

# 退火温度对 Ti90 合金无缝管材组织及强韧性的影响

涂释友<sup>1,2</sup>, 贾蔚菊<sup>1</sup>, 李思兰<sup>1</sup>, 李倩<sup>1</sup>, 毛成亮<sup>1</sup>, 张思远<sup>1</sup>, 王佳璐<sup>1</sup>

(1. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(2. 东北大学, 辽宁 沈阳 110006)

**摘要:** 研究了双重退火工艺对 Ti90 合金无缝管材微观组织及强韧性的影响。通过光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、电子背散射衍射(EBSD)等手段系统表征了热连轧态及双重退火态管材的显微组织及织构特征, 测试了室温拉伸性能和低温冲击性能, 并深入分析了其强韧化机理。结果表明, 热连轧态管材经双重退火处理后, 片层状  $\alpha$  集束减少,  $\alpha$  相发生明显球化并形成以等轴初生  $\alpha$  相( $\alpha_p$ )为主的组织, 同时  $\beta$  转变组织( $\beta_t$ )中开始析出次生  $\alpha$  相( $\alpha_s$ ); 随着第一重退火温度升高,  $\alpha_p$  的球化程度和晶粒尺寸增大,  $\beta_t$  中的  $\alpha_s$  也显著长大。管材经 900 °C/1 h/AC+500 °C/4 h/AC 双重退火后, 表现出优异的综合力学性能。强韧化机理分析表明, Ti90 合金在 -20 °C 冲击过程中易产生形变孪晶, 主要类型为  $\langle 11\bar{2}0 \rangle 85^\circ$  拉伸孪晶, 该类孪晶可缓解位错塞积与应力集中, 耗散冲击能量, 同时促进多系滑移以增强塑性变形能力, 从而显著提升合金的低温冲击韧性。

**关键词:** Ti90 合金; 冲击韧性; 热处理; 孪晶

中图分类号: TG166.5; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2026)03-001-10

## Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Strength-toughness of Ti90 Alloy Seamless Tubes

Tu Shiyou<sup>1,2</sup>, Jia Weiju<sup>1</sup>, Li Silan<sup>1</sup>, Li Qian<sup>1</sup>, Mao Chengliang<sup>1</sup>, Zhang Siyuan<sup>1</sup>, Wang Jialu<sup>1</sup>

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

(2. Northeastern University, Shenyang 110006, China)

**Abstract:** The effects of a dual annealing process on the microstructure and strength-toughness of Ti90 alloy seamless tubes were investigated. The microstructures and texture characteristics of the hot-rolled and dual-annealed tubes were systematically characterized using optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), and electron backscatter diffraction (EBSD). The room-temperature tensile properties and low-temperature (-20 °C) impact toughness were evaluated, and the underlying strengthening and toughening mechanisms were analyzed in depth. The results show that after dual annealing, the lamellar  $\alpha$  colonies in the hot-rolled tubes are reduced, and the primary  $\alpha$  phase ( $\alpha_p$ ) undergoes significant spheroidization, forming a microstructure dominated by equiaxed  $\alpha_p$ . Meanwhile, secondary  $\alpha$  phase ( $\alpha_s$ ) precipitates begin to form in the transformed  $\beta$  matrix ( $\beta_t$ ). As the first-stage annealing temperature increases, both the spheroidization degree and grain size of  $\alpha_p$  increase, and the  $\alpha_s$  phase also coarsens significantly. The tube treated with a dual annealing schedule of 900 °C/1 h/AC followed by 500 °C/4 h/AC exhibits excellent comprehensive mechanical properties. Mechanism analysis indicates that deformation twins are readily activated in Ti90 alloy during impact at -20 °C, with  $\langle 11\bar{2}0 \rangle 85^\circ$  tensile twins being the dominant type. These twins relieve dislocation pile-ups and stress concentrations, dissipate impact energy, and promote multiple slip systems to enhance plastic deformation capacity, thereby significantly improving the low-temperature impact toughness.

**Keywords:** Ti90 alloy; impact toughness; heat treatment; twin

收稿日期: 2025-11-26

基金项目: 国家重点研发计划项目(2021YFB3700802)

通信作者: 贾蔚菊(1981—), 女, 正高级工程师。

钛合金凭借其高比强度与优异的耐腐蚀性, 被广泛应用于各类苛刻环境下的结构件中<sup>[1-4]</sup>。例如, 在海洋油气资源开采过程中, 结构件常常面临来自冰山、

海浪以及礁石带来的瞬时动态冲击。这些外部因素极易导致材料损伤，进而可能引发严重的工程灾害或安全事故<sup>[5]</sup>。在这类应用场景下，冲击韧性，即材料在冲击载荷作用下抵抗裂纹扩展的能力，成为评估部件安全性与可靠性的重要指标。具有高冲击韧性的材料能够有效防止断裂的突然发生，从而确保工程机械即使在恶劣环境下也能稳定运行<sup>[6-7]</sup>。目前，提高钛合金冲击韧性的方法主要包括合金成分设计和显微组织调控<sup>[8-10]</sup>。

我国钛合金在油气开采领域中的应用起步较晚，目前采用的合金牌号多沿用航空航天工业体系，主要包括 TA1、TA2、TA10、TA18、TA25、TA26、TC4 ELI、TC4、Ti80(TA31)及 TB9 等<sup>[3]</sup>。然而，油气钻采环境对材料的要求更为苛刻，如超深井、深海等极端工况，材料需具备更高的屈服强度、塑性以及低温冲击韧性。

“十四五”期间，西北有色金属研究院基于前期研究，从提高合金强度和冲击韧性的角度出发，研发出一种新型适用于油气钻采服役环境的 900 MPa 级 Ti90 合金<sup>[3]</sup>。目前，已有学者针对 Ti90 合金的热处理工艺进行了研究。李思兰等<sup>[4]</sup>研究了冷轧 Ti90 合金管材的热处理工艺，认为其最佳退火温度为 930 °C。王可等<sup>[5]</sup>研究了退火次数、退火温度、冷却速度等对 Ti90 合金显微组织和力学性能的影响，同时还研究了相关腐蚀机制。然而，上述研究多集中于冷轧态 Ti90 合金，针对热连轧态 Ti90 合金热处理工艺的探索仍显不足，其强韧化机制亦未完全明晰<sup>[11-12]</sup>。

热连轧后的 Ti90 合金通常呈现典型的片层状  $\alpha$  束组织。双重退火的核心目标是通过部分球化片层组织，获得由等轴初生  $\alpha$  相( $\alpha_p$ )与细小次生  $\alpha$  相( $\alpha_s$ )构成的双态组织，从而实现强度与韧性的良好匹配。在双重退火工艺中，第一重退火为高温退火，主导再结晶过程，对最终微观组织形貌起决定性作用，而第二重退火为低温退火，主要起均匀化和回复作用，对整体组织形貌影响较小。因此，第一重退火温度是实现组织精准调控的关键。本研究通过调节第一重退火温度，制备出一系列具有不同显微组织和力学性能样品，建立了“热处理-组织-性能”之间的关联规律，并结合冲击断口的多尺度微观表征，深入揭示 Ti90 合金的强韧化机理。

## 1 实验

实验材料为经三次真空自耗电弧熔炼制备的 Ti90 合金铸锭，其名义成分为 Ti-6Al-4Zr-3Nb-1Mo-1Sn-1V，相变点为 975 °C。铸锭经锻造加工成形为管坯，随后

采用由斜轧穿孔、热轧制及定径工序组成的热连轧工艺制备无缝管材。热连轧选用 PQF168 轧管机组，斜轧穿孔工艺控制在  $\beta$  单相区进行，穿孔前管坯加热温度设定为 1030 °C。热连轧结束后，对管材进行在线补温，随后实施定径。按表 1 所示工艺对热连轧管材进行双重退火处理。

表 1 Ti90 合金管材热处理工艺

Table 1 Heat treatment processes of Ti90 alloy tubes

No.	Heat treatment
1 <sup>#</sup>	840 °C/1 h/AC+500 °C/4 h/AC
2 <sup>#</sup>	900 °C/1 h/AC+500 °C/4 h/AC
3 <sup>#</sup>	920 °C/1 h/AC+500 °C/4 h/AC

按照 GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第 1 部分：室温试验方法》要求，采用 Instron-5975 型电子万能材料试验机对不同样品进行拉伸性能测试。按照 GB/T 229—2020《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》要求，采用 IMP450 J 型冲击试验机进行低温夏比冲击试验，试样为 V 型缺口标准样品，测试温度为 -20 °C。

采用 Olympus BX51M 光学金相显微镜、SU5000 扫描电子显微镜(SEM)及其附带的 Oxford Symmetry S3 电子背散射衍射(EBSD)探头进行微观结构表征。基于 AZtecCrystal 软件处理 EBSD 数据，绘制大、小角度晶界分布图、核平均取向差(KAM)图、反极图(IPF)及孪晶分布图。金相试样经水磨砂纸逐级研磨至 2000#并抛光后，使用 HF+HNO<sub>3</sub>+H<sub>2</sub>O 混合溶液(体积比为 1:3:7)浸蚀。冲击断口 EBSD 试样的取样和观察位置如图 1 所示，图中红色区域表示切开后的截面，黄色区域为实际 EBSD 观测位置。对 EBSD 试样的观测面进行电化学抛光，抛光电解液由高氯酸与冰醋酸按体积比 1:1 混合而成。

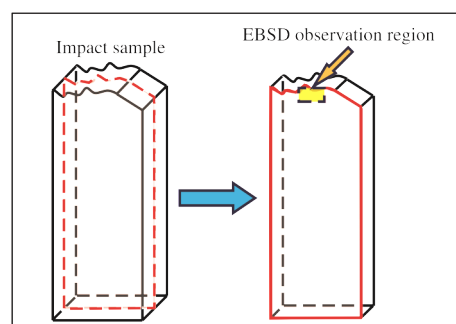


图 1 冲击断口 EBSD 试样的取样和观察位置示意图

Fig.1 Schematic diagram of sampling and observation locations for EBSD sample of impact fracture

## 2 结果与分析

### 2.1 退火温度对组织的影响

图 2 为热轧态(R)及不同温度退火处理后 Ti90 合金管材的金相组织。从图 2a 可以看出, 热轧态管材组织主要由片层状  $\alpha$  相和  $\beta$  相组成。 $\alpha$  相以集束状分布, 各集束内部片层平行排列, 而相邻集束之间呈现明显的交错或交叉取向, 部分片层发生弯曲或局部拉长。 $\beta$  相以连续或断续的薄膜状分布在  $\alpha$  相界面处。该组织特征源于管材热连轧过程中高温  $\beta$  相区的形变与随后冷却过程中非平衡相变的协同作用。在多道次热轧及快速冷却过程中,  $\beta$  相分解形成具有特定晶体学取向的片层  $\alpha$  集束, 不同取向的  $\alpha$  集束相互穿插, 同时加工应变导致片层形态发生局部塑性变形, 最终形成“集束-交错”型组织。

从图 2b~2d 可以看出, 经双重退火处理后, 管材组织发生了显著变化, 片层状  $\alpha$  集束的占比相较于 R 态明显减少, 并且  $\alpha$  相逐渐趋于等轴化。1# 管材中  $\alpha$  相以片层状  $\alpha$  集束与拉长状等轴  $\alpha_p$  两种形态共存, 其中片层状  $\alpha$  集束占比较高, 等轴  $\alpha$  球化程度较低, 呈现为类似多个等轴晶粒晶界相融而连结

的形貌。 $\beta$  转变组织( $\beta_t$ )多呈现细小短棒状, 并且在光学显微镜下未观察到明显的  $\alpha_s$ 。在片层状  $\alpha$  集束中,  $\alpha$  片层间距相较于 R 态既有增大也有减小的现象。这是由于在双重退火过程中, 原本片层间距较大的片层  $\alpha$  相逐渐球化并向等轴  $\alpha_p$  过渡, 而原本片层间距较小的片层  $\alpha$  相则先经历长大过程, 导致片层间距增加。2# 管材的片层状  $\alpha$  集束占比急剧减少, 等轴  $\alpha_p$  逐渐占据主导,  $\alpha$  相持续球化,  $\beta_t$  占比逐渐增加, 原集束组织中的  $\alpha$  相呈现出长条状甚至短棒状。在高倍光学显微镜下隐约可见位于  $\beta_t$  中的片层状  $\alpha_s$ 。与 1#、2# 管材相比, 3# 管材中等轴  $\alpha_p$  以及  $\beta_t$  的球化程度更高, 晶粒尺寸更大, 且等轴  $\alpha_p$  晶界基本显现。特别地, 片层状  $\alpha_s$  在  $\beta_t$  中显著长大, 形态呈现透镜状, 除部分平行排布外, 更多呈现杂乱、交错排布。此外, 由于  $\alpha_s$  显著长大, 使 3# 管材中  $\alpha$  相的总体含量略高于 2# 管材。

综上所述, 热连轧态 Ti90 合金管材经双重退火后,  $\alpha$  相经历了明显的球化过程, 同时  $\alpha_s$  的析出行为显著增强。随着第一重退火温度的升高, 不仅  $\alpha$  相的球化程度增加, 已球化的  $\alpha_p$  晶粒尺寸也增大,  $\beta_t$  及其内部  $\alpha_s$  的尺寸随之增加。

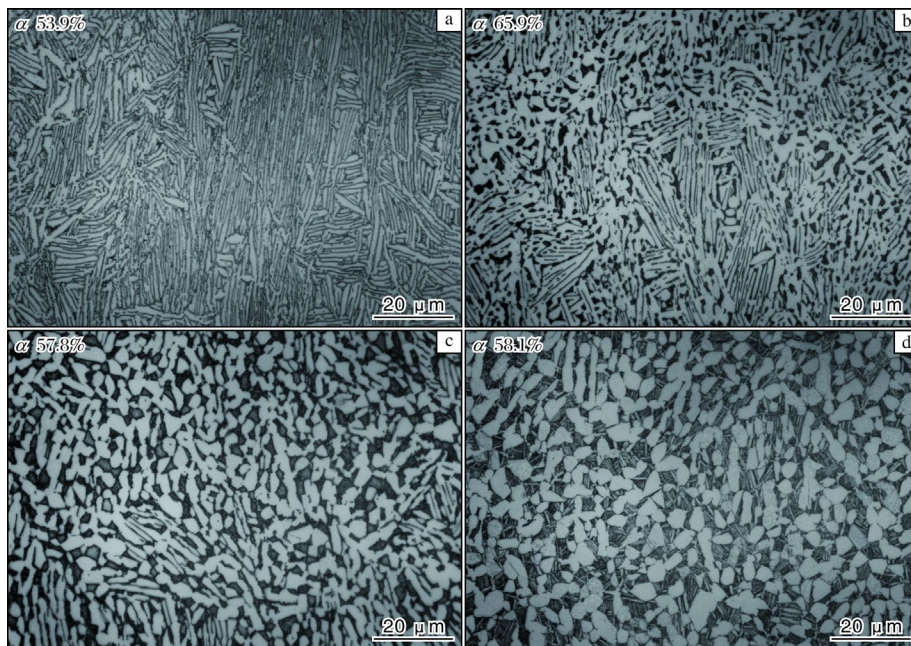


图 2 不同 Ti90 合金管材的金相组织

Fig.2 Metallographic structures of different Ti90 alloy tubes: (a) R state; (b) 1#; (c) 2#; (d) 3#

图 3 为不同状态 Ti90 合金管材的大、小角度晶界分布图。R 态管材中,  $\alpha$  晶粒之间的晶界主要为小角度晶界(LAGB,  $2^\circ \sim 15^\circ$ ), 这是由于轧制过程中, 大量晶粒的晶体取向发生较大改变, 形成择优取向, 导致晶粒间的角度差变小。经过双重退火热处理后, 大角

度晶界(HAGB,  $> 15^\circ$ )比例逐渐增加, 小角度晶界占比则相应减少, 并且随着第一重退火温度的升高, 这一趋势更加明显。这种变化主要是因为球化过程中, 晶粒发生了显著转动, 随着球化程度的增加, 晶粒之间的取向差增大。此外, 还有两个值得注意的现象:

一是在 1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>这两个  $\alpha$  晶粒球化程度不高的管材中，可以在 EBSD 衬度图上观察到其内部有浅的晶界，但未被识别为大、小角度晶界，说明这种浅晶界两侧的

晶粒取向差  $< 2^\circ$ ，可能是亚晶界，亚晶界两侧可以视作同一晶粒，这种现象在条状  $\alpha$  集束中也存在；二是在 3<sup>#</sup>管材中新生成的片层状  $\alpha_s$  之间也是大角度晶界。

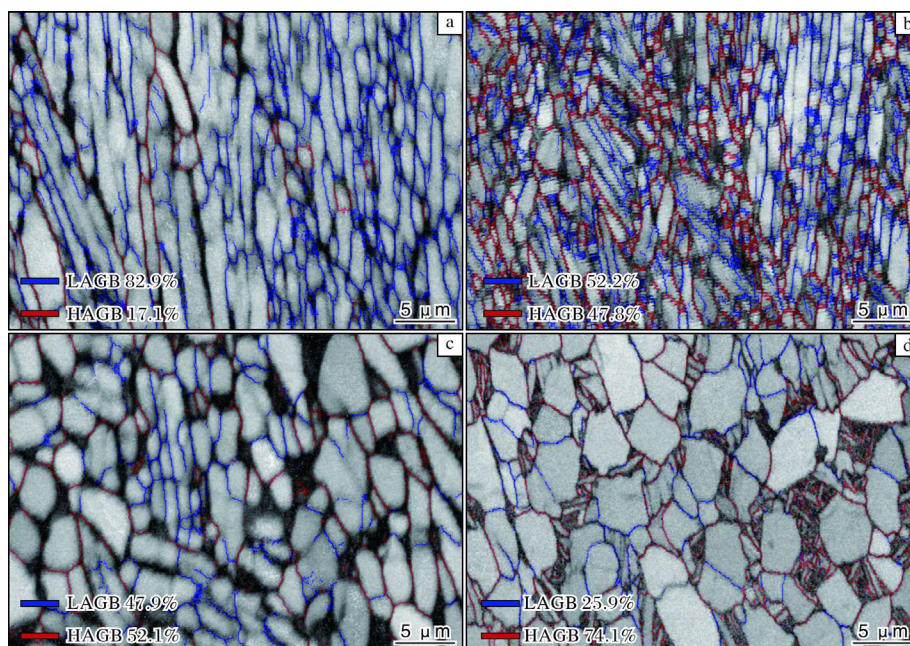


图 3 不同 Ti90 合金管材的大、小角度晶界分布图

Fig.3 Distribution maps of high-angle and low-angle grain boundaries in different Ti90 alloy tubes: (a) R state; (b) 1<sup>#</sup>; (c) 2<sup>#</sup>; (d) 3<sup>#</sup>

## 2.2 退火温度对强韧性的影响

图 4 为热轧态和经不同退火温度处理后 Ti90 合金管

材的拉伸性能和低温冲击性能。由图 4a、4b 可知，热轧态管材的抗拉强度达到 976 MPa，屈服强度为 916 MPa，

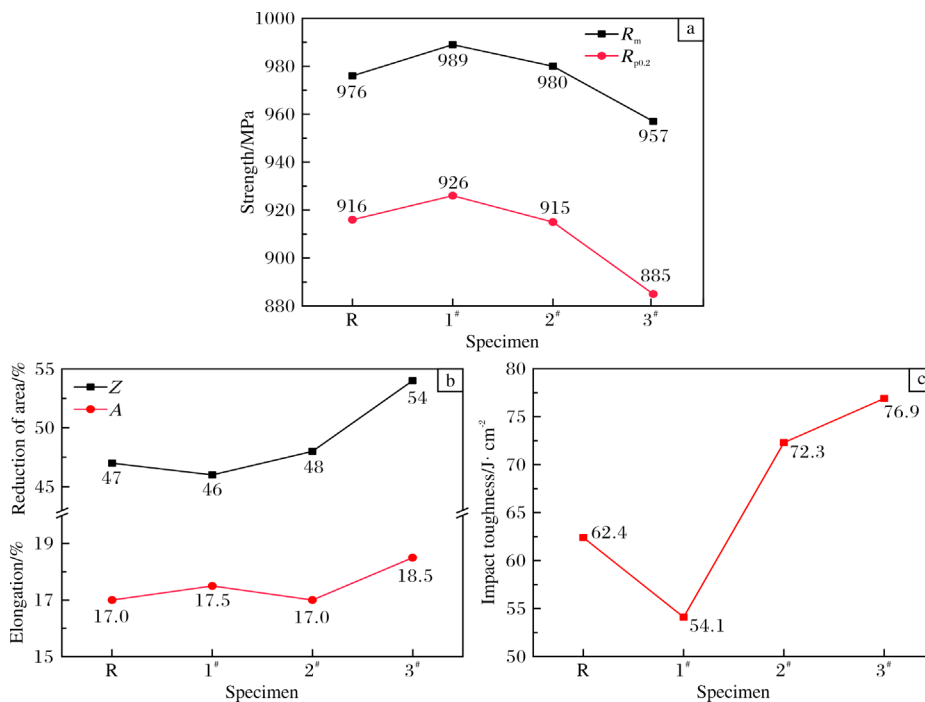


图 4 不同 Ti90 合金管材的室温拉伸性能和低温冲击性能

Fig.4 Room-temperature tensile properties and low-temperature impact property of different Ti90 alloy tubes: (a) strength; (b) plasticity; (c) impact toughness

断后伸长率为 17%，断面收缩率为 47%。经热处理后的 1<sup>#</sup>管材强度有所提高，塑性与热轧态相当；进一步提高第一重退火温度后，管材强度降低，塑性和冲击性能提高。1<sup>#</sup>管材强度最高但冲击韧性最低。2<sup>#</sup>管材强度与 1<sup>#</sup>相比略有降低，与热轧态管材相当，但冲击韧性值可达 72.3 J/cm<sup>2</sup>。3<sup>#</sup>管材的屈服强度为 885 MPa，低于目标强度 900 MPa，但其塑性和冲击性能较高，其中冲击韧性值可达 76.9 J/cm<sup>2</sup>。由此可见，2<sup>#</sup>管材具有最佳的强韧性匹配。

### 2.3 强韧化机理分析

不同状态 Ti90 合金管材表现出不同的冲击韧性，这可能与冲击前的原始组织、位错滑移和孪晶等因素密切相关<sup>[6-7,12]</sup>。为深入探究这些因素对 Ti90 合金管材强韧性的影响机理及低温冲击变形行为，采用 SEM 观察冲击断口形貌及裂纹扩展路径，并利用 EBSD 技术表征裂纹附近区域的孪晶特征。

图 5 为不同状态 Ti90 合金管材冲击断口的宏观形貌。常规夏比冲击断口通常由纤维区、放射区和剪切唇三部分组成。其中，纤维区位于 V 型缺口附近，对应裂纹萌生与稳定扩展初期，以显著的塑性变形和微孔聚集型断裂为主；放射区反映裂纹快速失稳扩展阶段，主要表现为脆性解理断裂；剪切唇则形成于断裂末期试样自由表面处，源于平面应力状态下的大角度剪切撕裂。一般认为，材料的冲击韧性越高，纤维区面积越大、剪切唇越宽，而放射区所占比例越小<sup>[1,6-7,9]</sup>。

从图 5 可以看出，R 态管材的断口剪切唇区域较大，中心断裂区与剪切唇交界处弯曲幅度也较大，纤维区的波纹清晰可见，表明其具有相对较好的冲击性能。相比之下，1<sup>#</sup>管材的断口塑性断裂特征不明显，表明其冲击韧性不及 R 态管材。2<sup>#</sup>管材的断口呈现出更大的剪切唇区域，纤维区波纹更加明显，中心断裂

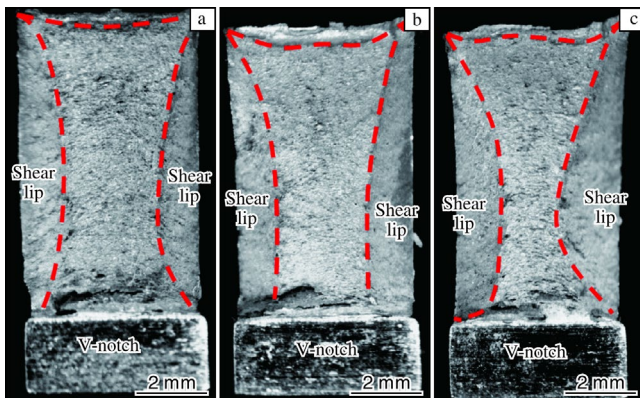


图 5 不同 Ti90 合金管材的冲击断口宏观形貌

Fig.5 Macro-morphologies of impact fracture surfaces of different Ti90 alloy tubes: (a) R state; (b) 1<sup>#</sup>; (c) 2<sup>#</sup>

区边界的弯曲幅度更大，说明在冲击过程中经历了强烈的塑性变形，因此其冲击韧性优于 R 态管材<sup>[1,6-7]</sup>。上述断口形貌特征与实测冲击韧性测量结果一致。

图 6 为不同状态 Ti90 合金管材冲击裂纹扩展的宏观形貌。裂纹扩展路径的偏转程度反映了材料的冲击韧性，偏转程度越大，材料的抗冲击能力越强，冲击韧性越高<sup>[6-7]</sup>。从图 6a 可以看出，热轧态管材的主裂纹几乎无明显偏转，扩展路径较为平直，但裂纹总长度最长，且末端区域表现出显著的塑性变形特征。这一现象可能与其完全由片层状  $\alpha$  集束组织构成有关，因而其实测冲击韧性优于 1<sup>#</sup>管材。1<sup>#</sup>管材的主裂纹仅发生一次轻微偏转，偏转幅度较小，裂纹扩展路径相对平直(图 6b)，表明其对裂纹扩展的阻碍作用较弱，对应最低的冲击韧性。2<sup>#</sup>管材的主裂纹同样发生一次偏转，但偏转角度明显大于 1<sup>#</sup>管材，裂纹扩展路径出现较大幅度的转折(图 6c)，反映出更强的裂纹偏转能力，因此其冲击韧性显著优于 1<sup>#</sup>管材。3<sup>#</sup>管材主裂纹在扩展过程中连续发生两次显著偏转，整体路径呈波浪状(图 6d)。这种高度曲折的扩展路径表明其具有优异的裂纹偏转能力，与其最佳的冲击韧性表现一致。综上所述，随着第一重退火温度升高，Ti90 合金管材的裂纹扩展路径由平直变得高度曲折，对应的冲击韧性也逐渐增强。

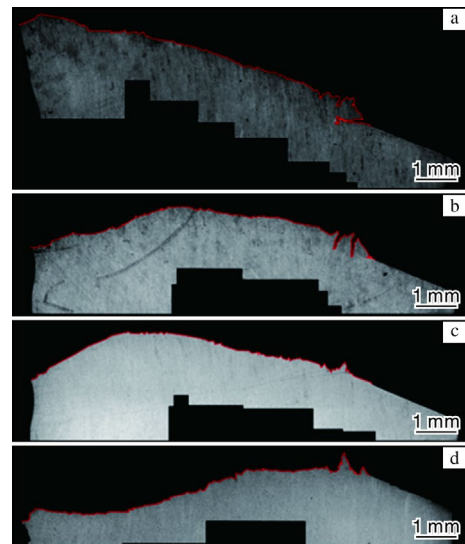


图 6 不同 Ti90 合金管材冲击裂纹扩展的宏观形貌

Fig.6 Macro-morphologies of impact crack propagation paths in different Ti90 alloy tubes: (a) R state; (b) 1<sup>#</sup>; (c) 2<sup>#</sup>; (d) 3<sup>#</sup>

钛合金在塑性变形过程中主要通过位错滑移和孪生两种机制协调应变。有研究<sup>[7]</sup>指出，在冲击载荷作用下， $\alpha$  相中临界分切应力最低的基面  $\langle a \rangle$  滑移系优先激活；随着应力的增大，柱面  $\langle a \rangle$  和锥面  $\langle a \rangle$  滑移系依

次激活。当局部应变难以通过滑移充分协调时，形变孪生成为必要的补充机制。值得注意的是，锥面<c+a>滑移所需的临界分切应力高于多数常见形变孪晶，因此在高应力条件下，孪晶往往比锥面<c+a>滑移更容易激活。

随着第一重退火温度的升高，等轴  $\alpha_p$  发生球化并逐渐粗化，晶界数量相应减少，在一定程度上降低了位错滑移的阻力，有利于塑性变形，从而提升了冲击韧性。然而， $\alpha_p$  晶粒的粗化会延长位错在晶内的滑移距离，导致位错更易在不同取向的  $\alpha/\alpha$  或  $\alpha/\beta$  相界面处发生堆积，加剧局部应力集中。同时，在 -20 °C 的低温环境中，原子热振动减弱，导致滑移系的临界分切应力显著升高，位错运动受阻，滑移变得困难。因此，在研究 Ti90 合金的低温冲击变形时，需要更加重视孪生的作用<sup>[6]</sup>。钛合金  $\alpha$  相中常见的 6 种形变孪晶及其晶体学参数如表 2 所示<sup>[6-7]</sup>。

采用 EBSD 对不同管材中上述 6 种形变孪晶的分布进行表征，结果如图 7 所示。从整体上看，4 组样品中 <1120>85° 拉伸孪晶(即 {1012}<1011>)占比均最高，且其分布特征具有明显组织依赖性。该类孪晶呈透镜状，通常从一侧  $\alpha/\beta$  相界面贯穿至另一侧，其延伸方向多与  $\alpha$  集束的长轴(即轧制方向)近似垂直，而与冲击方向近似平行。在等轴  $\alpha_p$  晶粒中，<1120>85°

表 2 钛合金  $\alpha$  相中常见的 6 种形变孪晶及其晶体学参数

Table 2 Crystallographic characteristics of six common deformation twin systems in  $\alpha$ -Ti alloy

Type	Twin system	Rotation axis and misorientation
T1	{1012}<1011>	<1120>85.03°
T2	{1121}<1126>	<1010>34.96°
T3	{1123}<1122>	<1010>86.98°
C1	{1122}<1123>	<1010>64.40°
C2	{1011}<1012>	<1120>57.22°
C3	{1124}<2243>	<1010>76.89°

拉伸孪晶大多贯穿单个晶粒且呈现平行分布，但也存在晶内交错分布或跨越多个等轴  $\alpha_p$  晶粒的情况。在单个晶内交错分布的情况下，孪晶从  $\alpha/\beta$  相界面形核，但未贯穿整个等轴  $\alpha_p$  晶粒。

对于退火态管材，<1120>57° 拉伸孪晶的出现频率仅次于 <1120>85° 拉伸孪晶，其分布具有显著的组织选择性，几乎全部集中于  $\beta_i$  内部的片层状  $\alpha_s$  中，表明该类孪晶的产生与片层状  $\alpha_s$  密切相关。

图 8 为 4 组管材中 <1120>85° 和 <1120>57° 拉伸孪晶占比统计结果。从图 8 可以看出，<1120>85° 拉伸孪晶占比变化与管材的冲击韧性变化高度一致，表明该

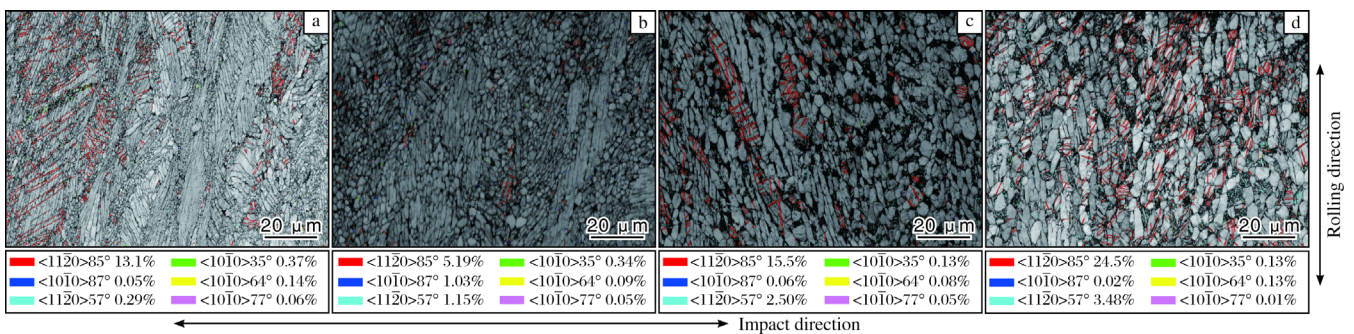


图 7 不同 Ti90 合金管材冲击后产生的形变孪晶分布图

Fig.7 Distribution maps of deformation twins in different Ti90 alloy tubes after impact testing: (a) R state; (b) 1<sup>#</sup>; (c) 2<sup>#</sup>; (d) 3<sup>#</sup>

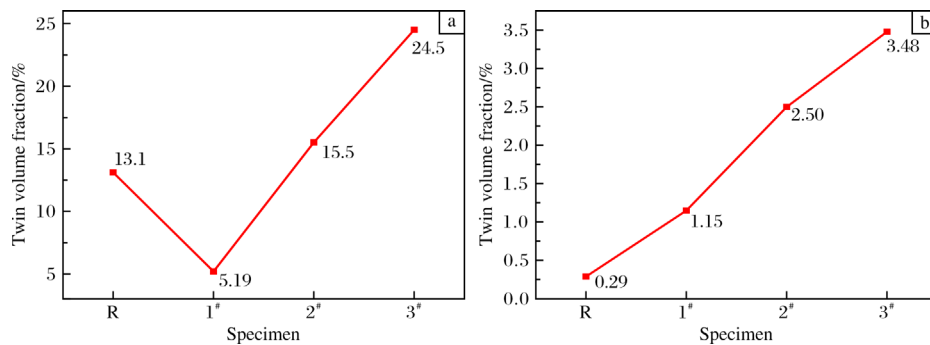


图 8 Ti90 合金管材冲击后的 <1120>85°、<1120>57° 拉伸孪晶占比统计结果

Fig.8 Statistical results of volume fractions of different tensile twins in Ti90 alloy tubes after impact testing: (a) <1120>85°; (b) <1120>57°

孪晶是影响 Ti90 合金低温冲击韧性的重要因素之一。 $\langle 11\bar{2}0 \rangle 57^\circ$  拉伸孪晶占比变化规律则与  $\alpha_s$  的相对含量变化趋势基本吻合，这与其主要在片层状  $\alpha_s$  中产生的特性直接相关。

图 9 为不同 Ti90 合金管材的 IPF 图和大、小角度晶界分布图。总体而言，形变孪晶与其基体间存在显著取向差，界面均为大角度晶界，此类晶界对位错滑移的阻碍作用强于小角度晶界。而且 4 组样品中，大多数孪晶横穿晶粒和集束，或在晶粒内部交错，从而在晶内引入大量大角度界面，可视作孪晶界将原晶粒分割为若干取向不同的亚区域。此外，文献[1,6,12]指出， $\alpha_p$  尺寸越大，越容易激活孪生变形。这一观点可合理解释热处理管材中孪晶占比随着第一重退火温度升高而增加的现象：随着第一重退火温度提高， $\alpha_p$  晶粒球化程度增强且尺寸增大，从而更易诱发孪晶。然而值得注意的是，完全由片层状  $\alpha$  集束组织构成的 R 态管材，其孪晶占比显著高于 1# 管材，甚至接近 2# 管材。这一现象看似与“晶粒粗化促进孪生”的规律矛盾，实则源于片层集束组织的独特结构特征。如图 9a、9e 所示，R 态管材中  $\alpha$  集束内部各片层取向高度一致，晶界多为小角度晶界；同时，片层状  $\alpha$  集束组织由热轧连过

程中的相变形成，集束内片层状  $\alpha$  相和片层间薄的  $\beta$  相之间符合 Burgers 取向关系  $((0001)_\alpha // \{110\}_\beta, \text{BOR})$ 。这种强织构与低界面能的共格/半共格界面显著降低了位错在  $\alpha/\beta$  两相间的传递阻力，使整个  $\alpha$  集束在力学响应上等效于一个取向单一、尺寸较大的准等轴  $\alpha_p$  晶粒<sup>[1]</sup>，从而满足孪生激活所需条件。

图 10 为不同 Ti90 合金管材的核平均取向差(KAM)图，并统计了各组样品的平均 KAM 值。KAM 值在一定程度上可以反映局部晶格畸变程度，其大小与位错密度及应力集中水平呈正相关。KAM 值越大，表明该区域位错塞积和应力集中越严重，变形协调性越差，越易成为裂纹萌生或扩展的优先位置。

从图 10 可以看出，高 KAM 值区主要集中在  $\alpha/\beta$  相界面附近。这源于两相在冲击载荷下因滑移系及临界分切应力的差异，从而导致位错难以穿过相界继续滑移，进而造成相界面附近位错塞积和应力集中。值得注意的是，通过与孪晶分布图(图 7)对比，可以看出  $\langle 11\bar{2}0 \rangle 85^\circ$  拉伸孪晶倾向于在高应力区域形核，当位错滑移受阻、局部应力持续累积并超过孪生临界值时，晶粒通过激活孪晶来协调变形，孪晶形成后显著降低了局部晶格畸变，从而有效缓解了原有的应力集中状

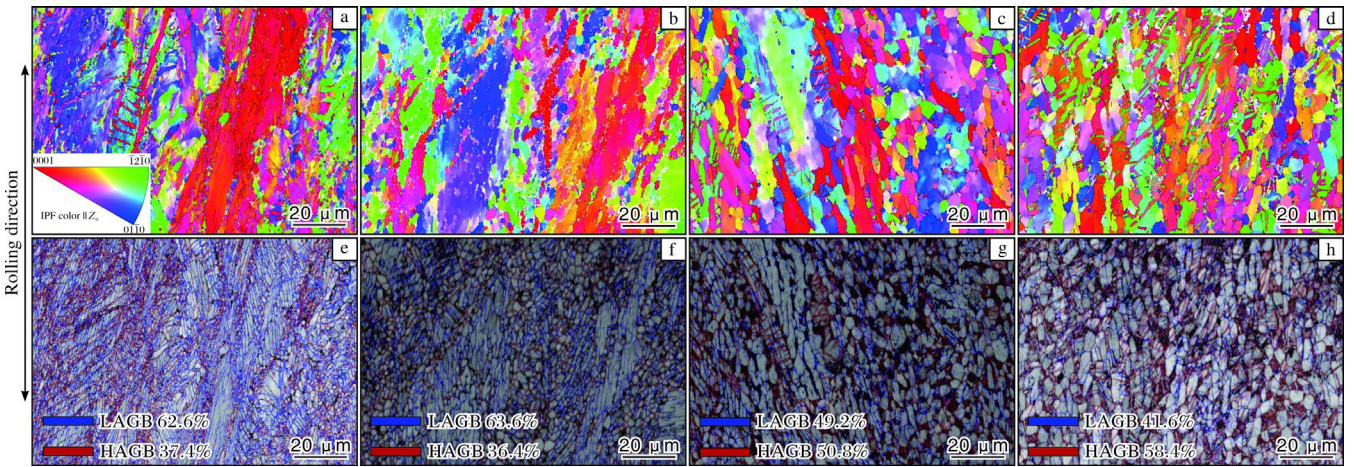


图 9 不同 Ti90 合金管材断口附近的 IPF 图和大、小角度晶界分布图

Fig.9 IPF maps (a-d) and distribution maps of high-angle and low-angle grain boundaries (e-h) near the fracture surface of different Ti90 alloy tubes: (a, e) R state; (b, f) 1#; (c, g) 2#; (d, h) 3#

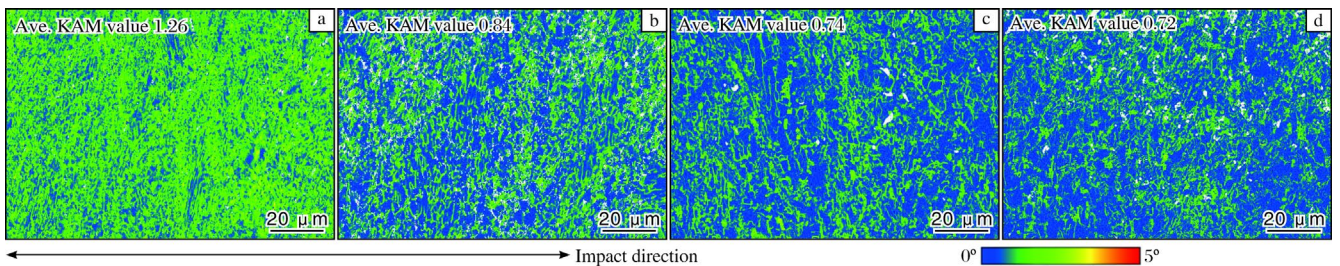


图 10 不同 Ti90 合金管材冲击断口附近的 KAM 分布图

Fig.10 KAM distribution maps near the impact fracture of different Ti90 alloy tubes: (a) R state; (b) 1#; (c) 2#; (d) 3#

态，并表现为局部 KAM 值的降低<sup>[1,7,9]</sup>。除此之外，通过比较不同样品的 KAM 均值可以发现，随着第一重退火温度的升高，平均 KAM 值逐渐降低，KAM 分布在空间上也趋于更加均匀，这一趋势与冲击韧性的提升相一致。较低的 KAM 均值表明管材的整体应力集中程度较低，而更均匀的分布则反映出管材的塑性变形协调性提高。导致这一现象的原因主要有两方面：其一，随着退火温度升高，条状  $\alpha$  集束组织显著减少， $\alpha_p$  晶粒的球化程度以及晶粒尺寸增加，使应力集中程度有所下降；其二，冲击过程中孪晶的产生可以缓解应力集中，降低局部 KAM 值，从而使整体 KAM 均

值下降且分布更加均匀。R 态管材 KAM 均值较高主要与其全片层组织有关。鉴于该状态与热处理态管材组织差异显著，二者缺乏可比性，故不作比较。

图 11 为不同 Ti90 合金管材冲击断口附近 3 个常见滑移系的 Schmid 因子(SF)分布图。Schmid 因子反映了特定滑移系在施加应力作用下的激活倾向，其值越大，表明该滑移系越容易被激活，位错越易于沿该滑移系滑移。

在 R 态管材中，如图 11a~11c 中箭头所示，选取一个含有孪晶的  $\alpha$  集束组织，对其三个滑移系中的 SF 分布进行分析。在基面<a>滑移系中，基体区域呈现

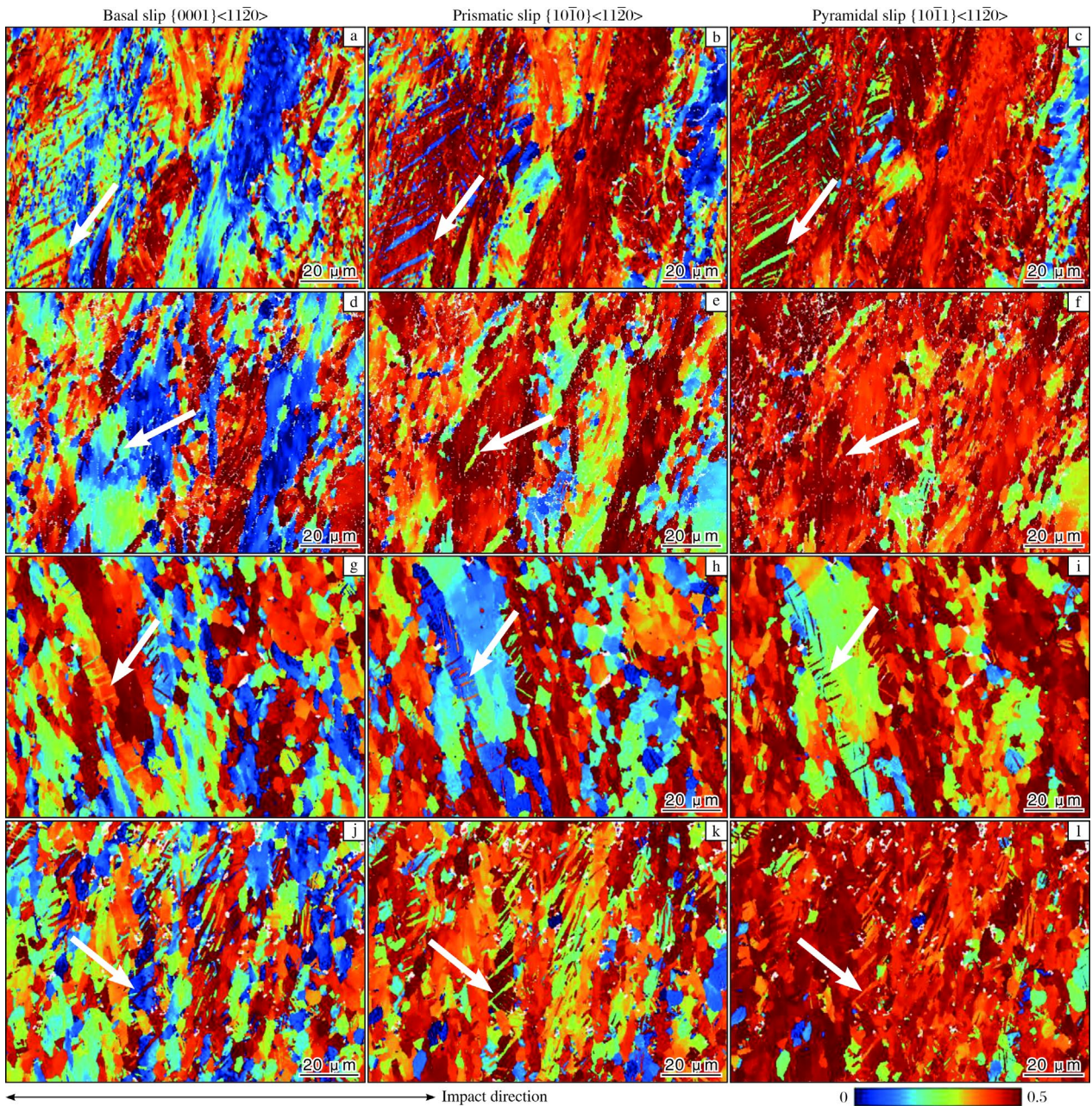


图 11 不同 Ti90 合金管材冲击断口附近 3 个滑移系的 Schmid 因子分布图

Fig.11 Distribution maps of Schmid factors near the impact fracture of different Ti90 alloy tubes: (a-c) R state; (d-f) 1<sup>#</sup>; (g-i) 2<sup>#</sup>; (j-l) 3<sup>#</sup>

硬取向(低 SF)，而孪晶内部表现为软取向(高 SF)。这表明孪生通过改变局部晶体取向，有效降低了该晶粒在基面<a>滑移系中的变形抗力，从而促进该滑移系的激活。在柱面<a>滑移系和锥面<a>滑移系中，同一集束组织的基体均呈现软取向，孪晶则呈现硬取向，这在一定程度上抑制了柱面<a>滑移系和锥面<a>滑移系的开动，从而增加了冲击载荷下基面<a>滑移系开动的可能性。采用相同方法分析其他三组样品，1#和 3#管材中，所选孪晶在基面<a>滑移系中促进滑移，在柱面<a>滑移系和锥面<a>滑移系中抑制滑移。2#管材中，所选孪晶在柱面<a>滑移系和锥面<a>滑移系中

促进滑移，在基面<a>滑移系中抑制滑移。

由此可见，形变孪晶通过改变局部晶体取向，使原本“硬”滑移系变“软”，而部分“软”滑移系反而变“硬”，显著增强了多系滑移的可能性。这种取向再分配机制有利于协调晶内与晶间变形，提高塑性变形的均匀性。因此，孪晶占比越大，材料越容易激发多系滑移，冲击韧性也相应提升。

图 12 为不同 Ti90 合金管材冲击裂纹扩展的微观形貌。结合显微组织与裂纹扩展路径分析可知，裂纹在扩展过程中主要沿两种路径传播：一是沿  $\alpha/\beta$  界面扩展，二是直接穿过晶粒内部。

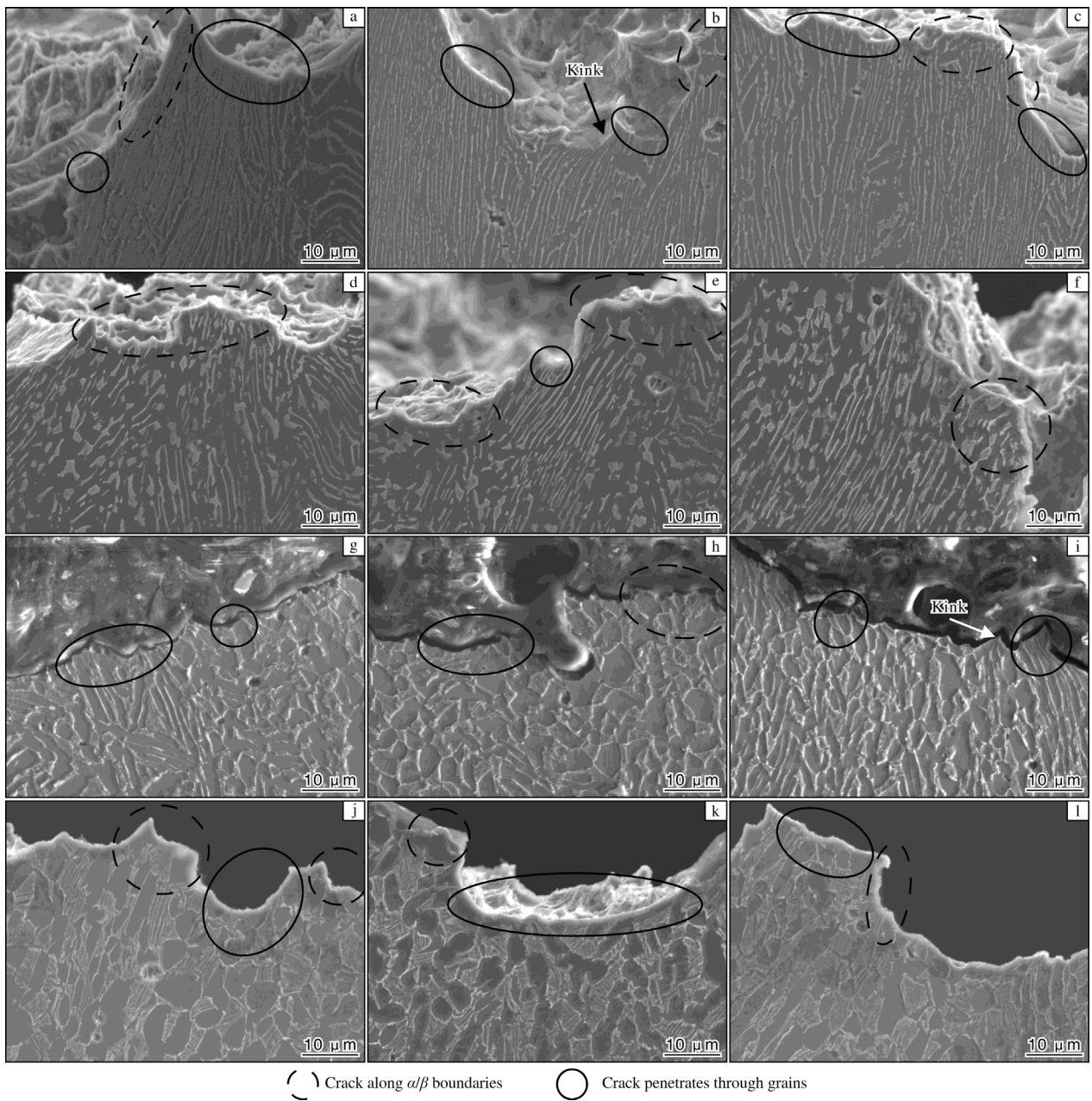


图 12 不同 Ti90 合金管材冲击裂纹扩展的微观形貌

Fig.12 Micro-morphologies of impact crack propagation paths in different Ti90 alloy tubes: (a-c) R state; (d-f) 1#; (g-i) 2#; (j-l) 3#

对于 R 态管材, 由于其典型的片层状  $\alpha$  集束组织特征, 裂纹表现出沿  $\alpha/\beta$  相界扩展与穿过片层状  $\alpha$  集束内部交替进行的混合扩展模式。值得注意的是, 当裂纹穿过片层状  $\alpha$  集束时, 可观察到明显的片层扭折变形, 表明该区域发生了显著的局部塑性变形。这种塑性变形不仅增加了裂纹扩展阻力, 还通过耗散冲击能量提升了材料的冲击韧性<sup>[7]</sup>。实际上, 片层  $\alpha$  相能够产生扭折变形也与拉伸孪晶的产生有关。在冲击载荷作用下, 位错塞积与局部应力集中诱发孪晶形核, 孪晶的产生一方面缓解了应力集中, 另一方面通过促进多系滑移增强了局部塑性协调能力, 宏观上表现为扭折变形。这一机制是 R 态管材冲击韧性优于 1# 管材的重要原因。

1# 管材中的裂纹主要沿着  $\alpha/\beta$  相界扩展, 穿晶行为较少, 这与前文分析的孪生变形较少相一致。由于缺乏有效的耗能机制, 裂纹扩展过程中的能量耗散较低, 因而 1# 管材表现出相对较低的冲击韧性。

2# 和 3# 管材中的裂纹表现出沿  $\alpha/\beta$  相界扩展与穿过等轴  $\alpha_p$  和  $\beta_t$  内部交替进行的混合扩展模式。尽管片层结构的消失导致扭折变形减少, 但孪晶数量的显著增加仍有效促进了冲击能量耗散<sup>[7]</sup>。因此, 2# 和 3# 管材的冲击韧性明显提高, 且韧性的提升程度与孪晶含量呈正相关。

### 3 结 论

(1) 经热连轧制备的 Ti90 合金管材, 形成片层状  $\alpha$  集束组织。双重退火处理后, 片层状  $\alpha$  集束逐渐减少,  $\alpha$  相发生明显球化, 形成以等轴  $\alpha_p$  为主的组织; 同时,  $\beta_t$  中开始析出  $\alpha_s$ 。随着第一重退火温度的升高,  $\alpha_p$  的球化程度提高, 晶粒尺寸增大,  $\beta_t$  中的  $\alpha_s$  也显著长大。

(2) 对于热连轧态 Ti90 合金管材, 采用 900 °C/1 h/AC+500 °C/4 h/AC 双重退火工艺可获得优异的综合力学性能, 抗拉强度为 980 MPa, 屈服强度为 915 MPa, 断后伸长率为 17%, 断面收缩率为 48%, -20 °C 夏比冲击韧性值为 72.3 J/cm<sup>2</sup>。

(3) 在 -20 °C 冲击过程中, Ti90 合金易于产生形变孪晶, 其含量对低温冲击韧性具有显著影响。其中,  $\langle 11\bar{2}0 \rangle 85^\circ$  拉伸孪晶为主要的孪晶类型, 对冲击韧性的提升作用最为显著。该类孪晶不仅在形成过程中可缓解位错塞积与应力集中, 耗散冲击能量, 还能促进多

系滑移进而增强塑性变形能力, 从而显著提升合金的低温冲击韧性。

### 参考文献 References

- [1] Hu B, Ge J Y, He J Y, et al. Research on the related between microstructures and impact toughness of Ti80 alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 702-713.
- [2] 刘立鑫. 钛合金无缝管材热轧及热处理工艺研究[D]. 沈阳: 沈阳工业大学, 2024.
- [3] 贾蔚菊, 李思兰, 毛成亮, 等. 舰船与能源装备用钛合金研究进展[J]. 中国材料进展, 2025, 44(6): 530-539.
- [4] 李思兰, 贾蔚菊, 李倩, 等. 热处理对 Ti90 合金冷轧管材组织与力学性能的影响[J]. 钛工业进展, 2022, 39(5): 17-25.
- [5] 王可, 赵永庆, 贾蔚菊, 等. 热处理对 Ti90 钛合金显微组织及性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(2): 552-561.
- [6] Zhang R Q, Zhao Q Y, Guo D Z, et al. Multiscale analysis of synergistic interactions of twins and multiple factors inducing high cryogenic impact toughness in CT20 alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 236: 225-244.
- [7] Qiao Z L, Zhao Q Y, Meng Z X, et al. Multiscale analysis of high impact toughness in a novel low-cost titanium alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 4246-4270.
- [8] 陶欢, 孙二举, 潘一帆, 等. 不同原始组织 Ti80 合金热变形行为及组织演变规律研究[J]. 钛工业进展, 2021, 38(6): 18-23.
- [9] Peng S X, Liu Y K, Fu M Z, et al. Synergistically achieving high strength and impact toughness in Ti-6Al-4V-0.5Mo-0.5Zr alloy pipe with bimodal microstructure[J]. Materials Science & Engineering A, 2024, 859: 146217.
- [10] 雷磊, 朱琦玮, 赵秦阳, 等. TC21 钛合金拉伸和冲击韧性的内在控制机理研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53(5): 1449-1457.
- [11] 罗锦华, 朱燕丽, 孙小平, 等. 热加工及热处理工艺对 Ti80 合金棒材组织和性能的影响[J]. 钛工业进展, 2016, 33(2): 20-24.
- [12] Li F, Zhan C, Fan Z Y, et al. Synergistic effect of the multi-factors and deformation mechanisms on the low-temperature impact toughness in Ti-6Al-4V-0.55Fe alloy[J]. Materials Characterization, 2025, 227: 115286.