

Ti17 合金网篮组织的断裂韧性及其预测模型研究

冀胜利^{1,2}, 曾卫东¹, 石晓辉¹, 张赛飞¹

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 中航工业陕西宏远航空锻造有限责任公司, 陕西 咸阳 713801)

摘要: 研究了 Ti17 钛合金网篮组织的断裂韧性及断裂行为, 发现裂纹扩展路径曲折度(外因)及沿着裂纹扩展路径所消耗的塑性功(内因)对断裂韧性有显著影响, 好的塑性及曲折的裂纹扩展路径有利于提高合金的断裂韧性。基于能量原理, 建立了综合考虑内因和外因的断裂韧性预测模型, 模型预测精度较高, 误差在 6% 以内。分析模型发现, 对网篮组织断裂韧性起决定作用的是其本征塑性功, 占 80% 以上, 裂纹扩展路径的贡献较小, 在 20% 以内。

关键词: Ti17; 冷却; β 锻; 断裂韧性; 模型

中图分类号: TG146.2³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3293-05

自 20 世纪 40 年代开始, 由于客机的频繁失事, 航空器结构件由单纯静强度设计概念转变到安全-寿命设计概念、破损-安全设计概念, 直至现代的损伤容限设计准则^[1]。在损伤容限设计准则中, 断裂韧性是一项重要指标, 它表征了材料阻止裂纹扩展的能力, 因此保证航空结构件的断裂韧性对其安全飞行至关重要^[2]。

钛及钛合金因具有密度低、比强度高、耐腐蚀性好等优良性能而被广泛应用于航空等领域^[3-6]。随着航空工业对结构材料断裂性能的要求不断提高, 现有钛合金越来越难以满足实际需要。2 种方法可解决上述矛盾: 一是设计新的高韧性钛合金; 二是由于钛合金性能对组织较为敏感, 较小的显微组织特征差异也会造成性能的显著变化^[7-9], 因此, 可对现有钛合金进行显微组织调控, 从而实现高韧性。

众所周知, 钛合金网篮组织因具有优异的高温蠕变抗力、高温持久、断裂韧性和疲劳裂纹扩展阻力等综合性能, 被广泛应用于制造飞机关键承力部件。本研究以 Ti17 (Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr) 钛合金为研究对象^[10-14], 分析了网篮组织特征对 Ti17 合金断裂韧性及断裂行为的影响规律。然而, 对客观规律的描述仅仅停留在定性范畴, 建立 Ti17 钛合金网篮组织的断裂韧性预测模型将在更深层面上揭示影响 Ti17 钛合金网篮组织断裂韧性的主要因素。国外在断裂韧性模型的建立上已经做了很多工作^[15-17]。1964 年, Krafft^[15]开创性地建立了低强度、中强度和高强度钢的平面应变断裂韧性与应变硬化指数的关系。Gokhale 等人^[16]

基于微观断裂机制建立了 7050 铝合金断裂韧性与断口形貌的定量关系。Baron^[17]则建立了 15Kh2NMFA 钢断口延伸带尺寸同断裂韧性的定量关系, 预测结果较好。需要注意的是, 由于不同合金断裂机制不同, 相同合金不同组织的断裂机制也有差异, 因此上述模型应用范围有限。本研究在定性分析结果的基础上, 基于能量原理, 建立了 Ti17 钛合金网篮组织的断裂韧性预测模型。通过模型分析, 揭示了影响网篮组织 Ti17 钛合金断裂韧性的主因和次因, 从而为实现其断裂韧性的最优化提供参考。

1 实验

原材料为陕西宏远航空锻造有限责任公司提供的 $\Phi 300 \text{ mm} \times 180 \text{ mm}$ 的 Ti17 合金棒材, 其化学成分(质量分数, %)为: Al 5.03, Sn 2.31, Zr 1.99, Mo 3.92, Cr 3.95, Fe 0.05, N 0.01, O 0.11, H 0.002, C 0.01, 其余为 Ti。合金相变点为 $900 \text{ }^\circ\text{C}$ 。为了制备具有不同网篮组织特征的 Ti17 合金, 原始棒材首先被切分为 3 块 $\Phi 300 \text{ mm} \times 60 \text{ mm}$ 的饼坯。3 块饼坯在热处理炉内被加热至 $930 \text{ }^\circ\text{C}$, 随后进行 β 锻造^[18-20], 变形量为 50%。锻造完成后, 3 个锻件分别采用水冷、空冷以及缓冷冷却, 然后进行固溶时效处理, 工艺为 $800 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h}$, $\text{WQ} + 630 \text{ }^\circ\text{C}/8 \text{ h}$, AC。

热机械处理完成后, 每种工艺下切取 1 个金相试样、2 个拉伸试样以及 2 个标准紧凑拉伸 (CT) 断裂韧性试样 ($65 \text{ mm} \times 65 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$)。金相试样经过粗

收稿日期: 2016-11-18

作者简介: 冀胜利, 男, 1966 年生, 博士生, 高级工程师, 中航工业陕西宏远航空锻造有限责任公司, 陕西 咸阳 713801, 电话: 029-88460516, E-mail: hyshe@126.com

磨、细磨、抛光、腐蚀后，采用 OLYMPUS PMG 3 光学显微镜进行拍照观察。采用 INSTRON-1185 万能材料试验机进行室温拉伸性能测试。平面应变断裂韧性测试则严格按照国标 GBT4161-2007 进行。

为了解不同网篮组织特征 Ti17 合金断裂韧性试样的断裂机制，采用 JSM-6390A 型扫描电子显微镜对试样断口进行观察。另外，对不同网篮组织特征 Ti17 合金断裂韧性试样的裂纹扩展路径也采用 OLYMPUS PMG 3 光学显微镜进行拍照观察。

2 结果与讨论

2.1 显微组织

图 1 为 Ti17 合金不同冷却方式下的显微组织形貌。由图可知，锻后水冷、空冷和缓冷条件下的组织均为网篮组织，晶界 α 相被不同程度地破碎，晶内片状 α 相相互交织，编织成网篮状。然而，3 种冷却方式下的显微组织特征却明显不同。图 1a 为 Ti17 合金水冷条件下的组织形态。可以发现，组织中片状 α 相呈短棒状，长度在 5 μm 以内，厚度大约为 1 μm ，因此具有较小的长宽比。同水冷条件下的组织相比，空冷后组织(图 1b)中片状 α 相明显变长，大约在 10~20 μm 之间，但是厚度却无明显变化，因此长宽比也较大。从图 1c 可以看到，缓冷条件下的组织中具有最长且最粗的片状 α 相，长度可达到 30 μm 左右，厚度可达 1.5 μm 。

综上所述，随着锻后冷却速率的进一步降低，片状 α 相总体呈现变长变粗的趋势，造成这种变化的原因可

归结如下：锻后水冷，保留了变形过程中产生的晶体缺陷（如位错、空穴、亚晶等），这些弥散的晶体缺陷，在随后的固溶时效过程中成为 α 相优先形核的场所^[21]，故水冷条件下的组织中 α 相形核较多，另外由于在生长过程中相互竞争，因此彼此都长不大，从而形成了细小的短棒状 α 相；相较于水冷，空冷条件下 α 相形核率较低，因此在随后的热处理过程中 α 相能够实现一定程度的长大变长；缓冷条件下具有最低的 α 相形核率，较慢的冷却速度以及随后的热处理过程能够提供 α 相足够的动力变长变粗，因此缓冷条件下的组织最为粗大。

2.2 拉伸性能

表 1 为 Ti17 钛合金不同冷却方式下的力学性能。可以看到，3 种冷却条件下的强度差别并不明显，屈服强度均在 1100 MPa 左右。空冷和缓冷条件下的组织因具有较大长宽比的片状 α 相，更能阻止位错运动，因此强度略高于水冷条件下的组织。3 种冷却条件下的塑性变化与强度呈相反趋势，水冷后合金具有最高的塑性，延伸率和断面收缩率分别可达到 11.0% 和 24.0%，这是由于组织中弥散分布的短棒状 α 相提高了变形均匀性^[18]导致的。空冷和缓冷条件下的组织塑性差别不大，缓冷条件下略高。

总体来说，3 种冷却条件下 Ti17 合金的强度差别不明显，然而由于片状 α 相形状特征的差异，水冷条件下的合金塑性高于空冷和缓冷。

2.3 断裂韧性

从表 1 可以看到，不同冷速下 Ti17 合金断裂韧性

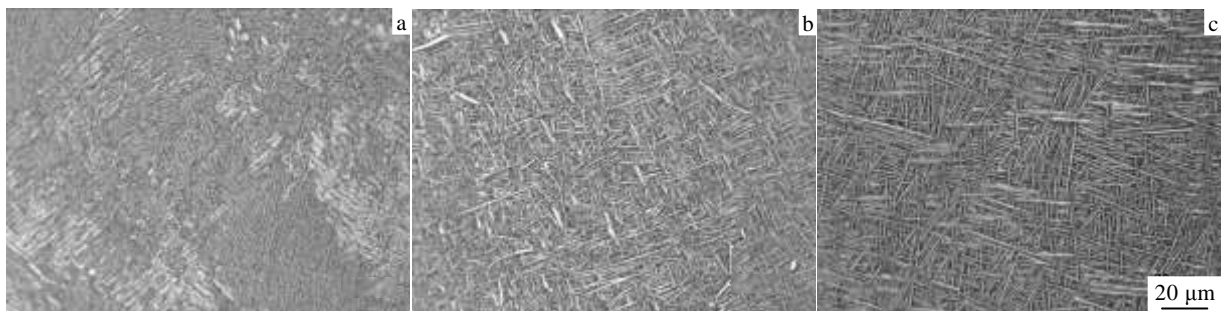


图 1 不同冷却方式下 Ti17 钛合金网篮组织形貌

Fig.1 Microstructures of Ti17 alloy obtained through different cooling ways: (a) water quenching, (b) air cooling, and (c) slow air cooling

表 1 Ti17 钛合金不同冷却方式下的力学性能

Table 1 Mechanical properties of Ti17 titanium alloy with different cooling ways

| Thermomechanical processes | Yield strength/MPa | Ultimate tensile strength/MPa | Elongation/% | Reduction of area/% | $K_{IC}/\text{MPa m}^{1/2}$ |
|----------------------------|--------------------|-------------------------------|--------------|---------------------|-----------------------------|
| Water quenching | 1098 | 1141 | 11.0 | 24.0 | 75.3 |
| Air cooling | 1114 | 1187 | 9.3 | 16.5 | 71.0 |
| Slow air cooling | 1111 | 1163 | 10.0 | 19.0 | 83.5 |

均在 70 MPa m^{1/2} 以上。水冷和空冷条件下合金断裂韧性相差不大, 水冷条件下略高。缓冷条件下合金断裂韧性最高, 可达 83.5 MPa m^{1/2}。

根据前人研究^[22,23], 合金的断裂韧性主要有 2 个方面的贡献, 即裂纹扩展路径曲折度(外因)及沿着裂纹扩展路径所消耗的塑性功(内因)。因此, 一般而言, 合金的塑性越好, 断裂过程中裂纹扩展路径越曲折, 那么合金的断裂韧性也越好。本研究中各冷却方式下合金的塑性已知(见表 1), 故对比不同冷却方式下合金的裂纹扩展路径曲折度成为分析问题的关键。图 2 为 Ti17 合金 3 种冷却方式下断裂韧性试样的断口形貌。图 2a, 2b 为水冷工艺下试样断口形貌。可以发现宏观断口较为平坦, 微观可见大量分布的较深韧窝, 表明该条件下合金具有较高的塑性及较平坦的裂纹扩展路径。相较于水冷, 空冷工艺下试样断口较粗糙(图

2c, 2d), 宏观断口表现为较深的沟壑状起伏, 微观来看韧窝较浅, 伴随有解理小刻面, 因此反映出较差的塑性。缓冷与空冷条件下断口形貌较为相似, 不过宏观断口更为粗糙, 沟壑起伏程度大, 微观断口上韧窝广布, 不过较浅。

综上所述可以发现, 随着冷却速度的降低, 试样断口上所表现出的裂纹扩展路径越曲折。为了更直观地验证这一论断, 对断裂韧性试样侧面的裂纹扩展路径进行了磨取、腐蚀及金相的拍摄, 如图 3 所示。可以看到, 水冷条件下裂纹扩展路径最为平坦, 而缓冷条件下裂纹扩展方向不断偏折, 呈现出最为曲折的路径, 因此, 图 3 与图 2 所得结论可相互印证。Ti17 合金不同冷却方式下所形成的片状 α 相形态是导致其不同裂纹扩展路径曲折度的根本原因。根据前人研究^[24,25], 较长的片状 α 相能够使主裂纹产生更大程度的偏折, 从

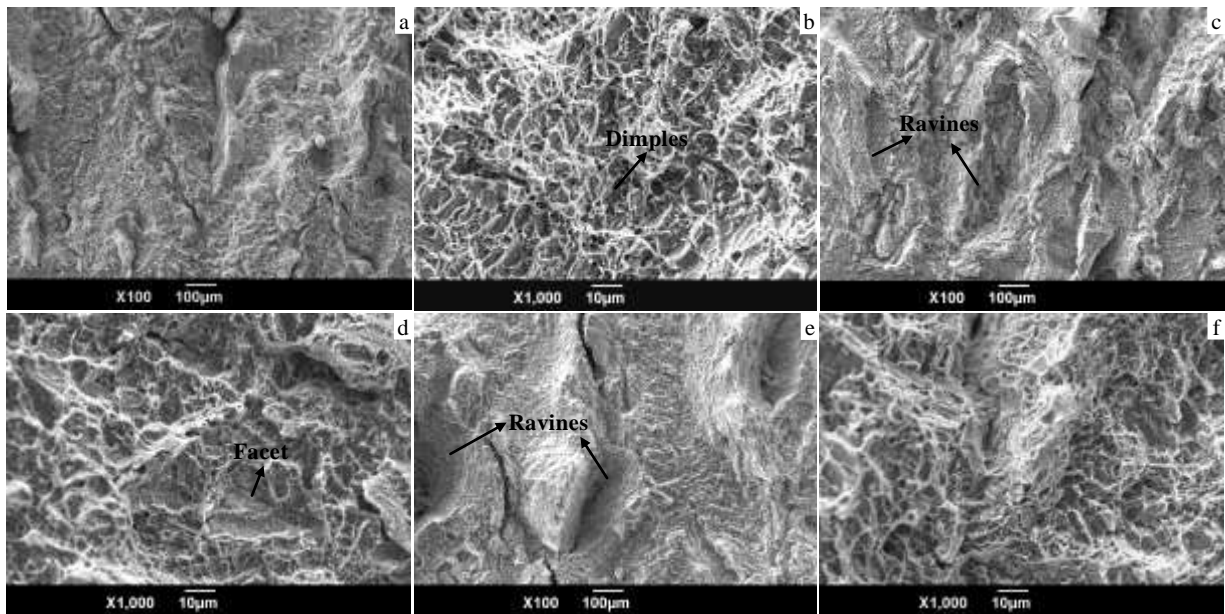


图 2 Ti17 钛合金不同放大倍数下的断口形貌

Fig.2 Fracture surfaces of Ti17 alloy with different magnifications: (a, b) water quenching, (c, d) air cooling, and (e, f) slow air cooling

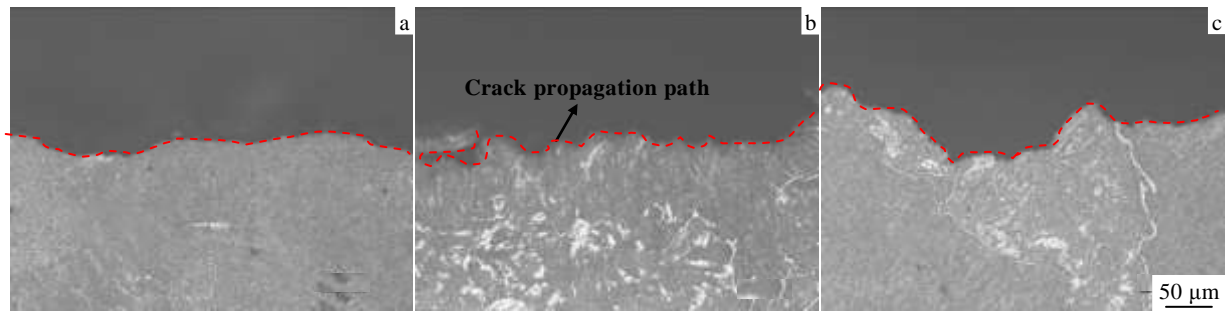


图 3 不同冷却方式下 Ti17 钛合金裂纹扩展路径

Fig.3 Crack propagation paths of Ti17 alloy obtained through different cooling ways: (a) water quenching, (b) air cooling, and (c) slow air cooling

表 2 3 种冷却方式下 Ti17 钛合金断裂韧性预测值与实验值对比

Table 2 Comparison of fracture toughness values obtained from experiments and the prediction model for Ti17 alloy prepared with different cooling ways

| Thermomechanical processes | Experiment/ MPa m ^{1/2} | Model/ MPa m ^{1/2} | Intrinsic contribution/MPa m ^{1/2} | Extrinsic contribution/MPa m ^{1/2} | Error/% |
|----------------------------|-------------------------------------|--------------------------------|--|--|---------|
| Water quenching | 75.3 | 79.4 | 75.8 | 3.6 | 5.5 |
| Air cooling | 71.0 | 74.7 | 70.0 | 4.7 | 5.2 |
| Slow air cooling | 83.5 | 81.9 | 72.5 | 9.5 | -1.9 |

而产生裂纹阻滞效应并最终增加裂纹扩展路径的粗糙度。由上可知，随着冷却速度的降低，组织中片状 α 相呈现长大变粗的趋势。因此，缓冷条件下合金具有最曲折的裂纹扩展路径。

2.4 预测模型的建立

根据上文所述，较好的塑性及曲折的裂纹扩展路径均有利于提高合金的断裂韧性。试想，如果将这 2 种因素都纳入到一个数学模型中，从而将这 2 种因素对断裂韧性的贡献量化，那么这对于正确区分影响网篮组织 Ti17 合金断裂韧性的主因和次因，以及实现其断裂韧性的优化意义重大。

Ragozin^[26]等人早在 1984 年就基于能量方法建立了断裂韧性定量模型，如公式 (1) 所示：

$$K_{IC} \approx \sqrt{\frac{8 \times 10^{-4} A'_c E}{1 - \nu^2}} \quad (1)$$

式中， E 为杨氏模量， ν 为泊松比。 A'_c 代表材料的均匀变形比功，根据 Ragozin^[26]等人的推导，可由下式表示：

$$A'_c = \frac{(\delta_u - \frac{YS}{E})(YS + 2UTS)}{3} + \frac{YS^2}{2E} \quad (2)$$

式中， δ_u 为拉伸试样的均匀延伸率。

在该模型中考虑了裂尖塑性变形功对合金断裂韧性的影响，而裂纹扩展路径的影响却并未考虑。根据 Jiang^[27]等人的研究，可在断裂韧性模型中纳入放大系数 $[L(\epsilon)/L_0]^{1/2}$ ，从而将裂纹扩展路径的影响考虑进去。 $L(\epsilon)$ 代表裂纹扩展路径的真实长度， L_0 代表裂纹扩展路径沿断裂韧性试样开口方向的投影长度， ϵ 代表丈量裂纹扩展路径的码尺长度。修正后的断裂韧性模型如下式所示：

$$K_{IC} \approx \sqrt{\frac{8 \times 10^{-4} A'_c E (L(\epsilon)/L_0)}{1 - \nu^2}} \quad (3)$$

综上，可将公式 (1) 作为裂尖塑性对合金断裂韧性的贡献，而公式 (3) 则为塑性与路径对断裂韧性的总贡献，那么公式 (3) 减去公式 (1) 可作为单一的路径因素对合金断裂韧性的贡献。

为了得到不同冷却方式下 Ti17 合金裂纹扩展路径曲折度，即 $[L(\epsilon)/L_0]^{1/2}$ ，本研究码尺长度选为 10 μm，对每种冷却方式下断裂韧性试样的裂纹扩展路径随机选

取 5 个区统计，每个选区长度为 200 μm，最后计算得到水冷、空冷、缓冷 3 种条件下合金平均裂纹扩展路径曲折度分别为 1.047、1.066 及 1.131。各冷却方式下 Ti17 合金均匀延伸率 δ_u 取其延伸率的一半（如表 1 所示）。杨氏模量及泊松比文中取定值，分别为 112 GPa 和 0.35。

表 2 所列为 3 种冷却方式下 Ti17 钛合金断裂韧性预测值与实验值对比，以及各条件下合金的塑性及裂纹扩展路径对其断裂韧性的贡献值。可以发现，公式

(3) 能够较好的预测网篮组织 Ti17 合金的断裂韧性，最大误差在 6% 以内。另外可以看到，塑性对 Ti17 合金断裂韧性的贡献占大部分，约为 80% 左右，而裂纹扩展路径对断裂韧性贡献较小，在 20% 以内。对比表 2 还可发现，水冷条件下合金的塑性明显高于空冷，但是该条件下网篮组织较短小。因此，导致该条件下合金的裂纹扩展路径最为平坦。2 种因素的作用相互抵消，导致水冷条件下合金的断裂韧性与空冷条件下相仿。缓冷条件下 Ti17 合金因具有最为粗大的片状 α 相，因此具有最为曲折的裂纹扩展路径。另外，缓冷条件下合金具有较好的塑性。综合来看，该条件下合金具有最大的裂纹扩展抗力，因此断裂韧性最高。

总之，采取锻后缓冷，Ti17 合金不仅能够得到较高的断裂韧性值，也能获得高的强度及良好塑性。

3 结 论

1) 随着锻后冷却速率的降低，片状 α 相总体呈现变长变粗的趋势。不同冷却条件下 Ti17 合金的强度差别不明显，然而由于片状 α 相形状特征的差异，水冷条件下的合金塑性高于空冷和缓冷。

2) 合金塑性与裂纹扩展路径曲折度均能影响其断裂韧性值。较好的塑性及曲折的裂纹扩展路径有利于提高合金的断裂韧性。

3) 基于能量原理所建立的断裂韧性预测模型能较好的预测 Ti17 合金网篮组织的断裂韧性，误差在 6% 以内。

4) 塑性对 Ti17 合金断裂韧性的贡献占大部分，在 80% 以上，而裂纹扩展路径对断裂韧性贡献较小，在 20% 以内。采取锻后缓冷，Ti17 合金能得到强度、塑性以及断裂韧性的良好匹配。

参考文献 References

- [1] Cao Chunxiao(曹春晓). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38 (S1): 4
- [2] Fan J K, Li J S, Kou H C *et al. Mater Charact*[J], 2014, 96: 93
- [3] Luo Guozhen(罗国珍), Zhou Lian(周 廉), Deng Ju(邓 炬). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1997, 26(5): 1
- [4] Nan Li(南 莉), Yang Yashe(杨亚社), Qi Yuanhao(齐元昊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(1): 166
- [5] Yang Yingli(杨英丽), Luo Yuanyuan(罗媛媛), Zhao Hengzhang(赵恒章) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(S2): 538
- [6] Zhang Xinping(张新平), Yu Sirong(于思荣), Xia Lianjie(夏连杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2002, 31(4): 246
- [7] Lütjering G. *Mater Sci Eng A*[J], 1998, 243 (1-2): 32
- [8] Lütjering G. *Mater Sci Eng A*[J], 1999, 263 (2): 117
- [9] Boyer R R, Kuhlman G W. *Metall Mater Trans A*[J], 1987, 18: 2095
- [10] Qiao Hongchao. *Appl Surf Sci*[J], 2015, 351: 524
- [11] Sun Xin(孙 新), Zeng Weidong(曾卫东), Zhang Zhijin(张志金) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(1): 9
- [12] Wang Tao, Guo Hongzhen, Tan Lijun *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2011, 528(21): 6375
- [13] Jiao Lei(焦 磊), Qiao Shengru(乔生儒), Zhang Chengyu(张程煜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(12): 2091
- [14] Liu Jianglin, Zeng Weidong, Lai Yunjin *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2014, 597: 387
- [15] Krafft J M, *Appl Mater Res*[J], 1964, 3: 88
- [16] Gokhale A M, Deshpande N U, Denzer D K *et al. Metall Mater Trans A*[J], 1998, 29(4): 1203
- [17] Baron A A. *Strength Mater*[J], 1997, 29(2): 125
- [18] Li Xiaoqin(李晓芹). *Mechanical Science and Technology*(机械科学与技术)[J], 2000, 19(1): 127
- [19] Sha Aixue(沙爱学), Li Xingwu(李兴无), Wang Qingru(王庆如). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2014, 11: 34
- [20] Zeng Weidong(曾卫东), Zhou Yigang(周义刚). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(12): 1273
- [21] Yu Hanqing(俞汉清), Zeng Weidong(曾卫东), Zhou Yigang(周义刚) *et al. Journal of Northwestern Polytechnical University*(西北工业大学学报)[J], 1995, 13(3): 340
- [22] Lütjering G, Albrecht J, Sauer C *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2007, 468: 201
- [23] Eylon D, Hall J A, Pierce C M *et al. Metall Trans A*[J], 1976, 7(12): 1817
- [24] Yoder G R, Cooley L A, Crooker T W. *Eng Fracture Mech*[J], 1979, 11(4): 805
- [25] Sinha V, Soboyejo W O. *Mater Sci Eng A*[J], 2001, 319-321: 607
- [26] Ragozin Y I, Antonov Y Y. *Strength Mater*[J], 1984, 16(2): 179
- [27] Jiang Xinggang. *J Mater Sci Lett*[J], 1992, 11(20): 1379

Fracture Toughness and Its Prediction Model for Ti17 Titanium Alloy with Basket-Weave Microstructure

Ji Shengli^{1,2}, Zeng Weidong¹, Shi Xiaohui¹, Zhang Saifei¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Shaanxi Hongyuan Aviation Forging Company LTD, AVIC, Xianyang 713801, China)

Abstract: The fracture toughness and fracture behavior of Ti17 titanium alloy with basket-weave microstructure were studied. The results show that fracture toughness is attributed to two major factors, namely the crack path tortuosity (extrinsic part) and plastic deformation work along the crack path (intrinsic part). Good plasticity and tortuous crack propagation path are both favorable to improve the fracture toughness of Ti17 alloy. Moreover, based on the power theory, a fracture toughness prediction model was built, whose prediction error was within 6%. In addition, by analyzing the prediction results of this model, it can be found that the contribution of plasticity work to the fracture toughness of Ti17 alloy is the major part, which occupies over 80%. The contribution of crack propagation tortuosity to the fracture toughness of Ti17 alloy, however, is the minor part, which is within 20%.

Key words: Ti17; cooling; β forging; fracture toughness; model

Corresponding author: Zeng Weidong, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88494298, E-mail: zengwd@nwpu.edu.cn