后处理对退火态 TC4 ELI 合金显微组织与性能的影响

尹艳超，孙志杰，薛　达，锁永永，刘海彬

（中国船舶集团有限公司第七二五研究所，河南 洛阳 471023）

摘　要：采用光学金相显微镜 (OM)、透射电子显微镜（TEM）、扫描电子显微镜（SEM）、室温拉伸、夏比冲击试验研究了后处理工艺对退火态 TC4 ELI 合金显微组织和力学性能的影响。结果表明，退火态 TC4 ELI 合金经 520～720 ℃ 时效处理后发生“双态→等轴”的逆转变现象，强度呈现先升高后降低的趋势；冲击功在 560 ℃ 降至最低后随温度升高稍有提高；时效 α 相的出现是冲击韧性劣化的主要原因，α_2 相析出的影响则较小。620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金经高温处理后，强度略微升高；温度升至 β 相区时，组织粗化造成屈服强度突降，晶界 α 相的出现引起塑性突降；高温处理后，时效 α 相消失，冲击功得到较大程度的恢复。

关键词：退火态 TC4 ELI 合金；后处理；显微组织；强度；冲击韧性

中图分类号：TF823,TG156　　**文献标志码：**A　　**文章编号：**1004−7638(2024)03−0055−10

DOI：10.7513/j.issn.1004-7638.2024.03.008　　**开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID)：**

听语音 聊科研　与作者互动

Effect of post heat treatment on the microstructure and properties of as-annealed TC4 ELI alloy

Yin Yanchao, Sun Zhijie, Xue Da, Suo Yongyong, Liu Haibin

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

Abstract: The effects of post heat treatment on the microstructure and mechanical properties of annealed TC4 ELI alloy investigated by optical microscopy (OM), transmission electron microscopy (TEM), scanning electron microscopy (SEM), tensile and Charpy impact test at room temperature. The results show that the "bimodal → equiaxed" reverse transformation occurs in the annealed TC4 ELI alloy after aging at 520-720 ℃, and the strength increases first and then decreases. The impact toughness of the annealed TC4 ELI alloy decreases to the lowest value at 560 ℃, then increases slightly with the increase of temperature. The appearance of aging α phase is the main reason for the deterioration of impact toughness, while the precipitation of α_2 phase has little effect. The strength of TC4 ELI alloy aged at 620 ℃ increases slightly after high temperature treatment. When the temperature rises to the β phase region, the coarsening of the microstructure causes a sudden drop in yield strength, and the appearance of the α phase at the grain boundary causes a sudden drop in plasticity. After high temperature treatment, the aging α phase disappears, and the impact toughness is recovered to a greater extent.

Key words: annealed TC4 ELI titanium alloy, post heat treatment, microstructure, strength, impact toughness

收稿日期：2023−11−21

基金项目：中国船舶七二五所科技创新项目 (编号：LW230803)。

作者简介：尹艳超，1989 年出生，男，河南扶沟人，工程师，主要研究方向：钛合金材料及其应用研究，E-mail：alvinyin@sina.cn。

0 引言

全球海洋科学不断发展对海洋工程与船舶领域高性能轻质结构材料的需求日益迫切[1]。钛合金因其优异的综合性能在海洋工程与船舶领域得到了较好的应用，被誉为“海洋金属”[2−6]。TC4 ELI 为 α+β 型高强钛合金，是在 TC4 合金的基础上降低氧含量而得到的，其强度有所降低，但韧性提高较多，更适用于海洋工程与船舶结构。目前，该合金已应用于多国深海潜水器耐压壳体、船舶结构件、紧固件、轴系、泵、阀等[7]，在海洋工程与船舶领域具有更广泛的应用前景。

海洋工程与船舶结构多采用冷/热成形、装配、焊接的总体路线进行制造，过程中常涉及热定形、焊接、局部热处理、去应力退火等工艺。复杂钛合金焊接结构往往需要去应力退火以降低残余应力，残余应力的降低幅度与去应力退火工艺的温度、保温时间密切相关[8−9]。此外，为了降低钛合金成形过程引起的包申格效应[7]，往往采用冷成形+热定形或直接热成形的工艺进行构件成型。去应力退火和热定形工艺处理时间相对较长，该工艺过程引入的热源可能对原材料的显微组织产生影响，进而使材料性能发生变化，如冲击韧性降低等[10−12]，对钛合金结构的服役安全性造成威胁。钛合金种类不同，后处理对其力学性能的影响规律和机制也不尽相同。退火态 TA31 和 TC4 ELI 钛合金经 600 ℃ 循环热处理后，强度、塑性变化不大，冲击韧性和侧膨胀值则因亚稳定 β 相分解及针状 α 相长大粗化而明显降低[10]。α 稳定元素 Al、Sn、O 含量较高的钛合金在两相区(α + β)退火时发生合金元素再分配，α 相稳定元素在 α 相中富集，在特定温度下时效后，α 相中将会析出有序 α_2 相。α_2 相作为一种脆性相，对钛合金的塑性、韧性有不利影响[13]。如高氧含量 Ti-6Al-4V 合金经过 500 ℃/24 h 时效会析出 α_2 相，该相通过改变塑性变形过程中的位错滑移特征使强度升高，塑性降低[14]。对于 Ti-8Al-1Mo-1V 合金，在应力与腐蚀环境耦合作用下，后处理过程析出的 α_2 相和腐蚀过程中氢致增强局部塑性的联合作用可促进其局部发生位错平面滑移，使其应力腐蚀敏感性增加[15]。目前，关于热处理工艺对 TC4 ELI 合金影响的研究多关注工艺参数对轧制态板材、锻态锻件、轧态管材等材料的影响，多研究固溶温度-组织-力学性能映射关系，较少关注后处理工艺对退火态板材组织与性能的影响。随着海洋工程与船舶精细化设计理念的发展，材料性能的全过程管理愈为重要。为保障 TC4 ELI 合金在海洋工程与船舶领域的安全应用，有必要开展后处理对退火态 TC4 ELI 合金板材的显微组织和力学性能的影响研究。

笔者选用退火态 TC4 ELI 合金板材，对其进行不同时效工艺后处理，获得了其显微组织演变和力学性能变化规律，探究了时效温度对退火态 TC4 ELI 合金显微组织和力学性能影响的内在机制，并对 620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金进行高温再处理，研究了高温处理对其显微组织和性能的影响。为该合金的强度-塑性-韧性的匹配与调控提供了数据支撑和理论基础。

1 试验材料与分析方法

试验用 TC4 ELI 合金为 12 mm 厚板材，由板坯经两相区轧制后在 940 ℃ 退火而得，其化学成分如表 1 所示。金相组织为双态组织，由等轴 α 相和 β 转变组织构成，如图 1 所示。相变点采用 TGA/DSC1 同步热分析仪测定，为 975 ℃。退火态 TC4 ELI 合金的拉伸、冲击性能如表 2 所示。在 TC4 ELI 合金板材上切取尺寸为 12 mm×40 mm×130 mm 的试块并进行热处理。试样 1# ~ 5#分别在 520、560、620、670、720 ℃ 进行热处理，保温时间为 72 h，冷却方式为空冷 (AC)；试样 6# ~ 9#先进行 620 ℃/72 h/AC 热处理，再分别在 900、920、940、980 ℃ 进行高温处理，保温时间 2 h，冷却方式为空冷。在热处理后的试块上进行拉伸、冲击样坯取样及加工，拉伸试样为柱状试样，标距段尺寸为Ø5 mm×25 mm；冲击试样为 10 mm×10 mm×55 mm V 型试样且缺口轴线垂直于板面。在拉伸试验机 MTS E45.305-B 上进行室温拉伸试验，摆锤示波冲击试验机 ZBC2602-B 上进行室温冲击试验。

表 1 TC4 ELI 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 ELI alloy plate %

Ti	Al	V	N	H	C	O
Bal.	6.29	4.17	<0.007 6	<0.001	<0.008	0.094

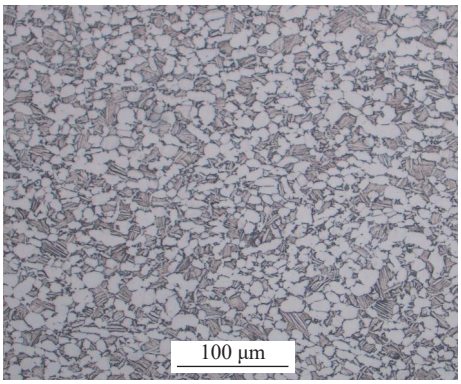


图 1 退火态 TC4 ELI 合金的显微组织

Fig. 1 Microstructure of as annealed TC4 ELI alloy

表 2　退火态 TC4 ELI 合金板材的力学性能

Table 2　2 Mechanical properties of as annealed TC4 ELI alloy plate

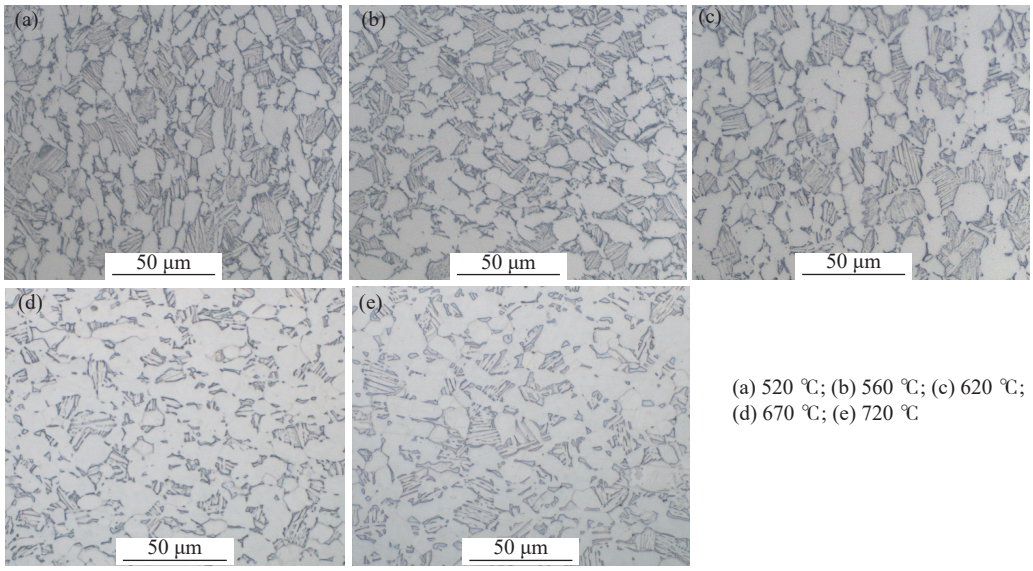
$R_{p0.2}$/MPa	R_m/MPa	A/%	Z/%	a_{KV2}/J
805	879	15.0	50	61

对不同工艺热处理后 TC4 ELI 材料进行显微组织取样, 利用光学金相显微镜(OM)对其宏观形貌进行表征, 透射电子显微镜(TEM)进一步分析其微观组织结构, 透射电镜试样采用电解双喷的方式制备, 扫描电子显微镜(TEM)观察拉伸和冲击试样的断裂形貌。

2　试验结果与讨论

2.1　显微组织

图 2 为退火态 TC4 ELI 合金经不同温度处理后的金相组织。由图 2 可知, 随着温度的升高, 片层 α 相粗化甚至球化, 等轴 α 相的尺寸和体积分数逐渐增大, 发生“双态→等轴”的逆转变现象[14]。合金元素扩散需要一定的驱动力, 达到临界温度时, 合金元素才会发生有效扩散, 如 Al 元素扩散的最低温度约为 520 ℃[16−17]。520 ~ 560 ℃ 时, 合金元素扩散迁移的驱动力不足, 此时的显微组织与退火态相比变化不明显, 等轴 α 相的尺寸约为 15 μm, 体积分数约为 33%, 如图 2(a)、(b)。随着温度升高至 620 ℃, 驱动力增强, 等轴 α 相的尺寸增大至最大约为 35 μm, 其体积分数升高至约 37%, 如图 2(c)。670 ~ 720 ℃ 热处理后, 大量片层 α 相溶解, 逆转变剧烈; 等轴 α 相尺寸明显变大, 最大约为 45 μm, 体积分数升高至约 54%, 如图 2(d)、(e)。



(a) 520 ℃; (b) 560 ℃; (c) 620 ℃; (d) 670 ℃; (e) 720 ℃

图 2　退火态 TC4 ELI 合金经不同温度处理后的金相照片

Fig. 2　Microstructure of as annealed TC4 ELI alloy after different post heat treatments

进一步采用透射电镜(TEM)研究了时效温度对 TC4 ELI 合金的显微组织微观结构演变的影响, 对不同状态显微组织样品进行了观察, 如图 3 所示。520 ℃ 时效处理后, 相邻片层 α 相界面处和等轴 α 相三角晶界处残留的亚稳定 β 相分解为时效 α 相和稳定 β 相。相邻片层 α 相之间分布的时效 α 相尺寸约为 0.28 ~ 0.90 μm, 如图 3(a); 三角晶界处的时效 α 相尺寸较前者大, 最大约为 2 μm, 如图 3(b)。560 ℃ 时效处理后的显微组织与 520 ℃ 基本相同, 片层 α 相有合并趋势, 如图 3 (c); 同时时效 α 相有所长大, 尺寸约为 2 μm, 如图 3(d)。此外, 在暗场下发现等轴 α 相中有 α_2 相析出, 尺寸约为 5 nm, 电子衍射斑点为超点阵, 如图 3(e)、(f)。钛合金 α 相中合金元素的溶解度随温度的上升而增加, 材料在制造过程中因元素再分配效应可能会产生过饱和 α 固溶体。过饱和 α 固溶体在时效过程中可发生分解, 形成与基体共格的一种长程有序相即 α_2 相。钛合金中 α_2 相析出及其形态、分布与合金化学成分、时效温度等密切相关, 如 α 稳定元素 Al、Sn、O 含量增加对 α_2 相析出有促进作用[18]。文中选用的 TC4 ELI 合金铝当量为 7.23, 无 α_2 相析出倾向, 同时较低的氧含量不利于 α_2 相的析出[10,19], 故 560 ℃ 时效后 α_2 相数量较少、尺寸极小。620 ℃ 时效处理后, 片层 α 相发生粗化, 如图 3(g); 亚稳定 β 相分解产生的时效 α 相变少、尺寸长大, 如图 3(h); 暗场下未发现 α_2 相。对于 TC4 合金, α_2 相的溶解温度约为 550 ℃, 在 500 ℃ 时效将会析出 α_2 相, 600 ℃ 或更高温度处理, α_2 相消失[14], 与课题组的研

究结果具有较好的一致性。温度进一步升高至 670 、720 ℃ 时，片层 α 相向等轴 α 相转变剧烈程度增加，在 β 转变组织内部可发现小等轴 α 相，如图 3(i)；另外片层 α 相侵入等轴 α 相，使其相界面发生变形，如图 3(j)；此时时效 α 相数量较少，如图 3(k)所示。

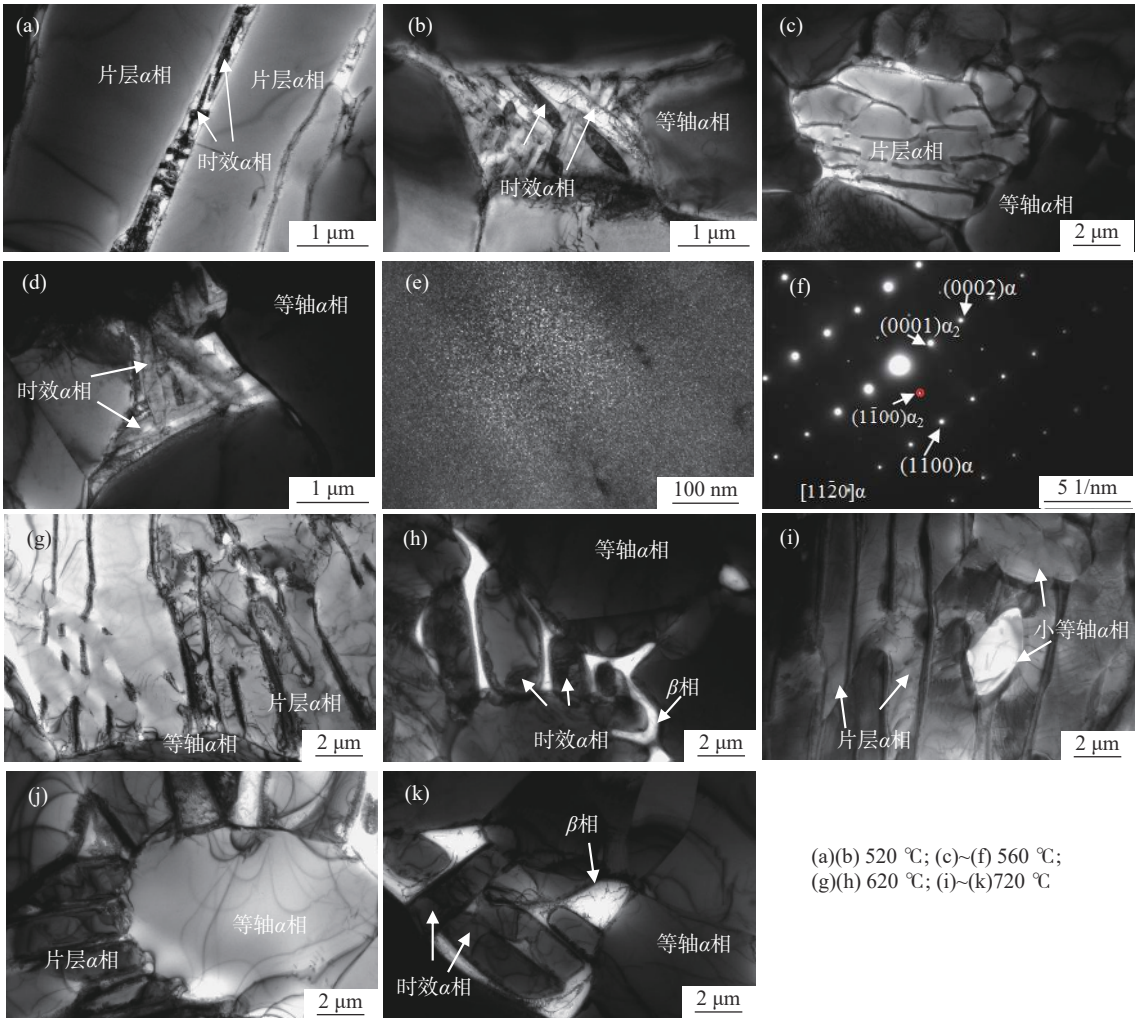


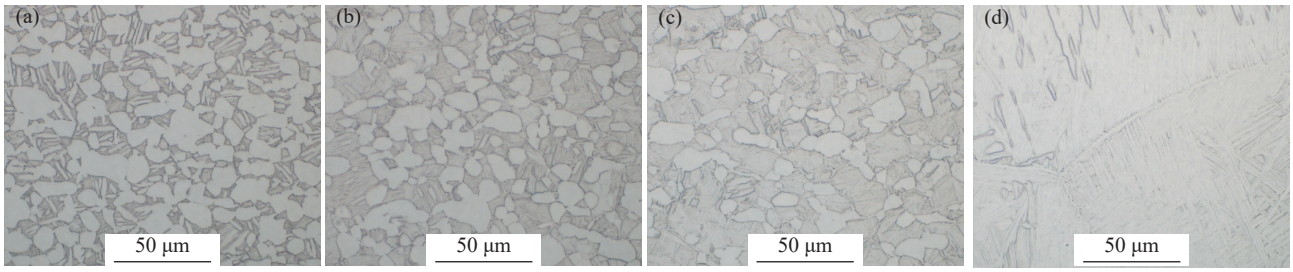
图 3　退火态 TC4 ELI 合金经不同温度处理后的 TEM 照片

Fig. 3　TEM images of as annealed TC4 ELI alloy after different post heat treatments

图 4 为 620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金在 900～980 ℃ 温度区间经不同温度处理后的金相组织。由图 4 可知，随着温度的升高，等轴 α 相逐渐转变为 β 转变组织，其尺寸和体积分数逐渐降低。与 600 ℃ 时效态相比，经 900 ℃ 高温处理后，TC4 ELI 合金的 β 转变区域发生明显变化，片层 α 相的尺寸增大，其附近组织则因较为细小而无法观察清楚，等轴 α 相体积分数约为 43%，如图 4 (a)。热处理温度升至 920、940 ℃ 时，等轴 α 相的体积分数分别下降至约 29%、16%，且 β 转变组织中的片层 α 相明显变细，如图 4 (b)、(c)；980 ℃ 时，温度超过相变点，等轴 α 相完全转变为片层 α 相，此时晶粒粗大，为全片层组织，如图 4 (d)。

进一步采用透射电镜研究了 620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金经不同高温处理后的显微组织变化，如图 5 所示。900 ℃ 处理时，处于两相区的低温区，α 相→高温 β 相的驱动力不足，只有部分 α 稳定元素含量低的片层 α 相转变为高温 β 相，并在随后的冷却过程中转变为厚度更小的片层 α 相。尺寸较大的片层 α 相则因驱动力不足，未发生相变，仅进一步长大和粗化，故 β 转变区域呈现双片层组织，如图 5(a)。片层 α 相间的 β 相中分布有针状 α 相，如图 5(b)~(c)。等轴 α 相三角晶界处的针状 α 相尺寸长大明显，尺寸约 2 μm，如图 5(d)。此时，显微组织由等轴 α 相、大片层 α 相、小片层 α 相以及残留的少量 β 相组成。920 ℃ 时，片层 α 相全部转变为高

温 β 相, 并在随后的冷却过程中转变为厚度更小的片层 α 相, 厚度减小至约 0.4 μm, 显微组织由等轴 α 相和 β 转变组织构成, 时效 α 相消失, 如图 5(e) 所示。940 ℃ 时, 处于两相区的高温区, 部分等轴 α 相和片层 α 相转变为高温 β 相, 并在随后的冷却过程中转变为厚度更小的片层 α 相, 组织由等轴 α 相和 β 转变组织构成, 片层 α 相形态与 920 ℃ 相比无明显变化, 部分位置可见晶界 α 相, 如图 5(f)。当温度达到 β 转变温度以上, 即 980 ℃ 时, 等轴 α 相全部转变为片层组织, 可见连续的晶界 α 相, 晶内由不同取向的 α 团束交叉组成, 团束尺寸较大, 片层 α 相长宽比进一步增大, 如图 5(g)。



(a)900 ℃;(b)920 ℃;(c)940 ℃;(d)980 ℃

图 4　620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金经不同温度处理后的金相照片

Fig. 4　Microstructure of as aging TC4 ELI alloy after different post heat treatments

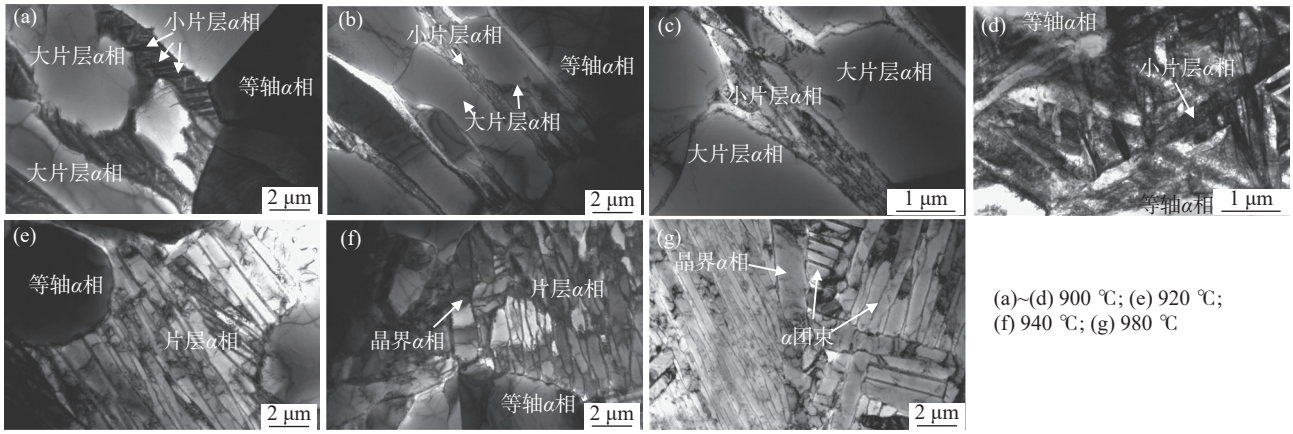


图 5　620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金经不同温度处理后的 TEM 照片

Fig. 5　TEM images of as aging TC4 ELI alloy after different post heat treatments

2.2　力学性能

2.2.1　拉伸性能

退火态 TC4 ELI 合金经不同温度时效后的拉伸性能如图 6 所示。相比退火态, 520 ℃ 时效后 TC4 ELI 合金的屈服强度升高至 831 MPa, 并随时效温度的升高逐渐降低至 810 MPa, 但仍高于退火态。520 ℃ 时效后 TC4 ELI 合金的抗拉强度升高至 892 MPa, 之后随着时效温度的升高逐渐降低, 在 620 ℃ 降低至 879 MPa; 在 670 ℃ 时, 抗拉强度又升高至 891 MPa; 720 ℃ 时, 抗拉强度下降至 881 MPa。试样断后伸长率在 560 ℃ 降至最低 16.7%, 后又升高并稳定在 18.0%, 高于原始退火态。不同温度时效后 TC4 ELI 合金的拉伸断口形貌差异不大, 断口呈杯锥状且表面布满韧窝, 均呈现韧性断裂特征。拉伸后试样的断口形貌如图 7 所示, 高倍形貌为断口纤维区位置。

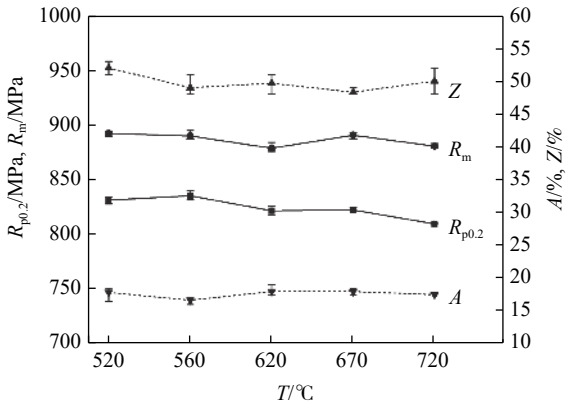
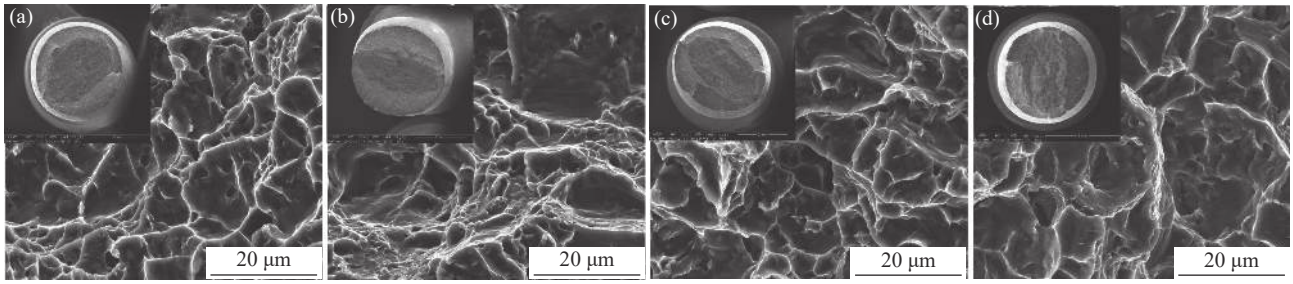


图 6　退火态 TC4 ELI 合金经不同工艺处理后的拉伸性能

Fig. 6　Tensile properties of as annealed TC4 ELI alloy after different post heat treatments



(a)520 ℃; (b) 560 ℃; (c) 620 ℃; (d) 720 ℃

图 7 退火态 TC4 ELI 合金经不同工艺处理后的拉伸断口形貌

Fig. 7 Morphologies of tensile fracture surface of as annealed TC4 ELI alloy after different post heat treatments:

620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金经高温处理后的拉伸性能如图 8 所示。经 900 ~ 940 ℃ 处理后，屈服强度有所下降，但幅度较小；980 ℃ 处理后屈服强度剧烈下降至最低 784 MPa。抗拉强度与屈服强度相反，随着温度的升高逐渐增至 939 MPa。620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金经 900 ~ 940 ℃ 处理后，延伸率有所下降，但幅度较小；980 ℃ 处理后延伸率剧烈下降至最低 10.0%。620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金经高温处理后的拉伸断口形貌如图 9 所示，高倍形貌为纤维区，经 900 ~ 940 ℃ 处理后，拉伸断口特征与时效态无明显变化，断口表面布满韧窝，均为韧性断裂；980 ℃ 处理后，拉伸断口形貌发生明显变化，断口既有韧窝特征，又分布有准解理平面，该断裂特征与延伸率下降相吻合。

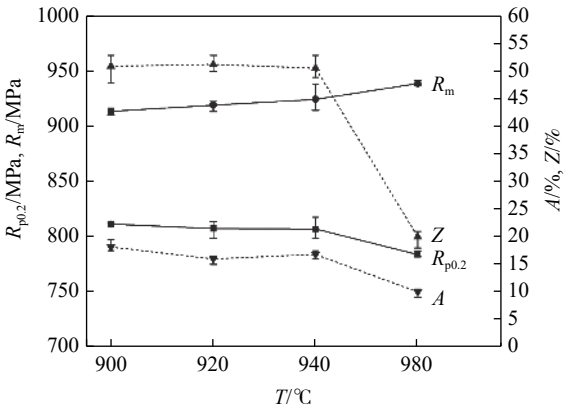
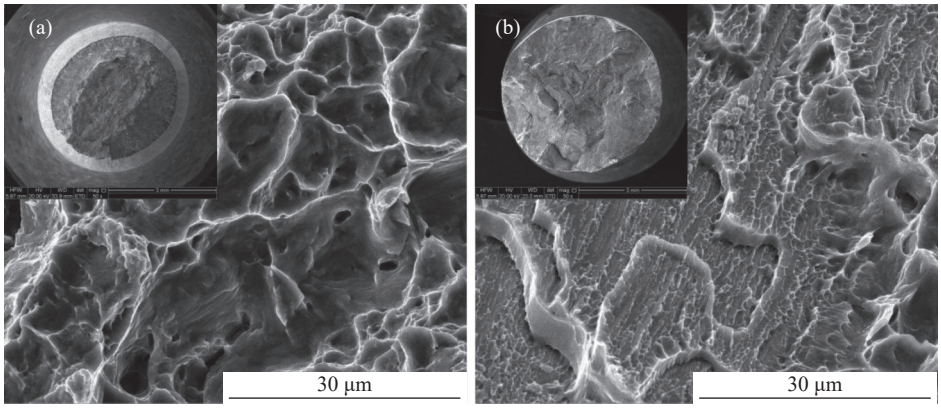


图 8 时效态 TC4 ELI 合金经不同工艺处理后的拉伸性能

Fig. 8 Tensile properties of as aging TC4 ELI alloy after different post heat treatments



(a)900 ℃; (b) 980 ℃

图 9 620 ℃ 时效态 TC4 ELI 经不同工艺处理后的拉伸断口形貌

Fig. 9 Morphologies of tensilefracture surface of as aging TC4 ELI alloy at 620 ℃ after different post heat treatments

2.2.2 冲击性能

退火态 TC4 ELI 合金经不同时效工艺处理后的冲击性能如图 10 所示。与退火态 TC4 ELI 相比，经 520 ℃ 时效后冲击功劣化，在 560 ℃ 剧烈下降至 33.17 J，之后随温度的升高稍有提高，并在 670 ℃ 时稳定至 35.85 J。冲击功总功(W_t)由裂纹起裂功(W_i)和裂纹扩展功(W_p)组成，采用示波冲击试验获得 W_i 和 W_p[20]，不同温度下 W_p 占 W_t 的比例为 65.0%、57.2%、58.8%、53.5%、54.8%。由试验结果可知，W_i 在 520 ℃ 达到最大值 17.3 J，经 560 ℃ 时效处理后降至最低值 14.19 J，之后随时效温度升高略微提高；W_P 在 520 ℃ 达到最大值 32.08 J，经 560 ℃ 处理后降至最低，之后随时效的温度升高略微提高且有波动，最后稳定至约 20 J。520 ~ 720 ℃ 温度区

间内, W_i 变化幅值为 3.11 J, W_p 变化幅值为 13.10 J, 说明 W_p 降低是冲击功降低的主要因素。冲击试样宏微断口形貌如图 11 所示, 由结果可知不同温度时效后 TC4 ELI 合金的冲击试样断口形貌差异性不大, 断口表面布满韧窝, 呈现韧性断裂特征。

620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金经不同工艺处理后的冲击性能如图 12 所示。与 620 ℃ 时效态 TC4 ELI 相比, 经 900 ℃ 处理后, 冲击功提升较大, 达到 55.0 J。920 ℃ 处理后, 冲击功无明显变化; 当温度进一步提高至 940 ℃ 时, 冲击功提高至 56.30 J。980 ℃ 时, 冲击功下降至 51.30 J, 但仍远大于 620 ℃ 时效态。不同温度下 W_i、W_p 的结果如图 11 所示, W_p 占 W_t 的比例为 66.1%、65.9%、66.5%、62.6%。与 620 ℃ 时效态相比, 900 ~ 980 ℃ 高温处理后, W_i 值增幅最大为 4.87 J、W_p 值增幅最大为 17.88 J, 说明 W_p 增加为 TC4 ELI 合金冲击功的提升作出了主要贡献。620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金经高温处理后的冲击试样断口形貌如图 13 所示。由图 13 可知, 经 900 ~ 980 ℃ 处理后, 其冲击试样断口特征与时效态相比无明显变化, 断口表面布满韧窝, 均为韧性断裂。

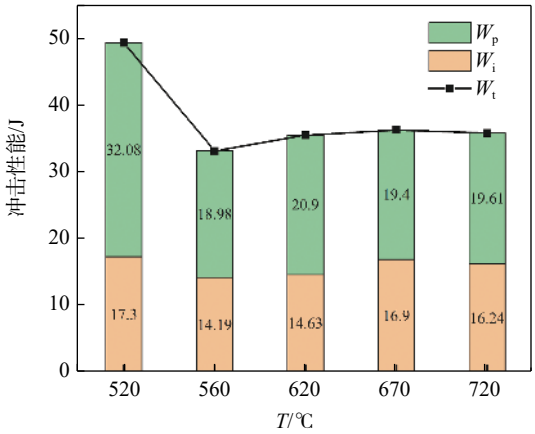
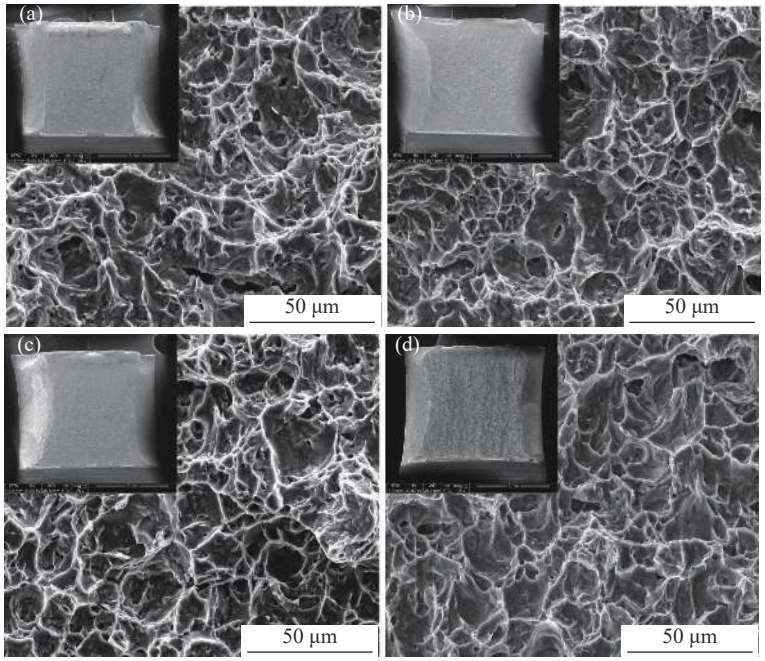


图 10　退火态 TC4 ELI 合金经不同工艺处理后的冲击性能

Fig. 10　Impact toughness of as annealed TC4 ELI alloy after different post heat treatments



(a)520 ℃; (b) 560 ℃; (c) 620 ℃; (d) 720 ℃

图 11　退火态 TC4 ELI 合金经不同工艺处理后的冲击断口形貌

Fig. 11　Morphologies of impact fracture surface of as annealed TC4 ELI alloy after different post heat treatments

2.3　讨论

钛合金材料的强度受显微组织、合金成分等因素影响, 多因素的综合作用决定了钛合金材料的强度。退火态 TC4 ELI 合金经 520 ~ 720 ℃ 时效时涉及残留亚稳 β 相的分解、时效 α 相的长大、α_2 相的析出与消失、等轴/片层 α 相的尺寸与体积分数变化, 这些因素共同决定了时效态 TC4 ELI 合金的强度, 但不同阶段影响因素有所不同。520 ~ 560 ℃, 残留 β 相分解, 时效析出 α 相, 形成弥散强化, 引起强度升高; 560 ℃ 时, α_2 相的析出可改变位错滑移方式, 导致平面滑移[21], 有助于强度升高[10], 但其含量较少、尺寸小, 影响程度有限。温度升高至 620 ℃, 时效 α 相尺寸长大, 弥散强化程度降低, 强度降低。670 ~ 720 ℃ 温度区间, 等轴 α 相的体积分数与尺寸增大

较多、等轴 α 相晶粒数量减少，造成界面强化对强度的贡献降低，同时晶粒较大使内部位错易于启动和滑移；另外，片层 α 相含量降低、尺寸增大，位错更易在晶粒间滑移，利于晶粒间协同变形，引起屈服强度降低。尺寸较大的 α 相利于增强晶粒内部位错增值能力、提高材料塑性变形后的形变硬化能力，使试样断裂前的断裂抗力即抗拉强度得到提高，进而使屈强差增大。

对 620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金进行 900 ~940 ℃ 高温处理后，β 转变组织体积分数增加，且片层 α 相厚度降低较多，晶粒间的协调变形能力降低，从而导致屈服强度略微升高；在 β 相区（980 ℃）处理时，其为全片层组织且较为粗大，晶粒尺寸约为 800 μm，造成屈服强度突降，同时晶界 α 相的出现易造成拉伸过程中晶界形成空洞，进而导致塑性降低。抗拉强度随着温度的升高逐渐提高，在 980 ℃ 时达到 939.3 MPa，且屈强差逐渐增大，900 ~ 940 ℃ 时为 102 ~ 118 MPa，980 ℃ 则达到 155.3 MPa。屈强差与合金成分、晶体类型、组织类型和加工工艺等多种因素有关[22]，文中屈强差的变化是组织形态变化引起的。980 ℃ 高温处理后，组织中的 α 团束尺寸较大，提高了位错的有效滑移距离[14,23]，使团束微区的塑性增强，提高了 TC4 ELI 合金在拉伸过程中塑性硬化阶段的形变硬化能力，进而引起屈强差增大。

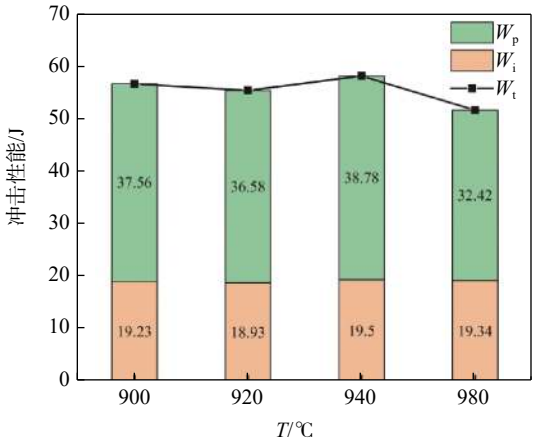
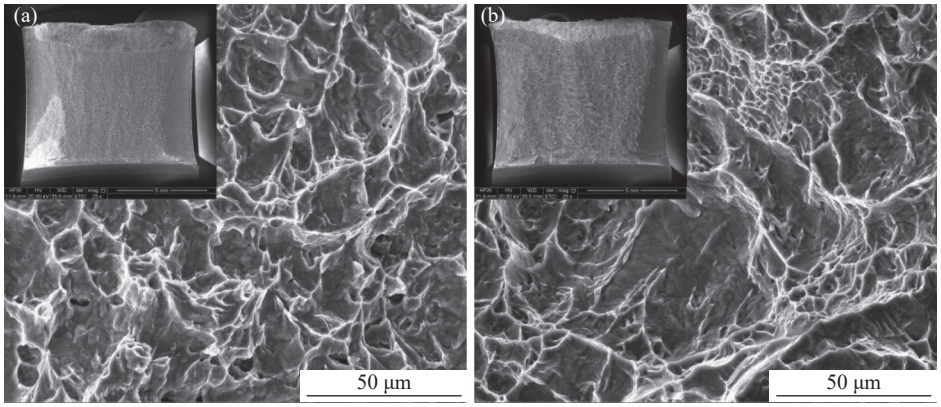


图 12　620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金经不同工艺处理后的冲击性能

Fig. 12　Impact toughness of as aging TC4 ELI alloy at 620 ℃ after different post heat treatments



(a)900 ℃; (b)980 ℃

图 13　620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金经不同工艺处理后的冲击断口形貌

Fig. 13　Morphologies of impact fracture surface of as aging TC4 ELI alloy at 620 ℃ after different post heat treatments

冲击功是船用钛合金材料的重要性能指标，是钛合金结构服役过程中抗断能力的重要保障。钛合金的组织形貌特征如相体积分数、团束尺寸、片层 α 相厚度等对冲击功有着重要的影响[24−25]。钛合金材料在冲击试验下的失效过程即裂纹的萌生及扩展过程，裂纹尖端的阻力与裂纹尖端前方的变形有关。裂纹尖端变形越大、扩展阻力越大，试样吸收的冲击能量就越多，冲击功就越大。钛合金的韧性与裂纹尖端的塑性区尺寸存在正相关性，如动态撕裂能随着塑性区尺寸的增加而增加[26]。另外，裂纹发生曲折使扩展路径增加也可提高冲击能量的吸收。520 ℃ 时效时，残留亚稳 β 相分解，析出 α 相和 β 相，形成弥散强化，降低了裂纹尖端塑性区大小，吸收的冲击能量降低，故冲击功降低。随着温度升至 560 ℃，时效 α 相稍有长大不利于材料微区协同变形，且 α_2 相的析出改变了位错滑移方式，二者均降低裂纹尖端塑性区尺寸[27]，使裂纹扩展功降低较多，从而降低冲击功[28−29]。620 ~ 720 ℃ 温度区间，α_2 相消失、时效 α 相长大粗化，冲击功稍有升高并逐渐稳定。但 α_2 相数量少、尺寸小，且 α_2 相消失后裂纹起裂功和

扩展功变化幅度极小。因此, 退火态 TC4 ELI 合金在 520 ~ 720 ℃ 温度区间时效时, 影响其冲击功的主要要因素为时效 α 相, 其次为 α_2 相。

620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金经 900 ~ 980 ℃ 处理后, 其裂纹起裂功和扩展功提高, 冲击功明显得到恢复。900 ~ 940 ℃ 温区处理时, β 转变组织体积分数升高, 有利于裂纹扩展时发生曲折, 增大裂纹的扩展路径[30−32], 提高断裂过程吸收的能量, 裂纹扩展功最大提高至 38.8 J, 对冲击功的提高起到主要作用。980 ℃ 时, 材料组织完全转变为全片层, 起裂功未发生明显变化, 此时片层组织的厚度较退火态下降较多、长宽比较大, 阻止裂纹扩展能力降低, 裂纹扩展路径曲折程度不高, 造成裂纹扩展功降低较多, 导致冲击功下降。因此, 高温处理后时效 α 相消失是冲击韧性得到较大程度的恢复的主要原因。

3　结论

1)退火态 TC4 ELI 合金经 520 ~ 720 ℃ 时效处理后发生“双态→等轴”的逆转变现象, 强度呈现先升高后降低的趋势。620 ℃ 时效态 TC4 ELI 合金高温处理后, 强度略微升高, 但在 β 相区处理时, 组织粗大造成屈服强度突降, 晶界 α 相引起塑性突降。

2)退火态 TC4 ELI 合金经 520 ~ 720 ℃ 时效后冲击功劣化, 在 560 ℃ 降至最低后随温度升高稍有提高。时效 α 相析出、长大是冲击功劣化的主要因素, α_2 相析出的影响则较小。620 ℃ 时态 TC4 ELI 合金经高温处理后时效 α 相消失, 冲击功得到较大程度的恢复。

参考文献

[1] Ma Yunyi, Wu Yousheng, Fang Zhigang. Ship equipment and materials[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2016.
(马运义, 吴有生, 方志刚. 船舶装备与材料 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2016.)

[2] Hai Minna, Huang Fan, Wang Yongmei. Brief analysis of the application of titanium and titanium alloy in marineequipment[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.)

[3] Kriedt F A. Application of titanium for shipboard seawater piping systems[R]. Norfolk: Computer Sciences Corporation, 2009.

[4] Mountford J A, Scaturro M R. Titanium – attributes, benefits, use, and applications in the marine market[J]. Journal of Ship Production, 2009, 26(1): 13−19.

[5] Boyer R R, Williams J C. Developments in research and applications in the titanium industry in the USA[C]//Ti-2011 Proceedings of 12th World Conference on Titanium. Beijing: Science Press, 2011.

[6] Schutz R W, Scaturro M R. An overview of current and candidate titanium alloy applications on US navy surface ships[J]. Naval Engineers Journal, 1991, 103(3): 175−191.

[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 TC4ELI 钛合金变形行为的影响 [J]. 材料开发与应用, 2023, 38(1): 66−72.)

[8] Rae W, Rahimi S. Effect of stress relaxation on the evolution of residual stress during heat treatment of Ti-6Al-4V[J]. MATEC Web of Conferences, 2020, 321(4): 11001.

[9] Huang Zhen, Yuan Wuhua, Zhu Jiajia. Low temperature stress relaxation and morphology evolution of Ti-6.5Al-2Zr-lMo-1V titanium alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2002, 51(1): 83−91.

[10] Yin Yanchao, Fu Chengxue, Sun Zhijie, *et al*. Effects of cyclic treatment at 600 ℃ on microstructure and mechanical properties of TA31 and TC4 ELI titanium alloy[J]. Hot Working Technology, 2024(15): 77−82.
(尹艳超, 符成学, 孙志杰, 等. 600 ℃ 循环热处理对 TA31 和 TC4 ELI 钛合金显微结构及力学性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2024(15): 77−82.)

[11] Yin Yanchao, Li Longteng, Lü Yifang, *et al*. Effect of post treatment on the microstructure and properties of as-annealed Ti75 alloy[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2023, 44(5): 68−75.
(尹艳超, 李龙腾, 吕逸帆, 等. 后处理对退火态 Ti75 合金显微组织与性能的影响 [J]. 钢铁钒钛, 2023, 44(5): 68−75.)

[12] Yin Yanchao, Liu Jia, Zhang Shuaifeng, *et al*. Influence of aging treatment on microstructure and mechanical properties of Ti75 alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2023, 40(22): 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(22): 21−26.)

[13] Lütjering G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of (α+β) titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering, 1998, A243: 32−45.
[14] Gerd L, James C Williams. Titanium[M]. Berlin: Springer-Verlag, 2007.
[15] Cao S, Lim C, Hinton B, *et al*. Effects of microtexture and Ti_3Al (α_2) precipitates on stress-corrosion cracking properties of a Ti-8Al-1Mo-1V alloy[J]. Corrosion Science, 2017, 116: 22−33.
[16] Liu Z, Welsch G. Effects of oxygen and heat treatment on the mechanical properties of alpha and beta titanium alloys[J]. Metallurgical Transactions A, 1988, 19(3): 527−542.
[17] Conrad H. On the strengthening of titanium by aluminum[J]. Scripta Metallurgica, 1973, 7(5): 509−512.
[18] Lütjering G. Property optimization through microstructural control in titanium and aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering, 1999, A263: 117−126.
[19] Welsch G, Bunk W. Deformation modes of the α-phase of Ti-6Al-4V as a function of oxygen concentration and aging temperature[J]. Metallurgical Transactions A, 1982, 13(5): 889−899.
[20] Huang Shixing, Zhao Qingyang, Zhao Yongqing, *et al*. Toughness effects of Mo and Nb addition on impact toughness and crack resistance of titanium alloys[J]. Journal of Materials Science Technology, 2021, 79: 147−164.
[21] Yu Hui, Cao Shuo, Sabry S Youssef, *et al*. Generalized stacking fault energies and critical resolved shear stresses of random α-Ti-Al alloys from first - principles calculations[J]. Journal Alloys and Compounds, 2021, 850: 156314.
[22] Wang Hai, Wei Fenrong, Deng Jiabin, *et al*. Effect factors for yield ratio of titanium alloy and discussion of function mechanism[J]. Hot Working Technology, 2016, 45(22): 109−111,115.
(王海, 魏芬绒, 邓家彬, 等. 影响钛合金屈强比的因素及作用机理探讨 [J]. 热加工工艺, 2016, 45(22): 109−111,115.)
[23] AmbardA, Gue´tazL, Louchet F, *et al*. Role of interphases in the deformation mechanisms of an α/β titanium alloy at 20 K[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 319: 404−408.
[24] Niinomi M, Kobayashi T. Toughness and microstructural factors of Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering, 1988, 100: 45−55.
[25] Niinomi M, Kobayashi T. Fracture characteristics analysis related to the microstructures in titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering, 1996, A212: 16−24.
[26] Freed C N, Goode R J. Relationship between fracture toughness and estimated plastic zone size in steel, titanium, and aluminum alloys[R]. Washingtou: Naval Research Laboratory, 1969.
[27] Lunt D, Busolo T, Xu X, *et al*. Effect of nanoscale α_2 precipitation on strain localization in a two-phase Ti-alloy[J]. Acta Materialia, 2017, 129: 72−82.
[28] Sabry S Youssef, Zheng Xiaodong, Qi Min, *et al*. Effects of Al content and α_2 precipitation on the fatigue crack growth behaviors of binary Ti-Al alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A819: 141513.
[29] Sabry S Youssef, Zheng Xiaodong, Huang Sensen, *et al*. Precipitation behavior of α_2 phase and its influence on mechanical properties of binary Ti-8Al alloy[J]. Journal Alloys and Compounds, 2021, 871: 159577.
[30] 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.
[31] Xu Jianwei, Zeng Weidong, Zhao Yawei, *et al*. Effect of microstructure evolution of the lamellar alpha on impact toughness in a two-phase titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2016, A676: 434−440.
[32] Lei Lei, Zhao Yongqing, Zhao Qinyang, *et al*. Impact toughness and deformation modes of Ti-6Al-4V alloy with different microstructures[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A801: 140411.

编辑 张维娜