

TC21 钛合金拉伸和冲击韧性的内在控制机理研究

雷磊¹, 朱琦玮², 赵秦阳³, 赵永庆⁴

(1. 长江大学 物理与光电工程学院, 湖北 荆州 434023)

(2. 长江大学 机械工程学院, 湖北 荆州 434023)

(3. 长安大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710064)

(4. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: TC21 合金具备较高的强度和断裂韧性, 然而其拉伸和冲击韧性的内在控制机理差异还不明确。本实验通过调控固溶温度和冷却速率制备出不同显微组织, 研究其拉伸和冲击性能。结果表明, 拉伸和冲击韧性表现出不同的变化规律, 塑性较好的双态组织的冲击韧性比塑性最差的全片层组织的冲击韧性低, 说明拉伸性能和冲击韧性的内在控制机理有所不同, 时效后的性能(时效后塑性无明显变化但冲击韧性显著下降)进一步证实了这一点。拉伸变形时, 试样在发生颈缩前整个区域均发生塑性变形, 双态组织中 α_p 和 β_1 之间发生的协调变形得以充分发挥, 而全片层组织集束尺寸较大且其内部片层 α 取向一致, 位错滑移长度较大, 易发生塑性应变局域化, 造成其强塑性匹配差于双态组织。冲击时, 高应变速率作用下裂纹在缺口根部快速萌生和扩展, 塑性变形集中在裂纹尖端附近小范围内, 造成双态组织中 α_p 和 β_1 之间的协调变形不能充分发挥, 而全片层组织的集束尺寸较大, 导致集束界面对塑性变形的影响较小, 此时片层 α 和 β 成为控制塑性变形的有效单元, 粗片层 α 和 β 具有较好的塑性变形能力, 造成其获得较高的萌生功, 和拉伸表现出较差的塑性相悖, 此外, 大角度 α 集束界面造成裂纹偏转而形成曲折的路径, 最终造成其冲击韧性高于双态组织。为获得拉伸性能和冲击韧性的良好匹配, 可通过热处理调制出由含量较少的 α_p 和内部形成粗大片层 α 和 β 的 β_1 所构成的双态组织。

关键词: TC21 钛合金; 拉伸性能; 冲击韧性; 变形机制; 裂纹扩展

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)05-1449-09

钛合金具有比强度高和耐腐蚀性好等优点, 广泛应用于航空航天和船舰等领域^[1-4]。在航空航天中的应用, 材料设计准则发生改变, 飞机结构材料不仅要求高强度以承受更大的载荷, 而且要求良好的韧性以避免发生灾难性事故。因此, 高强高韧损伤容限型钛合金应运而生^[5-6]。其中, TC21 钛合金(名义成分为 Ti-6Al-3Mo-2Sn-2Zr-2Nb-1.5Cr-0.1Si) 具有高强度(抗拉强度 ≥ 1100 MPa), 高断裂韧性 ($K_{IC} \geq 70$ MPa·m^{1/2}) 和低裂纹扩展率 (d_a/d_N 与 TC4 相当), 在航空工业中已成功应用于关键部件的制造^[7-8]。

TC21 合金属于 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 其力学性能与微观组织密切相关, 通过热加工/热处理可以获得丰富的显微组织(等轴组织、双态组织、片层组织和网篮组织等), 且同一组织状态, 不同组织特征对力学性能也有着较大的影响^[9-14]。在服役过程, 不可避免会遭受冲击载荷的作用^[15-16], 可能导致灾难性事故的发生, 此外, 构件存在裂纹、键槽、螺纹和焊缝等, 在冲击

载荷下的力学性能显得更为重要。在这种情况下, 更重要的是其冲击韧性, 即冲击载荷下的抵抗裂纹萌生和扩展的能力^[17-27]。然而对于 TC21 合金, 目前研究主要集中在热加工组织演变、强塑性、疲劳、断裂韧性和裂纹扩展速率方面^[9, 12, 28-29], 对其冲击韧性的研究还相对较少。夏比缺口冲击实验是最为常用的测试技术来评价材料的冲击韧性, 但是现实生产中主要用于检验冲击韧性是否达标, 没有深入研究影响钛合金冲击韧性的内在因素。此外, 虽然已有学者研究了钛合金的冲击韧性, 但多数认为裂纹路径曲折程度是决定冲击韧性的主要因素^[18-19, 30-31], 而没有对冲击引起的局部塑性变形进行详细表征以及分析裂纹萌生和扩展机制, 而恰好这些变形特征可以从本质上反映影响冲击韧性的关键因素。此外, TC21 合金拉伸性能和冲击韧性的内在控制机理还有待进一步研究。

为此, 本实验研究采用不同的热处理工艺调制出不同特征显微组织, 对其进行准静态拉伸和缺口冲击

收稿日期: 2023-05-06

基金项目: 国家自然科学基金(52101122); 湖北省高等学校优秀中青年科技创新团队计划项目(T2020008)

作者简介: 雷磊, 男, 1989年生, 博士, 副教授, 长江大学物理与光电工程学院, 湖北 荆州 434023, E-mail: leileiacute@126.com

试验。采用 SEM 和 EBSD 对显微组织，断口形貌，裂纹扩展路径及其附近显微组织变形特征进行表征，揭示决定其拉伸性能和冲击韧性的内在因素，阐明两者性能表现出不同规律的原因，揭示显微组织-裂纹萌生和扩展-冲击韧性之间的关系，对提升 TC21 钛合金拉伸性能-冲击韧性匹配提供参考。

1 实验

实验用 TC21 合金由西北有色金属研究院提供，合金的原始显微组织由 40vol% 的 α_p (平均直径为 7 μm) 和 60vol% 的 β_t 组成 (图 1a)，用金相法测得 β 相到 α 相的转变温度约为 950 $^{\circ}\text{C}$ 。采用电火花线切割机从长方体坯沿着平行于长度方向切取若干尺寸为 14 mm×14 mm×65 mm 试样。采用不同热处理工艺调制出不同的显微组织，热处理工艺如图 1b 所示。将热处理后的试样分别加工成标距长度 25 mm、标距段直径 5 mm 的狗骨圆柱型拉伸试样和尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm 的 V 型 (V 口深度为 2 mm) 缺口冲击试样，对其进行室温准静态拉伸和缺口冲击实验。室温拉伸试验在 Instron 5985 拉伸试验机上完成，拉伸应变速率约为 $3\times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ，为了保证拉伸结果的可靠性和重复性，同一状态的拉伸试验重复 2 次。从拉伸结果可获得以下的拉伸性能指标：屈服强度 (YS)、抗拉强度 (UTS)、延伸率 (EI) 和断面收缩率 (RA)。采用 NI300C 示波冲击试验机进行室温冲击实验，每个状态的冲击实验重复 3 次。

采用 Axio vert A1 光学显微镜、扫描电子显微镜 (SEM, JSM-6460) 和电子背散射衍射 (EBSD) 对

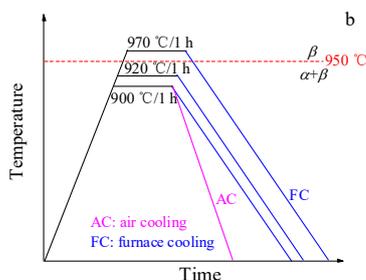
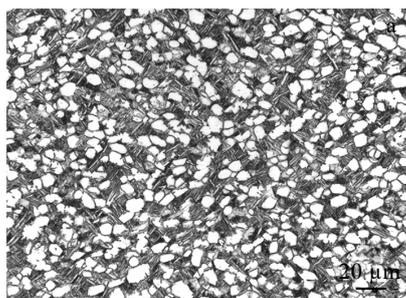


图 1 TC21 合金原始组织和热处理工艺

Fig.1 Original microstructure of TC21 alloy (a) and heat treatment process (b)

显微组织、断口形貌、裂纹萌生区和扩展路径等进行表征。金相样品制备方法为首先采用 320#~2000# 砂纸打磨，随后进行电解抛光，电解液体积比为 1:16 的高氯酸和冰乙酸混合溶液，抛光具体参数为：电压约 58 V、电流约 0.8 A、室温抛光、抛光时间为 20~40 s。最后对抛光面进行腐蚀，腐蚀液体积比为 1:3:7 的 HF、HNO₃ 和 H₂O 混合溶液。EBSD 是在装配了牛津 Symmetry EBSD 探头的德国蔡司 Gemini500 场发射 SEM 中进行观察，样品砂纸打磨后电解抛光。使用 AZtecCrystal 软件对采集的 EBSD 数据进行后处理。

2 结果与分析

2.1 显微组织

TC21 合金热处理后显微组织如图 2 所示。900-AC 形成了由初生等轴 α 相 (α_p)、粗片层 α 相 (α_l) 和细小网篮状 β 转变组织 (β_t) 所组成三态组织 (图 2a)，而炉冷 (900-FC) 则形成了由 α_p 和 β_t 组成的双态组织 (图 2b)， α_p 体积分数由 900-AC 的 12vol% 增加到 40vol%， α_p 粒径由 6.0 μm 增加到 6.8 μm ， β_t 中的片层 α 相厚度由 0.015 μm 增加大 0.34 μm ，可见冷速对显微组织有显著的影响。在 900 $^{\circ}\text{C}$ 保温过程中， α_p 和 α_l 逐渐转变为 β 相，直至两相之间到达平衡，此过程 α_p 含量减小，且部分未转变完全而形成粗片层 α ，在随后的冷却过程， β 相转变为片层 α 相。由此可见，造成两者组织不同的原因是随后的冷却速率，空冷冷速较快，从而形成细小的 β_t 组织，而 900-FC 较慢的冷速造成析出粗片层 α ， α_p 发生外延长大，且部分片层 α 发生球化，造成 α_p 粒径和体积分数增加。当固溶温度从 900 $^{\circ}\text{C}$ 升高到 920 $^{\circ}\text{C}$ 时， α_p 体积分数由 40vol% 下降到 30vol%， α_p 粒径由 6.8 μm 减小到 5.6 μm ， α 片层厚度由 0.34 μm 增加到 1.02 μm (图 2c 和表 1)。这是由于随固溶温度升高，更多的 α_p 转变为 β 相，造成 α_p 含量减小，在随后的冷却过程，较高的温度导致相变过程生成的 α 片层厚度增加。970-FC (β 单相区) 试样炉冷形成了较粗大的全片层组织 (图 2d)，片层 α 和 β 平行交替构成集束。

2.2 拉伸性能

900-AC、900-FC、920-FC 和 970-FC 的工程应力-应变曲线和对应的拉伸性能 (YS、UTS、EI 和 RA) 如图 3 所示。工程应力-应变曲线显示 920-FC 的均匀塑性变形能力强于其它状态，断裂应变最高，具备优异的塑性变形能力，而 900-AC 的强度显著高于其它状态而塑性较差。970-FC 的强度略高于 900-FC 和 920-FC，但是其塑性远低于后两者，甚至低于 900-AC。由此可见，双态组织具备更好的拉伸性能。

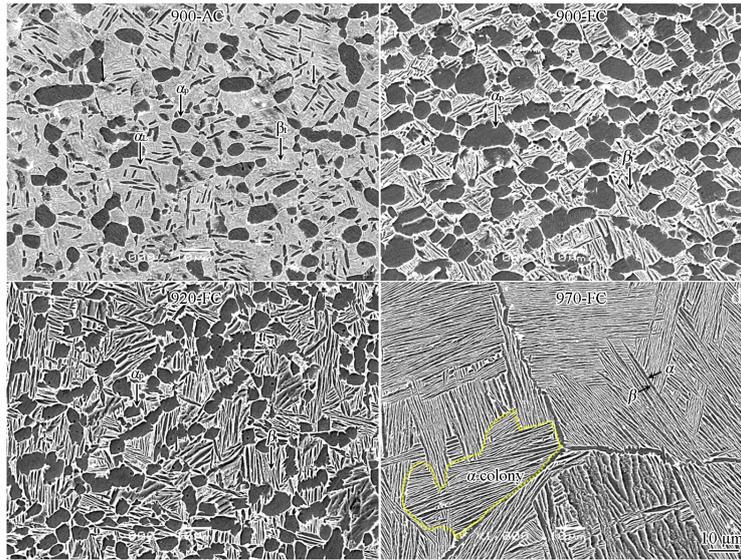


图 2 TC21 合金热处理后显微组织

Fig.2 Microstructures of TC21 alloy after different heat treatments: (a) 900-AC, (b) 900-FC, (c) 920-FC, and (d) 970-FC

表 1 TC21 固溶后典型组织参数统计

Table 1 Statistics of typical microstructure parameters of TC21 alloy after solution treatment

Sample	α_p content/vol%	α_p diameter/ μm	Lamellar α thickness/ μm
900-AC	12	6.0	0.015
900-FC	40	6.8	0.34
920-FC	30	5.6	1.02
970-FC	-	-	1.24

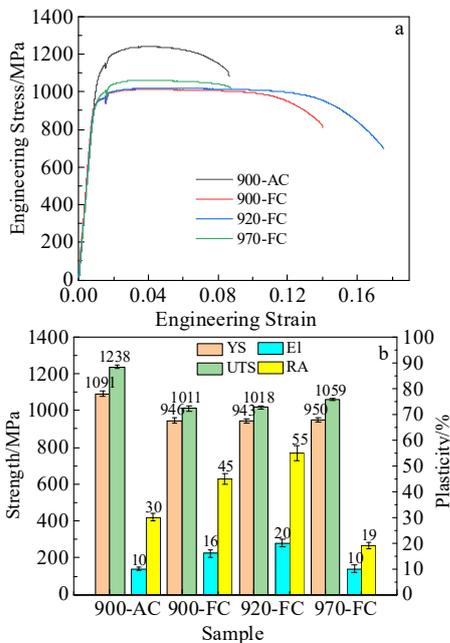


图 3 TC21 不同热处理工艺后拉伸性能

Fig.3 Engineering stress-engineering strain curves (a) and tensile properties (b) of TC21 after different heat treatment processes

图 4 为 4 种状态的拉伸宏/微观断口形貌。可见，所有双态组织的宏观断口形貌均为杯锥状，中间为平坦的纤维区，外围为剪切唇。然而，纤维区所占面积有所不同，900-AC 的纤维区面积较小，且断口面积（图 4a）大于 900-FC（图 4b）和 920-FC（图 4c），说明其塑性变形程度较小。920-FC 纤维区面积最大，且断口面积最小，发生了严重的颈缩，这和其拥有最好的塑性相一致。970-FC 的宏观断口不同于其它状态，表面整体较为平整而局部起伏较大的形貌，且断口面积最大，发生颈缩程度小（图 4d）。微观形貌显示 900-AC、900-FC 和 920-FC 的纤维区均由韧窝组成，然而 900-AC 的韧窝大小和深度（图 4e）小于 900-FC（图 4f）和 920-FC（图 4g），说明 900-AC 断裂过程产生的撕裂程度小于后两者。此外，在 920-FC 中还发现较多的孔洞，且存在大量的撕裂棱，说明在断裂过程发生剧烈塑性变形产生撕裂，表现出优异的塑性。相比之下，970-FC 的断口（图 4h）呈现由内部粗糙的较大解理面和细小韧窝组成的混合断裂模式，且存在较大的二次裂纹。

2.3 冲击韧性

冲击韧性如图 5 所示，可见热处理工艺对冲击韧性有较大的影响，对于炉冷状态，随固溶温度升高，冲击韧性逐渐增大，全片层组织的冲击韧性高于双态组织，970-FC 的冲击韧性（38 J/cm²）比 920-FC（33 J/cm²）高 15%。两相区空冷降低了冲击韧性，900-AC 的冲击韧性（24 J/cm²）比 900-FC（30 J/cm²）低约 25%。

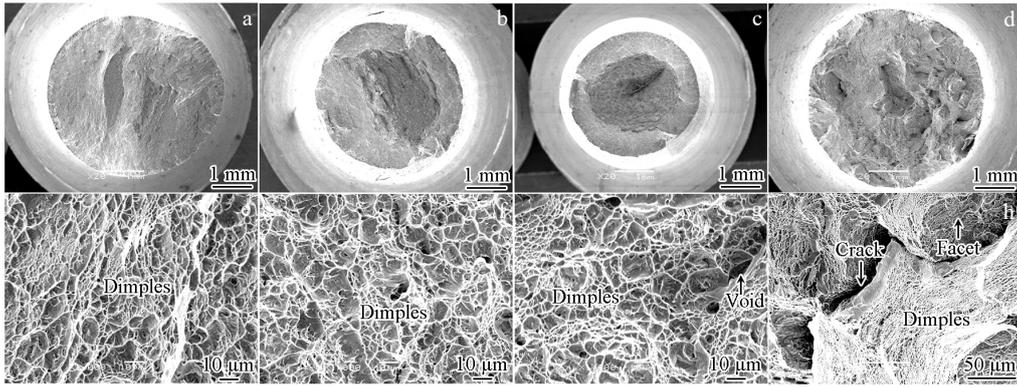


图 4 TC21 合金拉伸断口形貌

Fig.4 Tensile fracture morphologies of TC21 alloy after different heat treatments: (a, e) 900-AC, (b, f) 900-FC, (c, g) 920-FC, and (d, h) 970-FC

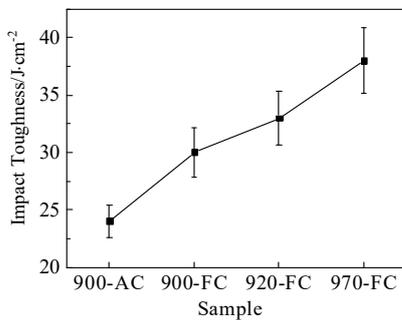


图 5 TC21 不同热处理工艺后冲击韧性

Fig.5 Impact toughness of TC21 alloy after different heat treatment processes

四者冲击断口形貌如图 6 所示，宏观断口显示出 2 个明显的区域，即纤维区和剪切唇区，然而 970-FC 纤维区表面起伏度明显大于双相区固溶试样，说明全片层

和双态组织裂纹扩展微观机制有所不同。试样在冲击过程经历裂纹的萌生和随后的扩展过程，因此对萌生区和扩展区的微观形貌分别进行观察。所有试样的萌生区（图 6e~6h）均形成韧窝，但表现出不同的韧窝特征，900-AC 的韧窝深度浅，表面较为平整（图 6e），说明其在裂纹萌生过程发生较小的塑性变形。相比之下，900-FC 韧窝深度较深，还存在少量的微孔洞（图 6f），塑性变形程度大于 900-AC。920-FC 不仅有韧窝，还产生较多微孔洞、撕裂棱和台阶（图 6c 和 6g），发生了更剧烈的塑性变形。970-FC（图 6h）的萌生区呈现韧性的混合韧窝的形貌，说明 970-FC 萌生过程中发生了较大的塑性变形。两相区固溶试样的裂纹扩展区均由韧窝和小解理面组成的混合断裂模式，扩展区微观断口形貌无明显差别（图 6i~6k），而 970-FC 裂纹扩展区形成了由韧窝和较大解理面构成的混合断裂特征（图 6l）。

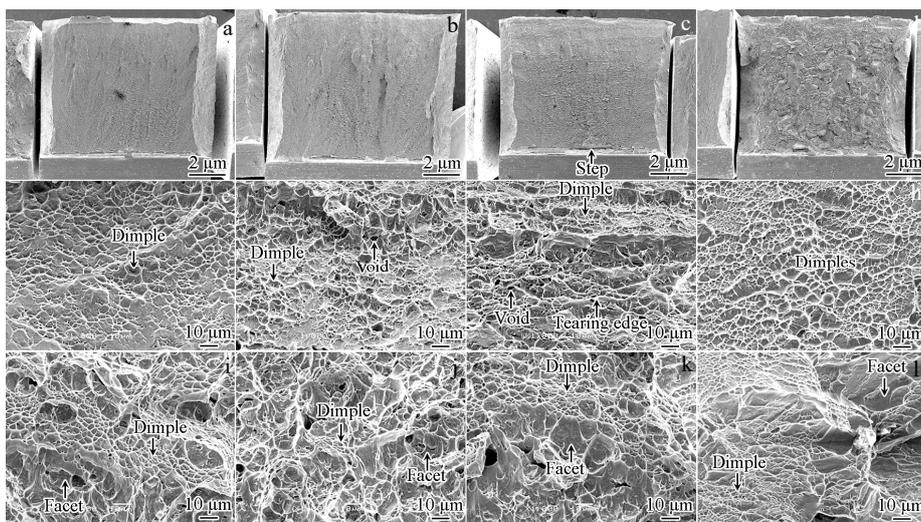


图 6 TC21 合金冲击断口形貌

Fig.6 Impact fracture morphologies of different heat-treated TC21 alloys: (a, e, i) 900-AC, (b, f, j) 900-FC, (c, g, k) 920-FC, and (d, h, l) 970-FC

为分析不同微观组织的断裂抗力,有必要研究裂纹萌生和扩展过程中的断裂模式及其相关的变形机制。900-AC 裂纹萌生区形成了较粗直的二次裂纹,未观察到明显的塑性变形特征(图 7a),说明裂纹萌生过程消耗的冲击功较小,而 900-FC 裂纹路径附近的部分 β_1 发生扭折变形(图 7b)。相比之下,920-FC 萌生区发生

剧烈的塑性变形特征,如微孔、扭折的 β_1 和透镜状的 α_p ,其中 α_p/β_1 界面是孔洞形核的主要位置(图 7c)。970-FC (图 7d) 裂纹路径附近的片层组织发生严重的扭折变形,说明裂纹萌生过程中发生了较大的塑性变形。

裂纹扩展区路径如图 8 所示,试样的裂纹扩展区无明显塑性变形特征,说明裂纹扩展过程塑性变形程

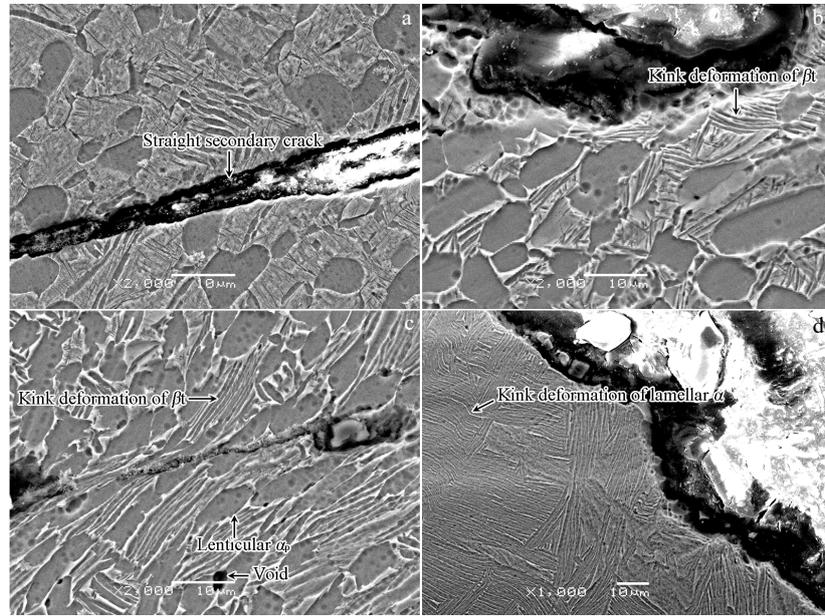


图 7 TC21 合金冲击萌生区附近显微组织变形特征

Fig.7 Deformation characteristics of initiation zone in TC21 alloy after different heat treatments: (a) 900-AC, (b) 900-FC, (c) 920-FC, and (d) 970-FC

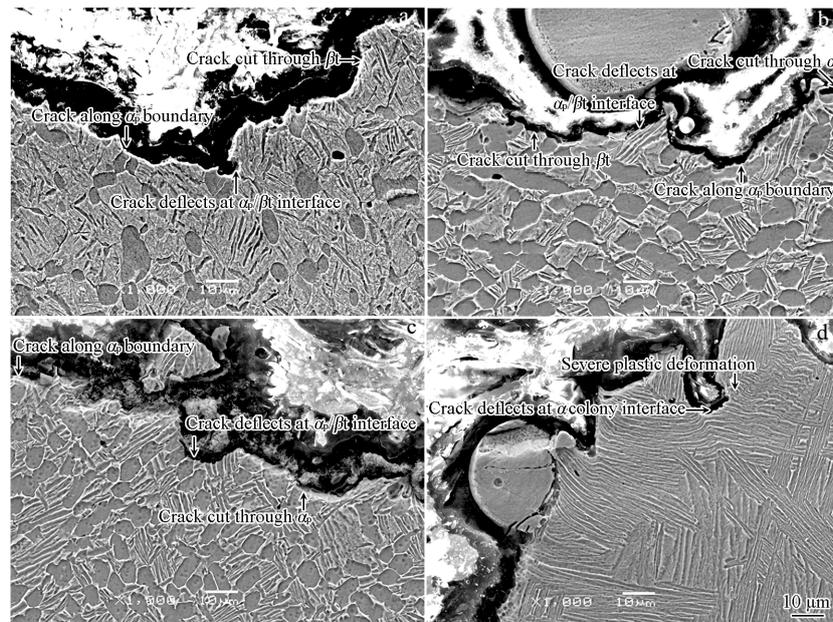


图 8 TC21 合金冲击扩展区裂纹路径

Fig.8 Crack path of propagation region in TC21 alloy after different heat treatments: (a) 900-AC, (b) 900-FC, (c) 920-FC, and (d) 970-FC

度小于萌生过程。对于 900-AC，裂纹切过 β_t 片层组织或沿着 α_p 界面扩展，形成平直的裂纹扩展路径，部分 α_p 和 β_t 界面起到偏转裂纹路径的作用，增加了裂纹路径曲折程度（图 8a）。900-FC（图 8b）和 920-FC（图 8c）的裂纹沿 α_p 界面或切过 α_p 扩展，当遇到 β_t 时，裂纹将穿过 α/β 片层或沿 α/β 片层界面扩展，虽然 α_p/β_t 偏转了裂纹扩展方向，但是 α_p 和 β_t 尺寸较小，同样获得较平直的路径。相比之下，970-FC 裂纹在遇到集束界面时发生偏转，裂纹偏转处附近的组织发生较剧烈的塑性变形（图 8d），有效的减缓了裂纹尖端的应力集中，从而造成裂纹的扩展方向发生偏转，且集束尺寸较大，最终形成了曲折的裂纹路径。

3 讨论

上述研究结果表明，拉伸和冲击表现出不同的变化规律，拉伸塑性较差的全片层组织（970-FC）冲击韧性最高，比拉伸塑性最好的 920-FC 还高 15%。由此可见，控制拉伸性能和冲击韧性的因素有所不同，为了进一步证实这一结论，对 900-AC、920-FC 和 970-FC 试样进行时效处理，拉伸性能和冲击韧性对比结果如图 9 所示。900-AC 时效后强度有较大提升，而

塑性无明显变化。920-FC 和 970-FC 时效后强度增加幅度较小，塑性下降程度也较小。然而，时效后冲击韧性下降幅度较大，900-AC、920-FC 和 970-FC 分别下降了 50%、38% 和 36%，说明冲击韧性对显微组织更为敏感。

冲击过程试样经历了裂纹萌生和扩展过程，因此，总功 (E_t) 可分为裂纹萌生功 (E_i) 和扩展功 (E_p) 两部分，上述冲击断口形貌也显示裂纹萌生区和扩展区有所不同且两者的塑性变形程度也存在差异。为了量化裂纹萌生和扩展过程对冲击韧性的贡献，对 920-FC 和 970-FC 以及两者时效后的试样在冲击过程的载荷-位移曲线进行积分得到总冲击能量 E_t ，对初始点到峰值载荷点的曲线积分得到 E_i ，对峰值载荷到断裂的曲线积分得到 E_p ^[32-33]，结果如图 10 所示。可见，920-FC、920-FC/600、970-FC 和 920-FC/600 的 E_i 分别占 E_t 的 81%、79%、67% 和 73%，表明裂纹萌生功对冲击韧性起着决定性作用，这和萌生区发生更剧烈的塑性变形结果相一致。920-FC 时效后 E_i 显著下降，而 E_p 变化不明显，而 970-FC 时效后 E_i 和 E_p 均有一定程度的减小。片层组织的 E_p 高于双态组织，说明粗片层组织具备较高的抗裂纹扩展能力。

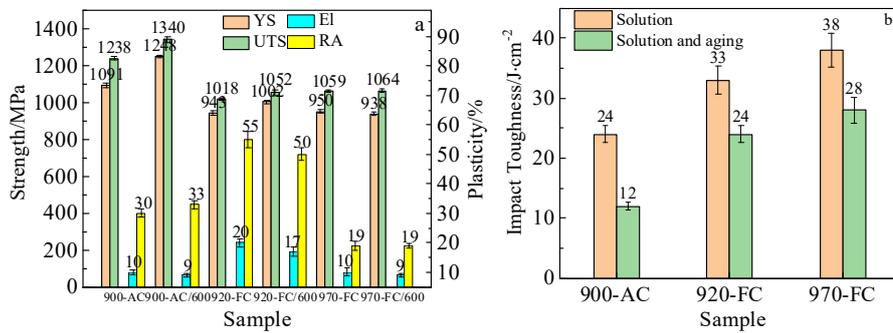


图 9 时效前后试样的力学性能

Fig.9 Mechanical properties of samples before and after aging: (a) tensile properties and (b) impact toughness

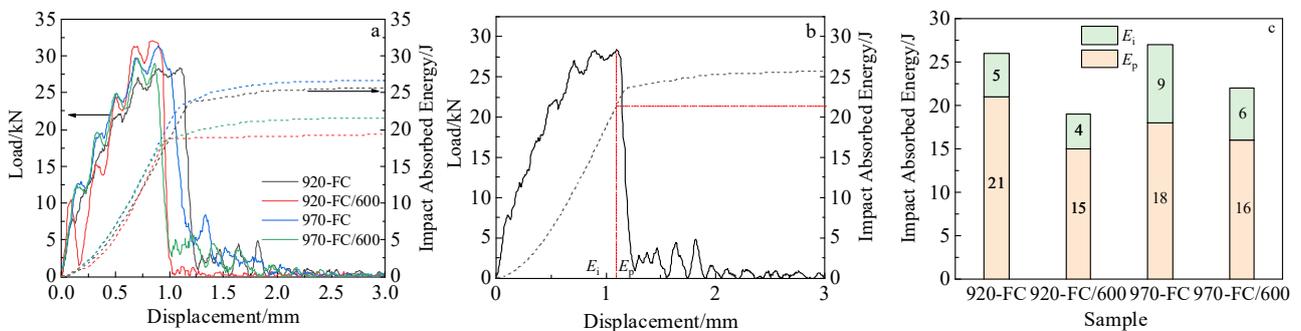


图 10 TC21 合金时效前后冲击性能

Fig.10 Impact properties of TC21 alloys before and after aging: (a) load/absorbed energy-displacement curves, (b) load/impact absorbed energy-displacement curves and (c) impact absorbed energy of different samples

拉伸变形过时,试样发生颈缩前整个区域发生塑性变形,不同结构之间的协调变形可以充分发挥。900-AC 中细小的网篮状 β_t 中存在大量的界面,位错易在此塞积,且细小片层塑性变形能力较弱,造成强度升高,取向随机分布的 α_p 内部可以激活滑移系,有助于协调塑性变形^[34],使其具备一定的塑性。对于 920-FC,变形初期,软质的 β 优先发生塑性变形,位错在片层 α/β 界面塞积,然而位错可以穿过具有 Burgers 取向关系 (Burgers orientation relationship, BOR) 的小角度界面 (图 11a),可以释放界面处的应力,且厚片层 α 和 β 具有较好的塑性变形能力,造成塑性增加而强度降低。当位错滑移到 α_p/β_t 界面或 β_t 内部的 α 集束界面时,由于存在较大的取向差,导致位错塞积,使其强度仍保持较高水平,获得良好的强塑性匹配。970-FC 中的片层 α 和 β 相互平行交替构成集束,位错易穿过具有 BOR 关系的共格 α/β 界面^[35-37]。然而,相邻的集束之间存在较大的几何和晶体取向差 (图 11b),在一个集束尺度内发生塑性变形会导致集束和集束之间界面的变形不相容,导致微尺度应变不相容和应力集中,促进微孔形核^[38]。此外,集束尺寸较大且其内部 α 片层取向一致 (图 11b),位错滑移长度大,易发生塑性变形局域化,造成强塑性匹配差于双态组织。

相比之下,在缺口冲击过程,高应变速率作用下裂纹在缺口根部快速萌生和扩展,塑性变形集中在裂纹尖端附近小范围内,造成各结构之间的协调变形不能充分发挥。

在裂纹萌生过程,920-AC 中网篮状结构的 β_t 在高应变速率下变得更脆,且由于塑性影响区较小,使得 α_p 协调变形的作用大幅削弱,造成萌生区未发生明显的塑性变形,最终获得较低的冲击韧性。时效后在

拉伸强塑性匹配提升的情况下,冲击韧性减半,进一步证明了冲击过程 α_p 和 β_t 之间的协调变形难以充分发挥。对于 920-FC,和拉伸过程相似, β_t 具备优异的塑性变形能力,造成其具备较高的萌生功。对于 970-FC,由于塑性变形区域小,且集束尺寸较大,此时集束界面对材料塑性变形的影响较小,而片层 α 和 β 成为控制塑性变形的有效单元,粗片层 α/β 具有较好的塑性变形能力,且两者之间符合 BOR,位错以通过界面而有效释放用力,最终造成其裂纹萌功略低于 920-FC 而高于其它状态,和拉伸表现出较差的塑性相悖。值得注意的是,虽然 970-FC 的萌生功低于 920-FC,但是其裂纹扩展功高于 920-FC,造成 970-FC 具备最高的冲击韧性。结合裂纹扩展路径附近显微组织变形情况和扩展功变化规律,发现双态组织扩展功均较小,且时效后的扩展功也无明显变化,裂纹附近未发生明显的塑性变形,说明裂纹扩展过程中的塑性变形要小得多,表明裂纹扩展过程中塑性变形所消耗的冲击能量远低于裂纹萌生过程。但 970-FC 的裂纹扩展功高于双态组织的裂纹扩展功,图 11 中 EBSD 分析表明 970-FC 中大角度 α 集束边界成为偏转裂纹扩展的重要因素,导致裂纹局部止裂。此外,由于集束尺寸较大,造成 970-FC 的裂纹路径比双态组织曲折,曲折的裂纹可以消耗更多的能量^[10,39],从而提高抗裂纹扩展的能力。因此,促进裂纹偏转的微观结构能够提高裂纹扩展功。

通过以上对拉伸和冲击韧性影响机理的全面分析,可见,为获得拉伸性能和冲击韧性的良好匹配,可通过合适的热处理工艺^[40]调制出由含量较少的 α_p 和内部形成粗大片层 α 和 β 的 β_t 所构成的双态组织,则可保证获得良好强塑性匹配的前提下,还具备较高的冲击韧性。

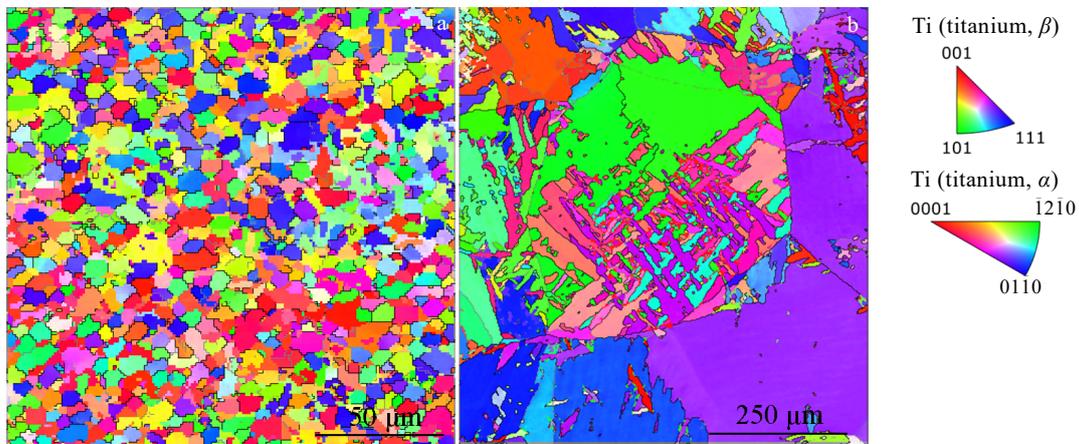


图 11 热处理后显微组织 IPF 图

Fig.11 IPF maps of microstructures after different heat treatments: (a) 920-FC and (b) 970-FC

4 结 论

1) 900-AC 形成由 α_p 、粗片层 α 相和细小网篮状 β_i 所组成三态组织, 900-FC 形成双态组织。从 900 °C (900-FC) 升高到 920 °C (920-FC) 时, α_p 体积分数由 40vol% 下降到 30vol%, α_p 粒径由 6.8 μm 减小到 5.6 μm , α 片层厚度由 0.34 μm 增加到 1.02 μm , 而 970-FC 形成了粗大的全片层组织。

2) 900-AC 强度最高而塑性较差, 970-FC 的强度略高于 900-FC 和 920-FC, 但其塑性远低于后两者, 甚至低于 900-AC。然而 970-FC 冲击韧性最高, 比塑性最好的 920-FC 还高 15%, 说明控制拉伸性能和冲击韧性的因素有所不同。时效后的性能 (塑性无明显变化但 900-AC, 920-FC 和 970-FC 冲击韧性分别下降了 50%、38% 和 36%) 进一步证实了这一点。

3) 裂纹萌生功对 TC21 的冲击韧性起着决定性作用, 萌生区虽小, 但其塑性变形程度大于扩展区且其萌生功显著高于扩展功, 说明萌生功由裂纹尖端附近显微组织的塑性变形能力决定; 裂纹扩展过程, 路径曲折程度小的双态组织对应扩展功低, 而曲折的全片层组织扩展功较高, 时效后其扩展功虽略有下降但仍高于双态组织, 说明扩展功和裂纹路径曲折程度呈正相关。

4) 拉伸时, 试样发生颈缩前整个区域发生塑性变形, 双态组织中 α_p 和 β_i 之间的协调变形能够充分发挥, 造成其具备较好的强塑性匹配, 而全片层组织集束尺寸较大且其内部 α 片层取向一致, 位错滑移长度较大, 易发生塑性应变局域化, 造成其强塑性匹配差于双态组织。冲击时, 塑性变形集中在裂纹尖端附近小范围内, α_p 和 β_i 之间的协调变形不能充分发挥, 而 970-FC 中塑性变形能力较好的片层 α 和 β 成为控制塑性变形的有效单元。此外, 大角度 α 集束界面造成裂纹偏转而形成曲折的路径, 最终造成其冲击韧性高于双态组织。

参考文献 References

- [1] Zhao Qinyang, Sun Qiaoyan, Xin Shewei et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 845: 143260
- [2] Lei Lei, Zhao Qinyang, Zhao Yongqing et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2022, 299: 117322
- [3] Zhang Runqi, Zhao Qinyang, Guo Dizi et al. *Scripta Materialia*[J], 2023, 229: 1153825
- [4] Li Yanxing (李严星), Zhou Zhe (周哲), Wang Lin (王琳) et al. *Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(3): 953
- [5] Zhao Yongqing(赵永庆), Wu Cong(吴聪), Wang Huan(王欢). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(12): 4389
- [6] Li Yi(李毅), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东). *Materials Reports*(材料导报)[J], 2020, 34(Z1): 280
- [7] Zhao Yongqing, Qu Henglei. *Materials Science Forum*[J], 2010, 654: 586
- [8] Wang Jiangxiong, Ye Xianwei, Li Yuanhui et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 869: 144788
- [9] Lei Lei, Zhao Qinyang, Wu Cong et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 99: 101
- [10] Lei Lei, Zhao Qinyang, Zhao Yongqing et al. *Materials Characterization*[J], 2021, 177: 111164
- [11] Tan Changsheng, Sun Qiaoyan, Zhang Guojun et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2020, 138: 105724
- [12] Wang Shu, Liang Yilong, Sun Hao et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 812: 141095
- [13] Wen Xin, Wan Mingpan, Huang Chaowen et al. *Materials & Design*[J], 2019, 180: 107898
- [14] Zhou Jianwei(周建伟), Sun Qianjiang(孙前江), Peng Jiahao (彭嘉豪) et al. *Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(9): 3353
- [15] Wang Kun, Hu Feng, Zhou Songbo et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 5449
- [16] Lei Lei, Zhao Yongqing, Zhao Qinyang et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2021, 801: 140411
- [17] Wang Jiangxiong, Ye Xianwei, Li Yuanhui et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 869: 144788
- [18] Zhang Mingyu(张明玉), Yun Xinbing(运新兵), Fu Hongwang (伏洪旺). *Rare Metal Material and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(5): 1759
- [19] Li Zhishang(李志尚), Xiong Zhihao(熊智豪), Yang Ping(杨平) et al. *Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2446
- [20] Wu Cong, Zhao Yongqing, Huang Shixing et al. *Materials Characterization*[J], 2021, 175: 111103
- [21] Yang Ronggui, Zhao Fei, Liu Yuan et al. *Materials Today Communications*[J], 2022, 31: 103640
- [22] Cao Zhiqiang, Deng Hao, Qiu Wenbin et al. *Advanced Engineering Materials*[J], 2021, 24(5): 2101178
- [23] Huang Chaowen, Wang Fengmei, Wen Xin et al. *Journal of Materials Science*[J], 2021, 56(14): 8848
- [24] Li Yanxing(李严星), Wang Lin(王琳), An Rui(安瑞) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(12): 4369
- [25] Semenova I P, Modina J, Polyakov A V et al. *Materials*

- Science and Engineering A*[J], 2019, 743: 581
- [26] Polyakov A V, Raab G I, Semenova I P *et al. Materials Letters*[J], 2021, 302: 130366
- [27] Ye Xianwei, Wan Mingpan, Huang Chaowen *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 840: 142825
- [28] He Dongsheng, Li Liuhe, Zhang Yongxin *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 935: 168139
- [29] Zheng Xiaoyu, Wang Ke, Zhang Cheng *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2022, 35(3): 475
- [30] Chen Jun, Zhao Yongqing, Zeng Weidong. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2007, 17(1): 93
- [31] Liu Yingying(刘莹莹), Li Jiayi(李嘉懿), Guo Wenhui(郭文虎) *et al. Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(11): 4137
- [32] Lei Lei, Zhao Qinyang, Zhu Qiwei *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 860: 144258
- [33] Lei Lei, Zhu Qiwei, Zhao Qinyang *et al. Materials Characterization*[J], 2023, 195: 112504
- [34] Antolovich S D, Armstrong R W. *Progress in Materials Science*[J], 2014, 59: 1
- [35] Wei Shaolou, Kim Jinwoo, Tasan Cemal Cem. *International Journal of Plasticity*[J], 2022, 148: 103131
- [36] An Zhen(安震), Wang Chen(王琛), Ding Xu(丁旭) *et al. Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(3): 853
- [37] Chen Haisheng, Liu Xianghong, Du Yuxuan *et al. JOM*[J], 2023, 75: 2771
- [38] Wu Hao, Fan Guohua. *Progress in Materials Science*[J], 2020, 113: 100675
- [39] Zhu Wentan, Liu Wensheng, Ma Yunzhu *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 862: 144219
- [40] Qin Haixu(秦海旭), Geng Naitao(耿乃涛), Yang Liu(杨柳). *Titanium*(钛工业进展)[J], 2023, 40(3): 6

Intrinsic Control Mechanism of Tensile and Impact Toughness of TC21 Titanium Alloy

Lei Lei¹, Zhu Qiwei², Zhao Qinyang³, Zhao Yongqing⁴

(1. School of Physics and Optoelectronic Engineering, Yangtze University, Jingzhou 434023, China)

(2. School of Mechanical Engineering, Yangtze University, Jingzhou 434023, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, China)

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

Abstract: TC21 alloy has high strength and fracture toughness. However, the differences in the intrinsic control mechanisms of their tensile and impact toughness are not clarified. In this work, different microstructures were prepared by regulating the solid solution temperature and cooling rate to study the tensile and impact properties. The results show that tensile performance and impact toughness exhibit different variation laws. The impact toughness of the bimodal structure with better plasticity is lower than that of the full lamellar structure with the worst plasticity, indicating that the intrinsic control mechanisms of tensile properties and impact toughness are different, which is further confirmed by the post-aging properties (no significant change in plasticity but significant decrease in impact toughness after aging). During tensile deformation, plastic deformation occurs in the whole region of the specimen before necking occurs, and the coordination deformation between α_p and β_t in the bimodal structure is fully developed; while the full lamellar structure has a larger colony size, its internal lamellar α orientation is uniform, and the dislocation slip length is larger, making it susceptible to plastic strain localization, and resulting in a poorer strength plasticity matching than that of the bimodal structure. Under the influence of high strain rate, the crack initiation and propagation at the notch root are rapid, and the plastic deformation is concentrated in a small range near the crack tip, resulting in the fact that coordination deformation between α_p and β_t in bimodal structure cannot be fully played. By contrast, the large α colony size of the full lamellar structure leads to less influence of the α colony interface on plastic deformation, and the lamellar α and β become an effective unit to control plastic deformation. The coarse lamellar α and β have good plastic deformation ability, resulting in higher crack initiation energy, which is inconsistent with the poor plasticity during tension. In addition, the large angle interface of α colony causes the deflection of crack and forms a tortuous path, resulting in higher impact toughness than that of the bimodal structure. To obtain a good match between tensile properties and impact toughness, a bimodal structure consisting of a small amount of α_p and β_t , which has coarse lamellar α and β internally, can be prepared by heat treatment.

Key words: TC21 titanium alloy; tensile property; impact toughness; deformation mechanism; crack propagation