

激光重熔高锰钢的超声滚压强化及磨损性能研究

赵恩兰^{1,2*}, 彭玉兴¹, 满家祥², 刘响¹, 杨海峰¹¹中国矿业大学机电工程学院, 江苏 徐州 221116;²徐州工程学院机电工程学院, 江苏 徐州 221018

摘要 由于冲击载荷引起的动态霍尔-佩奇效应,高锰钢具有优异形变硬化特性。研究高锰钢的激光重熔非均匀显微组织凝固原理及对超声滚压硬化行为的影响具有重要意义。对 Mn13 钢板表面先后进行激光重熔处理和超声滚压强化,通过扫描电子显微镜、场发射电子探针显微分析仪和电子背散射衍射仪分析了激光重熔高锰钢的显微组织和凝固过程,通过维氏硬度计和摩擦磨损试验机研究了激光重熔高锰钢的非均匀组织对超声滚压硬化的影响。研究发现:由于激光重熔过程的高温度梯度和高冷却速度,凝固组织从上到下依次为较薄的等轴树枝晶和垂直于结合面生长的柱状树枝晶,枝晶间为小角度晶界,且存在 Mn 元素的偏析;激光重熔高锰钢的非均匀组织在超声滚压下具有孪生硬化行为,表面硬度和耐磨性均有较大程度的提高。因此,激光重熔技术在高锰钢的表面处理领域具有潜在的应用前景。

关键词 激光技术; 激光重熔; 高锰钢; 超声滚压; 孪生硬化; 磨损机理

中图分类号 TN249

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL231092

1 引言

高锰钢(HMnS)具有良好的形变硬化特性,在冲击载荷作用下表面会迅速发生硬化,从而提高表面硬度,其内部仍保持较好的韧性,被广泛应用于矿山机械、铁路、冶金、建材等领域^[1]。然而,高锰钢仅在强冲击和高应力作用下才具有优异的硬化特性和抗磨损性能,在低应力磨损工况下常表现出低的硬化行为。

高锰钢表面的预硬化处理在一定程度上可以改善高锰钢在低冲击和低应力工况下的力学性能。Yan 等^[2]采用机械喷丸对高锰钢表面进行改性处理,研究了不同喷丸时间对高锰钢磨料磨损性能的影响,改善了高锰钢的耐磨性。Feng 等^[3]对高锰钢进行了高速机械冲击,获得了纳米晶表面层,从而改善了高锰钢的摩擦磨损性能。刘恒亮等^[4]利用爆炸硬化方法对高锰钢进行了不同程度的预硬化处理,获得了最佳的耐磨性。张凌峰等^[5]对水韧高锰钢试样进行了激光冲击,高锰钢表面的硬度大幅提升。赵恩兰等^[6]提出了高锰钢表面的超声冲击强化方法,发现由于高应变率冲击和动态霍尔-佩奇效应的双重作用,高锰钢获得了较好的硬化效果和抗磨损性能。

激光重熔是用激光束熔化材料表面,利用熔池快速凝固的特点改善材料表面的显微组织和力学性能^[7]。作为一种表面改性技术,激光重熔得到了广泛

的应用^[8]。李佳宜等^[9]研究了激光重熔在选区激光熔合(SLM)制备 TC4 钛合金时对样件的成形质量以及力学性能等方面的影响。试验结果表明,激光重熔能明显改善 TC4 样件的表面质量、拉伸性能和致密度水平,且改善效果随着重熔次数的增加而变好。熊安辉等^[10]分析了 HT250 灰铸铁在激光重熔过程中的温度分布及其变化规律,试验结果表明重熔层的硬度得到较大提高。Koppoju 等^[11]研究了激光重熔高锰钢(1.34C-13.6Mn-0.45Si-Fe)的微观结构和组织演变。Zhao 等^[12]研究了激光重熔高锰钢(1.13C-12.84Mn-0.47Si-Fe)的组织演化、显微硬度和耐磨机理,结果显示,与高锰钢基体相比,激光重熔高锰钢的显微硬度和耐磨性均有大幅提高。

与铸造高锰钢的等轴晶不同,激光重熔高锰钢由于凝固过程中的高温度梯度和高冷却速度,常形成典型的柱状晶和等轴树枝晶组织^[11-12]。因此,探索激光重熔高锰钢在超声滚压作用下的硬化行为和抗磨损性能具有重要意义。本文研究了激光重熔高锰钢的显微组织和形成机理,分析了激光重熔高锰钢的硬化行为和磨损性能。

2 试验

采用连铸型 Mn13 钢板进行激光重熔,其厚度为 10 mm,主要成分(质量分数)为:Mn(12.84%)、

收稿日期: 2023-08-07; 修回日期: 2023-09-05; 录用日期: 2023-09-15; 网络首发日期: 2023-09-25

基金项目: 国家自然科学基金项目(52275224)、重庆大学高端装备机械传动全国重点实验室开放课题(SKLM-T-MSKFKT-202225)

通信作者: *zel_1205@126.com

C (1.13%)、Si (0.47%)、P (0.052%)、S (0.009%)、Fe (余量)。激光重熔前 Mn13 钢板截面显微结构的电子背向散射衍射仪 (EBSD) 测试结果和成分分布如图 1(a) 所示。激光重熔试验系统由激光发生器、三维工作平台、冷水机、保护气体等组成, 如图 1(b) 所示。激光发生器输出的激光参数为: 激光波长约 960 nm、激光功率 1500 W、光斑直径 1.2 mm。为了防止激光重熔过程中材料的氧化, 选择体积分数为 99.99% 的高纯度氩气为保护气, 并通过同轴激光头喷嘴以 4 L/min

的流速喷射到激光焦点区域。利用三维平台按照计算机预设的扫描路径实现激光焦点与样品的相对运动。激光重熔时, 采用的激光功率为 700 W, 扫描速度为 5 mm/s。进行大面积多道搭接激光重熔时, 相邻重熔轨迹之间的搭接率为 50%。采用图 1(c) 所示的超声滚压强化装置对激光重熔后的高锰钢表面进行处理, 该装置由超声波发生器、换能器、变幅杆和三维平台组成。利用三维平台按照计算机预设的扫描路径实现振动头与样品在平面内的相对运动, 也可以调节静压力

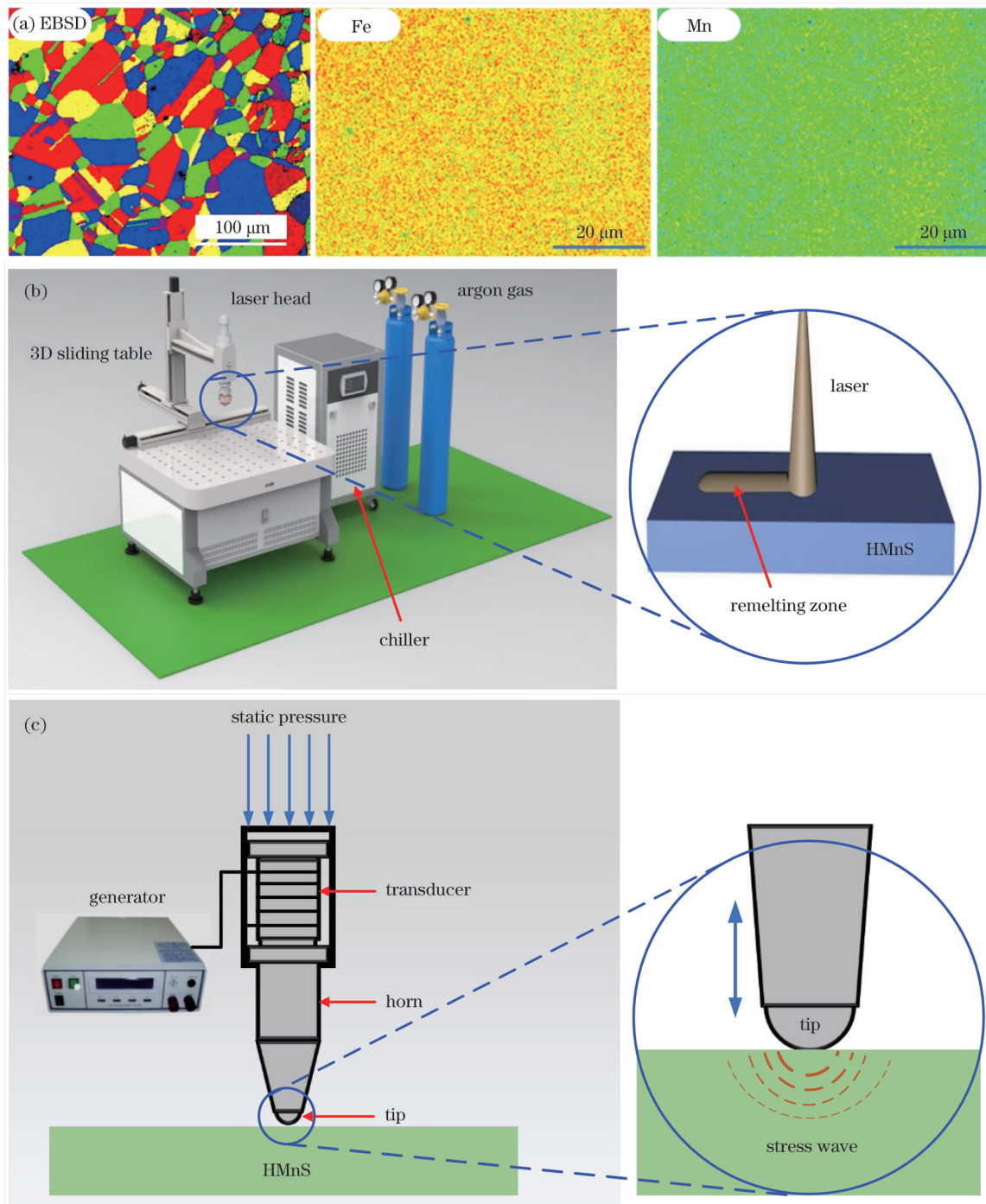


图1 Mn13钢板、试验装置及原理图。(a)Mn13钢板显微结构和成分;(b)激光重熔装置及原理;(c)超声滚压强化装置及原理
Fig. 1 Mn13 steel plate, experimental setup and schematic diagram. (a) Microstructure and composition of Mn13 steel plate; (b) laser remelting device and principle; (c) ultrasonic rolling strengthening device and principle

的大小。本文采用的振幅为 $4\ \mu\text{m}$, 振动频率为 $40\ \text{kHz}$, 静压力分别为 $100\ \text{N}$ 和 $200\ \text{N}$ 。试验前, 处理掉高锰钢表面的氧化层和杂质; 激光重熔后, 对高锰钢表面进行抛光处理。超声滚压强化前后进行截面显微组织观察、表面硬度测量、截面硬度测量。采用线切割的方法, 制备摩擦磨损试验的高锰钢试样。用于截面显微组织观察和截面硬度测量的试样需要依次进行研磨和抛光。采用王水溶液 (HNO_3 与 HCl 的体积比为 1:3) 对样品表面进行腐蚀。

采用场发射电子探针显微分析仪 (EPMA) 和电子背散射衍射仪表征高锰钢截面的元素分布和晶粒尺寸。采用场发射扫描电子显微镜 (SEM) 对高锰钢的截面显微组织、磨损前后表面形貌进行表征。采用粗

糙度轮廓仪对表面粗糙度进行测量。采用维氏硬度计测试高锰钢表面和截面的显微硬度分布, 载荷为 $0.3\ \text{kg}$, 保荷时间为 $15\ \text{s}$ 。采用销盘回转摩擦磨损试验机进行磨损试验, 磨损试验采用的载荷为 $100\ \text{N}$ 、主轴转速为 $300\ \text{r/min}$ 、磨损时间为 $60\ \text{min}$ 、摩擦半径为 $5\ \text{mm}$, 对磨球为直径为 $6.35\ \text{mm}$ 的 Al_2O_3 。磨损轮廓采用三维轮廓仪进行测量和分析。

3 结果与分析

3.1 显微组织

激光重熔高锰钢的显微组织对其形变硬化和耐磨损性能具有决定性作用。图 2 所示为高锰钢表面激光重熔后的截面显微组织。由图 2(a) 可以看出, 与铸造

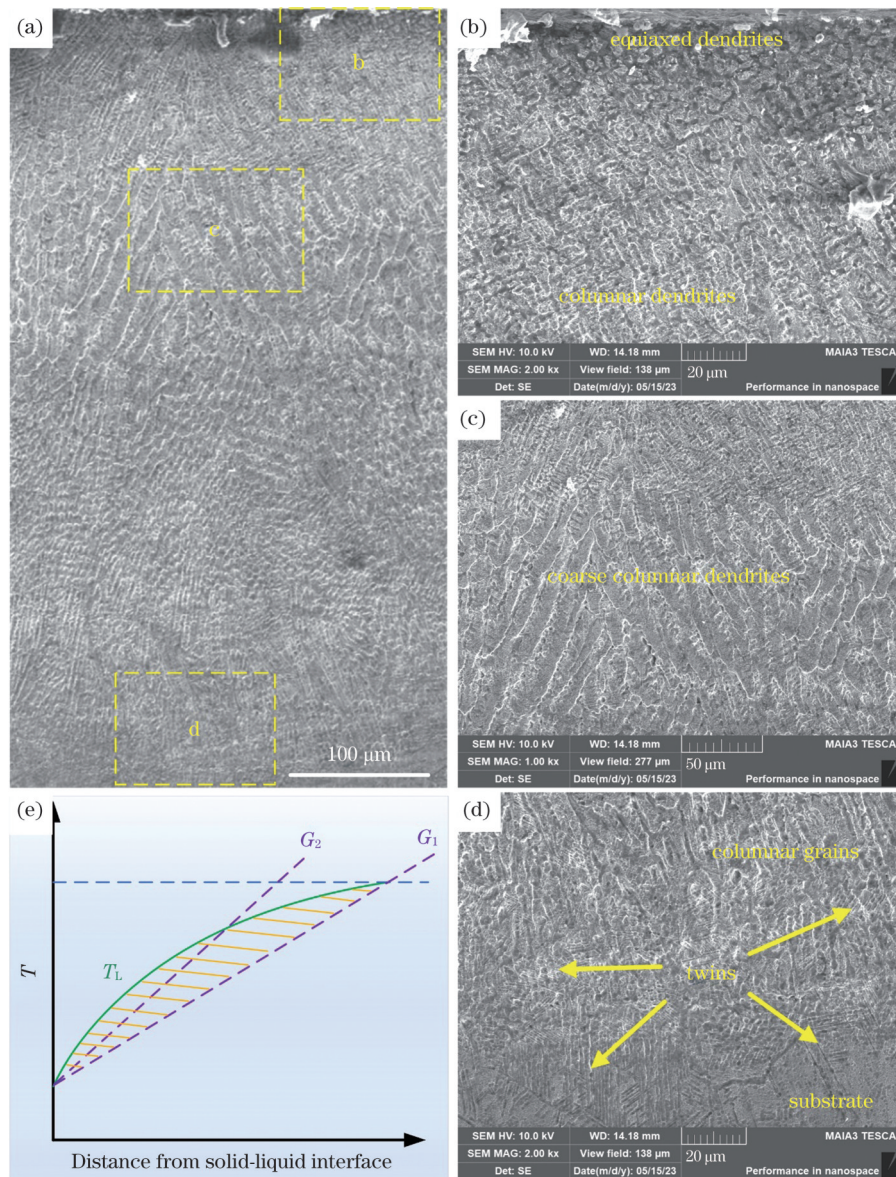


图 2 激光重熔高锰钢的截面显微组织和成分过冷原理。(a) 从顶部到基体的截面显微组织低倍 SEM 照片; (b) 顶部显微组织; (c) 中部显微组织; (d) 底部显微组织; (e) 熔池成分过冷原理图

Fig. 2 Cross-sectional microstructures and composition undercooling principle of laser remelted high manganese steel. (a) Low magnification SEM photo of cross-sectional microstructure from top to substrate; (b) top microstructure; (c) middle microstructure; (d) bottom microstructure; (e) schematic of constitutional undercooling in molten pool

高锰钢的等轴晶不同^[6],在激光重熔过程中,由于高的冷却速度和温度梯度,凝固组织由典型的柱状晶和等轴晶组成。另外,激光属于高密度热源,能量集中,在激光重熔过程中,熔池的凝固速度快,不会在晶界处析出网状渗碳体,进而不会增加显微裂纹形成的可能性。因此,激光重熔高锰钢具有致密的显微组织,无明显的裂纹、气孔等缺陷,无渗碳体析出。

由图 2(b)可知,激光重熔高锰钢凝固组织的表层形成了较薄的等轴树枝晶区域,等轴晶的平均尺寸约为 $7.6\ \mu\text{m}$ 。该区域是熔池中最后凝固的区域,与上层空气和下层已凝固区域之间的温度梯度较小,且热量同时向空气和已凝固区域传递,导致凝固组织无明显的方向性。由于较小的温度梯度[图 2(e)中的 G_1 线]和特殊的散热方向,在该区域会形成较大的成分过冷[图 2(e)中 G_1 线与液相线 T_L 之间的阴影区域],这有利于等轴树枝晶的形成。在表层等轴树枝晶区域和基板之间形成了较大区域的柱状树枝晶,如图 2(b)~(d)所示。该区域是熔池中较早凝固的区域,高温熔池和室温基底之间具有较大的温度梯度[图 2(e)中的 G_2 线],会形成较小的成分过冷[图 2(e)中 G_2 线与液相线 T_L 之间的阴影区域],这有利于柱状树枝晶结构的形成。另外,热量是从熔池向基底方向进行传导,具有较强的方向性,形成的柱状树枝晶组织均垂直于熔池和基板的结合界面,如图 2(d)所示。

通过图 2(a)和图 2(c)可以看出,凝固组织的中上部区域具有较粗大的柱状树枝晶,一次间距约为 $17.8\ \mu\text{m}$ 。由于高锰钢的导热系数低(约为碳素钢的 $1/3$)^[1],该区域热传递速度慢,生长时间长,柱状树枝晶的尺寸较大。由图 2(d)可以看出,在凝固组织和基体结合面的两侧形成了较多的孪晶。铸造高锰钢在形变过程中的主要强化机制是滑移和孪生。由于高锰钢的线膨胀系数高(约为碳素钢的 2 倍)^[1],在熔池凝固和收缩的过程中,在结合面处会形成较大的内应力和塑性变形,这有利于孪晶的形成。

3.2 显微硬度

显微硬度能够直观地反映激光重熔高锰钢的硬化能力。当静压力分别为 100 N 和 200 N 时,超声滚压前后激光重熔高锰钢的硬度测试方案和硬度分布图如图 3 所示。从表面以下 $50\ \mu\text{m}$ 处开始,每隔 $100\ \mu\text{m}$ 距离(L)进行不同深度处的显微硬度测量[图 3(a)],取三次测量的平均值作为某一深度处的显微硬度值。激光重熔后,无超声滚压、静压力为 100 N 的超声滚压、静压力为 200 N 的超声滚压条件下的硬度分布曲线如图 3(b)所示。高锰钢基体的显微硬度为 $243.11\ \text{HV}$,激光重熔后凝固组织的平均硬度为 $292.71\ \text{HV}$,且不同深度处的显微硬度变化较小。静压力分别为 100 N 和 200 N 的超声滚压使表面硬度的变化剧烈,从 $286.77\ \text{HV}$ 增加到 $632.28\ \text{HV}$ 和 $785.23\ \text{HV}$,分别提高了 120.48% 和 173.82% 。随着与表面距离的增加,超

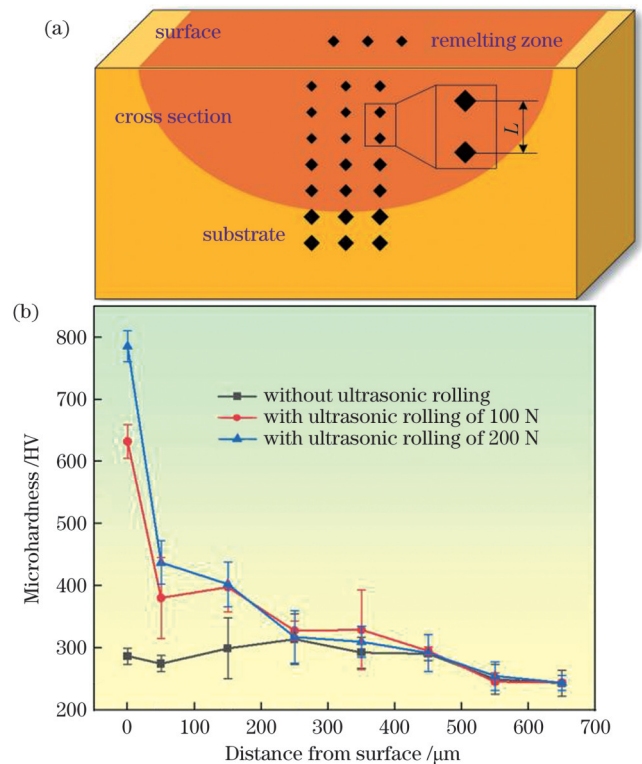


图 3 激光重熔高锰钢超声滚压前后的显微硬度测量方案和结果。(a)测量方案;(b)显微硬度分布

Fig. 3 Microhardness measurement plan and results of laser remelted high manganese steel before and after ultrasonic rolling. (a) Measurement plan; (b) microhardness distribution

声滚压后截面的显微硬度先迅速下降(距离 $< 50\ \mu\text{m}$),然后下降速度减慢(距离为 $50\sim 450\ \mu\text{m}$),最后与基底保持一致(距离 $> 450\ \mu\text{m}$),超声滚压获得的硬化层深度约为 $450\ \mu\text{m}$ 。由此可知,激光重熔高锰钢的显微组织也具有优异的形变硬化能力。

3.3 磨损性能

对多道搭接的大面积激光重熔高锰钢进行了摩擦磨损试验研究,图 4 所示为无超声滚压、静压力为 100 N 的超声滚压、静压力为 200 N 的超声滚压条件下高锰钢的体积磨损率和磨损轮廓。图 4(a)为磨痕表面的二维轮廓,可见三者存在明显的差异,其中无超声滚压条件下的磨痕深度和磨痕宽度最大,静压力为 100 N 的超声滚压条件下的磨痕深度和磨痕宽度最小。根据图 4(b)可知,无超声滚压、静压力为 100 N 的超声滚压、静压力为 200 N 的超声滚压条件下的体积磨损率分别为 6.945×10^{-5} 、 4.93×10^{-5} 和 $5.95 \times 10^{-5}\ \text{mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。可见,在上述静压力下,超声滚压均可以提高激光重熔高锰钢表面的耐磨性,体积磨损率比无超声滚压表面分别减小了 29.01% 和 14.33% 。

图 5 所示为磨损后磨痕表面的 SEM 照片。无超声滚压条件下激光重熔高锰钢的表面磨痕如图 5(a)、(b)所示,其磨痕的宽度较大,表面较粗糙,包含较多的黏结、划擦、磨屑等。由于无超声滚压条件下激光重熔

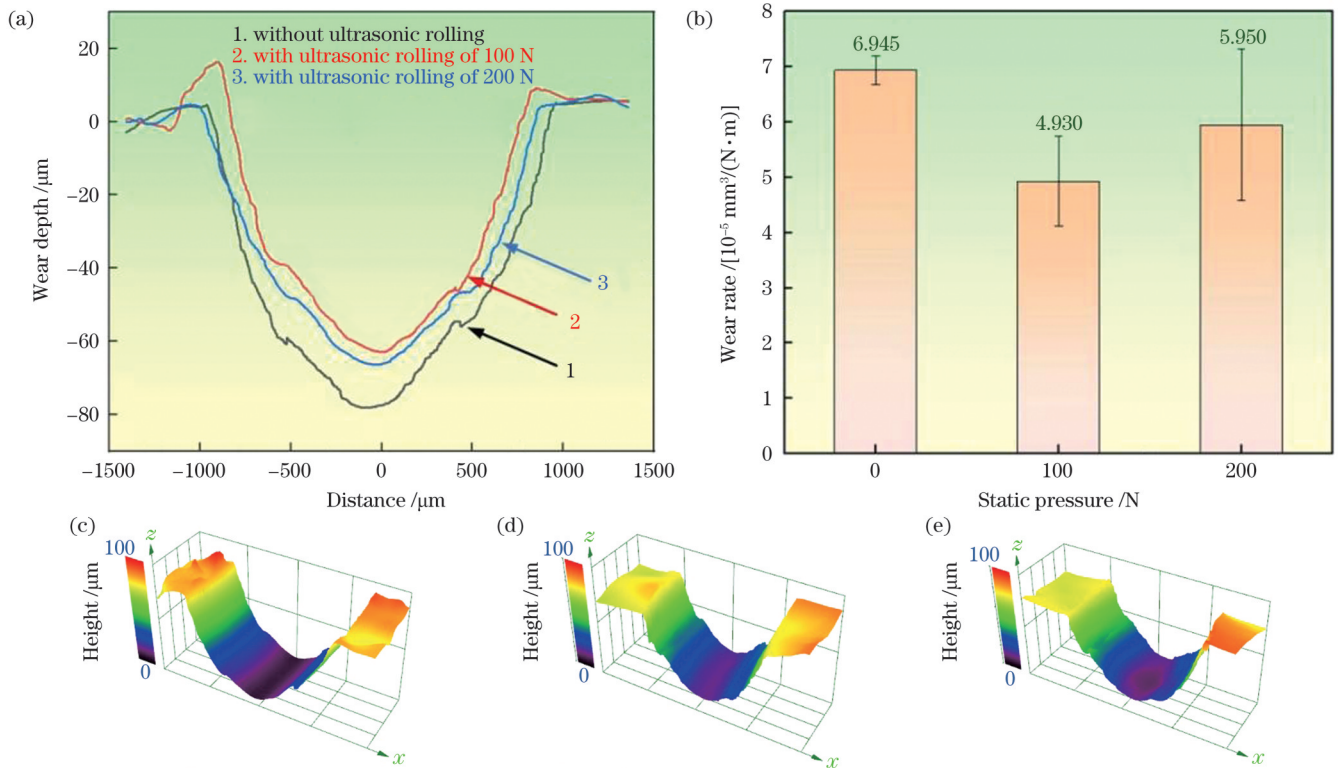


图4 超声滚压前后激光重熔高锰钢的磨损结果。(a)磨损表面二维轮廓;(b)体积磨损率;(c)无超声滚压条件下的表面三维轮廓;静压力为(d) 100 N和(e) 200 N的超声滚压条件下的表面三维轮廓

Fig. 4 Wear results of laser remelted high manganese steel before and after ultrasonic rolling. (a) 2D contour of worn surface; (b) volume wear rate; (c) surface 3D contour without ultrasonic rolling; surface 3D contours under ultrasonic rolling with static pressure of (d) 100 N and (e) 200 N

高锰钢的表面显微硬度(286.77 HV)较低,在 Al_2O_3 陶瓷球与高锰钢表面摩擦过程中,表层的接触应力较大,塑性变形剧烈,表面发生严重的黏结磨损;黏结层在周期性的压应力和剪应力的共同作用下发生形变硬化和脆性破碎,从而形成较多的不规则磨屑;由于磨屑的硬度较高,在对磨副的挤压和剪切作用下形成磨粒磨损,在高锰钢表面产生较多的划痕。因此,无超声滚压条件下的激光重熔高锰钢表面表现出严重的黏结磨损和磨粒磨损。超声滚压条件下的激光重熔高锰钢表面具有较好的抗磨损性能,磨痕的宽度较小,磨痕表面也较为光滑。图5(c)、(d)为静压力为100 N时的磨痕形貌。由于该表面的显微硬度(632.28 HV)较大,表面黏结区域的数量少,尺寸也较小,说明发生了较轻的黏结磨损;在磨痕表面也仅形成了少量的磨屑和较浅的划痕(塑性变形)。因此,静压力为100 N时表面为较轻的黏结磨损和磨粒磨损。图5(e)、(f)为静压力为200 N时表面的磨痕形貌。该表面的显微硬度(785.23 HV)很大,塑性变差,在周期性的压应力和剪应力的作用下表面容易出现疲劳裂纹和脆性破坏,如图5(f)所示,产生了较多的剥层磨损,剥层磨损时产生的磨屑为层片状,层片状磨屑在对磨副的作用下逐渐变成较小的高硬度颗粒。由磨粒引起的划痕也较深。因此,静压力为200 N时表面为较严重的剥层磨

损和磨粒磨损。

3.4 高锰钢的激光重熔凝固机理

激光重熔高锰钢亚表层的显微组织决定了其冲击硬化和磨损性能。图6所示为激光重熔高锰钢亚表层的成分偏析及凝固原理。根据激光重熔高锰钢亚表层的EBSD测试结果[图6(a)]可知,晶粒平均尺寸约为 $55.9\ \mu\text{m}$ 。对其中表层晶粒进行放大,并采用EPMA进行成分偏析的研究。通过EPMA的背散射结果可以隐约看出等轴树枝晶的结构。图6(c)、(d)为其原位的Mn和Fe元素的面分布图,显示Mn元素主要分布在等轴树枝晶的亚晶界上,Fe元素分布在等轴树枝晶的晶内。通过图6(c)、(d)也可以看出,该亚结构的尺寸和形状与图2(b)上部的等轴树枝晶一致。由图6(e)可知,Mn元素在枝晶内和枝晶间的分布极不均匀,枝晶间浓度约为枝晶内浓度的2倍,说明在激光重熔过程中,高锰钢的枝晶偏析较严重。Koppoju等^[11]研究激光重熔高碳高锰钢的微观结构和组织演变时,也发现了柱状晶晶间的Mn元素偏析。Kies等^[13-14]在研究激光增材制造低碳高锰钢时重点分析了Mn元素在等轴树枝晶晶间的偏聚。上述研究结果与本文中的EPMA结果相吻合。

图6(f)、(g)为激光重熔过程中糊状区的凝固原理和元素偏析示意图,其中S和L分别代表固相和液相,

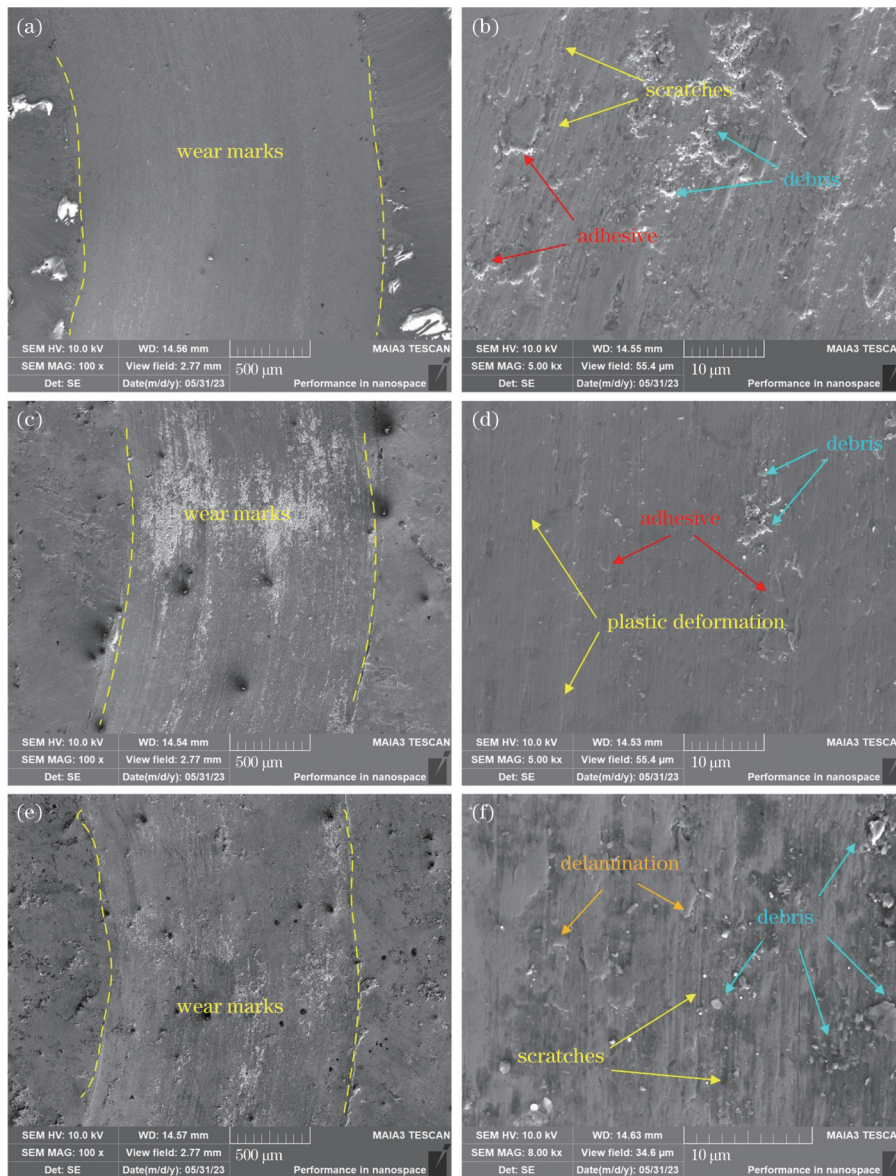


图5 超声滚压前后激光重熔高锰钢的磨损表面形貌。(a)(b)无超声滚压;(c)(d)静压力为100 N的超声滚压;(e)(f)静压力为200 N的超声滚压

Fig. 5 Wear surface morphologies of laser remelted high manganese steel before and after ultrasonic rolling. (a)(b) Without ultrasonic rolling; (c)(d) under ultrasonic rolling with static pressure of 100 N; (e)(f) under ultrasonic rolling with static pressure of 200 N

λ 为枝晶的周期, V 、 C_0 、 K 分别为生长速度、溶质浓度和分配系数。在糊状区中柱状树枝晶或等轴树枝晶的间距为 λ ,当柱状树枝晶或等轴树枝晶由中心往两侧凝固时,固液界面处将发生溶质再分配,此时溶质元素Mn将由固相变为液相,在固液界面处产生较大的浓度差。由于激光重熔过程为快速凝固过程,液相中的溶质原子Mn仅发生有限扩散,在界面周围一定距离内浓度较高。当凝固接近结束时,两相邻枝晶间的液相区域非常狭窄[图6(f)中的L区],而其中的溶质原子Mn的浓度很高,无法扩散至固体中,最终在枝晶间凝固并形成了大的溶质浓度[图6(g)中的界面浓度],即文中Mn元素的偏析[图6(c)]。对于低层错能的高锰钢而言,大角度晶界可以起到阻碍位错运动和促进孪晶形核的作用,从而实现形变过程中位错和孪晶的

双重强化,即动态霍尔-佩奇效应。图6(a)所示为激光重熔高锰钢的大角度晶界,在大角度晶界内存在小尺寸的柱状树枝晶和等轴树枝晶。由于相邻柱状晶和等轴晶之间存在着较小的取向差,故在大角度晶界内形成了密集的小角度晶界。在形变过程中,枝晶间的小角度晶界和元素偏析均能起到阻碍位错运动的作用,从而增加高锰钢的形变强化效果。

3.5 激光重熔高锰钢的硬化和耐磨机理

激光重熔高锰钢的显微组织会影响超声滚压表面的显微硬度和耐磨性。图7所示为超声滚压前后激光重熔高锰钢的截面显微组织。超声滚压前表层为等轴树枝晶,无变形[图7(a)],由其高倍图可以观察到少量的孪晶,说明在激光重熔过程中收缩内应力引起了孪生变形[图7(b)]。经静压力为100 N的超声滚压处理后,

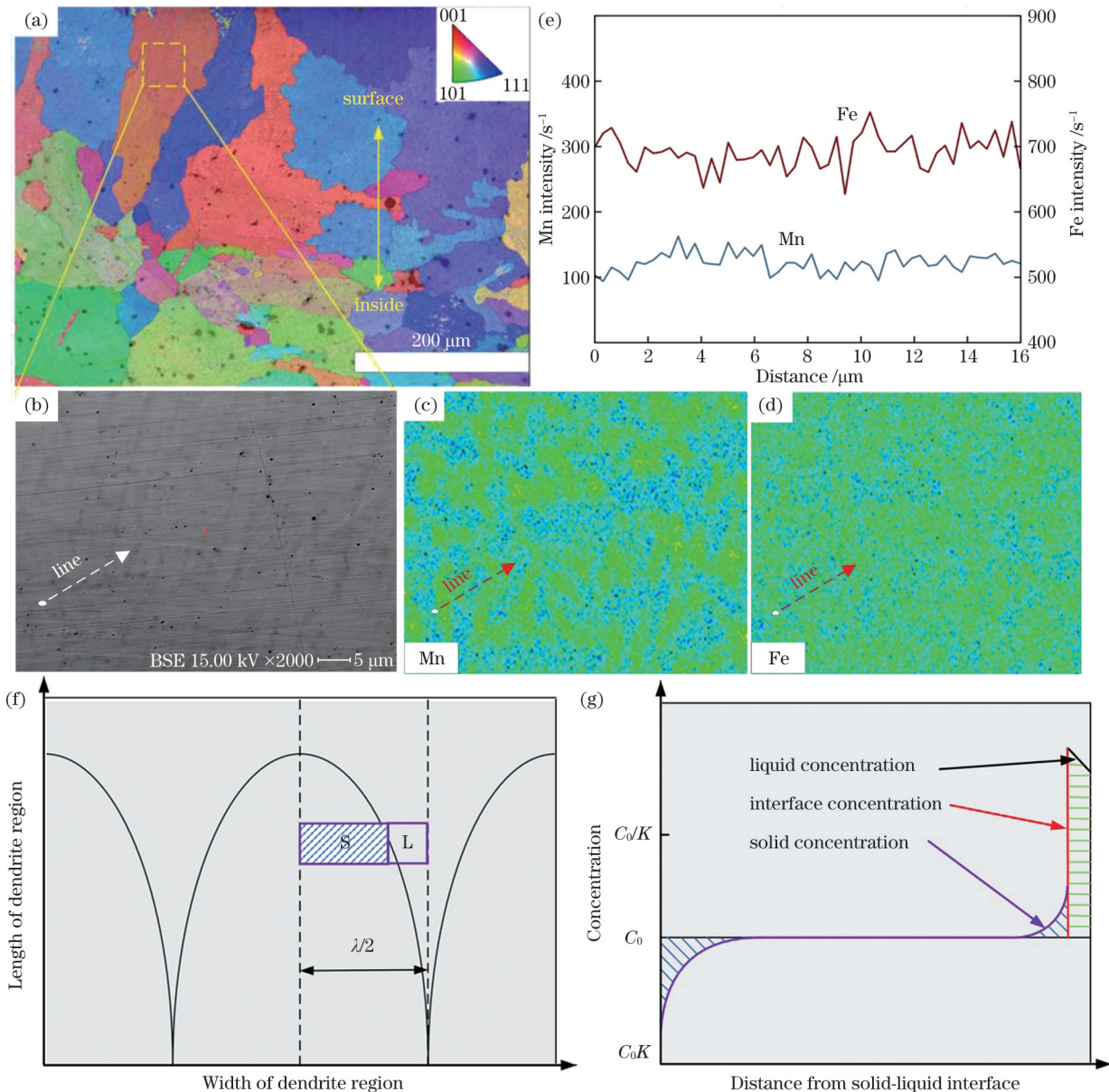


图 6 激光重熔高锰钢的成分偏析及凝固原理。(a)EBSD 反极图;(b)EPMA 背散射图;(c)~(e)Mn 和 Fe 元素分布;(f)糊状区的凝固原理;(g)有限扩散条件下枝晶间的元素偏析

Fig. 6 Composition segregation and solidification principle of laser remelted high manganese steel. (a) EBSD reverse pole diagram; (b) EPMA backscatter map; (c)–(e) distributions of Mn and Fe elements; (f) solidification principle of paste zone; (g) element segregation between dendrites under finite diffusion condition

表层树枝晶发生了严重的塑性变形,变形层深度约为 $3\ \mu\text{m}$ [图 7(c)]。在严重塑性变形层以下,形成了较多的孪晶,且孪晶可以沿长度方向贯穿多个等轴树枝晶[图 7(d)],说明小角度晶界和 Mn 的偏析并没有抑制孪晶的形成和扩展。高锰钢的塑性变形主要是通过滑移和孪生来实现的,在严重塑性变形层,超声滚压通过孪晶和位错的共同作用引起晶粒细化,从而大幅提高高锰钢表面的显微硬度[图 3(b)]和耐磨性[图 4(b)]。经静压力为 200 N 的超声滚压处理后,由于静压力的增大,表层塑性变形的程度和深度将进一步增加,严重塑性变形层的深度约为 $4\ \mu\text{m}$ [图 7(e)]。在严重塑性变形层,超声滚压将通过动态霍尔-佩奇效应进一步增加

高锰钢表面的显微硬度[图 3(b)],同时耐磨性能比无超声滚压高锰钢也有了较大提高[图 4(b)]。通常情况下,超声滚压可以诱导钛合金、铝合金、碳钢等各种材料的表面晶粒纳米化^[15-17]。另外,由于静压力大,在严重塑性变形层以下,孪晶也更加密集,且在不同区域形成了不同方向的孪晶[图 7(f)]。综上可知,超声滚压可以在激光重熔高锰钢表层产生较薄的严重塑性变形层,使表层产生强烈的形变硬化;在严重塑性变形层以下形成大量的孪晶,也在一定程度上提高了显微硬度。说明激光重熔高锰钢的非均匀显微组织(成分偏析和小角度晶界)也具有孪生行为,从而使高锰钢具有优异的形变硬化能力。

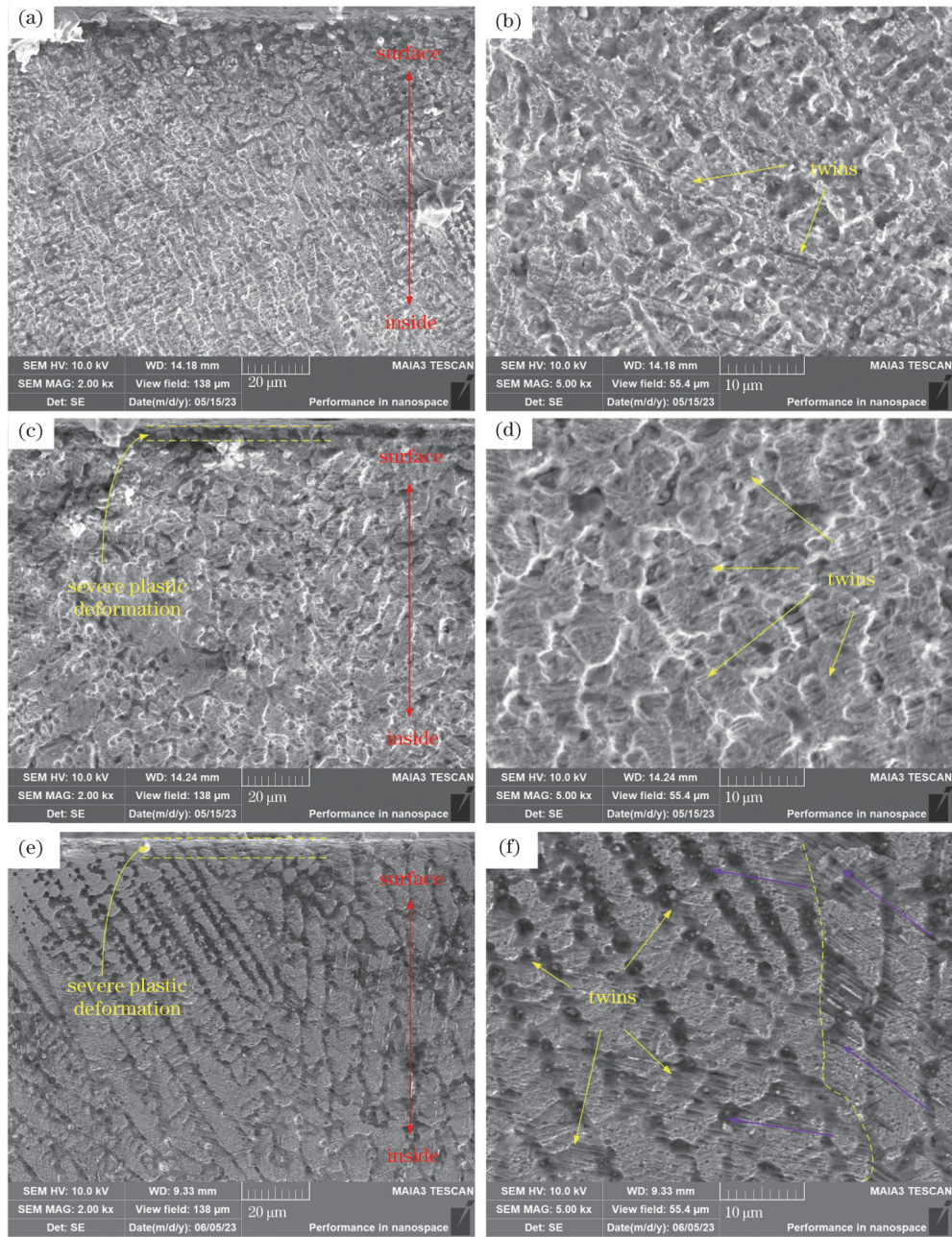


图 7 超声滚压前后激光重熔高锰钢的截面显微组织。(a)(b)无超声滚压;(c)(d)静压力为 100 N 的超声滚压;(e)(f)静压力为 200 N 的超声滚压

Fig. 7 Cross-sectional microstructures of laser remelted high manganese steel before and after ultrasonic rolling. (a)(b) Without ultrasonic rolling; (c)(d) under ultrasonic rolling with static pressure of 100 N; (e)(f) under ultrasonic rolling with static pressure of 200 N

除了表面硬度,材料的表面微观状态也将影响其磨损性能。图 8 所示为超声滚压前后激光重熔高锰钢的表面显微形貌。由于超声滚压前激光重熔高锰钢表面经过了机械抛光,表面仅有少量的划痕,无其他缺陷和裂纹等[图 8(a)、(b)],粗糙度仅为 $0.03 \mu\text{m}$ 。经静压力为 100 N 的超声滚压处理后,激光重熔高锰钢表面除了原有的划痕以外,形成了较多的垂直方向的滚压痕迹[图 8(c)、(d)],这来源于滚压过程中材料表面的塑性变形和流动,粗糙度增加至 $0.05 \mu\text{m}$ 。尽管超声滚压处理后材料表面的粗糙度增加,但表面硬度的提

高仍然使得其具有优异的抗磨损性能[图 4(b)],磨损过程中表面产生少量的黏结和塑性变形[图 5(d)]。

经静压力为 200 N 的超声滚压处理后,激光重熔高锰钢表面原有的划痕消失,较大的静压力使其产生严重的塑性变形,在垂直方向上形成了较深的滚压痕迹[图 8(e)],表面粗糙度增加至 $0.109 \mu\text{m}$ 。由于大的静压力和严重的塑性变形,表面的显微硬度大幅提高[图 3(b)],亚表面产生严重的塑性变形[图 7(e)]和密集的李晶[图 7(f)]。但是,超声滚压的频率(40 kHz)很高,周期性高频塑性变形使高锰钢表面产生疲劳破坏,

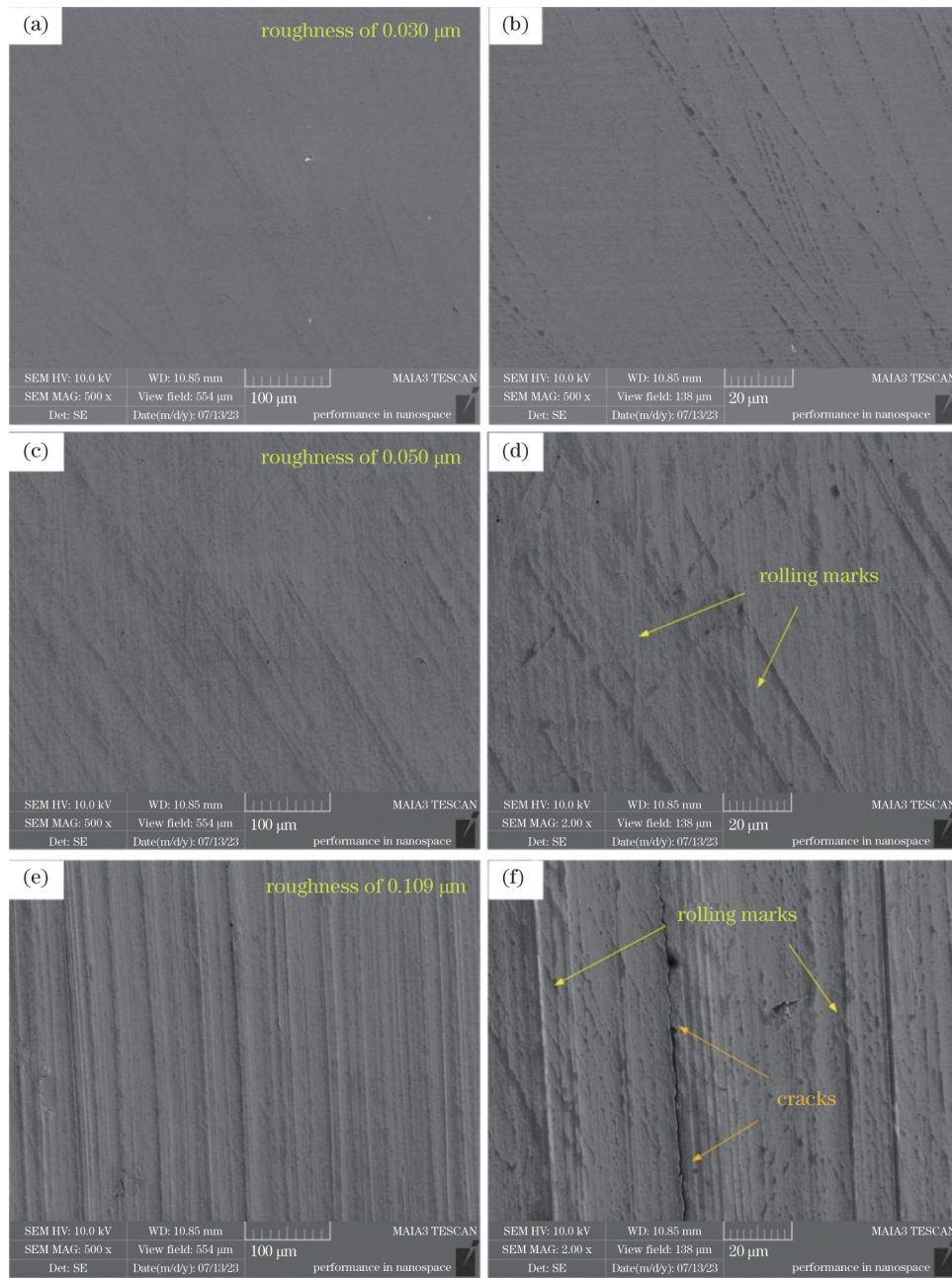


图 8 超声滚压前后激光重熔高锰钢的表面显微形貌。(a)(b)无超声滚压;(c)(d)静压力为 100 N 的超声滚压;(e)(f)静压力为 200 N 的超声滚压

Fig. 8 Surface micro-morphologies of laser remelted high manganese steel before and after ultrasonic rolling. (a)(b) Without ultrasonic rolling; (c)(d) under ultrasonic rolling with static pressure of 100 N; (e)(f) under ultrasonic rolling with static pressure of 200 N

形成疲劳裂纹[图 8(f)]。该现象与 40Cr 和球墨铸铁等材料的超声滚压损伤相似。王婷等^[18]对 40Cr 试样进行超声滚压处理时发现,在适当范围内滚压,可有效改善表面质量,而过度滚压会导致表面质量下降,材料表面出现周向波纹,严重时出现压溃现象。Luo 等^[19]研究了球墨铸铁表面的超声滚压对耐磨性的影响,发现经超声滚压处理后,在 30 N 的磨损载荷下,残余拉应力和表面裂纹导致较差的磨损性能。另外,超声滚压还会在表面形成纳米晶层^[15-17],晶粒尺寸的减小将抑制塑性变形过程中孪晶的形成^[20-21],导致脆性增加,从而增加表面疲劳破坏的概率。在磨损过程中,表面会形成大量

的剥层和磨屑[图 5(f)],加剧材料的磨损。因此,与静压力为 100 N 的超声滚压处理后的磨损性能相比,尽管静压力为 200 N 的超声滚压使激光重熔高锰钢表面的硬度增加[图 3(b)],但其磨损性能有所下降[图 4(b)]。

在超声滚压过程中,激光重熔高锰钢的表面经历了严重的塑性变形。由于高锰钢的层错能较低,其变形的本质是位错滑移和形变孪生,而孪晶在基体内具有一定的晶界效应,故超声滚压通过孪晶和位错的共同作用引起表面的严重塑性变形和晶粒细化。通常情况下,高频率的超声滚压能够使材料表面获得纳米晶^[15-17]。与铸造高锰钢的等轴晶组织不同,激光重熔

高锰钢发生了成分偏析,枝晶间的锰含量较高,而枝晶内的锰含量较低。由于高锰钢的层错能随着锰含量的增加而增加^[13],故枝晶内的层错能低于枝晶间的层错能,在枝晶内更容易形成孪晶。尽管枝晶间的层错能较高,且枝晶间为小角度晶界,但孪晶仍然可以在相邻枝晶间扩展,形成可以贯穿多个树枝晶的孪晶,说明小角度晶界和 Mn 的偏析并没有抑制孪晶的形成和扩展。由于小角度晶界和 Mn 的偏析可以阻碍位错的运动,故激光重熔高锰钢具有优异的形变硬化行为。

4 结 论

采用激光重熔技术在高锰钢表面获得了非均匀的凝固组织,探索了高锰钢非均匀凝固组织的超声滚压硬化行为和抗磨损性能,得出以下结论:

1) 激光重熔高锰钢的凝固组织从上到下依次为较薄的等轴树枝晶和垂直于结合面生长的柱状树枝晶,结合面处形成了较多的孪晶。凝固组织与基底为冶金结合,无气孔、裂纹等缺陷。

2) 超声滚压前后对激光重熔高锰钢进行了硬度和磨损测试,结果表明,当静压力为 100 N 时,表面硬度从滚压前的 286.77 HV 增加到 632.28 HV,提高了 120.48%,体积磨损率减小了 29.01%;当静压力为 200 N 时,表面硬度增加到 785.23 HV,提高了 173.82%,体积磨损率减小了 14.33%。

3) 在激光重熔过程中,由于高的温度梯度,凝固组织具有特定的方向性,形成了较大区域的柱状树枝晶,柱状树枝晶的晶向具有较小的角度差,即小角度晶界。由于激光重熔过程为快速凝固过程,液相中的溶质原子 Mn 仅发生有限扩散,在溶质再分配的作用下,溶质元素 Mn 在小角度晶界处发生聚集和偏析。

4) 激光重熔高锰钢具有非均匀显微组织,经超声滚压处理后,激光重熔高锰钢形成了贯穿的孪晶,说明小角度晶界和 Mn 成分偏析并没有抑制孪晶的形成和扩展,其仍具有较好的形变硬化行为。

参 考 文 献

- [1] 张增志. 耐磨高锰钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2002: 49-94.
Zhang Z Z. Austenitic manganese steel[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2002: 49-94.
- [2] Yan W L, Fang L, Zheng Z G, et al. Effect of surface nanocrystallization on abrasive wear properties in Hadfield steel[J]. Tribology International, 2009, 42(5): 634-641.
- [3] Feng X Y, Zhang F C, Yang Z N, et al. Wear behaviour of nanocrystallised Hadfield steel[J]. Wear, 2013, 305(1/2): 299-304.
- [4] 刘恒亮, 郑鑫, 张福成, 等. 爆炸硬化处理对高锰钢冲击磨料磨损行为的影响[J]. 燕山大学学报, 2020, 44(5): 450-456, 464.
Liu H L, Zheng X, Zhang F C, et al. Effect of explosion hardening on impact abrasive wear behavior of Hadfield steel[J]. Journal of Yanshan University, 2020, 44(5): 450-456, 464.
- [5] 张凌峰, 熊毅, 张毅, 等. 高锰钢在激光冲击作用下的微观特征[J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0603025.
Zhang L F, Xiong Y, Zhang Y, et al. Microstructure of high manganese steel by laser shock processing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(6): 0603025.
- [6] 赵恩兰, 彭玉兴, 杨海峰, 等. 高锰钢的超声冲击强化和抗磨损机理[J]. 中国表面工程, 2023, 36(3): 152-159.
Zhao E L, Peng Y X, Yang H F, et al. Ultrasonic shock strengthening and wear mechanism of high manganese steel[J]. China Surface Engineering, 2023, 36(3): 152-159.
- [7] 王家胜, 舒林森. 激光重熔路径对再制造涂层残余应力及表面质量的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2023, 60(7): 0714010.
Wang J S, Shu L S. Effect of laser remelting path on residual stress and surface quality of remanufactured coatings[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2023, 60(7): 0714010.
- [8] 熊庭超, 殷延益, 陆丹华, 等. 激光重熔/电化学沉积交互处理铜涂层的微观组织及机理研究[J]. 中国激光, 2023, 50(4): 0402007.
Xiong T C, Yin Y Y, Lu D H, et al. Microstructure and mechanism of copper layer processed with laser remelting and electrochemical deposition interaction process[J]. Chinese Journal of Lasers, 2023, 50(4): 0402007.
- [9] 李佳宜, 刘玉德, 周裕圣, 等. 激光重熔对 TC4 选区激光熔化成形质量及力学性能的影响[J]. 激光与光电子学进展, 2022, 59(5): 0514006.
Li J Y, Liu Y D, Zhou Y S, et al. Effect of laser remelting on quality and mechanical properties of selective laser melting of TC4 [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2022, 59(5): 0514006.
- [10] 熊安辉, 刘延辉, 李客, 等. 灰铸铁表面激光重熔的数值模拟与工艺试验[J]. 激光与光电子学进展, 2022, 59(3): 0316007.
Xiong A H, Liu Y H, Li K, et al. Numerical simulation and experiments of gray cast iron by laser surface remelting[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2022, 59(3): 0316007.
- [11] Koppoju S, Shariff S M, Singh A K, et al. Evolution of texture during laser surface treatment of an austenitic manganese steel[J]. Materials Characterization, 2015, 102: 29-34.
- [12] Zhao E L, Yang H F, Peng Y X, et al. Microstructure and wear behavior of laser-remelted high-manganese steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2023: 1-10.
- [13] Kies F, Köhnen P, Wilms M B, et al. Design of high-manganese steels for additive manufacturing applications with energy-absorption functionality[J]. Materials & Design, 2018, 160: 1250-1264.
- [14] Kies F, Wilms M B, Pirch N, et al. Defect formation and prevention in directed energy deposition of high-manganese steels and the effect on mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 772: 138688.
- [15] Zheng J X, Liu H W, Ren Y C, et al. Effect of two-dimensional ultrasonic rolling on grain size and micro-hardness of 7075 aluminum alloy[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, 106(1/2): 503-510.
- [16] Liu J, Suslov S, Ren Z C, et al. Microstructure evolution in Ti64 subjected to laser-assisted ultrasonic nanocrystal surface modification[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2019, 136: 19-33.
- [17] Zou J H, Liang Y L, Jiang Y, et al. Fretting fatigue mechanism of 40CrNiMoA steel subjected to the ultrasonic surface rolling process: the role of the gradient structure[J]. International Journal of Fatigue, 2023, 167: 107383.
- [18] 王婷, 王东坡, 沈煜, 等. 超声表面滚压加工参数对 40Cr 表面粗糙度的影响[J]. 天津大学学报, 2009, 42(2): 168-172.
Wang T, Wang D P, Shen Y, et al. Effect of ultrasonic surface rolling processing parameters on 40Cr surface roughness[J]. Journal of Tianjin University, 2009, 42(2): 168-172.
- [19] Luo X S, Duan H T, Li J, et al. Effect of ultrasonic surface rolling on dry sliding tribological behavior of ductile iron under different normal loads[J]. Metals and Materials International, 2022, 28(4): 988-997.
- [20] Dini G, Najafzadeh A, Ueji R, et al. Tensile deformation behavior of high manganese austenitic steel: the role of grain size [J]. Materials & Design, 2010, 31(7): 3395-3402.
- [21] Ueji R, Tsuchida N, Terada D, et al. Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(9): 963-966.

Ultrasonic Rolling Strengthening and Wear Properties of Laser Remelted High Manganese Steel

Zhao Enlan^{1,2*}, Peng Yuxing¹, Man Jiaxiang², Liu Xiang¹, Yang Haifeng¹

¹*School of Mechanical and Electrical Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221116, Jiangsu, China;*

²*School of Mechanical and Electrical Engineering, Xuzhou University of Technology, Xuzhou 221018, Jiangsu, China*

Abstract

Objective High manganese steel (HMnS) has good deformation hardening properties. Under impact load, its surface rapidly hardens, thereby improving surface hardness but maintaining good toughness inside. However, under low stress wear conditions, it often exhibits a low hardening behavior accompanied by early surface wear. The pre-hardening treatment of the HMnS surface can improve its mechanical properties under low impact and low stress conditions. Therefore, scholars have proposed various surface pre-hardening treatment methods for HMnS, such as mechanical shot peening, explosive hardening, laser shock, and ultrasonic shock. Laser remelting is the process of using a laser beam to melt the surface of a material and improve its microstructure and mechanical properties through the rapid solidification of the molten pool. Unlike the equiaxed grains of cast HMnS, laser remelted HMnS often forms typical columnar and equiaxed dendritic structures due to the high temperature gradient and high cooling rate during solidification. Therefore, exploring the hardening behavior and wear resistance of laser remelted HMnS under ultrasonic rolling is of great significance.

Methods This study used continuous cast Mn13 steel plate for laser remelting, and its cross-sectional microstructure was equiaxed grains. The laser power used was 700 W, the laser wavelength was about 960 nm, the scanning speed was 5 mm/s, the spot diameter was 1.2 mm, and the overlap rate was 50%. To prevent oxidation during laser remelting, high-purity argon with volume fraction of 99.99% gas was selected as the protective gas. An ultrasonic rolling strengthening device was used to treat the surface of HMnS after laser remelting with an amplitude of 4 μm . The vibration frequency was 40 kHz, and the static pressures were 100 N and 200 N, respectively. The samples were sequentially ground, polished, and corroded using silicon carbide sandpaper, metallographic grinder, and aqua regia solution. Measurement and analysis of laser remelted HMnS before and after ultrasonic rolling were carried out using field emission electron probe microanalyser, electron backscatter diffractometer, field emission scanning electron microscope, roughness profilometer, Vickers hardness tester, pin disc rotary friction and wear tester, and three-dimensional profilometer.

Results and Discussions During the laser remelting, due to the high cooling rate and temperature gradient, the solidification structure consists of columnar and equiaxed dendrites, without obvious defects such as cracks and pores and without precipitation of cementite. After ultrasonic rolling with static pressures of 100 N and 200 N, the surface hardness increases by 120.48% and 173.82%, respectively. It can be seen that the microstructure of laser remelted HMnS also has deformation hardening, especially with outstanding surface hardness properties. The wear test shows that without ultrasonic rolling, the depth and width of the wear marks are the highest. In contrast, the depth and width of the wear marks are the lowest when the static pressure of ultrasonic rolling is 100 N. The volume wear rate without ultrasonic rolling is $6.945 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$, and those under ultrasonic rolling with static pressure of 100 N and 200 N are $4.93 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ and $5.95 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$, respectively. The ultrasonic rolling hardening mechanism of laser remelted HMnS is as follows. During the ultrasonic rolling, the surface of laser remelted HMnS undergoes severe plastic deformation, which is essentially dislocation slip and deformation twinning. Normally, high-frequency ultrasonic rolling can obtain nanograins on the surface of the material. Unlike the equiaxed grain structure of cast HMnS, laser remelted HMnS has a high interdendritic Mn content, while the intra-dendrite Mn content is lower. So the stacking fault energy within the dendrites is lower than that between the dendrites, making it easier to form twins within the dendrites. Twins can still expand between adjacent dendrites, forming twins that can penetrate multiple dendrites. The results indicate that the small angle grain boundaries and Mn segregation do not inhibit the formation and expansion of twinning. Due to the small angle grain boundaries and Mn segregation that can hinder the movement of dislocations, laser remelted HMnS exhibits good deformation hardening behavior.

Conclusions This study uses laser remelting technology to obtain non-uniform solidification structure on the surface of HMnS, and investigates the hardening behavior and wear resistance of non-uniform solidification structure of HMnS under ultrasonic rolling. The solidification structure of laser remelted HMnS is composed of thinner equiaxed dendrites and columnar dendrites growing perpendicular to the bonding surface. There are many small angle grain boundaries formed in the solidification structure, and there is Mn segregation at the small angle grain boundaries. The non-uniform structure of laser remelted HMnS forms a dense twinning and thin severe plastic deformation layer under ultrasonic rolling, indicating its twinning hardening behavior. The thickness of the severe plastic deformation layer is 3–4 μm . The wear test shows that when the static pressure of ultrasonic rolling is 100 N, the twinning hardening and severe plastic deformation of the surface significantly increase the surface hardness of HMnS, and the volume wear rate is reduced by 29.01% compared to that of the surface without ultrasonic rolling. The wear mechanism is light adhesive wear and abrasive wear.

Key words laser technique; laser remelting; high manganese steel; ultrasonic rolling; twinning hardening; wear mechanism