

# 退火工艺对 TC10 钛合金组织与冲击性能的影响

张明玉, 运新兵, 伏洪旺

(大连交通大学 连续挤压教育部工程研究中心, 辽宁 大连 116028)

**摘 要:** 对 TC10 钛合金进行不同工艺的退火处理, 通过扫描电子显微镜 (SEM)、X 射线衍射仪 (XRD)、透射电子显微镜 (TEM) 以及冲击性能测试, 研究退火工艺对 TC10 钛合金微观组织与冲击性能的影响。结果表明: 经单重退火处理后, 组织由初生  $\alpha$  相 ( $\alpha_p$ ) 与次生  $\alpha$  相 ( $\alpha_s$ ) 构成, 证实并无  $\alpha'$  相与  $\alpha''$  相析出, 经双重退火处理后,  $\alpha_p$  相几乎不变,  $\alpha_s$  相转变为粗片层  $\alpha_s$  相与细片层  $\alpha_s$  相; 合金经单重退火处理后的冲击性能总体高于双重退火, 经两相区温度加热后的冲击性能高于单相区; 在 2 种退火工艺中, 当加热温度为两相区时, 断口微观形貌主要由等轴状韧窝构成, 当加热温度为单相区时, 断口微观形貌以岩石状形貌为主, 并有较浅的小韧窝分布在表面。

**关键词:** TC10 钛合金; 微观组织; 冲击性能; 断口形貌

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2023)09-3106-10

钛及钛合金具有生物兼容性好、耐腐蚀性、可焊性好、耐高温等众多优异特性, 在生物医学、军工、航空航天、海洋工程、石油化工等领域均有广泛应用<sup>[1-3]</sup>。TC10 钛合金是一种典型的  $\alpha+\beta$  两相钛合金, 其名义成分为 Ti-6Al-6V-2Sn-0.5Fe-0.5Cu, 该合金是美国由 TC4 钛合金 (名义成分为 Ti-6Al-4V) 为基础发展而来, 与 TC4 钛合金相比, TC10 钛合金中含有更多的  $\beta$  稳定元素, 使其具有更好的力学性能与淬透性, 使得该合金被广泛的用于航天飞机紧固件、火箭发动机零部件、航天器外板等器件<sup>[4-5]</sup>。

决定合金力学性能的主要因素有 3 种, 分别为化学成分、变形工艺以及热处理工艺, 在合金成分调控的基础上, 通过变形工艺和热处理工艺调控合金的微观组织, 可获得理想的力学性能<sup>[6-8]</sup>。相比于变形加工, 热处理具有节能高效、周期短、操作方便等优点, 是调控微观组织最为常见的方法, 根据合金的相转变温度, 分别在单相区与两相区进行热处理, 可有效调控合金微观组织形态, 进而得到理想的力学性能<sup>[9-10]</sup>。

目前国内外学者对 TC10 钛合金的热处理工艺进行了较多的研究, 朱宝辉等<sup>[11]</sup>研究了固溶时效工艺对 Ti-6Al-6V-2Sn 钛合金棒材组织及性能的影响, 结果表明: 经固溶处理后, 合金的强度降低, 塑性升高, 随着固溶温度不断升高, 合金强度提高, 但塑性不断降低; 再经时效处理后, 与固溶相比, 合金强度明显提

高, 塑性略有减小。Wang 等<sup>[12]</sup>研究了热处理对 TC10 钛合金组织和拉伸性能的影响, 结果表明: 当固溶温度为 970 °C 时, 组织中形成  $\alpha'$  相与  $\alpha''$  相, 但  $\alpha''$  相尺寸较小, 当固溶温度为 920 °C 时, 组织中只形成  $\alpha''$  相, 并不形成  $\alpha'$  相; 经固溶处理后, 随着时效温度的升高, 合金强度降低, 塑性增加。Huang 等<sup>[13]</sup>研究了 Ti-6Al-6V-2Sn 钛合金在不同时效温度下的缺口抗拉强度与组织的关系。结果表明: 在时效温度为 482 °C 时, 合金硬度值最大, 但缺口抗拉强度较差, 当时效温度高于 593 °C 后, 缺口抗拉强度显著增加。

综上所述, 虽然对 TC10 钛合金热处理工艺做了较多的研究, 但大多数是以固溶时效对拉伸性能的影响为主, 很少对其它热处理工艺以及力学性能进行研究, 而工程应用的很多器件中会有螺纹、油孔以及键槽等不连续结构, 这与合金中存在缺口相类似, 在施加载荷时, 此区域容易产生应力集中, 导致裂纹萌生并快速扩展, 最后发生断裂, 特别是当冲击载荷为高应变速率的情况下, 会产生十分严重的后果。因此, 在工程应用中, 合金的冲击性能十分重要, 对冲击性能的作用机制以及影响因素开展研究是很有必要的, 故本研究根据 TC10 钛合金的相转变温度, 分别选取单相区与两相区温度对该合金进行不同工艺的退火处理, 并进行冲击性能测试, 研究退火工艺对合金微观组织与冲击性能的影响, 为 TC10 钛合金的工程应用作出一定参考。

收稿日期: 2022-09-14

基金项目: 国家自然科学基金 (51675074); 辽宁省教育厅项目 (JDL2019001); 大连市科技创新基金 (2018J11CY027)

作者简介: 张明玉, 男, 1989 年生, 博士生, 大连交通大学连续挤压教育部工程研究中心, 辽宁 大连 116028, 电话: 0411-84109416, E-mail: 251826123@qq.com

## 1 实验

试验所用材料为 TC10 钛合金棒材, 原材料为铝钒合金、铝铁合金、钛锡合金、铝钒锡铁铜五元合金以及小颗粒海绵钛, 经 3 次真空熔炼 (VAR) 制成钛合金铸锭, 随后经多次锻造制成试验所用棒材。使用 ICP 发射光谱仪测试合金的化学成分 (质量分数) 为 5.73% Al、5.62% V、2.31% Sn、0.68% Fe、0.65% Cu、Ti 余量, 合金相变点测试采用连续升温金相法, 测得试验用合金的相转变温度为 940 °C。图 1a 为试验用 TC10 钛合金棒材的原始微观组织, 发现原始微观组织中包含初生  $\alpha$  相 ( $\alpha_p$ ) 以及  $\beta$  转变组织 ( $\beta_T$ ), 其中初生  $\alpha$  相以等轴状形貌为主, 在基体上均匀分布,  $\beta$  转变组织包含次生  $\alpha$  相和残余  $\beta$  相, 残余  $\beta$  相主要位于细针状的次生  $\alpha$  相之间, 合金的原始微观组织为双态组织。图 1b 为试验用 TC10 钛合金棒材的 XRD 图谱。可以发现, XRD 衍射峰主要由  $\alpha$  相衍射峰以及少量  $\beta$  相衍射峰所构成, 其中 (100)、(002)、(101) 3 组晶面指数的衍射峰较强, 图 1b 中未见其它明显衍射峰, 结合图 1a 可知, 试验用合金原始微观组织由  $\alpha$  相与  $\beta$  相构成。

将试验用 TC10 钛合金棒材进行切割加工, 随后采用高精度等级箱式电阻炉对合金进行不同工艺的退火处理, 具体退火工艺如表 1 所示, 待合金热处理完成后, 进行加工取样与测试, 分别进行微观组织观察与冲击性能测试, 为确保测试结果的一致性, 冲击性能测试的试样取向方向均为棒材纵向。使用德国蔡司 SUPRA 55 场发射扫描电镜 (SEM) 对合金微观组织以及冲击试样断口微观形貌进行观察拍照, 使用荷兰帕纳科 Empyrean X 射线衍射仪进行 XRD 测试, 设置扫描角度为 20°~80°, 对 XRD 测试结果使用 Highscore plus 软件进行分析, 使用日本电子 JEM 2100F 透射电子显微镜 (TEM) 进行高分辨形貌观察和晶体结构分析, 使用 LF5255 试验机进行冲击性能测试, 摆锤刀刃半径为 2 mm, 测试标准依据 GB/T229-2021 执行, 图 2 为冲击试样实物图与加工图, 在每组冲击试验中, 均测试 2 个试样, 最后取平均值作为试验结果。

## 2 结果与讨论

### 2.1 微观组织

图 3 为合金经单重退火处理后的微观组织。由图 3 可知, 随着退火温度不断升高, 组织中最明显变化为  $\alpha_p$  相 (位置 A) 含量逐渐减小, 同时析出次生  $\alpha$  相 ( $\alpha_s$ ), 其形貌呈现细针状 (位置 B), 均匀弥散的分布在组织中, 当退火温度达到相转变温度 940 °C 时,

$\alpha_p$  相含量大幅度减少, 同时组织中出现三叉状  $\beta$  晶界 (位置 C),  $\alpha_s$  相含量增加, 当退火温度超过相转变温度后, 组织中  $\alpha_p$  相完全消失, 出现晶界  $\alpha$  相 (位置 D), 并析出在大量细针状  $\alpha_s$  相。

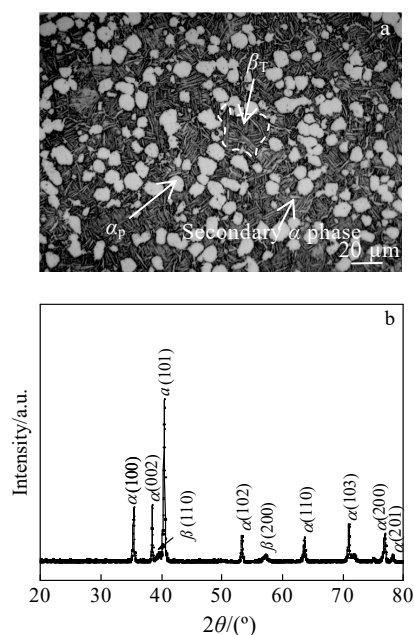


图 1 试验合金的微观组织与 XRD 图谱

Fig.1 Microstructure (a) and XRD pattern (b) of test alloy

表 1 TC10 钛合金退火工艺

| Table 1 Annealing processes of TC10 titanium alloy |             |                               |
|----------------------------------------------------|-------------|-------------------------------|
| Annealing                                          | Process No. | Process                       |
| Single annealing                                   | A           | 900 °C/1 h, AC                |
|                                                    | B           | 920 °C/1 h, AC                |
|                                                    | C           | 940 °C/1 h, AC                |
|                                                    | D           | 960 °C/1 h, AC                |
| Double annealing                                   | A'          | 900 °C/1 h, AC+560 °C/4 h, AC |
|                                                    | B'          | 920 °C/1 h, AC+560 °C/4 h, AC |
|                                                    | C'          | 940 °C/1 h, AC+560 °C/4 h, AC |
|                                                    | D'          | 960 °C/1 h, AC+560 °C/4 h, AC |

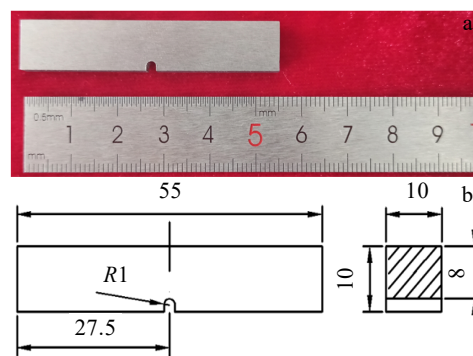


图 2 冲击试样实物图与加工图

Fig.2 Appearance (a) and processing diagram (b) of impact sample

合金在加热过程中, 组织中  $\alpha$  相发生溶解, 其溶解顺序与原始组织中析出  $\alpha$  相顺序相反, 最先发生溶解的为最薄的  $\alpha$  相, 随后是较厚的  $\alpha$  相尺寸逐渐减少, 最后直至完全溶解<sup>[14]</sup>。而  $\alpha_s$  相的析出受到两方面因素影响, 一方面是退火温度, 其会影响合金中的元素再分配, 根据钛合金伪平衡相图<sup>[15]</sup>, 在退火温度升高的过程中, 组织中会有更多的  $\alpha$  相向  $\beta$  相发生转变, 合金元素进行再分配的过程中, 会降低高温  $\beta$  相中  $\beta$  稳定元素的含量, 导致  $\beta$  相在冷却过程中的稳定性降低, 促使  $\alpha_s$  相析出; 另一方面受到冷却时间的影响, 在冷却速率相同的情况下, 退火温度的高低会决定冷却时间的长短, 当退火温度越高时, 则冷却时间越长, 对  $\alpha_s$  相的析出越有利。

当退火温度为两相区时 (图 3a~3c), 组织中包含  $\alpha_p$  相以及  $\beta_T$ , 此时  $\alpha_p$  相包含 2 部分, 一部分为经过球化和溶解后而形成的  $\alpha_p$  相, 此时  $\alpha_p$  相的成分与分布情况受到溶质元素的分布情况、取向关系以及界面能等因素影响; 另一部分为原始组织中未发生溶解而残留下来的  $\alpha_p$  相<sup>[16]</sup>。组织中的  $\beta_T$  是在加热过程中形成的高温亚稳定  $\beta$  相, 在冷却过程中转变为低温亚稳定  $\beta$  相并析出针状  $\alpha_s$  相所形成。当退火温度为单相区时 (图 3d), 原始组织中的  $\alpha$  相会全部转变成  $\beta$  相,  $\alpha$  相完全消失的同时, 组织中  $\beta$  晶粒会明显长大, 在进行冷却时, 从  $\beta$  相中会析出大量  $\alpha_s$  相, 大量取向一致的  $\alpha_s$  相会平行排列, 从而形成  $\alpha$  束域, 不同的  $\alpha_s$  片层之间分布残余  $\beta$  相, 合金由原始的双态组织转变为片层组织。

图 4 为合金经单重退火处理后的 XRD 图谱, TC10 钛合金经过加热以及保温处理后, 在冷却过程中主要发生的 3 种物相转变, 分别为  $\beta \rightarrow \alpha$  相、 $\beta \rightarrow \alpha'$  相、 $\beta \rightarrow \alpha''$  相。其中,  $\beta \rightarrow \alpha'$  相与  $\beta \rightarrow \alpha''$  相二者均是马氏体相变, 都是由一种晶体结构通过切变的方式转变成为另一种晶体结构, 是典型的无扩散型相变, 其相变过程通过界面迁移进行控制。在相变过程中,  $\beta$  相内的原子会进行有规律的集体切变, 当切变距离较大时, 发生  $\beta \rightarrow \alpha'$  相转变, 当切变距离较小时, 发生  $\beta \rightarrow \alpha''$  相转变, 故  $\alpha''$  相通常被当成  $\beta$  相与  $\alpha'$  相二者之间的过渡相<sup>[17]</sup>。同时, 因为  $\alpha'$  相的晶体结构为六方马氏体, 而  $\alpha''$  相的晶体结构为斜方马氏体, 从晶体结构的角度分析, 具有体心立方结构的  $\beta$  相会更容易切变为  $\alpha''$  相, 三者的晶体学关系示意图如图 5 所示<sup>[18]</sup>, 图 5a 为  $\beta$  相与  $\alpha'$  相的晶体学关系, 其中  $\alpha'$  相呈密排六方结构 (以黑色原子为主体结构) 与体心立方的  $\beta$  相 (以灰色原子为主体结构) 之间存在 Burgers 位向关系。图 5b 为  $\beta$  相与  $\alpha''$  相的晶体学关系, 其中斜方结构  $\alpha''$  相 (以黑色原子为主体结构) 与体心立方  $\beta$  相 (以灰色原子为主体结构) 符合 Burgers 位向关系。

由于  $\alpha$  相与  $\alpha'$  相二者的晶体结构相同, 均为密排六方晶体结构, 故二者的点阵常数十分接近, 使得二者的衍射峰在 XRD 图谱中重合, 仅是衍射峰会有较少宽化改变, 又因为二者的主体结构一致, 会导致其衍射斑点位置几乎完全重合, 难以有效进行区分<sup>[19]</sup>。通常情况下, 冷却速率是区别组织中形成  $\alpha$  相或者  $\alpha'$

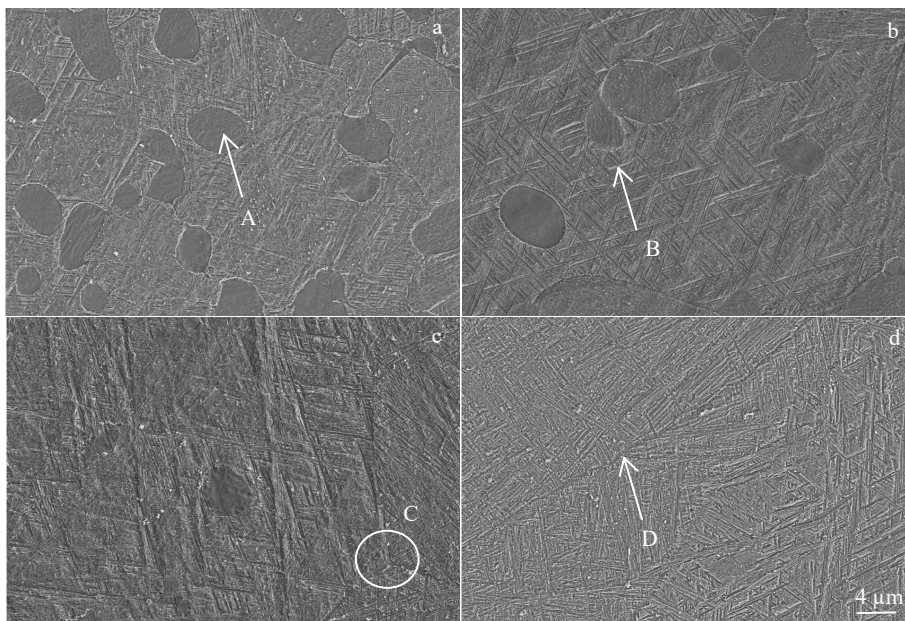


图 3 合金经单重退火处理后的微观组织

Fig.3 Microstructures of the alloy after different single annealing treatments: (a) process A, (b) process B, (c) process C, and (d) process D

相的主要判断因素, 当冷却速率达到一定值时,  $\beta$  相的转变方式为无扩散切变, 因为较快的冷却速率会使合金元素不能及时析出, 在晶内会迅速弥散形核, 进而形成  $\alpha'$  相, 而当冷却速率较慢时, 组织中的合金元素以及钛元素扩散充分, 最终形成  $\alpha$  相<sup>[20]</sup>。但目前对冷却速率的概念均为定性关系, 并无确定的定量关系, 故不能简单以空冷或水冷作为判断的依据, 需进行深入探讨。相关文献指出<sup>[18]</sup>,  $\alpha'$  相与  $\alpha$  相二者的区别为: 在进行冷却时,  $\alpha'$  相通常会截至在  $\beta$  晶界处, 其较大长宽比的细针状形态, 而  $\alpha$  相因为形核相对困难, 通常需要借助晶界进行形核, 最终形貌为更为粗大针状或片层形态。结合图 3 可知, 不同退火温度的组织中均有细针状  $\alpha$  相, 由于放大倍数较小, 故无法从图 3 中的形貌中进行有效区分。因为加热温度越高, 马氏体相变驱动力越充足, 越容易发生马氏体相变, 故选取退火温度最高的工艺 D (960 °C) 进行 TEM 分析, 具体形貌如图 6a 所示, 可以发现, 组织中的形貌以粗大片层形态为主, 并无明显其它形态存在, 可以判断工艺 D 的组织中并未形成  $\alpha'$  相, 由此可得, 经单重退火处理后的组织中并无  $\alpha'$  相析出。

对组织中是否发生  $\beta \rightarrow \alpha''$  相进行分析, 由图 5 可知,  $\alpha''$  相和  $\alpha'$  相二者与母相的晶体学关系均保持一致, 故二者的  $a$  轴与  $c$  轴大致相同, 若将  $\alpha''$  相中的  $b$

轴的长度缩短到与  $a$  轴一致, 则此时  $\alpha''$  相与  $\alpha'$  相晶体结构相同, 故可以得出  $\alpha'$  相是  $\alpha''$  相发生畸变所形成, 其中  $b$  轴发生畸变的主要因素为合金中含有较多  $\beta$  稳定元素, 在冷却速率较快时, 会导致  $\alpha$  相产生畸变所致。由于  $\alpha''$  相中的  $a$  轴  $\neq b$  轴, 故在  $\{hkl\}$  晶系中,  $\alpha''$  相会体现出不同的晶面间距, 从而使得在 XRD 图谱中的低角度范围 (41°~42°) 以及高角度范围 (51°~54°) 与 (61°~65°) 中, (021)  $\alpha''$ 、(022)  $\alpha''$ 、(200)  $\alpha''$ 、(130)  $\alpha''$  衍射峰是判断是否具有  $\alpha''$  相的特征衍射峰<sup>[18,21]</sup>。结合图 4b~图 4d 3 组不同角度范围的 XRD 图谱可知, 在低角度与高角度范围内, 并未发现  $\alpha''$  相的特征衍射峰, 可以初步判断组织中并未析出  $\alpha''$  相。由于 XRD 图谱为一种辅助验证的手段, 为进一步验证上述判断, 选取经工艺 D 处理后的试样进行 TEM 分析, 相关文献指出<sup>[22-23]</sup>,  $\alpha''$  相除位于基体上外, 在残余  $\beta$  相中也会存在  $\alpha''$  相, 因图 6a 中已对基体上  $\alpha$  相进行电子衍射斑点标记, 故图 6b 选取次生  $\alpha$  相之间的残余  $\beta$  相进行电子衍射斑点标记, 结果发现该区域主要  $\beta$  相, 并未发现  $\alpha''$  相, 结合 XRD 图谱可得组织中并无  $\alpha''$  相析出。

综上所述, 在本试验条件下, TC10 钛合金在经不同温度的单重退火处理后, 组织主要由  $\alpha$  相与  $\beta$  相构成, 并无其它明显物相存在。

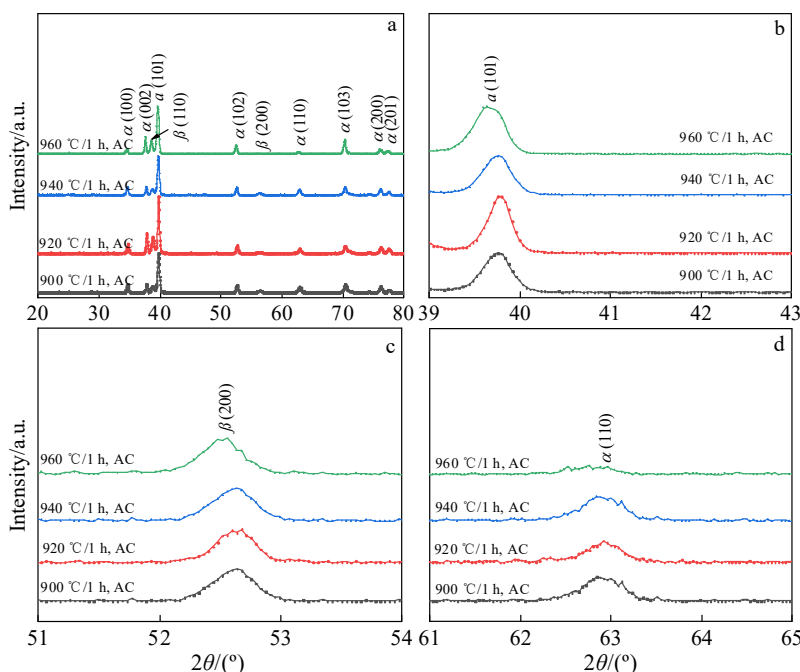
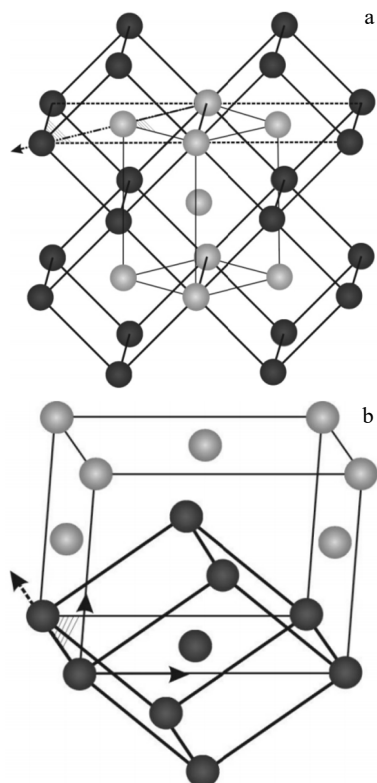


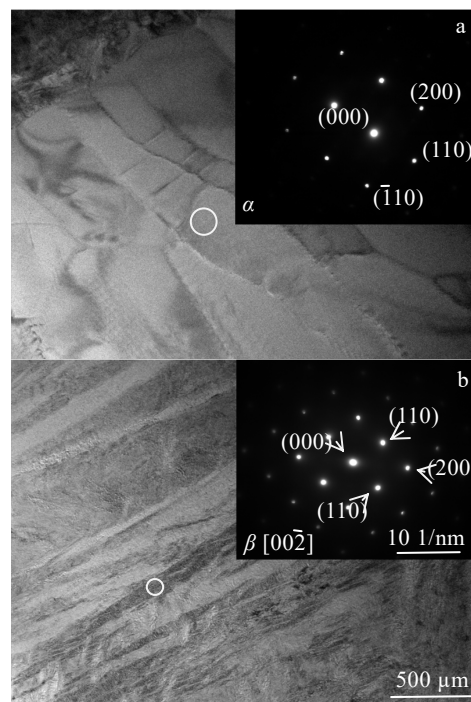
图4 合金经单重退火处理后的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of the alloy after single annealing: (a) full angle range (20°~80°), (b) low angle range (41°~42°), (c) high angle range (51°~54°), and (d) high angle range (61°~65°)



图 5  $\beta$  相与  $\alpha'$  相以及  $\alpha''$  相的晶体结构示意图Fig.5 Schematic diagrams of crystal structure of  $\beta$  phase and  $\alpha'$  phase (a) as well as  $\beta$  phase and  $\alpha''$  phase (b)<sup>[18]</sup>

$\alpha+\beta$  两相钛合金在经历单重退火处理后, 通常要进行双重退火处理, 其目的是调节组织中析出  $\alpha$  相的形态与含量, 稳定组织与性能, 从而使合金达到理想的强度。图 7 为合金经双重退火处理后的微观组织, 与单重退火相比较, 合金经双重退火处理后, 组织中  $\alpha_p$  相无明显变化, 而经双重退火后, 析出的次生  $\alpha$  相 ( $\alpha_s$ ) 形貌与尺寸出现明显变化, 此时的  $\alpha_s$  相形貌主要有 2 种形态, 一种为粗片层  $\alpha_s$  相, 其中, 部分粗片层  $\alpha_s$  相平行排列, 形成  $\alpha$  束域 (位置 E), 部分粗片层  $\alpha_s$  相交错排列而形成独立片层, 也有极少数几乎可贯穿  $\beta_T$  的十分粗大  $\alpha_s$  相 (位置 F), 而  $\alpha_s$  相的另一种形貌为在  $\beta_T$  中均匀交错分布的细片层  $\alpha_s$  相 (位置 G)。图 8 为合金经双重退火处理后的 XRD 图谱, 可以发现此时组织由  $\alpha$  相以及  $\beta$  相构成, 与单重退火的 XRD 图谱相比较, 衍射峰总体接近, 其中 (101)  $\alpha$  衍射峰强度略有增加, 而 (110)  $\beta$  衍射峰强度略加减少, 尤其当退火温度为位于单相区 (960  $^{\circ}\text{C}$ ) 时更为明显, 这与亚稳定  $\beta$  相发生分解, 从而改变组织中元素分配有关<sup>[24-25]</sup>。合金在进行双重退火过程中, 会使在单重退火过程中形成的残余亚稳定  $\beta$  相发生进一步的分解,

图 6 合金经 960  $^{\circ}\text{C}$  单重退火处理后的 TEM 像及 SAED 花样Fig.6 TEM images and SAED patterns of alloy after single annealing at 960  $^{\circ}\text{C}$ : (a)  $\alpha$  phase and (b)  $\beta$  phase

解, 具体过程是当加热温度较低时, 合金中元素首先产生偏聚, 此时亚稳定  $\beta$  相会分解为大量溶质原子贫化的微观区域 ( $\beta$  贫) 以及与其相邻的溶质原子富集的微观区域 ( $\beta$  富), 随着时效温度的升高或延长时效时间,  $\beta$  贫化区会最终分解为平衡的  $\alpha$  相以及  $\beta$  相, 最终导致组织中析出十分细小片层  $\alpha_s$  相<sup>[14]</sup>。与此同时, 组织中原有的次生  $\alpha$  相会逐渐长大粗化, 最终形成粗片层  $\alpha_s$  相。

综上所述, 合金经双重退火处理后, 亚稳定  $\beta$  相会分解, 可使组织中析出大量十分细小片层  $\alpha_s$  相, 但也会使得组织中部分  $\alpha_s$  发生粗化, 这会影响部分衍射峰强度的变化, 同时对合金的力学性能也会产生影响。

## 2.2 冲击性能

图 9 为合金经不同退火工艺处理后的冲击性能, 对比发现, 合金经单重退火后的冲击性能总体要优于双重退火。合金在单重退火条件下, 随着退火温度的升高, 合金冲击性能不断下降, 当退火温度达到单相区后, 冲击性能下降幅度较大, 当合金经工艺 A 处理后, 合金冲击性能最佳, 此时冲击吸收功为 31.5 J, 冲击韧性为 39 J/cm<sup>2</sup>。当合金在双重退火条件下, 其冲击性能变化趋势与单重退火一致, 均是随着单重退火温度的升高而不断降低, 在单重退火温度达到单相区后, 冲击性能有大幅度下降, 合金冲击性能最大值

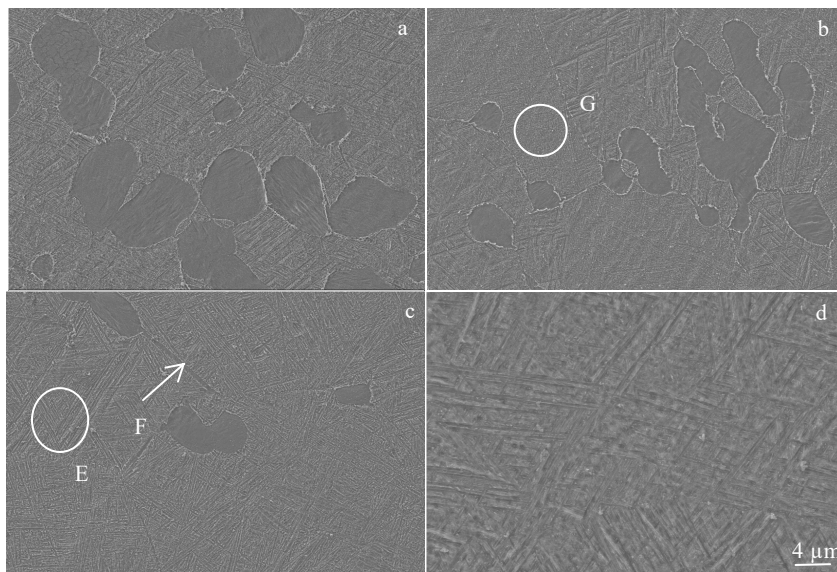


图7 合金经双重退火处理后的微观组织

Fig.7 Microstructures of alloy after different double annealing treatments: (a) process A', (b) process B', (c) process C', and (d) process D'

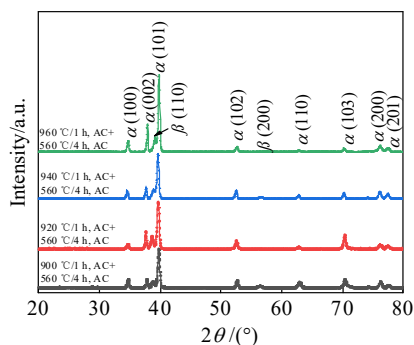


图8 合金经双重退火处理后的 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of alloys after different double annealing treatments

为经工艺 A' 处理后, 此时冲击吸收功为 25.5 J, 冲击韧性为 32.5 J/cm<sup>2</sup>。

合金的冲击性能主要由 2 部分构成, 分别为冲击吸收功与冲击韧性, 其中冲击吸收功是合金在裂纹萌生阶段吸收的能量以及裂纹扩展过程中吸收的能量大小, 故其本质是阻碍裂纹萌生与裂纹扩散的能力, 而冲击韧性为冲击吸收功与冲击试样标准断面积的乘积, 其由 3 部分所构成, 分别为塑性变形功、弹性变形功以及裂纹扩展撕裂功<sup>[26-27]</sup>, 故合金的冲击吸收功与冲击韧性为正比例关系, 冲击吸收功越大, 其冲击韧性越高。相关文献指出<sup>[28-29]</sup>, 由于冲击试样缺口半径较大, 在高速冲击载荷作用下, 裂纹萌生阶段缺口尖端附近会产生较大的应力场, 塑性变形区尺寸较大,

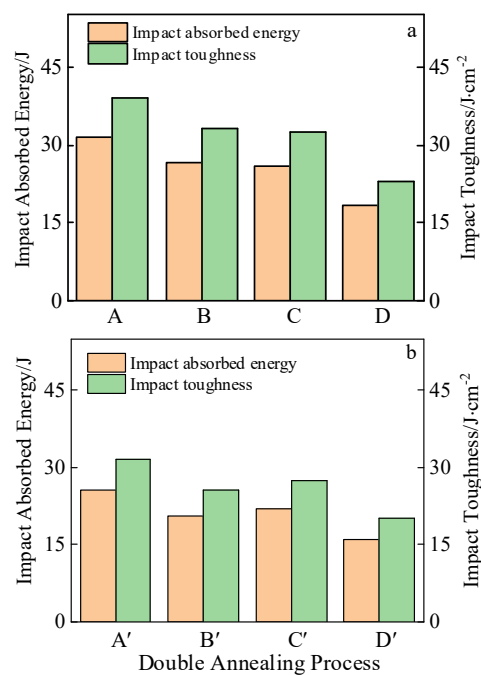


图9 合金经不同退火工艺处理后的冲击性能

Fig.9 Impact properties of the alloy after different annealing processes: (a) single annealing treatments and (b) double annealing treatments

冲击试样产生的局部应力容易达到合金本身的临界断裂强度, 在此处会形成应力集中, 并引发大量的微裂纹, 由于在此过程中产生的塑性应变较大, 会消耗更多能量, 而裂纹扩展过程中所发生塑性变形较小。因

此, 裂纹萌生阶段消耗的能量是主要能量, 裂纹扩展所消耗的能量为次要能量。

在单重退火条件下, 当退火温度为两相区时, 组织为双态组织, 其由  $\alpha_p$  相与  $\beta_T$  构成,  $\beta_T$  中包含大量  $\alpha_s$  相与残余  $\beta$  相。在裂纹萌生阶段, 缺口尖端位置的应力集中会引起周围组织发生塑性变形, 进而产生位错与滑移。选取退火温度为两相区的工艺 A 进行分析(图 10a), 在变形初期,  $\beta_T$  中的细小  $\alpha_s$  相会首先发生塑性变形并产生位错, 当位错滑移至  $\alpha_s$  相与残余  $\beta$  相界面时, 由于  $\alpha_s$  相与相邻残余  $\beta$  相之间存 Burgers 取向关系<sup>[30]</sup>, 导致位错容易通过界面并向相邻  $\alpha_s$  相进行移动, 从而有效降低应力集中, 导致整个  $\beta_T$  发生较为均匀的塑性变形。当位错滑移到  $\alpha_p$  相与  $\beta_T$  界面时, 由于二者之间存在较大的位错取向角且不存在 Burgers 取向关系, 导致位错很难通过, 从而造成位错堆积。但由于  $\alpha_p$  相的晶体取向是无序分布的, 其会激活各种类型的滑移系统, 从而有助于协调塑性变形, 因此双态组织的变形均匀性较好, 会使缺口尖端分布较大的塑性区域, 使得缺口尖端的应力得到有效释放<sup>[31-32]</sup>。

单相区退火制度选取工艺 D (图 10b<sub>1</sub>) 进行分析, 此时  $\alpha_p$  相完全消失, 组织变为片层组织, 因为组织中  $\alpha_s$  相与残余  $\beta$  相界面阻止滑移的能力较弱, 且组织中存在尺寸较大的  $\alpha$  束域, 会导致位错的滑移距离较长。但由于相邻的  $\alpha$  束域之间的晶体取向差异较大, 当一个  $\alpha$  束域内部发生塑性变形时, 会导致该  $\alpha$  束域与相邻  $\alpha$  束域之间的界面变形不相容, 进而引发微尺度应变不相容以及应力集中现象, 从而出现微空洞形核<sup>[28]</sup>。此外, 由于  $\alpha$  束域具有较大尺寸, 导致片层组织的变形均匀性较差, 使缺口尖端的塑性变形极不均匀, 因此片层组织的缺口尖端塑性区域面积小于双态组织。

为与单重退火做有效对比, 选取工艺 A' (图 10c) 与工艺 D' (图 10d) 进行分析, 在双重退火条件下, 其裂纹萌生总体过程与单重退火时相类似, 但因为其微观组织

中析出大量细片层  $\alpha_s$  相, 此时位错会倾向在  $\beta_T$  中的细片层  $\alpha_s$  相交汇处发生聚集, 由于各细片层  $\alpha_s$  相之间位错取向角较大, 且细片层  $\alpha_s$  相与  $\alpha_p$  相以及  $\beta_T$  之间没有 Burgers 取向关系, 导致位错产生堆积且难以通过滑动释放。因此其裂纹尖端的塑性变形区域较小, 即使在较小的外应力作用下, 在此微观区域内也会产生较大的应力而引发断裂, 宏观表现为其裂纹萌生能量较低。故经双重退火处理后的缺口尖端塑性区域面积要小于单重退火。

相关研究表明<sup>[33-35]</sup>, 裂纹发生偏转会使裂纹在扩展过程中消耗更多能量, 从而提高该组织抵抗裂纹扩展的能力, 因此在裂纹扩展路径越更为曲折微观组织中, 其裂纹扩展消耗的能量越高。图 11 为合金经不同退火工艺处理后的裂纹扩展路径, 在单重退火条件下, 分别选取退火温度为两相区与单相区的工艺 A 和工艺 D 进行分析, 当合金经工艺 A 处理后 (图 11a), 由于此时组织中  $\alpha_p$  相含量较高, 裂纹在扩展过程中会沿着  $\alpha_p$  相晶界或者穿过  $\alpha_p$  相的晶界进行扩展, 裂纹扩展路径较为平直。当扩展的裂纹遇到  $\beta_T$  时, 其内部包含大量  $\alpha_s$  相, 若裂纹扩展方向与  $\alpha_s$  相位向相近, 则裂纹会沿  $\alpha_s$  相片层通过, 若裂纹扩展方向与  $\alpha_s$  相位向相差较大, 则裂纹会直接穿过  $\alpha_s$  相形成的  $\alpha$  束域, 但当裂纹扩展到  $\alpha$  束域边界时会被迫改变方向, 导致裂纹扩展路径出现一定程度的曲折<sup>[36]</sup>。当合金经工艺 D 处理后 (图 11b), 组织中  $\alpha_p$  相消失, 此时出现具有大角度晶界的  $\beta$  晶粒成为裂纹扩展的主要障碍, 因为  $\beta$  晶粒尺寸较大, 导致裂纹扩展路径出现较大的曲折, 甚至出现局部裂纹停滞, 所以裂纹的扩展路径总体上沿着  $\beta$  界面进行<sup>[37]</sup>。同时, 因为经单相区退火处理后的组织析出的大量  $\alpha_s$  相, 当裂纹的尖端遇到交错排列的  $\alpha_s$  相时, 会导致裂纹扩展变得不连续, 产生较多的分叉, 分散裂纹尖端的应力场强度, 随后在裂纹穿过  $\alpha_s$  相时, 会进一步增加扩展路径的曲折程度, 故工艺 D 的裂纹扩展曲折程度要大于工艺 A。

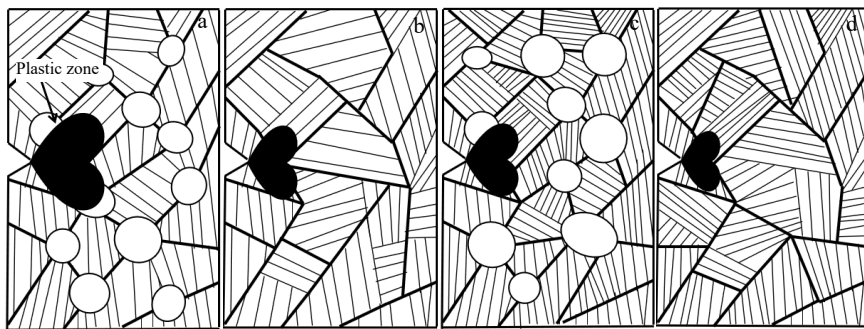


图 10 合金经不同退火工艺处理后的缺口尖端塑性区示意图

Fig.10 Schematic diagrams of notch tip plastic zone of the alloy after different annealing processes: (a) process A, (b) process D, (c) process A', and (d) process D'

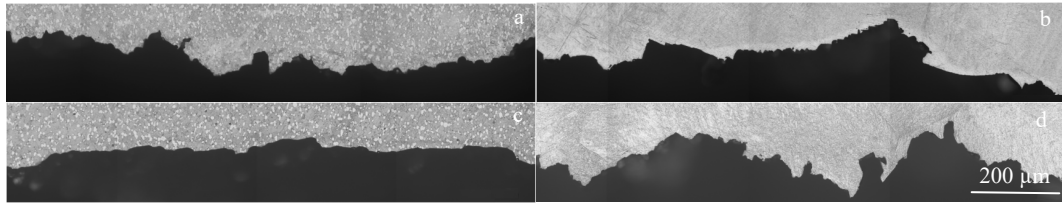


图 11 合金经不同退火工艺处理后的裂纹扩展路径

Fig.11 Crack propagation paths of the alloy after different annealing processes: (a) process A, (b) process D, (c) process A', and (d) process D'

在双重退火条件下, 分别选取工艺 A' (图 11c) 和工艺 D' (图 11d) 进行分析, 与单重退火相比较, 因为经工艺 A' 处理后的组织中析出大量细片层  $\alpha_s$  相, 裂纹会更容易的穿过细片层  $\alpha_s$  相继续扩展, 同时, 因为细片层  $\alpha_s$  相的长径比较小, 在变形过程中不会使  $\beta_T$  发生较大的扭曲变形, 故裂纹扩展路径与工艺 A 相比更为平顺。同时, 因为工艺 D' 的组织中  $\alpha_p$  相消失, 且析出更多的粗片层  $\alpha_s$  相, 形成的较多的  $\alpha$  束域, 扩展裂纹难以穿过较厚的粗片层  $\alpha_s$  相, 导致其会绕过部分粗片层  $\alpha_s$  相继续扩展, 从而增加裂纹扩展路径曲折程度, 会导致整体裂纹扩展路径较为曲折, 进而提高裂纹扩展时所吸收的能量, 故工艺 D' 的裂纹扩展曲折程度略大于工艺 D, 且远大于工艺 A'。

综上所述, 合金经单重退火处理后的缺口尖端塑性区域面积总体大于双重退火, 而 2 种退火工艺中的裂纹扩展路径曲折程度各有不同, 但总体较为接近。

但因为裂纹萌生阶段消耗的能量是主要的能量, 裂纹扩展所需要的能量为次要能量, 在二者综合作用下, 使得合金经单重退火处理后的冲击性能较双重退火要高, 且退火温度为两相区的冲击性能较单相区要高。

### 2.3 断口微观形貌

与上文分析保持一致, 选取单重退火工艺 (工艺 A、工艺 D) 与双重退火工艺 (工艺 A'、工艺 D') 进行合金冲击性能的断口微观形貌分析, 图 12 为经不同退火工艺处理后的冲击断口微观形貌。合金经工艺 A 处理后的断口微观形貌如图 12a 所示, 可见断口微观形貌中包含大量韧窝 (位置 H), 韧窝呈等轴状且数量较多、深度较深, 未见明显撕裂棱, 此形貌具有韧性断裂特征, 宏观表现为合金冲击性能良好<sup>[38]</sup>。等轴状韧窝是以组织中  $\alpha_p$  相作为微孔形核的核心源, 随后伴随着形核、长大与聚合等过程, 使得微观组织中出现裂纹, 随后扩散并发生断裂<sup>[39]</sup>。因为退火温度为两

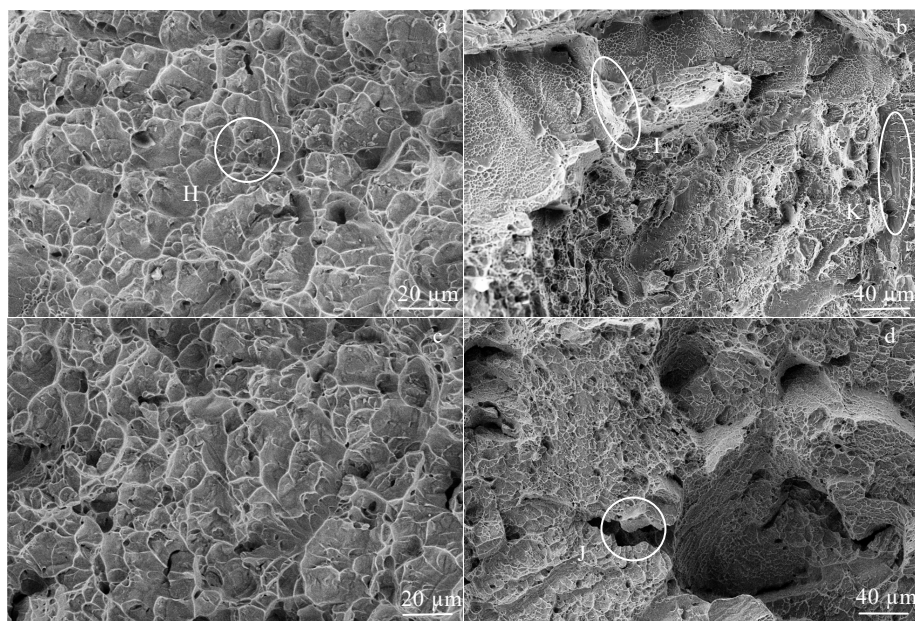


图 12 合金经不同退火工艺处理后的断口微观形貌

Fig.12 Fracture morphologies of the alloy after different annealing processes: (a) process A, (b) process D, (c) process A', and (d) process D'



相区时, 组织中  $\alpha_p$  相含量较多且尺寸较大, 故导致断口微观形貌中韧窝尺寸较大、深度较深。合金经工艺 D 处理后 (图 12b), 此时断口微观形貌以岩石状形貌为主, 具有明显撕裂棱 (位置 I), 并且有大量较浅的小韧窝分布在表面, 此为脆性断裂形貌特征, 宏观表现为合金具有较差的冲击性能。这是因为合金经单相区退火处理后, 组织中  $\alpha_p$  相消失, 并出现粗大的  $\beta$  晶粒, 在塑性变形过程中,  $\beta$  晶粒的晶界处易形成空洞, 并会迅速扩展, 导致合金塑性大幅度降低。由于此时组织中  $\alpha_p$  相完全消失, 在塑性变形时, 组织中粗大  $\beta$  晶粒会率先进行变形, 变形过程中会有微孔形成, 随后微孔会不断长大, 最后大量微孔接触相连并聚合在断口处形成深度较浅且尺寸较小的韧窝<sup>[40]</sup>。

在双重退火条件下, 经工艺 A' 处理处理后的断口微观形貌 (图 12c) 与工艺 A 大体一致, 均是由大量等轴状韧窝构成。经工艺 D' 处理处理后的断口微观形貌 (图 12d) 中除岩石与小韧窝形貌外, 相比于其它退火工艺, 其出现较多的空洞 (位置 J), 这是因为此时组织中析出了大量粗片层  $\alpha_s$  相, 且形成的  $\alpha$  束域较多, 当裂纹扩展到该区域时, 会使裂纹的扩展路径发生偏转, 裂纹会沿着  $\alpha$  相与  $\beta$  相的晶界交界位置扩展, 此时微孔洞会在界面处萌生, 最终形成空洞。与此同时, 在 4 种工艺的断口微观形貌中均出现二次裂纹 (位置 K), 这是因为合金经过不同的退火工艺处理后, 组织中均会析出大量的  $\alpha_s$  相, 当裂纹与  $\alpha_s$  相相遇时, 裂纹会出现分枝现象, 从而形成二次裂纹, 二次裂纹对裂纹的扩展起到抑制作用, 会消耗更多的能量, 从而提高合金的冲击性能。

### 3 结 论

1) 在单重退火条件下, 随着退火温度的升高, 组织中  $\alpha_p$  相的含量逐渐减小并析出  $\alpha_s$  相, 当退火温度超过相转变温度后, 组织中  $\alpha_p$  相完全消失, 并析出在大量  $\alpha_s$  相。在双重退火条件下, 组织中  $\alpha_p$  相无明显变化,  $\alpha_s$  相的形貌主要有 2 种形态, 1 种为粗片层  $\alpha_s$  相, 另 1 种为细片层  $\alpha_s$  相。

2) 在单重退火条件下, 随着退火温度的升高, 合金冲击性能不断下降, 合金经工艺 A 处理后, 冲击性能最佳, 此时冲击吸收功为 31.5 J, 冲击韧性为 39 J/cm<sup>2</sup>。在双重退火条件下, 其冲击性能变化趋势与单重退火一致, 合金经工艺 A' 处理后, 冲击性能最佳, 此时冲击吸收功为 25.5 J, 冲击韧性为 32.5 J/cm<sup>2</sup>。

3) 在单重与双重退火 2 种工艺下, 断口微观形貌中均出现二次裂纹。当退火温度位于两相区时, 断口微观形貌主要由等轴状韧窝构成, 当退火温度位于单

相区时, 断口微观形貌以岩石状形貌为主, 具有明显撕裂棱, 并且有大量较浅的小韧窝分布在表面, 经工艺 D' 处理后的断口微观形貌中出现较多的空洞。

### 参考文献 References

- [1] Yang Dongxue(杨冬雪), 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
- [2] Cui Zhenduo(崔振铎), Zhu Jiamin(朱家民), Jiang Hui(姜 辉) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2022, 58(7): 837
- [3] Yan Jiajie(颜家杰), Gao Defeng(高德峰), Liao Yuchen(廖宇辰) et al. *Journal of Ordnance Equipment Engineering*(兵器装备工程学报)[J], 2022, 43(7): 52
- [4] Zhang Mingyu(张明玉), Yun Xinbing(运新兵), Fu Hongwang(伏洪旺). *Journal of Plastic Engineering*(塑性工程学报)[J], 2021, 28(12): 237
- [5] Zhang M Y, Fu H W, Yun X B. *Journal of Physics: Conference Series*[J], 2021, 2044(1): 12 037
- [6] Chong Y, Tsuji N. *TMS 2016 145th Annual Meeting Exhibition, Annual Meeting Supplemental Proceedings*[C]. Nanning: MMMS, 2019: 762
- [7] Hua K, Zhang Y L, Tong Y L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 840: 142 997
- [8] Zhang Qifei(张启飞), Yang Shuai(杨 帅), Liu Shujun(刘书君) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2645
- [9] Ma X Z, Xiang Z L, Li T et al. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*[J], 2022, 29(8):
- [10] Poulain R, Amann F, Deya J et al. *Materials Letters*[J], 2022, 317: 132 114
- [11] Zhu Baohui(朱宝辉), Zeng Weidong(曾卫东), Chen Lin(陈林) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(4): 677
- [12] Wang Q R, Lei X F, Hu M et al. *Metals*[J], 2021, 11(4): 556
- [13] Huang R T, Huang W L, Huang R H et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 595: 297
- [14] Zhang Zhu(张 翥), Wang Qunjiao(王群骄), Mo Wei(莫畏). *Metallography and Heat Treatment of Titanium*(钛的金属学和热处理)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 49
- [15] Lütjering G, Williams J C. *Titanium*[M]. Berlin: Springer Verlag, 2007: 202
- [16] Yang Yi(杨 义), Xu Feng(徐 锋), Huang Aijun(黄爱军) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2005, 41(7): 713

- [17] Xu J W, Zeng W D, Zhou D D *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(11): 3428
- [18] Xin Shewei(辛社伟), Zhao Yongqing(赵永庆). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2013, 30(4): 1
- [19] Xin Shewei(辛社伟). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2021, 38(6): 37
- [20] Xin Shewei(辛社伟). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2013, 30(3): 12
- [21] Zhang Tingjie(张廷杰). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1989, 18(4): 71
- [22] Zhang Y, Liu Z Y, Zhao Z S *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 695: 45
- [23] Barriobero-Vila P, Oliveira V B, Schwarz S *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 135: 132
- [24] Zhang F, Yu Z G, Xiong C Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 679: 14
- [25] Kharia K K, Rack H J. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2001, 32(13): 671
- [26] Wu Xiyue(吴汐玥), Chen Zhiyong(陈志勇), Cheng Chao(程超) *et al.* *Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2019, 33(1): 785
- [27] Yin Yanfei(尹雁飞), Jia Weiju(贾蔚菊), Li Silan(李思兰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(9): 3001
- [28] Lei L, Zhao Q Y, Zhao Y Q *et al.* *Materials Characterization*[J], 2021, 177: 111 164
- [29] Zhao Q Y, Sun Q Y, Xin S W *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 845: 143 260
- [30] Jia Zhiqiang(贾志强), Zeng Weidong(曾卫东), Wang Kaixuan(王凯旋). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 2895
- [31] Arsenault R J, Shi N, Feng C R *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1991, 131: 55
- [32] Antolovich S D, Armstrong R W. *Progress in Materials Science*[J], 2014, 59: 1
- [33] Kumar S, Curtin W A. *Materials Today*[J], 2007, 10: 34
- [34] Nam K H, Park I H, Ko S H. *Nature*[J], 2012, 485(7397): 221
- [35] Ritchie R O. *Nature Materials*[J], 2011, 10: 17
- [36] Wu C, Zhao Y Q, Huang S X *et al.* *Materials Characterization*[J], 2021, 175: 111 103
- [37] Gao P F, Qin G, Wang X X *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 739: 203
- [38] Liu Chang(刘畅), Dong Yuecheng(董月成), Fang Zhigang(方志刚). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(5): 1607
- [39] An Zhen(安震), Li Tianqi(李天麒), Wang Chen(王琛) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(3): 853
- [40] Yang Yi(杨义), Huang Aijun(黄爱军), Xu Feng(徐峰) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15(5): 768

## Effect of Annealing Process on Microstructure and Impact Property of TC10 Titanium Alloy

Zhang Mingyu, Yun Xinbing, Fu Hongwang

(Engineering Research Center of Continuous Extrusion, Ministry of Education, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028, China)

**Abstract:** TC10 titanium alloy was annealed by different processes. The effects of annealing process on the microstructure and impact properties of TC10 titanium alloy were studied by SEM, XRD, TEM and impact property test. The results show that after single annealing treatment, the microstructure is composed of primary  $\alpha$  phase ( $\alpha_p$ ) and secondary  $\alpha$  phase ( $\alpha_s$ ). It is confirmed that no  $\alpha'$  phase and  $\alpha''$  phase are precipitated. After double annealing treatment,  $\alpha_p$  phase is almost unchanged, and  $\alpha_s$  phase is transformed into coarse lamellar  $\alpha_s$  phase and fine lamellar  $\alpha_s$  phase. The impact property of the alloy after single annealing is better than that after double annealing, and the impact property after heating in two-phase region is better than that in single-phase region. In these two annealing processes, when the heating temperature is at the two-phase region, the fracture morphology is mainly composed of equiaxed dimples. When the heating temperature is at the single-phase region, the fracture morphology is dominated by rock-like morphology. Additionally, there are shallow small dimples distributed on the surface.

**Key words:** TC10 titanium alloy; microstructure; impact properties; fracture morphology

Corresponding author: Yun Xinbing, Ph. D., Professor, Engineering Research Center of Continuous Extrusion, Ministry of Education, Dalian Jiaotong University, Dalian 116028, P. R. China, E-mail: yunxb@djtu.edu.cn