

DOI: 10.11973/jxgccl201906007

表面预置铬粉超声冲击和退火处理后半高速钢的显微组织和耐磨性能

陆超¹, 梁昊¹, 张斌杰¹, 孙文伟¹, 张智慧¹, 周小猛¹, 毛向阳^{1,2,3}

(1.南京工程学院材料科学与工程学院, 南京 211167; 2.江苏省先进结构材料与应用技术重点实验室, 南京 211167; 3.江苏共昌轧辊股份有限公司, 宜兴 214253)

摘要: 对表面预置铬粉的铸态半高速钢进行超声冲击处理, 再进行 450 °C × 2 h 退火处理, 研究了处理前后其表层的显微组织与高温(400 °C)耐磨性能。结果表明: 铸态试验钢的组织由索氏体和碳化物组成, 经超声冲击+退火处理后, 索氏体中的渗碳体片断裂、球化, 表层组织细化。经超声冲击+退火处理后, 试验钢的表面硬度提高, 表层硬度呈梯度分布, 强化层厚度达 2.5 mm; 高温耐磨性能提高, 磨损率由铸态的 0.997 mg·min⁻¹ 下降到 0.640 mg·min⁻¹, 摩擦因数由铸态的 0.547 下降到 0.509, 磨粒磨损程度减轻。

关键词: 超声冲击处理; 合金化; 硬度梯度; 耐磨性能; 半高速钢

中图分类号: TG142.45

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2019)06-0033-05

Microstructure and Wear Resistance of Semi-high Speed Steel with Chrome Powder on Its Surface and then Treated by Ultrasonic Impact and Annealing

LU Chao¹, LIANG Hao¹, ZHANG Bingjie¹, SUN Wenwei¹, ZHANG Zhihui¹,
ZHOU Xiaomeng^{1,2,3}, MAO Xiangyang^{1,2,3}

(1.School of Materials Science and Engineering, Nanjing Institute of Technology, Nanjing 211167, China;

2.Jiangsu Key Laboratory of Advanced Structural Materials and Application Technology, Nanjing 211167, China;

3.Jiangsu Gongchang Roll Joint-Stock Co., Ltd., Yixing 214253, China)

Abstract: Ultrasonic impact treatment was conducted on as-cast semi-high speed steel with surface presetting chrome powder, and then the steel was annealed at 450 °C for 2 h. The microstructure and high-temperature (450 °C) wear resistance of the surface layer before and after treatment were studied. The results show that the as-cast structure of the tested steel consisted of sorbite and carbides. After ultrasonic impact and annealing treatment, the cementite lamellae in sorbite was broken and spherized, and the structure of the surface layer was refined. After ultrasonic impact and annealing treatment, the surface hardness of the tested steel increased, the hardness in the surface layer distributed in gradient, and the thickness of the hardening layer reached 2.5 mm. Moreover, the high-temperature wear resistance was improved; the wear rate decreased from the as-cast 0.997 mg·min⁻¹ to 0.640 mg·min⁻¹, the friction coefficient decreased from the as-cast 0.547 to 0.509, and the abrasive wear degree also decreased.

Key words: ultrasonic impact treatment; alloying; hardness gradient; wear resistance; semi-high speed steel

收稿日期: 2018-04-13; 修订日期: 2019-04-11

基金项目: 江苏省优秀青年基金资助项目(BK20170090); 南京工程学院大学生科技创新基金资助项目(TZ20170005); 江苏省“青蓝工程”项目; 江苏省“六大人才高峰”项目(XCL-033)

作者简介: 陆超(1997—), 男, 江苏南通人, 本科生

通信作者(导师): 毛向阳教授

0 引言

表面机械强化是指利用冲击或挤压使材料表层发生局部塑性变形, 改变表层显微组织并产生残余压应力, 从而提高材料力学性能、耐磨性能^[1]及疲劳性能^[2]的一种表面改性技术^[3]。常规的表面机械强化

技术主要包括喷丸^[4]和滚压^[5]。近年来发展出了一种利用超声能量进行表面改性的超声冲击处理技术;该技术在金属材料表面改性领域的应用研究已取得了重大进展^[6],可显著提高钢轨钢^[7]、20Cr2Ni4A 渗碳齿轮钢^[8]、35 钢^[9]等材料的力学性能和耐磨性能。这是因为超声冲击处理时的振动频率为 18~27 kHz,冲击时的加速度相当于重力加速度的 3 万倍^[10],这种高速瞬时的冲击能量可使材料表层晶粒发生显著细化,表层产生较大塑性变形并形成一定厚度的强化层,从而显著提高材料表面的力学和耐磨性能。此外,表面机械强化在材料内部引入的非平衡缺陷和过剩能量可显著降低原子的扩散激活能,促进化学热处理的进行。利用这一特性,通过对表面预置铬粉的 20 钢^[11]、Q235 钢^[12]等进行表面机械强化处理,可使其表面获得较好的铬合金化效果,从而进一步提高其力学性能和耐腐蚀性能。

半高速钢(SHSS)是一种新型轧辊用钢,与高速钢相比,其硬度较低,但韧性、咬入性、抗疲劳性和切削加工性具有明显优势^[13]。半高速钢轧辊广泛用于带钢热轧机上,常在高应力、滑动接触摩擦和热疲劳等工况下运行^[14],主要失效形式为磨损。因此,改善其表面耐磨性能可以显著降低其维修成本、提高生产效率。为此,作者在半高速钢表面预置铬粉后,对其进行了超声冲击处理及退火处理,对比研究了处理前后的显微组织和耐磨性能。

1 试样制备与试验方法

试验原料为纯铬粉,纯度不低于 99.95%,粒径不大于 75 μm ,由国药集团化学试剂有限公司提供。基体材料为半高速钢板,铸态,由江苏共昌轧辊股份有限公司提供,主要化学成分(质量分数/%)为 0.703C,7.000Cr,1.040Ni,2.500Mo,0.312V,0.599Mn,0.854Si。

使用 LSQ-100 型金相切割机在铸态半高速钢板上切割出尺寸为 15 cm×4 cm×1.5 cm 的试样,表面打磨平整、抛光后,覆上一层厚度约 2 mm 的纯铬粉,放入承载试样装置中并固定,采用 H+VM1060B 型超声冲击处理设备进行超声冲击处理,超声冲击装置见图 1(a)。冲击头垂直于试样表面进行冲击,超声频率 20 kHz,冲击压力为 0.8 MPa,由程序控制冲击头移动以改变冲击位置,从而使试样表面发生均匀的塑性变形,其行进路径见图 1(b),行进速度为 3 cm·min⁻¹,步距为 0.15 mm。

在预置铬粉超声冲击处理后的试样上,使用金相

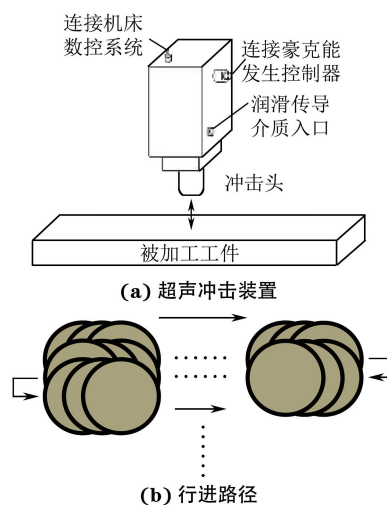


图 1 超声冲击装置及冲击头行进路径示意

Fig.1 Diagram of ultrasonic impact setup (a) and impact head path (b)

切割机切割出尺寸约为 1 cm×0.6 cm×1.5 cm 的小块状试样,并进行 450 °C×2 h 的退火处理,再对试样截面打磨、抛光,用体积分数 4% 硝酸酒精溶液腐蚀后,采用 JSM-6360LV 型扫描电镜(SEM)观察截面形貌,用附带的 GENESIS2000XMS60 型能谱仪(EDS)分析微区成分。使用 UltimaIV2036E202 型 X 射线衍射仪(XRD)对退火后的试样表面进行物相分析,使用铜靶, K_α 射线,扫描范围为 20°~90°,扫描速率为 15 (°)·min⁻¹。使用 FM-200 型显微硬度计测试退火后试样的表面及截面显微硬度,载荷为 4.9 N,加载时间为 10 s,截面硬度测试时从表面向内部每隔 0.5 mm 取点测试,相同深度测 3 个点取平均值。

在预置铬粉超声冲击处理后的试样上,采用电火花线切割加工出尺寸为 3 cm×3 cm×1.5 cm 的小块状试样,经 450 °C×2 h 退火处理后,使用 HT-1000 型高温摩擦磨损试验机进行高温摩擦磨损试验,试验温度为 400 °C,升温速率为 10 °C·min⁻¹,试验载荷为 4.976 N,磨损时间为 60 min,对磨材料为碳化硅球,转速为 500 r·min⁻¹,磨损半径为 5 mm。使用精度为 10⁻⁴ g 的电子天平称取磨损前后试样的质量,计算磨损质量损失(即磨损量),磨损量与磨损时间之比为磨损率。利用 JSM-6360LV 型扫描电镜观察磨损表面形貌。

为了进行对比,在铸态半高速钢上取样,在相同条件下进行了显微组织、物相组成、硬度以及摩擦磨损性能等分析与测试。为了便于描述,将铸态半高速钢试样称为 1# 试样,而预置铬粉超声冲击+退火处理后的试样称为 2# 试样。

2 试验结果与讨论

2.1 显微组织

由图2可以看出,1[#]试样的显微组织主要由条状索氏体基体相和碳化物组成,索氏体中渗碳体片的厚度约为0.27 μm ;组织中的少量大块状碳化物是在钢液凝固过程中析出的一次碳化物,弥散分布的颗粒状碳化物是从奥氏体中析出的二次碳化物^[15]。



图2 1[#]试样的截面 SEM 形貌

Fig.2 Cross-sectional SEM micrograph of specimen 1[#]

由图3可以看出:2[#]试样的表层组织中存在细粒状二次碳化物(A区),索氏体中的渗碳体发生断裂和溶解(B区和C区),由片状变为球粒状;表层索氏体中渗碳体片的厚度约0.15 μm ,小于1[#]试样中的,说明超声冲击使得试样表层组织发生细化;C区的渗碳体比B区的更为细小,渗碳体的断裂和溶解过程进行得更加充分,这反映出近表面组织的塑性变形比近心部的更为严重;在距表面一定距离处,铬元素含量存在峰值,说明经过预置铬粉超声冲击及退火处理后,铬元素向基体中扩散。由表1可知,2[#]试样表层(图3中虚线方框区域)的铬质量分数达到8.58%,

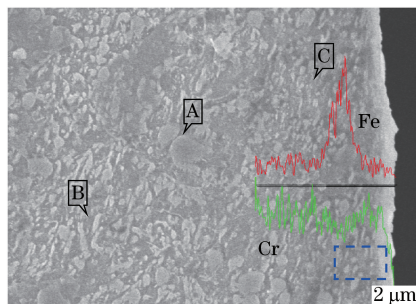


图3 2[#]试样的截面 SEM 形貌及 EDS 线扫描结果

Fig.3 Cross-sectional SEM micrograph and EDS linear scanning results of specimen 2[#]

表1 2[#]试样表层的 EDS 分析结果(质量分数)

Table 1 EDS analysis results in surface layer of specimen 2[#] (mass)

Fe	Cr	Mo	Ni	Si	V	Co
86.94	8.58	1.87	0.95	0.82	0.42	0.41

高于基体中的铬含量。

在冲击头强应力、高频率超声冲击作用下,半高速钢表面粗晶粒内部发生位错的增殖—交割缠结—湮灭重排等一系列过程,使得粗晶内部形成亚晶界从而分割晶粒;位错的湮灭和重组导致晶粒转动、晶界滑移,使得亚晶逐渐演变成小尺寸的常规晶粒^[6,16]。索氏体中的铁素体塑性好,在冲击时容易发生位错滑移;而渗碳体尽管被认为是硬脆相,难以发生塑性变形,但当相界面处的位错塞积应力足够大时,渗碳体也能够发生协同变形^[17]。这种变形将引起渗碳体晶格的混乱,破坏其化学位平衡。在化学位梯度的驱动下,碳原子从渗碳体向铁素体中的晶格缺陷聚集区扩散,导致渗碳体局部溶解;而在退火的热激活作用下,渗碳体片还会发生进一步的溶解成为分散的颗粒^[18]。这便是超声冲击+退火处理后2[#]试样表层组织细化的主要原因。

在预置铬粉超声冲击过程中,纯铬粉颗粒在冲击力的作用下会与基体表面发生嵌合;同时超声冲击在表面造成的大量亚晶界、空位等非平衡缺陷以及储存的畸变能提高了原子的扩散能力。因此,在退火的热激活作用下,铬元素会发生快速的短路扩散进入基体,使得试样表层形成一定厚度的富铬合金化层。

2.2 物相组成

由图4可以看出,1[#]试样和2[#]试样的表层均主要由 α -(Fe, Cr)固溶体组成。半高速钢中的铬质量分数约为7%,铬除了以 M_7C_3 型碳化物形式存在外,还会置换 α -Fe中的铁原子而形成 α -(Fe, Cr)固溶体^[19]。2[#]试样表面预置了铬粉,但铬含量的增加比较有限,所以没有观察到新相的出现。与1[#]试样相比,2[#]试样的衍射峰发生了明显的宽化,这与晶粒尺寸的减小和材料加工硬化程度的增大有关^[20-21],也从侧面反映出2[#]试样组织和性能的变化与位错的运动和交互作用有关。

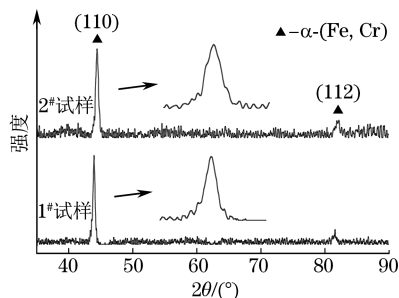


图4 1[#]和2[#]试样的表面 XRD 谱

Fig.4 XRD patterns of specimens 1[#] and 2[#]

2.3 显微硬度

1[#] 试样的表面硬度为 728 HV。由图 5 可知: 2[#] 试样的表面硬度为 843 HV, 且在距表面 0.2 mm 范围内硬度保持在 830 HV 以上, 说明表面预置铬粉超声冲击+退火的强化效果优异; 在距表面 0.2~2.5 mm 范围内硬度先快速后缓慢下降, 最后趋于稳定(728 HV)。由此可见, 预置铬粉超声冲击+退火处理后, 半高速钢表面形成了厚约 2.5 mm 的强化层, 硬度由表面至心部呈梯度变化。相关研究认为, 位错的交互作用是超声冲击提升金属表面硬度的主要原因^[7]。由显微组织观察结果可知, 组织细化的程度有限, 不足以大幅度提升表层的硬度, 因此推测 2[#] 试样表层硬度的梯度变化是加工硬化造成的。

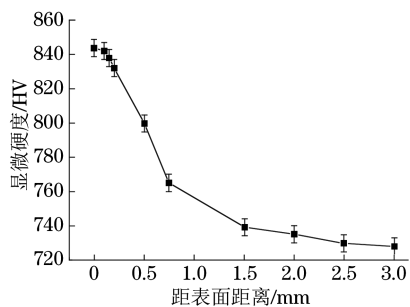


图 5 2[#] 试样的截面硬度分布

Fig.5 Hardness distribution on cross-section of specimen 2[#]

2.4 摩擦磨损性能

由图 6 可以看出, 在磨损第一阶段(0~4 min), 1[#] 试样和 2[#] 试样的摩擦因数都先迅速达到起始摩擦因数后逐渐回落, 2[#] 试样的摩擦因数始终低于 1[#] 试样的; 在磨损第二阶段(4~29 min), 1[#] 试样和 2[#] 试样的摩擦因数均保持稳定, 仅呈小范围波动, 在该阶段 1[#] 试样和 2[#] 试样的平均摩擦因数分别为 0.548, 0.537, 2[#] 试样的平均摩擦因数略低于 1[#] 试样的; 在磨损第三阶段(29~60 min), 1[#] 试样的摩擦因数逐渐增大并出现峰值, 最高达 0.6 以上, 而 2[#] 试样的摩擦因数呈不断下降趋势, 最低达 0.428, 在这一阶段 1[#] 试样和 2[#] 试样的平均摩擦因数分别为 0.542, 0.485, 2[#] 试样的平均摩擦因数明显低于 1[#] 试样的。

由表 2 可以看出, 在 400 °C 下摩擦磨损后, 2[#] 试样的平均摩擦因数和磨损率均低于 1[#] 试样的, 相对于 1[#] 试样, 2[#] 试样的磨损率降低了 36%, 平均摩擦因数降低了 7%。由此可见, 超声冲击+退火处理后半高速钢的耐磨性能显著提高。

由图 7 可见: 在 400 °C 摩擦磨损后, 1[#] 试样的磨

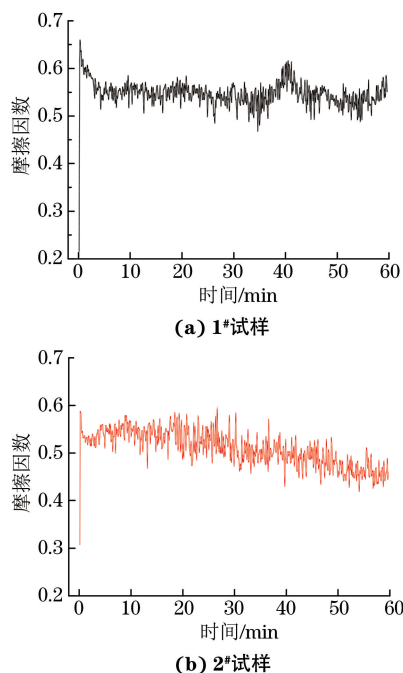


图 6 1[#] 和 2[#] 试样的摩擦因数-时间曲线

Fig.6 Friction coefficient-time curves of specimens 1[#] (a) and 2[#] (b)

表 2 在 400 °C 下 1[#] 和 2[#] 试样的摩擦磨损性能参数

Table 2 Parameters for friction and wear performance of specimens 1[#] and 2[#] at 400 °C

试样	磨损前 质量/g	磨损后 质量/g	磨损量/ g	磨损率/ (mg·min ⁻¹)	平均摩擦 因数
1 [#]	65.835 7	65.775 9	0.059 8	0.997	0.547
2 [#]	56.044 6	56.006 2	0.038 4	0.640	0.509

损表面不平整, 有较多磨屑, 部分区域受到严重的磨损, 出现较大面积的材料流失现象, 并形成了凹坑; 1[#] 试样受到的微观切削较为严重, 呈现出严重的磨粒磨损特征; 2[#] 试样的磨损表面较平整, 磨屑相对较少, 表面存在较多平行的犁沟, 在犁沟周围存在因受挤压而剥落的表面薄层, 呈现出磨粒磨损特征。

半高速钢的耐磨性能主要取决于其表面硬度; 表面硬度越高, 则抵抗磨损过程中的反复局部塑性变形的能力就越强。如前所述, 半高速钢的铸态组织由弥散分布的碳化物颗粒和索氏体基体相组成。碳化物颗粒硬度高、耐磨性好, 起着耐磨相的作用, 基体相硬度相对较低、耐磨性差, 起着支撑和稳定碳化物的作用。表面预置铬粉超声冲击+退火后, 半高速钢表面发生剧烈塑性变形, 导致索氏体中的渗碳体球化、表层组织细化、表层硬度提高, 抵抗磨损过程中微观切削的能力更强, 因此耐磨性能更好。

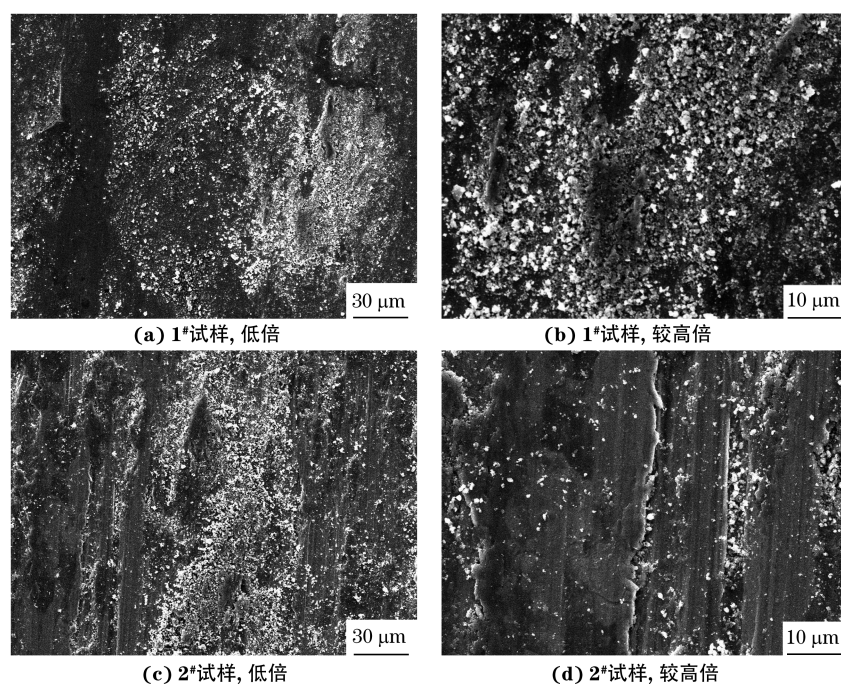


图7 1#和2#试样的表面磨损形貌

Fig.7 Surface wear morphology of specimens 1# (a-b) and 2# (c-d): (a, c) at low magnification and (b, d) at relatively high magnification

在磨损第三阶段,1#试样摩擦因数出现峰值,结合图7(a)和图7(b)分析可知,这是因为1#试样局部区域受到累积的磨损损伤后形成了凹陷区,而凹陷区边缘磨损程度较轻。这说明铸态半高速钢的局部区域耐磨性较差,磨损更严重。2#试样在磨损进行到29 min后,其摩擦因数呈下降趋势,这与其表面的磨粒有关。由图3可知,2#试样中的渗碳体为球粒状。亚微米级的球粒状渗碳体可以作为滚动体存在于摩擦副之间,形成一种“微轴承”,将局部区域的滑动摩擦变为滚动摩擦,使得摩擦因数下降。随着微观切削过程的进行,球粒状渗碳体越积越多,减摩作用越来越强,因此2#试样的摩擦因数减小、磨损程度减轻。此外,这些渗碳体也会使试样表面产生较浅较细的划痕,如图7(c)和图7(d)所示,但宽度约3 μm的犁沟则是由更大的二次碳化物磨粒造成的。1#试样没有出现摩擦因数降低的现象,除了与其组织中的片状渗碳体难以形成持续滚动的磨屑有关外,还与其磨损集中在局部区域,导致表面平整度较低有关。

3 结论

(1) 铸态半高速钢的显微组织由条纹状索氏体基体相、少量大块状一次碳化物和弥散分布的颗粒状二次碳化物组成;表面预置铬粉超声冲击+退火处理后,索氏体中的渗碳体片发生断裂、球化,表层

组织细化、铬含量提高。

(2) 表面预置铬粉超声冲击+退火处理后,半高速钢的表面硬度由铸态的728 HV提高到843 HV,表面强化层厚度达到2.5 mm,表层硬度呈梯度分布。

(3) 表面预置铬粉超声冲击+退火处理后,半高速钢的高温(400 °C)耐磨性能得到提高,磨损率由铸态的 $0.997 \text{ mg} \cdot \text{min}^{-1}$ 下降到 $0.640 \text{ mg} \cdot \text{min}^{-1}$,摩擦因数由铸态的0.547下降到0.509,磨粒磨损程度减轻。

参考文献:

- [1] WANG Z B, TAO N R, LI S, et al. Effect of surface nanocrystallization on friction and wear properties in low carbon steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 352(1/2): 144-149.
- [2] ROLAND T, RETRAINT D, LU K, et al. Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(11): 1949-1954.
- [3] 朱有利, 王燕礼, 边飞龙, 等. 金属材料超声表面强化技术的研究与应用进展[J]. 机械工程学报, 2014, 50(20): 35-45.
- [4] LIU G, WANG S C, LOU X F, et al. Low carbon steel with nanostructured surface layer induced by high-energy shot peening[J]. Scripta Materialia, 2001, 44(8/9): 1791-1795.
- [5] 赵婧, 夏伟, 李宁, 等. 滚压诱导纯铜梯度纳米晶层及其微动磨损性能[J]. 华南理工大学学报(自然科学版), 2013, 41(9): 120-125.

(下转第42页)

- aluminum silicate glass-ceramics[J]. *Ceramics International*, 2009, 35(4): 1661-1666.
- [7] WARING R K Jr, HSU W Y. Urbach rule behavior in strongly absorbing fine particle solids[J]. *Journal of Applied Physics*, 1983, 54(7): 4093-4096.
- [8] KAMEDA J, BLOOMER T E. Kinetics of grain-boundary segregation and desegregation of sulfur and phosphorus during post-irradiation annealing[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(3): 893-903.
- [9] IVASHCHENKO V V, KOZLOV A V, MOISEEV V F, et al. Strain hardening and structural changes in molybdenum in tension with the application of ultrasonic vibrations [J]. *Strength of Materials*, 1985, 17(3): 368-373.
- [10] YUSUB S, NARENDRUDU T, SURESH S, et al. Structural investigation of vanadium ions doped $\text{Li}_2\text{O-PbO-B}_2\text{O}_3\text{-P}_2\text{O}_5$ glasses by means of spectroscopic and dielectric studies[J]. *Journal of Molecular Structure*, 2014, 1076: 136-146.
- [11] DOWEIDAR H, SADDEEK Y B. FTIR and ultrasonic investigations on modified bismuth borate glasses[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2009, 355(6): 348-354.
- [12] SHARMA S K, VIRGO D, MYSEN B O. Structure of glasses and melts of $\text{Na}_2\text{O} \cdot x\text{SiO}_2$ ($x=1, 2, 3$) composition from Raman spectroscopy [J]. *Carnegie Institution of Washington Year Book*, 1978, 77: 649-652.
- [13] 王冕堂, 程金树, 李梅, 等. Y_2O_3 掺杂对硅酸盐玻璃结构及其熔体黏度的影响[J]. *硅酸盐学报*, 2013, 41(1): 115-121.
- [14] MCMILLAN P, PIRIOU B. Raman spectroscopy of calcium aluminate glasses and crystals[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 1983, 55(2): 221-242.
- [15] MENG Z, JIANG H, HUANG Y R, et al. The oxidation state of sulfur detected in $\text{Na}_2\text{O-CaO-SiO}_2$ float glass by X-ray absorption near edge structure spectra [J]. *Journal of Wuhan University of Technology (Mater Sci Ed)*, 2013, 28(1): 79-81.
- [16] OBAYES H K, WAGIRAN H, HUSSIN R, et al. A new strontium/copper co-doped lithium borate glass composition with improved dosimetric features [J]. *Journal of Luminescence*, 2016, 176: 202-211.
- [17] GEDAM R S, RAMTEKE D D. Influence of CeO_2 addition on the electrical and optical properties of lithium borate glasses[J]. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 2013, 74(10): 1399-1402.
- [18] MOLLA A R, KESAVULU C R, CHAKRADHAR R P S, et al. Microstructure, mechanical, thermal, EPR, and optical properties of $\text{MgAl}_2\text{O}_4 : \text{Cr}^{3+}$ spinel glass-ceramic nanocomposites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 583: 498-509.
- [19] SINGH S, KALIA G, SINGH K. Effect of intermediate oxide (Y_2O_3) on thermal, structural and optical properties of lithium borosilicate glasses [J]. *Journal of Molecular Structure*, 2015, 1086: 239-245.

(上接第 37 页)

- [6] 何柏林, 余皇皇. 超声冲击表面纳米化研究的发展[J]. *热加工工艺*, 2010, 39(18): 112-115.
- [7] 何柏林, 史建平, 颜亮, 等. 超声冲击对钢轨钢组织与性能的影响[J]. *中国铁道科学*, 2009, 30(4): 58-62.
- [8] 殷畅, 张平, 赵军军. 超声冲击对 20Cr2Ni4A 渗碳齿轮钢性能的影响[J]. *装甲兵工程学院学报*, 2016, 30(4): 88-90.
- [9] FAN Z, XU H, LI D, et al. Surface nanocrystallization of 35# type carbon steel induced by ultrasonic impact treatment (UIT)[J]. *Procedia Engineering*, 2012, 27: 1718-1722.
- [10] 吕克茂, 李海滔. 金属材料的超声冲击影响深度研究[C]//中国钢结构协会钢结构焊接分会第二届学术年会论文集. 镇江: 中国钢结构协会, 2005: 356-360.
- [11] MAO X Y, LI D Y, WANG Z Z, et al. A study on nanoscale gradient alloying induced by a punching deformation process on low carbon steel[J]. *Materials Letters*, 2015, 158: 45-48.
- [12] 陈浩, 毛向阳, 姚瑶, 等. 表面剧烈形变与回复处理诱发 Q235 钢梯度组织结构的力学性能研究[J]. *热加工工艺*, 2017, 46(10): 177-180.
- [13] 宫开令, 高春利, 张自立. 半高速钢轧辊材料性能的研究[J]. *轧钢*, 2003, 20(6): 22-24.
- [14] 那顺桑, 张国涛, 陈建莎, 等. 轧辊用高速钢滑动磨损耐磨性与磨损机理研究[C]//第二届全国线棒材轧机用高速钢轧辊使用技术研讨会论文集. 海口: 中国金属学会, 2010: 18-22.
- [15] 刘德富, 尹钟大, 徐德祥, 等. 冷轧工作辊用半高速钢中碳化物的溶解和析出[J]. *钢铁*, 2005, 40(4): 69-71.
- [16] 胡国雄, 盛光敏, 韩靖. 塑性变形诱发表面自纳米化的研究及其应用[J]. *材料导报*, 2007, 21(4): 117-121.
- [17] 赵晓. 钢中渗碳体的冷变形与溶解机制[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2014.
- [18] 林一坚. 热激活条件下的变形诱导渗碳体溶解[J]. *宝钢技术*, 2014(1): 5-13.
- [19] 赵新. 半高速钢型冷轧辊用钢的研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2000.
- [20] 周玉, 武高辉. 材料分析测试技术[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 2007.
- [21] 朱有利, 孙寒晓, 侯帅. 循环载荷下喷丸层残余应力与半高宽的变化[J]. *装甲兵工程学院学报*, 2016, 30(5): 82-85.