

影响 TC4ELI 合金断裂韧性的因素

马英杰¹, 王鼎春², 王红武², 雷家峰¹, 王 俭², 刘羽寅¹, 高 颀², 杨 锐¹

(1. 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016;

2. 宝钛集团有限公司, 宝鸡 721014)

摘 要: 比较不同显微组织条件下 TC4ELI 合金的断裂韧性, 并从断裂韧性本质定义的角度分析影响材料断裂韧性的因素。不同状态下 TC4ELI 合金断裂韧性值表明, 片层组织具有较高的断裂韧性, 且断裂韧性大体上随屈服强度的升高而降低。从疲劳裂纹尖端塑性区的角度阐述了影响材料断裂韧性的因素。

关键词: 钛合金; 断裂韧性; 裂纹尖端塑性区

中图分类号: TF804.3

文献标志码: A

Factors influencing fracture toughness of TC4ELI alloy

MA Ying-jie¹, WANG Ding-chun², WANG Hong-wu², LEI Jia-feng¹, WANG Jian², LIU Yu-yin¹, GAO Qi², YANG Rui¹

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academic of Sciences, Shenyang 110016, China;

2. Baoji Titanium Group Co. Ltd, Baoji 721014, China)

Abstract: Fracture toughness K_{IC} of TC4ELI alloys with different microstructures was tested, and the essential definition of K_{IC} was introduced to explain the influence of microstructure on K_{IC} . The results show that lamellar microstructure has high K_{IC} value, and the K_{IC} value increases with the decreasing of yield stress. Finally the crack tip plastic zone CTPZ was introduced to interpret the variations of K_{IC} .

Key words: titanium alloy; fracture toughness; crack tip plastic zone

随着损伤容限设计准则在航空航天领域中应用程度的不断提高, 材料的损伤容限性能(疲劳裂纹扩展速率及断裂韧性)逐渐成为考核材料能否满足结构设计的重要指标。材料的断裂韧性本质上为带有裂纹构件的静强度, 但在多种金属材料中断裂韧性往往随拉伸静强度的升高而降低, 这种看似矛盾的现象值得我们对影响断裂韧性的因素进行探讨。钛合金经 β 单相区固溶后得到的片层组织具有较高的断裂韧性, 已有研究将片层组织具有较高断裂韧性的原因主要归结于拉伸开裂阶段疲劳裂纹的偏析和分叉行为^[1-4]。本文作者将从断裂韧性本质定义的角度对片层组织具有较高断裂韧性值进行讨论。

1 实验

本实验中使用的合金为低间隙型 TC4ELI 合金, 其化学成分如表 1 所列。金相法测得合金相变点为 $(970 \pm 5)^\circ\text{C}$ 。本文作者主要讨论两种显微组织类型的断裂韧性, 即相变点以上固溶处理得到的片层组织(图 1(a))及两相区热处理得到的短棒 α 组织(图 1(b))。由于通过调节热处理参数可以得到具有不同尺寸参数的显微组织, 因此本实验对多种热处理条件下的断裂韧性进行测试以考察显微组织对断裂韧性的影响。表 2

所列为本实验采用的不同热处理制度。断裂韧性 K_{IC} 的测试在 MTS810 多功能试验机上进行, 试样尺寸如图 2 所示。

表 1 TC4ELI 钛合金成分

Table 1 Chemical compositions of TC4ELI alloy (mass fraction, %)

Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
6.1	4.1	0.085	0.012	0.0097	0.0016	0.054	Bal.

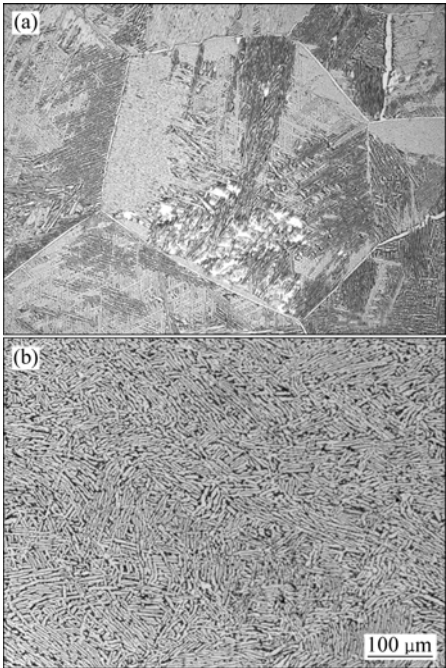


图 1 β 单相区及 $\alpha+\beta$ 两相区热处理得到的显微组织
Fig.1 Lamellar microstructure with coarse β grain heat-treated above T_β (a), and short-bar structure heat-treated in $\alpha+\beta$ phase region (b)

表 2 断裂韧性试验采用的不同热处理制度

Table 2 Different heat-treatments used for fracture toughness test

Sample No.	Heat-treatment
1	750 °C, 1 h, A.C.+550 °C, 4 h, A.C.
2	900 °C, 1 h, A.C. +550 °C, 4 h, A.C.
3	1 000 °C, 1 h, A.C. +550 °C, 4h, A.C.
4	1 000 °C, 1 h, A.C +900 °C, 1h, A.C. +550 °C, 4 h, A.C.
5	1 000 °C, 1 h, A.C.+730 °C, 3 h, A.C.
6	1 000 °C, 1 h+700 °C, 1 h, A.C.
7	1 000 °C, 1 h+850 °C, 1 h, A.C.
8	1 300 °C, 1 h, A.C.+550 °C, 4 h, A.C.
9	1 000 °C, 1 h, F.C.+550 °C, 4 h, A.C.

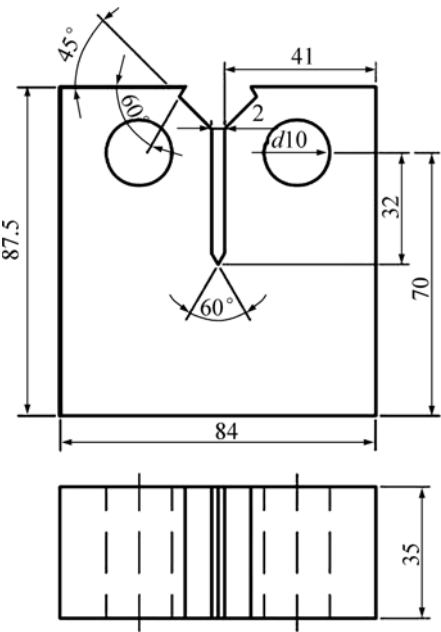


图 2 断裂韧性试样尺寸
Fig.2 Compact tension specimen for fracture toughness testing (mm)

2 结果与讨论

表 3 列出了 TC4ELI 合金经过不同热处理后显微组织的断裂韧性。与 $\alpha+\beta$ 两相区热处理相比, 相变点以上热处理得到的片层组织整体上具有较高的断裂韧性, 1 300 °C 热处理得到的具有粗大晶粒的片层组织具有最高的断裂韧性。图 3 所示为不同显微组织下断裂韧性随屈服强度的变化情况, 可以看出整体上断裂韧性随屈服强度的升高而降低, 与大多数金属材料断裂

表 3 TC4ELI 合金经过不同热处理后显微组织的断裂韧性
Table 3 Fracture toughness of TC4ELI alloy after different heat-treatments

Sample No.	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	K_q /(MPa·m ^{1/2})
1	884	833	95
2	904	863	106
3	892	822	100
4	873	805	110
5	858	794	103
6	835	776	104
7	826	760	110
8	850	784	116
9	781	737	110

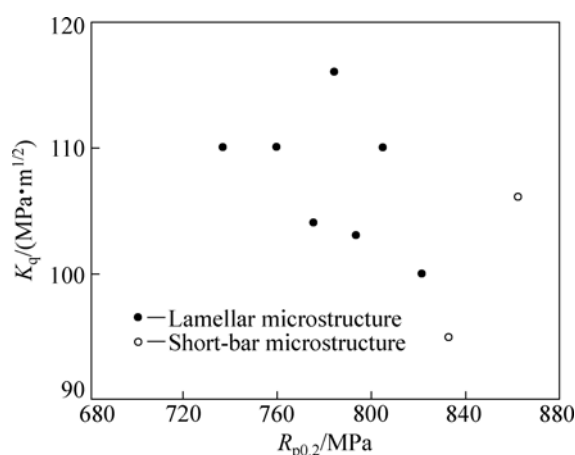


图3 TC4ELI合金不同显微组织下断裂韧性随屈服强度的变化

Fig.3 Fracture toughness versus yield strength of TC4ELI alloy with different microstructures

韧性与强度的关系一致。

断裂韧性本质上是带有裂纹构件的静强度。测试材料断裂韧性实验过程中,带有疲劳裂纹的试样在缓慢升高外力的作用下最终失效断裂,带裂纹试样失效断裂时承受的最大外力越大,材料的断裂韧性值越高(图4)。普通光滑无裂纹试样能够承受的最大外力由材料静强度及试样受力截面积的决定,既然断裂韧性本质上也是静强度,那么材料的断裂韧性应该同样受到材料静强度及受力区域截面积的影响。在试样尺寸相同的情况下,带裂纹构件的强度越高,承受载荷的区域越大,材料的断裂韧性值便越高,此处影响断裂韧性的材料强度应是屈服强度,而承受载荷的区域则是裂纹尖端塑性区的范围。带裂纹构件所承受的最大载荷与裂纹尖端塑性区有关,这是由于裂纹尖端塑性区内所承受的外力高于材料的屈服强度,而塑性区以外的区域承受的外力低于屈服强度,裂纹尖端塑性区是能够导致构件最终失效的最薄弱区域,也是影响带裂纹构件所承载高低的决定性因素,裂纹尖端塑性区以外的区域虽然也承受一定的载荷,却不能导致构件失效。从这个角度出发,本文作者认为材料的屈服强度越高,裂纹尖端塑性区越大,带裂纹构件所承载的最大外力越大,断裂韧性值便越高。从能量的角度出发,裂纹尖端塑性区越大,能够吸收的外界做功也越高,所能承受的外力也越大,断裂韧性就越高。JATA等^[5]曾从理论推导得到断裂韧性与强度之间的关系公式,公式中直接或间接反映了断裂韧性与裂纹尖端塑性区的关系:

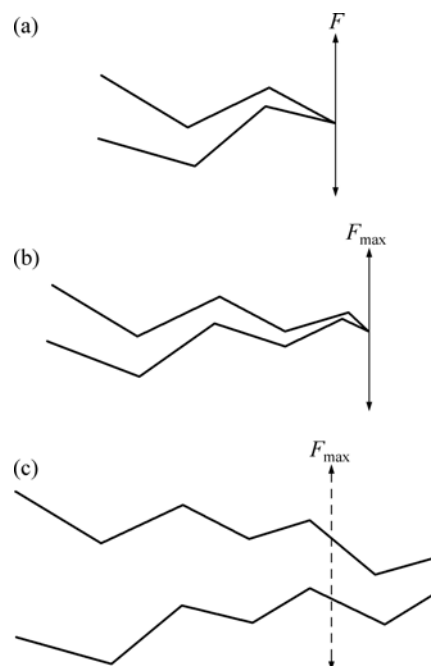


图4 测试断裂韧性过程中,随着载荷的增大裂纹增长,达到最大载荷 $F_{\max}$ 处试样最终发生失效断裂

Fig.4 Increase of crack length with loading force (a) during fracture toughness testing process, loading force gradually reaching to maximum force $F_{\max}$ (b), leading to fail fracture (c)

$$r_p = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (1)$$

单向加载过程中,裂纹尖端塑性区尺寸 r_p 与材料的屈服强度 σ_y 有关(式(1)),屈服强度越大,塑性区尺寸就越小。在相同的应力强度因子 K 下,屈服强度较高的材料中裂纹尖端塑性区尺寸较小,承受载荷的区域也较小(图5(a))而屈服强度较低的材料中裂纹尖端塑性区尺寸较大,承受载荷的区域也较大(图5(b))。由此可见,材料断裂韧性随屈服强度的升高而降低的原因是屈服强度的升高减小了材料所能承受的导致失效载荷的区域,并导致所能承受最大载荷的减小。需要特别指出的是,分析断裂韧性与屈服强度及裂纹尖端塑性区的关系应建立在同一显微组织类型的前提下,因为显微组织类型不同,塑性区尺寸不仅受到屈服强度的影响,还强烈受到不同显微组织中不同变形方式的影响。

JATA 和 STARKE 等^[5]在研究某一合金断裂韧性时,推导出断裂韧性的理论计算公式(2),并且利用式(2)得到的计算值与实际测量值较为接近:

$$K_{IC} = \left[8E\sigma_{ys}W \left(\frac{D}{d} \right) \gamma_{sh}^c \sin \alpha \right] \quad (2)$$

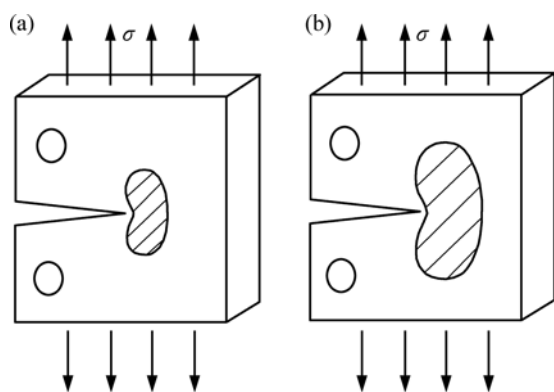


图5 同一应力强度因子 K 两种屈服强度下的裂纹尖端塑性区比较

Fig.5 CTPZ size comparison of microstructures with different yield stress under same stress intensity factor: (a) High yield stress; (b) Low yield stress

式中： E 为材料的弹性模量； σ_{ys} 为材料屈服强度； W 为裂纹前端位错滑移带的宽度； D 为裂纹尖端塑性区的宽度； d 为裂纹尖端两个滑移带的间距； γ_{SB}^c 为临界剪切应力； α 为滑移带与裂纹面的夹角。虽然式(2)未直接反映出断裂韧性随屈服强度的降低而升高的关系，但却反映出材料的断裂韧性受 $W(D/d)$ 量的影响，而参量 $W(D/d)$ 一定程度上代表的正是裂纹尖端塑性区的截面积，因此式(2)反映了裂纹尖端塑性区尺寸对断裂韧性的影响。

需要说明的是，材料的断裂韧性并不是单一地随屈服强度的升高而降低，也存在屈服强度升高断裂韧性也同时升高的情况，例如表3中，经第二种热处理制度得到的材料强度和韧性均较高于第一种热处理的。该现象说明影响材料断裂韧性的因素较为复杂，不能将提高材料断裂韧性的手段完全放在降低材料的强度上，而是应继续对影响断裂韧性的因素进行研究，从而找到同时能够提高材料强度和韧性的方法。

钛合金经 β 单相区固溶后得到的片层组织具有较高的断裂韧性，已有研究主要将片层组织具有较高断裂韧性的原因和粗糙的断口形貌联系在一起，并最终归结为断裂韧性测试拉伸过程中稳态扩展阶段裂纹的偏折和分叉行为^[1-4]。但本文作者认为决定断裂韧性值的最大载荷归结于裂纹的偏折和分叉需要直接的证据，并且本文对该观点持怀疑态度。

疲劳裂纹扩展过程中，疲劳裂纹的偏折能够降低扩展速率并提高裂纹扩展抗力，但断裂韧性测试拉伸过程中形成的裂纹偏折并不能提高裂纹扩展抗力。图6所示为疲劳裂纹扩展及断裂韧性测试拉伸阶段裂纹

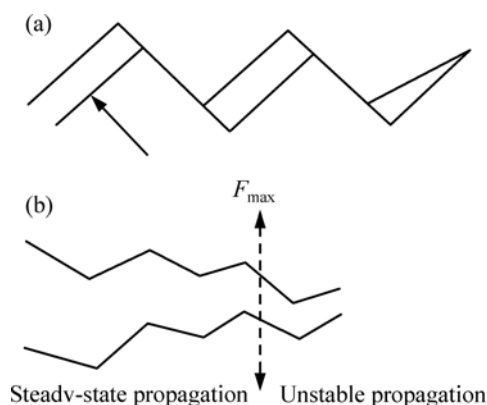


图6 疲劳裂纹扩展及断裂韧性测试拉伸阶段裂纹偏折示意图

Fig.6 Schematic representation of crack deviation during fatigue crack propagation (a) and tensile stage of fracture toughness test (b)

偏折的示意图。由图6(a)可以看出，疲劳裂纹扩展过程中，疲劳裂纹偏折后产生的曲折扩展路径能够提高裂纹闭合程度，从而提高了裂纹扩展抗力；而在断裂韧性测试的拉伸阶段，由于是单向加载，裂纹尖端总是处于张开状态，此时不存在裂纹闭合效应，已发生断裂的区域并不能提高裂纹尖端未断裂区域的裂纹扩展抗力。由此可以看出，虽然疲劳裂纹扩展和断裂韧性均是考察带有疲劳裂纹构件的性能，但由于两种情况下加载不同，使得裂纹闭合效应在断裂韧性测试的拉伸阶段根本不存在，因此稳态扩展阶段曲折的扩展路径并不会提高材料的断裂韧性。此外，具有片层组织的光滑拉伸试样断口同样具有粗糙的断面及二次裂纹(见图7)，但片层组织的拉伸强度却低于具有平整拉伸断口的等轴组织的拉伸强度(见图8)。由于片层组织

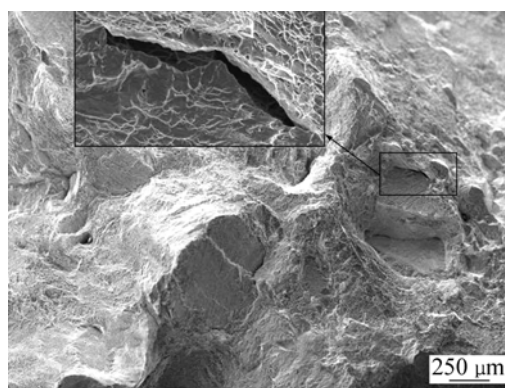


图7 具有片层组织的拉伸试样断口组织

Fig.7 Fractograph of tensile fracture with lamellar microstructure

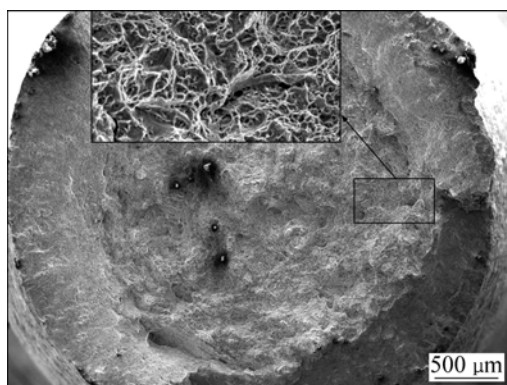


图8 具有等轴组织的拉伸试样断口组织

Fig.8 Fractograph of tensile fracture with equiaxed microstructure

一般具有较高断裂韧性，并且裂纹在该显微组织中扩展时存在明显的裂纹偏析和分叉，因此人们往往将具有共性的实验现象看作导致较高断裂韧性的原因。本文作者认为，将具有较高断裂韧性的原因归结于裂纹的偏析及分叉行为还缺少直接证据。

马英杰^[6]对片层组织和短棒 α 组织裂纹尖端塑性区尺寸进行比较，认为相同 ΔK 下片层组织具有较大的裂纹尖端塑性区尺寸，而较大的塑性区尺寸提供了较大承受载荷的区域，从而提高了材料的断裂韧性。并且由文献^[6]可看出，片层组织疲劳裂纹尖端塑性区尺寸是短棒 α 组织的两倍以上，塑性区尺寸的差别较大，但两种显微组织断裂韧性并未显示出两倍以上的差距(见表3)。这是由于片层组织裂纹尖端塑性区内存在较大范围及较大尺寸的滑移，这些滑移降低了片层组织塑性区内的临界剪切强度，从而减小了两种显微组织塑性区尺寸的差异对断裂韧性的影响，并且式(2)也体现了临界剪切强度对断裂韧性值的影响。

3 结论

1) TC4ELI 合金片层组织整体上具有较高的断裂

韧性，并且断裂韧性大体上随屈服强度的升高而降低，与大多数金属材料断裂韧性与强度的关系一致。

2) 定性分析了断裂韧性值随屈服强度的升高而降低的原因。屈服强度的升高降低了塑性区尺寸从而降低了材料的断裂韧性。从能量的角度出发，裂纹尖端塑性区越大，能够吸收的外界做功越高，断裂韧性就越高。

3) 钛合金片层组织相比于短棒 α 组织具有较高的断裂韧性值，这是由于其具有较大的裂纹尖端塑性区尺寸。但该组织塑性区内存在的大范围的滑移，这降低了材料的临界剪切强度，从而减小了两种显微组织断裂韧性的差距。

REFERENCES

- [1] LUTJERING G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha+\beta$) titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243: 32–45.
- [2] LUTJERING G. Property optimization through microstructural control in titanium and aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 263: 117–126.
- [3] FILIP R, KUBIAK K, ZIAJA W, SIENIAWSKI J. The effect of microstructure on the mechanical properties of two-phase titanium alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 133: 84–89.
- [4] LI Shi-kai, XIONG Bai-qing, HUI Song-xiao, YE Wen-jun, YU Yang. Comparison of the fatigue and fracture of Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V with lamellar and bimodal microstructures[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 460/461: 140–145.
- [5] JATA K V, STARKE E A. Fatigue crack growth and fracture toughness behavior of an Al-Li-Cu alloy[J]. Metal Trans A, 1986, 17: 1011–1026.
- [6] 马英杰. 显微组织对 TC4ELI 合金损伤容限行为的影响[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2009: 37–44.
MA Ying-jie. The effect of microstructure on damage-tolerance behaviors in TC4ELI alloy[D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academic of Sciences, 2009: 37–44.

(编辑 李向群)