

微结构对 25CrMo4 钢的疲劳行为的影响¹⁾

张晓乐^{*+} 李亚波[#] 孙成奇⁺ 郑秀华^{*} 洪友士⁺²⁾

^{*} (北京理工大学材料学院, 北京 100081) ⁺ (中国科学院力学研究所, 北京 100190) [#] (南车青岛四方机车车辆股份有限公司, 青岛 266111)

摘要: 本文研究了高速列车车轴钢 25CrMo4 的疲劳行为。分别采用淬火+低温回火、淬火+中温回火、淬火+高温回火和正火四种不同的热处理方式对试样进行热处理, 得到回火马氏体、回火屈氏体、回火索氏体和铁素体+珠光体四种不同的微结构。通过旋转弯曲疲劳实验, 表明四种微结构的 25CrMo4 均未出现类似于高强钢的双线型或阶梯状 S-N 曲线, 而是在某一应力水平下, 直至 10^8 周次也未出现疲劳断裂。此外, 分析了微结构对 25CrMo4 钢的高周、超高周疲劳行为的影响。

关键词: 25CrMo4, 微结构, 车轴钢, 超高周疲劳

引言

25CrMo4 是一种欧洲标准 (EN13261) 规定的高速重载列车车轴用钢, 应用于欧洲高速列车车轴^[1], 我国部分高速列车也采用此车轴钢。车轴在服役过程中承受旋转弯曲循环载荷作用, 日本高速列车每年约运行 30 万公里, 车轴所承受的循环载荷达 10^8 周次, 欧洲高速列车每年约运行 40 万公里, 车轴所承受的循环载荷达 1.5×10^8 周次, 我国高速列车每年运行超过 60 万公里, 车轴载荷循环数约 2.2×10^8 周次。车轴的服役寿命按照 20 年计算, 日本和欧洲车轴经受的循环载荷数分别为 2×10^9 周次和 3×10^9 周次, 中国则为 4×10^9 周次。可见, 高速列车车轴在服役过程中要承受 10^9 量级的载荷循环^[2]。

传统疲劳理论认为铁基合金存在疲劳极限, 该极限出现在 10^7 周次左右, 即在 10^7 周次不发生疲劳断裂, 则在此应力下不会发生疲劳断裂。Naito 等^[3]在对经过渗碳处理的低碳合金钢的疲劳性能研究时发现, 当应力小于疲劳极限时仍会发生疲劳断裂, 且疲劳断口呈现特殊形貌, 引发了人们对超高周疲劳的关注。

近些年来, 人们从夹杂物、加载频率、加载方式、加载环境等方面对高强钢的超高周疲劳行为进行了研究^[4-12], 揭示在旋转弯曲疲劳载荷下, 其 S-N 曲线呈双线型或阶梯型。在超高周疲劳断口的观测中发现, 超高周疲劳阶段会出现内部萌生裂纹所导致的疲劳断裂, 并在裂纹萌生处呈现“鱼眼”形貌。Sakai^[6]等对内部起源的疲劳断口进行分析, 表明在“鱼眼”区域、夹杂的周围存在环状细晶区, 称为 FGA (Fine Granular Area); 也有研究人员将其称为 ODA (optical dark area)^[13-15]、GBF (granular bright facet)^[16,17]或 RSA (rough surface area)^[18]。Murakami 等^[13]在计算 FGA 和鱼眼边沿处的应力强度因子时, 发现 FGA 边沿处的应力强度因子和该材料的裂纹扩展门槛值趋于一致, 并认为 FGA 是裂纹萌生和裂纹稳定扩展的一个分界点, FGA 的形成占疲劳寿命的绝大部分。钱桂安等^[19]在对 40Cr 的研究中也发现 10^7 周次以上会出现内部萌生裂纹导致的疲劳断裂, 并在超高周疲劳断口中出现“鱼眼”形貌, 但是, 疲劳断口没有明显的 FGA, 其 S-N 曲线呈阶梯型。由于表面和内部萌生裂纹的可能性同时存在, 它们被认为是一种竞争机制, 在高应力作用下, 更易在表面萌生裂纹, 而在相对低的应力作用下, 更趋向于在内部萌生裂纹。内部萌生裂纹往往是超高周疲劳阶段的重要特征。但是, 并非所有的材料都发生超高周疲劳阶段的疲劳断裂, 张继旺等^[20]对高温回火态 35CrMo 进行旋转弯曲疲劳试验, 出现在同一应力水平下, 部分试样在 2×10^6 周次之前断裂, 部分试样直至 10^9 周次也未发生断裂的情况, 实验中未出现超高周阶段的疲劳断裂现象。

对于成分相同的材料, 微结构不同, 疲劳性能也会有较大差别。赵爱国等^[21]在对 GCr15 钢的研究中表明, 在旋转弯曲加载条件下, 微结构对超高周阶段裂纹萌生的位置产生影响, 150°C 和 300°C 回火的试样会出现内部萌生裂纹, 而 450°C 回火的试样, 即使在超高周阶段, 也全部在表面萌生裂纹。段政等^[22]对 SNCM439 钢进行超高周疲劳研究时得到, 回火索氏体和回火马氏体组织在超高周阶段表现出不同的疲劳性能, 回火索氏体组织在 10^6 周次以上就不再发生断裂, 而回火马氏体组织在 10^6 周次以上会发生亚表面萌生裂纹导致的疲劳断裂。微结构不仅对材料的抗拉强度、屈服强度等基本力学性能有影响, 对超高周疲劳性能也存在显著的影响。

1) 国家自然科学基金 (11172304, 11202210) 资助

2) E-mail: hongys@imech.ac.cn

本文研究了高速列车车轴钢 25CrMo4 的疲劳行为。通过对试样进行热处理, 得到回火马氏体、回火屈氏体、回火索氏体和铁素体+珠光体四种不同的微结构。通过旋转弯曲疲劳实验, 表明四种微结构的 25CrMo4 均未出现类似于高强钢的双线型或阶梯状 S-N 曲线, 而是在某一应力水平下, 直至 10^8 周次也未出现疲劳断裂。此外, 分析了微结构对 25CrMo4 钢的高周、超高周疲劳行为的影响。

1 实验方法

实验材料为 25CrMo4 低碳合金钢, 其成分如表 1 所示; 主要应用于高速列车车轴, 在服役过程中承受旋转弯曲疲劳载荷。

将试样分为四组, 分别进行淬火+低温回火、淬火+中温回火、淬火+高温回火和正火四种热处理, 得到回火马氏体、回火屈氏体、回火索氏体和珠光体+铁素体四种不同的微结构组织形态。

将试样抛光后使用 4%硝酸酒精腐蚀, 使用光学显微镜对试样进行金相观测。采用维氏硬度计对试样进行硬度测试。

表 1 化学成分(质量%)

Table 1 chemical composition (mass%)

C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P
0.22	0.26	0.85	0.54	0.17	0.027	0.016

拉伸试验在 MTS810 材料试验机上进行, 拉伸试样如图 1 所示, 试验机最大载荷 100kN, 应变速率 5×10^{-4} /s。分别获得四种微结构试样的单轴拉伸试验数据。

疲劳试验在旋转弯曲疲劳试验机上进行, 分别测得四种微结构试样的 S-N 曲线, 所测的疲劳周次最长达 2×10^8 。旋转弯曲疲劳试样如图 2 所示, 试样实验段的最小直径为 4mm, 圆弧半径为 7mm, 应力集中系数为 1.06。试样实验段经研磨和抛光, 消除机加工的痕迹, 使表面足够光滑。旋转弯曲疲劳试验时, 试样的一端与试验机转轴相连, 另一端加载砝码, 试样所承受的最大应力为

$$\sigma = \frac{32\alpha LP}{\pi D^3}$$

式中, σ 为最大应力, α 为应力集中系数, L 为加载端到试样最小截面处的距离, P 为施加的载荷, D 为试样最小截面处的直径。旋转疲劳机的转速为 4800r/min, 加载频率为 80Hz, 应力比 $R=-1$ 。

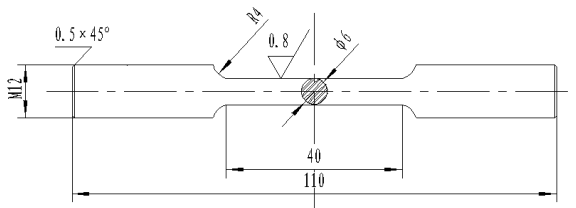


图 1 拉伸试样

Fig.1 Specimen for tensile test

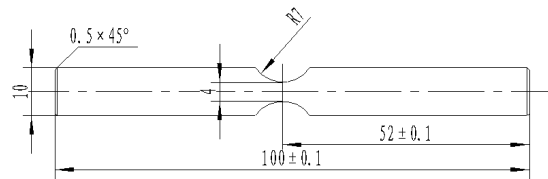


图 2 旋转弯曲疲劳试样

Fig.2 Specimen for rotating bending fatigue test

2 实验结果

2.1 微结构的观测

通过四种不同的热处理工艺, 得到微结构不同的四组试样, 分别对应的显微组织为:

TT200: 加热至 900℃, 保温 1h, 油淬, 再经过 200℃ 回火得到回火马氏体组织;

TT400: 加热至 900℃, 保温 1h, 油淬, 再经过 400℃ 回火得到回火屈氏体组织;

TT600: 加热至 900℃, 保温 1h, 油淬, 再经过 600℃ 回火得到回火索氏体组织;

A900: 加热至 900℃, 保温 1h, 空冷, 得到珠光体+铁素体组织。

将试样加热到 900℃, 使其组织完全奥氏体化, 保温 1h 后油淬, 形成马氏体组织。分别进行 200℃、400℃、600℃ 回火, 随着回火温度的升高, 析出的 Fe_3C 逐渐增多, 原马氏体逐渐分解。200℃ 回火得到的显微组织

为回火马氏体，从金相照片中可以看出，其显微组织还保留着原板条马氏体的形态；400℃回火后，析出更多的 Fe_3C ， Fe_3C 颗粒也更大，形成回火屈氏体组织；600℃回火后，可明显看出析出的 Fe_3C 颗粒，弥散分布在铁素体基体中，原板条马氏体形貌也基本消失，形成回火索氏体组织。

A900试样的珠光体+铁素体组织是由900℃正火得到的。将试样加热至900℃，保温1h，取出后空冷。由于冷却速度较慢，碳原子扩散充分，生成Fe-C室温平衡相，形成片层状珠光体和铁素体的混合物。通过计算可得，铁素体含量为73.5%，珠光体含量为26.5%。

实验采用光学显微镜对四组试样的显微组织进行观测，如图3~6所示。

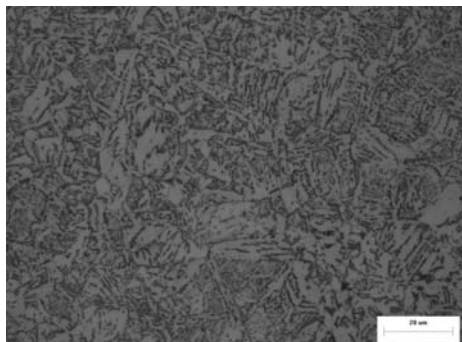


图 3 TT200 回火马氏体

Fig.3 TT200 Tempered Martensite

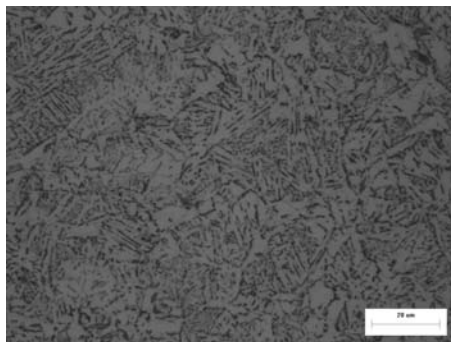


图 4 TT400 回火屈氏体

Fig.4 TT400 Tempered Troosite

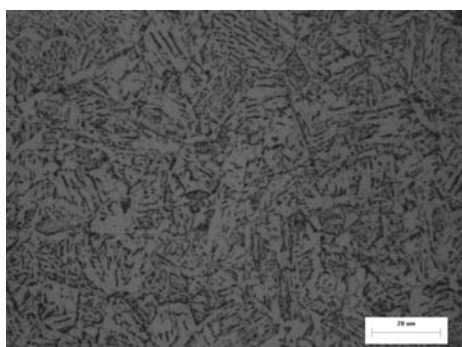


图 5 TT600 回火索氏体

Fig.5 TT600 Tempered Sorbite

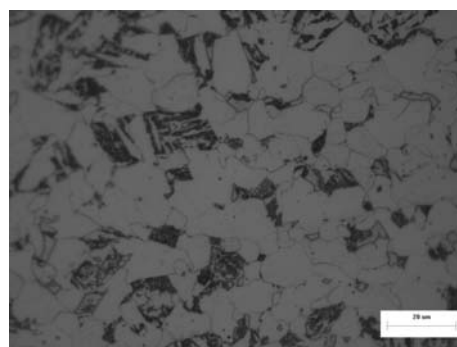


图 6 A900 珠光体+铁素体

Fig.6 A900 Pearlite+Ferrite

2.2 拉伸试验和硬度测试

对四种微结构的拉伸试样进行单轴拉伸试验，测出其拉伸曲线，如图7~10所示。每种微结构分别测三个试样，获得四组试样的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率和断面收缩率等基本力学性能，求其平均值；硬度测试分别测十个点，求平均值，如表2所示。

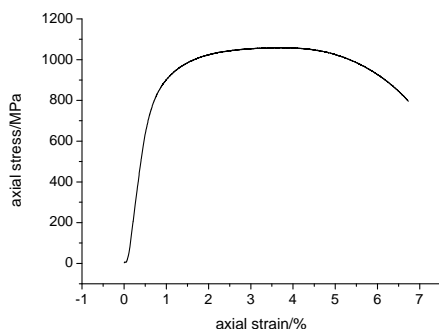


图 7 TT200 拉伸曲线

Fig.7 Tensile curve of TT200

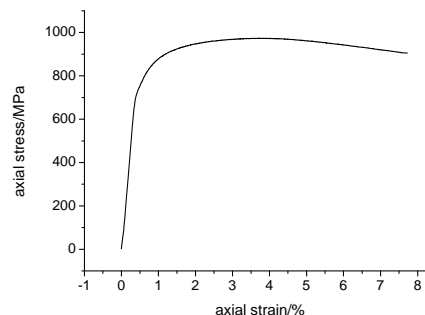


图 8 TT400 拉伸曲线

Fig.8 Tensile curve of TT400

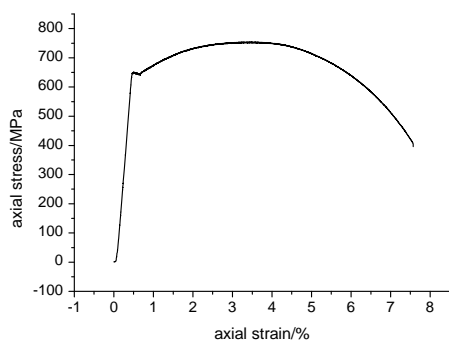


图 9 TT600 拉伸曲线

Fig.9 Tensile curve of TT600

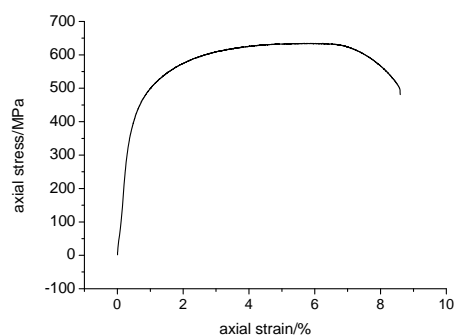


图 10 A900 拉伸曲线

Fig.10 Tensile curve of A900

对比四组试样的拉伸曲线, 只有 TT600 试样具有明显的屈服现象, 且在屈服以前基本全部是弹性阶段, 应变与应力成正比关系。其他三组试样并不存在明显的屈服现象, 在计算屈服强度时, TT200 和 TT400 两组试样选取 200~600MPa 之间作为弹性阶段, 平移 0.2% 后拟合出一条直线, 这条直线与拉伸曲线的交点作为屈服点, 对应的强度为屈服强度; 由于 A900 组试样强度较低, 选取 100~300MPa 的点作为弹性阶段, 屈服强度的求法与上两组相同; 为使测量的标准统一, 尽管 TT600 试样拉伸曲线具有明显的屈服点, 在求屈服强度时也采用了求 $\sigma_{0.2}$ 的方法, 拟合的直线与拉伸曲线交于屈服阶段, 求出屈服强度。

四组试样的抗拉强度、屈服强度、屈强比、断后伸长率、断面收缩率和硬度, 如表 2 所示。

表 2 四组试样的基本力学性能

Table 2 Basic mechanical property of specimens with four kinds of microstructure

	Tensile strength	Yield strength	Yield ratio	Elongation	Shrinkage	Hardness
	σ_b /MPa	σ_s /MPa	σ_s/σ_b	δ /%	ψ /%	/Hv
TT200	1029	739	0.72	16.0	56.5	277
TT400	960	783	0.82	12.0	67.9	233
TT600	752	642	0.85	16.1	73.4	208
A900	634	372	0.59	20.0	56.4	203

从表 2 可以看出, 前三组试样随着回火温度的升高, 材料的抗拉强度逐渐降低, 从 200℃ 到 600℃ 回火, 抗拉强度从 1029MPa 降低到 752MPa; 但屈服强度先增加后减小, TT400 试样的屈服强度最高, 为 783MPa; 同时, 屈强比逐渐增加, 以 TT600 试样的屈强比最高, 为 0.85。四组试样中, 正火态试样 A.900℃ 的抗拉强度、屈服强度屈强比和硬度值均最低。

2.3 疲劳试验

分别对四组试样进行旋转弯曲疲劳试验, 图 11~14 为四组试样的 S-N 曲线。

疲劳试验中发生断裂的试样在 5×10^4 周次到 10^7 周次之间, 从 10^7 周次到 2×10^8 周次之间, 四种微结构试样均没有发生超高周疲劳断裂。发生疲劳断裂的最高周次为 9.2×10^6 , 为 TT600 试样, 所承受应力为 490MPa。

从 S-N 曲线中可以看出, 四组试样都出现类似特征: 在某一应力区间内, 部分试样在 10^7 周次之前发生断裂, 另一部分试样直至 10^8 周次也不发生断裂。TT200 试样在 575MPa 至 535MPa 之间疲劳性能出现较大的分散性, 在同一应力水平下, 出现 2×10^6 周次之前发生疲劳断裂和直至 10^8 周次也不发生断裂两组数据, 分居 S-N 曲线两端, 低于 525MPa, 直至疲劳周次达到 10^8 , 试样也不再发生疲劳断裂, 出现疲劳极限。TT400 试样在 510MPa 至 490MPa 之间疲劳性能出现较大的分散性, 试样发生断裂的周次均在 3×10^6 周次之前, 在同一应力水平下, 出现分居于 S-N 曲线两端的两组数据, 低于 480MPa 直至 10^8 周次不再发生疲劳断裂。TT600 试样只在 480MPa 应力下出现上述疲劳性能分居 S-N 曲线两端的情形, 低于 470MPa 不再发生疲劳断裂。A900 试样的疲劳性能分散性较大的应力区间出现在 350MPa 至 340MPa 之间, 低于 325MPa 不再发生疲劳断裂。将 10^8 周次之前没有试样发生疲劳断裂的最大应力看作疲劳极限 σ_w , 则四组试样的疲

劳极限分别为：525MPa、480MPa、470MPa 和 325MPa。

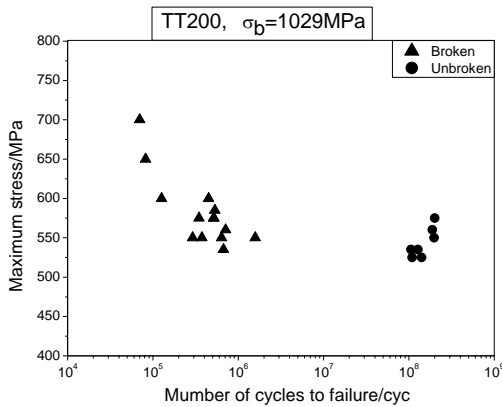


图 11 TT200 S-N 曲线
Fig.11 S-N curve of TT200

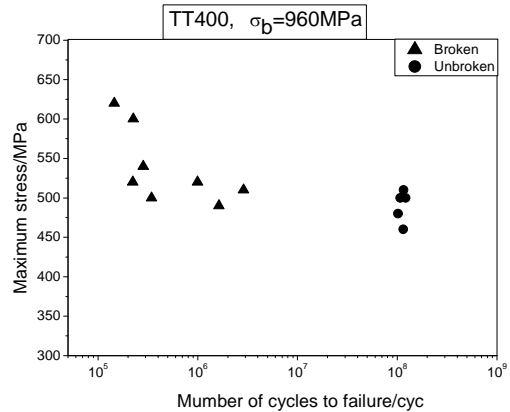


图 12 TT400 S-N 曲线
Fig.12 S-N curve of TT400

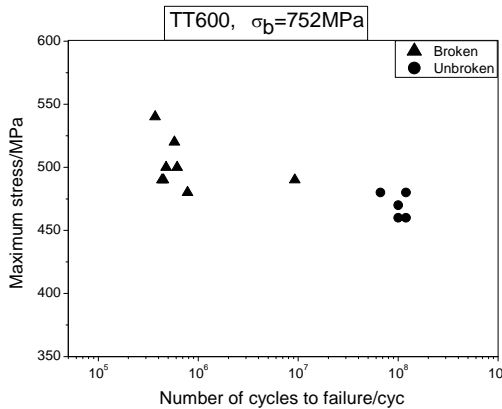


图 13 TT600 S-N 曲线
Fig.13 S-N curve of TT600

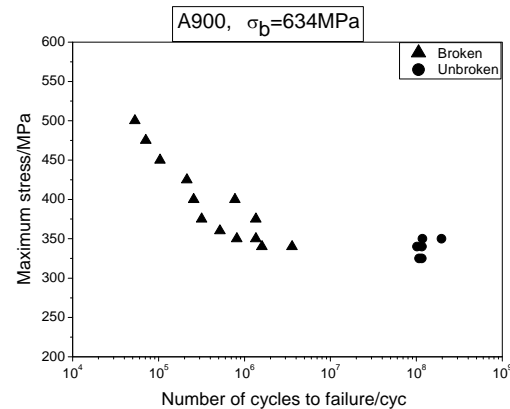


图 14 A900 S-N 曲线
Fig.14 S-N curve of A900

3 总结

微结构对材料的基本力学性能有着重要的影响，也对高周和超高周疲劳性能有重要影响。本文通过对高速列车车轴钢 25CrMo4 四种微结构的力学性能的研究，获得了不同微结构对基本力学性能和高周、超高周疲劳性能的影响。

1、在回火温度 200℃ 到 600℃ 之间，随着回火温度的升高， Fe_3C 析出量增加，板条马氏体形态逐渐消失，25CrMo4 钢的抗拉强度逐渐降低，屈强比升高，拉伸曲线从没有屈服点转变为具有明显屈服点。

2、在疲劳性能方面，随着回火温度的升高，疲劳极限从 525MPa 降低到 470MPa，疲劳性能分散性较大的区间从 40MPa 降低到一个应力水平，疲劳极限与抗拉强度之比 σ_w/σ_b 分别为 0.51、0.5 和 0.63。前两组 σ_w/σ_b 几乎相同，TT600 试样的 σ_w/σ_b 明显高于前两组。正火态 25CrMo4 的疲劳极限最低，为 325MPa， σ_w/σ_b 为 0.51，与 TT200 和 TT400 居于同一水平。

3、25CrMo4 钢在 10^8 周次之前未发生超高周疲劳断裂现象。四组试样均未出现 10^7 周次以上发生疲劳断裂的现象，也就是低于某一应力水平就不再发生疲劳断裂，即存在疲劳极限。

参考文献

- [1] British Standard. Railway applications-wheelsets and bogies-axles-product requirements. *BS EN13261:2003*. 2003.09
- [2] 周素霞. 高速列车空心车轴损伤容限理论与方法研究. [博士学位论文]北京:北京交通大学. 2009 (Zhou Suxia. Theory and method research on damage tolerance of the hollow axles of high speed trains. [PhD Thesis]Beijing:Beijing Jiaotong University.2009:(in Chinese))
- [3] T. Natio, H. Ueda, M. Kikuchi. Fatigue behavior of carburized steel with internal oxides and nonmartensitic near the surface. *Metallurgical Transactions A*,

1984. 15A: 1431-1436

- [4] Zhengqiang Lei, Youshi Hong, Jijia Xie, et al. Effects of inclusion size and location on very-high-Cycle fatigue behavior for high strength steels. *Materials Science & Engineering A*, 2012. 558:234-241
- [5] Chengqi Sun, Zhengqiang Lei, Jijia Xie, et al. Effects of inclusion size and stress ratio on fatigue strength for high-strength steels with fish-eye mode failure. *International Journal of Fatigue*, 2013. 48:19-27
- [6] T. Sakai. Review and prospects for current studies on very high cycle fatigue of metallic materials for machine structural use. *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, 2009.3(3):425-439
- [7] K. Shiozawa, Y. Morii, S. Nishino, et al. Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue*, 2006. 28:1521-1532
- [8] T. Sakai, B. Iian, M. Takeda, et al. Statistical duplex S-N characteristics of high carbon chromium bearing steel in rotating bending in very high cycle Regime. *International Journal of Fatigue*, 2010. 32: 497-504
- [9] Youshi Hong, Aiguo Zhao, Guaian Qian. Essential characteristic and influential factors for very-high-cycle fatigue behaviour of metallic materials. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009. 45(7):769-80
- [10] Aiguo Zhao, Jijia Xie, Cehngqi Sun, et al. Effects of strength level and loading frequency on very-high-cycle fatigue behavior for a bearing steel. *International Journal of Fatigue*, 2012. 38(5):46-56
- [11] T. Sakai, Y. Sato, Y. Nagano, et al. Effect of stress ratio on long life fatigue behavior of high carbon chromium bearing steel under axial loading. *International Journal of Fatigue*, 2006. 28(11):1547-54
- [12] Q. Wang, C. Bathias, N. Kawagoishi, et al. Effect of inclusion on subsurface crack initiation and gigacycle fatigue strength. *International Journal of Fatigue*, 2002. 24:1269-1274
- [13] Y. Murakami, N. Yokoyama, J. Nagata. mechanism of fatigue failure in ultralong life regime. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2002. 25(8-9):735-746
- [14] Y. Murakami, T. Nomoto, T. Ueda. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles). Part II: a Fractographic Investigation. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2000. 23(11):903-910
- [15] Y. Murakami, T. Nomoto, T. Ueda. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles). Part I: Influence of Hydrogen Trapped by Inclusions. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2000. 23(11):893-902
- [16] K. Shiozawa, L. Lu. Very-high-cycle fatigue behaviour of shot-peened high-carbon-chromium bearing steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2002. 25(8-9):813-822
- [17] K. Shiozawa, L. Lu, S. Ishihara. S-N curve characteristics and subsurface crack initiation behaviour in ultra-long life fatigue of a high -carbon-chromium bearing steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2001. 24(12):781-790
- [18] Y. Ochi, T. Matsumura, K. Masaki, et al. High-cycle rotating bending fatigue property in very long-life regime of high-strength steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2002. 25(8-9):823-830
- [19] Guaian Qian, Youshi Hong, Chengen Zhou. Investigation of high cycle and very-high-cycle fatigue behaviors for a structural steel with smooth and notched Specimens. *Engineering Failure Analysis*, 2010. 17:1517-1525
- [20] Jiwang Zhang, Liantao Lu, K. Shiozawa, et al. Analysis on fatigue property of microshot peened railway axle steel. *Materials Science and Engineering A*, 2011. 528:1615-1622
- [21] Aiguo Zhao, Jijia Xie, Chengqi sun, et al. Prediction of threshold value for FGA formation. *Materials Science and Engineering A*, 2011. 528:6872-6877
- [22] Zheng Duan, Xianfeng Ma, Huiji Shi, et al. Gigacycle fatigue behaviors of two SNCM439 steels with different tensile strength. *Acta Mechanica Sinica*, 2011. 27(5):778-784

Influence of microstructure on fatigue characteristics for 25CrMo4 steel ¹⁾

Zhang Xiaole^{*,+}, Li Yabo[#], Sun Chengqi⁺, Zheng xiuhua^{*}, Hong Youshi⁺²⁾

(School of Materials Science & Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)^{*} (Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China)⁺ (CSR Qingdao Siifang Co. LTD., Qingdao 266111, China)[#]

Abstract: Fatigue characteristics for 25CrMo4, an European code steel for high speed train axle, was studied in this paper. Four heat treatment procedures including quenching + high-temperature tempering, quenching + medium-temperature tempering, quenching + low-temperature tempering and normalizing were used in the experiment. Correspondingly, four types of microstructures were achieved; they are martensite, tempered troostite, tempered sorbite and ferrite + pearlite, respectively. The results of rotating bending fatigue experiments show no duplex or stepwise S-N curve for the four groups of specimens. Under a certain stress level, specimens did not failure even beyond 10⁸ cycles of loading. The influence of microstructure on the characteristics of high-cycle and very-high-cycle fatigue for 25CrMo4 steel was discussed.

Key words: 25CrMo4, microstructure, axle steel, very high cycle fatigue

1) The project was supported by the Natural Science Foundation of China (11172304, 11202210)

2) E-mail: hongys@imech.ac.cn