

大规格 Ti80 合金棒材冲击韧性各向异性研究

汪启明^{1,2}, 杨晶^{1,2,3}, 陈海生^{1,2}, 刘向宏^{1,2}, 王涛^{1,2},
何龙龙^{1,2}, 王凯旋^{1,2}, 罗锦华^{1,2}

(1. 西部超导材料科技股份有限公司 特种钛合金材料制备技术国家地方联合工程实验室, 陕西 西安 710018)

(2. 西安市特种钛合金制备及仿真技术重点实验室, 陕西 西安 710018)

(3. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

摘要: 针对大规格 Ti80 合金棒材冲击韧性各向异性现象及其内在原因进行了系统研究。夏比冲击试验显示, 棒材 R/2 处弦向的 C-R 试样(缺口所在面与棒材轴向垂直)的冲击韧性远高于 C-L 试样(缺口所在面与棒材轴向平行)。金相组织结果表明, 热处理态 Ti80 合金棒材横截面显微组织主要由均匀的等轴状初生 α 相组成, 而纵截面组织中还存在与棒材轴向平行的长条状初生 α 相; 冲击断口扫描电子显微镜(SEM)结果表明, C-R 试样断面起伏更为剧烈, 断面处存在大量横向裂纹, 裂纹扩展方向垂直于长条状初生 α 相, 长条状初生 α 相起到阻碍裂纹扩展的关键作用, 从而冲击韧性明显高于 C-L 试样; 断口侧面(与缺口所在面垂直的侧面)背散射电子衍射(EBSD)结果显示, C-R 试样在裂纹萌生及扩展的过程中发生了更为严重的塑性变形, 这个过程需要消耗更多能量, 从而具有更高的冲击韧性。

关键词: Ti80 合金; 冲击韧性; 各向异性; 断裂; 微观组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2023)05-009-06

Study on Impact Toughness Anisotropy of Large Size Ti80 Alloy Bar

Wang Qiming^{1,2}, Yang Jing^{1,2,3}, Chen Haisheng^{1,2}, Liu Xianghong^{1,2}, Wang Tao^{1,2},
He Longlong^{1,2}, Wang Kaixuan^{1,2}, Luo Jinhua^{1,2}

(1. National & Local Joint Engineering Laboratory for Special Titanium Alloy Processing Technologies,
Western Superconducting Technologies Co., Ltd., Xi'an 710018, China)

(2. Xi'an Key Laboratory of Special Titanium Alloy Processing and Simulation Technologies, Xi'an 710018, China)

(3. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The impact toughness anisotropy of large size Ti80 alloy bar and its internal causes were systematically studied in this paper. Charpy impact test results show that the impact toughness of C-R specimen (the notch surface is perpendicular to the axial direction of the bar) at R/2 position is much higher than that of C-L specimen (the notch surface is parallel to the axial direction of the bar). The metallographic result shows that the transverse microstructure of the heat-treated Ti80 alloy bar is mainly composed of equiaxed primary α phases, while there are also elongated primary α phases parallel to the bar axis in the longitudinal structure. The results of impact fracture scanning electron microscopy (SEM) indicate that the cross-section of C-R specimen undulates more violently, there are a large number of transverse cracks at the cross-section, the crack growth direction is perpendicular to the elongated primary α phases, and the long strip primary α phases play a key role in hindering crack propagation, thus showing significantly higher impact toughness than C-L specimens. The results of electron back scatter diffraction (EBSD) on the side of the fracture (perpendicular to the notch surface) show that the C-R specimen experienced more severe plastic deformation during the initiation and propagation of cracks, this process consumes more energy and thus has higher impact toughness.

Keywords: Ti80 alloy; impact toughness; anisotropy; fracture; microstructure

收稿日期: 2023-08-29

通信作者: 汪启明(1996—), 男, 助理工程师。

Ti80 合金名义成分为 Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo, 是一种 Al 含量较高并含有 β 型稳定元素 Nb 的近 α 型钛合金,

具有质轻、无磁性、耐高温、耐腐蚀以及特别耐海水和海洋大气腐蚀的特点，并且具有较高的强度、冲击韧性和可焊性^[1-3]，是优异的轻金属材料，被誉为“海洋金属”。研究人员对 Ti80 合金的显微组织特征、锻造加工工艺以及热处理工艺进行了大量研究^[4-9]，并将其作为结构材料大量应用于舰船及海洋工程领域。当舰船在海水中服役时，因受到海浪的冲刷及海上漂浮物的撞击，需要承受巨大的冲击载荷作用^[2]。为了保障材料的使用安全性，冲击韧性是一项至关重要的力学性能指标，因而有必要对 Ti80 合金冲击韧性的影响因素及作用机理开展更深入的研究。

采用热轧锻造方式加工的 Ti80 合金棒材，在经过退火热处理后，其组织表现为等轴组织，由等轴状初生 α 相构成，而钛合金的力学性能主要由 α 相的含量、形态以及织构等因素决定^[10]。 α 相的密排六方结构 (hcp) 所具有的低对称性使钛合金在锻造过程中，在温度场和应力场的耦合作用下，沿不同方向变形时滑移系的启动存在各向异性，其显微组织呈现出明显的方向性，从而导致力学性能表现出各向异性^[10-14]。因此，在生产检测中发现钛合金不同方向的冲击韧性存在一定的差异，但关于此类现象原因的分析鲜有报道。故选取大规格 Ti80 合金棒材作为研究对象，对其不同方向的冲击韧性进行研究，并通过断口形貌以及微观组织结构分析，对冲击韧性的各向异性现象进行解释，以期对钛合金棒材的实际生产应用提供一定的指导。

1 实验

实验原材料为经 3 次真空自耗电弧炉熔炼的 Ti80 合金铸锭，铸锭规格为 $\phi 720$ mm，其化学成分如表 1 所示。铸锭首先经 4500 t 压机在相变点以上开坯锻造以充分破碎铸态组织，然后在相变点以下经多次锻拔变形后锻造成为 $\phi 300$ mm 的大规格棒材。

表 1 Ti80 合金铸锭化学成分 (w%)

Table 1 Chemical composition of Ti80 alloy ingot

Ti	Al	Nb	Zr	Mo
Bal.	6.15	3.01	2.02	1.01

对锻态 Ti80 合金棒材进行 900 °C/240 min/AC 整体热处理，切除烂头后在其头部切取 75 mm 厚的试样片。按图 1 所示，在试样片 R/2 处弦向分别取 C-L 方向（缺口的开口面与棒材轴向垂直）和 C-R 方向（缺口的开口面与棒材轴向平行）标准 V 口冲击试样。按照 GB/T 229—2020《金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》，在室

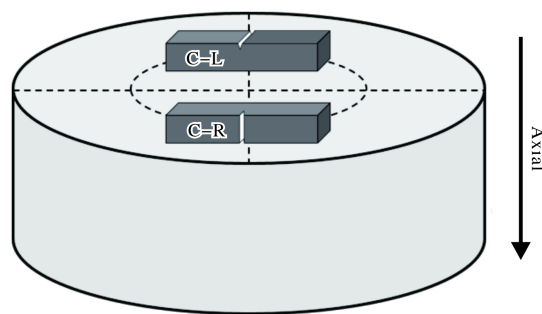


图 1 冲击试样取样示意图

Fig.1 Schematic illustration of cutting impact specimens

温下使用 ZWICK 摆锤冲击试验机完成 V 口冲击测试。使用 OLYMPUS 立式金相显微镜 (OM) 观察微观组织。采用 JSM-IT700HR 扫描电子显微镜 (SEM) 对断口形貌进行观察和表征。为了了解冲击断口微观变形特征，利用扫描电子显微镜自带的背散射电子衍射仪 (electron back scatter diffraction, EBSD) 对与缺口所在面垂直的断口侧面进行表征，以得到不同开口方向 (C-L 方向和 C-R 方向) 冲击试样断口侧面的反极图 (inverse pole figure, IPF) 及局部取向差 (kernel average misorientation, KAM) 图。

2 结果与讨论

2.1 微观组织

图 2 为热处理态 Ti80 合金棒材 R/2 处横、纵截面不同放大倍数的微观组织形貌。由图 2 可知，热处理态 Ti80 合金棒材横、纵截面的显微组织均由大量初生 α 相和少量 β 转变组织组成。不同的是，棒材横截面显微组织中初生 α 相绝大多数呈现为相对均匀的等轴状 (见图 2a、2b)，而纵截面显微组织中除了可以看到大量等轴状初生 α 相外，还能观察到具有明显方向性的长条状初生 α 相 (见图 2c、2d)，它们沿着棒材轴向被拉长，这种长条状初生 α 相与棒材纵向低倍组织中肉眼可见的纵向流线方向一致，与棒材轴向平行。不同形态的初生 α 相主要归因于 Ti80 合金棒材锻造过程中原始棒状初生 α 相在温度场及应力场的耦合作用促使下发生了动态再结晶，并逐渐向等轴晶粒转变，而由于棒材拔长时的轴向应变较大，部分棒状初生 α 相沿棒材轴向被拉长^[6]。

2.2 冲击韧性

大规格 Ti80 合金棒材 R/2 处弦向不同缺口方向 (C-L 方向和 C-R 方向) 样品的冲击韧性测试结果如图 3 所示。从 3 组试样的测试结果可以看出，Ti80 合金棒材 C-R 试样的冲击韧性均显著高于 C-L 试样，平均冲击吸收能量高出约 17 J。

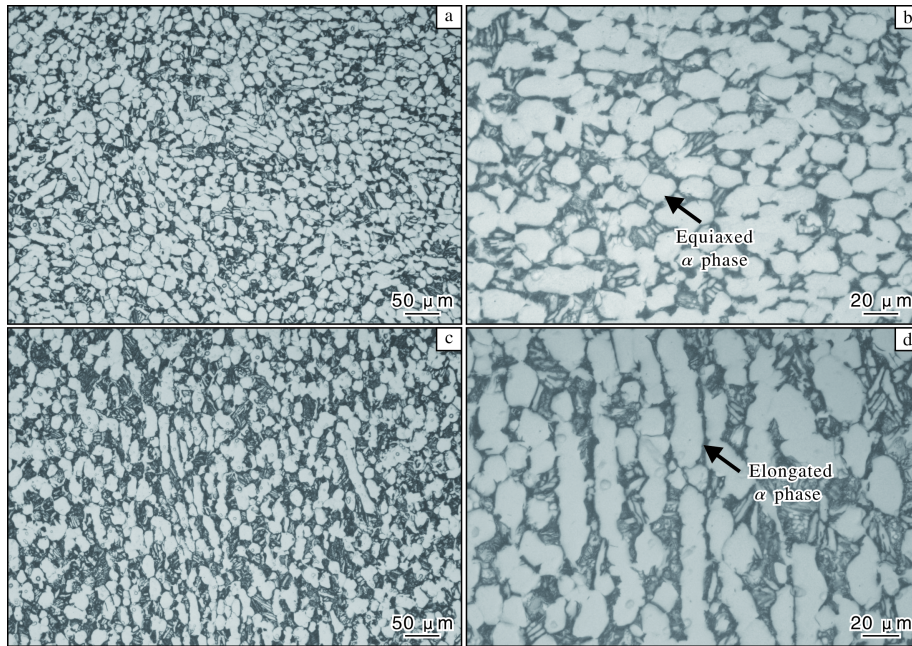


图 2 热处理态 Ti80 合金棒材横、纵截面显微组织

Fig.2 Microstructures of heat-treated Ti80 alloy bar: (a, b) cross section; (c, d) longitudinal section

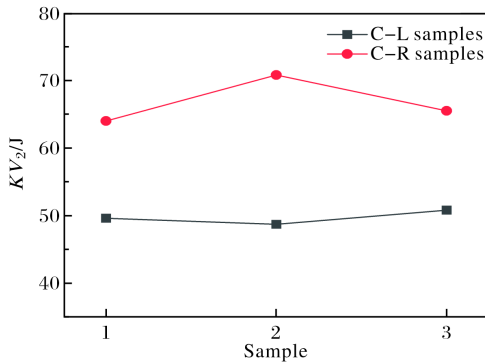


图 3 Ti80 合金棒材不同缺口方向样品的冲击韧性

Fig.3 Impact toughness of Ti80 alloy bar specimens at different notched directions

2.3 断口分析

图 4 为扫描电子显微镜下 Ti80 合金棒材 C-L 方向和 C-R 方向冲击试样的断口形貌。图 4a、4b 为冲击断口的整体形貌，可以看出不同方向冲击断口均呈现出典型的韧性断裂特征，断口由裂纹源区、裂纹扩展区和瞬时断裂区 3 个区域构成，断面呈灰暗色，整体起伏不平。对比不同方向冲击断口的边缘形貌，可以明显发现 C-R 试样的剪切唇区占比更大，且凸起更明显，这意味着在 C-R 试样中发生了更加剧烈的塑性变形，断口边缘产生了更显著的类似“颈缩”的现象。另外，从图 4c、4d 可以看出，整个裂纹源区及扩展区均存在明显的撕裂棱和扩展裂纹。

不同方向冲击试样的截面组织均为棒材纵向组织，存在沿棒材轴向被拉长的长条状初生 α 相。不同的是，在 C-L 试样中，冲击加载方向与长条状初生 α 相平行，而在 C-R 试样中，冲击加载方向与长条状初生 α 相垂直。对比不同方向的冲击断口，整体上可以看出，C-L 试样断面较平坦，而 C-R 试样断面起伏程度更大。对于 C-L 试样，初生 α 相被拉长的方向恰好与裂纹扩展方向平行，有利于裂纹沿载荷方向扩展，冲击断面相对较平整，可以观察到细小的孔洞和斜向扩展的微裂纹（见图 4c）；而对于 C-R 试样，断面中存在大量明显的横向二次裂纹，靠近缺口部位的裂纹较大较深，远离缺口部位的裂纹逐渐减少，裂纹深度变浅且分布更分散（见图 4d）。这意味着在裂纹萌生及扩展过程中，由于裂纹扩展方向与长条状初生 α 相被拉长的方向垂直，裂纹不易直接穿过长条状的初生 α 相边界，倾向于先沿着拉长的初生 α 相边界横向扩展^[12]，从而形成如图 4d 所示的大量横向裂纹。这种二次裂纹的产生也需要额外的能量^[15-16]，因此 C-R 试样的冲击韧性显著高于 C-L 试样。以上分析表明，拉长的初生 α 相起到了显著阻碍裂纹沿断裂方向扩展的作用。

另外，纤维区位于断口中央区域，断面粗糙不平，其显微形貌特征表现为韧性断裂中典型的“韧窝”花样，如图 4e、4f 所示。“韧窝”花样是韧性断口上最常见的形貌，试样在外加载荷下形成显微空洞，在塑性变形的过程中不断合并、长大，当塑性变形累积到一定程度时，显微空洞逐渐扩大聚合成为连续断面，最终在切应力的

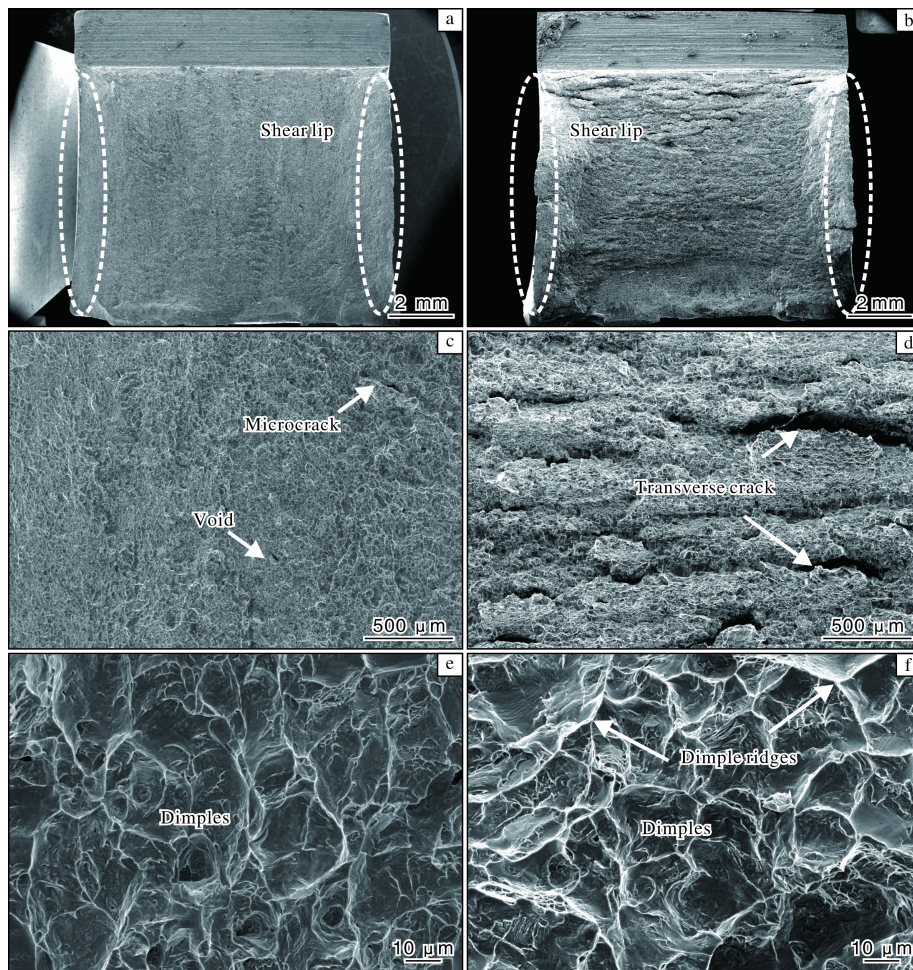


图4 Ti80合金棒材不同方向冲击试样的断口形貌

Fig.4 Fracture morphologies of Ti80 alloy bar specimens impacted in different directions:
(a, c, e) C-L specimen; (b, d, f) C-R specimen

作用下自剪切唇处断开，每个空洞位置就形成了一个韧窝^[17-18]。从图4e、4f可以看出，C-L试样断口纤维区韧窝大多呈等轴状，而C-R试样韧窝呈现更明显的韧性脊（如图4f中箭头所指亮白色区域），且韧窝尺寸相比C-L试样更大更深，说明其承担了更剧烈的塑性变形，所以具有更高的冲击功。

图5为Ti80合金不同冲击方向试样断口侧面的IPF图和KAM图。IPF图中不同的颜色代表着晶体坐标系与样品坐标系不同的取向关系。由图5a、5c可以看到，所选区域均基本由等轴状初生 α 相构成，且晶粒取向基本呈现随机分布，无明显择优取向。

研究表明^[19]，材料中局部取向差的分布与几何必要位错的分布保持高度一致，从而反映了材料的变形程度。因此，KAM图一般用来表征晶体材料局部应变的分布情况，可以清晰地展示变形后晶体材料内部晶界以及相界处的应变分布情况。从断口侧面的KAM图

可以明显看出，2种不同缺口方向（C-L方向和C-R方向）样品中 α 相内部的KAM值均较低，而高KAM值主要集中在 α 相边界处（见图5b、5d），表明位错堆积和裂纹萌生优先在相边界处发生。另外，值得注意的是，C-R试样断口侧面的高KAM值分布区域显著多于C-L试样（图5b、5d中红色及绿色区域），这意味着C-R试样断口附近整体位错数量更多，表明在裂纹萌生及扩展的过程中C-R试样发生了更严重的塑性变形，这需要消耗更多的冲击能量，因此具有较高的冲击韧性。

结合上述分析，绘制出Ti80合金棒材C-L试样和C-R试样断口中裂纹扩展路径示意图，如图6所示。对于C-L试样，截面中长条状初生 α 相被拉长的方向与冲击载荷的方向平行，裂纹主要沿初生 α 相边缘甚至是沿长条状初生 α 相边缘进行扩展（分别如图6中箭头1和箭头2所示）。而对于C-R试样，截面中长条状初生 α 相

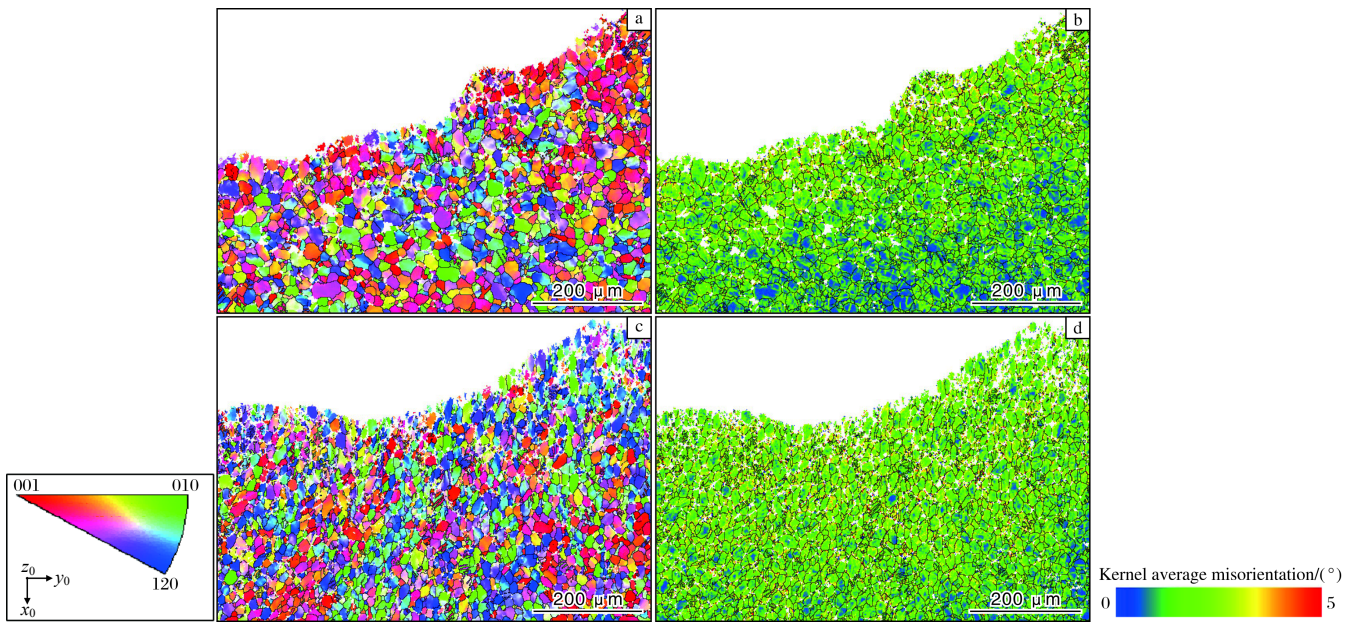


图5 Ti80 合金棒材不同冲击方向试样断口侧面的 IPF 图和 KAM 图

Fig.5 Cross-sectional IPF maps and KAM maps of Ti80 alloy bar specimens fracture impacted in different directions: (a) C-L specimen, IPF; (b) C-L specimen, KAM; (c) C-R specimens, IPF; (d) C-R specimen, KAM

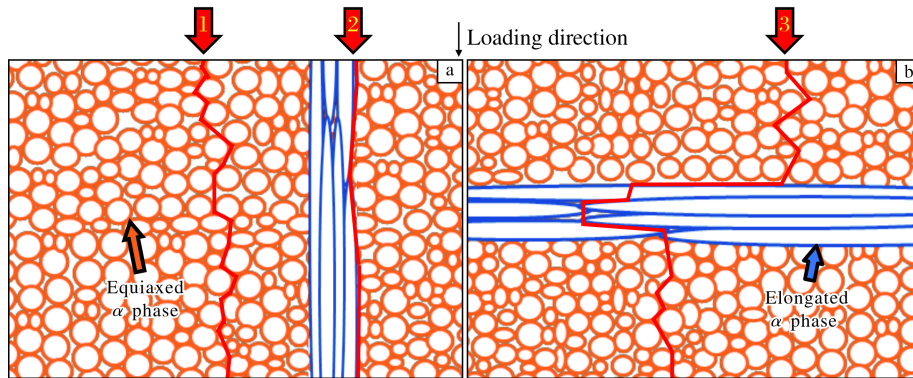


图6 Ti80 合金棒材不同冲击方向试样的裂纹扩展路径示意图

Fig.6 Schematic illustrations of crack propagation paths for Ti80 alloy bar specimens fracture impacted in different directions: (a) C-L specimen; (b) C-R specimen

被拉长的方向垂直于冲击载荷的方向，冲击裂纹的扩展会受到长条状初生 α 相的阻挡，裂纹不易直接穿过长条状的初生 α 相，倾向于先沿着拉长的初生 α 相边界横向扩展（图6中箭头3所示），这个过程需要消耗更多的能量，因此 C-R 试样具有更高的冲击功。

3 结论

(1) $\phi 300$ mm 大规格 Ti80 合金棒材 C-R 方向的冲击韧性明显高于 C-L 方向。

(2) 热处理态 Ti80 合金棒材纵截面组织中除等轴状初生 α 相外，还存在长条状初生 α 相。在 C-R 方向冲击

试样中，长条状初生 α 相与裂纹扩展方向垂直，冲击试样断面起伏更为剧烈，并且可以观察到大量横向裂纹。长条状初生 α 相起到了显著阻碍裂纹扩展的作用，从而提高了大规格 Ti80 合金棒材 C-R 方向的冲击韧性。

(3) 冲击试样变形过程中，裂纹萌生更优先在相界处产生，C-R 试样中与裂纹扩展方向垂直的长条状初生 α 相导致其发生了更严重的塑性变形，消耗了更多能量，因此具有更高的冲击韧性。

参考文献 References

[1] 赵永庆. 我国创新研制的主要船用钛合金及其应用[J]. 中国材

- 料进展, 2014, 33(7): 398-404.
- [2] 曹福辛. 载人潜水器材料技术发展现状[J]. 中国材料进展, 2011, 30(6): 33-36.
- [3] 刘顺, 徐莽, 李天瑞, 等. 高强耐腐蚀 Ti80 合金的热变形行为及热轧板材的组织性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(9): 3203-3212.
- [4] 鲁龙龙, 张彦敏, 权思佳, 等. 双态组织 Ti80 合金的动态再结晶行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(8): 2979-2985.
- [5] 权思佳, 宋克兴, 张彦敏, 等. 基于 MATLAB 的 Ti80 合金热变形行为及热加工图[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(11): 3600-3607.
- [6] 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.
- [7] 熊智豪, 李志尚, 杨平, 等. 大规格 TC18 钛合金棒材多火次锻造中 β 相织构演变规律[J]. 钛工业进展, 2021, 38(6): 6-11.
- [8] 姚川, 郭凯, 孟康, 等. 热变形温度对 Ti80 钛合金显微组织和力学性能的影响[J]. 中国材料进展, 2019, 38(3): 305-307.
- [9] 沈立华, 刘彦昌, 李修勇, 等. 退火温度对 Ti80 合金棒材组织与性能的影响[J]. 钛工业进展, 2018, 35(1): 29-31.
- [10] 李超, 吕亚平, 李少君, 等. Ti-55531 近 β 钛合金轧板拉伸性能各向异性研究[J]. 钛工业进展, 2019, 36(4): 1-6.
- [11] Lim S C V, Yang K V, Yang Y, et al. Tracking microstructure, texture and boundary misorientation evolution of hot deformed and post-deformation annealed Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 651: 524-534.
- [12] 李少强, 陈威, 查友, 等. TC18 合金大型锻棒冲击韧性的纵向差异研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(3): 911-917.
- [13] 王松茂, 白新房, 王辉, 等. Ti-80 钛合金冲击韧性及力学性能异常原因探析[J]. 西安文理学院学报: 自然科学版, 2013, 16(3): 84-87.
- [14] 郝晓博, 李渤渤, 刘茵琪, 等. Ti80 合金中厚板沿厚度方向组织与性能的不均匀分布[J]. 金属热处理, 2019, 44(2): 50-53.
- [15] Xu J W, Zeng W D, Zhao Y W, et al. Effect of microstructure evolution of the lamellar alpha on impact toughness in a two-phase titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 676: 434-440.
- [16] 杨治军, 郭爱红, 吴义舟, 等. 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(7): 512-516.
- [17] 刘莹莹, 张君彦, 王梦婷, 等. TC18 钛合金棒材和锻件的冲击性能及断口分析[J]. 稀有金属, 2019, 43(8): 891-896.
- [18] 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.
- [19] Kadkhodapour J, Schmauder S, Raabe D, et al. Experimental and numerical study on geometrically necessary dislocations and non-homogeneous mechanical properties of the ferrite phase in dual phase steels[J]. Acta Materialia, 2011, 59(11): 4387-4394.

行业动态

2022 年 7—12 月日本海绵钛产销数据统计

时间	海绵钛产量/t	国内出货量/t	国外出货量/t	出货量合计/t
2022 年 7 月	3963	1526	1930	3456
2022 年 8 月	4283	1540	2833	4373
2022 年 9 月	4491	1710	3473	5183
2022 年 10 月	4462	1503	1827	3330
2022 年 11 月	4571	1483	3657	5140
2022 年 12 月	4710	1885	3767	5652
合计	26 480	9647	17 487	27 134

王运锋摘自《チタン》