

DOI: 10.3901/JME.2022.14.233

# 微合金化钢轨淬火工艺的优化及其疲劳 裂纹扩展行为研究\*

陈林<sup>1</sup> 戴宇恒<sup>1</sup> 崔健伟<sup>2</sup> 周庆飞<sup>1</sup> 岑耀东<sup>1</sup>

(1. 内蒙古科技大学材料与冶金学院 包头 014010;

2. 内蒙古第一机械集团有限公司 包头 014032)

**摘要:** 为量化分析微合金化与淬火工艺、裂纹扩展的关联性,寻找修正钢轨淬火时所产生自回火现象的方法,通过对 GGX-G 重轨钢和自行开发设计的微合金元素重轨试验钢在 8 °C/s 淬火冷速与 8 °C/s 淬火冷速自回火后展开疲劳裂纹扩展试验,结果表明:未热处理态下,试验钢疲劳寿命优于 GGX-G 钢 11 万次;在经 8 °C/s 冷速及 8 °C/s 冷速自回火工艺后,由 77 万次均提升至 107 万次,自回火未影响试验钢的疲劳寿命,仍有良好的疲劳性能;淬火后试验钢在 II 区均出现的慢速扩展区,且自回火后试验钢的  $\Delta K$  范围更高,微合金化后的钢轨对自回火所造成的疲劳性能降低有着优良的抗性;淬火工艺后的试验钢均优于国标要求,且 8 °C/s 淬火冷速与 8 °C/s 淬火冷速自回火的疲劳断口未见差异,同样表明自回火对试验钢的综合疲劳性能影响甚微,有着良好的抗自回火能力。通过向钢轨中添加一定的微合金元素,不仅提升了淬火后钢轨的疲劳性能,同时也修正了自回火对钢轨性能的影响。

**关键词:** 合金元素; 重轨钢; 淬火工艺; 自回火; 裂纹扩展

**中图分类号:** TG142

## Optimization of Quenching Process and Fatigue Crack Growth Behavior of Microalloyed Rail

CHEN Lin<sup>1</sup> DAI Yuheng<sup>1</sup> CUI Jianwei<sup>2</sup> ZHOU Qingfei<sup>1</sup> CEN Yaodong<sup>1</sup>

(1. School of Material and Metallurgy, Inner Mongolia University of Science & Technology, Baotou 014010;

2. Inner Mongolia First Machinery Group Corporation, Baotou 014032)

**Abstract:** In order to quantitative analysis of the correlation between microalloying with quenching process and crack growth, to find a way to correct the phenomenon of self-tempering during rail quenching, through the fatigue crack growth test of GGX-G heavy rail steel and self-developed and designed microalloyed element heavy rail experimental steel after quenching and cooling rate of 8 °C/s and quenching and cooling rate of 8 °C/s and self-tempering, the results show that under the condition of no heat treatment, the fatigue life of the experimental steel is better than that of GGX-G steel for 0.11 million times; after 8 °C/s cold speed and 8 °C/s cold speed self-tempering process, it has been increased from 0.77 million times to 1.07 million times, and self-tempering does not affect the fatigue life of the steel, and still has good fatigue performance; after quenching, there is a slow propagation zone in zone II of the experimental steel, and the  $\Delta K$  range of the experimental steel is higher after self-tempering, the microalloyed rail has excellent resistance to the reduction of fatigue properties caused by self-tempering; the experimental steels after quenching process all meet the requirements of national standard, and the fatigue fracture surface of 8 °C/s quenching cooling rate is similar to that of 8 °C/s quenching cooling rate, which also indicates that self-tempering has little effect on fatigue properties of experimental steels, it has

\* 国家自然科学基金(51361021)、内蒙古自治区科技重大专项(ZDZX2018024)、内蒙古自然科学基金(2019LH05016)、内蒙古自治区高等学校科学技术研究(NJZY20089)和内蒙古科技大学创新基金(2019QDL-B06)资助项目。20210103 收到初稿, 20211109 收到修改稿

strong self-tempering resistance. The addition of microalloyed elements not only improves the fatigue performance of quenched rail, but also corrects the effect of self-tempering on rail performance.

**Key words:** alloying element; heavy rail steel; quenching process; self-tempering; crack propagation

## 0 前言

当今铁路需求正向高速、大运量方向发展,而钢轨的性能是保证行车安全的基础上,提升运行效率、解决运输压力的必要条件<sup>[1-6]</sup>。

热处理是提升钢轨的性能的重要方式。相关研究人员一般采用轧后空冷离线淬火,或是整体在线淬火<sup>[7]</sup>。其中,在线热处理后的钢轨性能更好,但依据现场采集的数据,在线热处理的终冷温度为 450 ℃,淬火后会出现钢轨反红的现象,也就是自回火。自回火会导致钢轨的硬度降低,从而降低了钢轨的抗裂纹扩展能力<sup>[8]</sup>。

添加微合金元素同样可以提升钢轨性能。钢轨中常用的合金元素有 C、Mn、Si 等,为了进一步提高钢轨的性能还会加入 Cr、Mo、V、Nb 及 RE 元素镧、铈等。研究表明<sup>[9-12]</sup>,合金元素的添加主要是通过推迟珠光体转变温度,细化珠光体片层间距,以此提高钢轨的耐磨性、韧性和强度。此外,添加 Cr、Mo 同样推迟了珠光体转变,提高了钢轨的淬透性;添加 Nb 可以细化晶粒和产生沉淀强化,可提高钢轨的强韧性<sup>[13-14]</sup>。

在钢中添加合金元素,多是希望合金元素能在热处理过程中的组织转变起到作用<sup>[15]</sup>,合金元素可以使 C 曲线位置右移,临界冷却速度减小,从而提高钢的淬透性,如元素 Cr。添加合金元素还可以提高钢的抗裂纹扩展能力<sup>[16]</sup>;钢轨在服役的过程中,因轮轨接触,会在表面或次表面产生疲劳裂纹,裂纹扩展而导致疲劳断裂会严重危及行车安全。CEN 等<sup>[17]</sup>研究了钢轨在不同淬火工艺下的裂纹扩展行为,淬火冷速的增大会降低疲劳裂纹扩展速率,这是由于随着冷速的增大,珠光体的片层间距变细,球团直径的变小。更小更细的片层与球团体增加了锯齿状裂纹生长路径的数量,有助于抑制疲劳裂纹生长;对于生产现场淬火产生的自回火现象,研究表明<sup>[8]</sup>,自回火后钢轨没有近门槛区,会加快淬火钢轨的疲劳裂纹扩展速率,降低钢轨的疲劳扩展寿命,且淬火冷速越快,自回火对钢轨性能的影响越大,研究钢轨的淬火工艺时,需要考虑自回火对钢轨淬火组织的影响。

然而对于添加微合金元素后,合金元素对钢轨的淬火性能影响,钢轨淬火组织与裂纹扩展的关联性,鲜有文献进行量化分析。因此,研究添加合金元素的钢轨在一定淬火工艺下的裂纹扩展行为具有重要意义。本文以 75 kg/m GGX-G 重轨钢与自行研发设计的微合金元素 Cr-Nb 钢轨为研究对象,通过以生产现场为背景的淬火工艺试验和以实际服役损伤为背景的裂纹扩展试验,探索了钢轨微合金化与钢轨淬火性能、抗裂纹扩展能力及抗自回火能力的关系,为确保钢轨质量提供了科学、合理的试验基础,同时为工业生产提供理论依据。

## 1 试验材料与试验方法

材料为自行开发设计的含微合金元素 Cr-Nb 钢轨以及由某厂提供的 75 kg/m GGX-G 钢轨,化学成分如表 1 所示。依据铁路标准(TB/T 2344—2012)《45 kg/m~75 kg/m 钢轨订货技术条件》,试验用紧凑型拉伸试样(CT 试样)取自 75 kg/m 的 GGX-G 重轨钢轨头位置,取样方式如图 1 所示。根据国家标准(GB/T6398—2000)《金属材料疲劳裂纹扩展速率实验方法》确定 CT 试样尺寸,尺寸如图 2 所示。

表 1 试验材料化学成分(质量分数) %

型号	C	Mn	P	S	Cr、Nb、RE	Si
试验钢	0.841	0.966	≤0.025	≤0.015	≤0.55	0.70
GGX-G	0.820	1.05	≤0.025	≤0.015	≤0.6	0.78

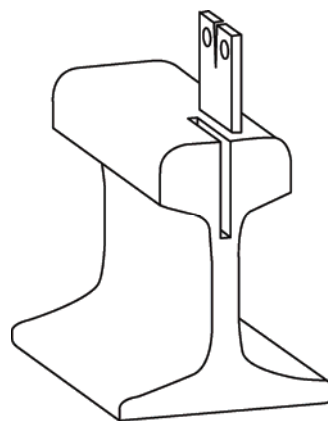


图 1 CT 试样取样位置

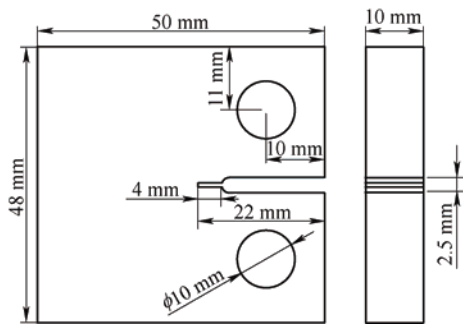


图 2 CT 试样尺寸

疲劳裂纹扩展试验通过 SincoTec 电磁共振高频疲劳试验机进行, 现场试验过程如图 3 所示。依据铁路标准, 最大、最小载荷分别设定为  $F_1=8\text{ kN}$ 、 $F_2=4\text{ kN}$ , 应力幅  $F_m=2\text{ kN}$ , 应力比  $R=0.5$ 。采用显微目测法测量疲劳裂纹长度, 进行数据处理, 得到疲劳裂纹扩展速率, 通过公式拟合划分近门槛区、Paris 区、瞬断区及 Paris 区的快速扩展区和慢速扩展区。并依铁标要求测定应力强度因子范围  $\Delta K$  为  $10\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  和  $13.5\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时的疲劳裂纹扩展速率  $da/dN$ 。利用 QUANTA-400 扫描显微镜观察裂纹在该应力强度因子范围下的疲劳断口形貌。

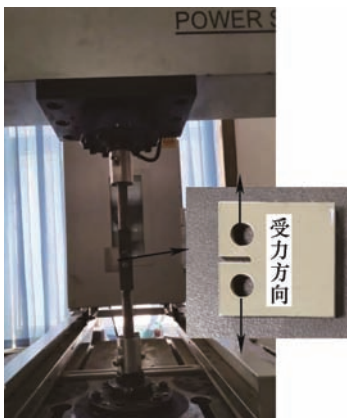


图 3 疲劳裂纹扩展试验过程

将未进行实验室淬火工艺的 GGX-G 钢轨及试验钢称为未热处理态(轧态)。依据现场实际在线热处理情况及之前的试验<sup>[8, 17]</sup>, 即自回火前的淬火冷速越快, 自回火后钢轨性能降低的越明显, 选取  $8\text{ }^\circ\text{C/s}$  冷速及  $8\text{ }^\circ\text{C/s}$  冷速自回火实验室淬火工艺。具体淬火工艺如图 4 所示,  $8\text{ }^\circ\text{C/s}$  冷速终冷温度为  $570\text{ }^\circ\text{C}$ , 相变后返温温度为  $635\text{ }^\circ\text{C}$ , 返温时间  $12\text{ s}$ , 对淬火以后的试样按照图 5 的回火冷却工艺, 以模拟自回火现象。实验室淬火工艺通过自行研发的冷却设备控制冷却速度<sup>[18]</sup>, 冷却设备可喷吹不同压力的汽、水、雾实现不同冷速的降温。

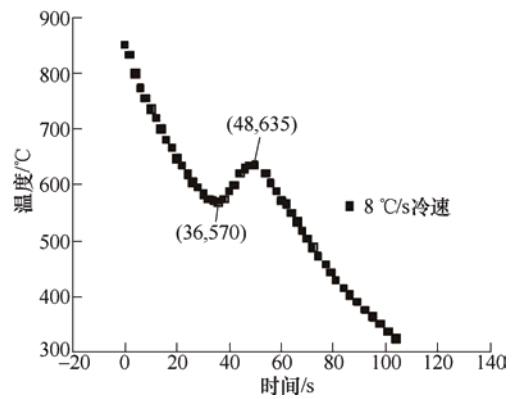
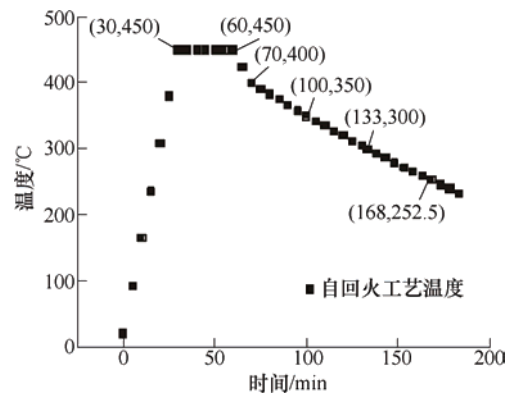
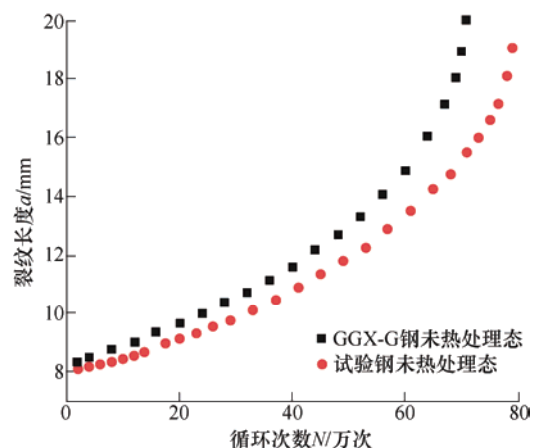
图 4 试验钢  $8\text{ }^\circ\text{C/s}$  冷速淬火工艺

图 5 试验钢自回火淬火工艺

## 2 试验结果与分析

### 2.1 疲劳裂纹扩展 $a-N$ 曲线

对比分析 GGX-G 钢和试验钢未热处理态的  $a-N$  曲线<sup>[17]</sup>, 如图 6 所示。由图可见, 未热处理态下的试验钢疲劳循环次数高于 GGX-G 钢, 试验钢循环次数为 77 万次, GGX-G 钢为 66 万次, 但其断裂前的裂纹长度略低。同时, 在相同的裂纹长度下, 试验钢承载的循环次数要多于 GGX-G 钢。这说明, 在添加微合金化元素后, 钢轨在裂纹扩展抗性上有了明显的提升。

图 6 GGX-G 钢与试验钢未热处理态  $a-N$  曲线对比

统计未热处理态、8℃/s冷速及8℃/s冷速自回火淬火工艺后的试验钢的疲劳裂纹长度 $a$ 以及循环次数 $N$ ,统计数据并绘制 $a-N$ 曲线(图7)。如图所示试验钢未热处理态试样循环次数和裂纹扩展长度均低于8℃/s冷速和8℃/s冷速自回火试样,且在相同的裂纹长度下,未热处理态承载的循环次数最少。8℃/s冷速与其自回火后 $a-N$ 曲线基本重合,这是由于试验钢淬火后性能稳定,自回火并未改变其显微结构,导致其疲劳性能基本无变化。

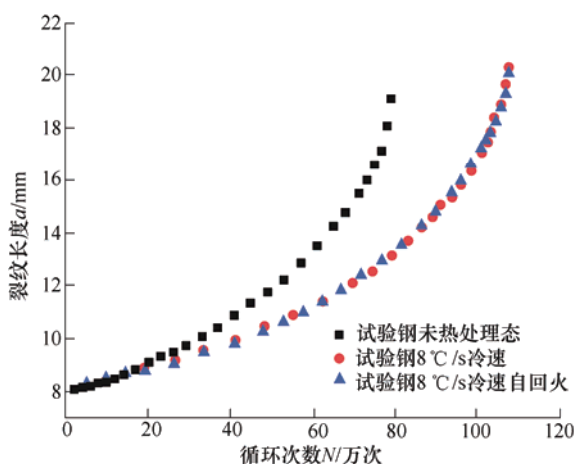


图7 试验钢不同淬火工艺的 $a-N$ 曲线

## 2.2 裂纹扩展速率

将通过显微目测法记录的裂纹长度与疲劳试验机所记录的循环次数整理后分别绘制试验钢未热处理态、8℃/s冷速、8℃/s冷速自回火三种情况下的 $a-N$ 曲线,并进行以下分析。

在双对数坐标下, $da/dN$ 与应力强度因子范围 $\Delta K$ 呈线性关系。故对未热处理态疲劳裂纹扩展速率曲线上的近似直线部分利用Paris公式 $da/dN = C\Delta K^m$ 进行线性拟合。通过方法<sup>[19]</sup>进行分区:由图8可见, $da/dN-\Delta K$ 曲线与拟合直线的第一个相交的点即为裂纹由近门槛区向Paris区转变的点(设为 $N$ ),与拟合直线最后相交的点即为裂纹由Paris区向瞬断区

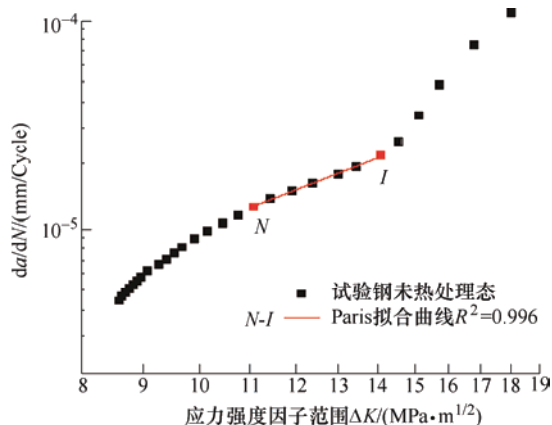


图8 未热处理态试验钢疲劳裂纹扩展速率曲线

转变的点(设为 $I$ )。

试验钢未热处理态试样疲劳裂纹扩展速率曲线通过 $N$ 点及 $I$ 点分为三个扩展区,由于应力强度因子范围与裂纹长度呈对应关系,故可在 $a-N$ 曲线中确定裂纹扩展的Paris区,从而精确划分三区,即I区近门槛区、II区Paris区、III区瞬断区,如图9所示。

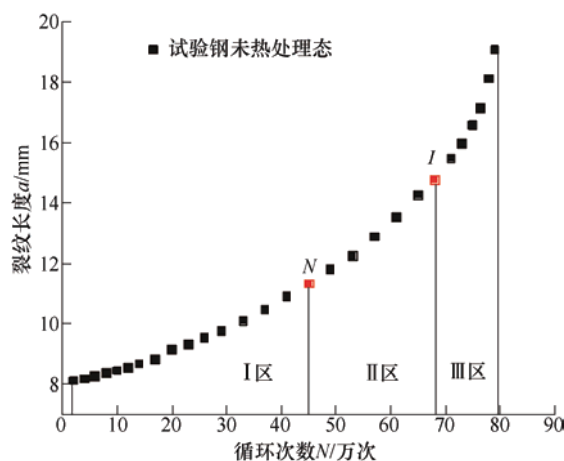


图9 未热处理态试验钢 $a-N$ 曲线及分区

可以看出由I区向II区过渡并不明显,这是由于裂纹在起始阶段扩展速率较快引起的。图10为未热处理态试验钢疲劳裂纹扩展各阶段占比, I区循环次数占整个过程的56%, III区的 $\Delta K$ 范围占比为49%,而II区的 $\Delta K$ 范围、循环次数 $N$ 与裂纹长度 $a$ 的分别为28%、30%与31%,这说明,试验钢未热处理态试样在裂纹扩展过程中稳定扩展区占比少,裂纹跨过近门槛区进入II区后在II区停留时间短,很快进入瞬断区。

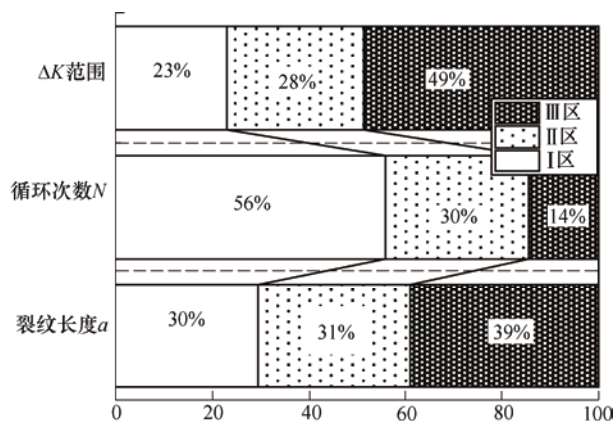


图10 未热处理态试验钢疲劳裂纹扩展各阶段占比

对8℃/s冷速疲劳裂纹扩展曲线使用与未热处理态划分Paris区的同样方法确定 $N$ 、 $I$ 点,如图11所示。由图12可见,8℃/s冷速下疲劳裂纹扩展速率曲线共有两个扩展区,即, I区近门槛区和II区Paris区,其中II区因扩展速率不同,疲劳裂纹扩展速率发生了由慢到快的变化,分为慢速扩展区和快



速扩展区。为确定快速扩展区与慢速扩展区的转折点, 通过方法<sup>[19]</sup>对 8 °C/s 冷速试样的  $a-N$  曲线的 Paris 阶段利用式(1)进行数据拟合, 拟合结果的  $R^2$  为 0.99, 拟合结果良好; 并通过利用曲率方程式(2)求解出  $a-N$  曲线的 Paris 区每个点所对应的曲率  $K$ 。通过拟合曲率与循环次数的曲线, 确定裂纹扩展速率由慢到快的转折点(设为  $T$ )。从而将 Paris 区分为快速扩展区与慢速扩展区。

$$y = y_0 + a_1 \exp(-N/t_1) + a_2 \exp(-N/t_2) + a_3 \exp(-N/t_3) \quad (1)$$

式中,  $y_0$ 、 $a_1$ 、 $t_1$ 、 $a_2$ 、 $t_2$ 、 $a_3$ 、 $t_3$  均为常数。

$$K = \left| \frac{y''}{(1 + y'^2)^{2/3}} \right| \quad (2)$$

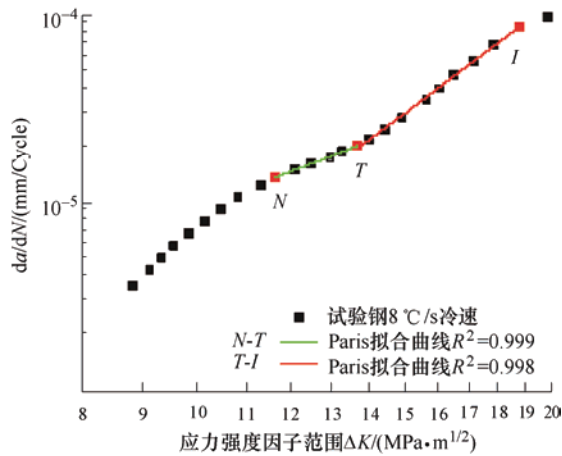


图 11 8 °C/s 冷速试验钢疲劳裂纹扩展速率曲线

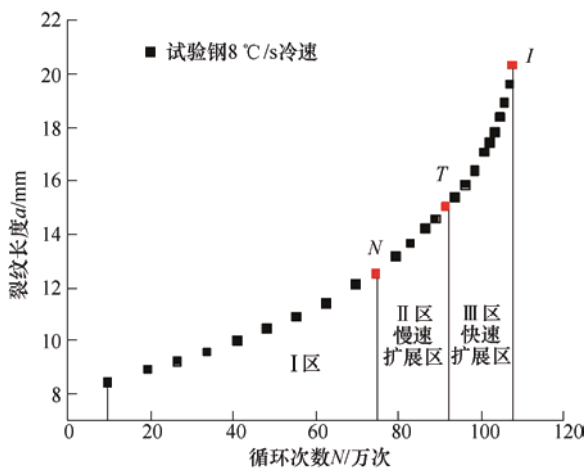


图 12 8 °C/s 冷速试验钢  $a-N$  曲线及分区

由图 13 可见, 在 I 区, 疲劳循环次数占整个裂纹扩展寿命的 66%, 占比较未热处理态的高, 说明淬火后的试样在近门槛区裂纹更难扩展; II 区占据了整个扩展过程中 74% 的  $\Delta K$  范围、34% 的疲劳循环次数及 66% 的裂纹长度, 较其未热处理态都有大

幅提升。

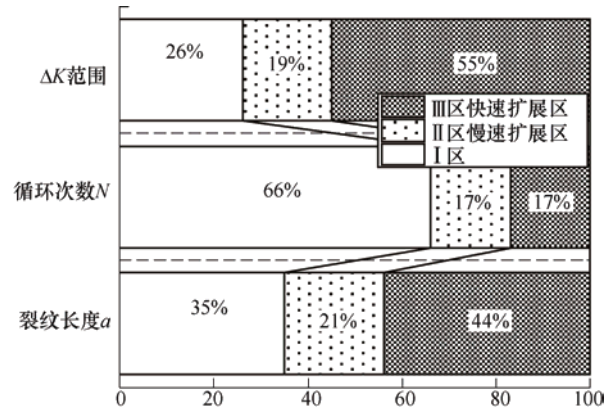


图 13 8 °C/s 冷速试验钢疲劳裂纹扩展各阶段占比

由图 14 可见, 试验钢 8 °C/s 冷速自回火试样疲劳裂纹扩展速率曲线同样有两个扩展区, 即 I 区近门槛区和 II 区 Paris 区, 且 II 区存在转折点。使用与 8 °C/s 冷速同样的处理方法, 确定 Paris 区起始点终止点  $N$ 、 $I$ , 转折点  $T$ , 从而确定 Paris 区与 Paris 区的快速扩展区和慢速扩展区, 如图 15 所示。

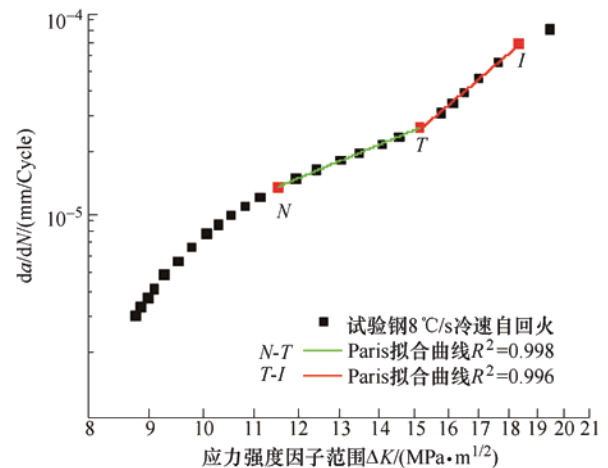


图 14 8 °C/s 冷速自回火试验钢疲劳裂纹扩展速率曲线

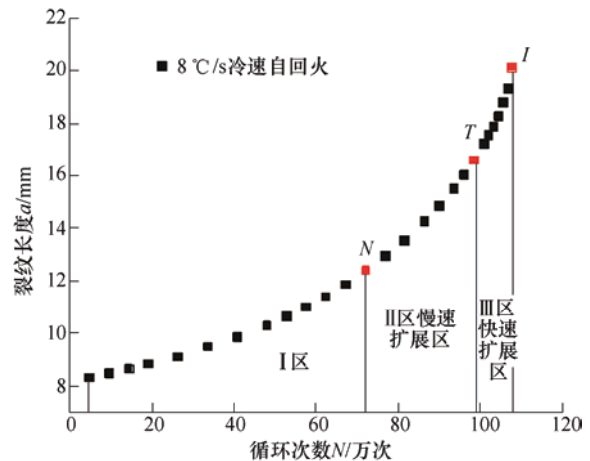


图 15 8 °C/s 冷速自回火试验钢  $a-N$  曲线及分区

由图 16 可见, 在 I 区, 疲劳循环次数占整个裂纹扩展寿命的 65%, 占比与 8 °C/s 冷速相同, 均高于未热处理态, 说明自回火后试样仍较难形成裂纹; II 区的慢速扩展区占据了整个扩展过程中 28% 的  $\Delta K$  范围、23% 的疲劳循环次数及 31% 的裂纹长度, 比 8 °C/s 冷速试样还要好, 由此说明, 微合金化后的试验钢, 有着良好的抗自回火能力。

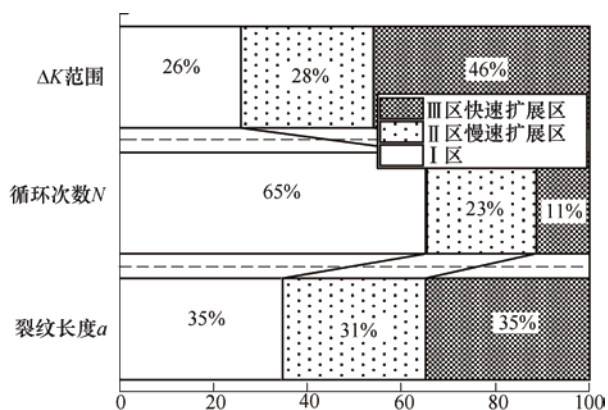


图 16 8 °C/s 冷速自回火试验钢疲劳裂纹扩展各阶段占比

将试验钢不同淬火工艺各扩展区不同参数绘制于表 2。由表可知, 试验钢不同淬火工艺疲劳性能主要区别在 I 区和 III 区。

表 2 试验钢不同淬火工艺疲劳裂纹扩展区参数

淬火工艺	I 区		II 区		III 区	
	a/mm	N/万次	a/mm	N/万次	a/mm	N/万次
未热处理态	3.32	43	3.44	23	4.30	11
8 °C/s	4.54	74	7.82	33	0	0
8 °C/s 自回火	4.40	72	7.70	35	0	0

对试验钢 II 区的裂纹扩展速率曲线通过拟合可以分别得到 8 °C/s 冷速及 8 °C/s 冷速自回火下的  $C$ 、 $m$  值及  $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、 $13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  的裂纹扩展速率, 其中, Paris 公式如下, 其余数据如表 3 所示。

表 3 试验钢不同淬火工艺疲劳裂纹扩展常数  $m$  值和  $C$  值

淬火工艺	$C/10^{-12}$	$m$	$da/dN/(m/Gc)$	
			$\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (国标要求 $\leq 14$ )	$\Delta K=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (国标要求 $\leq 30$ )
未热处理态	47.72	2.327	9.25	20.3
8 °C/s	38.22/0.091 1	2.396/4.691	7.89	20.0
8 °C/s 自回火	31.41/0.026 2	2.489/5.087	7.85	20.5

试验钢未热处理态

$$da/dN = 4.771\,775 \times 10^{-11} \cdot \Delta K^{2.326\,51} \quad (3)$$

试验钢 8 °C/s 冷速(慢速扩展区)

$$da/dN = 3.822\,434 \times 10^{-11} \cdot \Delta K^{2.396\,11} \quad (4)$$

试验钢 8 °C/s 冷速(快速扩展区)

$$da/dN = 9.115\,699 \times 10^{-14} \cdot \Delta K^{4.691\,57} \quad (5)$$

试验钢 8 °C/s 冷速回火(慢速扩展区)

$$da/dN = 3.141\,232 \times 10^{-11} \cdot \Delta K^{2.489\,47} \quad (6)$$

试验钢 8 °C/s 冷速回火(快速扩展区)

$$da/dN = 2.623\,252 \times 10^{-14} \cdot \Delta K^{5.087\,47} \quad (7)$$

### 2.3 试验钢疲劳裂纹扩展断口分析

根据铁路标准要求测量  $\Delta K=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  和  $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  处的裂纹扩展速率, 为分析该处的裂纹扩展机制, 因此选择此处的断口形貌。由上文分析可知,  $\Delta K=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  和  $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时, 试验钢 8 °C/s 冷速和 8 °C/s 冷速自回火试样裂纹扩展分别在 I 区和 II 区, 图 17、18 为对应的断口。

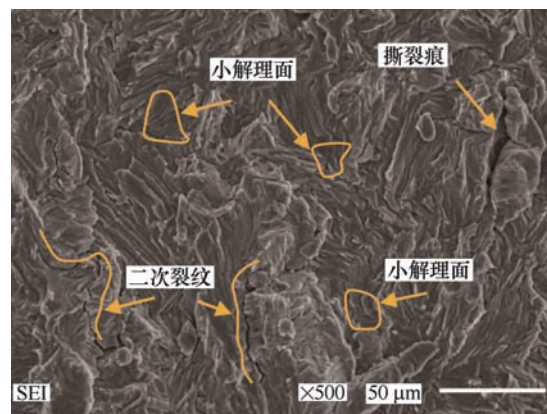


图 17 试验钢 8 °C/s 冷速  $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时断口形貌

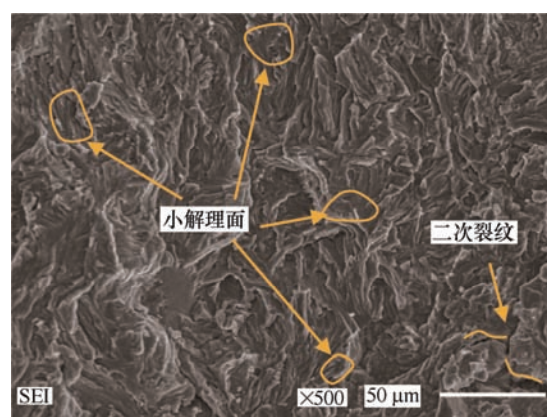


图 18 试验钢 8 °C/s 冷速自回火  $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时断口形貌

由图 17、18 试验钢  $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时 8 °C/s 冷速和自回火疲劳断口可见, 断口整体形貌较为粗糙、撕裂棱较多。无论是未自回火还是自回火工艺的断口中, 均存在着平滑的穿晶小解理面, 其面积



小并有台阶,在其周围存在着二次裂纹,但未发现疲劳辉纹。对比未自回火与自回火工艺的断口,解理面面积大小相近,视野内未自回火工艺内的二次裂纹还要多一些,表明自回火对试验钢的裂纹扩展未有影响。

图 19、20 为  $\Delta K=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时两种工艺下的断口形貌,与  $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时对比可以得出,随着裂纹扩展的进行,裂纹扩展速率的增加,裂尖引力增大,解理面数量增多、面积变大,同时撕裂棱较尖锐,但自回火工艺下的断口形貌仍与未自回火工艺相近,无论是在  $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  还是  $\Delta K=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时,自回火均未影响试验钢的裂纹扩展。

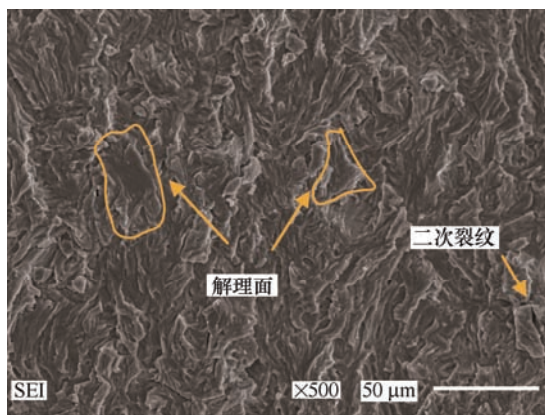


图 19 试验钢 8 °C/s 冷速  $\Delta K=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时断口形貌

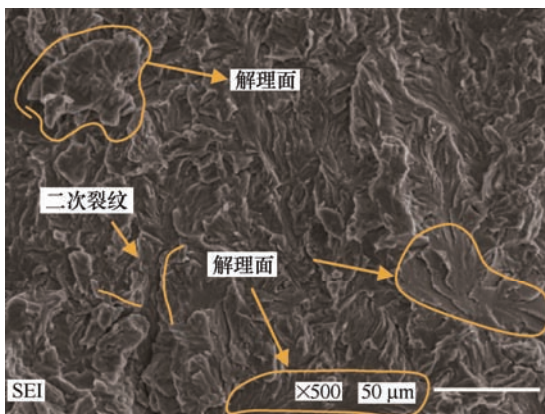


图 20 试验钢 8 °C/s 冷速自回火  $\Delta K=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时断口形貌

图 19、20 为  $\Delta K=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时两种工艺下的断口形貌,与  $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时对比可以得出,随着裂纹扩展的进行,裂纹扩展速率的增加,裂尖引力增大,解理面数量增多、面积变大,同时撕裂棱较尖锐,但自回火工艺下的断口形貌仍与未自回火工艺相近,无论是在  $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  还是  $\Delta K=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  时,自回火均未影响试验钢的

裂纹扩展。

### 3 结论

(1) 开发设计的微合金化钢轨未热处理态时的疲劳性能优于 GGX-G 钢,其疲劳寿命提高了 11 万次;在经过 8 °C/s 冷速及 8 °C/s 冷速自回火工艺后,其疲劳寿命较未热处理态均由 77 万次提升至 107 万次,自回火未影响试验钢的疲劳寿命,仍有良好的疲劳性能。

(2) 相较于未热处理态时,试验钢经过 8 °C/s 冷速及 8 °C/s 冷速自回火工艺后,在 II 区出现了慢速扩展区,淬火后裂纹更难扩展;自回火后试验钢的 II 区慢速扩展区占比高于未自回火 9% 的  $\Delta K$  范围,这表明试验钢在自回火后裂纹同样难以扩展,微合金化后的钢轨对自回火所造成的疲劳性能降低有着优良的抗性。

(3) 试验钢在  $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  和  $\Delta K=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  处的裂纹扩展速率均优于国标要求;8 °C/s 冷速与 8 °C/s 冷速自回火试样在  $\Delta K=10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  和  $\Delta K=13.5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  处的疲劳断口形貌未见差异,同样表明自回火对微合金化后的试验钢综合疲劳性能影响甚微。

### 参 考 文 献

- [1] 张银花,周清跃,鲍磊,等. 国内外高速铁路钢轨性能对比研究[J]. 中国铁道科学, 2015, 36(4): 20-26.  
ZHANG Yinhua, ZHOU Qingyue, BAO Lei, et al. Comparative study on rail performance of high speed railway home and abroad[J]. China Railway Science, 2015, 36(4): 20-26.
- [2] 周清跃,张银花,陈朝阳,等. 我国铁路钢轨钢的研究及选用[J]. 中国铁路, 2011(11): 47-51.  
ZHOU Qingyue, ZHANG Yinhua, CHEN Chaoyang, et al. Research and selection of rail steel in China[J]. China Railway, 2011(11): 47-51.
- [3] 周清跃,周晨光. 钢轨显微组织与疲劳性能[J]. 金属学报, 1990, 26(4): 73-78.  
ZHOU Qingyue, ZHOU Chenguang. Microstructure and fatigue properties of rail[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1990, 26(4): 73-78.
- [4] 梁旭,周清跃,张银花,等. 我国在线热处理钢轨性能对比研究[J]. 铁路技术创新, 2016(2): 36-39.  
LIANG Xu, ZHOU Qingyue, ZHANG Yinhua, et al. Comparative study on the performance of on-line heat

- treated rails in China[J]. *Railway Technology Innovation*, 2016(2): 36-39.
- [5] 张银花. 重载铁路钢轨现状及发展方向探讨[C]//铁路重载运输技术交流会论文集. 中国铁道学会, 2014: 6.
- ZHANG Yinhua. Discussion on the current situation and development direction of heavy haul railway rails[C]//Paper Collection of Railway Heavy Haul Transportation Technology Exchange Meeting. China Railway Society, 2014: 6.
- [6] 张辰. 高速铁路的发展概况及发展趋势[J]. 中国高新技术企业, 2010(19): 189-190, 192.
- ZHANG Chen. Development situation and development trend of high speed railway[J]. *China High-Tech Enterprises*, 2010(19): 189-190, 192.
- [7] NGUYEN N, YVONNET J, RÉTHORÉJ, et al. Identification of fracture models based on phase field for crack propagation in heterogeneous lattices in a context of non-separated scales[J]. *Computational Mechanics*, 2019, 63(6): 1351-1351.
- [8] 周庆飞. 75kg/m 重载用钢轨淬火工艺及疲劳裂纹扩展行为研究[D]. 包头: 内蒙古科技大学, 2019.
- ZHOU Qingfei. The study of quenching process and fatigue crack growth behavior on 75kg/m heavy rail[D]. Baotou: University of Science & Technology Inner Mongolia, 2019.
- [9] CAO J, ZHAO A, LIU J, et al. Effect of Nb on microstructure and mechanical properties in non-magnetic high manganese steel[J]. *J. Iron Steel Res.*, 2014(6): 600.
- [10] 涂荣昌. 高速铁路道岔结构与材质[J]. 中国铁道科学, 1998(1): 97-111.
- TU Rongchang. Structure and material of high speed railway turnout[J]. *China Railway Science*, 1998(1): 97-111.
- [11] 董华利. U71Mn、U75V 和 U78CrV 钢轨在线热处理后性能改善比较[J]. 金属热处理, 2016, 41(8): 133-137.
- DONG Huali. Comparison of property improvement of U71Mn, U75V and U78CrV rail steels by online heat treatment[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2016, 41(8): 133-137.
- [12] 李培兴, 薛军, 周敬, 等. 高碳盘条 V-Cr-Mo 合金化对其组织性能的影响[J]. 鞍钢技术, 2016(6): 19-21, 44.
- LI Peixing, XUE Jun, ZHOU Jing, et al. Effect of V-Cr-Mo alloying on microstructure and property of wire rods with high carbon[J]. *Angang Technology*, 2016(6): 19-21, 44.
- [13] ZHANG Y Q, ZHANG H Q, LIU W M, et al. Effects of Nb on microstructure of highcarbon high-boron steel[J]. *Rare Metal Mater. Eng.*, 2015, 44(7): 1400.
- [14] XIANG Y, CHEN Z G, WEI X, et al. Influence of Ce on microstructure and properties of highcarbon high-boron steel[J]. *Rare Metal Mater. Eng.*, 2015, 44(6): 1335.
- [15] LIU Shuo, ZHANG Fucheng, YANG Zhinan, et al. Effects of Al and Mn on the formation and properties of nanostructured pearlite in high-carbon steels[J]. *Materials & Design*, 2016, 93: 73-80.
- [16] 王璞, 董建新, 杨亮, 等. 高温合金裂纹扩展速率的影响因素[J]. 材料导报, 2008(6): 61-64, 69.
- WANG Pu, DONG Jianxin, YANG Liang, et al. Factors affecting crack growth rate of superalloys[J]. *Materials Herald*, 2008(6): 61-64, 69.
- [17] CEN Yaodong, CHEN Lin, DONG Rui, et al. Effect of quenching rate on fatigue crack growth of hypereutectoid rail steel[J]. *Journal of Materials Science*, 2020, 55(30): 15033-15042.
- [18] 陈林, 李革, 刘宇雁, 等. 一种钢轨热处理用汽雾冷却实验装置: 中国, ZL201410819238.7[P]. 2015-04-29.
- CHEN Lin, LI Ge, LIU Yuyan, et al. An experimental device of vapor mist cooling for rail heat treatment: China, ZL201410819238.7[P]. 2015-04-29.
- [19] 卮启亮. 多因素对裂纹稳定扩展的互影响及表征[D]. 北京: 北京科技大学, 2017.
- ER Qiliang. Characterization and interactive influence of multi-factors on stable fatigue crack propagation[D]. Beijing: University of Science & Technology Beijing, 2017.

作者简介: 陈林(通信作者), 男, 1963 年出生, 硕士, 教授, 硕士研究生导师。主要研究方向为稀土在钢中的应用, 轧钢生产新工艺、新技术以及材料加工数值模拟及组织控制。  
E-mail: chenlin39805@163.com