

冷却速度对 TC4 钛合金动态断裂韧性的影响

刘 睿, 惠松晓, 叶文君, 熊柏青, 于 洋, 付艳艳

(北京有色金属研究总院 有色金属材料制备加工国家重点实验室, 北京 100088)

摘 要: 采用示波冲击法, 对 750、920、940 和 960 这 4 种加热温度下分别采用炉冷、空冷、水冷等不同冷速的 TC4 钛合金的动态断裂韧性进行测试, 结合金相组织观察及扫描电镜断口形貌观察, 分析相组成对 TC4 钛合金动态断裂韧性的影响。结果表明: 在所涉及的加载速率范围内, 等轴 α 相含量为 47%~50%, 次生 α 相片层呈短棒状, 具备上述特征的空冷($\alpha_{初}+\beta_{转}$)组织 TC4 合金具有较好的动态断裂性能。

关键词: TC4 钛合金; 动态断裂韧性; 示波冲击法

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Effects of cooling rate on dynamic fracture toughness for TC4 titanium alloy

LIU Rui, HUI Song-xiao, YE Wen-jun, XIONG Bai-qing, YU Yang, FU Yan-yan

(State Key Laboratory for Fabrication and Processing of Nonferrous Metals,
General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract: TC4 titanium alloys were heat treated under cooling conditions of furnace/air/water quenching at 750, 920, 940 and 960 to investigate dynamic fracture toughness by instrumented impact method. Combined with analysis of both metallography and fractograph, the influence of volume fraction, of equiaxed α phase and shape of secondary α phase on dynamic fracture toughness was studied. The results show that the volume fraction of equiaxed α phase in 47%–50% and short rod-like secondary α phase lead to relatively good dynamic fracture toughness for TC4 titanium alloy with (primary $\alpha+\beta$ trans) microstructure under dynamic loading condition.

Key words: TC4 titanium alloy; dynamic fracture toughness; instrumented impact method

TC4 合金是用途最为广泛的钛合金之一, 作为结构材料, 在使用过程中往往需要承受碰撞或冲击等动态载荷。一般情况下, 在动态条件下, 裂纹更容易起裂^[1], 因此, 需要对材料的动态断裂行为尤其是动态断裂韧性进行研究。在适用于低速加载测试材料动态断裂韧性的试验方法中, 示波冲击法成本低, 操作简单, 并形成参照执行的标准^[2-4], 国内外研究学者已采用此方法对多种钛合金材料的动态断裂韧性进行了研究^[5-7]。尤其是对 Ti-6Al-4V 合金, NIINOMI 和 KOBAYASHI 等^[6]对在 705 退火, 900 空冷/水淬+时效, 955 空冷/水冷+时效, 1 065 水淬+时效/退

火, 1 150 空冷/炉冷/水淬+时效等多种热加工工艺下获得的不同组织类型的动态断裂韧性进行测试, 并分析了影响动态断裂性能的组织因素。目前, 采用示波冲击法对 Ti-6Al-4V 合金的研究较多, 但是, 鲜有研究报道说明相变点以下温度区间(20~60)热处理所得组织形貌对动态断裂韧性的变化规律。在该温度范围内热处理, 即使热处理温度相差 10 , 等轴 α 相的含量也会有较大变化。同时, 该温度范围恰好处于 TC4 钛合金热加工及热处理常用的温度范围内。此外, 截面积较大的结构件经热处理之后冷却速度较慢, 其微观组织可能更接近于小件测试试样空冷组织, 因

而,有必要对该温度范围不同冷却条件所得组织的动态断裂性能进行研究。本文作者采用普通退火以及相变点以下 20、40 和 60 °C 不同温度加热炉冷(FC)、空冷(AC)、水冷(WQ)的 TC4 合金作为试验材料,采用示波冲击方法,研究上述组织动态断裂韧性的变化规律。

1 实验

采用的 TC4 合金经过多火次锻造,加工成 55 mm × 165 mm × 1 080 mm 的棒材。经金相法测定,该棒材相变点为 980~990 °C。对此棒材分别进行以下 12 种不同制度的热处理:(A) 750 °C, 1 h, FC;(B) 750 °C, 1 h, AC;(C) 750 °C, 1 h, WQ;(D) 920 °C, 1 h, FC;(E) 920 °C, 1 h, AC;(F) 920 °C, 1 h, WQ;(G) 940 °C, 1 h, FC;(H) 940 °C, 1 h, AC;(I) 940 °C, 1 h, WQ;(J) 960 °C, 1 h, FC;(K) 960 °C, 1 h, AC;(L) 960 °C, 1 h, WQ。对上述不同热处理工艺下获得的坯料中心部位取样,加工成为 10 mm × 10 mm × 55 mm 的 Charpy 冲击试样,预制 T-S 方向 $a/w=0.2$ 疲劳裂纹。材料的室温动态断裂韧性测试在 NCS NI500 冲击试验机上进行,每组试验测试 3 个平行试样。此设备最大冲击能量为 500 J,加载速率为 5.4 m/s。

材料的微观组织及断口形貌观察在 Axiovert 200MAT 光学显微镜及 Quanta 400 扫描电镜下进行,金相试样所用的腐蚀液为 10% HNO₃+5% HF+ 85% H₂O(体积分数)。

2 结果与讨论

本试验所用材料的组织如图 1 所示。在相变点以下加热炉冷、空冷制度的材料具备相同的组织类型,都是由等轴 α 相和 β 转变组织构成;水冷制度的材料组织由等轴 α 相和针状 α' 马氏体构成。

等轴 α 相的含量随着加热温度的升高或冷却速度的降低而升高。但是,在 920、940 和 960 °C 加热炉冷条件下,等轴 α 相的含量基本不变,次生 α 相含量相对于相应的空冷组织大幅度降低,次生 α 相大多出现在 3 个等轴 α 相边界三叉交点处,少量出现在 2 个等轴 α 相界面处,在金相照片上表现为黑点,次生 α 相的长度及宽度大幅度减小,其数值难以在金相显微镜上读出。

等轴 α 相直径随温度变化不明显,但随着炉冷、空冷、水冷条件的改变, α 相直径降低 1~2 μm 。

随着热处理温度的升高,对于空冷条件获得的($\alpha_{\text{初}}+\beta_{\text{转}}$)组织,次生 α 相长度/宽度增加,形貌由短棒状变化为细针状;对于(等轴 α 相+针状 α')组织, α' 马氏体的长度/宽度增加;加热温度越接近相变点上述增加的趋势越显著。本试验中所有组织状态的试样在冲击试验中都是屈服之后发生断裂,试样条件不能严格满足平面应变断裂韧性的有效性判据,因此,本试验所测的动态断裂韧性记为 J_d 或 K_d ,而非 J_{Id} 或 K_{Id} ,结果如图 2 所示。

对于空冷制度,750 °C, 1 h, AC 制度的动态断裂韧性最差。当加热温度为 920~940 °C 时动态断裂韧性达到最大值, J_d 为 370~400 kJ/m²,随着加热温度的上升,动态断裂性能下降。当采用炉冷制度时,会导致组织中等轴 α 相含量发生变化及次生 α 相或者 α 片层尺寸形貌发生改变,最终导致各温度炉冷制度的 J_d 均低于相应的空冷制度的值。但是,加热温度不同,炉冷制度导致的 J_d 下降幅度也不相同,在 750, 920, 940 和 960 °C 加热条件下,炉冷试样 J_d 分布在 170~240 kJ/m² 之间,比相应的空冷试样分别约下降 24%、45%、54%和 28%。在水冷制度下,材料的组织类型发生了改变,在相变点以下(20~60 °C)温度区间加热所获得的(等轴 α 相+针状 α' 马氏体)组织动态断裂韧性随着加热温度的升高显著降低,并且低于相同加热温度空冷所得的($\alpha_{\text{初}}+\beta_{\text{转}}$)组织的韧性,也略低于相应的炉冷组织的韧性。

示波冲击之后炉冷、空冷、水冷试样断口形貌形貌与图 3 中相应冷却条件下试样断口的形貌相似。不同加热温度及冷却制度导致的断口形貌差别不明显,材料以韧性-脆性混合的模式发生动态断裂,可以观察到大量的韧窝,但同时又可以发现具有一定的准解理特征。韧窝的直径与等轴 α 相的尺寸相当。韧窝的深度难以定量测量,通过定性观察,可以比较炉冷和水冷试样韧窝的直径相对于空冷试样韧窝直径。各试样断口表面都存在大量的二次裂纹及显微孔洞。显微孔洞一般位于韧窝的边缘。

NIINOMI 和 KOBAYASHI^[6]的研究证实:对于两相钛合金的断裂过程,等轴 α 相是裂纹萌生源及扩展通道,因此,等轴 α 相含量是决定材料动态断裂韧性的重要因素之一。本试验结果表明(见图 2):等轴 α 相含量在 47%~50%,材料的动态断裂韧性保持较高的

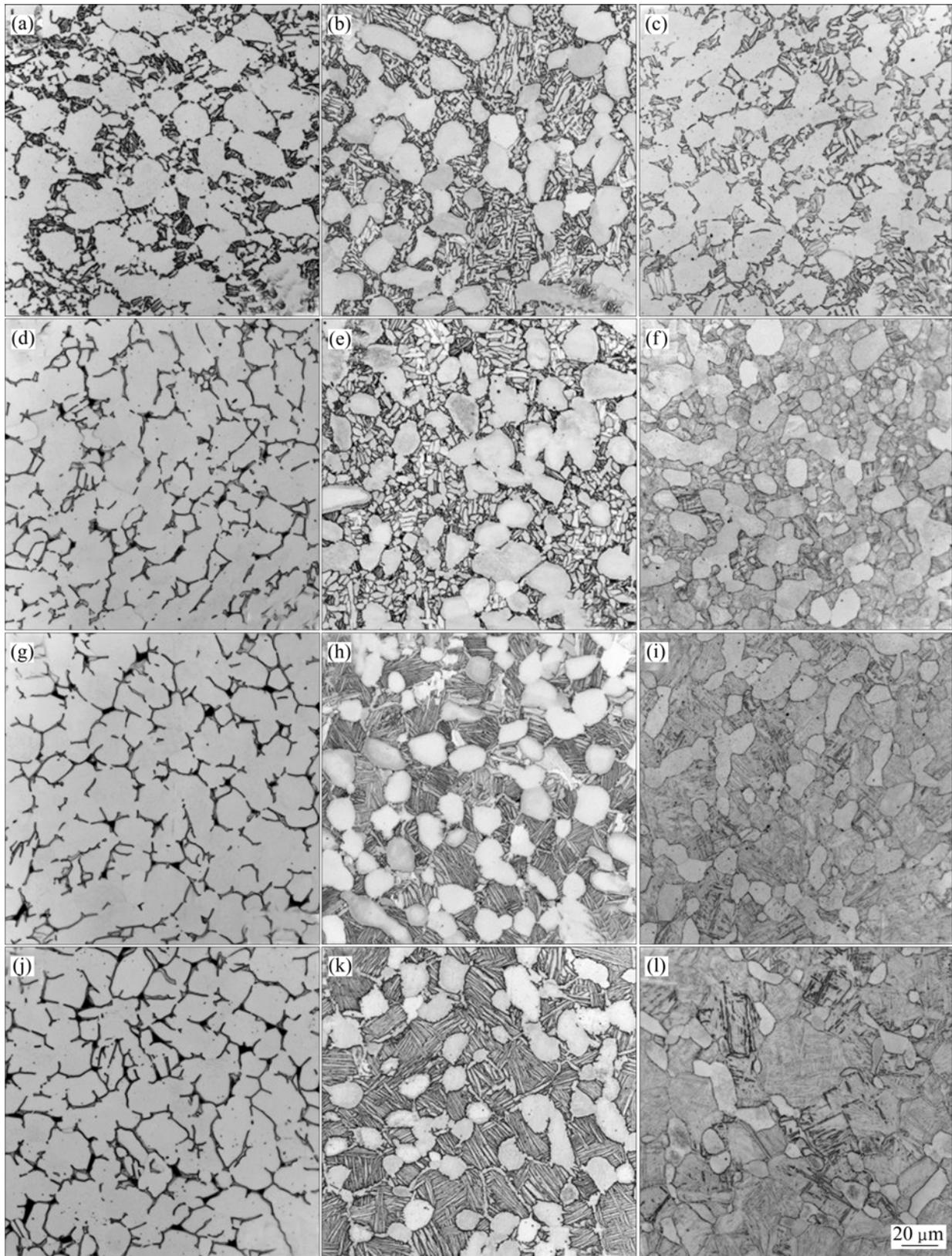


图1 不同热处理条件下 TC4 合金组织

Fig.1 Optical metallography photos of TC4 alloy under various heat-treatment conditions: (a) 750 °C, 1 h, FC; (b) 750 °C, 1 h, AC; (c) 750 °C, 1 h, WQ; (d) 920 °C, 1 h, FC; (e) 920 °C, 1 h, AC; (f) 920 °C, 1 h, WQ; (g) 940 °C, 1 h, FC; (h) 940 °C, 1 h, AC; (i) 940 °C, 1 h, WQ; (j) 960 °C, 1 h, FC; (k) 960 °C, 1 h, AC; (l) 960 °C, 1 h, WQ

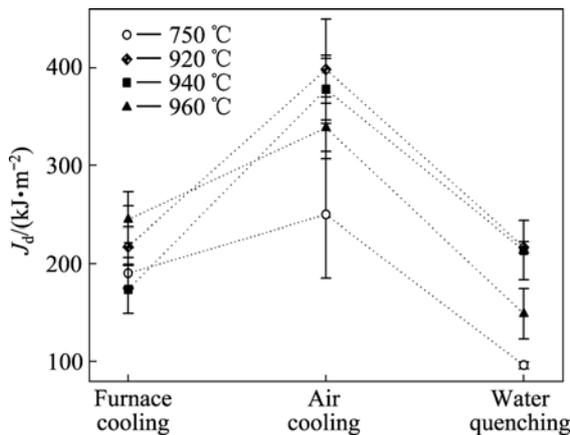


图 2 TC4 合金示波冲击试验结果

Fig.2 Results of TC4 alloy by instrumented impact test

水平。

动态断裂韧性还受到相形貌的影响。研究^[8]表明：相界面在断裂过程中能够作为显微孔洞的形核位置。尺寸较小的相能够增加组织中界面的数量，从而增加起裂过程中消耗能量的可能性，但是，长度/宽度较大的相会导致组织的变形协调能力减弱。因此，对于空冷的($\alpha_{初} + \beta_{转}$)，于 920~940 生成的短棒状的次生 α 相比于 960 生成的针状次生 α 相对动态断裂韧性的贡献更大；水冷条件下生成的 α' 相过于细小、狭长，对动态断裂韧性不利。

由于动态试验过程中的影响因素非常多，这里只对冷却速度因素进行讨论。关于其他相关因素对动态断裂韧性的影响，有待于进一步研究。

3 结论

1) 钛合金动态断裂韧性受组织类型和组织细节参数的影响。在相变点以下 40~60 温度区间加热空冷获得的($\alpha_{初} + \beta_{转}$)组织具有较好的动态断裂韧性， J_d 为 370~400 kJ/m²。该类型组织中，等轴 α 相含量为 47%~50%，次生 α 相形貌为短棒状。

2) TC4 钛合金以韧性-脆性混合的模式发生动态断裂。($\alpha_{初} + \beta_{转}$)组织及(等轴 α 相+针状 α' 马氏体)的断口存在大量的韧窝，但局部具有准解理特征。完全针状 α' 马氏体组织解离特征明显而韧窝较少。动态断裂之后各组织的断口表面存在大量的显微孔洞和二次裂纹，显微孔洞一般位于韧窝的边缘。

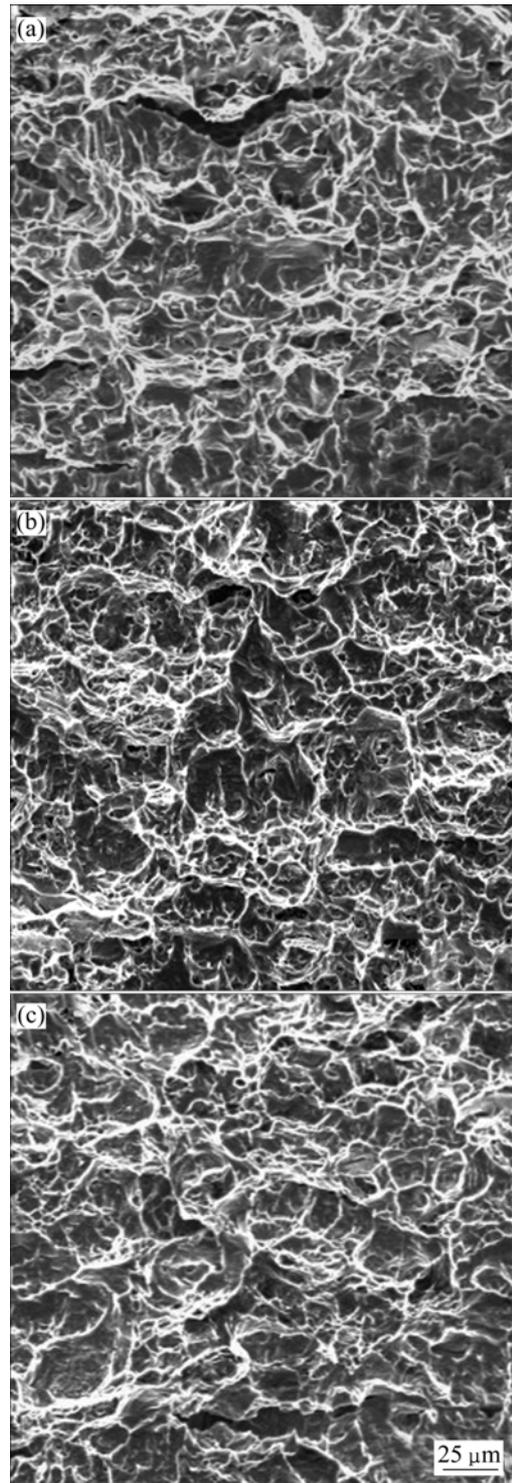


图 3 TC4 合金不同冷却制度试样示波冲击断口 SEM 像

Fig.3 SEM images of TC4 alloys after instrumented impact test under various cooling conditions: (a) 920 °C, 1 h, FC; (b) 920 °C, 1 h, AC; (c) 920 °C, 1 h, WQ

REFERENCES

[1] MEYERS M A. Dynamic behavior of materials[M]. New York:

- John Wiley & Sons Inc, 1994: 488–566.
- [2] GB/T 19748—2005, 钢材夏比 V 型缺口摆锤冲击试验仪器化试验方法[S].
GB/T 19748—2005, Steel-Charpy V-notch pendulum impact test—Instrumented test method[S].
- [3] ASTM E604—83(2002), Standard test method for dynamic tear testing of metallic materials[S].
- [4] WJ 2430—97, 金属材料平面应变动态断裂韧性 K_{Ic} 试验方法[S].
WJ 2430—97, Standard test method for plane strain fracture toughness K_{Ic} of metallic materials[S].
- [5] 韩海军, 于荣莉. TC4 合金静态断裂韧性 K_{Ic} 、 K_{Ic} 相关性研究[J]. 科学技术与工程, 2006, 6(15): 2339–2341.
HAN Hai-jun, YU Rong-li. Relative research of static and dynamic toughness on TC4 titanium alloy[J]. Science Technology and Engineering, 2006, 6(15): 2339–2341.
- [6] NIINOMI M, KOBAYASHI T. Toughness and microstructural factors of Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Engineering, 1988, 100: 45–55.
- [7] NIINOMI M, KOBAYASHI T. Fracture characteristics analysis related to the microstructures in titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 213: 16–24.
- [8] 张旺峰, 曹春晓, 李兴无. β 热处理对 TA15 钛合金力学性能的影响规律[J]. 稀有金属材料与工程, 2004, 33(7): 768–770.
ZHANG Wang-feng, CAO Chun-xiao, LI Xing-wu. Influence rule of β heat treatment on mechanic properties of TA15 titanium alloy[J]. Rare Metal Material and Engineering, 2004, 33(7): 768–770.

(编辑 陈灿华)