

DOI: 10.13228/j.boyuan.issn0449-749x.20170331

20CrMnTiH 低碳马氏体钢疲劳裂纹稳态扩展模型

肖 瑞^{1,2,3}, 杨 明^{1,2,3}

(1. 贵州大学材料与冶金学院, 贵州 贵阳 550025; 2. 高性能金属结构材料与制造技术国家地方联合工程
实验室, 贵州 贵阳 550025; 3. 贵州省材料结构与强度重点实验室, 贵州 贵阳 550025)

摘 要: 研究了不同淬火工艺对 20CrMnTiH 钢的力学性能和裂纹扩展速率的影响规律, 通过测试获得了不同热处理状态下的力学性能指标和稳态扩展区的 Paris 裂纹扩展模型, 其中当奥氏体化温度为 1 100 °C 并采用冰盐水淬火时, 该热处理状态下的组织具有最高的裂纹扩展阻力, 裂纹扩展速率最慢。与此同时, 基于拉伸性能建立了裂纹扩展的数学模型, 该模型计算的 20CrMnTiH 钢在应力比 $R=0.1$ 时的裂纹扩展速率与试验测试结果误差较小, 具有较高的准确性。

关键词: 低碳马氏体钢; 淬火工艺; 裂纹扩展速率; 裂纹扩展模型

文献标志码: A **文章编号:** 0449-749X(2018)01-0072-07

Stable growth model on fatigue crack propagation of low carbon martensitic steel 20CrMnTiH

XIAO Rui^{1,2,3}, YANG Ming^{1,2,3}

(1. The Materials Science and Metallurgy Engineering College, Guizhou University, Guiyang 550025, Guizhou, China; 2. The National and Local Joint Engineering Laboratory for High-performance Metal Structure Materials and Advanced Manufacture Technology, Guiyang 550025, Guizhou, China; 3. Guizhou Key Laboratory for Mechanical Behavior and Microstructure of Materials, Guiyang 550025, Guizhou, China)

Abstract: The relationship between quenching process and its effect on mechanical properties and fatigue crack growth rate (FCGR) in the low carbon martensitic 20CrMnTiH steel was analyzed. The mechanical performances and crack propagation Paris models in steady growth region of different heat treatment were obtained by testing. The microstructures which heat to 1 100 °C austenitizing temperature and quenching in ice salt water exhibited high fatigue crack propagation resistances, the lowest FCG rates. Meanwhile, a generalized crack growth model based on tensile properties is established for 20CrMnTiH steel which show an accurate prediction of crack growth rate at a stress ratio of 0.1.

Key words: low carbon martensitic steel; quenching process; crack growth rate; crack propagation model

在材料飞速发展的今天, 使用量最大的材料依然是结构材料, 结构材料的安全性能关系到人类文明的进步。随着 20 世纪 40 年代损伤-安全设计准则的提出, 材料的损伤容限问题成为工程技术人员和材料科学工作者研究的重要课题之一^[1]。在损伤容限研究中, 断裂韧性和裂纹扩展速率是最主要的性能指标, 其中断裂韧性反映了损伤材料在静载荷下抵抗裂纹扩展的能力, 而裂纹扩展速率表征了损伤材料在交变载荷下裂纹扩展速率的快慢。裂纹扩展速率的快慢很大程度上决定了损伤材料的使用寿命, 因此, 研究损伤材料在交变载荷下的裂纹扩展速率问题具有重要的工程意义和科学意义。

裂纹的扩展速率通常采用扩展速率曲线进行表征, 按照裂纹扩展的速率特征, 可以将裂纹扩展分为近门槛扩展、稳态扩展和快速扩展 3 个阶段, 其中近门槛扩展区和稳态扩展区占据了裂纹扩展过程中绝大部分寿命。近门槛区指的是应力强度因子低, 裂纹扩展速率慢的扩展区域; 而稳态扩展区指的是裂纹扩展速率与应力强度因子幅值 ΔK 值遵循 Paris-Erdogan 模型的扩展区域; 快速扩展区(或瞬断区)是疲劳断裂前裂纹扩展速率最快的区域, 该区域内裂纹扩展速率大于 10^{-3} mm/周。影响裂纹扩展的因素很多, 包括组织结构、应力状态、构件形状等, 当材料的外部环境相同时, 组织特征会强

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51461006); 贵州省重大应用基础研究资助项目(黔科合 JZ 字[2014]2003)

作者简介: 肖 瑞(1993—), 男, 大学本科; **E-mail:** 742114331@qq.com; **收稿日期:** 2017-06-23

通讯作者: 杨 明(1981—), 男, 硕士, 副教授; **E-mail:** 429428817@qq.com

烈地影响裂纹的扩展速率,如材料的晶粒尺寸就会对裂纹扩展速率产生很大的影响,晶粒尺寸不同的材料,屈服强度在非纳米尺度上基本符合 Hall-Petch 关系,但交变载荷下晶粒尺寸对疲劳裂纹扩展速率的影响规律就很复杂,其研究并未形成普遍共识。Robinson、马英杰等的研究认为,随着晶粒尺寸的增大裂纹的扩展路径变得更曲折,从而降低了裂纹的扩展驱动力,因此降低了裂纹扩展的速率^[2-4],而 Wagner L 等认为晶粒尺寸细化导致界面数量的增加,从而提高了材料的裂纹扩展抗力^[5-7],也有学者认为晶粒尺寸对裂纹扩展速率的影响其实并不大^[8]。

目前,大量的学者致力于探索微观组织对裂纹扩展速率的影响规律,聚焦于微观组织的改变对扩展机制的影响,很少有人从定量的角度或者从宏观的角度探索综合力学性能的改变对裂纹扩展速率的影响,综合力学性能与裂纹扩展速率这两个宏观范畴量的关系并不明确,也没有普遍共识。对于金属材料裂纹扩展速率的研究,包含了铝合金、钛合金、镁合金以及合金钢等材料^[9-18],其中对于合金钢的裂纹研究主要集中在中高碳钢及双相钢中,如珠光体-贝氏体钢、珠光体-铁素体钢、铁素体-马氏体钢、贝氏体-马氏体钢及珠光体钢等^[9-15]。而对于具有单相组织的低碳板条马氏钢,对其裂纹扩展特性的研究甚少。低碳钢具有高弹性模量、低屈服比、优良的力学性能以及廉价的价格,广泛应用于工程机械中。本文以在齿轮和轴承中广泛使用的 20CrMnTiH 钢为研究对象,经不同淬火温度和淬火介质处理后,通过疲劳裂纹扩展试验分别得到了不同应力强度因子范围下的裂纹扩展速率,从断裂力学出发,探索了晶粒尺寸、拉伸性能与疲劳裂纹扩展速率之间的关系,并建立了相应的数学模型。

1 试验材料及方法

试验用 20CrMnTiH 钢采用电弧炉加炉外精炼、真空脱气、充分脱氧及脱硫冶炼轧制为棒料。原材料的化学成分经 Q4TASMAN 直读光谱仪测试,结果见表 1。棒料经改锻退火后,通过不同热处理工艺获得不同力学性能和微观结构的组织形态。残余奥氏体含量用 X-350A 应力衍射仪进行测量。拉伸试验参照 GB2975 标准采用圆棒试样在 MTS810 试验机上完成,疲劳裂纹扩展速率的测量根据 GB/T 6398—2000 和 ASTM E647 标准,采用紧

凑拉伸(Compact Tension, CT)试样,其形状和尺寸如图 1 所示,试验设备为 Instron8501 伺服试验机,试验过程采用恒 K 法预制裂纹,随后采用恒力法进行升 K 试验,试验频率为 10 Hz,应力比 $R=0.1$,载荷为正弦波,试验环境为试验室恒温。裂纹长度通过 COD 规划仪用柔度法进行计算,将 ΔP 和裂纹长度 a 代入式(1),可以计算应力强度因子 ΔK ,裂纹扩展速率计算采用割线法^[19-20]。

表 1 试验用钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of tested steel %								
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Ti
0.196	0.229	0.954	0.005 9	0.014	1.192	0.031	0.028	0.041

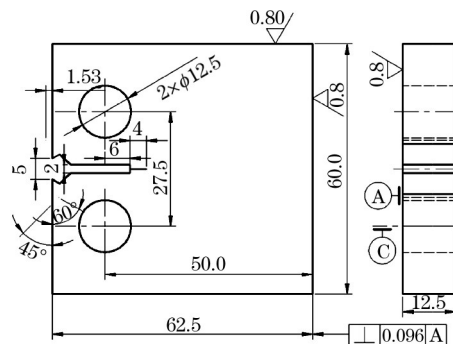


图 1 紧凑拉伸试样的几何尺寸

Fig. 1 Dimension of compact tension specimen

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \left[\frac{2+a}{(1-a)^{\frac{3}{2}}} \right] (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (1)$$

式中: ΔP 为试样力; B 为试样厚度; a 为裂纹的长度; $\alpha = a/W$; W 为 CT 试样的宽度。

2 不同热处理工艺下的拉伸性能与裂纹扩展速率

表 2 列出了 20CrMnTiH 试验用钢的 3 种不同热处理工艺及其对应的力学性能参数。

从表 2 中可以看出, H1、H2 和 H3 的热处理工艺是将 20CrMnTiH 钢加热到 900、1 100、1 200 °C 3 个不同温度,然后在缓慢冷却到 900 °C,在 5% 的冰盐水中进行淬火,随后在 200 °C 进行回火;试样 H4 热处理工艺选择 1 200 °C 后冷却至 900 °C,然后用冷速较慢的机械淬火油淬火,同样在 200 °C 回火。由于热处理工艺中奥氏体化温度和淬火冷速的不同,致使淬火后的低碳板条马氏体组织的力学性能有所差异。

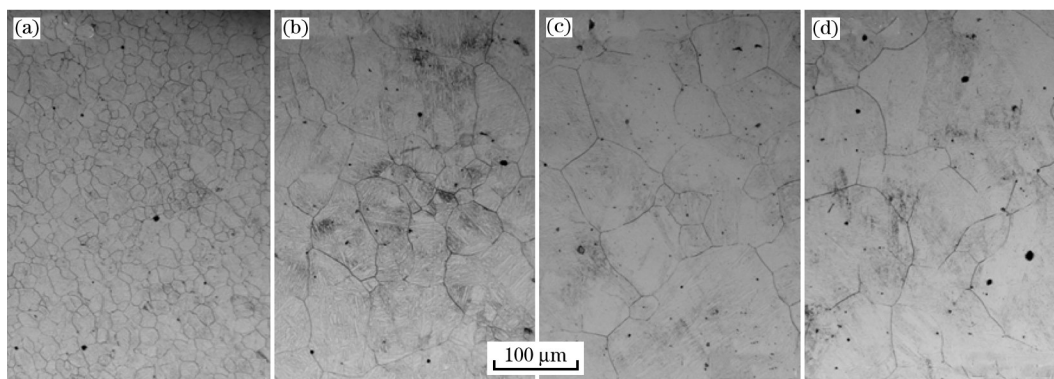
表 2 20CrMnTiH 钢不同热处理工艺及力学性能

Table 2 Mechanical properties of 20CrMnTiH steel with different heat treatments

试样	热处理工艺	R_m /MPa	R_e /MPa	A /%	Z /%
H1	900 °C/1 h/冰淬+200 °C/2 h/回火	1 450	1 173	14	62
H2	1 100 °C/1 h/900 °C/冰淬+200 °C/2 h/回火	1 358	1 048	12	60
H3	1 200 °C/1 h/900 °C/冰淬+200 °C/2 h/回火	1 363	1 027	14	46
H4	1 200 °C/1 h/900 °C/油淬+200 °C/2 h/回火	1 200	913	13	48

图2所示为4种热处理状态下板条马氏体钢的晶粒尺寸,在Image Tool软件中采用截线法对晶粒尺寸

进行统计,可得H1、H2、H3和H4 4个热处理状态下的晶粒尺寸,其值分别为17.7、68.4、78.5和79.1 μm 。



(a) 900 °C 冰淬; (b) 1 100 °C 冰淬; (c) 1 200 °C 冰淬; (d) 1 200 °C 油淬。

图 2 不同热处理状态下的晶粒尺寸

Fig. 2 Grain size of different heat treatment conditions

图3所示为试验钢在不同热处理状态下的室温拉伸曲线,从图3中不难发现,对于冰盐水淬火介质获得的组织,随着晶粒尺寸的增大,材料的屈服强度和抗拉强度均有所降低,但1 100和1 200 °C两者的力学性能差距不大,且晶粒尺寸和屈服强度遵循Hall-Petch细晶强化规律(图4)。在1 200 °C的奥氏体化温度进行油淬时,20CrMnTiH钢的屈服强度和抗拉强度均有明显降低,这是由于淬火油的冷却速度远远低于冰盐水的冷却速度,缓慢的冷却速度降低了固溶强化效果,使得油淬材料的强度降低。

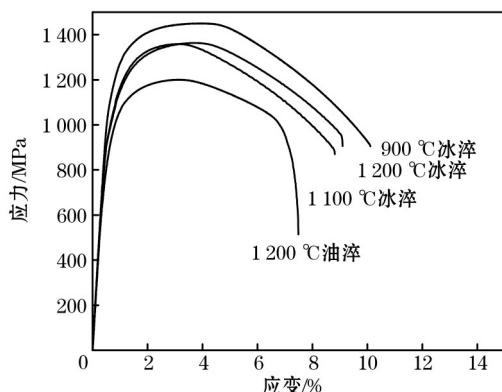


图 3 20CrMnTiH 钢的工程应力应变曲线

Fig. 3 Engineering stress-strain curves of 20CrMnTiH steel

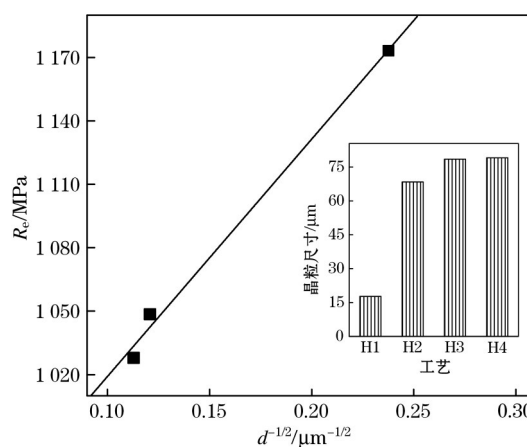
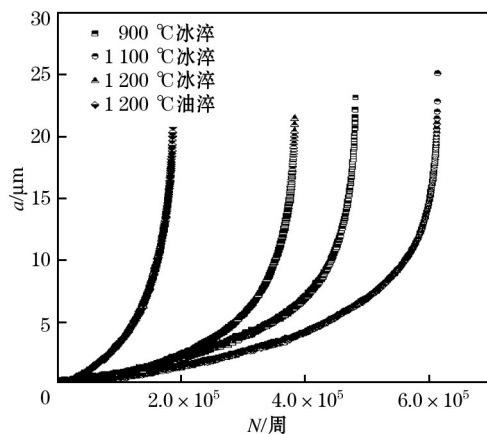


图 4 晶粒尺寸对屈服强度的影响

Fig. 4 Effect of grain size on yield strength

图5所示为裂纹扩展速率测试中获得的 $a-N$ 曲线,由图可以看出,随着热处理工艺的改变,4种热处理状态下组织的疲劳裂纹扩展速率表现出明显的差异性,其中1 200 °C油淬获得的粗晶组织裂纹扩展速率最快,其次是1 200和900 °C的冰盐水淬火组织,1 100 °C冰盐水淬火组织的裂纹扩展速率最慢。

根据裂纹扩展速率的快慢,通常将裂纹扩展速率低于 10^{-4} mm/周的扩展区间定义为裂纹扩展近门

图5 裂纹扩展过程中的 $a-N$ 曲线Fig. 5 Crack growth curve between a vs N

槛区;在双对数坐标系下,通常将裂纹扩展速率与应力强度因子幅值遵循线性关系的区间定义为裂纹的稳态扩展区或Paris区。图6所示为不同热处理状态下,板条马氏体钢疲劳裂纹扩展速率 da/dN 随裂纹尖端应力强度因子幅值 ΔK 的变化关系图,从图6中可以看出:在近门槛区,1100、1200 °C冰盐水淬火组织与1200 °C油淬组织的门槛值很接近,在 $\Delta K=10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 附近,而900 °C冰盐水淬火后组织的门槛值要略低,大致在 $\Delta K=7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 附近。在裂纹扩展的Paris区域,即稳态扩展区,1200 °C油淬获得的组织裂纹扩展速率最快;1100 °C冰盐水淬火的组

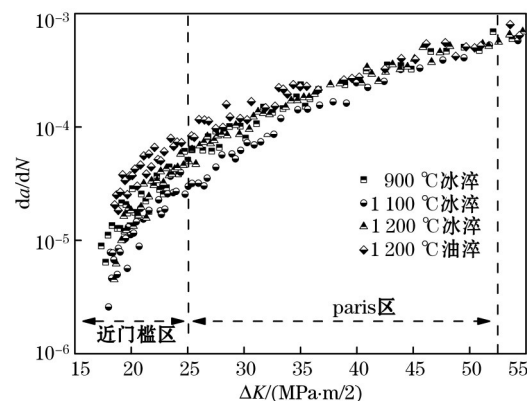
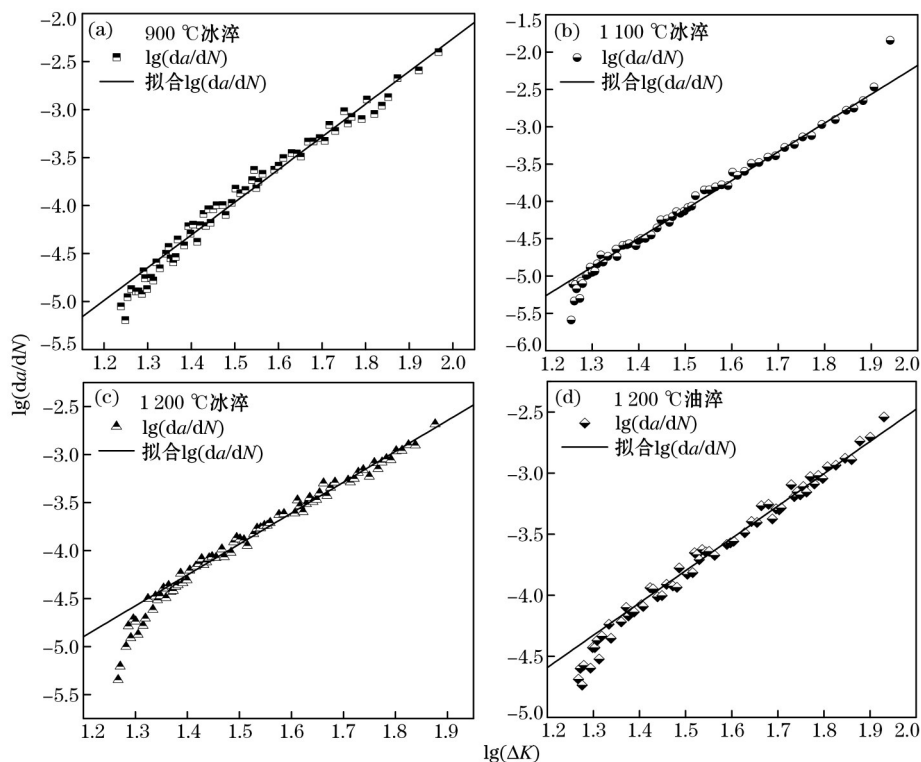


图6 H1、H2、H3、H4热处理状态下的裂纹扩展速率曲线

Fig. 6 Fatigue crack propagation rate of H1、H2、H3、H4

织裂纹扩展速率最低,900和1200 °C冰盐水淬火获得的组织裂纹扩展速率相差并不大,且均介于两者之间,但900 °C下的细晶组织裂纹扩展速率要更慢一点。在瞬断区,4种热处理下的组织裂纹扩展速率非常接近,但细晶组织中的裂纹扩展速率要略高。

从 $da/dN-\Delta K$ 的双对数坐标系中获得的裂纹扩展速率曲线可以发现,在裂纹稳态扩展阶段, da/dN 和 ΔK 为线性关系,且裂纹扩展速率可采用 Paris-Erdogan 模型进行描述,即: $da/dN=C(\Delta K)^m$, 式中参数 C 和 m 是材料常数,由材料的特性决定。分别对20CrMnTiH板条马氏体钢4种热处理状态下的稳态扩展阶段进行数学拟合,可获得图7所示结果。



(a) H1; (b) H2; (c) H3; (d) H4。

图7 4种热处理状态下的裂纹扩展速率和应力强度因子幅值的对数拟合

Fig. 7 Logarithm of fatigue crack growth rate as a function of logarithm stress intensity factor range

在数学模型的拟合过程中,由直线的斜率可得参数 m ,由直线的截距可得参数 C ,将参数 C 和 m 代

入 Paris-Erdogan 模型,最终可得 20CrMnTiH 板条马氏体钢的裂纹扩展速率表达式,其结果见表 3 和表 4。

表 3 不同热处理状态下拟合的 Paris 公式参数

Table 3 Fitting parameters of Paris model under different heat treatments

试样	C	$\lg C$	m	$1/m$	ε_f	$\lg(R_c/\varepsilon_f)$
H1	8.333×10^{-10}	-9.079 2	3.409	0.293	0.987	3.075
H2	1.283×10^{-10}	-9.892 0	3.856	0.259	0.924	3.054
H3	1.742×10^{-9}	-8.759 0	3.218	0.311	0.916	3.069
H4	1.722×10^{-8}	-7.764 0	2.644	0.378	0.693	3.119

表 4 Paris 的试验拟合模型和计算模型

Table 4 Paris models for 20CrMnTiH steel and generalized Paris model

试样	Paris 模型	Generalized Paris 模型	拟合度
H1	$da/dN=8.333 \cdot 10^{-10}(\Delta K)^{3.409}$	$da/dN=6.49 \cdot 10^{-10}(\Delta K)^{3.461}$	0.972
H2	$da/dN=1.283 \cdot 10^{-10}(\Delta K)^{3.856}$	$da/dN=1.451 \cdot 10^{-10}(\Delta K)^{3.833}$	0.995
H3	$da/dN=1.742 \cdot 10^{-9}(\Delta K)^{3.218}$	$da/dN=1.897 \cdot 10^{-9}(\Delta K)^{3.195}$	0.989
H4	$da/dN=1.722 \cdot 10^{-8}(\Delta K)^{2.644}$	$da/dN=1.757 \cdot 10^{-8}(\Delta K)^{2.644}$	0.969

3 基于拉伸性能建立的纹扩展速率模型

在 Paris-Erdogan 模型中,与材料相关的参数 C 和 m 值确定后,可获得该材料裂纹稳态扩展阶段的扩展速率。Paris 公式求解过程主要是通过对裂纹扩展速率曲线中稳态扩展区进行线性拟合获得,但要获得裂纹扩展速率曲线,必须进行繁琐的试验,并且裂纹扩展速率试验对设备的要求也较高。材料的拉伸性能试验是材料性能测试中最基本的试验,简单的试验过程即可获得较多的综合性能指标,如抗拉强度、屈服强度、伸长率、断面收缩率等。近几十年来,国内外学者对材料强韧性及疲劳性能进行研究时,始终关注各种力学性能之间的相互关联,因此有必要研究拉伸性能和疲劳性能两者之间的关联。

大量的研究已发现,断裂韧性对裂纹的扩展有重要的影响,并建立了断裂韧性与拉伸性能之间的联系^[21-23]。文献[24-26]相继建立了相关的数学模型,并得出断裂韧性 K_{IC} 与弹性模量 E 、真实断裂应变 ε_f ($\varepsilon_f = \ln(\frac{1}{1-Z})$),屈服强度 R_c 间具有相关性,即式(2)。

$$K_{IC} \propto \sqrt{E\varepsilon_f R_c} \quad (2)$$

与此同时,对裂纹门槛值 ΔK_{th} 的研究得到如式(3)的模型^[27]

$$\Delta K_{th} = E\varepsilon_f \sqrt{2\pi\rho_c} \quad (3)$$

式中: ρ_c 为裂纹扩展时裂纹尖端的临界曲率半径。

Fleck 等在研究分析中认为断裂韧性、裂纹扩展的门槛值和 Paris 模型的 m 参数具有相关性^[28],即

$$\lg\left(\frac{K_{IC}}{\Delta K_{th}}\right) = \frac{4}{m} \text{ 或者 } \lg\left(\frac{K_{IC}}{\Delta K_{th}}\right) \propto \frac{1}{m} \quad (4)$$

将式(2)、式(3)代入式(4),可得

$$\lg\left(\frac{K_{IC}}{\Delta K_{th}}\right) \propto \lg\left(\frac{\sqrt{E\varepsilon_f R_c}}{E\varepsilon_f \sqrt{2\pi\rho_c}}\right) \propto \frac{1}{m} \quad (5)$$

式(5)中,同一种材料而言,弹性模量 E 对基本保持不变,而 ρ_c 可认为是不变的常数,故式(5)可转变为 $\lg(\frac{R_c}{\varepsilon_f}) \propto \frac{1}{m}$ 。将表 2 中的 $\lg(\frac{R_c}{\varepsilon_f})$ 和 $\frac{1}{m}$ 进行线性拟合,两者具有较好的线性相关度,如图 8 所示,拟合所得的函数关系见式(6)。

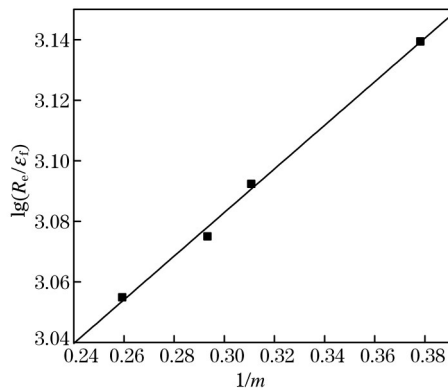
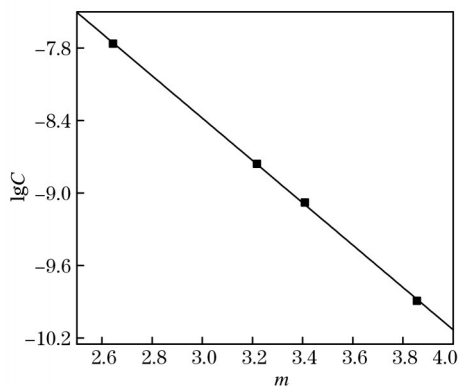
$$\text{即有 } \lg\left(\frac{R_c}{\varepsilon_f}\right) = 2.867 + 0.72\left(\frac{1}{m}\right) \text{ 或者}$$

$$m = \frac{0.72}{\lg\left(\frac{R_c}{\varepsilon_f}\right) - 2.867} \quad (6)$$

在对 Paris 模型进行进一步的研究中,很多学者也发现 Paris 区的参数 C 和 m 具有一定的相关性^[29-30]。本文将 4 种热处理状态下获得的 Paris 模型参数 m 值和 $\lg C$ 进行拟合,发现两者也存在较强的线性相关性,其结果如图 9 所示。

由图 9 可拟合获得 m 值和 $\lg C$ 的数学函数式(7)。

$$\lg C = -3.1238 - 1.752m \quad (7)$$

图 8 $1/m$ 和 $\lg(R_e/\varepsilon_f)$ 之间的线性关系Fig. 8 Linear relationships between $\lg(R_e/\varepsilon_f)$ and $1/m$ 图 9 m 和 $\lg C$ 之间的线性关系Fig. 9 Linear relationships between m and $\lg C$

故 $C = 10^{-3.1238 - 1.752m}$ (8)

将式(8)代入 Paris 公式, 则有

$$da/dN = C(\Delta K)^m = 10^{-3.1238 - 1.752m}(\Delta K)^m \quad (9)$$

在式(9)中, Paris 公式的参数由 C 和 m 简化为仅有一个参数 m 的表达式, 因此只要知道材料各种状态下的 m 值, 即可分析材料在该状态下的裂纹扩展速率。 m 值的计算可由式(6)获得, 通过拉伸试验获得材料的屈服强度和断面收缩率(即真实断裂应变)后, 即可求出材料在该状态下的值。对于 20CrMnTiH 钢, 不同组织状态下的裂纹扩展速率可由拉伸试验确定的屈服强度和断面收缩率求出, 具体的表达式为

$$da/dN = C(\Delta K)^m = 10^{-3.1238 - 1.752m}(\Delta K)^m = 10^{-3.1238 - 1.752 \left[\frac{0.72}{\lg(R_e/\varepsilon_f) - 2.867} \right]} \frac{0.72}{\lg(R_e/\varepsilon_f) - 2.867} (\Delta K)^m \quad (10)$$

为比较该模型计算的可靠性, 将拟合的 Paris 公式与该模型计算的 Paris 公式列表进行比较, 在表 4 中不难发现, 计算获得的裂纹扩展速率与实际测量的裂纹扩展速率两种之间误差较小, 具有较好的可靠性。

4 结论

(1) 板条马氏体钢 20CrMnTiH 在 1 100 °C 下淬火, 该组织状态具有较好的裂纹扩展阻力, 而当晶粒更为细小或者粗大时, 疲劳裂纹的扩展阻力均降低。

(2) 建立了板条马氏体钢 20CrMnTiH 拉伸性能与裂纹扩展速率的关系模型, 该模型与试验结果接近, 误差较小, 可靠性高。

参考文献:

- [1] 曹春晓. 选材判据的变化与高损伤容限钛合金的发展[J]. 金属学报, 2002, 38(s1): 4. (CAO Chun-xiao. Change of material selection criterion and development of high damage-tolerant titanium alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(s1): 4.)
- [2] Robinson J L, Beevers C J. The effects of load ratio, interstitial content, and grain size on low-stress fatigue-crack propagation in α -titanium[J]. Metal Science, 1973, 7(1): 153.
- [3] Kamp N, Gao N, Starink M J, et al. Influence of grain structure and slip planarity on fatigue crack growth in low alloying artificially aged 2xxx aluminium alloys[J]. International Journal of Fatigue, 2007, 29(5): 869.
- [4] 马英杰, 李晋伟, 雷家峰, 等. 显微组织对合金疲劳裂纹扩展路径及扩展速率的影响[J]. 金属学报, 2010, 46(s1): 1086. (MA Ying-jie, LI Jin-wei, LEI Jia-feng, et al. Influence of microstructure on fatigue crack propagating path and crack growth rates in TC4ELI alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(s1): 1086.)
- [5] FAN Xi-gang, JIANG Da-ming, ZHONG Li, et al. Influence of microstructure on the crack propagation and corrosion resistance of Al-Zn-Mg-Cu alloy 7150[J]. Materials Characterization, 2007, 58(1): 24.
- [6] Hiramatsu T, Chikuda M, Miyagi Y, et al. Relationship between stress corrosion resistance and grain shape of heavy section Al-Zn-Mg extrusion[J]. J Jap Inst Light Metals, 1972, 22(12): 701.
- [7] Wagner L, Gregory J K, Gysler A, et al. Propagation behaviour of short cracks in Ti-8.6 Al alloy[J]. The Metallurgical Society, 1986, 31(1): 117.
- [8] Zhao P, Gao G, Misra R D K, et al. Effect of microstructure on the very high cycle fatigue behavior of a bainite/martensite multiphase steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 630: 1.
- [9] Motoyashiki Y, Brückner-Foit A, Sugeta A. Microstructural influence on small fatigue cracks in a ferritic-martensitic steel[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2008, 75(3/4): 768.
- [10] Cheng X, Petrov R, Zhao L, et al. Fatigue crack growth in TRIP steel under positive R-ratios[J]. Eng Fract Mech, 2008, 75(3/4): 739.
- [11] Idris R, Prawoto Y. Influence of ferrite fraction within martensite matrix on fatigue crack propagation: An experimental verifi-

- cation with dual phase steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 34(552): 547.
- [12] Sudhakar K V, Dwarakadasa E S. A study on fatigue crack growth in dual phase martensitic steel in air environment[J]. Bulletin of Materials Science, 2000, 23(3): 193.
- [13] Tayanc M, Aytac A, Bayram A. The effect of carbon content on fatigue strength of dual-phase steels[J]. Mater Des, 2007, 28(6): 1827.
- [14] Molaei M J, Ekrami A, Mater. The effect of dynamic strain aging on fatigue properties of dual phase steels with different martensite morphology[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 527(1/2): 235.
- [15] Guan M F, Yu H, Mater. Fatigue crack growth behaviors in hot-rolled low carbon steels: A comparison between ferrite-pearlite and ferrite-bainite microstructures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 559(1): 875.
- [16] TANG Yan-chuan, ZHU Guo-ming, KANG Yong-lin, et al. Effect of microstructure on the fatigue crack growth behavior of Cu-Be-Co-Ni alloy[J]. Journal of Alloys and Compound, 2016(663): 784.
- [17] Desmukh M N, Pandey R K, Mukhopadhyay A K. Effect of aging treatments on the kinetics of fatigue crack growth in 7010 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006(435): 318.
- [18] ZHANG J K, CHENG X Q, LI Z. Total fatigue life prediction for Ti-alloys airframe structure based on durability and damage-tolerant design concept[J]. Materials and Design, 2010, 31(9): 4329.
- [19] Suresh S. Fatigue of Materials[M]. Beijing: Defense Industrial Press, 1999.
- [20] 熊纁, 陈冰冰, 郑三龙, 等. 16MnR 钢在不同条件下的疲劳裂纹扩展规律[J]. 金属学报, 2009, 45(7): 849. (XIONG Ying, CHEN Bing-bing, ZHENG San-long, et al. Study on fatigue crack growth behavior of 16MnR steel under different conditions[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(7): 849.)
- [21] ZHU Xian-kui, Joyce J A. Review of fracture toughness(G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization[J]. Eng Fract Mech, 2012(85): 1.
- [22] Metalsalloys R R. Applications related Phenomena in Titanium Alloys[M]. New York: American Society for Testing and Materials, 1968.
- [23] Richards N L. Quantitative evaluation of fracture toughness-microstructural relationships in alpha-beta titanium alloys[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2004, 13(2): 218.
- [24] Yoji Mine, Shinji Ando, Kazuki Takashima. Crystallographic fatigue crack growth in titanium single crystals[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528: 7570.
- [25] ZHU Ming-liang, XUAN Fu-zhen, WANG Guo-zhen. Effect of microstructure on fatigue crack propagation behavior in a steam turbine rotor steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 515(1/2): 85.
- [26] Peters J O, Lütjering G. Comparison of the fatigue and fracture of $\alpha + \beta$, and β , titanium alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions: A, 2001, 32(11): 2805.
- [27] ZHANG L N, WANG P, DONG J X, et al. Microstructures' effects on high temperature fatigue failure behavior of typical superalloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 587(4): 168.
- [28] Fleck N A, Kang K J, Ashby M F. Overview No.112: The cyclic properties of engineering materials[J]. Acta Metallurgica Et Materialia, 1994, 42(2): 365.
- [29] Hickerson J P, Hertzberg R W. The role of mechanical properties in low-stress fatigue crack propagation[J]. Metallurgical and Materials Transactions: B, 1972, 3(1): 179.
- [30] Niccolls E H. A correlation for fatigue crack growth rate[J]. Scripta Metallurgica, 1976, 10(4): 295.

(上接第 53 页)

- [11] 张岩, 高健, 吴鲲魁, 等. 单锥度辊冷轧机边部减薄控制应用研究[J]. 冶金自动化, 2016, 40(1): 45. (ZHANG Yan, GAO Jian, WU Kun-kui, et al. Application research for edge drop control on cold mill of single taper roll[J]. Metallurgical Industry Automation, 2016, 40(1): 45.)
- [12] 李俊洪, 李军, 邓茜, 等. 无取向电工钢边部减薄控制技术研究[J]. 钢铁, 2011, 46(1): 49. (LI Jun-hong, LI Jun, DENG Han, et al. Study on edge thinning control technology of non-oriented silicon steel[J]. Iron and Steel, 2011, 46(1): 49.)
- [13] 陈金山, 王君, 韩武强, 等. 冷连轧过程中间辊横移模型研究与设定[J]. 轧钢, 2016, 33(6): 11. (CHEN Jin-shan, WANG Jun, HAN Wu-qiang, et al. Study and setup on models of transverse shifting of intermediate roll for tandem cold process[J]. Steel Rolling, 2016, 33(6): 11.)
- [14] 连家创, 戚向东. 板带轧制理论与板形控制理论[M]. 北京: 机械工业出版社, 2013. (LIAN Jia-chuang, QI Xiang-dong. Strip Rolling and Shape Control Theory[M]. Beijing: China Machine Press, 2013.)
- [15] 王鹏涛. Powell 寻优法及其应用[J]. 系统工程理论与实践, 1997, 17(9): 63. (WANG Peng-tao. Method of powell optimization with applications[J]. System Engineering Theory and Practice, 1997, 17(9): 63.)