用 OM、SEM 分析了显微组织演变, 并研究了显微组织对拉伸、冲击性能的影响。结果表明, 后处理温度较低时, 等轴 α 相的体积分数无明显变化; 当温度升至足够高时, 等轴 α 相开始溶解, 其体积分数随着温度的升高逐渐降低。退火态 Ti75 合金经 750 ~ 950 °C 处理后空冷的强度、冲击韧性变化趋势与炉冷基本相同。屈服强度、抗拉强度随后处理温度的升高呈现先降低后升高又降低的趋势, 强度升高的主要原因是 β 转变组织中数量较多的细小 α 相难以变形; 冲击韧性在低温区无明显变化, 而后随温度的升高而逐渐升高。退火态 Ti75 合金经相同温度处理后空冷的强度高于炉冷; 在低温区, 空冷后的冲击韧性高于炉冷, 高温区则呈现相反的规律。

关键词: 退火态 Ti75 合金; 后处理; 显微组织; 强度; 冲击韧性

中图分类号: TF823, TG146.2

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2023)05-0068-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.05.011

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Effect of post heat treatment on the microstructure and properties of as-annealed Ti75 alloy

Yin Yanchao, Li Longteng, Lü Yifan, Sun Zhijie, Yu Wei, Jiang Peng

(Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, Henan, China)

Abstract: In order to study the effect of post heat treatment on the properties of annealed Ti75 alloy, different post treatment conditions including annealing temperatures and cooling rates were selected to treat the annealed Ti75 alloy. The microstructure evolution was analyzed by OM and SEM, and the influence of microstructure on tensile properties and impact toughness of Ti75 alloy was studied. The results show that the volume fraction of equiaxed α phase has no obvious change when alloy is annealed at low temperature. When the annealing temperature is high enough, the equiaxed α phase begins to dissolve and its volume fraction decreases gradually with the increase of temperature. The evolution of strength and impact toughness of annealed Ti75 alloy after air cooling by different annealing temperature at 750 - 950 °C is basically the same as that of furnace cooling. The yield strength and tensile strength decrease firstly, then increase a little and then decrease again with the increase of temperature. The main reason for strength increasing is that a large number of fine α phases exists in the β transformation matrix structure which are difficult to deform. The impact toughness has no obvious change when alloy is annealed at low temperature region and then increases with the increase of temperature. The strength of annealed Ti75 alloy after annealing and air cooling is higher than that of furnace cooling. The impact toughness of annealed Ti75 alloy after annealing at low temperature region and air cooling is higher than that of furnace cooling, while at the high temperature region it shows the opposite changing tendency.

Key words: as-annealed Ti75 alloy, post heat treatment, microstructure, strength, impact toughness

收稿日期: 2023-03-07

基金项目: 郑洛新自创区产业集群专项(201200211400)。

作者简介: 尹艳超, 1989 年出生, 男, 河南扶沟人, 本科, 工程师, 研究方向: 钛合金材料及其结构完整性, E-mail: alvinyin@sina.cn。

0 引言

近年全球深海与极地区域的科学探索活动日益活跃,对高性能海洋装备及海洋结构材料的需求愈发紧迫。钛合金具有密度低、比强度高、耐海水腐蚀及海洋大气腐蚀、无磁、可焊可加工性好等优良的综合性能,在船舶与海洋工程领域得到了广泛的应用^[1-3]。强度、塑性、冲击韧性是船用钛合金材料的重要性能指标,钛合金结构的高度复杂性和海洋极端环境对钛合金材料的强度—塑性—韧性综合性能的调控与匹配提出了更高的要求。近 α 型 Ti75 合金的名义化学成分为 Ti-3Al-2Mo-2Zr,具有中强、高韧、耐蚀、可焊、加工性能好的特点,在船舶、石油、化工等领域具有广泛的应用前景^[4-5]。

随着海洋工程领域用钛合金结构损伤容限设计理念的发展以及船用钛合金材料评价体系和指标体系的不断完善^[6-7],钛合金材料强度、塑性、韧性的综合匹配和提升显得愈加重要。船用钛合金结构对塑性和韧性裕度的要求较航空领域高,且结构形式越复杂、服役工况越恶劣,塑性、韧性的指标就越高。船用钛合金结构件多采用冷热成形+焊接的方式进行集成建造,制造环节中常涉及去应力退火、热定形、局部热处理、焊接等工艺。温度、冷却速率是通过热处理调控钛合金材料组织微观结构,进而影响其服役性能的重要参数,故加工制造环节引入的热源可能对原材料的性能产生不利影响,进而对船舶与海洋工程领域钛合金结构的服役安全性造成威胁。近年来学者多关注 Ti75 合金的塑性变形^[8-9]、焊接工艺^[10]、板材和管材制备技术^[11],关于 Ti75 合金锻件性能的热处理调控以及后处理对其力学性能的影响的公开报道较少,因此很有必要开展后处理对 Ti75 合金锻件的显微组织和力学性能的影响研究。

笔者选用退火态 Ti75 合金锻件,在 750~950 °C 温区保温,采用空冷和炉冷两种冷却方式对其进行后处理,获得了其显微组织演变和力学性能变化规律,探究了后续热处理工艺对退火态 Ti75 合金的显微组织和力学性能的内在影响机制,为该合金强度、塑性、冲击韧性的综合匹配及其在海洋工程领域的安全应用提供了数据支撑和理论基础。

1 试验材料与方法

试验材料为 2 次真空电弧熔炼制备的铸锭,经

β 相变点以上开坯,在两相区经多次火次锻造,并采用 935 °C/4.5 h/AC 进行退火处理,获得退火态 Ti75 合金锻件(记为 HTA)。采用 METTLER 公司 TGA/DSC1 同步热分析仪测得该合金的 β 转变温度为 975 °C。化学成分如表 1 所示,材料显微组织如图 1 所示,主要由等轴 α 相和 β 相转变组织构成。采用线切割的方式从 Ti75 合金锻件上切取尺寸为 25 mm×40 mm×80 mm 热处理试块,按照表 2 进行后续热处理。对不同工艺热处理后 Ti75 材料进行显微组织取样,采用 ZEISS Observer Z1.M 金相显微镜和 Quanta650 扫描电子显微镜(SEM)分析显微组织结构。从热处理后试块上进行拉伸、冲击样坯取样并加工。参照 GB/T 228.1-2010《金属材料 拉伸试验 第 1 部分:室温试验方法》,采用标距段尺寸为 $\varnothing 5$ mm×25 mm 的拉伸试样在室温下进行拉伸试验。参照 GB/T 229-2007《金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》,采用 10 mm×10 mm×55 mm V 型缺口冲击试样在室温下进行冲击试验。

表 1 Ti75 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti75 alloy ingot										%
Ti	Al	Mo	Zr	N	H	C	O	Fe	Si	
Bal.	2.87	1.87	2.15	0.005	<0.001	0.007 8	0.099	0.176	0.033	

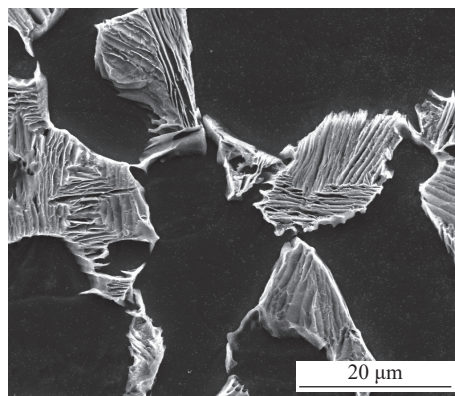


图 1 退火态 Ti75 合金的显微组织

Fig. 1 Microstructure of as annealed Ti75 alloy

2 结果与讨论

2.1 后处理温度和冷却速率对组织的影响

图 2、3 为退火态 Ti75 合金经不同温度处理后空冷的显微组织。采用 ImageJ 软件对光学金相组织中等轴 α 相的体积分数进行统计,结果如图 4 所示。750 °C 温度较低, α 相向 β 相转变动力不足,显微组织由等轴 α 相和 β 转变组织构成,见图 3(a),等轴 α 相体积分数约为 55%。温度升至 800 °C,片层

α 相厚度增至最大约为 1.0 μm , 长宽比降低, 如图 3(b)。850 $^{\circ}\text{C}$ 保温处理时, 大量较小的片层 α 相溶解, 发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变, 在随后的空冷过程中高温 β 相析出细小 α 相。尺寸较大的片层 α 相则因转变动力不足无法发生相变而保留下来^[12], 并有所长大。冷却至室温后, β 基体上分布有大量的细小 α 相与少量长宽比较小的粗大片层 α 相, 如图 3(c) 所示。900 ~ 950 $^{\circ}\text{C}$ 时, 进入 $\alpha + \beta$ 两相区, α 相向 β 相转变的驱动力足够大, 原始 β 转变组织内的片层 α 相完全溶解, 等轴 α 相部分溶解且晶粒尺寸减小, 如图 2(d)~(f)。随着后处理温度不断接近 β 转变温度, 等轴 α 相溶解的驱动力增大, 其体积分数随着后处理温度的升高而逐渐降低至 45%; β 转变组织体积分数、 α 集束尺寸则逐渐增大, 且未发现与图 3(c) 类似的粗大片层 α 相。在该温度区间, 片层 α 相的厚度随后处理温度升高而逐渐增大, 如图 3(d)~(f) 所示, 但由于试验用热处理试块尺寸远小于原大规格锻件, 冷却速率较快, 故片层 α 相厚度仍小于退火态。

表 2 Ti75 合金后处理工艺
Table 2 Post heat treatment process used for as annealed Ti75 alloy

编号	后处理工艺		
	温度/ $^{\circ}\text{C}$	时间/h	冷却方式
HT1	750	2	AC
HT2	750	2	FC
HT3	800	2	AC
HT4	800	2	FC
HT5	850	2	AC
HT6	850	2	FC
HT7	900	2	AC
HT8	900	2	FC
HT9	925	2	AC
HT10	925	2	FC
HT11	950	2	AC
HT12	950	2	FC

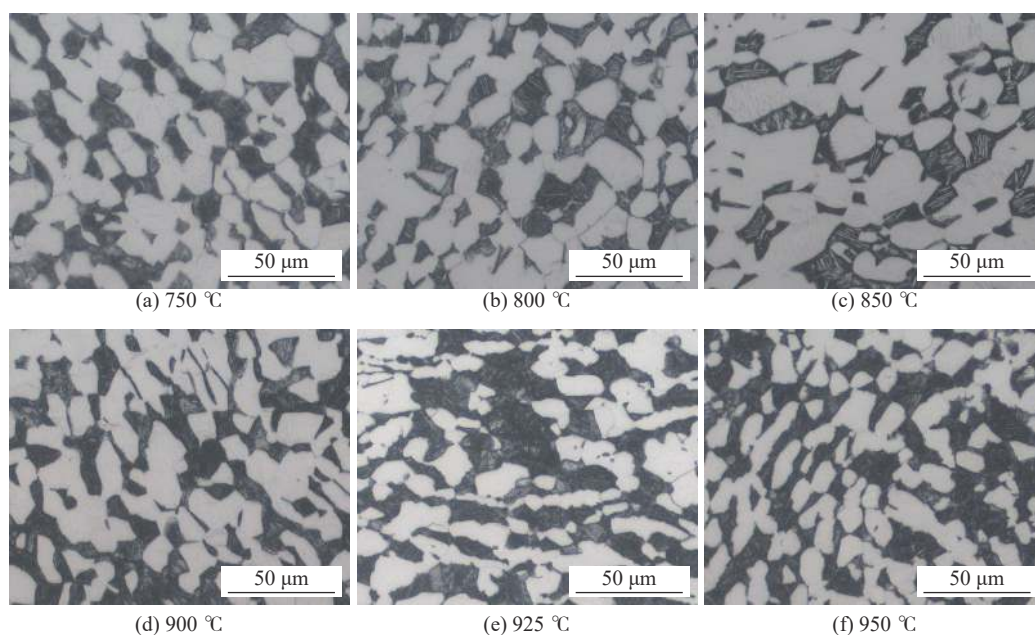


图 2 退火态 Ti75 合金经不同温度处理后空冷的金相照片

Fig. 2 Microstructure of as annealed Ti75 alloy after annealing at different temperatures and air cooling

片层 α 相的形态、尺寸与元素再分配效应和过冷度密切相关^[13]。750 ~ 800 $^{\circ}\text{C}$, α 相向 β 相转变的驱动力不足, β 转变组织内部的片层 α 相随温度的升高而逐渐长大。温度进一步升高, 片层 α 相开始溶解。由于原始材料在相变过程中发生元素扩散, 产生元素再分配现象, 后析出的片层 α 相中 α 稳定元素含量较低, 故溶解的顺序与原始组织形成过程相反^[14]。空冷过程中高温 β 相转变为片层 α 相的阻

力主要来自 α 相与基体间形成界面而增加的界面能, 以及 α 相与 β 相比容不同引起的体积应变能。应变能、界面能与相形态具有一定关系, 片层状 α 相应变能最小、针状次之、球形应变能最大, 界面能却按上述次序递减^[15]。高温 β 相 $\rightarrow \alpha$ 相时, 应变能为主要控制因素。850 $^{\circ}\text{C}$ 保温时, α 稳定元素含量较低、稳定性较低的片层 α 相优先溶解, 转变为高温 β 相。冷却时, α 稳定元素含量较低的高温 β 相转变为室

温稳定 α 相的过冷度大, 驱动力较大, 根据最小自由能原理, 其转变的片层 α 相最为细小。900 ~ 950 $^{\circ}\text{C}$

时, 随着温度升高, 高温 β 相中 α 稳定元素含量升高, 相对过冷度降低, 片层 α 相尺寸有所增大。

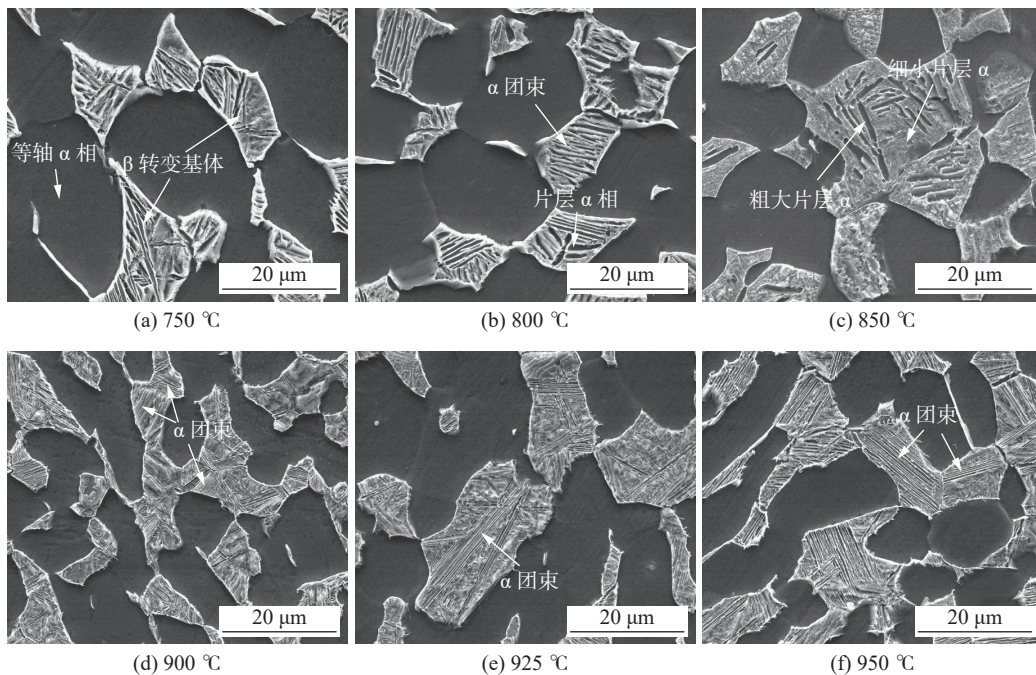


图3 退火态 Ti75 合金经不同温度处理后空冷的 SEM 形貌

Fig. 3 SEM images of as annealed Ti75 alloy after annealing at different temperatures and air cooling

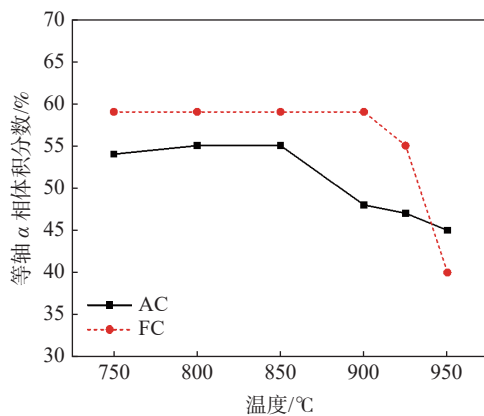


图4 退火态 Ti75 合金经不同工艺处理后组织中等轴 α 相的体积分数

Fig. 4 Volume fraction of equiaxed α phase of as annealed Ti75 alloy after different post heat treatments

图5、6为退火态 Ti75 合金经不同温度处理后炉冷的显微组织。由结果可知, 750 ~ 850 $^{\circ}\text{C}$ 时, 随着温度升高, 等轴 α 相体积分数无明显变化, 约为 59%, 如图5(a)~(c); 片层 α 相的厚度逐渐增至 1.3 μm , 极少处可达约 3.9 μm , 长宽比逐渐降低, 如图6(a)~(c)。900 $^{\circ}\text{C}$ 时, β 转变组织中同时分布有较为细小的 α 相和粗大片层 α 相, 如图6(d), 其形成机制与 850 $^{\circ}\text{C}$ 空冷时相同。925 $^{\circ}\text{C}$ 时, 等轴 α 相溶解明显,

体积分数降至 55%; 片层 α 相厚度约为 3.0 μm , 最大处可达约 7.8 μm , 长宽比较小, 如图(e)。随着温度升至 950 $^{\circ}\text{C}$, 等轴 α 相体积分数进一步降至约 40%, 片层 α 相形态逐渐转变为短棒状, 甚至逐渐球化, 长宽比进一步降低, 如图6(f)。与空冷后的显微组织对比可知, 炉冷后的片层 α 相厚度相对较大。此外, 750 ~ 925 $^{\circ}\text{C}$ 区间后处理并炉冷的 Ti75 合金中等轴 α 相体积分数高于空冷, 这是因为炉冷的冷却速率低, 小尺寸片层 α 相有足够的时间融入与其毗邻的等轴 α 相和粗大片层 α 相。950 $^{\circ}\text{C}$ 高温后处理时, 等轴 α 相反而有足够的时间溶解, 故体积分数较空冷低。

2.2 后处理温度和冷却速率对拉伸性能的影响

不同工艺处理后 Ti75 合金的拉伸性能如图7所示。由结果可知, 空冷时, 屈服强度和抗拉强度随着后处理温度的升高而逐渐降低, 在 850 $^{\circ}\text{C}$ 稍有增加后又逐渐降低。两相钛合金的强度与等轴 α 相体积分数、 α 集束尺寸、片层 α 相尺寸等显微组织参数密切相关。750 ~ 800 $^{\circ}\text{C}$ 时, 片层 α 相厚度增大促使内部位错滑移, α/β 相界面减少使界面强化效应降低。此外, α 集束尺寸长大, 增大了位错有效滑移距离^[16], 故强度稍有降低。850 $^{\circ}\text{C}$ 时, β 转变组织中

数量较少的粗大片层 α 相可发生塑性变形, 但数量较多的细小 α 相内部滑移开动难度增大, 难以发生塑性变形, 同时界面强化效应增加^[17], 综合作用下强度升高。900 ~ 950 °C 时, 无细小 α 相产生, 等轴 α 相体积分数逐渐降低, 同时 α 集束尺寸逐渐增大, 提高了位错有效滑移距离^[18], 强度降低。炉冷时, Ti75 合金强度变化规律与空冷基本相同, 强度升高

对应的后处理温度为 900 °C, 此时显微组织结构与 850 °C 空冷时相似, β 转变基体上分布有两种形态的片层 α 相, 其中细小 α 相难以发生塑性变形, 引起强度升高^[17]。与空冷相比, 相同后处理温度炉冷下 Ti75 合金组织中的片层 α 相厚度较大, 甚至球化, 相内部位错易于开动滑移, 利于塑性变形, 故炉冷 Ti75 合金屈服强度低于空冷。

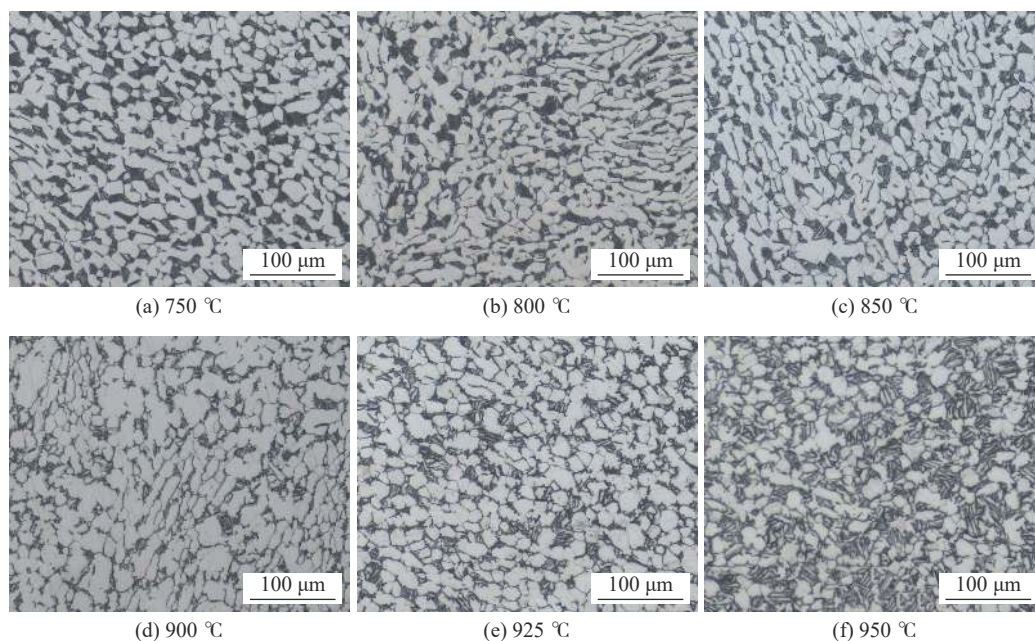


图 5 退火态 Ti75 合金经不同温度处理后炉冷的金相照片

Fig. 5 Microstructure of as annealed Ti75 alloy after annealing at different temperatures and furnace cooling

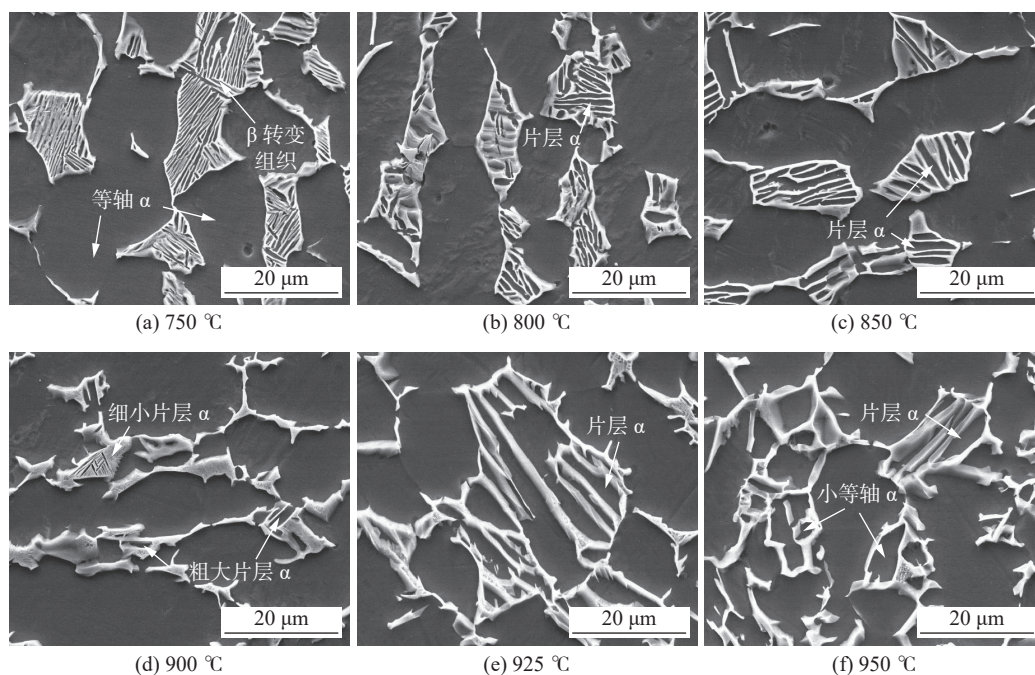


图 6 退火态 Ti75 合金经不同温度处理后炉冷的 SEM 形貌

Fig. 6 SEM images of as annealed Ti75 alloy after annealing at different temperatures and furnace cooling

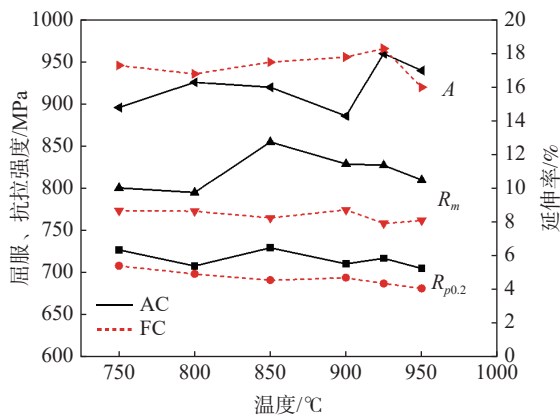


图7 退火态 Ti75 合金经不同工艺处理后的拉伸性能

Fig. 7 Tensile properties of as annealed Ti75 alloy after different post heat treatments

等轴 α 相内部的位错增值和运动易于发生, 变形能力很快分散到临近的晶粒中, 协调变形能力好^[19], 抵抗裂纹萌生的能力较片层组织强。 β 转变组织中的 α 集束阻碍了滑移的进行, 部分类型位错难以穿过 α/β 相界面^[20], 在相界面处产生应力集中, 易导致开裂。750~850℃空冷时, 等轴 α 体积分数无明显变化, 延伸率受片层 α 相形态影响。800℃时片层 α 相厚度增大, 塑性增强, 850℃时大量细小 α 相难以变形^[17], 塑性降低。900℃时, 等轴 α 相体积分数降低 7%, 导致延伸率降低。925℃时, α 集束尺寸增大, 提高了位错有效滑移距离, 延伸率升高^[16]。950℃时, α 集束尺寸虽有增大, 但等轴 α 体积分数进一步降低, 造成延伸率稍有下降。炉冷时, 延伸率变化规律与空冷稍有不同。750~900℃, 等轴 α 相体积分数无明显变化, 延伸率较为稳定。925℃时, 等轴 α 相体积分数较 900℃降低 4%, 但次生 α 相厚度较 900℃增大较多, 综合作用下, 延伸率升高。950℃时, 次生 α 相长宽比进一步降低, 甚至球化, 有利于塑性增加, 但等轴 α 相体积分数骤降 15%, 造成延伸率下降。

2.3 后处理温度和冷却速率对冲击韧性的影响

不同工艺处理后 Ti75 合金的冲击性能如图 8 所示。由结果可知, 冲击韧性在低温区无明显变化, 后随着后处理温度的升高而逐渐增大。冲击试样的断裂主要吸收三部分能量, 即裂纹形成、亚临界扩展和断裂能^[21]。对于两相钛合金, 等轴 α 相体积分数、 β 转变组织相关参数对冲击韧性均有一定影响^[22-23]。由于晶体取向不同, α 集束与等轴 α 相或者集束与集束交叉点易于产生应力集中而发生开裂。等轴 α 相体积分数较高时, 裂纹可穿过等轴 α 相,

裂纹扩展路径曲折程度较低, 不利于提高裂纹扩展功^[24]。此外, 裂纹扩展路径的曲折程度也受 α 集束尺寸和片层 α 相厚度的影响^[25]。片层 α 相厚度增大、长宽比降低有利于提高 β 转变组织的协调变形能力, 减少应力集中, 提高了开裂阈值。当片层 α 相厚度增加到一定尺寸, 对裂纹有阻挡作用, 可促使裂纹改变扩展方向, 使扩展路径更加曲折^[26], 进而提高材料的扩展功。

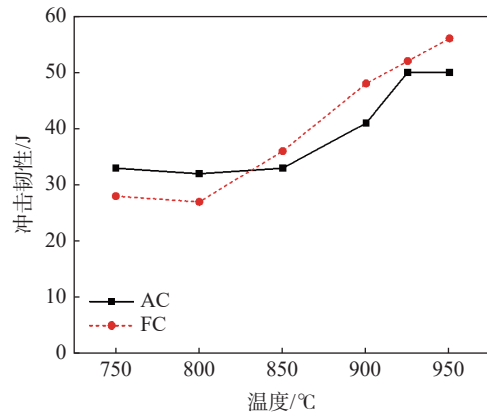


图8 退火态 Ti75 合金经不同工艺处理后的冲击性能

Fig. 8 Impact toughness of as annealed Ti75 alloy after different post heat treatments

750~850℃后处理空冷时, Ti75 合金的 β 转变组织体积分数较低约为 45%, 只有极少量片层 α 相厚度达到约为 1.3 μm , 阻挡裂纹扩展能力有限^[25], 裂纹扩展路径曲折程度不高, 对冲击韧性提高贡献较小, 冲击韧性在 32~33 J 波动。900~950℃时, β 转变组织体积分数、 α 团束尺寸、片层 α 相形态共同决定冲击韧性^[27-28]。900℃时, β 转变组织体积分数增至 52%, 冲击韧性升高; 925℃时, β 转变组织体积分数无明显变化, 但 α 集束尺寸、片层 α 相厚度长大, 冲击韧性增至 51 J; 95℃时, β 转变组织体积分数增幅较小, 另片层 α 相的长宽比增大较多, 不利于其协调变形能力^[27], 综合作用下冲击韧性无明显变化。750~900℃后处理炉冷时, Ti75 合金的 β 转变组织体积分数约为 41%, 其冲击韧性主要由片层 α 相形态决定^[25]。850℃时大部分片层 α 相厚度约为 1.3 μm , 少量可达 3.9 μm , 有利于冲击韧性提高。925~950℃时, 冲击韧性由 β 转变组织体积分数和片层 α 相形态共同决定^[29]。此时片层 α 相厚度增大, 甚至球化, 同时 β 转变组织体积分数升高至 60%, 有利于裂纹扩展功的提高, 冲击韧性进一步增大至 56 J。750~800℃温区进行后处理时, 空冷后的冲击韧性高于炉冷; 850~950℃后处理时,

空冷后的冲击韧性反而低于温炉冷。这主要是因为 750 ~ 800 °C 区间内空冷和炉冷后的片层 α 相厚度均在 0.2 ~ 1.0 μm 左右,但空冷后 β 转变组织体积分数高于炉冷,更加有利于冲击韧性的提高;850 ~ 950 °C 后处理时,片层 α 相的厚度增大、长宽比降低较多,对冲击韧性的影响起决定性作用。

3 结论

1)后处理温度较低时,等轴 α 相的体积分数无明显变化;当温度升至足够高时,等轴 α 相开始溶解,其体积分数随着温度的升高逐渐降低。 β 转变组织

的体积分数变化规律与等轴 α 相相反。

2)退火态 Ti75 合金经 750 ~ 950 °C 后处理并空冷后的强度、冲击韧性变化趋势与炉冷基本相同。屈服强度、抗拉强度随着后处理温度的升高呈现先降低后升高又降低的趋势,强度升高的主要原因是 β 转变组织中数量较多的细小 α 相难以变形;冲击韧性则随着后处理温度的升高呈升高趋势。

3)退火态 Ti75 合金经相同温度处理后空冷的强度高于炉冷。在 750 ~ 800 °C 低温区,空冷后的冲击韧性高于炉冷,850 ~ 950 °C 高温区则呈现相反的规律。

参考文献

- [1] Hai Minna, Huang Fan, Wang Yongmei. Brief analysis of the application of titanium and titanium alloy in marine equipment[J]. Metal World, 2021, (5): 16–21.
(海敏娜, 黄帆, 王永梅. 浅析钛及钛合金在海洋装备上的应用[J]. 金属世界, 2021, (5): 16–21.)
- [2] Gorynin I V. Titanium alloy for marine application[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 263(2): 112–116.
- [3] Christoph Leyens, Manfred Peters. Titanium and titanium alloys: Fundamentals and application[M]. Weinheim: Wiley, 2003.
- [4] Chang Hui, Liao Zhiqian, Wang Xiangdong. Titanium alloys for marine applications[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2017.
(常辉, 廖志谦, 王向东. 海洋工程钛金属材料[M]. 北京: 化学工业出版社, 2017.)
- [5] Yin Yanchao, Liu Jia, Zhang Shuaifeng, et al. Influence of aging treatment on microstructure and mechanical properties of Ti75 titanium alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2023, 40(1): 21–26.
(尹艳超, 刘甲, 张帅锋, 等. 时效工艺对Ti75合金显微组织及力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2023, 40(1): 21–26.)
- [6] Jiang Peng, Wang Qi, Zhang Binbin, et al. Application of titanium alloy materials for the pressure-resistant structure of deep diving equipment[J]. Strategic Study of CAE, 2019, 21(6): 95–101.
(蒋鹏, 王启, 张斌斌, 等. 深海装备耐压结构用钛合金材料应用研究[J]. 中国工程科学, 2019, 21(6): 95–101.)
- [7] Yin Yanchao, Zhang Shuaifeng, Xu Yali, et al. Influence of pre-strain on deformation behavior of TC4 ELI titanium alloy[J]. Development and Application of Materials, 2023, 38(1): 66–72.
(尹艳超, 张帅锋, 许亚利, 等. 预应变对TC4 ELI钛合金变形行为的影响[J]. 材料开发与应用, 2023, 38(1): 66–72.)
- [8] Liu Hongyan, Xu Xirong, Cai Na. Research on the forming process of Ti75 alloy head[J]. World Nonferrous Metals, 2019, (12): 7–8.
(刘鸿彦, 徐曦荣, 蔡娜. Ti75合金封头成形工艺研究[J]. 世界有色金属, 2019, (12): 7–8.)
- [9] Zhangjing, Song Dejun, Zhu Qiang, et al. Orthogonal finite element simulation of Ti75 tube bending at high temperature[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2020, 41(6): 190–196.
(张静, 宋德军, 朱强, 等. Ti75管材高温弯曲成形的正交有限元模拟[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(6): 190–196.)
- [10] Cao Shouqi, He Xin, Liu Wanrong, et al. Study on laser welding technology and properties of Ti75 titanium alloy[J]. Journal of Physics: Conference Series, 2020, 1622: 012046.
- [11] Ji Dawei, Liu Yinqi, Chen Tao, et al. Research on the anisotropy of tensile properties and impact toughness of Ti75 alloy plate[J]. Development and Application of Materials, 2016, 31(5): 53–58.
(纪大伟, 刘茵琪, 陈涛, 等. Ti75合金板材拉伸性能和冲击韧性各向异性的研究[J]. 材料开发与应用, 2016, 31(5): 53–58.)
- [12] Xie Yingjie, Fu Wenjie, Wang Ruining, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of TA15 plates[J]. Titanium Industry Progress, 2013, 30(6): 26–29.
(谢英杰, 付文杰, 王蕊宁, 等. 热处理对TA15钛合金中厚板材组织及力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2013, 30(6): 26–29.)

- [13] Huang Sensen, Ma Yingjie, Zhang Shilin, *et al.* Influence of alloying elements partitioning behaviors on the microstructure and mechanical properties[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(6): 741–750.
(黄森森, 马英杰, 张仕林, 等. $\alpha+\beta$ 两相钛合金元素再分配行为及其对显微组织和力学性能的影响[J]. *金属学报*, 2019, 55(6): 741–750.)
- [14] Zhang Zhenxuan, Lei Wen, Zhu Hong, *et al.* Effect of solution temperature and cooling rate on microstructure and mechanical properties of TC21 titanium alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2016, 45(8): 217–220.
(张珍宣, 雷雯, 朱红, 等. 固溶温度和冷却速率对TC21钛合金组织和力学性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2016, 45(8): 217–220.)
- [15] Pan Jinsheng, Tong Jianmin, Tian Minbo. *Fundamentals of materials science*[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2011.
(潘金生, 仝健民, 田民波. *材料科学基础*[M]. 北京: 清华大学出版社, 2011.)
- [16] Lütjering G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha+\beta$) titanium alloys[J]. *Materials Science and Engineering*, 1998, A243: 32–45.
- [17] Gerd L, James C Williams. *Titanium*[M]. Berlin: Springer-Verlag, 2007.
- [18] Yan Chong, Tilak Bhattacharjee, Jangho Yi, *et al.* Achieving bi-lamellar microstructure with both high tensile strength and large ductility in Ti-6Al-4V alloy by novel thermomechanical processing[J]. *Materialia*, 2019: 100479.
- [19] Zhao Yongqing, Chen Yongnan, Zhang Xuemin, *et al.* *Phase transformation and heat treatment of titanium alloys*[M]. Changsha: Central South University Press, 2012.
(赵永庆, 陈永楠, 张学敏, 等. *钛合金相变及热处理*[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2012.)
- [20] M F Savage, J Tatalovich, M J Mills. Anisotropy in the room-temperature deformation of $\alpha-\beta$ colonies in titanium alloys: role of the $\alpha-\beta$ interface[J]. *Philosophical Magazine*, 2007, 84(11): 1127–1154.
- [21] Zheng Xiulin. *Mechanical properties of materials*[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2009.
(郑修麟. *材料的力学性能*[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2009.)
- [22] Niinomi M, Kobayashi T. Toughness and microstructural factors of Ti-6Al-4V alloy[J]. *Materials Science and Engineering*, 1988, 100: 45–55.
- [23] Niinomi M, Kobayashi T. Fracture characteristics analysis related to the microstructures in titanium alloys[J]. *Materials Science and Engineering*, 1996, A212: 16–24.
- [24] Christophe Buirettea, Julitte Hueza, Nathalie Geyb, *et al.* Study of crack propagation mechanisms during charpy impact toughness tests on both equiaxed and lamellar microstructures of Ti-6Al-4V titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering*, 2014, A618: 546–557.
- [25] Xu Jianwei, Zeng Weidong, Zhao Yawei, *et al.* Effect of microstructure evolution of the lamellar α on impact toughness in a two-phase titanium alloy[J]. *Materials Science & Engineering*, 2016, A676: 434–440.
- [26] Li Shikai, Hui Songxiao, Ye Wenjun, *et al.* Effect of cooling rate on the microstructure and properties of TA15 ELI alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2007, 36(5): 786–789.
(李士凯, 惠松骁, 叶文君, 等. 冷却速度对TA15 ELI合金组织与性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2007, 36(5): 786–789.)
- [27] Lei Lei, Zhao Yongqing, Zhao Qinyang, *et al.* Impact toughness and deformation modes of Ti-6Al-4V alloy with different microstructures[J]. *Materials Science & Engineering*, 2021, A801: 140411.
- [28] Liu Rui, Hui Songxiao, Ye Wenjun, *et al.* Effects of cooling rate on dynamic fracture toughness for TC4 titanium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(1): 691–694.
(刘睿, 惠松骁, 叶文君, 等. 冷却速度对TC4钛合金动态断裂韧性的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(1): 691–694.)
- [29] Yang Zhijun, Guo Aihong, Wu Yizhou. Microstructure evolution of Ti6321 titanium alloy during annealing treatment and its effect on impact toughness[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(1): 512–516.
(杨治军, 郭爱红, 吴义舟. Ti6321钛合金退火处理过程中组织演变及其对冲击韧性的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(1): 512–516.)