

# 喷丸处理辅助碳钢表面低温 B-Cr-Re 扩散

袁兴栋, 李子哲, 方同辉, 姜文韬, 王学刚

(山东建筑大学 材料科学与工程学院, 济南 250101)

**摘要:** 目的 提高碳钢表面 B 原子低温扩散行为, 拓宽低温 B-Cr-Re 三元共渗技术的应用范围。方法 以退火态 45 钢为基体, 表面经合金钢砂喷丸处理后进行 B-Cr-Re 低温共渗, 获得一定深度的共渗层, 喷丸处理时间分别为 0.5、1.0、1.5 h, 在 580 °C 下保温 6 h。利用透射电子显微镜 (TEM)、热场发射扫描电子显微镜 (TFESEM)、扫描电子显微镜 (SEM)、X 射线衍射仪 (XRD) 等检测仪器, 分别研究经喷丸处理后基体表层的微观组织结构、B-Cr-Re 共渗层的组织结构及力学性能。结果 实验结果表明, 经喷丸处理后 45 钢基体表层组织处于塑性不稳定状态, 表层产生了位错、非晶区和孪晶等结构缺陷, 表层获得了纳米结构层; 随着喷丸处理时间的延长, 基体表层晶粒逐渐破碎细化, 平均晶粒尺寸分别为 180、70、20 nm; 对喷丸处理后的基体进行低温共渗, 在其表层获得了均匀、连续、致密的 B-Cr-Re 共渗层, 且呈树枝状, 平均深度分别为 20、22、23 μm, 较未喷丸处理基体表层获得的共渗层平均深度 (13 μm) 提高了约 54%、69%、77%; B-Cr-Re 共渗层结构为 FeB 相和 Fe<sub>2</sub>B 相, 以 Fe<sub>2</sub>B 相为主, 共渗层的力学性能良好, 显微硬度为 875HV~2 042HV。结论 碳钢经喷丸处理后, 表层晶粒细化, 晶界位错明显增多。晶界位错等对后续原子的扩散起着快速通道的作用, 提供能量, 提高 B 原子扩散速度, 降低 B-Cr-Re 共渗温度。这种表面处理技术为碳钢表面的强化提供了更好的方法。

**关键词:** 喷丸处理; B-Cr-Re 共渗; 低温; 纳米结构; 位错

**中图分类号:** TG156.8+7; TG668 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2022)09-0335-07

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2022.09.035

## Shot Peening Assisted B-Cr-Re Diffusion on Carbon Steel at Low Temperature

YUAN Xing-dong, LI Zi-zhe, FANG Tong-hui, JIANG Wen-tao, WANG Xue-gang

(School of Materials Science and Engineering, Shandong Jianzhu University, Jinan 250101, China)

**ABSTRACT:** The work aims to improve the diffusion behavior of B atom on the carbon steel surface at low temperature, and broaden the application of low-temperature B-Cr-Re co-infiltration technology. The annealed 45 steel was used as the substrate, and the surface was treated with emery shot peening, then the B-Cr-Re co-infiltration was carried out at low temperature to obtain a certain depth of co-infiltration layer. The shot peening time was 0.5, 1.0 and 1.5 h respectively, and the low-temperature

收稿日期: 2021-10-13; 修订日期: 2022-01-19

Received: 2021-10-13; Revised: 2022-01-19

基金项目: 山东省高等学校科技计划 (J17KA017); 山东省社会科学规划研究项目 (19CHYJ12)

Fund: Scientific and Technological Planning Projects of Colleges and Universities in Shandong Province (J17KA017); Shandong Social Science Planning Research Project (19CHYJ12)

作者简介: 袁兴栋 (1979—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为海洋材料腐蚀与防护、材料表面与界面。

Biography: YUAN Xing-dong (1979-), Male, Doctor, Associate professor, Research focus: material surface and interface, material corrosion and protection.

引文格式: 袁兴栋, 李子哲, 方同辉, 等. 喷丸处理辅助碳钢表面低温 B-Cr-Re 扩散[J]. 表面技术, 2022, 51(9): 335-341.

YUAN Xing-dong, LI Zi-zhe, FANG Tong-hui, et al. Shot Peening Assisted B-Cr-Re Diffusion on Carbon Steel at Low Temperature[J]. Surface Technology, 2022, 51(9): 335-341.

co-infiltration process was kept at 580 °C for 6 h. TEM, TFESEM, SEM and XRD were used to study the microstructure of the substrate surface layer after shot peening and the microstructure and mechanical properties of B-Cr-Re co-infiltration layer. According to the experimental results, after shot peening, the surface microstructure of 45 steel substrate was in a plastic unstable state, and structural defects such as dislocations, amorphous regions and twin structures appeared in the surface layer, and nano-structured layers were obtained in the surface layer. With the extension of shot peening time, the surface grains of the substrate gradually broke and refined, and the average grain size was 180, 70 and 20 nm, respectively. After shot peening, a uniform, continuous and dense B-Cr-Re layer was obtained on the surface of the shot peening substrate at low-temperature co-infiltration, which was in the shape of branch, with an average depth of 20, 22 and 23 μm, respectively, about 54%, 69% and 77% higher than that of untreated substrate (average depth was 13 μm). The structure of B-Cr-Re co-infiltration layer was FeB phase and Fe<sub>2</sub>B phase, with Fe<sub>2</sub>B phase as the main component. The mechanical properties of the co-infiltration layer were superior, and the microhardness was 875HV~2 042HV. After shot peening, the surface grain of carbon steel is refined, the grain boundary and dislocations increases obviously. The grain boundary and dislocations plays a fast channel role in the diffusion of subsequent atoms, providing energy, increasing the diffusion rate of B atoms and lowering the B-Cr-Re infiltration temperature. This surface treatment technology provides a better method for strengthening the surface of carbon steel.

**KEY WORDS:** shot peening; B-Cr-Re co-infiltration; low temperature; nanostructure; dislocation

渗硼技术是一种化学热处理技术,由于硼化物层具有高硬度、高耐磨和高耐腐蚀性等优点,因而渗硼技术广泛应用于各种工件的表面强化。固体渗硼技术主要包括单元渗硼技术、二元渗硼技术和三元渗硼技术等。Ozbek等<sup>[1]</sup>发现,在温度为850、900、1 000 °C,时间为2、4、6、8 h时,AISI W4表面可以获得较为连续、均匀的硼化物层。Mu等<sup>[2]</sup>研究结果表明,温度为950 °C、时间为8 h时,CoCrMo钢表面硼化物层具有较好的抗氧化性,硼化物层经10次氧循环后,其氧化速率为 $2.84 \times 10^{-13} \sim 2.94 \times 10^{-13} \text{ g}^2/(\text{cm}^4 \cdot \text{s})$ 。Campos等<sup>[3]</sup>研究了AISI 304表面硼化物层的耐腐蚀性,结果表明,腐蚀介质为0.1 mol/L的NaCl溶液时,硼化物层的极化电阻达到12 kΩ。Oks等<sup>[4]</sup>在不同气体(空气、氮、氧和氮氧混合物)环境下,研究了等离子体沉积含硼涂层,结果表明,在空气或纯氮中沉积得到了相对最好的均匀涂层,涂层厚度约为12.2 μm。Keddani<sup>[5]</sup>对AISI 1045表面单相Fe<sub>2</sub>B生长动力学进行了计算机模拟,研究发现,单相Fe<sub>2</sub>B生长动力学遵循抛物线式生长规律,同样的规律也被Campos等<sup>[6-9]</sup>证明。采用等离子体技术对基体表面进行预处理会影响其表面硼化物层的质量,但不改变硼化物层的基本生长规律<sup>[10-12]</sup>。

以上研究均为高温渗硼(700 °C以上),存在硼化物层脆性大、成本高、工件变形大、能耗高等缺点,为了解决这一问题,研究者开始关注低温渗硼。低温渗硼的共性问题就是基体表层形成的硼化物层较浅、不致密、不均匀。为此大家开始关注基体的表面预处理或其他辅助条件对后期渗硼的影响。Xie等<sup>[13]</sup>利用直流电场特性辅助45钢表面进行低温渗硼,研究发现,直流电场可以促进基体的渗硼速度。Chui等<sup>[14-16]</sup>自主研发了一种快速多重旋转碾压方法,在低碳钢、不锈钢表面获得了纳米结构。袁兴栋等<sup>[17-18]</sup>研究了低

碳钢经快速多重旋转碾压方法预处理后的B-Cr-Re低温共渗,其硼化物层明显增厚。对基体表面的预处理方法还有机械研磨处理<sup>[19]</sup>、喷丸处理<sup>[20]</sup>、超音速喷涂<sup>[21]</sup>等。

笔者课题组为拓宽B-Cr-Re技术的应用,研究了喷丸处理后45钢表面B-Cr-Re低温共渗,探索更低温度下B-Cr-Re技术的相关性能指标,旨在通过表面喷丸处理使45钢表层形成一定的结构缺陷层,提高表层原子活性,进而在低温环境下诱导B原子扩散到基体表面上,提高B-Cr-Re共渗质量,在解决高温渗硼不足的同时,进一步拓宽该技术的应用。

## 1 实验

实验材料为45钢板,退火状态,化学成分(均用质量分数表示):C 0.43%,Si 0.25%,Mn 0.63%,Cr 0.18%,Ni 0.18%,Cu 0.19%,余量为Fe。首先对基体表面进行喷丸处理,采用青岛和青铸造机械有限公司生产制造的喷丸设备,型号为Q3720,工艺参数:合金钢砂,硬度为HRC40,粒径为0.8 mm,喷丸速度为70 m/s,喷丸时间为0.5、1.0、1.5 h,试样尺寸为200 mm×100 mm×10 mm。然后将基体表面用丙酮溶液清洗,进行低温B-Cr-Re共渗,试样尺寸为10 mm×10 mm×10 mm,其工艺参数:温度为580 °C,时间为6 h,炉冷。共渗装置如图1所示,共渗炉为上海一恒科技仪器有限公司生产制造的箱式电阻炉,其型号为SX2-12-10。采用固体粉末状B-Cr-Re共渗剂,在180~200 °C下除湿30 min,然后粉碎搅拌均匀,颗粒平均粒径为120目,其成分如表1所示。采用JEM 1200EX型透射电子显微镜观察分析了经喷丸处理后45钢表层的微观结构,采用垂直表面取样方法。利用FEI Sirion 200型热场发射扫描电子显微

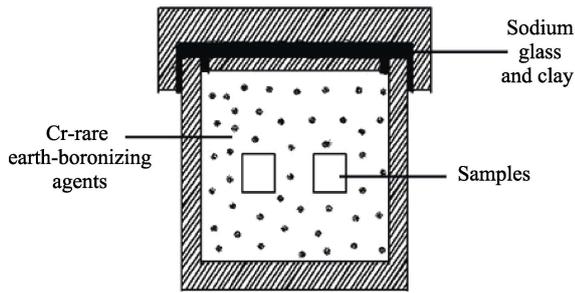


图 1 低温共渗装置

Fig.1 Low-temperature co-infiltration device

表 1 B-Cr-Re 共渗剂的组分含量  
Tab.1 Components of B-Cr-Re Co-infiltration agent wt.%

High carbon ferrochrome	Rare earth	Potassium fluoro-borate	Boron iron	Activated carbon	Others
5.79	4.27	3.89	59.12	17.46	9.47

镜和 JSM-6380LA 型数字式低真空扫描电子显微镜观察了基体表层 B-Cr-Re 共渗层的组织形貌。采用 XD98 型 X 射线衍射仪对基体表层 B-Cr-Re 共渗层的物相结构进行了表征。利用金相显微镜观察了不同时间喷丸处理后基体表层的组织结构。利用电子显微硬度计对基体表层 B-Cr-Re 共渗层硬度进行了测试, 加载力为 0.245 N, 时间为 10 s, 每次实验沿着与共渗层边缘呈 45° 方向测量 3 个点, 取平均值, 以便提高实验数据的精确性。

## 2 结果分析

### 2.1 表层结构分析

经不同时间喷丸处理后, 基体表层的组织形貌如图 2 所示。从图 2 中可以观察到, 基体经喷丸处理后表层发生了严重的塑性变形, 出现了一定深度的变形层, 且基体表层晶粒得到细化。随着喷丸处理时间的延长, 基体表层的变形层逐渐变深, 晶粒更加细化。

经喷丸处理后, 45 钢基体表层的 TEM 及电子衍射图谱如图 3 所示。从图 3 中可以看出, 经不同时间喷丸处理后基体表层存在高密度位错, 如图 3 中白色方框区域, 表层晶粒逐渐细化至纳米量级。对照不同时间喷丸处理后基体表层的 TEM 图谱发现, 随着喷丸处理时间的延长, 表层平均晶粒尺寸逐渐细化, 分别为 180、70、20 nm。通过对图 3a—c 中白色方框区域进行电子衍射观察发现, 随着喷丸时间的延长, 选区电子衍射图谱连续的圆环更加明显, 这证明获得了纳米晶。晶粒细化的主要原因: 不同方向、不同速度的冲击载荷撞击基体表面时, 基体表层原子处于塑性不稳定状态, 不同滑移方向的位错反复发生缠结、增殖, 并在滑移面上错排, 形成了位错墙和位错胞, 分割了晶粒。同时, 45 钢为中碳钢, 其基本组织为铁素体和珠光体, 珠光体由铁素体和渗碳体组成, 亚稳相渗碳体在金属塑性流变和温度的作用下会向稳定相铁素体转变, 也会导致晶粒的细化<sup>[22]</sup>。图 3a—c 中

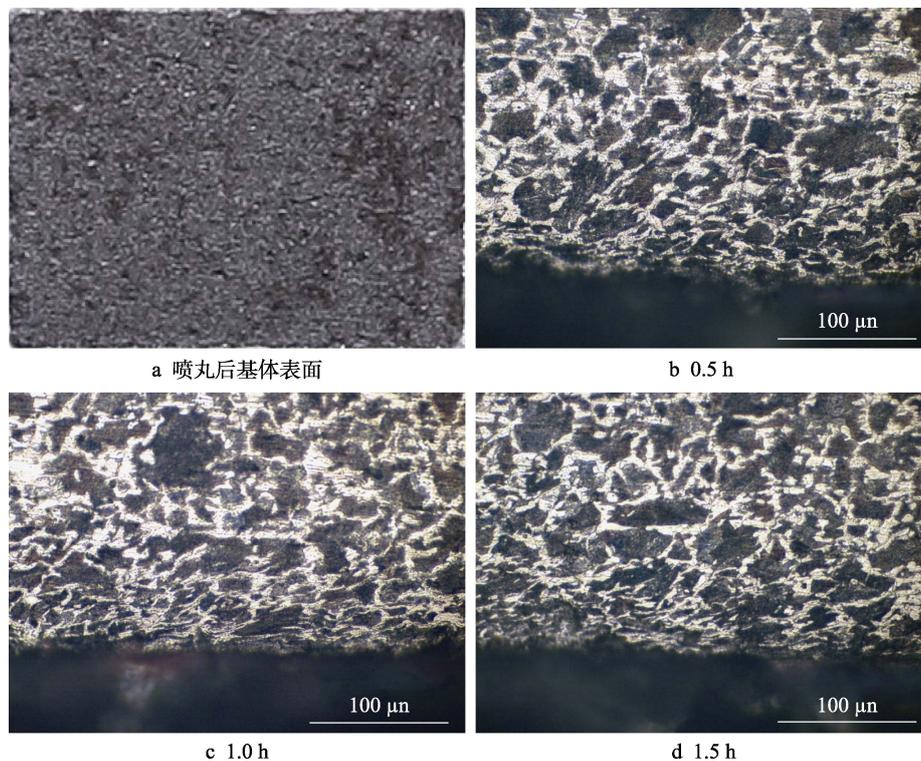


图 2 喷丸处理后基体表层的组织形貌

Fig.2 Microstructure of substrate surface layer after shot peening

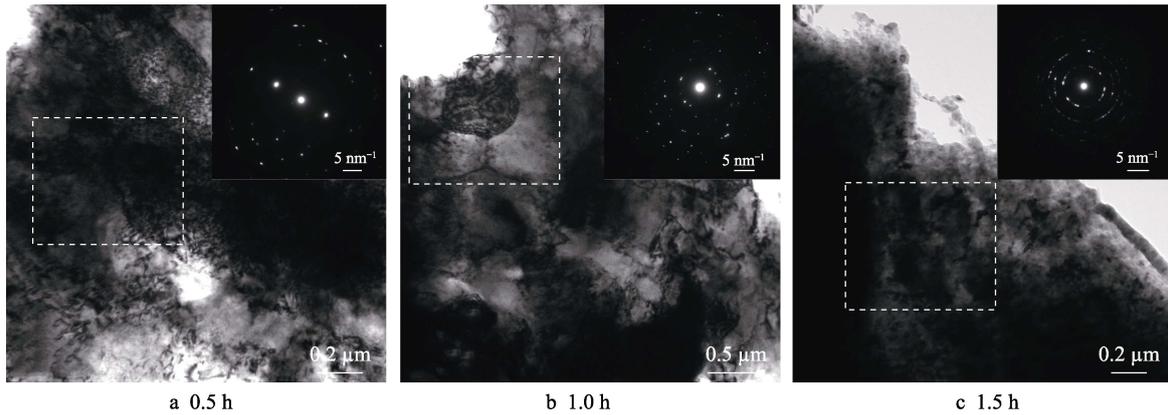


图3 喷丸处理后基体表层的 TEM 及电子衍射图谱  
Fig.3 TEM and electron diffraction patterns of substrate surface layer after shot peening

白色方框内存在较高密度的位错，主要原因是多方向的金属流变应力促使滑移面原子错排，位错发生了塞积和增殖，进而导致局部区域位错密度升高。金属流变应力与位错密度的关系可以通过式（1）计算。

$$\sigma_b = \alpha G b \sqrt{\rho} \tag{1}$$

式中： $\alpha$  为常数， $\alpha$  为 0.1~1.0； $G$  为切变模量； $b$  为柏氏矢量。

位错密度可以采用式（2）进行计算<sup>[23]</sup>。

$$\rho_v = \rho_M^2 / 2\pi \ln 2 \cdot b^2 \tag{2}$$

式中： $\rho_v$  为位错密度； $b$  为柏氏矢量。对于不同类型的位错，柏氏矢量是与晶体晶格常数（ $a$ 、 $b$ 、 $c$ ）相关的常数。

在多方向冲击载荷作用下，基体表层发生了严重的塑性变形，在一定晶面上优先诱发产生各种织构。为了更清晰地观察织构，实验对喷丸处理 1.5 h 后的基体表层进行了 HRTEM 表征，具体如图 4 所示。从图 4 中观察可知，经喷丸处理后，在基体表层晶粒之间的区域出现了非晶区，如图 4 中白色椭圆区域。同时，局域形成了孪晶和层错，如图 4 中黑色箭头和白

色直线所指位置。在喷丸处理过程中，基体表层受到了来自不同方向的金属流变应力，产生了晶格畸变，部分区域原子排列发生混乱，产生了层错；混乱程度严重的原子区域形成了高密度的位错，形成了位错墙或位错胞，位错墙或位错胞会分割晶粒，从而形成了孪晶。另外，严重的塑性变形造成的晶格畸变会产生晶格失稳，诱发相变发生，逐渐出现非晶区域。关于非晶区的形成，Inoue 等<sup>[24-26]</sup>的研究工作总结了 3 条经验规律：合金体系由 3 个或 3 个以上的组元组成；主元素之间的原子半径比应该大于 12%；主元素间具有较大的负混合焓。

## 2.2 共渗层组织形貌分析

喷丸处理前后 45 钢基体表层获得的低温 B-Cr-Re 共渗层 SEM 形貌如图 5 所示。从图 5 中可知，喷丸处理促进了基体表面 B-Cr-Re 低温扩散行为，共渗层形貌变得更好，其形貌连续、均匀、致密，以树枝状形貌嵌入基体。未经喷丸处理的基体表层获得的共渗层平均深度为 13 μm，喷丸处理加速了 B 原子的低温扩散。随着喷丸处理时间的延长，B 原子的低温扩散速度逐渐加快，共渗层的平均深度分别为 20、22、23 μm，较未经喷丸处理的基体表层获得的低温 B-Cr-Re 共渗层分别提高了约 54%、69% 和 77%。在 B-Cr-Re 低温共渗过程中，Fe 原子和 B 原子的浓度先达到 Fe<sub>2</sub>B 的形成浓度，形成了 Fe<sub>2</sub>B 相，先形成的 Fe<sub>2</sub>B 相逐渐生长，被嵌入基体中；后形成的 FeB 相依附 Fe<sub>2</sub>B 相生长。故 B-Cr-Re 低温共渗层最外边缘相结构主要为 FeB 相，次外边缘相结构主要为 Fe<sub>2</sub>B 相，如图 5 中黑色箭头指示位置。

共渗剂是影响 B-Cr-Re 低温共渗的重要因素，共渗剂成分之间发生了复杂的化学反应，产生了活性的 B 原子、Re 原子和 Cr 原子，Re 原子起到了催化作用，Cr 原子起到了络合净化的作用，从而实现了低温扩散。

B 原子具体的产生方式如式（3）—（7）所示。  
 $4KF + 2FeB + O_2 = 2K_2O + 2Fe + 2BF_2 \tag{3}$

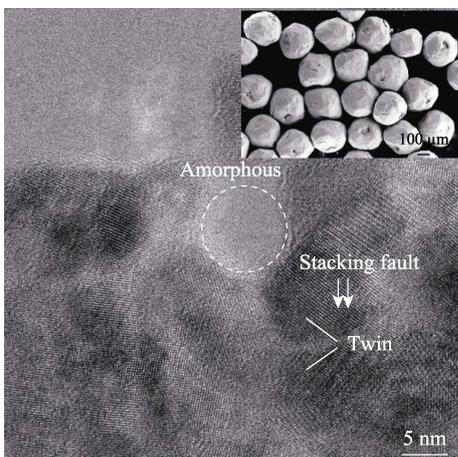


图4 喷丸处理 1.5 h 后基体表层的 HRTEM 图谱  
Fig.4 HRTEM map of substrate surface layer after 1.5 h of shot peening

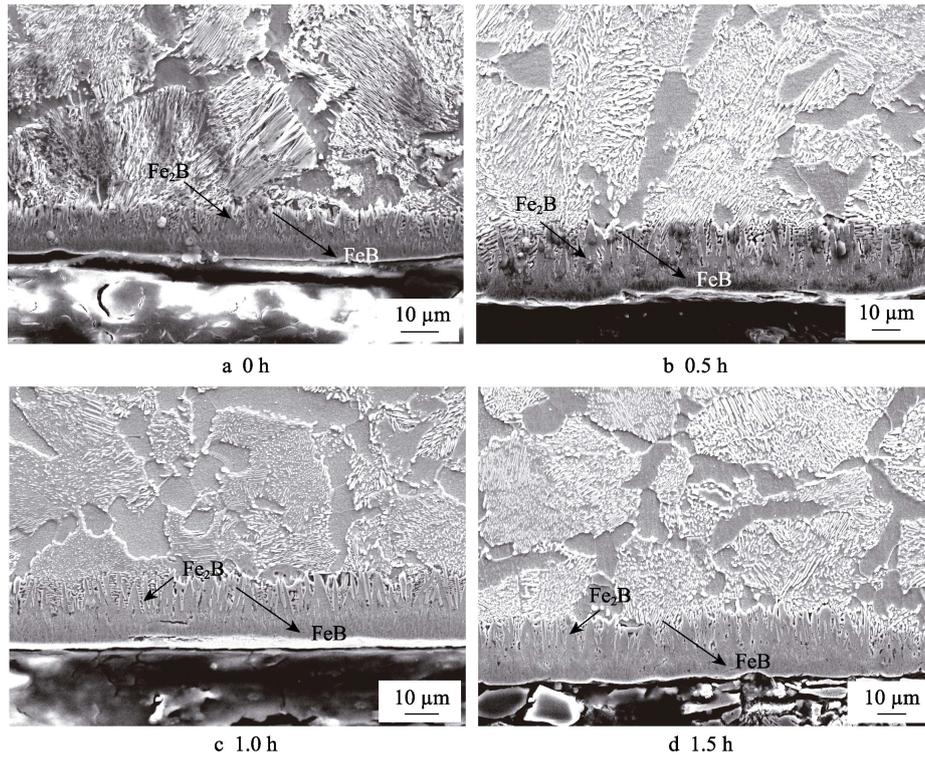
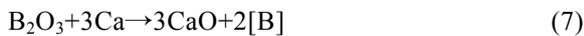
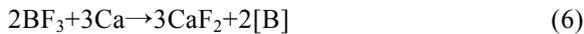


图 5 喷丸处理后基体表层低温 B-Cr-Re 层 SEM 形貌  
Fig.5 SEM B-Cr-Re layer on substrate surface layer after shot peening at low temperature



Cr 原子具体的产生方式如式 (8) 所示。



当 CrCl<sub>2</sub> 与 Ca 相遇时, 彼此之间作用会产生活性 Cr 原子, 如式 (9) 所示。



Re 原子 (主要是 La) 具体的产生方式如式 (10) 所示。



B-Cr-Re 低温共渗过程主要分为吸附、超点阵和扩散等 3 个过程, 如图 6 所示。硼原子的扩散过程遵循菲克扩散第二定律, 如式 (11) 所示。

$$\frac{\partial C_i}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C_i(x, t)}{\partial x^2} \quad (11)$$

式中: C<sub>i</sub>(x, t) 为硼原子的浓度函数; x 为距离; t 为时间。

根据布雷克曼 (Brakman) 等<sup>[27]</sup>描述的扩散层生长平衡方程分析可得式 (12)。

$$(C_{1Fe_2B} - \beta C_0) = D_{Fe_2B} \frac{C_{2Fe_2B} - C_{1Fe_2B}}{\gamma} \quad (12)$$

式中: D<sub>Fe<sub>2</sub>B</sub> 为扩散系数; β 为常数; γ 为扩散层深度; C<sub>1Fe<sub>2</sub>B</sub> =  $\frac{2}{3} C_{2Fe_2B}$ 。

当 B 原子吸附量 (均用质量分数表示) 达到 8.83% 时, 便开始形成四方晶格的 Fe<sub>2</sub>B。当 Fe<sub>2</sub>B 晶核长大至彼此相接触时, B 原子会通过 Fe<sub>2</sub>B 向试样内部扩散, 促使 Fe<sub>2</sub>B 向试样内部择优取向长大, 不断生成共渗层。当 B 原子吸附量达到 16.23% 时, 便开始形成斜方晶格的 FeB。在喷丸处理后, 基体表层晶粒细化, 晶界增多, 出现了位错和孪晶等结构缺陷, 这些组织结构为后续的 B-Cr-Re 低温共渗提供了更好的结构条件和能量条件。在 B-Cr-Re 低温共渗时, 经喷丸处理后基体表层微观结构中部分能量得到释放, 促使界面处 B 原子浓度较早达到 Fe<sub>2</sub>B 相和 FeB 相形成所需的浓度, 提高了两相的形核率, 进而增大了共渗层的深度和质量。随着喷丸处理时间的延长, 这种作用更加明显。

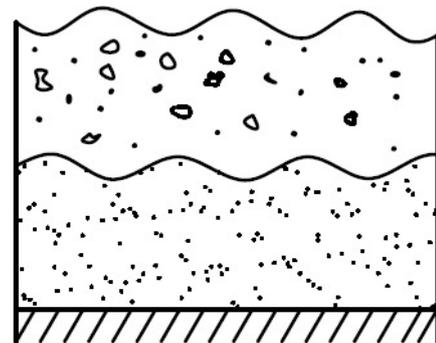


图 6 B-Cr-Re 低温共渗过程  
Fig.6 B-Cr-Re low temperature co-infiltration process

为了进一步研究 Re 原子和 Cr 原子的作用机理,对喷丸处理 1.5 h 后的基体表层低温 B-Cr-Re 共渗层的不同部位进行了成分分析,如图 7 所示。B-Cr-Re 共渗层中 A、B、C、D (主要是孔洞,图 7 中黑色箭头指示位置)不同区域的成分含量如表 2 所示。从表 2 可知,La 元素在 A、B、C 区域的含量相当,说明 La 元素参与了整个共渗过程;在孔洞 D 位置 La 元素含量较高,这是因为 La 元素的扩散属于短程扩散,借助于晶界和位错来实现扩散,容易在晶界和孔洞处发生富集,使得含量增高。从表 2 可知,Cr 元素在 A、B、C 区域的含量也相当,在孔洞 D 位置不存在 Cr 元素,Cr 元素以置换固溶体形式存在于共渗层中,在孔洞处不发生富集。

综上所述,La 元素在短程扩散中加速了共渗剂的分解,同时促进了活性 B 原子的吸附,具有催渗作用,其催渗机理有待进一步研究。Cr 元素能够促使共渗层结构空间键络,使其更加均匀化,所以 Cr 元素从本质上降低了共渗层的脆性,抑制了共渗层裂纹的产生和扩展。

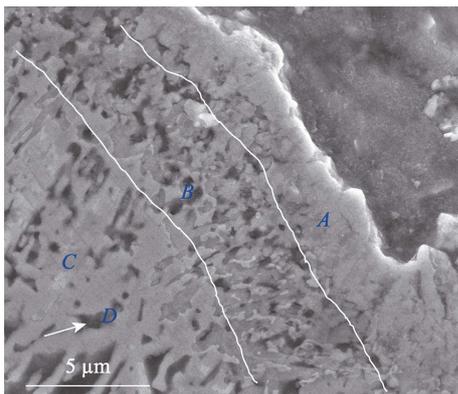


图 7 喷丸处理 1.5 h 后基体表层低温 B-Cr-Re 共渗层 TFESEM 图谱  
Fig.7 TFESEM of B-Cr-Re layer on substrate surface layer after 1.5 h of shot peening at low temperature

表 2 B-Cr-Re 共渗层不同区域的成分含量  
Tab.2 Contents in different regions of B-Cr-Re co-infiltration layer

Element	A	B	C	D	wt.%
La (L)	0.20	0.32	0.17	7.91	
Cr (K)	0.79	0.51	0.68		

### 2.3 共渗层结构分析

喷丸处理 1.5 h 后基体表层低温 B-Cr-Re 共渗层 XRD 图谱如图 8 所示。由图 8 可知,B-Cr-Re 低温共渗层的相组成主要为 FeB 相和 Fe<sub>2</sub>B 相。这说明共渗时,Re 元素和 Cr 元素没有达到形成化合物的浓度,B 原子在 (002) 方向上的扩散速度相对最快<sup>[28]</sup>,在

(002) 方向上择优形核长大,B 原子在 (121) 方向上形核长大。在共渗时,稀土元素起到了催渗作用,促使 Fe<sub>2</sub>B 相的形核率加快,加强了 (002) 方向上织构的形成,使 Fe<sub>2</sub>B 相沿着 (002) 方向不断生长,(002) 方向衍射峰强度增大。铬元素的加入,将织构方向变为 (121) 方向,B 原子又在 (121) 方向上形核长大,但铬元素影响织构的机理有待进一步研究。

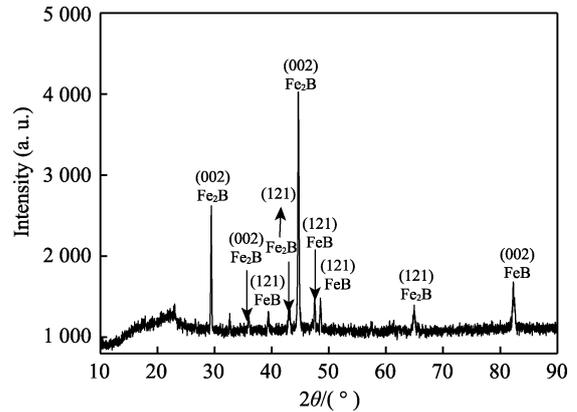


图 8 喷丸处理 1.5 h 后基体表层低温 B-Cr-Re 共渗层 XRD 图谱  
Fig.8 XRD of B-Cr-Re co-infiltration layer on substrate surface layer after 1.5 h of shot peening at low temperature

### 2.4 性能分析

为了更科学地表征 B-Cr-Re 低温共渗层的显微硬度,沿着图 9 中白色箭头指示的方向进行显微硬度表征,部分实验数据顺序如图 9 中 1—5 所示,具体的变化规律如图 10 所示,喷丸处理时间为 1.5 h。从图 10 中可以观察到,共渗层的显微硬度沿着基体表面方向由表及里呈现先升高后降低的趋势,硬度范围为 875HV~2 042HV。这是因为共渗层最外边缘较疏松,次外边缘较致密,树枝状特征形貌的枝端与基体融合。从显微硬度值上看,B-Cr-Re 低温共渗层主

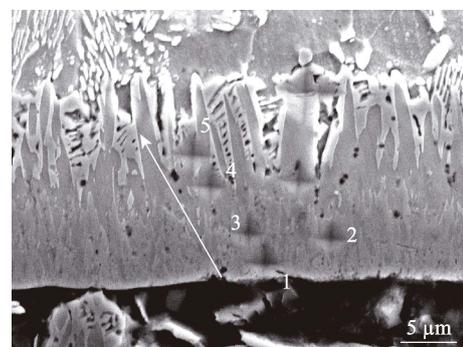


图 9 喷丸处理 1.5 h 后基体表层低温 B-Cr-Re 共渗层显微硬度测量方法  
Fig.9 Microhardness measurement of B-Cr-Re co-infiltration layer on substrate surface layer after 1.5 h of shot peening at low temperature

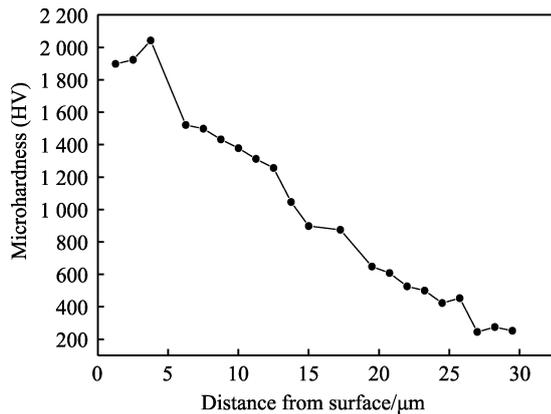


图 10 喷丸处理 1.5 h 后基体表层 B-Cr-Re 共渗层的显微硬度

Fig.10 Microhardness B-Cr-Re co-infiltration layer on substrate surface layer after of 1.5 h of shot peening

要的相组成为 FeB 相和 Fe<sub>2</sub>B 相, 这与图 8 给出的实验结果相符。

### 3 结论

1) 经 0.5~1.5 h 喷丸处理后, 45 钢基体表层获得了纳米结构层, 平均晶粒尺寸分别为 180、70、20 nm, 基体表层局域存在较高密度的位错、非晶和孪晶等结构缺陷, 表层原子活性明显增强, 为后续原子扩散提供了更多的扩散通道。

2) 采用 0.5~1.5 h 喷丸处理均促进了基体表层后续的 B-Cr-Re 低温扩散行为, 在其表层获得了连续、均匀、致密的共渗层, 呈树枝状嵌入基体。共渗层的平均深度分别为 20、22、23 μm, 较未喷丸处理基体表层获得的共渗层平均深度分别提高了约 54%、69%、77%。

3) B-Cr-Re 共渗层相结构主要为 FeB 相和 Fe<sub>2</sub>B 相, 显微硬度先升高后降低, 范围为 875HV~2 042HV。Re 元素和 Cr 元素参与了 B-Cr-Re 低温共渗过程。

#### 参考文献:

- [1] OZBEK I, BINDAL C. Mechanical Properties of Boronized AISI W4 Steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2002, 154(1): 14-20.
- [2] MU Dong, SHEN Bao-luo. Oxidation Resistance of Boronized CoCrMo Alloy[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2010, 28(3): 424-428.
- [3] CAMPOS I, PALOMAR M, AMADOR A, et al. Evaluation of the Corrosion Resistance of Iron Boride Coatings Obtained by Paste Boriding Process[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 201(6): 2438-2442.
- [4] OKS E M, TYUNKOV A V, YUSHKOV Y G, et al. Synthesis of Boron-Containing Coatings through Planar Magnetron Sputtering of Boron Targets[J]. Vacuum, 2018, 155: 38-42.
- [5] KEDDAM M. Computer Simulation of Monolayer Growth Kinetics of Fe<sub>2</sub>B Phase during the Paste-Boriding Process: Influence of the Paste Thickness[J]. Applied Surface Science, 2006, 253(2): 757-761.
- [6] CAMPOS I, BAUTISTA O, RAMÍREZ G, et al. Effect of Boron Paste Thickness on the Growth Kinetics of Fe<sub>2</sub>B Boride Layers during the Boriding Process[J]. Applied Surface Science, 2005, 243(1/2/3/4): 429-436.
- [7] CAMPOS I, RAMÍREZ G, FIGUEROA U, et al. Evaluation of Boron Mobility on the Phases FeB, Fe<sub>2</sub>B and Diffusion Zone in AISI 1045 and M2 Steels[J]. Applied Surface Science, 2007, 253(7): 3469-3475.
- [8] OZDEMIR O, OMAR M A, USTA M, et al. An Investigation on Boriding Kinetics of AISI 316 Stainless Steel[J]. Vacuum, 2008, 83(1): 175-179.
- [9] SEN S, SEN U, BINDAL C. An Approach to Kinetic Study of Borided Steels[J]. Surface and Coatings Technology, 2005, 191(2/3): 274-285.
- [10] NAM K S, LEE K H, LEE D Y, et al. Metal Surface Modification by Plasma Boronizing in a Two-Temperature-Stage Process[J]. Surface and Coatings Technology, 2005, 197(1): 51-55.
- [11] YAN P X, WEI Z Q, WEN X L, et al. Post Boronizing Ion Implantation of C45 Steel[J]. Applied Surface Science, 2002, 195(1/2/3/4): 74-79.
- [12] BOURITHIS L, PAPADIMITRIOU G. Boriding a Plain Carbon Steel with the Plasma Transferred Arc Process Using Boron and Chromium Diboride Powders: Microstructure and Wear Properties[J]. Materials Letters, 2003, 57(12): 1835-1839.
- [13] XIE Fei, SUN Li, PAN Jian-wei. Characteristics and Mechanisms of Accelerating Pack Boriding by Direct Current Field at Low and Moderate Temperatures[J]. Surface and Coatings Technology, 2012, 206(11/12): 2839-2844.
- [14] CHUI Peng-fei, SUN Kang-ning, SUN Chang, et al. Effect of Surface Nanocrystallization Induced by Fast Multiple Rotation Rolling on Hardness and Corrosion Behavior of 316L Stainless Steel[J]. Applied Surface Science, 2011, 257(15): 6787-6791.
- [15] CHUI Peng-fei, LIU Yi, LIANG Yan-jie, et al. Effect of Treatment Duration on Surface Nanocrystallization Induced by Fast Multiple Rotation Rolling and Its Thermal Stability[J]. Applied Surface Science, 2012, 263: 445-448.
- [16] CHUI Peng-fei, SUN Kang-ning, SUN Chang, et al. Effect of Surface Nanocrystallization Induced by Fast Multiple Rotation Rolling on Mechanical Properties of a Low Carbon Steel[J]. Materials & Design, 2012, 35: 754-759.
- [17] 袁兴栋, 王泽力, 许斌. 快速多重旋转碾压对碳钢表面组织结构及渗硼的影响[J]. 表面技术, 2019, 48(3): 112-117.