

AISI 8620 合金钢激光冲击强化层摩擦学特性

钟俊伟 鲁金忠 罗开玉 杨超君 戴峰泽 钟金杉 王庆伟 齐 晗 张 磊

(江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013)

摘要 采用高能激光束对 AISI 8620 合金钢表面进行冲击强化, 利用 CETR UMT-2 摩擦磨损试验机对激光冲击试样表面进行磨损试验, 并用扫描电子显微镜观察磨痕表面的形貌, 研究激光冲击强化技术对 AISI 8620 合金钢耐磨损性能的影响。结果表明, 激光冲击在 AISI 8620 合金钢表层形成残余压应力层, 虽然残余压应力会降低氧化磨损和粘着磨损的抗性, 但是会增加疲劳磨损的抗性, 使 AISI 8620 合金钢试样的耐磨性提高 1 倍, 多次冲击耐磨性能会更好。随着载荷的增加, 激光冲击的 AISI 8620 合金钢试样的平均摩擦系数呈现先缓慢减小后缓慢增加的趋势。

关键词 激光技术; 激光冲击强化; AISI 8620 合金钢; 残余压应力

中图分类号 TN249 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201239.0103001

Tribological Behaviors of Laser Shock Processing AISI 8620 Steel

Zhong Junwei Lu Jinzhong Luo Kaiyu Yang Chaojun Dai Fengze

Zhong Jinshan Wang Qinwei Qi Han Zhang Lei

(School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China)

Abstract The effects of laser shock processing (LSP) on the wear behaviors of AISI 8620 steel are investigated. The dry-sliding wear tests of untreated and treated samples by LSP are conducted on a uni-directional ball-on-disk sliding wear tester (CETR UMT-2). Wear track of AISI 8620 steel are observed by scanning electron microscope in order to investigate the wear resistant of AISI 8620 steel. Results show that LSP can induce the layer in compressive residual stress state, and the compressive residual stress will increase the resistance of fatigue wear, but it can reduce the resistance of oxidative wear and adhesion wear. As a result, LSP can double the wear resistance of AISI 8620 steel. Multiple LSP impacts can achieve better effect by comparing with a single LSP impact. The average friction coefficient decreases first and then increases with the loading force increasing during the dry sliding.

Key words laser technique; laser shock processing; AISI 8620 steel; compressive residual stress

OCIS codes 350.3390; 350.3850; 140.3390; 120.6660

1 引 言

AISI 8620 合金钢是美国 AISI(SAE)标准结构钢中的钢种, 具有高强度、高韧性、良好的淬透性和抗过热的稳定性^[1], 被广泛应用于汽车和航空工业。我国 AISI 8620 钢主要应用于制造各种重型汽车、挖掘机、吊车、机床和其他重型机械的传动齿轮与齿

轮轴^[2]。传动齿轮与齿轮轴都存在高摩擦磨损的情况, 齿轮在传动过程中往往会发生齿面磨损、点蚀和胶合的现象, 从而导致零部件的破损和失效。目前主要采用机械喷丸和热处理的方法提高 AISI 8620 钢的表面机械性能, 进而提高或者改善工件的使用性能和可加工性, 延长工件使用寿命^[3,4]。上述方

收稿日期: 2011-08-10; **收到修改稿日期**: 2011-09-07

基金项目: 国家自然科学基金(51105179, 50705038, 50735001)、江苏省自然科学基金(BK2010352, BK2011478)、中国博士后科学基金(20110491349)、高校科研成果产业化推进项目(JHB2011-38)、江苏省高校自然科学基金(JHB2011-38/10KJB460001/CX10B-250Z)、江苏省博士后基金(1101018B)和江苏大学高级人才启动基金(11JDG061)资助课题。

作者简介: 钟俊伟(1987—), 硕士研究生, 主要从事激光表面改性技术方面的研究。E-mail: zjw1033@126.com

导师简介: 鲁金忠(1975—), 男, 博士, 副教授, 主要从事激光冲击强化和激光复合再制造技术等方面的研究。

E-mail: jxscience@ujs.edu.cn

法由于加热气氛控制不当或者加热工艺不合理等原因,存在氧化、脱碳、过热和过烧等加热缺陷,会使钢的性能下降,甚至失效。机械喷丸对薄板工件的处理,容易使工件变形,且钢丸打击到工件表面会使金属基材产生变形^[5,6]。现代工业和科学技术要求机器向使用寿命长、可靠性好的方向发展。目前世界上有1/3~1/2的能源是以各种形式的摩擦磨损消耗在各类机械传递能量的过程中,而各种机械零件因磨损失效的也占全部失效零件总数的一半以上^[7],因此非常有必要通过减少摩擦节约能源降低损耗。由于 AISI 8620 合金钢化学成分复杂,给材料强化带来了新的难点,采用传统的表面处理工艺在质量和性能上均存在一定局限性。激光冲击强化(LSP)是利用强激光光束产生的等离子体冲击波,提高金属材料的机械性能^[8],从而提高金属材料的抗疲劳、耐磨损和抗腐蚀能力的一种高新技术,由于具有高压、高能、超快和超高应变率的特点,而被广泛应用于军工和航空业关键零部件的强化和修复领域^[9]。近年来,激光冲击强化提高金属结构件抗疲劳性能的大量研究,主要集中在铝合金、不锈钢、钛合金和镍基高温合金的强化处理^[10],目前尚无激光冲击 AISI 8620 合金钢提高其耐磨损性能方面的报道。

本文采用脉冲激光对 AISI 8620 合金钢进行冲击,采用 X-350A 型 X 射线应力仪测定激光冲击前后不同深度的残余应力,比较 CETR UMT-2 型摩擦磨损试验机测量冲击前后的摩擦系数和耐磨损性能,采用扫描电子显微镜(SEM)观察了试样磨痕的微观形貌,并研究激光冲击试样的磨损机制。

2 试样材料与参数选择

试样材料为 AISI 8620 合金钢,化学成分(质量分数)为 C:0.18%~0.23%,Mn:0.15%~0.35%,Si:0.70%~0.90%,S:小于等于 0.035%,P:小于等于 0.035%,Cr:0.40%~0.60%,Ni:0.40%~0.70%,Cu:小于等于 0.030%,Mo:0.15%~0.25%。试样为 $\phi 16.8 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ 的圆柱体,并抛光上表面至表面粗糙度 $R_a < 0.05 \mu\text{m}$ 。激光冲击前,将抛光后的试样放入装有乙醇的烧杯中,利用超声波清洗器清洗和除去表面残留的油污、颗粒等杂质;采用厚度为 0.1 mm 的美国 3M 公司专用铝箔粘贴在试样的抛光面,作为激光能量的吸收层,利用流水作为激光冲击时的约束层,流水厚度控制在 1~2 mm 之间。

采用 Gaia-R 系列高能量脉冲 Nd:YAG 激光器对试样上表面进行搭接冲击,激光光斑直径为 3 mm,激光波长为 1064 nm,脉宽为 10 ns,重复频率为 1 Hz,搭接率为 50%,冲击区域为 $9 \text{ mm} \times 9 \text{ mm}$ 的正方形冲击区。试样分为 3 组,分别采用能量为 6,9 和 12 J 的激光对试样进行冲击。利用 X-350A 型 X 射线应力仪测定了冲击前后试样不同深度的残余应力。

激光冲击后试样均采用砂纸打磨直至试样表面激光冲击产生的微凹坑消失,并使激光冲击面抛光至粗糙度 $R_a < 0.05 \mu\text{m}$ 。将冲击前后试样在 CETR UMT-2 摩擦磨损试验机上进行滑动干摩擦试验,磨损载荷为 1,2,3 和 4 kg,旋转速度为 200 r/min,旋转半径为 3 mm,每一阶段运行时间为 20 min,磨球半径为 9.5 mm。将磨损后的试样放置于丙酮容器中并用超声波清洗,采用 JSM 6700F 型场发射 SEM 观察磨痕的表面形貌。

3 试验结果与分析

3.1 摩擦学性能

在载荷为 4 kg,滑动速度为 0.0628 m/s 试验条件下,对未冲击试样和 3 个不同脉冲能量激光冲击试样进行摩擦学试验。每个试样的试验分为两个阶段进行,每个阶段的试验时间为 20 min,第二阶段试验是在第一阶段磨损后的磨痕上继续磨损 20 min,得出摩擦系数并且量出磨损量。未冲击试样和不同脉冲能量激光冲击试样的磨损量关系如图 1 所示。基体的磨损量为 4.08 mg,激光冲击试样的平均磨损量约为 2.1 mg;未冲击试样的磨损量要远大于激光冲击试样的磨损量,激光冲击试样的耐磨损性能大约提高了 1 倍。在第二阶段的磨损试

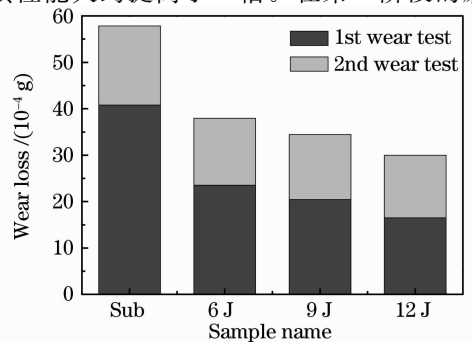
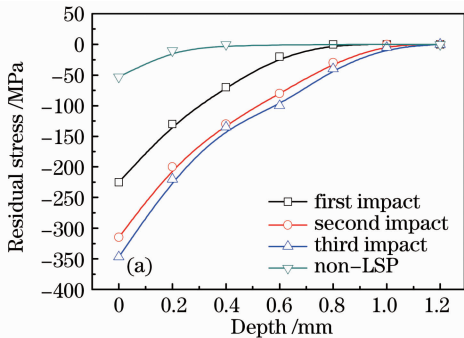


图 1 未冲击试样和不同脉冲能量激光冲击试样的磨损量

Fig. 1 Wear loss of untreated sample and laser shock processed samples with different pulse energy

验中,4 个试样的磨损量基本相等,可能是由于第一阶段的磨损量超过了激光冲击影响深度。如图所示,第二阶段的磨损量明显小于第一阶段的磨损量,随着滑动距离的增加,磨球与金属试样的接触面积逐渐增大,在同一磨损条件下,接触载荷不变,接触面积越大,则单位面积上所承受的压应力和剪切应力就会减小,粘着磨损程度就会大幅度降低,对金属试样表面的损伤就相对减小。另外,激光冲击试样的磨损量随着激光冲击能量的增加依次为 2.35, 2.045 和 1.65 mg;随着冲击次数的增加,激光冲击试样的磨损量呈现出逐渐减小的趋势,与单次冲击相比,3 次激光冲击对试样耐磨性起到了改善作用。

图 2(a)为未冲击试样和不同次数的 6 J 能量激光冲击试样的深度残余应力分布,未处理试样在距表面约 0.3 mm 的深度范围内存在残余压应力,其表层的残余应力值为 -53 MPa;单次激光冲击在试



样表层产生残余压应力的影响层深度约为 0.8 mm,冲击表面残余压应力最大值约为 225 MPa;多次冲击之后,试样表层的残余压应力的影响层深度约为 1 mm,冲击表面残余压应力最大值为 350 MPa。从试验结果可以看出:与单次冲击相比,激光 3 次冲击可以大幅度提高试样表层的残余压应力并且提高残余压应力的影响层深度。图 2(b)为单次激光冲击和多次激光冲击试样的深度硬度分布,未冲击试样的表面硬度为 193 HV;单次激光冲击试样和多次激光冲击试样的表面硬度可以达到 224.3 HV 和 236 HV,与未冲击试样的表面硬度相比,冲击试样的表面硬度分别提高了 13.8% 和 18.2%。单次激光冲击和多次激光冲击对 AISI 8620 合金钢的硬度影响层深度分别约为 260 μm 和 300 μm ,激光冲击可以提高试样表层的硬度,为激光冲击材料的耐磨性提高提供了条件。

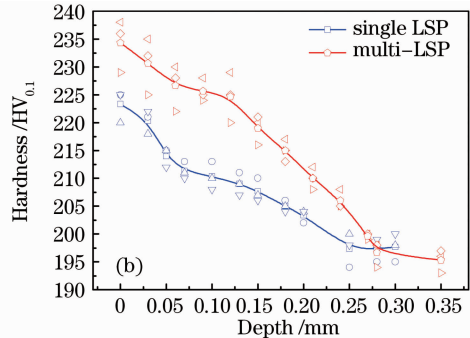


图 2 (a) 未冲击试样和不同次数激光冲击试样的深度残余应力分布;(b) 单次激光冲击和多次激光冲击试样的深度硬度分布

Fig. 2 (a) In-depth residual stress distributions of untreated sample and laser shock processed samples with different impact time; (b) in-depth hardness distributions of single laser shock processed sample and multi laser shock processed samples

采用 Veeco wyko NT 1100 型光学轮廓仪测量磨损试样磨痕的深度和宽度,可以计算出径向磨痕的宽度和深度^[11]。4 个试样在第一阶段磨损试验中的磨损深度依次约为 564,390,355 和 307 μm 。可见多次激光冲击能够明显细化 AISI 8620 合金钢表层晶粒,其晶粒细化层约为 300 μm ^[12]。

图 1 中不同参数的试样在第一阶段的磨损量都已经超过激光冲击的晶粒细化层深度,进入对基体的磨损。激光冲击试样导致表层残余压应力产生,是激光冲击细化表层晶粒的结果,当激光冲击晶粒细化层被磨损以后,其磨损率与未处理试样相同。

图 3 所示为激光冲击次数与磨损率的关系。在第一阶段的磨损试验中,未冲击试样和 1~3 次激光冲击试样的磨损率依次为 0.0138,0.0086,0.0072 和 0.0069 mg/(N·m)。在第一阶段,未冲击试样的

磨损率是激光冲击试样磨损率的 1.6 倍。随着冲击次数的增加,激光冲击试样的磨损速率缓慢降低。因此,激光冲击能够提高 AISI 8620 合金钢的耐磨

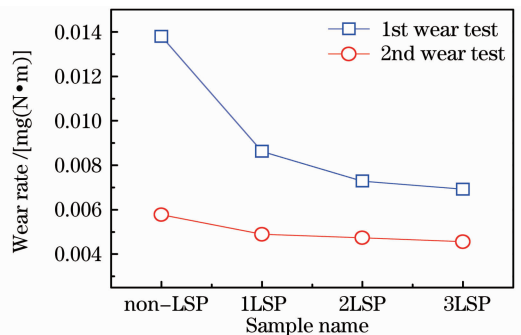
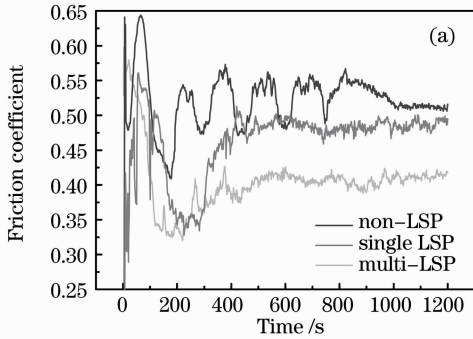


图 3 未冲击试样和不同次数激光冲击试样的磨损率曲线

Fig. 3 Wear-rate curves of untreated sample and laser shock processed samples with different impact time

损性能,并且随着冲击次数的增加,AISI 8620 合金钢表层的耐磨损性能逐渐增强。

图 4(a)为未冲击试样和不同次数激光冲击试样在载荷为 2 kg、转速为 200 r/min 的磨损条件下的摩擦系数随时间的变化曲线。在开始阶段,所有试样的摩擦系数均呈现出迅速增加而又迅速减小的情况,其原因可能是在法向载荷作用下,摩擦表面只有局部微凸体接触,粘着面积较小,接触表面的分子引力较小,所以摩擦系数较小;随着摩擦过程的进行,微凸体逐渐被磨平,粘着面积逐渐增大,分子引力也在增大,导致摩擦系数逐渐增大^[13]。整个摩擦过程就是接触表面不断地粘着,而后在切应力作用下又不断地剪断的过程,由于表面剥落、破碎而引起试样表面的磨损,表面的局部粘着很快达到一个动



态平衡,从而导致表面的摩擦系数维持在稳定范围之内^[14,15]。磨损 0~1000 s 时,未冲击试样的摩擦系数上下浮动较大,说明磨损较为剧烈,超过 1000 s 后,摩擦系数逐渐稳定在一个小数值范围内此时未冲击试样的磨损进入了稳定磨损阶段。而激光冲击试样的摩擦系数在 400 s 之后就比较稳定且波动较小,提前进入了稳定磨损阶段。由图 4(b)可见,当载荷小于 3 kg 时,激光冲击试样的平均摩擦系数随着载荷的增加而逐渐降低,当载荷为 2 kg 时,基体的平均摩擦系数则是缓慢增加,由 0.4790 增加到 0.4965,增加了 3.65%;当载荷大于 3 kg 时,激光冲击试样的摩擦系数开始缓慢增加,载荷达到 4 kg 时,激光冲击试样的摩擦系数分别增加了 3.9%和 4.9%,而基体的平均摩擦系数增加了 12.1%。

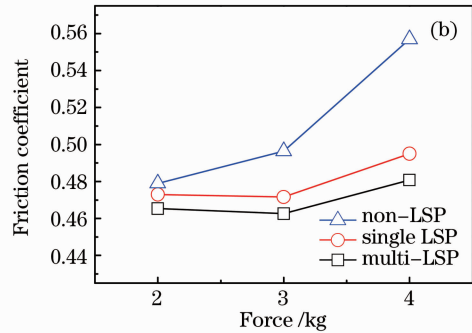


图 4 未冲击试样和不同次数激光冲击试样的摩擦系数随时间(a)和随载荷(b)的变化曲线

Fig. 4 Friction coefficient of untreated sample and laser shock processed samples versus (a) impact time and (b) force

对于经激光冲击的 AISI 8620 合金钢来说,随着载荷的增加试样的平均摩擦系数呈现出先缓慢减小后缓慢增加的状态,而未冲击试样的平均摩擦系数则随着载荷的增加而缓慢增加,当超过一定范围之后,增加的速率逐渐变大,最终呈现快速上升的趋势,这种现象表明表面磨损性能不稳定。

图 5 为未冲击试样和在脉冲能量为 6 J 条件下 3 次激光冲击试样在 1,2,3 和 4 kg 载荷条件下的磨损量直方图。结合摩擦系数的数据,分析在不同载荷条件下未冲击试样和激光冲击试样的磨损量变化。未冲击试样和 3 次激光冲击试样的磨损量均随着载荷的增加而增大,基本呈线性增长。未冲击试样的磨损量在接触载荷为 3 kg 的条件下就出现较大幅度的增加,而在接触载荷为 1~3 kg 条件下,激光冲击抛光后试样的磨损量缓慢增加,当载荷增大到 4 kg 时,其磨损量出现较大幅度的增加。由于未冲击试样的表面屈服强度较低,在 2 kg 载荷的磨损条件下,表面就开始出现剧烈磨损,随着载荷的增

加,表面破坏更加严重。3 次激光冲击试样的摩擦系数则呈现出先减小后增大的趋势,在载荷为 3 kg 的磨损条件下,表面的磨损状态都处于稳定磨损阶段;当载荷大于 3 kg 时,则摩擦力和接触压力产生的剪切应力超过了材料的屈服强度,试样表面就开始出现剧烈磨损,摩擦系数开始逐渐增大。

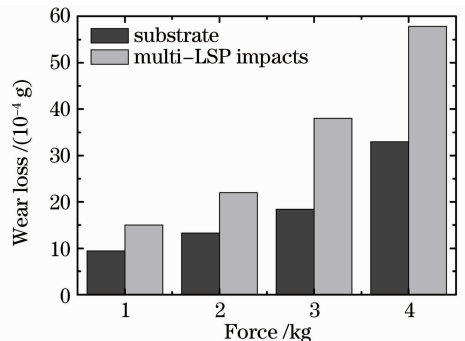


图 5 未冲击试样和 3 次激光冲击试样在不同接触载荷下的磨损量

Fig. 5 Wear loss of untreated sample and three laser shock processed samples with different contact forces

3.2 磨损机理

图 6 为在载荷 3 kg, 转速 200 r/min 的磨损条件下未冲击试样和激光冲击试样磨痕的 SEM 表面形貌。图 6(a) 为未冲击试样磨痕形貌, 磨痕表面粗糙, 有许多明显的表面破坏, 并且出现了许多裂纹, 产生大量表面剥落, 这是明显的疲劳磨损脱落特征。在 AISI 8620 合金钢磨损试验的初始阶段, 由于摩擦学中的粘着效应, 摩擦副之间会形成粘结点, 当接触载荷较小时, 粘结点的强度低于摩擦副两金属的屈服强度, 剪切发生在结合面上, 磨损量相对较小; 随着载荷的增大, 粘结点的强度高于未冲击试样的屈服强度时, 破坏就发生在未冲击试样表层内, 未冲击试样表层的材料被剪切脱落或迁移到硬质金属上形成磨屑, 就会划伤未冲击试样表面进而犁出沟槽。当载荷增大到 2 kg 时, 粘结点的强度远大于未冲击试样表面的屈服强度, 剪切作用就发生在未冲击试样表层较深的地方, 由于滑动摩擦和摩擦力与切应力叠加, 可使最大切应力的位置向表面移动, 切应力作用于试样表面并不断地重复进行, 如果材料的抗剪屈服强度较低, 就会导致试样表面发生塑性变形。由于塑性变形逐步累积, 直到表面最大综合切应力

超过材料的屈服强度时, 就会在次表面形成裂纹, 当摩擦过程继续进行或摩擦载荷增加时, 裂纹从试样次表面向表面扩展, 表面上产生的裂纹相交时便形成片状的磨屑从试样表面脱落下来, 随着磨损时间的增加, 这种磨损越来越剧烈, 沿着滑动方向, 大块的不规则的金属碎屑受到挤压发生严重的塑性变形并与摩擦表面发生分离, 在摩擦表面形成表面破坏^[16]。图 6(b) 为激光单次冲击试样的磨痕形貌, 磨痕表面出现平行于滑动方向的犁沟和擦伤的痕迹, 以轻微的磨粒磨损为主, 没有发生疲劳磨损表面剥落的现象。这种轻微磨粒磨损主要是磨损过程中从表面掉落并形成的微小硬质颗粒在摩擦配副的作用下, 在表面犁出尺寸较小的沟槽。这些犁沟的深度较浅宽度较窄, 并且犁沟之间的间距较大, 说明微小硬质颗粒的尺寸较小, 并且数量不多, 这种磨损比较平稳。图 6(c) 为激光多次冲击试样的磨痕形貌, 磨痕表面也没有表面剥落的现象, 相对于激光单次冲击试样, 磨痕表面的犁沟和擦伤的痕迹少了许多, 磨损更加平稳。说明激光冲击可以改变 AISI 8620 合金钢的磨损机制, 多次冲击更有改善磨损的效果。

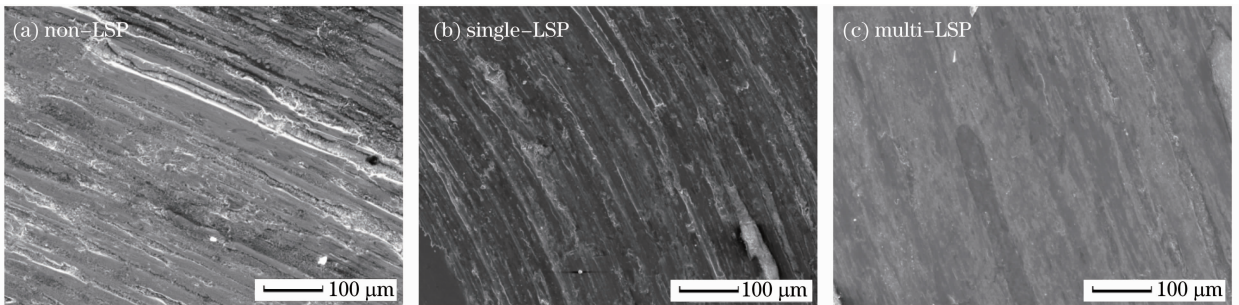


图 6 磨痕表面形貌图

Fig. 6 Typical surface topographies of wear tracks

激光冲击可以提高金属材料的塑性和表面屈服强度, 与未冲击试样相比, 激光冲击试样的金属表层不容易发生脆断和剥落, 所以磨损量就相对较小; 但是塑性增大, 会降低材料表面的抗粘着磨损性能, 塑性材料的粘着破坏都发生在离表面一定深度处, 所以更容易导致材料表面破坏^[17]。AISI 8620 合金钢中的主要合金元素为 Cr, Ni 和 Mo, 其中 Cr 和 Mo 为强碳化物形成元素, 这些合金元素一部分存在于铁素体中, 另一部分以碳化物的形式存在。与 Cr 形成的碳化物为 $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Fe_3Mo_3C 和 Mo_2C_6 。这些碳化物的存在可以增大钢的强度、硬度和耐磨性能。前期采用金像显微镜和投射电子显微镜研究了激光强化区深度方向晶粒的变化情况, 得出以下

结论: 由于激光冲击的作用, 合金钢表面产生较大的塑性变形, 同时位错运动导致位错线和位错缠结的产生, 此时, 片状的珠光体会被分裂成细小片状, 并且位错运动会把部分碳化物分离形成碳化物颗粒弥散在亚晶界附近, 促进亚晶的形成。细化的晶粒和碳原子的弥散作用可以极大地提高低碳钢的硬度^[12]。在磨损过程中, 金属表面碳化物对金属材料起到保护作用, 所以金属表面不容易发生粘着磨损, 少量裸露的硬质碳化物会被剥离, 形成磨粒, 由于尺寸较小, 在金属表面会犁出细小的沟槽^[18]。所以即使塑性增大, 材料仍然能保持较好的抗粘着磨损的性能。

在干摩擦过程中, 摩擦副之间会产生大量的热,

试样表面容易被氧化,部分区域会形成氧化层,残余压应力的存在会加速氧化层的脱落。当表面形成了一层氧化层时,在接触载荷和摩擦力的作用下,对金属表面产生切应力,未冲击试样中的拉应力导致更多的应力消散,而残余压应力则会阻碍应力通过塑性变形消散,最终作用在氧化层和未氧化材料之间,导致氧化层被剥落^[19]。根据竹内荣一的研究,磨损前滑动面上的残余应力,无论拉应力还是压应力,都是其绝对值越大,粘着磨损越严重^[20]。所以金属表层残余压应力的存在导致初始阶段的抗氧化磨损和抗粘着磨损的性能降低。但是当载荷增大到一定程度导致表面出现疲劳裂纹时,激光冲击试样表面诱发的残余压应力场有阻碍疲劳裂纹扩展的作用,残余压应力可以抑制并减缓表面断裂纹的扩展速度,还可以使其形成非扩展性裂纹,并且大幅度提高疲劳短裂纹的闭合力;所以,可扩展性的疲劳裂纹就不容易形成,即使形成,裂纹扩展的速度也相对较慢,裂纹扩展区域也相对较小,材料表面就不容易出现大面积的表面破坏^[11]。

前期研究表明,激光冲击 AISI 8620 合金钢导致表面形成纳米晶粒,单次激光冲击试样表面的纳米晶粒的平均尺寸为 320 nm,而多次激光冲击试样表面的纳米晶粒平均尺寸为 220 nm^[12]。AISI 8620 合金钢的磨损机制与纳米晶粒的细化程度有直接的关系。根据 Hall-Petch 公式^[21],激光冲击细化金属材料表面晶粒,增加了表面的屈服强度,表面最大综合切应力未超过屈服极限,所以表面不容易出现裂纹。在磨损的初始阶段,氧化磨损和粘着磨损的程度较小,虽然残余压应力的存在会加速这两种磨损机制的产生,但很快就会达到平衡阶段。由于晶粒细化的作用,磨痕表面的氧化物尺寸大大减小,氧化层分布分散并且面积较小^[22],虽然氧化磨损程度加剧,但是磨损率仍然处于较低水平。在磨损过程中,表层磨屑中氧化物会与未氧化的金属混合,容易形成一层机械混合层,对基体具有一定的保护作用,避免磨擦副之间的直接接触,从而降低了磨损,具有良好的耐磨性和抗粘着能力,其磨损量大大降低,明显提高金属材料的耐磨性^[23]。多次冲击可以导致表层晶粒细化程度加深,从而可以进一步提高材料的表面耐磨性能,可以承受更大的接触载荷。

4 结 论

1) 采用激光冲击处理 AISI 8620 合金钢,在试样表层形成残余压应力层,能够将 AISI 8620 合金

钢试样的耐磨性提高 1 倍;3 次冲击 AISI 8620 合金钢能够增大试样表面残余压应力和影响深度并且导致试样的抗磨损性能呈现出逐渐增加的趋势。2) 在接触载荷为 1~4 kg 时,随着载荷的增加,激光冲击的 AISI 8620 合金钢试样的平均摩擦系数呈现出先缓慢减小后缓慢增加的趋势。3) 与未冲击试样的磨痕粗糙和明显破坏相比,单次激光冲击试样的表面磨痕有明显的犁沟和擦伤痕迹,激光 3 次冲击试样表面犁沟和擦伤痕迹的数量较少且磨痕表面相对平整,因此磨痕量就相对较小,这是激光冲击细化表层晶粒和残余压应力共同作用的结果。

参 考 文 献

- 1 C. Ayhan, E. Ihsan, S. Gurkan. Microstructure and structural behavior of ion-nitrided AISI 8620 steel [J]. *Materials Characterization*, 2001, **46**(9): 39~44
- 2 İ. Yegen, M. Usta. The effect of salt bath cementation on mechanical behavior of hot-rolled and cold-drawn SAE 8620 and 16MnCr5 steels[J]. *Vacuum*, 2010, **85**(3): 390~396
- 3 Liu Yang, Lü Xiaoren, Liu Gang *et al.*. Wear behaviors of nano crystallization surface of Q235 steel by high energy peening[J]. *Tribology*, 2010, **30**(5): 473~478
刘 阳, 吕晓仁, 刘 刚等. Q235 钢高能喷丸纳米化表面的摩擦磨损行为[J]. *摩擦学学报*, 2010, **30**(5): 473~478
- 4 Liu Junjian, Chen Guohong, Wang Jiaqing *et al.*. Effect of ageing treatment on microstructure and mechanical properties of HR3C steel [J]. *Journal of Hefei University of Technology(Natural Science)*, 2011, **34**(1): 47~51
刘俊建, 陈国宏, 王家庆等. 时效热处理对 HR3C 钢组织结构及力学性能的影响[J]. *合肥工业大学学报(自然科学版)*, 2011, **34**(1): 47~51
- 5 Li Meiyang, Wang Yong, Han Bin *et al.*. High-temperature wear property of high chrome steel by laser surface melting[J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(1): 302~306
李美艳, 王 勇, 韩 彬等. 激光熔凝处理高铬钢的高温磨损性能[J]. *中国激光*, 2010, **37**(1): 302~306
- 6 A. King, A. Steuwer, C. Woodward *et al.*. Effects of fatigue and fretting on residual stresses introduced by laser shock peening[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, **435-436**: 12~18
- 7 K. Kato. Wear in relation to friction—a review[J]. *Wear*, 2000, **241**(2): 151~157
- 8 Lu Jinzhong, Luo Kaiyu, Feng Aixin *et al.*. Micro-structural enhancement mechanism of LY2 aluminum alloy by means of a single laser shock processing [J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(10): 2662~2666
鲁金忠, 罗开玉, 冯爱新等. 激光单次冲击 LY2 铝合金微观强化机制研究[J]. *中国激光*, 2010, **37**(10): 2662~2666
- 9 Wang Shengbo, Fan Yong, Wu Hongxing *et al.*. Research of strengthening 7050 aerial aluminum alloy structural material with laser shock processing [J]. *Chinese J. Lasers*, 2004, **31**(1): 125~128
王声波, 范 勇, 吴鸿兴等. 7050 航空铝合金结构材料激光冲击强化处理研究[J]. *中国激光*, 2004, **31**(1): 125~128
- 10 C. S. Montross, W. Tao, Y. Lin *et al.*. Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review[J]. *International Journal of Fatigue*, 2002, **24**(10): 1021~1036
- 11 Song Jie, Zhang Qingmao, Lin Xiacong *et al.*. Tribological behavior of Fe-based alloy coating formed by laser cladding[J].

- Chinese J. Lasers*, 2008, **35**(5): 776~781
- 宋杰, 张庆茂, 林晓聪等. 铁基合金激光熔覆层的摩擦学特性[J]. *中国激光*, 2008, **35**(5): 776~781
- 12 J. Z. Lu, J. W. Zhong, K. Y. Luo *et al.*. Micro-structural strengthening mechanism of multiple laser shock processing impacts on AISI 8620 steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, **528**(19-20): 6128~6133
- 13 Zhang Xingquan, He Guangde, Qi Xiaoli *et al.*. Investigation on contact fatigue strength of gear affected by laser shock processing [J]. *Chinese J. Lasers*, 2010, **37**(12): 3187~3191
- 张兴权, 何广德, 戚晓利等. 激光冲击强化对齿轮接触疲劳的影响[J]. *中国激光*, 2010, **37**(12): 3187~3191
- 14 G. J. Zhang, B. Li, B. L. Jiang *et al.*. Microstructure and mechanical properties of multilayer Ti(C,N) films by closed-field unbalanced magnetron sputtering ion plating [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2010, **26**(2): 119~124
- 15 Zhai Hongxiang, Yang Yong, Huang Zhenying. The load dependency of sliding friction behavior in particulate reinforced aluminum matrix composite[J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2003, **29**(4): 30~34
- 翟洪祥, 杨勇, 黄振莺. 颗粒增强铝基复合材料滑动摩擦行为的载荷依赖性[J]. *机械工程学报*, 2003, **29**(4): 30~34
- 16 Luo Xinmin, Zhang Jingwen, Zhao Guangzhi *et al.*. Effect of laser shock strengthening on fatigue behaviors of 2A02 aluminum alloy[J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(12): 3323~3328
- 罗新民, 张静文, 赵广志等. 激光冲击强化对2A02铝合金疲劳行为的影响[J]. *中国激光*, 2009, **36**(12): 3323~3328
- 17 Yu Xueyong, Pan Yi, Hua Zhenxiao *et al.*. Effect of Ms transformation temperature on anti-wear behavior of Ni Ti shape memory alloys [J]. *Lubrication Engineering*, 2006, **184**(12): 158~160
- 于学勇, 潘毅, 华征潇等. 马氏体相变温度对Ni Ti形状记忆合金抗磨损性能的影响[J]. *润滑与密封*, 2006, **184**(12): 158~160
- 18 Li Manping, Qian Shiqiang, Tong Jianhua *et al.*. The failure-analyses of shot-blaster bladders of high-chromium cast iron used for controlled shot-peening[J]. *Hot Working Technology*, 2002, (1): 44~48
- 李曼萍, 钱士强, 童建华等. 喷丸强化用高铬铸铁抛丸机叶片失效分析[J]. *热加工工艺*, 2002, (1): 44~48
- 19 A. Mitchell, P. Shrotriya. Onset of nanoscale wear of metallic implant materials; influence of surface residual stresses and contact loads[J]. *Wear*, 2007, **263**(7): 1117~1123
- 20 Huang Jianhong. Effect of microstructure on abrasive resistance of steels[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2008, **33**(10): 1~11
- 黄建洪. 微观组织对钢抗磨料磨损性能的影响[J]. *金属热处理*, 2008, **33**(10): 1~11
- 21 J. Corrochano, J. C. Walker, M. Lieblich *et al.*. Dry sliding wear behavior of powder metallurgy Al-Mg-Si alloy-MoSi₂ composites and the relationship with the microstructure [J]. *Wear*, 2011, **270**(9-10): 658~665
- 22 L. Tan, X. Ren, K. Sridharan *et al.*. Effect of shot-peening on the oxidation of alloy 800H exposed to supercritical water and cyclic oxidation[J]. *Corrosion Science*, 2008, **50**(7): 2040~2046
- 23 Y. S. Zhang, Z. Han, K. Wang. Friction and wear behaviors of nanocrystalline surface layer of pure copper [J]. *Wear*, 2006, **260**(9-10): 942~948

栏目编辑: 宋梅梅