

## 钒对中碳非调质钢疲劳性能的影响\*

查小琴<sup>1,2)</sup> 惠卫军<sup>1,2)</sup> 雍岐龙<sup>1,2)</sup> 董瀚<sup>1)</sup> 翁宇庆<sup>1)</sup> 龙晋明<sup>2)</sup>

1) 钢铁研究总院先进钢铁材料技术国家工程研究中心, 北京 100081

2) 昆明理工大学材料与冶金工程学院, 昆明 650093

**摘要** 采用旋转弯曲疲劳实验研究了含钒的 38MnVS 钢与不含钒的 38MnS 钢在热锻态和退火态下的疲劳行为. 结果表明, V 元素主要通过析出强化和组织细化改善铁素体 + 珠光体型非调质钢的疲劳性能. 在热锻态, V(C, N) 呈细小弥散分布, 与铁素体间具有特定位向关系, 具有明显的析出强化和细化组织作用. 铁素体的强化使得疲劳裂纹萌生和扩展的抗力提高, 因而 38MnVS 钢的疲劳性能明显优于 38MnS 钢; 在退火态, V(C, N) 质点长大, 与铁素体间失去共格关系, 不再具有明显的析出强化作用, 因而退火态 38MnVS 钢的疲劳性能明显低于热锻态, 而与 38MnS 钢的疲劳性能相当.

**关键词** V 元素, 中碳非调质钢, 旋转弯曲疲劳

**中图法分类号** TG142, TG115

**文献标识码** A

**文章编号** 0412-1961(2007)07-0719-05

## EFFECT OF VANADIUM ON THE FATIGUE PROPERTIES OF MICROALLOYED MEDIUM-CARBON STEELS

ZHA Xiaojin<sup>1,2)</sup>, HUI Weijun<sup>1,2)</sup>, YONG Qilong<sup>1,2)</sup>, DONG Han<sup>1)</sup>, WENG Yuqing<sup>1)</sup>,  
LONG Jinming<sup>2)</sup>

1) National Engineering Research Center of Advanced Steel Technology, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081

2) Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Kunming University of Science & Technology, Kunming 650093

Correspondent: HUI Weijun, professor, Tel: (010)62182791, E-mail: wjhui@sina.com

Supported by National Basic Research Program of China (No.2004CB619104)

Manuscript received 2006-10-10, in revised form 2007-02-08

**ABSTRACT** The fatigue properties of vanadium-microalloyed ferrite-pearlite steel 38MnVS and steel 38MnS at different states were studied by using rotating-bending fatigue test. The results show that vanadium can improve the fatigue properties of ferrite-pearlite steel mainly through precipitation strengthening and grain refining mechanism. TEM examination shows that in the as-hot forged state, the fine V(C, N) particles with about 4 nm in diameter have specific orientation relationship with ferrite matrix and significant effect on precipitation strengthening and microstructure refinement. The strengthening effect of soft ferrite raised the slip band initiation stress and delayed crack initiation, the fatigue property of the as-hot forged steel 38MnVS is much higher than that of steel 38MnS. In the as-annealed state, the initial fine V(C, N) particles coarsen and are incoherent with ferrite matrix, and have little effect on precipitation strengthening. Therefore, the fatigue property of the as-annealed steel 38MnVS is lower than that of the as-hot forged and is comparable to that of the steel 38MnS.

**KEY WORDS** vanadium, microalloyed medium-carbon steel, rotating bending fatigue

与其它微合金化元素相比, 在变形后的冷却过程中, V 元素的碳氮化物的析出强化作用最强, 其强化作用在较宽的温度范围内处于较高的水平, 且变化不大, 因而在铁素体 + 珠光体型非调质钢中, 多采用单独添加 V 或以 V

为主, 同时添加 Ti, Nb 的复合微合金化<sup>[1-7]</sup>. V 对铁素体 + 珠光体型非调质钢微观组织和强韧性的影响已有较多的研究工作<sup>[1,2,4-9]</sup>, 而对疲劳性能影响的研究工作则很少<sup>[9-11]</sup>. 随着非调质钢越来越多地被用来制造有疲劳强度设计要求的运动部件如曲轴、连杆、前轴等, 对其疲劳性能的要求就显得越来越重要. 本文选用商业生产的中碳含 V 非调质钢 38MnVS 在热锻和缓冷退火后进行旋转弯曲疲劳实验, 并与不含 V 的商业 38MnS 钢进行对比, 探讨 V 元素对其疲劳性能的影响.

\* 国家重点基础研究发展规划资助项目 2004CB619104

收到初稿日期: 2006-10-10, 收到修改稿日期: 2007-02-08

作者简介: 查小琴, 女, 1975 年生, 硕士生

## 1 实验方法

实验用料为商业生产的直径 90 mm 的 38MnVS 和 38MnS 钢热轧圆棒, 化学成分见表 1. 首先将热轧圆棒改锻成直径 18 mm 的圆棒, 终锻温度大于 850 °C, 锻后堆冷. 改锻圆棒一部分直接加工成标准拉伸试样 ( $l_0 = 5d_0$ ,  $d_0 = 5$  mm) 和旋转弯曲疲劳试样 (标距段直径为 5.97 mm, 长度为 30 mm)(以下称锻态); 另一部分则经缓冷退火 (900 °C 保温 45 min 后开炉门冷至 300 °C 出炉空冷) 后, 再加工成上述标准拉伸试样和旋转弯曲疲劳试样 (以下称退火态).

旋转弯曲疲劳实验按照 GB4337-84 进行. 实验在室温下于 PQ1-6 型旋转弯曲疲劳试验机上进行. 实验机为四点加力, 旋转速度为 5000 r/min, 循环特征为  $R=-1$ , 实验一直进行到试样失效或达到  $10^7$  次时为止, 用升降法求疲劳极限.

金相试样用 3% 的硝酸酒精溶液浸蚀后, 在光学显微镜下观察微观组织特征并用 SISC IAS V8.0 金相图像分

析软件测量组织中的铁素体体积分数. 在扫描电镜 (SEM) 照片上测量珠光体片层间距. TEM 样品经机械和双喷减薄后在 H-800 型透射电镜 (TEM) 下观察. 分别在 TIME HV-10A 型 Vickers 硬度计与 MVK-E 型显微 Vickers 硬度计上测量疲劳试样的 Vickers 硬度 (载荷 98 N) 及微观组织 (珠光体、铁素体) 的显微 Vickers 硬度 (载荷 0.098 N), 实验结果均为 5 个有效数据的平均值. 在测量不同相的显微 Vickers 硬度时, 对于单相面积较小的相区, 应尽量保证压头菱形在同一相区, 对于单相面积较大的相区, 应尽量保证压头菱形在同一相区中心处. 硬度测量及组织观察部位均在试样的心部. 在 S-4300 型场发射 SEM 下观察疲劳断口的形貌, 确定断裂机制.

## 2 实验结果及分析

### 2.1 微观组织特征

实验料热锻及缓冷退火态的金相组织见图 1. 可见, 二者的组织均为铁素体 + 珠光体, 热锻态组织细于退火

表 1 实验钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of the steels tested

Steel	(mass fraction, %)							
	C	Si	Mn	P	S	V	O	N
38MnS	0.39	0.57	1.40	0.013	0.050	-	0.0017	0.009
38MnVS	0.37	0.18	1.32	0.0082	0.061	0.12	0.0017	0.011

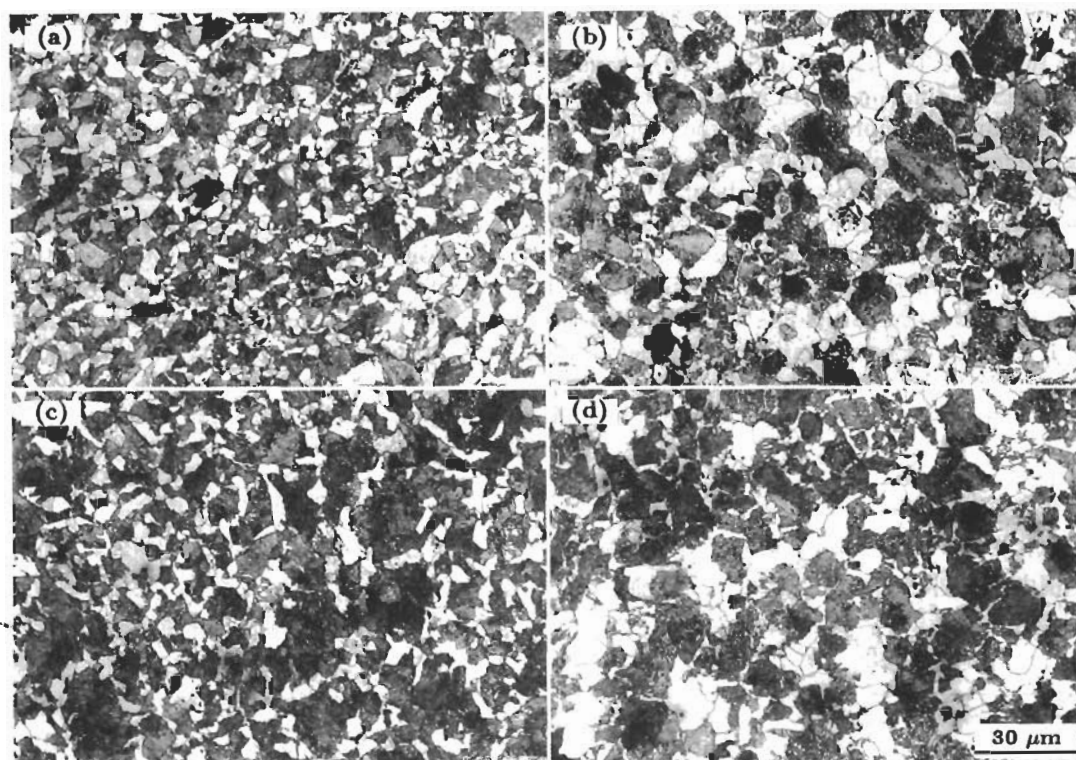


图 1 实验钢的金相组织

Fig.1 Optical microstructures of the two tested steels consisted of ferrite and pearlite, as-forged (end temperature 850 °C (a) and as-annealed (900 °C /45 min) (b) 38MnVS steels exhibiting both higher content of ferrite and finer microstructure than as-forged (c) and as-annealed (d) 38MnS steels

表 2 实验料的微观组织参数测定结果  
Table 2 Hardness and microstructural parameters of the investigated steels

Steel	HV	Microhardness of pearlite, HP	Microhardness of ferrite, HF	$H_P/H_F$ of ferrite Vf	Volume fraction of pearlite	Lamellar spacing
	HV <sub>10</sub>	HV <sub>0.05</sub>	HV <sub>0.05</sub>		%	$\mu\text{m}$
38MnS-AF	240	245	178	1.38	22.6	0.20
38MnVS-AF	239	250	191	1.31	28.8	0.16
38MnS-AA	211	254	171	1.48	26.2	0.25
38MnVS-AA	212	249	159	1.57	30.8	0.19

Note: AF refers to as-forged, AA refers to as-annealed

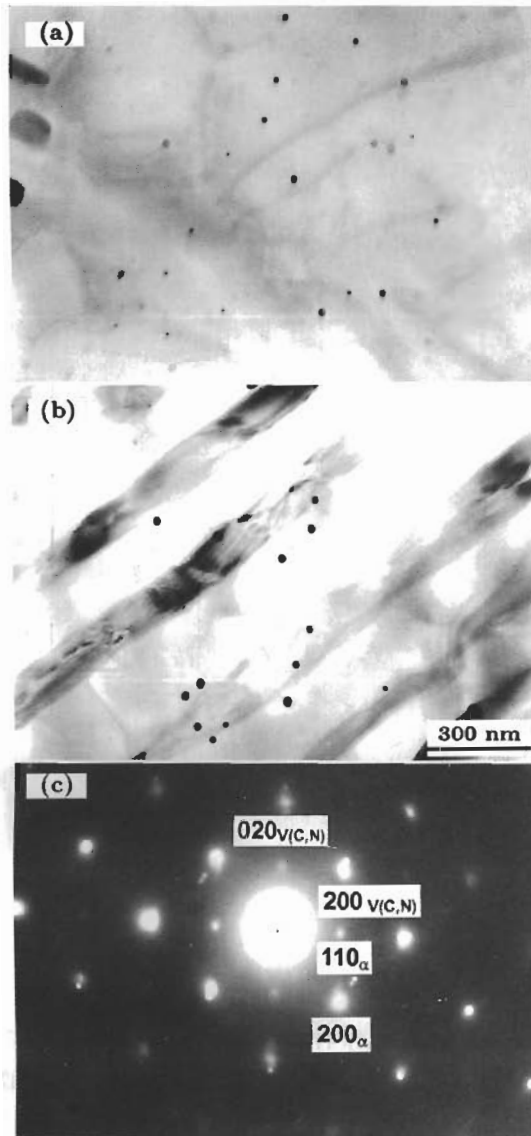


图 2 38MnVS 钢中铁素体、珠光体中析出的 V(C,N) 质点及其衍射花样

Fig.2 TEM images (a, b) of 38MnVS steel in as-annealed state, fine V(C, N) particles distributed within ferrite (a) and pearlite (b), and composite EDP of  $[001]_{\alpha-Fe}$  and  $[001]_{V(C,N)}$  (c)

态组织；无论在热锻态还是退火态，38MnVS 钢的组织均明显细于 38MnS 钢。

表 2 为实验料的微观组织参数测定结果。可以看出，对于 38MnVS 钢，其铁素体含量增加，珠光体片层间距减小。这主要是由于 V 为强碳化物形成元素，与钢中的 C, N 元素结合形成 V(C,N)，固定了钢中一部分 C，因而提高了钢中铁素体体积分数；加热时部分固溶于奥氏体中的 V，能提高过冷奥氏体的稳定性，降低转变温度，使 C 扩散困难，因而减小珠光体片层间距<sup>[1]</sup>。对于热锻态，含 V 钢的铁素体硬度明显增加，珠光体硬度稍有增加，因而珠光体与铁素体的硬度比  $H_p/H_f$  减小。对于退火态，含 V 钢的珠光体硬度特别是铁素体硬度反而降低， $H_p/H_f$  提高，这主要与 V(C, N) 质点的状态有关。TEM 观察表明，无论在铁素体中还是在珠光体中，V(C, N) 质点均呈弥散分布，见图 2。在 TEM 照片上对热锻态和退火态至少 50 个 V(C, N) 质点的尺寸进行了统计。热锻态钢中的 V(C, N) 质点的平均尺寸为 4.3 nm；退火时由于冷速慢，保温时间长，V(C, N) 质点按 Ostwald 熟化机制长大，其平均尺寸约 28.6 nm。错配度理论计算结果表明，V(C, N) 质点与铁素体间保持共格关系的临界尺寸为 5.19 nm，保持半共格关系的临界尺寸为 14.50 nm<sup>[1]</sup>。因此，热锻态 V(C, N) 质点与铁素体间呈一定位向关系，细化晶粒和强化效果显著；而退火态 V(C, N) 质点粗大，对奥氏体晶界的钉扎作用减弱，因而细化晶粒和强化效果减弱，见表 3。

### 2.2 疲劳性能

图 3 为实验料旋转变曲疲劳实验的 S-N 曲线，表 3 为实验料强度和疲劳实验结果。由图 3 及表 3 可知，对于热锻态，38MnVS 钢和 38MnS 钢的抗拉强度相当，但前者的疲劳性能明显优于后者，即前者的疲劳极限  $\sigma_{-1}$  在相同应力水平（高于疲劳极限）下的断裂寿命均明显高于后者；对于退火态，二者的抗拉强度和疲劳极限均基本一致。此外，对于同一钢种，热锻态的抗拉强度和疲劳极限均明显高于退火态。由于强度对疲劳极限有显著的影响，因而需进行归一化处理，即需用疲劳极限与抗拉强度的比

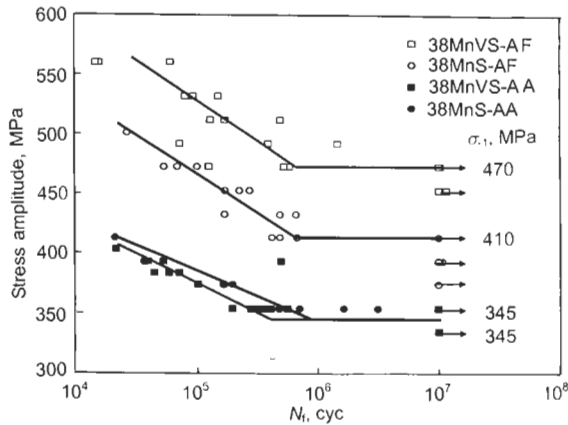


图 3 实验钢的旋转弯曲疲劳 S-N 曲线

Fig.3 S-N curves obtained by rotating bending fatigue for the tested steels

表 3 实验钢的强度及疲劳性能

Table 3 Summary of tensile strength and fatigue limit

Steel	Tensile strength $R_m$ , MPa	Fatigue limit $\sigma_{-1}$ , MPa	Fatigue limit ratio $\sigma_{-1}/R_m$
38MnS-AF	842	410	0.48
38MnVS-AF	858	470	0.53
38MnS-AA	725	345	0.48
38MnVS-AA	703	345	0.49

值  $\sigma_{-1}/R_m$  来进行比较. 由表 3 可见, 热锻态的 38MnVS 钢具有最高的疲劳极限比 0.53, 而退火态 38MnVS 钢与退火态和热锻态 38MnS 钢的疲劳极限比均基本一致.

上述结果表明, 非调质钢中添加 V 元素, 能够明显地改善实验料在热锻态的疲劳性能, 而对退火态的疲劳性能影响则不明显. 显然, 这种变化与实验料在不同状态下的微观组织特别是 V(C, N) 的特征有关.

对 38MnVS 和 38MnS 实验钢所有疲劳断口的 SEM 观察表明, 疲劳断裂均萌生于试样表面 (见图 4a, b), 未见非金属夹杂物引起的疲劳断裂; 疲劳裂纹扩展区均以准解理断裂为主 (见图 4c, d).

### 3 讨论

对于铁素体 + 珠光体型非调质钢, 由于铁素体相的硬度低于珠光体相, 因而在疲劳往复应力的作用下, 塑性滑移变形往往主要集中于软相铁素体中, 硬相珠光体中则往往难以产生塑性滑移变形<sup>[10]</sup>, 因此疲劳早期裂纹往往萌生于铁素体中邻近铁素体 / 珠光体界面处, 并优先沿铁素体相扩展, 对 38MnVS 钢热轧态疲劳试样表面疲劳裂纹扩展情况的观察结果亦证实了这一点, 见图 5. 这表明, 提高铁素体的塑性滑移变形抗力即提高其强度和硬度

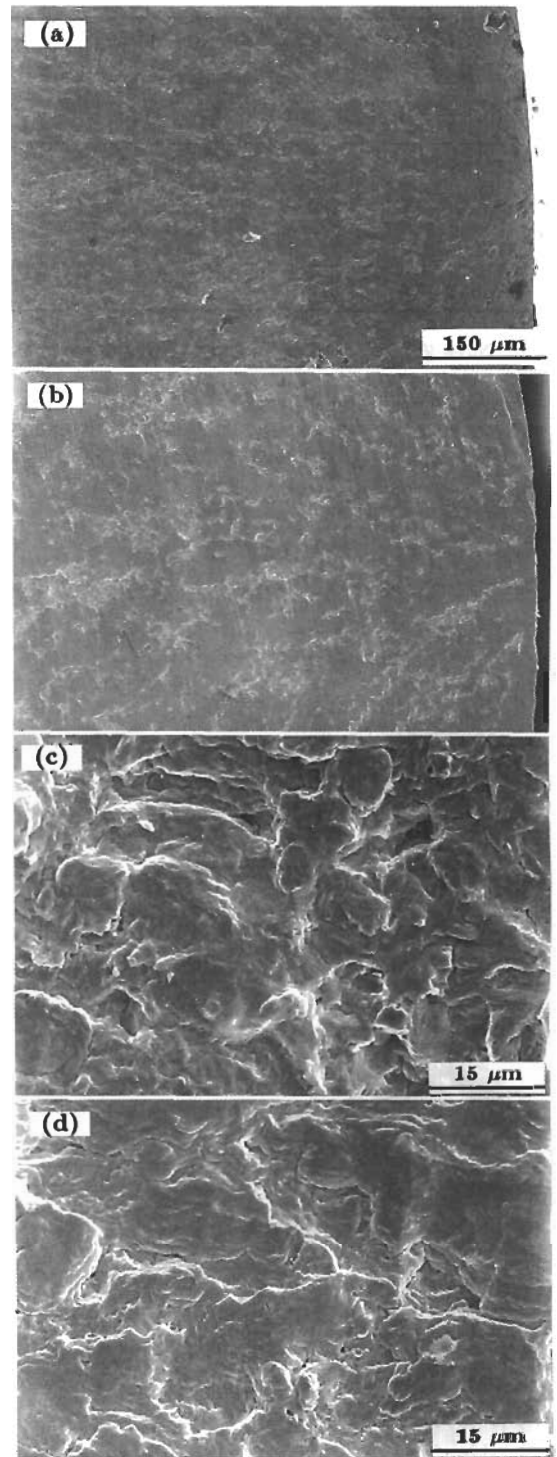


图 4 实验钢疲劳裂纹萌生及扩展区的 SEM 形貌

Fig.4 Fractographs of as-forged 38MnS steel (a, c) and 38MnVS steel (b, d) under rotating bending fatigue conditions of  $\sigma_a=431$  MPa,  $N_f=6.58 \times 10^5$  cyc (a),  $\sigma_a=471$  MPa,  $N_f=1.26 \times 10^5$  cyc (b),  $\sigma_a=471$  MPa,  $N_f=1.00 \times 10^5$  cyc (c),  $\sigma_a=471$  MPa,  $N_f=3.83 \times 10^5$  cyc (d), showing crack initiation from specimen surface and propagation in a way of quasi-cleavage fracture

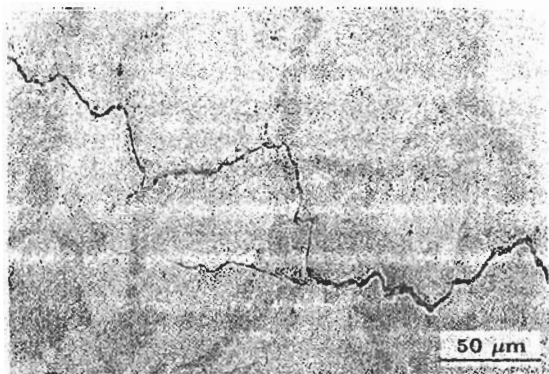


图5 38MnVS热轧态疲劳试样表面疲劳裂纹扩展的SEM形貌

Fig.5 SEM photograph of rotating bending fatigued specimen of as-hot rolled 38MnVS steel, showing crack preferentially propagated in the ferrite regions

能够改善铁素体 + 珠光体型钢的疲劳性能。

如前所述, 钢中加V能够形成弥散的V的碳氮化物V(C, N)。处于共格状态的细小弥散V(C, N)粒子能够提高珠光体特别是铁素体的硬度, 而处于非共格状态的粗大V(C, N)粒子的强化作用消失, 因此, 38MnVS钢热锻态的疲劳性能明显优于退火态, 亦明显优于不含V的38MnS钢; 但若V(C, N)粒子尺寸足够大, 就有可能成为疲劳裂纹源, 尤其在超高周疲劳条件下<sup>[12]</sup>。此外, 热锻态38MnVS钢的组织细小和较为均匀, 特别是具有较多的晶内铁素体和低的珠光体片层间距, 亦是其具有良好疲劳性能的一个重要原因。这表明V对疲劳性能的改善作用与其状态及其所影响的微观组织特征有关。

强度对高强度钢的疲劳性能有显著的影响。通常, 当钢的抗拉强度 $R_m$ 低于约1200 MPa时, 疲劳极限与 $R_m$ 之间存在以下线性经验关系<sup>[13]</sup>:

调质马氏体钢

$$\sigma_{-1} \approx 0.5R_m \quad (1)$$

正火碳素钢

$$\sigma_{-1} \approx 0.4R_m \quad (2)$$

从表3中可以看出, 38MnVS钢热锻态的疲劳极限比高达0.53, 明显高于调质马氏体钢, 这显然主要与V元素的作用有关; 而38MnVS钢退火态和38MnS钢热锻、退火态的疲劳极限比基本一致(0.48—0.49), 接近0.5, 即其疲劳极限比接近调质马氏体钢的水平, 而明显高于传统

正火碳素钢的疲劳极限比, 这可能与实验料中较高的Mn, S含量有关, 有待深入研究。

#### 4 结论

V元素能够明显地改善铁素体 + 珠光体型的中碳非调质钢的疲劳性能, 但其作用受其状态的影响。在热锻态, V的碳氮化物V(C, N)呈细小弥散分布, 且与铁素体间保持共格关系, 具有明显的析出强化和细化组织作用, 铁素体的强化使得疲劳裂纹萌生和扩展的抗力提高, 因而38MnVS钢的疲劳性能明显优于38MnS钢; 在退火态, V(C, N)质点熟化长大, 与铁素体间呈非共格关系, 不再具有明显的析出强化作用, 因而退火态38MnVS钢的疲劳性能明显低于热锻态, 而与38MnS钢的疲劳性能相当。V元素主要通过析出强化和组织细化的机制而改善铁素体 + 珠光体型非调质钢的疲劳性能。

#### 参考文献

- [1] Dong C R, Ren H P, Jin T Z. *Microalloyed Non-quenched and Tempered Steels*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000: 27  
(董成瑞, 任海鹏, 金同哲. 微合金非调质钢. 北京: 冶金工业出版社, 2000: 27)
- [2] Engineer S, Huchtemann B, Schuler V. *Mater Technol*, 1987; 58: 369
- [3] Naylor D J. *Ironmaking Steelmaking*, 1989; 16: 246
- [4] Inoue T, Katsumata M. *J Heat Treat*, 1993; 33: 11  
(井上 毅, 藤亦正昭. 热处理, 1993; 33(1): 11)
- [5] Cristinacce M, Reynolds P E. In: Van Tyne C J, Krauss G, Matlock D K eds, *Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels*, Warrendale, PA: TMS, 1996: 29
- [6] Dini G, Vaghefi M M, Shafyei A. *ISIJ Int*, 2006; 46(1): 89
- [7] Niwa S, Machid I, Kato T, Uyehara N, Tanaka Y. *SAE Technical Report*, No.810426
- [8] Inoue K, Nakamura S. In: Van Tyne C J, Krauss G, Matlock D K eds, *Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels*, Warrendale, PA: TMS, 1996: 345
- [9] Inoue K, Nakamura S. *J Electr Steel Making*, 1994; 65(1): 22  
(井上幸一郎, 中村真行. 电气制钢, 1994; 65(1): 22)
- [10] Nomura I. *J Heat Treat*, 1999; 39: 289  
(野村一卫. 热处理, 1999; 39(6): 289)
- [11] Toyama K. *CAMP-ISIJ*, 2002; 15: 491
- [12] Zhang J M, Li S X, Yang Z G, Li G Y, Hui W J, Wen Y Q. *Int J Fatigue*, 2007, in press
- [13] Sawai T, Matsuoka S, Tsuzaki K. *Tetsu-Hagané*, 2003; 89(6): 104  
(泽井达明, 松冈三郎, 津崎兼彰. 铁と钢, 2003; 89(6): 104)