

预应力淬硬磨削下强化层金相组织的转变机理

史小亮, 刘明贺, 张修铭, 修世超

(东北大学 机械工程与自动化学院, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 为了研究预应力淬硬磨削条件下工件表面强化层特征及金相组织形成变化机理, 以 45# 钢为对象, 进行了预应力淬硬磨削实验. 获得了残余应力较小的表面强化层, 测量得到了其表面硬度. 通过观察表面强化层的金相组织特征, 结合磨削温度场仿真, 研究了磨削强化条件下预应力对马氏体等金相组织的影响机理. 研究表明, 磨削淬硬过程中产生的高温使 45# 钢的屈服强度大大降低, 施加较小预应力会使材料发生塑性变形, 由于塑性应变导致的母相强化和应变诱导相变两者的综合作用, 该状态下预应力对马氏体相变的影响是先抑制再促进.

关 键 词: 淬硬磨削; 温度场; 仿真; 预应力; 相变机理

中图分类号: TG 580.1

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2016)02-0208-05

Transformation Mechanism of Microstructure in Hardening Layer Under the PSHG

SHI Xiao-liang, LIU Ming-he, ZHANG Xiu-ming, XIU Shi-chao

(School of Mechanical Engineering & Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.

Corresponding author: SHI Xiao-liang, E-mail: xlshi89@163.com.)

Abstract: In order to study the features of surface hardening layer and the formation and variation mechanism of metallographic structure under pre-stressed hardening grinding (PSHG), the 45 steel was processed with the PSHG experiment. The surface hardening layer with little residual stress was obtained from it. The surface hardness was measured and its metallographic structure was observed. Combining experimental result with the simulation of grinding temperature field, we studied how the pre-stress influenced the metallographic structure such as martensite. It is shown that the high temperature in the grinding process largely weakens the yield limit of 45 steel. A smaller pre-stress would result in plastic deformation. The parent-phase-hardening and strain-inducing-phase-changing resulting from plastic deformation have comprehensive effect on the martensitic phase transformation. This indicates that the pre-stress restrains the phase transformation firstly and then promotes it.

Key words: grinding-hardening; temperature field; simulation; pre-stress; mechanism of phase transformation

预应力磨削 (pre-stressed grinding, PSG) 是在磨削加工前对试件施加预拉应力, 集磨削加工与残余应力控制于一体, 可以使零件在磨削加工后, 表面层直接产生理想的应力状态, 从而提高零件的抗疲劳强度, 延长其使用寿命^[1]. 磨削淬硬 (grinding hardening, GH) 是利用磨削加工中产生

的大量磨削热, 将工件表层快速加热到材料的相变温度, 并以大于马氏体相变临界冷却速度的条件急速冷却, 从而使工件表层发生马氏体相变, 达到磨削淬硬目的^[2]. GH 工艺集磨削加工与表面淬火工艺于一体, 直接利用磨削时产生的磨削热对工件表面进行热处理, 减少零件热处理工序、专

收稿日期: 2014-12-09

基金项目: 沈阳市科学技术计划项目 (F13-316-1-59); 国家自然科学基金资助项目 (51375083); 中央高校基本科研业务费专项资金资助项目 (N140306002).

作者简介: 史小亮 (1989-), 男, 辽宁辽阳人, 东北大学博士研究生; 修世超 (1958-), 男, 内蒙古赤峰人, 东北大学教授, 博士生导师.

用热处理设备及人员等的投入,减少能源的消耗以及热处理工艺对环境的污染,符合绿色制造和清洁化生产模式^[3-7]。

国内外学者分别对 GH 及 PSG 进行了研究,并取得了一定进展,但对两者相结合的情况的研究尚处于空白阶段. 本文将两者结合,在对 GH 技术和 PSG 技术进行深入研究的基础上,从抗疲劳制造与绿色制造的观念出发,提出预应力淬硬磨削(pre – stressed hardening grinding ,PSHG)复合加工方法,并进行 PSHG 实验。

在 PSHG 加工中,由于磨削热产生的高温使工件表面组织产生马氏体相变. 该过程中施加的预应力对马氏体等金相组织的变化历程和结果具有重要影响,故可以通过调整预应力大小来控制金相组织特征形貌. 国内外学者对正常加热淬火条件下应力应变对金相组织的影响做了一定研究,而对磨削强化条件下金相组织变化机理的研究则基本处于空白,故本文将结合实验结果及金属热相变理论对该过程进行研究分析,其机理研究对于控制加工后零部件性能具有重要意义。

1 PSHG 实验

1.1 实验方案

选用 M7120A 平面磨床,选用陶瓷结合剂的白刚玉砂轮,粒度为 F46,砂轮直径为 250 mm,实验所用材料为 45#钢。

试件经特殊加工,长、宽、高为 50, 10 和 22 mm,磨削宽度为 10 mm。

综合考虑各因素,确定本次 PSHG 实验条件如表 1 所示. 调整磨削用量,对试件进行磨削,结束后先冷却再卸载预应力。

施加预应力是在试件两端预置一个拉力. 本次实验采用自主设计的预应力施加夹具,通过对螺杆施加一定转矩来给工件施加预应力。

根据夹具的实际尺寸,施加到试件的拉应力为

$$\sigma = \frac{6M}{2df_c A + 3d_2 A \frac{P + \pi d_2}{\pi d_2 - Pf}} \cdot \tag{1}$$

式中: M 为螺杆上所施加的转矩; f_c 为螺杆和滑块的摩擦系数; A 为试件的横截面面积; d_2 为螺杆螺纹中径; d 为螺杆螺纹公称直径; P 为螺杆螺距。

其中 $A = 220 \text{ mm}^2$, 则预应力公式为

$$\alpha = \frac{M}{6} \times 10^3. \tag{2}$$

表 1 预应力淬硬磨削实验条件
Table 1 Experiment conditions of PSHG

编号	a_p μm	v_w $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$	v_s $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$	M $\text{N} \cdot \text{m}$	冷却 方式	磨削 方式
1	50	0.033		20		
2	50	0.033		40		
3	50	0.033	37	60	干磨	顺磨
4	200	0.022		20		
5	200	0.022		40		
6	200	0.022		60		

注: a_p 为磨削深度, v_w 为工件进给速度, v_s 为砂轮线速度, M 为预应力转矩。

1.2 PSHG 实验结果及分析

测量切入区、中间区及切出区的硬度,每个区域测 3 次,求其平均值,实验后测得各试件硬度如表 2 所示。

表 2 试件硬度测量值 (HV)
Table 2 Specimen hardness values measured (HV)

试件号	1	2	3	4	5	6
切入区	223.9	248.8	221.4	716.1	551.0	681.6
中间区	243.7	247.4	259.2	787.3	630.4	647.8
切出区	233.7	239.9	239.1	703.3	682.1	787.9

注:维氏硬度测量施加压力为 1 kg。

可以看出 1,2,3 号试件由于磨削深度较小,其硬度相对基体(210 HV)无明显变化,未产生淬硬效果,该状态下预应力对强化层硬度几乎无影响,且对相变无明显影响. 而 4,5,6 号试件均发生明显的淬硬现象,并且其硬度随着预应力由小到大呈现出大—小—大的变化趋势。

4,5,6 号试件放大 50 倍的金相显微图如图 1 所示. 可以看出,由于所施加的预应力不同,同样磨削参数条件下所形成的磨削强化层特征具有明显不同,由金相显微镜自带的厚度测量软件测得 4, 5, 6 号试件强化层厚度分别为 456.66, 337.98, 601.14 μm ,其金相组织也呈现一定的差异。

由此可以看出,PSHG 充分淬硬条件下,试件表面硬度和强化层厚度随预应力增大呈现大—小—大的变化趋势。

采用 X 射线衍射法测量试件表面残余应力,结果如表 3 所示。

由以上实验结果可知,PSHG 实验获得了较小残余拉应力或残余压应力的表面强化层,零件具有良好的使用性能。

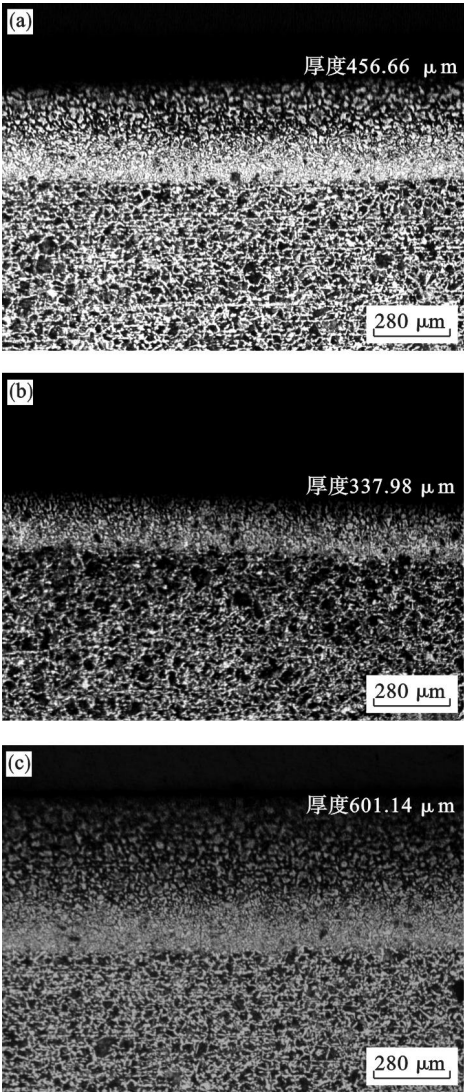


图 1 试件的金相组织显微图
Fig. 1 Metallographical micrograph of the specimens
(a)—4 号件; (b)—5 号件; (c)—6 号件.

表 3 残余应力测量值 Table 3 Residual stress measurements MPa						
位置	试件号					
	1	2	3	4	5	6
位置 1	589.3	505.2	467.7	-177	-382.6	-637
位置 2	563.2	579.2	508.7	-22.6	-403.4	-512.3
位置 3	480	541.4	432	119.8	-104.6	-520.9

注:位置 1,2,3 为试件从左到右的位置.

2 PSHG 过程温度场仿真

2.1 模型建立

由于金相组织变化及 45# 钢材料属性与温度有密切关系,故对磨削深度为 200 mm 的实验情况(4,5,6 号试件)运用 ANSYS 进行温度场仿

真,将温度仿真结果近似为磨削温度.
由于预应力场对温度场影响较小,故可将温度场的仿真结果看作是不同预应力条件下共同的温度场结果.

仿真采用抛物线热源模型,可较好模拟热源加载.砂轮的切向磨削力 F_t 通过式(2)计算^[8]:

$$F_t=0.5\times 28\,282\times a_p^{0.86}v_s^{-1.06}(60v_w)^{0.44}.$$
 (3)

磨削过程中产生的总热源强度 q_t ^[8] 为

$$q_t=\frac{F_tv_s}{bl_g}.$$
 (4)

传入工件的磨削热比例系数为 0.82^[8],则传入工件的热源强度 q_w 为

$$q_w=q_tR_w=0.82\,q_t.$$
 (5)

仿真选择具有 8 个温度自由度的三维热实体 SOLID70.仿真工件尺寸为 20 mm×22 mm×10 mm,以 4 倍接触弧长作为磨削仿真长度.共划分为 40×30×15 个网格单元.

主要仿真参数如表 4 所示.

表 4 仿真参数设定 Table 4 Simulation parameters	
砂轮直径 d_s/mm	250
砂轮线速度 $v_s/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	37.7
工件进给速度 $v_w/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	0.022
磨削深度 a_p/mm	0.200
预应力 σ/MPa	33.3,66.7,100
磨削宽度 b/mm	10
接触弧长 l_g/mm	7

2.2 仿真结果

仿真结果表明,表层磨削温度可接近 1 100 ℃,图 2 为第 21 载荷步温度场云图,此时温度场已较稳定,具有代表性.由图 3 可知,PSHG 过程中试件表面可以达到奥氏体化温度 720 ℃,同时冷却过程中也可以达到马氏体转变温度 320 ℃,说明达到了马氏体相变的基本条件.尽管温度场及磨削条件相同,但金相组织厚度及特征却不同,说明不同预应力对相变造成了影响.

3 PSHG 过程预应力影响强化层金相变化的机理

将淬硬效果显著的 4,5,6 号试件作为主要研究对象.磨削强化主要由磨粒冲击而产生的机械强化和热相变作用生成马氏体而产生的淬硬现象导致.由于本实验中冲击塑性变形引起的机械强

化条件相同,故简化分析过程,仅分析不同预应力的拉伸结果对马氏体相变的影响。

45#钢的屈服强度随着温度升高而降低^[9],温度场仿真结果见图3。当切深为200 mm时,磨削表面温度可达约1 000 ℃,此时材料的屈服强度降低至约40 MPa^[8]。根据式(2)可得4,5,6号试件施加的预应力分别为33,66和100 MPa。

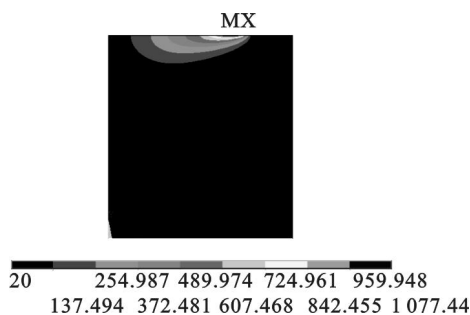


图2 第21步温度场纵向截图

Fig. 2 Lengthways cloud map of thermal field of the 21st step

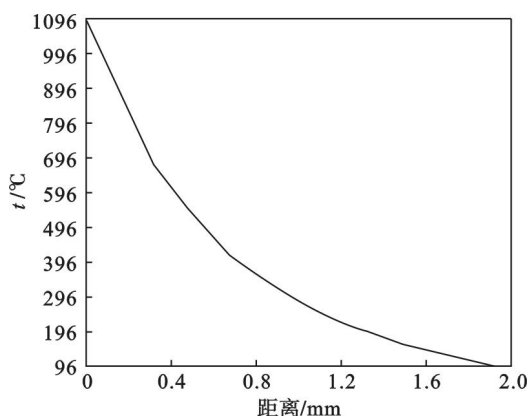


图3 第21步温度随表面距离变化

Fig. 3 Thermal variation along with the distance from the surface at the 21st step

4号试件预应力为33 MPa时,材料尚处于弹性变形范围内,此时磨削过程中施加的预应力会增加马氏体相变的自由能,使马氏体相变提前发生,故该状态下预应力对马氏体相变具有促进作用,该结果与较多学者的研究结果一致,为较公认的“应力促进马氏体相变”现象,符合Koistinen-Marburger马氏体相变动力学模型^[10-12]。由于该预应力已接近屈服极限,对相变的促进作用已达到较强状态,故硬度较大;从图1a中可见,马氏体含量较大,质地较密,总体相变厚度较大。

而5,6号试件的预应力分别为66.7和100 MPa,均已超过磨削温度下材料的屈服极限40 MPa,材料在预应力的拉伸作用下发生塑性变形,该磨削过程中,预应力除了增加马氏体相变的自由能(与弹性变形一致)外,对马氏体相变产生

两种相反的作用^[11]。促进作用为:塑性变形使晶粒之间的边界由原先的光滑平整的形状变成了不规则的波纹形,具有较高晶界能,该处会作为磨削强化过程中马氏体相变的优先形核地点;塑性变形使得晶粒拉长,产生的变形带也是形核的优先地带,因此塑性变形会加快磨削强化层中马氏体相变速度,即应变诱导相变。抑制作用为:马氏体相变属于切变型相变,塑性应变提高母相的屈服强度,阻碍切变过程的实现,因此强化层中相变速率降低,母相趋于稳定,即出现机械稳定化。两种作用的综合结果即是磨削过程中预应力对马氏体相变的最终影响。

5号试件硬度小于4号,由图1b可见强化层厚度较小,产生的马氏体密度较小,说明在开始发生塑性变形过程中,预应力对马氏体相变综合影响为阻碍作用。该磨削过程中,预应力导致的机械稳态对马氏体形成的抑制作用大于晶粒拉长带来的促进作用。

与5号试件相比,6号试件的硬度又开始变大,强化层厚度大于5号,产生的马氏体数量变多,说明在塑性变形较大时,磨削过程中的预应力对马氏体相变综合影响表现为促进作用。观察图1c可以发现,晶粒有被拉长的现象,说明PSHG过程中,该因素较显著,拉长的地带有利于马氏体形核。

从能量角度分析,奥氏体转变马氏体过程中,自由能变化为^[11]

$$\Delta G = -\Delta G_{\gamma \rightarrow M} + \Delta G_s + \Delta G_{sv} + \Delta G_t - \Delta W_e - \Delta W_p. \quad (6)$$

式中各项分别为相变带来的化学自由能的降低、新相界面形成而出现的表面能增加、马氏体形成时出现的弹性变形能、马氏体形成过程的切变功、预应力所作的机械弹性功和塑性功。

ΔG_t 是母相屈服强度的一个递增函数:

$$\Delta G_t = \Delta G_t(\sigma_s). \quad (7)$$

试件表层弹性变形的磨削阶段(4号试件),由于预应力作用使 ΔW_e 增加,其余项不变,故该过程中,预应力促进马氏体相变。

试件表层塑性变形的磨削阶段(5,6号试件),随着预应力增加, ΔG_t 随母相屈服强度增加,而 ΔW_e 与 ΔW_p 也随应力增加而增加。根据实验结果可知,在塑性变形较小的阶段, ΔG_t 是主要影响;较大阶段, ΔW_e 与 ΔW_p 是主要影响。

4 结 论

1) PSHG生成了具有较小残余拉应力或残

余压应力的表面强化层,从而零件具有良好的使用性能。

2) PSHG 条件下,试件表面硬度和强化层厚度随预应力增大呈现大—小—大的变化趋势;未淬硬条件下,预应力对试件表面硬度无明显影响。

3) PSHG 预应力产生较小塑性变形的阶段,母相强化现象占据主导作用,预应力对马氏体相变起抑制作用;塑性变形较大阶段,晶界拉伸有助于马氏体形核,该因素占据主导作用,预应力对马氏体相变产生促进作用。

参考文献:

- [1] Ye B Y, Peng R T, Tang X Z, et al. Residual stress and surface morphology of pre-stress hard cutting[J]. *Journal of South China University of Technology*, 2008, 36(4): 6–9.
- [2] Brinksmeier E, Brockhoff T. Surface heat treatment by using advanced grinding processes[J]. *La Metallurgia Italiana*, 1999, 91(4): 19–23.
- [3] Xiu S C, Li C H, Cai G Q. Study on surface finish mechanism in quick-point grinding[J]. *International Journal of Computer Applications in Technology*, 2007, 29(2): 163–167.
- [4] Zhang L, Ge P Q, Zhang J H, et al. Experiment and simulation on temperature field of 40Cr steel surface layer ingrind-hardening[J]. *International Journal of Abrasive Technology*, 2007, 1(2): 187–197.
- [5] Menenzes P, Kallas S, Lovell M. Role of surface texture, roughness and hardness on friction during unidirectional sliding[J]. *Tribology Letters*, 2011, 41(1): 1–15.
- [6] Brockhoff T. Grinding-hardening; a comprehensive view[J]. *Annals of the CIRP*, 1999, 48(1): 255–260.
- [7] Liu J D, Wang G C, Wang Z, et al. Experimental research on grind-hardening of 65Mn steel[J]. *Materials Science Forum*, 2006, 505(7): 787–791.
- [8] Guo C, Wu Y, Varghese V, et al. Temperatures and energy partition for grinding with vitrified CBN wheels[J]. *Annals of the CIRP*, 1999, 48(1): 247–250.
- [9] William F S, Javad H. Foundations of materials science and engineering [M]. Beijing: China Machine Press, 2011: 256–258.
- [10] 金嘉陵. 应力诱发相变的电子显微镜动态研究方法[J]. *上海金属*, 2009, 22(5): 39–44.
(Jin Jia-ling. Dynamic research method of TEM and SEM on stress induced phase transformation [J]. *Shanghai Metals*, 2009, 22(5): 39–44.)
- [11] 刘春成, 姚可夫, 高国峰, 等. 应力应变对马氏体相变动力学及相变塑性影响的研究[J]. *金属学报*, 1999, 35(11): 1125–1129.
(Liu Chun-cheng, Yao Ke-fu, Gao Guo-feng, et al. Study to the effect of stress and strain on martensite transformation kinetics and transformation plasticity [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1999, 35(11): 1125–1129.)
- [12] Grum J, Kek T, Zupancic M, et al. Measurement and numerical analysis of surface residual stresses occurring under different quenching conditions[J]. *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, 2008, 3(1): 86–99.

(上接第 202 页)

- [6] Hu T, Lv X W, Bai C G, et al. Carbothermic reduction of titanomagnetite concentrates with ferrosilicon addition[J]. *ISIJ International*, 2013, 53(4): 557–563.
- [7] Park E, Ostrovski O. Reduction of titania-ferrous ore by hydrogen[J]. *ISIJ International*, 2004, 44(6): 999–1005.
- [8] Longbottom J R, Ostrovski O, Park E. Formation of cementite from titanomagnetite ore[J]. *ISIJ International*, 2006, 46(5): 641–646.
- [9] Sun H Y, Wang J S, Han Y H, et al. Reduction mechanism of titanomagnetite concentrate by hydrogen[J]. *International Journal of Mineral Processing*, 2013, 125(49): 122–128.
- [10] Yi L Y, Huang Z C, Jiang T. Sticking of iron ore pellets during reduction with hydrogen and carbon monoxide mixtures; behavior and mechanism[J]. *Powder Technology*, 2013, 235(2): 1001–1007.
- [11] 何其松. 钛磁铁矿球团的还原历程及其热力学分析[J]. *钢铁*, 1983, 18(4): 1–4.
(He Qi-song. Phase transformation in the reduction of titanniferous-magnetite pellets and their thermodynamic considerations[J]. *Iron and Steel*, 1983, 18(4): 1–4.)