

织构化热处理对钢轨钢耐磨性和寿命的影响

段亚洲, 余德平, 邱吉尔, 郭达, 姚进

(四川大学, 成都 610065)

摘要: **目的** 减小钢轨钢表面因离散硬化产生的硬化区与基材边界处的硬度突变, 从而消除磨损过程中硬化区与基材边界处因材质不连续而产生的早期碎裂现象, 进一步提高钢轨钢的耐磨性和寿命。**方法** 提出了一种基于层流等离子体束离散硬化的表面织构化热处理方法。与之前的离散圆点状硬化不同, 通过调节等离子体束在试样表面的运动速度, 改变试样表面的加热时间, 在硬化区与基材之间人为地附加了一个过渡区。为了揭示织构化热处理对钢轨钢滚滑性能的影响, 在摩擦磨损试验机上进行了磨损试验。磨损后的试样经切割、打磨、抛光和腐蚀, 在光学显微镜和扫描电子显微镜下进行了观察, 以分析试样的磨损过程和织构化热处理提高试样耐磨性的机理。**结果** 由于附加过渡区的存在, 相变区的一边被拉长, 形状变为泪滴状。硬化区到基材的硬度变化率由 3500 HV/mm 降低至 200 HV/mm, 在圆点状硬化中可观察到的硬度突变消失。同时, 在磨损实验中, 泪滴状硬化试样的磨损量较圆点状硬化试样降低了 27%, 边界碎裂消失。**结论** 具有附加过渡区的试样比圆点状硬化的试样具有更好的耐磨性和抗塑性变形能力, 该方法对提高钢轨钢的使用寿命具有一定的应用前景。

关键词: 织构化热处理; 层流等离子体束; 钢轨; 过渡区; 耐磨性; 碎裂

中图分类号: TH117 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)11-0131-09

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.11.013

Effect of Surface Texturing Treatment on the Wear Resistance and Service Life of Rail Steel

DUAN Ya-zhou, YU De-ping, QIU Ji-er, GUO Da, YAO Jin

(Sichuan University, Chengdu 610065, China)

ABSTRACT: To reduce the hardness difference between the hardened zone and the substrate and then, eliminate the early spalling caused by material discontinuity at the boundary and improve the wear resistance and the life of rail steel, a surface texturing treatment based on laminar plasma jet discrete hardening was proposed. Different from the previous discrete hardening, an additional transitional zone was created between the hardened zone and the substrate by adjusting the velocity of the plasma jet on the specimen surface to change the heating time of the specimen surface. To reveal the effect of texturing treatment on the rail steel, the wear test was carried out on a friction and wear test machine. The worn specimens were cut, polished, etched. Then these were observed under an optical microscope and scanning electron microscope to analyze the wear behavior and the mechanism of improving the wear resistance of the specimens by surface texturing treatment. Because of the

收稿日期: 2019-09-09; 修订日期: 2019-11-06

Received: 2019-09-09; Revised: 2019-11-06

基金项目: 国家自然科学基金 (51875372)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (51875372)

作者简介: 段亚洲 (1990—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为表面工程。

Biography: DUAN Ya-zhou (1990—), Male, Master, Research focus: surface engineering.

通讯作者: 余德平 (1984—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为机械电子工程。邮箱: williamydp@scu.edu.cn

Corresponding author: YU De-ping (1984—), Male, Doctor, Professor, Research focus: surface engineering, mechatronic engineering. E-mail: williamydp@scu.edu.cn

transitional zone, one side of the phase transformation zone is stretched into a teardrop shape. The rate of hardness change from the hardened zone to the substrate decreased from 3500 HV/mm to 200 HV/mm and the abrupt hardness boundary disappeared. In the wear test, the wear of the specimen by teardrop hardening was 27% lower than that of the specimen by the circular point hardening, and the spalling disappeared. It is concluded that this method has a certain application prospect to improve the service life of rail steel.

KEY WORDS: surface texturing treatment, laminar plasma jet, rail steel, transitional zone, wear resistance; spalling

铁路运输是陆上交通工具中最经济、最方便的一种。根据《中长期铁路网规划》，到2020年，中国的铁路网络里程将超过15万公里，其中高速铁路达3万公里^[1]。然而，随着铁路运输向高速和重载进一步发展，钢轨的负荷也越来越大，这严重威胁着钢轨的寿命，大大降低了铁路的运输能力和安全性。众所周知，磨损和接触疲劳是钢轨的两种主要但又相互制约的失效形式，这也是限制现在钢轨寿命提高的主要因素^[2-4]。多年来，大量学者一直试图将感应淬火和直接淬火等传统表面处理技术用于提高钢轨钢的使用寿命^[5]。然而，这些方法大多都会在钢轨表面产生一层马氏体。而由于钢轨在工作过程中会受到复杂的交变载荷作用，疲劳裂纹更容易在马氏体结构中形核和扩展，从而导致钢轨早期失效^[6]。因此，在现代技术标准中，是禁止钢轨表面被硬化为马氏体的，其硬度也被限制在400HB^[7]。可见，传统表面处理技术在铁路使用寿命的研究方面难以取得重大突破。

随着高能流体技术的发展及其在表面处理中的

应用，近年来有关使用激光或等离子体束对材料进行离散硬化处理的研究已经并不罕见^[8-11]。Zeng等人^[12]通过激光离散处理在钢轨上形成了离散的釉面区。结果表明，激光处理后的车轮钢的稳定磨损率仅为未处理车轮钢的30%，平均滚动接触寿命是未处理车轮钢的2倍。Zheng等人^[6]提出了一种基于选择性激光淬火的表面复合强化方法，通过合理地设计钢轨硬化面积的比例，使钢轨的耐磨性提高了2.2~3.5倍，而疲劳强度没有明显降低。Cao等人^[13]通过激光离散淬火在材料表面形成了有序的离散硬化区，提高了轮轨材料的耐磨性。以上研究表明，离散硬化能够在保证材料疲劳强度的同时有效提高材料的耐磨性。然而，单纯的圆点状离散硬化中仍存在问题。如图1所示，经过磨损或疲劳试验，离散硬化点的边缘出现了严重碎裂。碎裂现象的出现意味着钢轨可能会发展为早期疲劳断裂，引起失效，这对钢轨的安全是一种威胁。可以看出，对钢轨进行单纯的圆形点状硬化并不足以获得最优的使用寿命。

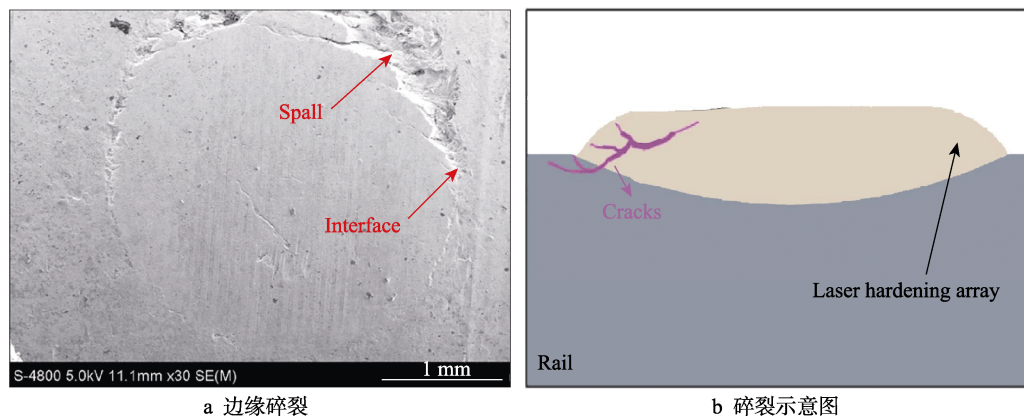


图1 硬化区边缘碎裂及碎裂示意图^[6]

Fig.1 (a) Spalling at the edges of the hardened zones, (b) Schematic diagram of the spalling formation^[6]

针对以上情况，本文提出了一种基于层流等离子体束离散硬化的表面织构化热处理方法，人为地创造出具有不同微观结构的织构化表面，如马氏体、珠光体和中间结构有序相互交织。通过设计不同微观结构表面区域的形状和尺寸，使材料在不同微观结构的协同作用下能够同时具有较高的耐磨性和疲劳强度。本文以附加了过渡区的泪滴状硬化点为例进行研究，在不同的试样上设计和创建不同的织构化表面，并进行磨损试验来研究泪滴状硬化对钢轨钢滚滑过程中磨损行为的影响，进而揭示表面织构化热处理对提高钢

轨钢耐磨性和寿命的影响。

1 试验

1.1 问题分析

由于碎裂总是发生在硬化区（HZ）与基材的交界处，因此可以推测碎裂可能是由于硬化区与基材的硬度差异造成的。图2为沿硬化区直径方向硬度测量位置图及相应的显微硬度分布^[14]。显然，硬化区与基

材之间的硬度变化非常突兀,显微硬度变化率可由式(1)计算。

$$v=\Delta H/\Delta s$$

(1)

其中, v 为现为硬度变化率; ΔH 为硬化区与基材硬度差; Δs 为硬化区到基材的距离。

为了降低硬度变化率以消除边缘碎裂,根据公式(1),可以减小 ΔH 或增大 Δs 。而为了提高材料的耐磨

性能, ΔH 难以降低。因此,考虑增大 Δs , 其方法为在硬化区与基材区之间增加一个硬度过渡区 (TZ), 如图 3 所示。相较于已经被广泛研究的圆点状硬化, 由于过渡区的存在, 硬化区到基材的硬度变化平缓, 能够有效地消除硬度突变的现象。因附加了过渡区后, 相变区 (PTZ) 的形状与泪滴相似, 因此这里称其为泪滴状硬化。

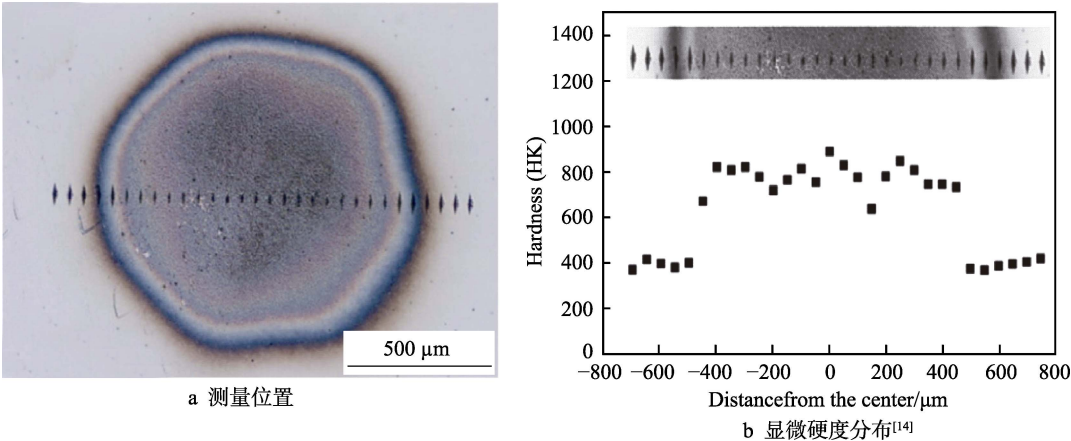


图 2 硬度测量位置及显微硬度分布^[14]
Fig.2 (a) Location of the hardness test, (b) Microhardness distribution^[14]

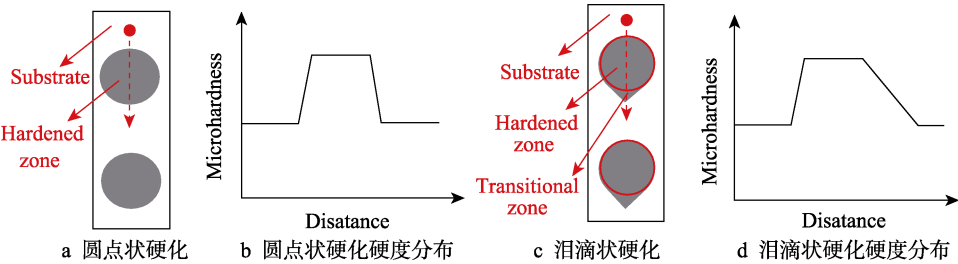


图 3 圆点状、泪滴状硬化及其硬度分布示意图

Fig.3 Schematic diagram and diagram of circular and teardrop spot hardening: (a) diagram of circular spot hardening, (b) schematic diagram of the hardness distribution of the circular spot hardening, (c) diagram of teardrop spot hardening, (d) schematic diagram of the hardness distribution of the teardrop spot hardening

1.2 试样的制备及磨损试验

钢轨和车轮钢的材料分别为 U75V 和 CL60, 化学成分如表 1 所示, 显微硬度计测得其基材硬度分别约为 330HV 和 316HV, 试样被加工为图 4 所示形状。结构化热处理装置示意图如图 5 所示, 主要由等离子发生器、电机及吹断系统组成。为了在试样上创建离散的硬化点, 当试样转动时, 使用压缩空气将等离子体束吹断, 试样停止转动时, 停止供应压缩空气, 等离子体束 (约 6000 K) 加热试样 0.8 s, 加热完成后, 重新供应压缩空气, 并将试样旋转 36°, 重复以上步骤, 在试样上均匀建立 10 个圆形硬化点。与圆点状

硬化不同, 当创建泪滴状点时, 等离子体束加热试样完成后, 开始旋转试样, 试样转速在 0.5 s 内加速到 16 r/min, 然后吹断等离子体束。由于较高的扫描速度降低了加热时间, 导致奥氏体化不充分, 进一步减

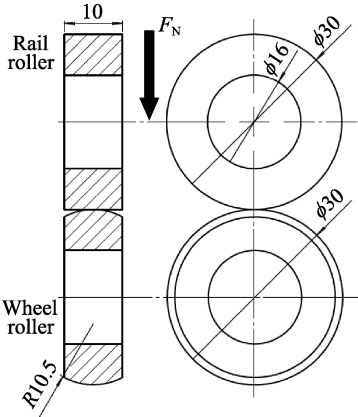


图 4 钢轨试样形状及滚动磨损试验示意图
Fig.4 Shapes of the rail samples and schematic illustration of the rolling contact wear test.

表 1 钢轨和车轮的化学成分

Tab.1 The chemical compositions of the rail and wheel

wt%

	C	Si	Mn	P	S	V
Rail	0.796	0.566	0.700	≤0.030	≤0.03	0.120
Wheel	0.57	0.26	0.73	0.007	0.002	—

少或没有马氏体生成,从而形成过渡区域。图6为未经处理和处理后的钢轨试样,其中圆点硬化直径约为4.4 mm,硬化区约占总表面的16.1%,泪滴状圆点部分直径同样约为4.4 mm,过渡区距硬质点中心约4.5 mm,硬化区占总表面的20.2%。

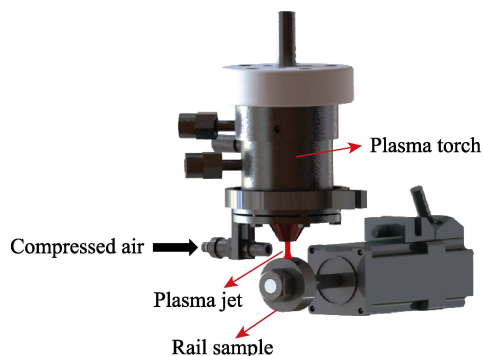
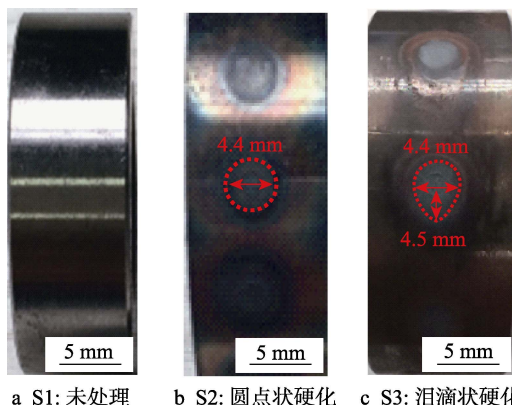


图5 等离子表面织构化热处理装置示意图
Fig.5 Schematic diagram of surface texturing treatment by plasma jet



a S1: 未处理 b S2: 圆点状硬化 c S3: 泪滴状硬化

图6 不同织构化表面的钢轨样品

Fig. 6 Rail samples with different textured surface: (a) S1 untreated, (b) S2 circular spot, (c) S3 teardrop spot

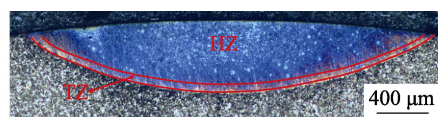
磨损试验在M-2000型摩擦磨损试验机上进行,试验示意图如图4所示。试验模拟了车轮/钢轨在25 t载荷作用下的滚动和滑动过程,根据赫兹接触理论,计算可得其最大接触应力为1500 MPa,实验室负载为103 N。轮轨试样的转速分别为400 r/min和360 r/min,滑差率为10.5%。在试验过程中,采用风扇对接触区进行冷却,防止微观组织受摩擦热发生变化,同时吹除磨屑。试验中,钢轨循环400 000次,以得到稳定磨损量。试验前后采用电子天平进行称量,使用显微硬度计测量硬度。试验后用光学显微镜(OM, OLYMPUS-GX51, Japan)和扫描电子显微镜(SEM, JSM-6510LV, Japan)对表面和截面进行观察,得到表面磨损形貌和截面微观组织变化。

2 结果及分析

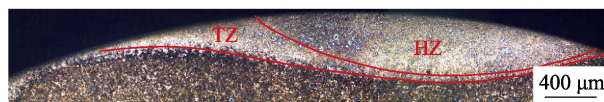
2.1 组织和硬度

图7为处理后试样的截面形貌。相变区(PTZ)

一般由硬化区(HZ)和边界附近的过渡区(TZ)组成。图7a、b分别为圆点状硬化S2和泪滴状硬化S3的截面微观形貌。其中S2的相变区呈新月形,而S3的相变区由于附加过渡区的存在,其一侧被进一步拉伸形成一个非标准的新月形,如图7b所示。



a S2圆点状硬化



b S3泪滴状硬化

图7 处理后钢轨试样的横截面形貌

Fig.7 Cross-sectional morphologies of the treated rail samples: (a) S2 circular spot, (b) S3 teardrop spot

图8是通过SEM观察到的S3横截面微观结构,图8a为扫描电镜观测的位置。从图8b可以看出,硬化区主要由针状马氏体和少量残余奥氏体组成。这是由于等离子体束温度极高,能够在极短时间内把材料加热至奥氏体化温度,而由于被加热区域相较于试样很小,因而能在加热完成后通过热传递快速自冷形成马氏体。如图8c所示,钢轨基材的微观结构由铁素体和珠光体构成。如图8d所示,硬化区附近的过渡区由马氏体、残余奥氏体、部分铁素体和层片状珠光体组成,这是因为等离子体束在这里移动的速度更快,加热时间更短,加热时间不足导致奥氏体化不足,马氏体减少或没有生成。与图8c所示的组织相比,图8e中可以看出,基材附近过渡区中的铁素体和片状珠光体已经被打断和细化。这是由于加热时间过短,温度没有达到奥氏体化温度,因而这一过程只改变了铁素体和珠光体的分布及大小。

图9与图10分别为从硬化区中心沿周向测量的S2、S3次表面的显微硬度分布。其中S2和S3硬化区的平均显微硬度均约为850HV。基材的平均硬度约为330HV。结合图7和图8可知,等离子体束热处理将原材料中铁素体和层片状珠光体转变为马氏体和少量残余奥氏体,其硬度约为原材料的2.6倍。硬度增加的原因不仅是由于马氏体的存在,还与残余奥氏体有关。残余奥氏体经过凝固和位错后,会形成比传统热处理更小的晶体^[14]。此外,残余奥氏体为亚稳态相,部分还会转化为应变诱导马氏体^[15]。这种转变是有利的,因为它可以增加表面的硬度,且相变过程吸收能量,这将延缓断裂的发生^[16],对延长材料的寿命是有利的。S2与S3的硬度变化率差别很大,其中S2过渡区的硬度变化率 ν 约为3500 HV/mm,而S3过渡区硬度变化率 ν 仅为200 HV/mm,且硬度变化平缓。可见,通过人为附加过渡区的织构化热处理方法,能够有效地消除圆点状硬化的中硬度突变现象。

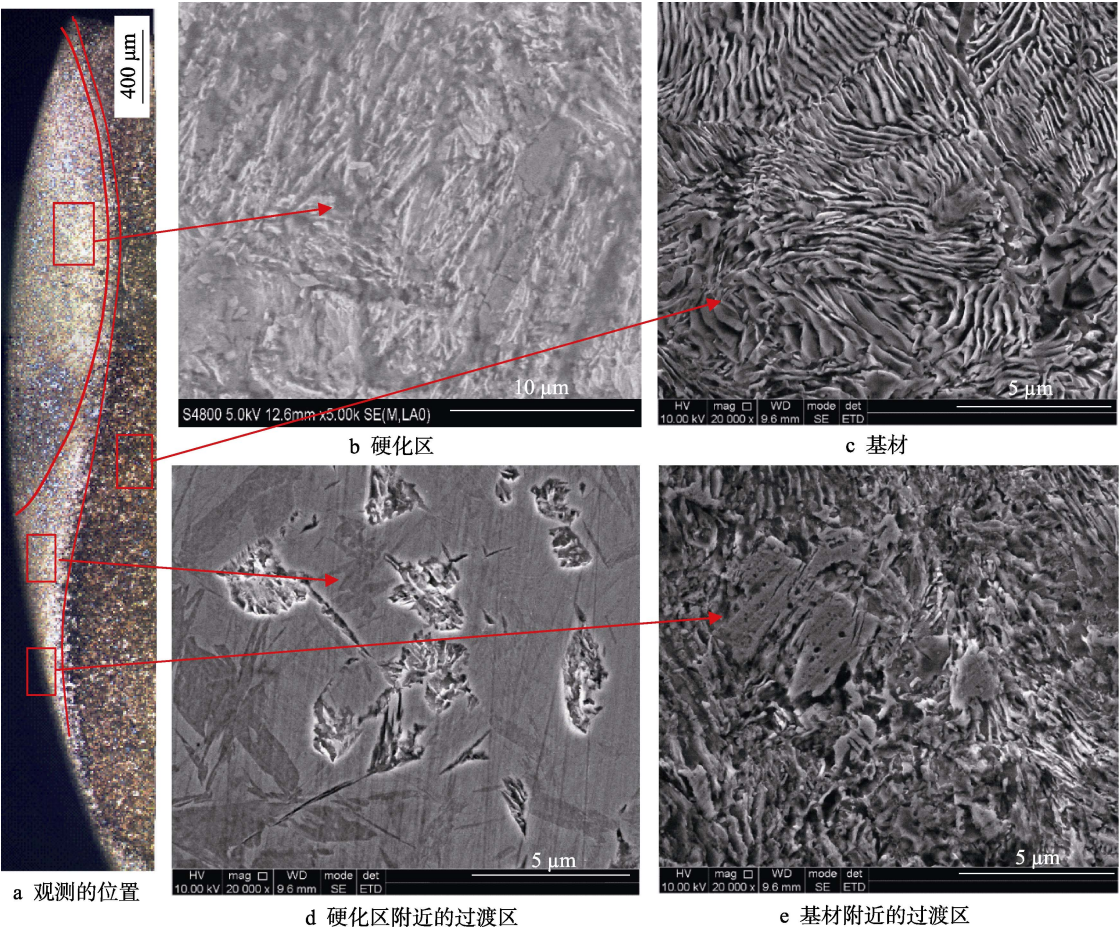


图 8 S3 的截面微观结构

Fig.8 The cross-sectional microstructure of S3: (a) location observed, (b)HZ, (c) substrate, (c) TZ near the HZ, (d) TZ near the substrate

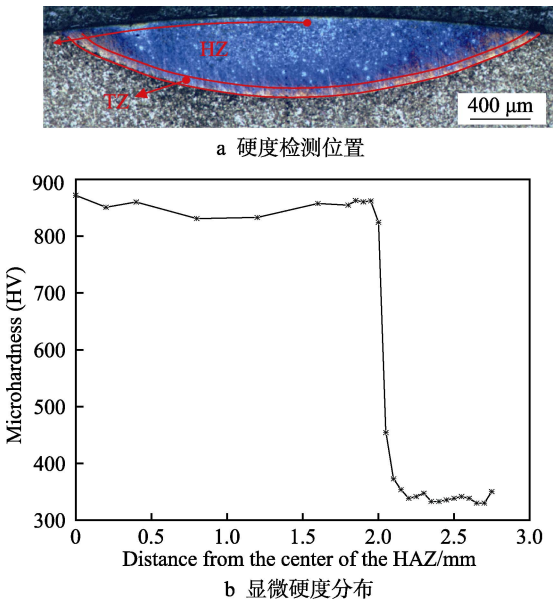


图 9 从硬化区中心沿周向分布在 S2 次表面的显微硬度

Fig.9 Microhardness distribution at the subsurface of S3 along the circumferential direction from the center of the HZ: (a) location of hardness test, (b) microhardness distribution.

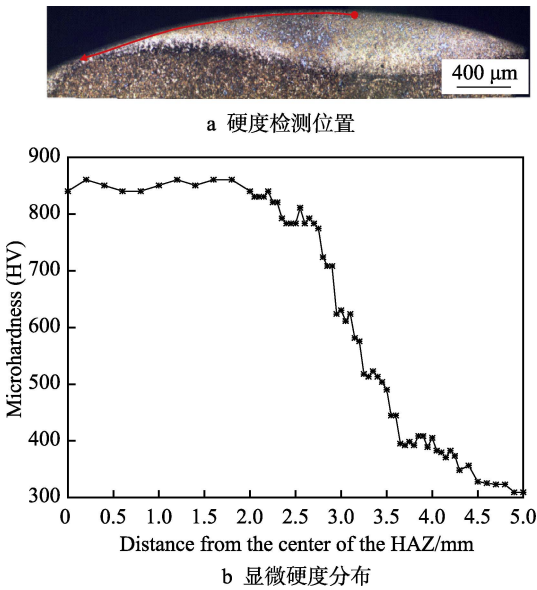


图 10 从硬化区中心沿周向分布在 S3 次表面的显微硬度

Fig.10 Microhardness distribution at the subsurface of S3 along the circumferential direction from the center of the HZ: (a) location of hardness test, (b) microhardness distribution.

2.2 磨损试验结果

图 11 为 S1、S2、S3 的磨损情况。其中 S1（未处理）磨损量最大，与 S1 相比，S2（圆点）、S3（泪滴状点）的磨损量分别降低了 33%、51%。同时，S3 的磨损量相较于 S2 降低了 27%，其原因为 S3 硬化区的边界处并未发生肉眼可见的碎裂，同时 S3 的硬化区域占比较 S2 也稍有增加。可见，等离子体束离散硬化表面处理可以提高钢轨的耐磨性，且泪滴状硬化较圆点状硬化对耐磨性的提高更为有效。由于离散硬化能够保证材料的疲劳性能，因此可以推测相较于 S1、S2、S3 的寿命也相应提高了约 30% 和 50%。

图 12 为扫描电镜下 S1 磨损的表面显微照片，可知磨损表面有许多凹坑和剥层，从局部放大图中可以看到更深的剥层和表面残留。这表明该材料表面存在严重的分层磨损，磨损表面产生的裂纹表明分层磨损将会继续发生，而凹坑则表明表面也发生了疲劳磨损。

图 13 为扫描电镜下 S2 磨损表面的照片。如图 13a、b 所示，硬化区的边缘出现了严重碎裂。如图

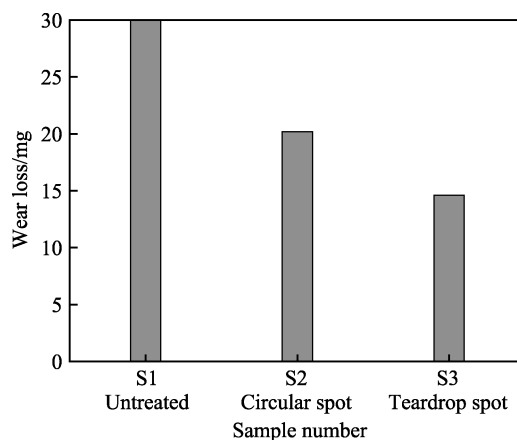


图 11 试样 S1、S2、S3 的磨损量
Fig.11 Wear losses of S1, S2 and S3

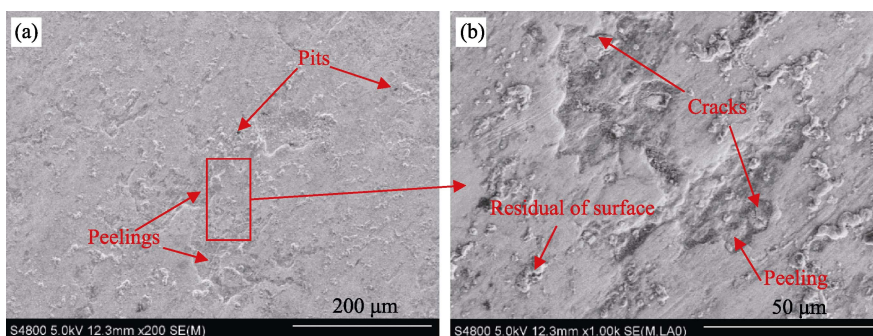


图 12 S1 的磨损面
Fig.12 The worn surface of S1

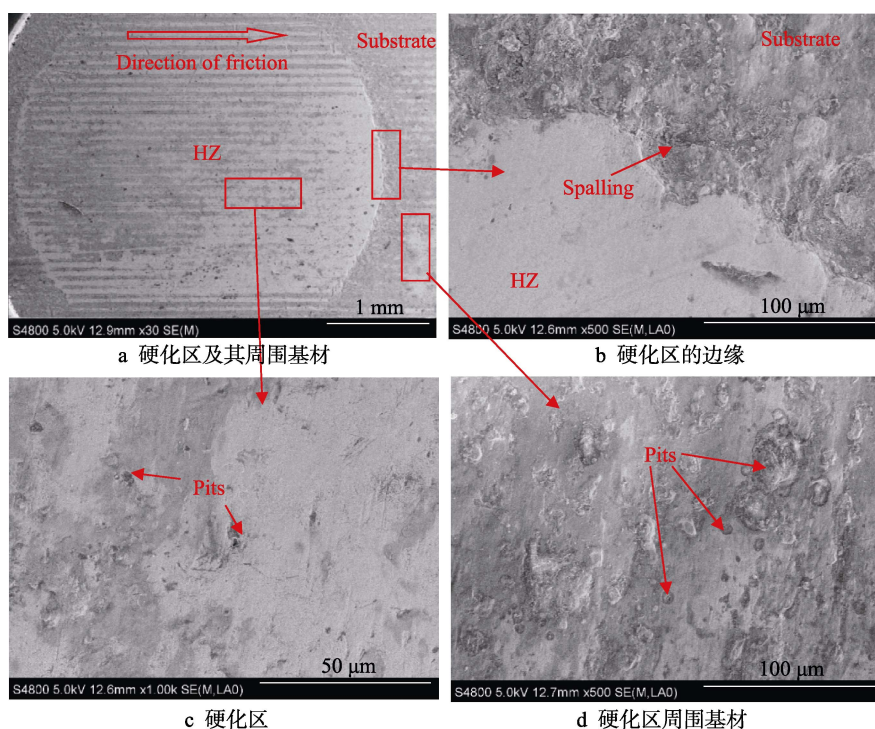


图 13 S2 的磨损表面

Fig.13 The worn surface of S2: (a) the HZ and the substrate around it, (b) the edge where the friction leaves HZ, (c) the HZ, (d) the substrate around the HZ

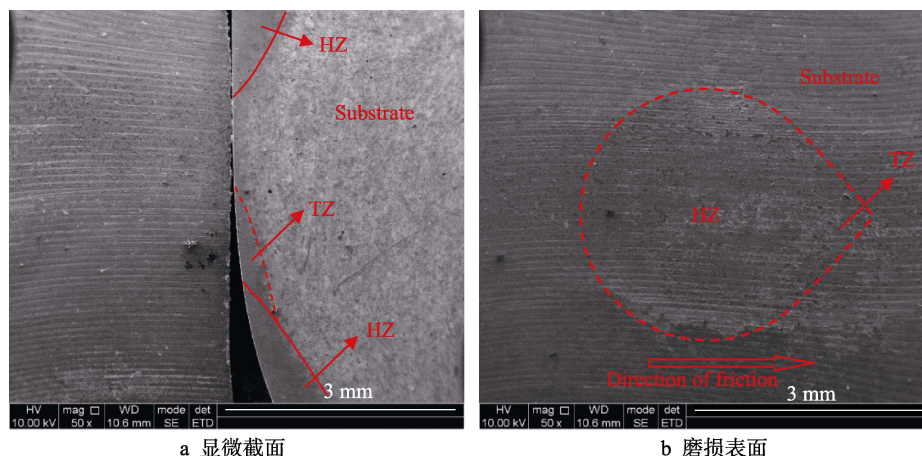
13a、c 所示, 磨损后, 硬化区及其周围基材表面较 S1 更光滑, 仅有少量的犁耕和凹坑, 而非剥层。其中犁耕可能是由硬化点的磨屑所引起的。显然, 由于圆形硬化点的存在, 使 S2 的磨损机理由严重的分层磨损转变为疲劳磨损, 这可能就是 S2 的磨损小于 S1 的原因。

图 14 为扫描电镜下 S3 的截面图和磨损表面。如图 14a 所示, 与上方相比, 下方由于过渡区的存在, 热影响区延伸到了更远的位置, 这与在图 7b 中光镜下观察到的情况相吻合。如图 14b 所示, 由于过渡区

的存在, 硬化区与基材之间的边界难以直观识别, S2 中的碎裂现象在 S3 中并未观察到。由此可见, 附加了过渡区的泪滴状硬化有效地消除了圆点状硬化中的碎裂现象。

2.3 塑性变形

图 15 为光镜下 S1、S2、S3 的塑性变形层。由图 15a 可见, S1 的塑性变形层的深度约为 $60\text{ }\mu\text{m}$, 且沿圆周方向深度相同。如图 15b 所示, S2 的硬化区的

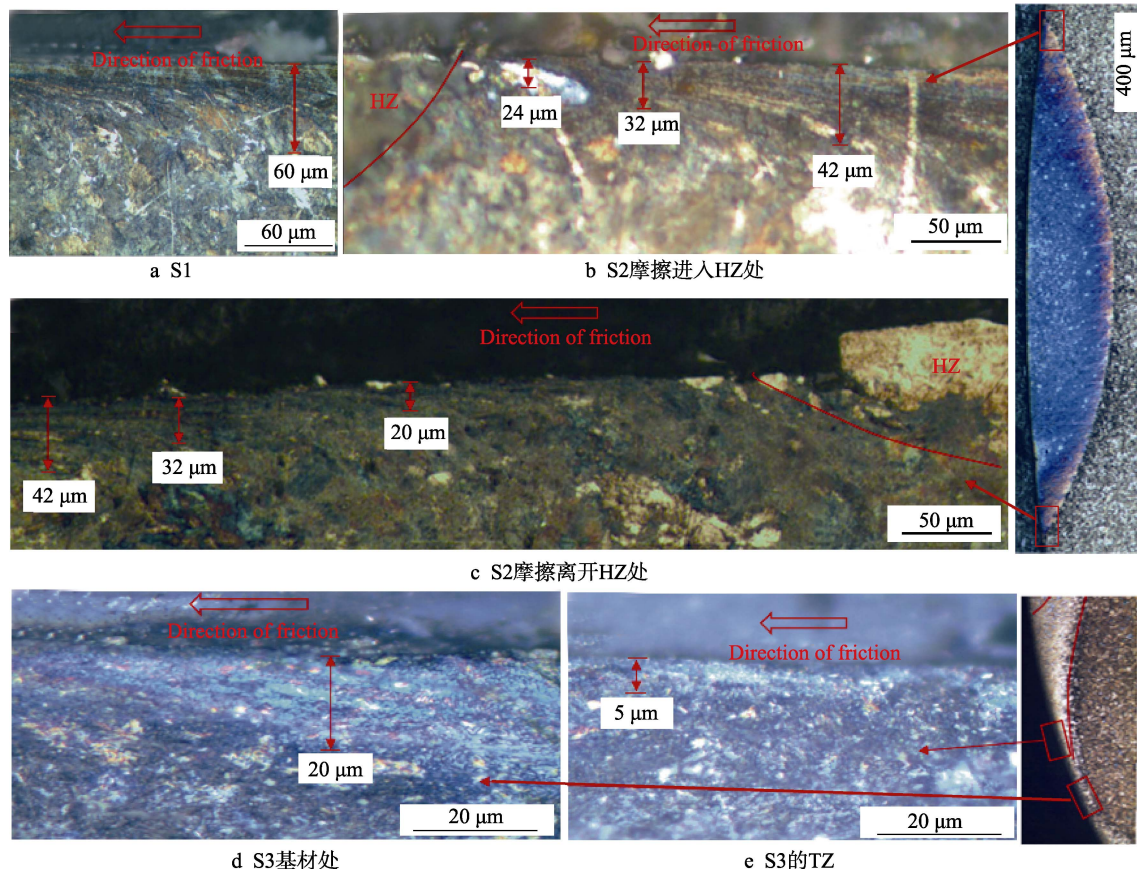


a 显微截面

b 磨损表面

图 14 S3 的显微截面及磨损表面

Fig.14 (a) the sectional micrograph of S3, (b) the worn surface of S3



a S1

b S2摩擦进入HZ处

c S2摩擦离开HZ处

d S3基材处

e S3的TZ

图 15 不同位置的塑性变形

Fig.15 Plastic deformation of (a) S1, (b) S2 at the edge where the friction enters HZ, (c) S2 at the edge where the friction leaves HZ, (d) the substrate of S3, (e) the TZ of S3

塑性变形在光镜下几乎难以辨认。基材塑性变形的深度沿周向逐渐变化,最大为 $42\text{ }\mu\text{m}$,离硬化区越近,基材的塑性变形层越薄。基材的塑性变形方向呈现出与硬化区挤压的趋势,且在摩擦进入硬化区的边缘处并无碎裂现象。相反,如图 15c 所示,在摩擦离开硬化区的方向,基材的塑性变形方向呈现出与硬化区分离的趋势,且在硬化区与基材的边界处存在严重的碎裂。由硬化区两侧碎裂情况的不同可以看出,边缘处碎裂的产生不仅与硬度的突变相关,还与边界处的受力方向相关。

图 15d、e 为 S3 在摩擦离开硬化区方向的边缘处的塑性变形层,其塑性变形层深度也是逐渐变化的,塑性变形层深度最大的位置位于两个硬化区之间的基材处,约 $20\text{ }\mu\text{m}$ 。过渡区的深度塑性变形层深度最大处约为 $5\text{ }\mu\text{m}$,且仅在靠近基材的一侧能够观察到。

由于 S1 的显微硬度较低,其主要的磨损机理是严重的分层磨损。根据磨损分层理论^[17],材料的抗分层磨损能力主要取决于材料的抗塑性变形能力。而针对材料的抗塑性变形能力,Young 等人^[18]发现,塑性变形过程中,韧性相周围存在较硬且强度较高的相,能够提高韧性相的强度。这种结构与本研究中基材周围存在硬化区的结构相似,如 S2(圆形点)和 S3(泪滴状点)的表面。由于硬化区的阻挡作用,越靠近硬化区,基材的塑性变形深度越小,如图 15b—e 所示,本文将这种现象称为阻挡效应。由于硬化区的高硬度和低塑性变形能力的特性,在相同的摩擦条件下,硬化区附近基材的接触应力远远小于未处理试样 S1 基材的应力,剪切应力相应减小。因此,该区域的塑性变形层也会变薄,这种现象在本文中称为支撑效应。硬化点的存在及其产生的影响抑制了钢轨的分层磨损。因此, S2 和 S3 的磨损机理由严重的分层磨损转变为轻微的疲劳磨损,这即是离散硬化大幅度提高材料耐磨性的原因。

如原理图 16 所示,因滑动(轮的转速大于轨的转速)引起的内部剪切应力,在点 A 处偏离硬化区。由于硬化区的抗塑性变形能力大,基材的抗塑性变形

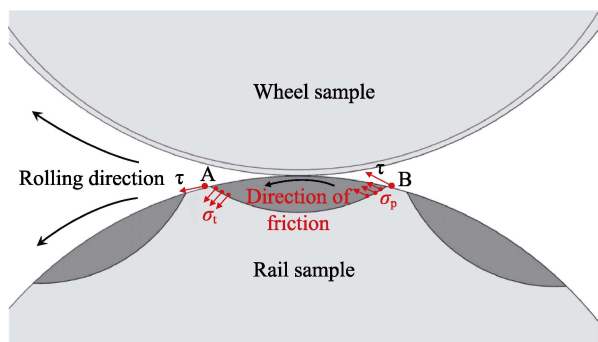


图 16 HZ 与基材边界滑动引起的内部剪切应力示意图
Fig.16 Diagram of the internal shear stress caused by sliding on the boundary between the HZ and the substrate

能力小,基材在摩擦离开硬化区的边缘处呈现出与硬化区分离的趋势(图 15c),从而引起了内部的拉应力。由于硬度的突变,拉应力在硬化区与基材的边界处达到最大值,而拉应力对疲劳强度产生负面影响。此外,硬化区边缘应力集中程度也达到最大,因此硬化点边缘出现了严重碎裂(图 13)。相反,摩擦进入硬化区(点 B)边缘处形成了内部压应力,压应力有利于疲劳强度。因此, B 点处的边缘没有碎裂产生。

S3 中由于附加了一个过渡区,使硬度由硬化区向基材的变化转变为硬化区向过渡区再向基材的变化。如图 10 所示,硬度变化率 ν 只有 200 HV/mm ,这比 S2 中的变化小得多。由于无硬度突变,材料在周向的塑性变形抗力不是突变,而是缓慢变化,减小了塑性变形引起的分离趋势,并使塑性变形引起的拉应力相应减小。此外,由于弹性、耐磨性等性能的逐渐变化,载荷不会只集中在边界附近的硬化区,这有效地减少了不利的应力集中。因此, S3 中摩擦离开硬化区的边缘没有碎裂(图 14)。综上所述,在 S3 中形成泪滴状的硬化区消除了 S2 中圆点状硬化区边缘的严重碎裂。通过等离子体束表面织构化处理,能够有效地提高材料的耐磨性和抗塑性变形能力,即等离子体束表面织构化热处理是提高钢轨钢使用寿命的一种潜在方法^[12]。

3 结论

1) 基于等离子体束的表面织构化热处理能够在钢轨钢表面建立主要由马氏体构成的离散硬化区,离散硬化区的存在及其影响显著提高了钢轨材料的耐磨性和抗塑性变形能力。

2) 硬化区和基材之间附加的过渡区使硬度变化率 ν 从 3500 HV/mm 降低到 200 HV/mm ,由硬度突变所引起的拉应力和应力集中也相应降低。

3) 由于附加过渡区的存在,泪滴状硬化点的边缘没有明显的碎裂现象,比圆点状硬化具有更好的耐磨性和抗塑性变形能力,其磨损量相较于未处理试样的磨损量降低了 51%,磨损寿命预计也相应地提高了约 1 倍。

4) 具备织构化热处理特征的表面具有比单纯离散的圆点状硬化更好的性能。织构化热处理能够针对单一形状的表面处理方法进行进一步优化,该方法对提高钢轨钢的使用寿命具有一定的应用前景。

参考文献:

- [1] 国家发改委. 中长期铁路网规划发布: 2020 年我国高速铁路达 3 万公里[J]. 城市轨道交通研究, 2016, 19(8): 13. National Development and Reform Commission. Medium and long-term railway network planning: China's high-speed railway will reach 30,000 km by 2020[J]. Urban mass

- transit, 2016, 19(8): 13.
- [2] WANG W J, GUO J, LIU Q Y, et al. Study on relationship between oblique fatigue crack and rail wear in curve track and prevention[J]. Wear, 2009, 267(1): 540-544.
- [3] ZHONG W, HU J J, SHEN P, et al. Experimental investigation between rolling contact fatigue and wear of high-speed and heavy-haul railway and selection of rail material[J]. Wear, 2011, 271(9): 2485-2493.
- [4] DONZELLA G, FACCOLI M, GHIDINI A, et al. The competitive role of wear and RCF in a rail steel[J]. Engineering fracture mechanics, 2005, 72(2): 287-308.
- [5] TOTIK Y, SADELER R, ALTUN H, et al. The effects of induction hardening on wear properties of AISI 4140 steel in dry sliding conditions[J]. Materials & design, 2003, 24(1): 25-30.
- [6] ZHENG Y, HU Q, LI C, et al. A novel laser surface compositing by selective laser quenching to enhance railway service life[J]. Tribology international, 2017, 106: 46-54.
- [7] CANNON D F, EDEL K O, GRASSIE S L, et al. Rail defects: An overview[J]. Fatigue & fracture of engineering materials & structures, 2003, 26(10): 865-886.
- [8] ORAZI L, FORTUNATO A, CUCCOLINI G, et al. An efficient model for laser surface hardening of hypo-eutectoid steels[J]. Applied surface science, 2010, 256(6): 1913-1919.
- [9] ZAMMIT A, ABELA S, BETTS J C, et al. Discrete laser spot hardening of austempered ductile iron[J]. Surface and coatings technology, 2017, 331: 143-152.
- [10] SORIANO C, LEUNDA J, LAMBARRI J, et al. Effect of laser surface hardening on the microstructure, hardness and residual stresses of austempered ductile iron grades[J]. Applied surface science, 2011, 257(16): 7101-7106.
- [11] WANG W J, GUO J, LIU Q Y, et al. Effect of laser quenching on wear and damage of heavy-haul wheel/rail materials[J]. Journal of engineering tribology, 2013, 228(1): 114-122.
- [12] ZENG D, LU L, LI Z, et al. Influence of laser dispersed treatment on rolling contact wear and fatigue behavior of railway wheel steel[J]. Materials and design, 2014, 54(C): 137-143.
- [13] CAO X, SHI L B, CAI Z B, et al. Investigation on the microstructure and damage characteristics of wheel and rail materials subject to laser dispersed quenching[J]. Applied surface science, 2018, 450: 468-483.
- [14] TRICARICO L, ANCONA A, PALUMBO G, et al. Discrete spot laser hardening and remelting with a high-brilliance source for surface structuring of a hypereutectoid steel[J]. Materials & design, 2017, 115: 194-202.
- [15] DAN W J, LI S H, ZHANG W G, et al. The effect of strain-induced martensitic transformation on mechanical properties of TRIP steel[J]. Materials and design, 2008, 29(3): 604-612.
- [16] COLAÇO R, PINA C, VILAR R. Influence of the processing conditions on the abrasive wear behaviour of a laser surface melted tool steel[J]. Scripta materialia, 1999, 41(7): 715-721.
- [17] SUH N P. An overview of the delamination theory of wear[J]. Wear, 1977, 44(1): 1-16.
- [18] YOUNG C H, BHADESHIA H K D H. Strength of mixtures of bainite and martensite[J]. Materials science and technology, 1994, 10(3): 209-214.

(上接第 68 页)

- [84] LIU T, CHENG Y F, SHARMA M, et al. Effect of fluid flow on biofilm formation and microbiologically influenced corrosion of pipelines in oilfield produced water[J]. Journal of petroleum science and engineering, 2017, 156: 451-459.
- [85] VIDELA H. Manual of biocorrosion[M]. [s. l]: Routledge, 2018.
- [86] JAYARAMAN A, EARTHMAN J, WOOD T. Corrosion inhibition by aerobic biofilms on SAE 1018 steel[J]. Applied microbiology and biotechnology, 1997, 47(1): 62-68.
- [87] JAYARAMAN A, CHENG E, EARTHMAN J, et al. Axenic aerobic biofilms inhibit corrosion of SAE 1018 steel through oxygen depletion[J]. Applied microbiology and biotechnology, 1997, 48(1): 11-17.
- [88] JIGLETSOVA S, RODIN V, KOBELEV V, et al. Studies of initial stages of biocorrosion of steel[J]. Applied biochemistry and microbiology, 2000, 36(6): 550-554.
- [89] RODIN V, JIGLETSOVA S, KOBELEV V, et al. Development of biological methods for controlling the aerobic microorganism-induced corrosion of carbon steel[J]. Applied biochemistry and microbiology, 2000, 36(6): 589-593.
- [90] JAVED M, STODDART P, PALOMBO E, et al. Inhibition or acceleration: Bacterial test media can determine the course of microbiologically influenced corrosion[J]. Corrosion science, 2014, 86: 149-158.
- [91] 季晓妮, 汲平. 静磁场的细胞生物学效应的研究进展[J]. 口腔颌面修复学杂志, 2010, 11(2): 126-128.
- Ji Xiao-ni, Qi Ping. Advances in cell biological effects of static magnetic field[J]. Chinese journal of prosthodontics, 2010, 11(2): 126-128.
- [92] 智丽媛, 杜莉. 静磁场的细胞生物学效应的研究[J]. 口腔牙病防治, 2008, 16(b07): 650-652.
- Zhi Li-yuan, Du Li. Study on cell biological effects of static magnetic field[J]. Prevention and treatment of oral and dental diseases, 2008, 16(b07): 650-652.
- [93] 陈碧, 秦双, 陈蕾, 等. 静磁场对硫酸盐还原菌生物膜形成过程的影响[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2014, 26(6): 499-504.
- CHEN Bi, QIN Shuang, CHEN Lei, et al. Influence of static magnetic field on formation of SRB biofilm[J]. Corrosion science and protection technology, 2014, 26(6): 499-504.
- [94] 陈碧, 郑碧娟, 张帆, 等. 静磁场下硫酸盐还原菌对 HSn70-1 铜合金的腐蚀行为[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2014, 34(4): 339-345.
- CHEN Bi, ZHENG Bi-juan, ZHANG Fan, et al. Corrosion behavior of HSn70-1 copper alloy in SRB containing medium in atatic magnetic field[J]. Journal of chinese society for corrosion and protection, 2014, 34(4): 339-345.