

# TC18 合金大型锻棒冲击韧性的横纵向差异研究

李少强<sup>1</sup>, 陈威<sup>2</sup>, 查友<sup>2</sup>, 程蒙<sup>2</sup>, 雷锦文<sup>1</sup>, 崔林林<sup>1</sup>, 张金钰<sup>2</sup>, 孙军<sup>2</sup>

(1. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(2. 西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

**摘要:** 针对 TC18 合金大型锻棒冲击韧性的横纵向差异及其内在原因进行了系统研究。夏比冲击实验显示, 锻棒头部、中部和尾部 3 处 C-L 试样的冲击韧性均高于 C-R 试样。示波冲击实验发现, 抵抗裂纹萌生的能力是决定合金冲击韧性的关键因素, C-L 试样的裂纹萌生功明显大于 C-R 试样。断裂形貌分析表明, 裂纹以微孔聚集方式萌生, 主要起源于试样缺口附近的强化相界面处(如晶界  $\alpha$  相)。C-L 样品中微观组织的拉长方向和开裂方向平行, 但和微孔萌生后聚集生长的方向垂直, 裂纹不易生长至临界尺寸进行纵深扩展, 因而消耗的裂纹萌生功较高, 表现出较好的冲击韧性; 相反, C-R 样品的初生  $\alpha$  相(包括晶界  $\alpha$  相)和裂纹萌生的方向相同, 裂纹容易顺着强化相界面生长至临界尺寸而失稳扩展, 从而导致较低的冲击韧性。

**关键词:** 钛合金; 微观组织; 冲击韧性; 冲击断裂

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)03-0911-07

TC18 合金是一种典型的  $\alpha+\beta$  双相钛合金, 名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe, 由于其不仅具有一般钛合金密度小、比强度高、耐高温和抗腐蚀等优良特性, 还具有良好的焊接性和淬透性, 淬透深度可达 250 mm, 因此, 被广泛应用于飞机机体及起落架等大型承力结构件<sup>[1]</sup>。而大型结构件中往往包含各种键槽、油孔、螺纹及截面变化等表面不连续结构, 这相当于材料中存在缺口。在外加载荷的作用下, 这些地方优先发生应力集中, 裂纹快速萌生扩展, 使得材料显著脆化, 导致失稳断裂, 尤其是在高应变速率的冲击载荷下, 更会造成灾难性后果<sup>[2]</sup>。因此, 材料的冲击韧性在工程应用中值得重点关注, 有必要对冲击韧性的影响因素及作用机理开展研究。

冲击韧性指标表征的是材料抵抗冲击载荷的能力, 往往以冲击吸收功来衡量, 通过示波冲击试验机可测量使试样发生变形和断裂的消耗功<sup>[3]</sup>, 常用来检验材料在高载荷加载速率下的塑性变形能力及对加载条件的适应性, 它可以敏感地显示材料在加工服役过程中所发生的内部损伤, 这是静载测试无法做到的。因此, 在工业生产和科学研究中, 冲击韧性指标由于对材料内部结构缺陷、微观组织变化的敏感性, 常用来检验材料的冶金质量和热加工工艺, 对于控制产品质量, 具有简便、快捷和低成本等优点。

当前, 钛合金的服役环境普遍存在冲击载荷, 因而针对钛合金高速载荷作用下的冲击韧性研究越来越多。王春雨等<sup>[2]</sup>针对 TC18 合金, 深入研究了冲击韧性的缺口敏感性, 发现冲击韧性值随 U 型缺口深度的减小而增大。刘莹莹等<sup>[4]</sup>对 TC18 合金锻棒不同方向试样的冲击韧性进行对比, 发现初生  $\alpha$  相的形态及分布显著影响冲击功。为了进一步理解冲击韧性机理, Xu<sup>[5]</sup>等分析了应变速率及初生  $\alpha$  相形态对冲击功的影响, 发现相对于等轴  $\alpha$  相, 棒状  $\alpha$  相可使裂纹扩展路径更为曲折, 并且对于相同的组织状态, 应变速率越低, 冲击功越高。而 Wen 等<sup>[6]</sup>根据对冲击曲线深入分析发现, TC21 合金的冲击功以裂纹萌生功主导, 并且次生  $\alpha$  相的片层宽度显著影响冲击韧性。根据以上文献不难发现, 除了外在条件, 材料本身的组织状态对冲击韧性影响很大, 甚至起决定作用。

在实际工业生产中, TC18 合金以锻态棒料为主, 在锻造过程中由于温度场和应力场的耦合作用使显微组织产生方向性, 从而使得力学性能出现各向异性<sup>[7]</sup>, 这导致该合金在生产中普遍出现横纵向冲击韧性的差异, 对产品进一步加工应用造成困难, 但其原因并没有得到深入分析。据此, 本研究对 TC18 合金棒材的横纵向冲击韧性进行了研究, 并设计示波冲击实验及断口组织分析解释了这一现象产生的根本原因。

收稿日期: 2020-03-18

基金项目: 国家自然科学基金(51871176); 陕西省自然科学基金(2018JM5098)

作者简介: 李少强, 男, 1979 年生, 博士, 高级工程师, 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018, E-mail: sqli\_wst@163.com

# 1 实验

实验所用材料为两相区终锻的 TC18 合金  $\Phi 300$  mm 大型棒材。表 1 显示的是棒材头部、中部和尾部 3 处位置的化学成分。可以看出 3 处位置的合金元素含量相差不大，表明整个棒材化学成分分布均匀，不存在明显的元素偏聚。因而，在后面的分析中可以明确排除化学成分差异对力学性能和微观组织的影响。为了体现大型棒材冲击韧性横纵向差异的普遍性，分别从棒材的头部、中部、尾部 3 处位置切取试样，如图 1 所示。在棒材的 3 处位置分别切割一段圆饼形锻材，在每段锻材的相同位置上取样，如图 1 中红色长方体所示，制成标准冲击试样，当缺口的开口面与棒材的轴向垂直时，定义为 C-L 试样；当缺口的开口面与棒材的轴向平行时，定义为 C-R 试样。

按照 GB/T229-1994 金属夏比缺口冲击试验标准，将样品加工成 10 mm×10 mm×55 mm 的标准试样，本实验均采用 U 型缺口（缺口深度 2 mm），试样尺寸如图 2 所示，在室温下使用 ZWICK 摆锤冲击试验机完成。考虑到实验的可重复性和科学性，针对棒材 3 处不同位置，每一位置均使用 5 个试样进行冲击实验，获得冲击韧性平均值。同时，为了详细研究冲击过程中冲击载荷、位移、时间、裂纹形成功及扩展功等冲击性能之间的关系，开展了示波冲击实验。示波冲击实验在 PSW750 仪器化冲击试验机上进行，通过传感器测定记录整个冲击过程中的冲击力和位移，由此获得力特征值、特征位移以及能量特征值。进而得到冲击吸收功-时间、载荷-位移、功-位移曲线。

表 1 TC18 合金大型锻棒不同位置的化学成分

Table 1 Chemical composition of different positions of TC18 alloy large-scale forging rods ( $\omega/\%$ )

Position	Al	Mo	V	Cr	Fe	Ti
Head	5.01	5.10	5.05	1.05	1.10	Bal.
Middle	5.03	5.12	5.03	1.03	1.11	Bal.
Tail	5.02	5.11	5.05	1.04	1.11	Bal.

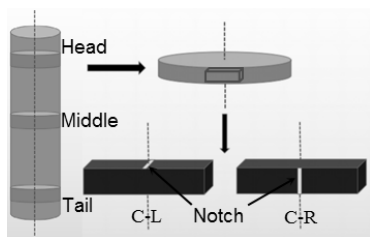


图 1 TC18 合金大型锻棒冲击样品取样示意图

Fig.1 Schematic illustration of cutting impact samples from TC18 alloy large-scale forging rods

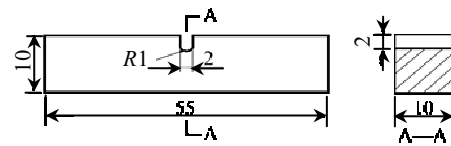


图 2 冲击试样尺寸

Fig.2 Geometry of the impact sample

使用体视显微镜，Nikon MA200 金相显微镜，Hitachi SU6600 扫描电镜对断口及微观组织进行观察表征，使用配备有电子背散射衍射探头的 SU3500 扫描电镜进行 EBSD 取向表征分析。

## 2 结果与分析

### 2.1 锻态组织

图 3 显示的是 TC18 合金棒材中部位置纵截面的微观组织形貌。需要说明的是，由于棒材头中尾 3 处位置的微观组织并没有明显差异，考虑文章篇幅的限制，仅给出棒材中部位置的微观形貌。图 3a 是 TC18 合金锻态的金相形貌。可以看到，该锻态合金由  $\beta$  转变组织和初生  $\alpha$  相组成，在图中分别显示为黑色和白色衬度。同时，在原始  $\beta$  晶界上可隐约发现部分“项链状”晶界  $\alpha$  相，如图中虚线所示。图 3b 是锻棒的 SEM 照片。可以看到初生  $\alpha$  相的形态既有等轴状，也有长条状，并且长条状初生  $\alpha$  相具有方向性，它们沿着棒材轴向被拉长。这种等轴状  $\alpha$  相和长条状  $\alpha$  相的复合形貌可以理解为锻造过程中温度场及应力场的耦合作用使得原始棒状初生  $\alpha$  相发生动态再结晶，并逐渐向等轴晶粒转变，部分组织仍保留着这种  $\alpha$  相破碎球化的过渡状态。图 3b 插图显示了  $\beta$  转变组织中的次生  $\alpha$  相，其呈现出层片状形貌，它们主要在锻造后冷却过程中析出，与  $\beta$  母相保持 Burgers 位向关系<sup>[8]</sup>。

为了观察原始  $\beta$  晶粒的大小和形态，以及初生  $\alpha$  相的取向性，借助 EBSD 技术作进一步表征，如图 3c 所示。可以看出，由于棒材拔长时的轴向应变，原始  $\beta$  晶粒与棒状初生  $\alpha$  相均沿棒材轴向被拉长，并且各个原始  $\beta$  晶粒内存在局部取向变化。而原始  $\beta$  晶粒经测量发现长轴为 1000~1600  $\mu\text{m}$ ，短轴为 200~300  $\mu\text{m}$ 。图 3d 是原始  $\beta$  晶内区域的 EBSD 放大图像。经过 Channel5 软件将  $\beta$  基体处理成衍射带衬度模式 (BC)，初生  $\alpha$  相显示为带有取向对应颜色的反极图模式 (IPF)，使得不同的颜色代表不同的晶体取向。可以看到，相邻的  $\alpha$  相取向不尽相同，这表明初生  $\alpha$  相不存在明显的组织，晶体取向随机分布。

表 2 TC18 合金大型锻棒的冲击韧性

Table 2 Impact toughness of TC18 alloy large-scale forging rods ( $J \cdot cm^{-2}$ )

Position	C-L samples	C-R samples
Head	38.5	32.8
Middle	46.8	34.4
Tail	43.5	32.3
Average value	42.9	33.2

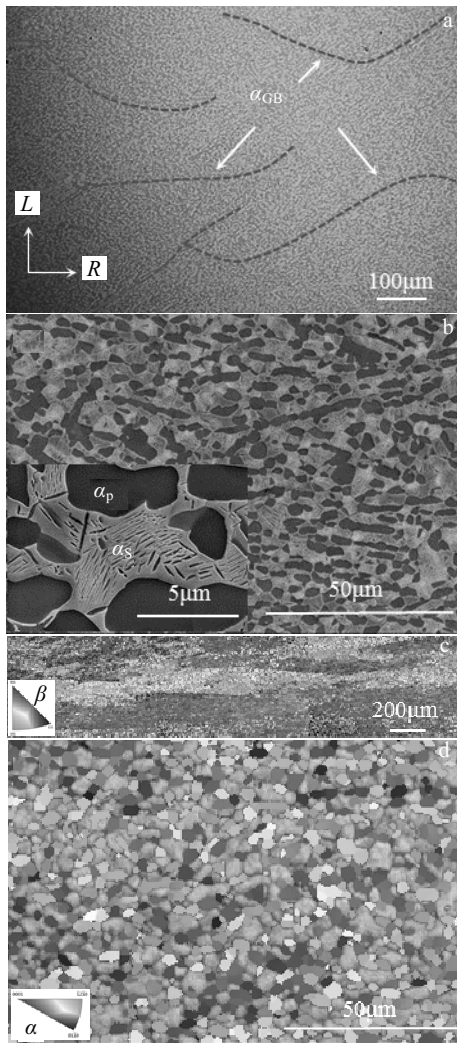


图 3 TC18 合金锻态微观组织

Fig.3 OM (a) and SEM (b) images of TC18 alloy large-scale forging rods; EBSD image showing the inverse pole figure (IPF) of  $\beta$  phase (c) and  $\alpha$  phase (d)

### 2.2 横纵向冲击韧性

表 2 列出了 TC18 合金棒材 3 处取样位置不同缺口方向的冲击韧性平均值(吸收功)。可见,无论是棒材头部、中部还是尾部, C-L 试样的冲击韧性值总是高于 C-R 试样。同时,就单一方向来说, C-R 方向的冲击韧性数据离散性明显小于 C-L 方向,说明沿 C-R 方向的冲击韧性指标更加稳定。

### 2.3 示波冲击试验

为了进一步分析冲击性能与微观组织的关系,对棒材中部的 C-L 和 C-R 冲击试样,进行了示波冲击测试。图 4a 显示的是 C-L 及 C-R 试样的功-时间曲线。可以发

现,两者的冲击吸收功分别为 29.95 和 23.25 J, C-L 试样冲击韧性高于 C-R 试样,这与之前夏比冲击实验规律吻合(表 2)。同时,值得提出的是,两者的冲击吸收功从零增加到最大值所需时间仅在 0.3~0.4 ms 之间,说明断裂时间极短,在一瞬间完成。图 4b 和 4c 分别是 C-L 及 C-R 试样的载荷-位移、功-位移曲线。在载荷-位移曲线中,无论是哪种试样,曲线的形状均类似于冲击测试的标准曲线形状,包括裂纹萌生阶段和裂纹扩展阶段(载荷最高点为临界点),两者的裂纹稳定扩展阶段均很短,在载荷达到最高点后很快就发生裂纹失稳扩展而断裂(对应于应力的瞬间跌落)。通常来讲,裂纹萌生阶段曲线包围的面积越大,说明这一阶段消耗的功对整个冲击功占比越大。C-L 试样的曲线中,载荷随着位移的增大而呈上升趋势,并伴随着上下起伏,最大标准载荷在 35 000 N 左右;而对 C-R 试样来说,载荷增大的趋势与 C-L 试样类似,但曲率较小,且载荷的上下波动更大更密集,最大载荷略小于 C-L 试样。由于 C-L 试样包围的面积大于 C-R 试样,这表明前者消耗的裂纹萌生功大于后者。另外,从功-位移曲线可以看出,功随位移的增加从零增加到最大值后保持不变,达到最大功的位移仅在 1.6 mm 左右,说明摆锤移动到此距离时试样开始最后失稳断裂。

### 2.4 断口形貌分析

图 5a 和 5b 显示的是体视显微镜下棒材中部 C-L 和 C-R 冲击试样的断口宏观形貌。可见,所有断口均由纤维区、放射区和剪切唇区组成,断口整体起伏不平,颜色较暗,呈现出典型的韧性断裂特征。并且可以明显发现, C-L 试样的剪切唇区更大,尤其是在纤维区(裂纹萌生区域)附近,这意味着在裂纹萌生阶段的塑性变形更加剧烈,变形区域发生了更显著的类似“颈缩”现象。整个开裂区域存在明显的撕裂棱(扩展裂纹)<sup>[9]</sup>,通过比较扩展裂纹的多少、深浅及方向性可以得出, C-L 试样的裂纹数目多于 C-R 试样。对于 C-L 试样,几乎所有裂纹都是纵向的,靠近缺口部位的裂纹较深,远离缺口裂纹变浅且更分散;对于 C-R 试样,存在大量的横向或斜向的裂纹,靠近缺口部位的裂纹基本呈横向分布,中间部位变为斜向,再往下

变为纵向。图 5a 和 5b 插图所示的是 2 种试样纤维区的亚表层形貌。可以看到，在此裂纹萌生区域，裂纹是通过微孔聚集而横向生长的，并不像裂纹扩展区那样沿试样的纵深扩展。

进一步对 2 种冲击试样靠近缺口处的断口进行观察，如图 5c 和 5d 所示。两者的断口上均由众多韧窝和撕裂棱组成，其中 C-L 试样断口表面呈层片状，有尺寸较大数量较多的微孔洞和韧窝。相比之下，C-R 试样较为平整，裂纹也相对较少，这进一步说明两者的断裂机制均为微孔聚集而导致裂纹萌生扩展。图 5c 和 5d 中靠近缺口处的局部放大图像显示，虽然 2 种试样均为韧窝形貌的韧性断裂，但 C-L 试样的韧窝呈撕

裂状，且尺寸较大，说明此处发生了更大的塑性变形，而 C-R 试样的韧窝呈等轴状，且尺寸参差不齐。

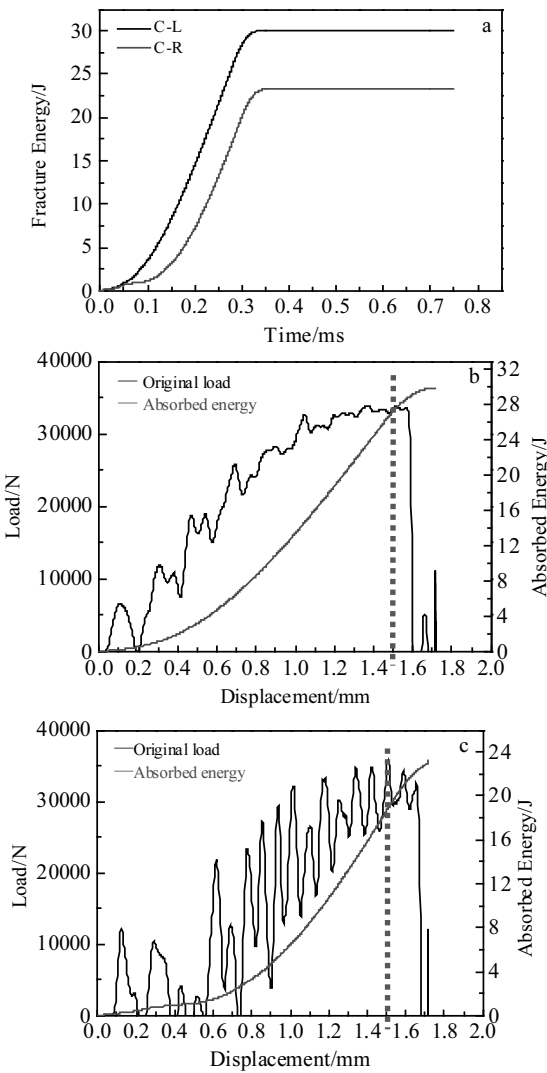


图 4 C-L 和 C-R 试样的示波冲击曲线

Fig.4 Instrumented Charpy impact curves: (a) fracture energy-time curves of the C-L and C-R samples; (b) load-displacement and absorbed energy-displacement curves of the C-L sample; (c) load-displacement and absorbed energy-displacement curves of the C-R sample

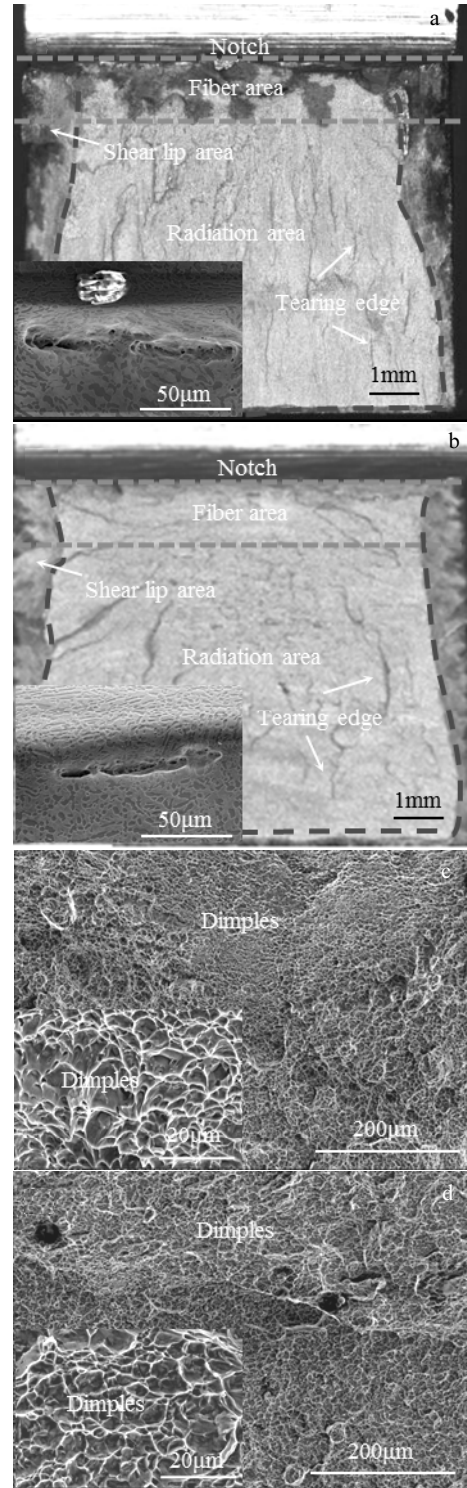


图 5 C-L 和 C-R 试样的冲击断口形貌

Fig.5 Stereomicroscope (a, b) and SEM (c, d) fracture morphologies of the C-L (a, c) and the C-R (b, d) samples after impact testing

### 3 讨论

在示波冲击曲线中一般将冲击过程分为弹性变形阶段、裂纹萌生阶段和裂纹扩展阶段，后两者以载荷最高点为临界点<sup>[10]</sup>。而冲击功  $W$  可视为裂纹萌生功  $W_i$  及裂纹扩展功  $W_p$  的总和，裂纹萌生功  $W_i$  反映了裂纹形成的难易和快慢，它取决于材料的原子结合力和滑移系的多少；裂纹扩展功  $W_p$  反映了试样在冲击力作用下裂纹扩展的快慢，表征了材料阻止裂纹扩展的能力。如图 4b、4c 中虚线所示，2 种试样在应力最高处所对应的裂纹萌生功分别为 27.53 及 18.95 J，据此图 6 对 2 种试样的各部分功进行了对比，结合图 4 的冲击曲线表明，2 种试样冲击时当应力达到最大值后很快就断裂，裂纹扩展阶段很短，两者的冲击功绝大部分来源于裂纹萌生功  $W_i$ ，而 C-R 试样的  $W_p$  甚至还略大于 C-L 试样。

图 7 为 2 种试样靠近缺口处的裂纹扩展路径。可以看到 C-R 试样的扩展路径的确更加曲折，裂纹扩展时能吸收更多能量<sup>[11]</sup>，这也验证了上述它的裂纹扩展功大于 C-L 试样，但扩展功占总功比例较小，并不能单独依靠裂纹扩展路径曲折度来分析两者冲击功差异。众所周知，材料的塑性变形能力越强，越能抵抗裂纹的萌生，C-L 试样的韧窝呈现了撕裂状而 C-R 试样韧窝则是等轴状（图 5），经统计 C-L 及 C-R 试样的韧窝尺寸大约分别为 4.68 和 3.59  $\mu\text{m}$ ，C-L 试样尺寸较大，这说明 C-L 试样的塑性变形更加剧烈<sup>[12]</sup>，图 5 中 C-L 试样的剪切唇区更大，尤其是在纤维区（裂纹萌生区域）附近，这也证实了裂纹萌生阶段的塑性变形更加剧烈。

断口靠近缺口处的 SEM 形貌如图 8 所示，C-L 试样在缺口处可明显观察到代表着剧烈塑性变形的高低起伏及扭折形貌，而 C-R 试样则显得较为平整，这也进一步说明在裂纹萌生时，C-L 经历了更强烈的塑性变形，故而消耗的裂纹萌生功远大于 C-R 试样。

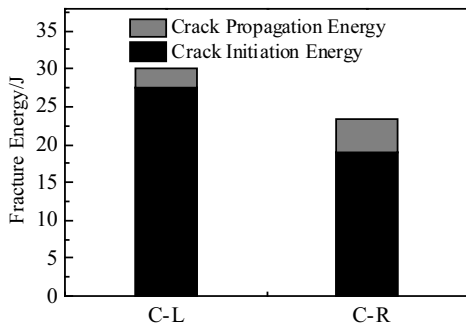


图 6 C-L 和 C-R 试样冲击吸收功

Fig.6 Impact energy of the C-L and C-R samples

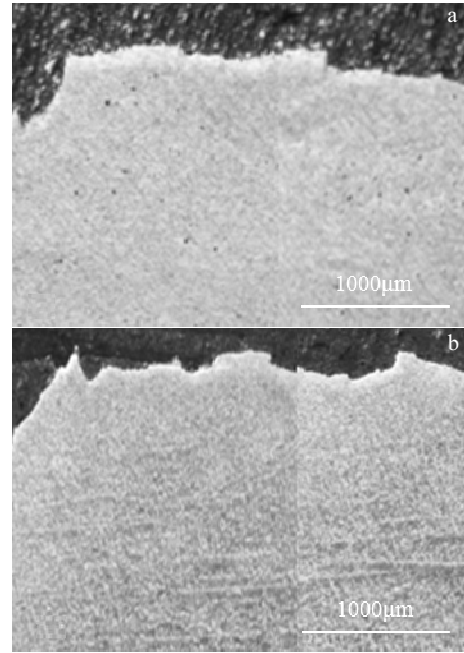


图 7 C-L 和 C-R 试样裂纹扩展路径

Fig.7 Crack propagation path of the C-L (a) and C-R (b) samples

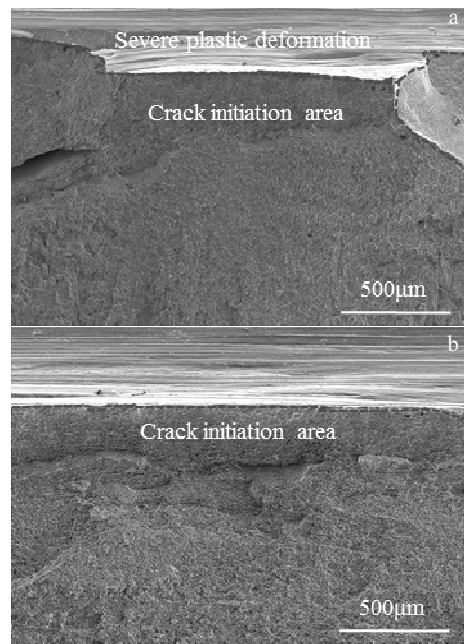


图 8 C-L 和 C-R 试样靠近缺口处断口形貌

Fig.8 Fracture surfaces of the C-L (a) and C-R (b) samples near the notch

前述对断裂组织的观察可以看出，由于棒材本身组织（原始  $\beta$  晶粒及长条状初生  $\alpha$ ）沿轴向拉长，C-L 和 C-R 试样的关键性组织差异在于 U 型缺口的开口方向不同，这导致了裂纹在萌生及扩展时所面临的材料组织存在方向性差异，这是造成合金冲击韧性横纵向

差异的最主要原因。在 TC18 合金中,  $\alpha$  相是一种强化相, 具有高抗塑性变形能力, 力学和物理性能的各向异性明显, 已有研究指出,  $\alpha$  相的排列方式会严重影响材料的力学性能<sup>[13]</sup>。裂纹主要起源于靠近试样缺口的强化相界面处, 例如镶嵌在原始  $\beta$  晶粒晶界上的“项链状”晶相  $\alpha$  相。裂纹通过微孔聚集萌生, 当裂纹横向长大至临界尺寸后, 便会致后续失稳扩展。对于本实验中 C-L 和 C-R 2 个方向的冲击试样, 最大差异在于显微组织被拉长的方向不同, C-L 样品组织的拉长方向和断裂方向平行, 但初生  $\alpha$  相和微孔萌生后聚集生长的方向垂直, 裂纹不易生长至临界尺寸进行纵深扩展, 消耗的裂纹萌生功较高; 相反, C-R 样品的初生  $\alpha$  相和裂纹萌生的方向相同, 裂纹容易顺着该强化相直接生长至临界尺寸而失稳扩展, 因而导致冲击韧性低于 C-L 试样。上述的 2 种不同裂纹萌生过程如图 9 所示。考虑到合金棒材在锻造过程中最后一个加工道次为拔长工艺, 本身组织(原始  $\beta$  晶粒及长条状初生  $\alpha$ ) 沿轴向拉长, 进而导致了冲击韧性横纵向差异。因此, 在拔长过程通过减小变形量使组织拉长状态减弱, 可有效改善棒材横纵向的冲击性能差异。相关验证工作及实验研究正在开展中。

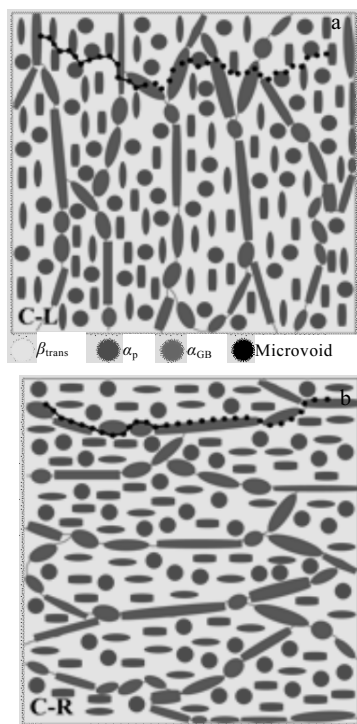


图 9 TC18 合金棒材 C-L 和 C-R 试样的裂纹萌生示意图  
Fig.9 Schematic illustrations of crack initiation in TC18 alloy  
C-L (a) and C-R (b) samples

## 4 结 论

1) TC18 合金大型棒材 C-L 试样的冲击韧性高于 C-R 试样。2 种试样的裂纹萌生功远大于裂纹扩展功, 因此, 抵抗裂纹萌生的能力是决定合金冲击韧性的关键因素, C-L 试样抵抗裂纹萌生的能力高于 C-R 试样。

2) 裂纹以微孔聚集方式萌生, 主要起源于靠近试样缺口的强化相处(如晶界  $\alpha$  相)。尽管 C-L 样品组织的拉长方向和断裂方向平行, 但和微孔萌生后聚集生长的方向垂直, 裂纹不易生长至临界尺寸向纵深扩展; 而 C-R 样品的初生  $\alpha$  相和裂纹萌生的方向相同, 裂纹容易沿强硬相界面直接生长至临界尺寸而失稳扩展, 从而导致冲击韧性低于 C-L 试样。

## 参考文献 References

- [1] Guan Jie(官 杰), Liu Jianrong(刘建荣), Lei Jiafeng(雷家峰) et al. *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2009, 23(1): 77
- [2] Wang Chunyu(王春雨), Xi Wenjun(席文君). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(4): 663
- [3] Duan Q Q, Qu R T, Zhang P et al. *Acta Materialia*[J], 2018, 142: 226
- [4] Liu Yingying(刘莹莹), Zhang Junyan(张君彦), Wang Mengting(王梦婷) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2019, 43(8): 891
- [5] Xu J W, Zeng W D, Zhao Y W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 676: 434
- [6] Wen X, Wan M P, Huang C W et al. *Materials and Design*[J], 2019, 180: 107 898
- [7] Sun Jifeng(孙继锋), Ding Chen(丁 晨), Ji Bo(计 波). *Heat Treatment*(热处理)[J], 2016, 31(4): 36
- [8] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61: 844
- [9] Faizan-Ur-Rab M, Zahiri S H, King P C et al. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2017, 26(8): 1
- [10] Xie C S, Liu Z D, He X K et al. *Materials Characterization*[J], 2020, 161: 110 139
- [11] Jia R C, Zeng W D, He S T et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 810: 151 899
- [12] Luo H W, Wang X H, Liu Z B et al. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2020, 51: 130
- [13] Christophe B, Julitte H, Nathalie G et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 618: 546

## Difference between Transverse and Longitudinal Impact Toughness of TC18 Alloy Large-Scale Forging Rods

Li Shaoqiang<sup>1</sup>, Chen Wei<sup>2</sup>, Zha You<sup>2</sup>, Cheng Meng<sup>2</sup>, Lei Jinwen<sup>1</sup>, Cui Linlin<sup>1</sup>, Zhang Jinyu<sup>2</sup>, Sun Jun<sup>2</sup>

(1. Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

(2. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

**Abstract:** The difference between the transverse and longitudinal impact toughness of TC18 alloy large-scale forging rods and its microstructural relationships were investigated. Two types of impact samples, i.e., C-L and C-R, were machined from the head, middle and tail positions of the forging rods for Charpy impact testing. The results show that the impact toughness of the C-L samples is always higher than that of the C-R samples. The instrumented impact test further reveals that the ability to resist crack initiation is a key factor affecting the impact toughness, whilst crack initiation energy of the C-L samples is significantly greater than that of the C-R samples. Meanwhile, impact fracture observation manifests that cracks initiate in the form of micro-void coalescence, and mainly originate from the strong-hard phase (such as grain boundary  $\alpha$ -phase) near the notch of the samples. For the C-L samples, the elongated direction of the forging microstructure is parallel to the fracture direction, while it is perpendicular to the propagation direction after the micro-void initiation. The crack is thus difficult to grow to the critical size for unstable propagation, which results in the high consumed energy for crack initiation; for the C-R siblings, however, the elongated direction of the primary  $\alpha$ -phase including grain boundary  $\alpha$ -phase is parallel to the direction of crack initiation, and the cracks easily grow directly to the critical size along the strong-hard phase for unstable propagation, which causes a lower impact toughness in the samples.

**Key words:** titanium alloys; microstructures; impact toughness; impact fracture

---

Corresponding author: Chen Wei, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China, Tel: 0086-29-82668614, E-mail: weichen813@xjtu.edu.cn