

强度状态对合金材料超高周疲劳行为的影响*

洪友士, 赵爱国, 钱桂安

(中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室, 北京 100190)

摘要: 合金材料超高周疲劳的裂纹萌生和初始扩展呈现出与低周和高周疲劳不同的特有过程, 且具有不同的 S-N 曲线特征。强度状态显著影响合金材料的超高周疲劳特性。本文综述了强度状态对合金材料超高周疲劳行为影响的研究进展。

关键词: 合金材料, 超高周疲劳, 强度状态, S-N 曲线, 裂纹萌生, 疲劳极限

0 引言

金属疲劳研究已有 160 年的历史。20 世纪下半叶以来, “疲劳”已成为力学与材料科学相交融的重要分支学科之一。金属疲劳通常被分为低周疲劳和高周疲劳 2 个阶段。前者一般指断裂周次小于 5×10^4 的疲劳过程, 后者一般对应 $5 \times 10^4 \sim 1 \times 10^7$ 断裂周次的疲劳过程。相应地, 试样经 10^7 周次不发生断裂所对应的疲劳强度被定义为疲劳极限。

合金材料的超高周疲劳 (very-high-cycle fatigue, VHCF) 是指其经受 10^7 周次以上甚至可以达到 10^{11} 周次的载荷循环而发生损伤断裂的过程^[1], 且对应的循环载荷低于传统的疲劳极限。超高周疲劳亦称 ultra-high cycle fatigue^[2], ultra-long life fatigue^[3] 或 gigacycle fatigue^[4]。国际上已举办了四届超高周疲劳学术会议: 1998 年于巴黎, 主题是 “Fatigue Life in the Gigacycle Regime”; 2001 年于维也纳, 主题是 “Fatigue in the Very High Cycle Regime”; 2004 年于日本京都/草津, 并正式称为 Third International Conference of Very High Cycle Fatigue (VHCF-3); 以及 2007 年于美国密歇根举行的 VHCF-4。

20 世纪 60 年代中期, Kikukawa 等^[5]在研究加载频率对低碳钢疲劳强度的影响时, 获得了超过 10^8 周次的实验结果, 但未指出存在超高周疲劳的特点。20 世纪 80 年代中期, Naito 等^[6, 7]报道了渗碳钢的疲劳断裂可以发生在 10^7 甚至 10^8 周次以上, 且呈现特有的疲劳特征, 才逐渐萌发了合金材料超高周疲劳研究的新领域, 特别是近年越来越受到疲劳研究者的重视。

这是因为合金材料的超高周疲劳包含特有的过程与现象, 还因为超高周疲劳具有重要的工程背景和需求: 在越来越多的工程应用中, 包括飞行器、汽车、铁路、桥梁、船舶等, 其结构和部件需要达到承受 10^7 乃至 10^8 周次及以上的疲劳寿命, 有时甚至要求达到 $10^{10} \sim 10^{11}$ 周次。实际上, 若载荷频率为 1Hz, 服役 3 年 2 个月就达到 10^8 周次; 若载

*国家自然科学基金项目 10772178, 10721202 和 10532070 资助

荷频率为 10Hz, 服役 1 年就达到 3.15×10^8 周次。因此, 传统疲劳极限的概念和方法已经不能适应工程应用的要求。

合金材料的超高周疲劳的裂纹萌生和初始扩展呈现出与低周和高周疲劳不同的特有过程, 且具有不同的 S-N 曲线特征。已有研究表明, 试样疲劳断面上的“鱼眼”形貌是超高周疲劳裂纹内部萌生的典型特征; “鱼眼”中往往包含作为裂纹源的非金属夹杂物。高强度低合金钢超高周疲劳的另一重要特征是 S-N 曲线为“阶梯”状, 即与传统疲劳极限平台连接的超高周阶段的 S-N 曲线为第二段直线, 后者往往与疲劳裂纹内部萌生相联系。材料的微结构导致的材料强度状态显著影响超高周疲劳特性。本文拟综述强度状态对合金材料超高周疲劳行为影响的研究进展。

1 强度状态对疲劳极限的影响

材料的化学组分和微结构形态决定了其强度及其它力学性质。一般地, 组分不同的材料或组分相同但微结构形态不同的材料, 其强度级别不同。合金材料的强度状态对其超高周疲劳行为的影响, 内在原因是材料组分和微结构形态变化的影响。

材料的强度状态对其疲劳极限有显著影响。Abe 等^[8]汇集了一组数据, 对于拉伸强度 $\sigma_b \leq 1200$ MPa, 即强度较低的低合金钢, 疲劳裂纹起源于表面, 由通常的 10^7 周次确定疲劳极限 σ_w , 也称为表面疲劳极限。数据汇集显示出 σ_w 与 σ_b 呈线性关系, 即 $\sigma_w = 0.53\sigma_b$ 。对于 $\sigma_b \geq 1200$ MPa 的高强钢, 超高周疲劳的裂纹起源于内部, 若以 10^8 周次确定疲劳极限, 其数值明显低于 $\sigma_w = 0.53\sigma_b$ 的规律 (图 1)。

本文对低合金钢的疲劳极限数据作了大范围的采集, 如图 2 所示。该图的数据引自 32 篇文献^[8-39], 涵盖了 58 组材料状态 (同种材料不同热处理态被作为不同的材料状态)。对于包含超高周阶段的结果, 仍取 10^7 周次平台区对应的强度为疲劳极限, 即裂纹表面起源疲劳极限。图 2 显示 σ_w 随 σ_b 增大的趋势, 即 $\sigma_w = \sigma_0 + 0.432\sigma_b$ ($\sigma_0 = 58.4$ MPa); 若令回归曲线经过原点, 则 $\sigma_w = 0.468\sigma_b$ 。总体上, 疲劳极限随材料强度增高; 与图 1 比较, 当强度范围扩大, σ_w 与 σ_b 关系的斜率减小。

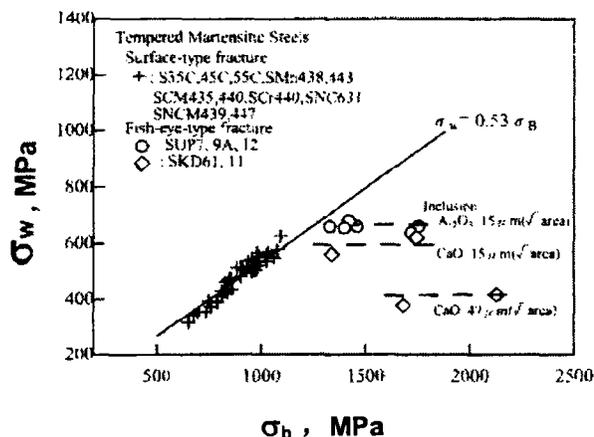


图 1 疲劳极限与拉伸强度的关系^[8]

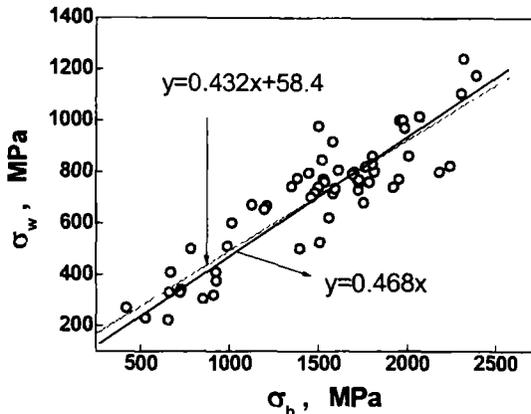


图 2 58 组材料状态的疲劳极限与拉伸强度的关系^[8-39]

2 强度状态对疲劳强度差值的影响

一般地, 确定疲劳安全寿命的经典方法是 Gauss 函数法^[40-42]: 当循环载荷小于 $\sigma_w - 3s$ (s 为标准偏差), 则断裂概率趋于 0; 若 s 设为 10 MPa, 则安全寿命为 ($\sigma_w - 30$ MPa)。然而, 对于多数合金材料, 10^6 和 10^9 周次所对应的疲劳强度差值 ($\Delta\sigma_{fs}$) 明显大于 30 MPa。如 Bathias 等^[38]分析了 15 种材料的 S-N 曲线, 考察了疲劳寿命在 10^6 与 10^9 周次时所对应的疲劳强度的差值, 表明材料强度较低时此差值较小, 一般不大于 50 MPa; 但对于高强度材料, 此差值可达 200 MPa。本文对文献^[8-39]中的 58 组材料状态的数据作了分析, 如图 3 所示。其中, 纵坐标为疲劳寿命在 10^7 与 10^9 周次时所对应的疲劳

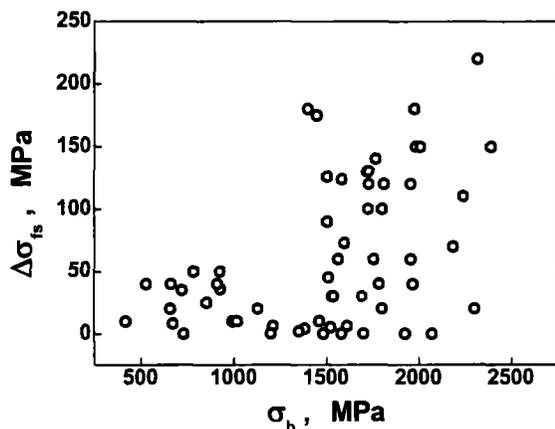


图 3 58 组材料状态的疲劳强度差值与拉伸强度的关系^[8-39]

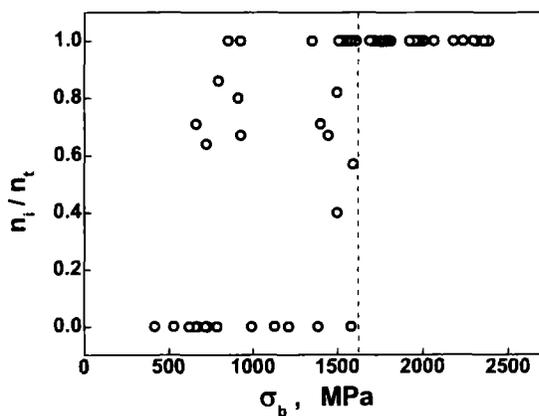


图 4 58 组材料状态 10^7 周次以上断裂内部起源试

样 数 n_i

占有试样数 n_t 的比值与拉伸强度的关系

[8-38, 43]

3 强度状态对裂纹起源和 S-N 曲线的影响

研究表明, 合金材料的超高周疲劳不总是发生内部裂纹起源, 而且发生内部起源而导致断裂所对应的低端疲劳周次也不一样。高强度材料在 10^5 周次就可能出现内部起源导致断裂, 而低强度材料在 10^8 周次才可能出现内部起源导致断裂。而且, 大部分低强度材料甚至不发生内部裂纹起源。为此, 本文汇集了 32 篇文献^[8-38, 43]的数据, 给出裂纹起源与材料拉伸强度的关系, 如图 4 所示。其中, 纵坐标表示材料发生 10^7 周次以上断裂时内部起源的试样数 n_i 与所有试样数 n_t 的比值。可见, 当材料拉伸强度大于 1611 MPa 时, 裂纹均为内部起源; 反之, 表面起源和内部起源均可发生; 在低强度端, 裂纹倾向于在表面萌生。考虑超高周疲劳裂纹的内部起源, 并注意到轴向加载与旋转弯曲加载的差异, 对拉伸强度大于 1611 MPa 的数据并区分轴向加载与旋转弯曲加载, 分别汇集了 S-N 曲线数据, 如图 5 所示。其中, 图 5a 的数据引自 12 篇文献^[8-10, 13, 17, 20-23, 25, 26, 43], 图 5b 的数据引自 7 篇文献^[8, 11, 12, 14, 16, 18, 19]。图 5 表明, 发生超高周疲劳的 S-N 数据具有很宽的分布带; 对于旋转弯曲加载 (图 5b) 情形似有平台特征; 此外, 未见明显的规律。

(

(

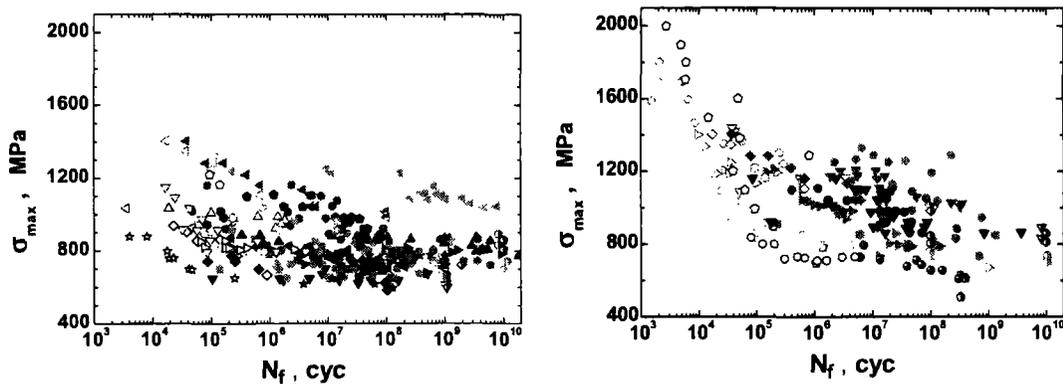


图 5 拉伸强度 1611MPa 以上的 S-N 数据汇集, (a)轴向循环加载^[8-10, 13, 17, 20-23, 25, 26, 43], (b)旋转弯曲加载^[8, 11, 12, 14, 16, 18, 19]

4 结语

合金材料的疲劳断裂本质上包含 3 个层面的关键问题, 即: 裂纹起源, 扩展模式和寿命表征。超高周疲劳与低周和高周疲劳的主要不同在于裂纹起源和寿命表征。对于超高周疲劳, 循环应力低, 即小于传统疲劳极限, 裂纹起源倾向于从表面转移到内部。材料的缺陷, 包括夹杂物, 晶界, 相界, 或其它微结构不均匀处都可能成为超高周疲劳裂纹内部起源的萌发点。超高周疲劳的 S-N 曲线可能呈现为“阶梯状”或“双线形”。材料的微结构及其导致的强度显著影响超高周疲劳的裂纹萌生过程, 从而影响 S-N 曲线的形态和疲劳寿命。

参考文献:

- [1] Stanzl S E, Tschegg E K, Mayer H. *Int J Fatigue*, 1986; 8: 195
- [2] Lukáš P, Kunz L. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 747
- [3] Murakami Y, Yokoyama N N, Nagata J. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 735
- [4] Bathias C, Paris P C. *Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice*. New York: Marcel Dekker, 2005: 1
- [5] Kikukawa M, Ohji K, Ogura K. *J Basic Eng*, 1965; 87D: 857
- [6] Naito T, Ueda H, Kikuchi M. *J Soc Mater Sci Jpn*, 1983; 32: 1162
- [7] Naito T, Ueda H, Kikuchi M. *Metall Mater Trans*, 1984; 15A: 1431
- [8] Abe T, Furuya Y, Matsuoka S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2004; 27: 159
- [9] Liu Y B, Yang Z G, Li Y D, Shen S M, Li S X, Hui W J, Weng Y Q. *Mater Sci Eng*, 2008; A497: 408
- [10] Dominguez A G M. *Mech Mater*, 2008; 40: 636
- [11] Shiozawa K, Lu L. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 813
- [12] Ochi Y, Matsumura T, Masaki K, Yoshida S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 823
- [13] Chai G. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1533
- [14] Hong Y, Qian G, Zhou C. *Proc 12th Int Conf on Fract*, Ottawa, 2009. in press
- [15] Sakai T, Sakai T, Okada K, Furuichi M, Nishikawa I, Sugeta A. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1486
- [16] 钱桂安, 洪友士. *金属学报*, 2009; 待发表
- [17] Kobayashi H, Ebara R, Ogura A, Kondo Y, Hamaya S. In: Allison J E, Jones J W, Larsen J M, Ritchie R O, eds, *Proc VHCF-4*, Michigan: Learn · Network · Advance, TMS, 2007: 319

- [18] Hirukawa H, Furuya Y, Matsuoka S. *JSME Int J Ser A-Solid Mech Mater Eng*, 2006; 49: 337
- [19] Sakai T, Chen Q, Uchiyama A, Nakagawa A, Ohnaka T. In: Allison J E, Jones J W, Larsen J M, Ritchie R O, eds, *Proc VHCF-4*, Michigan: Learn · Network · Advance, TMS, 2007: 51
- [20] Mayer H, Haydn W, Schuller R, Issler S, Bacher-Höchst M. *Int J Fatigue*, 2009; 31: 242
- [21] Marines I, Dominguez G, Baudry G, Vittori J F, Rathery S, Doucet J P, Bathias C. *Int J Fatigue*, 2003; 25: 1037
- [22] Furuya Y, Matsuoka S. *Metall Mater Trans*, 2002; 33A: 3421
- [23] Furuya Y, Matsuoka S. *Metall Mater Trans*, 2004; 35A: 1715
- [24] 王弘, 西南交通大学博士学位论文, 成都, 2004
- [25] Furuya Y, Abe T, Matsuoka S. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2003; 26: 641
- [26] Wang Q Y, Berard J Y, Dubarre A, Baudry G, Rathery S, Bathias C. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1999; 22: 667
- [27] Bai B, Xu X, Yu Y, Cui W, Gu J. In: Allison J E, Jones J W, Larsen J M, Ritchie R O, eds, *Proc VHCF-4*, Michigan: Learn · Network · Advance, TMS, 2007: 107
- [28] Zettl B, Stanzl-Tschegg S, Mayer H. In: Allison J E, Jones J W, Larsen J M, Ritchie R O, eds, *Proc VHCF-4*, Michigan: Learn · Network · Advance, TMS, 2007: 123
- [29] 闫桂玲, 西南交通大学硕士学位论文, 成都, 2005
- [30] Bayraktar E, Garcias I M, Bathias C. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1590
- [31] Li T, Liu Y J, Sriraman M R, Wang Q Y. In: Allison J E, Jones J W, Larsen J M, Ritchie R O, eds, *Proc VHCF-4*, Michigan: Learn · Network · Advance, TMS, 2007: 247
- [32] Wagner V, Ebel-Wolf B, Walther F, Eifler D. In: Allison J E, Jones J W, Larsen J M, Ritchie R O, eds, *Proc VHCF-4*, Michigan: Learn · Network · Advance, TMS, 2007: 137
- [33] Zettl B, Mayer H, Ede C, Stanzl-Tschegg S. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1583
- [34] Marines-Garcia I, Paris P C, Tada H, Bathias C. *Mater Sci Eng*, 2007; A468-470: 120
- [35] Kobayashi H, Todoroki A, Oomura T, Sano T, Takehana T. *Int J Fatigue*, 2006; 28: 1633
- [36] 张真源, 西南交通大学硕士学位论文, 成都, 2007
- [37] Nascimento M P, Souza R C, Pigatin W L, Voorwald H J C. *Int J Fatigue*, 2001; 23: 607
- [38] Bathias C, Drouillac L, Le François P. *Int J Fatigue*, 2001; 23: S143
- [39] Ebara R. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 2002; 25: 855
- [40] Bathias C. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 1999; 22: 559
- [41] Dieter G E. In: *Eng Des*, New York: McGraw Hill, 1983: 377
- [42] Marines I, Bin X, Bathias C. *Int J Fatigue*, 2003; 25: 1101
- [43] Furuya Y, Matsuoka S, Abe T, Yamaguchi K. *Scr Mater*, 2002; 46: 157

作者简介:

洪友士(1951年7月生),男,福建厦门人,研究员。研究方向:材料力学性能和结构力学。