专题——2017 年国家自然科学基金研究进展

纳米孪晶强化贝氏体化涂层及其耐磨性

周野飞[1,2]，王少峰[1,2]，邢晓磊[1,2]，杨庆祥[2]

（1.燕山大学 机械工程学院，河北 秦皇岛 066004；2.燕山大学 亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室，河北 秦皇岛 066004）

摘 要：目的 通过诱发纳米孪晶强化贝氏体化涂层强度及耐磨性。**方法** 在 250 ℃对中碳合金钢进行激光熔覆，并进行等温处理。通过残余应力测试、X 射线衍射试验、扫描电子显微镜和透射电子显微镜观察、显微硬度和纳米压痕测试、往复磨损试验及磨损形貌表征，分别评价激光熔覆涂层的残余应力、物相、显微组织与结构、硬度梯度及微观硬度\耐磨性能。**结果** 激光熔覆涂层平行和垂直激光移动方向的平均应力值分别为(209±20) MPa 和(319±21) MPa。激光熔覆引入大量位错结构，使残余奥氏体尺寸降低至(37.5±2.5) nm。两组试样均为无碳化物贝氏体组织，其显微组织由针状的贝氏体铁素体以及残余奥氏体组成。在激光热作用及后续等温过程中，显微组织明显细化，并伴随生成大量塑性良好的纳米孪晶结构。激光熔覆涂层的平均显微硬度为 650HV，较基体的平均硬度提升了约 25%。相同磨损时间下，熔覆层的磨损体积为 0.675 mm^3，基体的磨损体积为 1.142 mm^3，纳米孪晶结构的形成大大提升了中碳合金钢的抗粘着磨损性能。**结论** 在特定温度对中碳合金钢进行激光熔覆可以制备贝氏体化涂层，在热应力作用下，显微组织中形成的纳米孪晶结构能够对涂层增强增韧，同时提高其抗粘着磨损性能。

关键词：激光熔覆；贝氏体；涂层；残余应力；纳米孪晶；耐磨性

中图分类号：TG156.99 **文献标识码：**A **文章编号：**1001-3660(2018)08-0001-07

DOI：10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2018.08.001

Bainite Coating Strengthened by Nano-twins and Its Wear Resistance

ZHOU Ye-fei[1,2], WANG Shao-feng[1,2], XING Xiao-lei[1,2], YANG Qing-xiang[2]

(1.School of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China;
2. State Key Laboratory of Metastable Materials Science & Technology, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China)

ABSTRACT: To improve strength and wear resistance of bainite coating by inducing nano-twins. Medium carbon alloy steel was laser cladded at 250 ℃ with the following isothermal treatment at the same temperature. Residual stress, phases, microstructures, gradient hardness, micro-hardness and wear resistance of the laser cladding were analyzed by residual stress powder diffraction, XRD, SEM, TEM, microhardness tester, nanoindentation and reciprocating friction and wear tester. The average residual stress of the coating in the direction of parallel and vertical laser movement was (209±20) MPa and (319±21) MPa, respectively. A large number of dislocation structures were induced during laser cladding which in turn reduced the size of re-

收稿日期：2018-03-23；修订日期：2018-05-13

Received：2018-03-23；**Revised**：2018-05-13

基金项目：国家自然科学基金（51705447）；河北省自然科学基金（E2015203156）；燕山大学基础研究基金（No.16LGA002）.

Fund：Supported by National Natural Science Foundation of China (Grant No. 51705447), Hebei Province Natural Science Foundation (No. E2015203156) and Basic Research Foundation of Yanshan University (No.16LGA002)

作者简介：周野飞（1985—），男，博士，副教授，主要研究方向为表面工程与摩擦学。

Biography：ZHOU Ye-fei(1985—), Male, Doctor, Associate professor, Research focus: surface engineering and tribology.

通讯作者：杨庆祥（1962—），男，博士，教授，主要研究方向为表面工程与摩擦学。

Corresponding author：YANG Qing-xiang(1965—), Male, Doctor, Professor, Research focus: surface engineering and tribology.

tained austenite to (37.5±2.5) nm. The microstructure of the samples was typically non-carbide bainite, which consisted of acicular bainitic ferrite and retained austenite. The microstructure could be refined by laser thermal process with the following isothermal treatment accompanied by the formation of a large number of plastic nano-twins. The average microhardness of the coating was 650 HV, an increase of about 25% compared to the average hardness of the substrate. The wear volume of the coating and substrate is 0.675 mm^3 and 1.142 mm^3, respectively, which inferred that the anti-adhesive wear resistance of the coating was improved by the formation of nano-twins. The bainite coating can be prepared by laser cladding of medium carbon alloy steel at a specific temperature. Under the action of thermal stress, nano twins formed in the microstructure can strengthen and toughen the coating and improve its adhesive wear resistance.

KEY WORDS: laser cladding; bainite; coating; residual stress; nano-twins; wear resistance

激光熔覆涂层具有晶粒细小，与基体稀释率低，强度、硬度高，耐磨性好以及和基体材料冶金结合等优点，近年来得到了科研工作者的广泛重视[1-4]。然而，在高强钢、耐磨钢等铁基合金大面积激光熔覆时，不可避免地会出现随机裂纹。为了减小涂层的开裂倾向，提高涂层的韧性被视为是一种有效的手段[5]。但是，在一般工艺条件下，涂层的强度与韧性之间存在制约关系，涂层韧性的提升通常带来了强度的下降。使涂层兼顾高强度和良好韧性具有十分重要的科学意义和应用价值。

合金钢的贝氏体化是一种利用中温区贝氏体相变制备兼具高强度和良好韧塑性合金的有效方法。对高碳高硅合金钢在 200 ℃进行数天的等温贝氏体化处理，可以获得纳米级尺度的贝氏体组织[6]。细小的贝氏体铁素体板条以及贝氏体板条间薄膜状的残余奥氏体极大地提高了合金钢的力学性能。这种贝氏体化合金钢的硬度高（600HV~670HV）、强度高（2.5 GPa）、冲击韧性好（30~40 J/cm^2），其良好的强韧配比拓展了贝氏体化合金钢作为结构用钢的使用领域[7]。与此同时，其显微组织中薄膜状的残余奥氏体还能够有效地抑制裂纹的萌生与扩展，使合金钢获得了优异的耐磨性和抗接触疲劳性能[8]。然而，针对铁基合金激光熔覆涂层，如何调控熔覆材料以及熔覆工艺，使涂层获得贝氏体化组织的研究工作尚不多见[9-10]。

现有研究表明，在保证不损失材料淬透性的前提下，通过加快奥氏体到铁素体转变过程中自由能变化为提高贝氏体化速度提供可能[11-12]。通过特定温度的激光重熔工艺对合金钢进行表面贝氏体化处理，可以细化合金钢表面奥氏体晶粒，提高晶界密度，进而加快贝氏体化速度，形成强度韧性匹配均衡的贝氏体化改性层[13]。激光表面处理会不可避免地引入热应力，但在特定温度下，热应力会促使涂层中位错密度增大，从而实现强韧化的目的[10]。尽管现有研究已经取得了一定的研究成果，但贝氏体化涂层强韧化的研究尚不系统。文中结合国内外针对贝氏体组织及贝氏体化涂层的研究，从激光熔覆工艺设计、涂层残余应力测定、相结构演变规律以及微观硬度和摩擦学性能表征等方面，系统阐释贝氏体化涂层的强化机理，以期为贝氏体化涂层的广泛应用提供理论依据。

1 试验

1.1 涂层制备

试验采用尺寸为 40 mm×20 mm×10 mm 的 Q235 钢板作为基板进行激光熔覆实验。为提高基板表面对激光的吸收率，将基板进行喷砂处理，并用丙酮擦拭干净。熔覆材料的化学成分为 Fe-0.54C-2.62Si-1.82Mn-1.00Cr-0.45Ni-0.31Mo（wt.%）。对比试样采用成分相近的中碳合金钢，其化学成分为 Fe-0.55C-2.44Si-1.69Mn-1.16Cr-0.49Ni-0.28Mo（wt.%）。

为利用热应力在 M_d 和 M_s 温度之间促进相变，首先需要计算出所用激光熔覆涂层的 M_d 温度[14]，计算公式为：

$$M_d = 551-(462w_C+462w_N-9.2w_{Si}-8.1w_{Mn}-13.7w_{Cr}-29w_{Ni}-29w_{Cu}-18.5w_{Mo})(\gamma) \quad (1)$$

通过计算，涂层的 M_d 温度为 267 ℃。采用 Gleeble3800 热模拟试验机测得合金钢 M_s 温度为 230 ℃。因此，选择 250 ℃为激光熔覆温度及后续等温转变的等温温度。

控温激光熔覆试验分为三步：将试样置于 250 ℃控温箱中，并充入氩气进行保护；当试样温度保持在 250 ℃后，进行激光熔覆试验。试验中，选用 CO_2 横流激光器，激光功率 P=1.8 kW，离焦量 δ=5 mm，光斑直径 D=3 mm，搭接率为 ε=10%，送粉方式为侧向送粉。激光熔覆后的试样继续在 250 ℃下保温 24 h，使其进行贝氏体转变，之后空冷至室温。将对比试样合金加热至 1000 ℃，保温 15 min，充分奥氏体化后快速移入 250 ℃熔融盐中，并保温 24 h，制备出无碳化物贝氏体。为了方便进行对比描述，将采用盐浴淬火方式制备的对比试样定义为试样 A，将激光熔覆涂层试样定义为试样 B。控温激光熔覆及后续等温转变工艺热过程如图 1 所示。

1.2 性能测试及组织观察

1）参照欧盟标准 EN 15305—2008《无损检测 X 射线衍射法残余应力分析测试方法》，采用 Proto ixrd

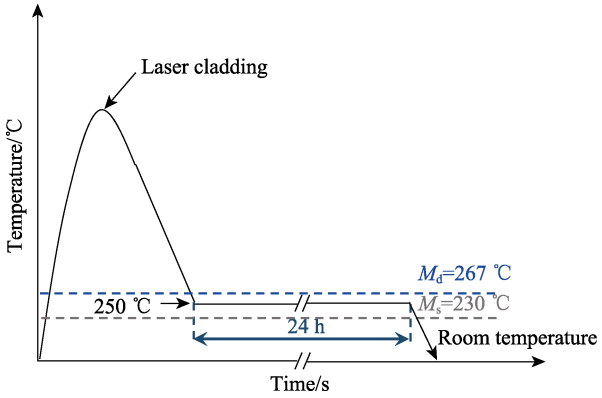


图 1　激光熔覆及后续等温转变工艺热过程
Fig.1 Laser cladding with following isothermal transformation treatment processes

对试样表面残余应力进行测定。

2）采用 Rigaku D/Max-2500/PC 型 X 射线衍射仪进行结构检测，相关测试参数如下：Cu Kα 靶，步进扫描，扫描范围为 40°~120°，步长为 0.02°，停留时间为 2 s。采用 Materials Analysis Using Diffraction 软件对 XRD 衍射结果进行 Rietveld 精修分析[15-16]。

3）选用硝酸酒精对试样表面进行腐蚀，采用 Hitachi S4800 扫描电子显微镜进行显微组织观察。

4）采用透射电子显微镜（JEM-2010）对试样微观结构进行观察分析，透射电镜加速电压为 200 kV。

5）采用显微硬度测试系统（FM-ARS 9000）和原位纳米力学测试系统（TriboIndent）对试样进行硬度分析。在进行显微硬度测试时，采用 100 g 载荷。在进行纳米压痕测试时，加载力选取 5 mN。

6）采用 Anton paar tribometer 摩擦磨损试验机对试样表面摩擦学性能进行分析。试样尺寸为 12 mm×6 mm×3 mm。对磨副为直径为 ϕ3 mm 的硬质合金钢球，摩擦磨损参数如下：载荷 5 N，频率 1.6 Hz，磨损时间 60 min，试验温度为室温。采用 Hitachi S4800 扫描电子显微镜和 OLYMPUS OLS3100 激光共聚焦显微镜对摩擦磨损表面形貌进行分析。

2　结果及分析

2.1　残余应力

图 2 为两组试样表面残余应力的测量结果。分别从平行激光移动方向和垂直激光移动方向对激光熔覆涂层的残余应力进行检测。可以看出，激光熔覆涂层试样在两个方向上均表现出了相对较高的应力状态，试样表面应力为拉应力。相比之下，垂直于激光移动方向的表面残余应力值更高。经过统计，试样 A 的平均应力值为(8±5) MPa，试样 B 的平行激光移动方向和垂直激光移动方向平均应力值分别为(209±20) MPa 和(319±21) MPa。涂层的表面残余应力远远高于对比试样的表面残余应力。

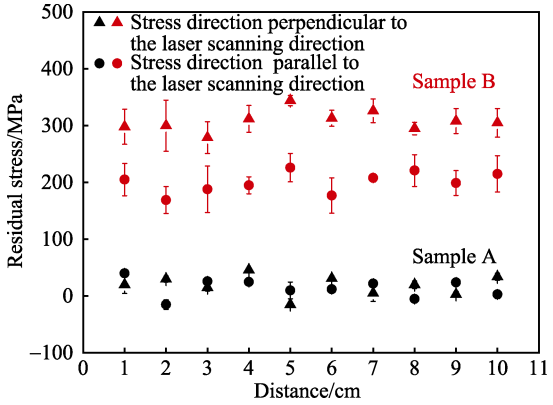


图 2　试样 A 和试样 B 试样残余应力
Fig.2 Residual stress in Sample A and Sample B

2.2　相结构演变

图 3 为两组试样的 X 射线衍射全谱图。可以看出，两组试样物相均由 α-Fe 相和 γ-Fe 相组成。采用 Rietveld 全谱拟合方法对两组试样的相体积分数、晶粒尺寸和晶格常数进行定量分析，结果见表 1。激光熔覆可以引入大量位错等晶体学缺陷[1]，因此，试样 B 中残余奥氏体尺寸明显降低。残余奥氏体相体积分数的减少使更多的碳原子固溶在贝氏体铁素体中，并导致了贝氏体铁素体 c/a 更加趋向马氏体。

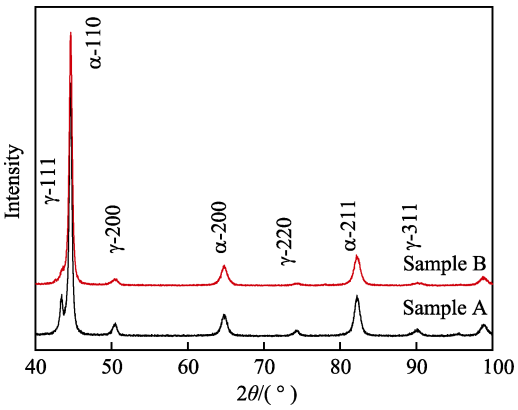


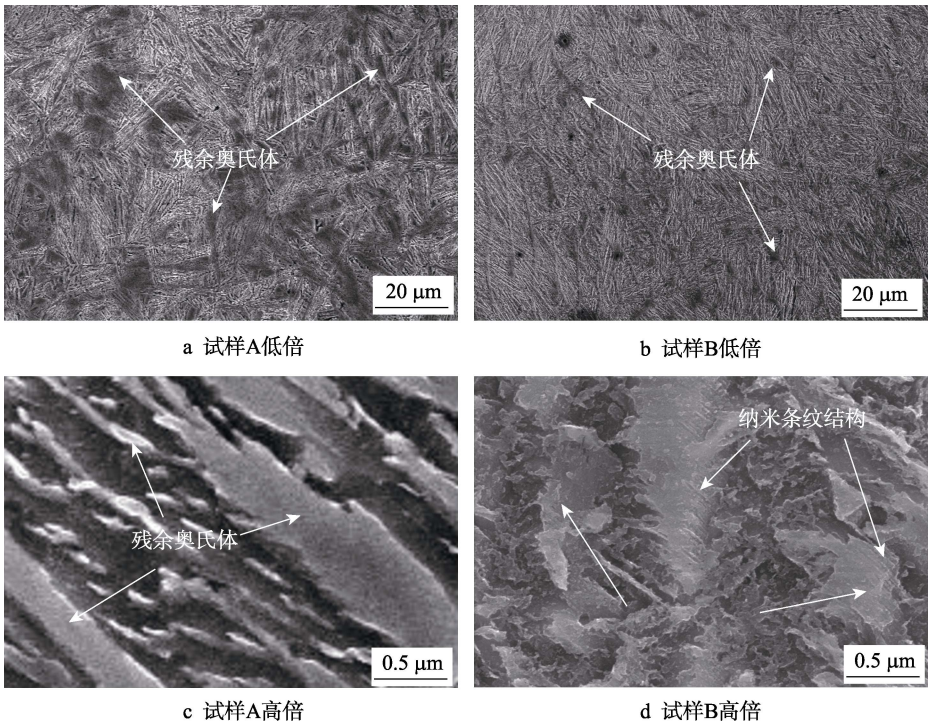
图 3　两组试样 XRD 衍射图谱
Fig.3 XRD patterns of two samples under different treatments

表 1　Rietveld 精修结果
Tab.1 Results of Rietveld method of refinement

	Sample A	Sample B
Volume fraction of retained austenite/%	18±1.04	12±0.88
Lattice constant of retained austenite/nm	0.3612±0.0001	0.3614±0.0001
Crystallite size of retained austenite/nm	77.5±2.5	37.5±2.5
Lattice constant of bainite ferrite/nm	a=0.2864±0.0001 c=0.2874±0.0001	a=0.2861±0.0001 c=0.2878±0.0001

2.3　显微组织与结构

图 4 为两组试样的显微组织形貌。可以看出，两组试样的显微组织均为无碳化物贝氏体，显微组织由针状的贝氏体铁素体以及残余奥氏体组成。由图 4a 可以看出，试样 A 中残余奥氏体主要为长条薄膜状和块状两种形貌。国内外研究成果表明，块状奥氏体的硬度较低，并且在受到外力的作用时容易发生相变，降低了显微组织的稳定性[14]。对比两组试样可以发现，图 4b 中试样 B 的显微组织较试样 A 有了明显的细化，并且试样 B 中的块状残余奥氏体尺寸明显降低。此外，试样 A 中残余奥氏体与贝氏体铁素体晶界十分清晰，能够清晰地分辨出两相，而试样 B 中两相界面变得粗糙。对显微组织进行放大观察，如图 4c 所示，在试样 A 的显微组织中，残余奥氏体与贝氏体铁素体的相界面十分平滑，两相呈针状形态分布。从图 4d 中可以看出，试样 B 的显微组织中，残余奥氏体与贝氏体铁素体的界面变得十分粗糙，残余奥氏体上出现大量规整且相互平行的条纹状结构。



a 试样A低倍　　b 试样B低倍

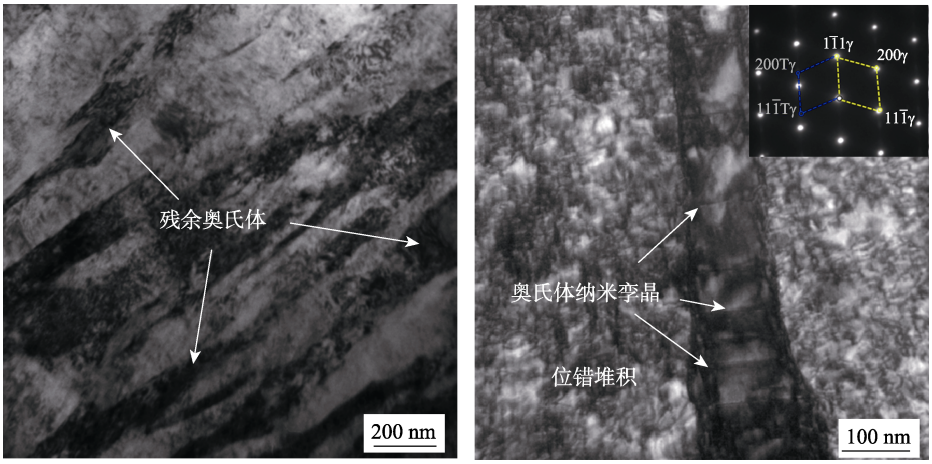
c 试样A高倍　　d 试样B高倍

图 4　显微组织形貌

Fig.4 Microstructures of (a) low resolution of sample A; (b) low resolution of sample B; (c) high resolution of sample A; (d) high resolution of sample B.

图 5 为试样 TEM 分析结果。由图 5a 可以看出，试样 A 为典型无碳化物贝氏体结构，其微观结构由白色的贝氏体铁素体和条纹状分布的残余奥氏体构成。由图 5b 可以看出，试样 B 激光熔覆涂层主要由白色的贝氏体铁素体和黑色的残余奥氏体两相构成。此外，从图 5b 中还可以观察到大量的位错结构，这些位错使晶格发生畸变，提高了无碳化物贝氏体的强度。位错结构还可以有效地对碳原子进行钉扎，从而达到固溶强化的目的[7]。与此同时，在图 5b 中可以观察到大量的平行条纹状结构。这种条纹状结构的尺寸与图 4d 中所示的条纹状残余奥氏体相近。仔细观察可以发现，在条纹状结构两侧存在大量的位错结构，由此推断出条纹状结构的形成与大量位错的缠结有关。通过对条纹状结构选区电子衍射斑点进行标定，证明了该条纹状结构为奥氏体纳米孪晶。残余奥氏体结构中出现的纳米孪晶有效地降低了残余奥氏体晶粒尺寸。纳米孪晶结构的出现也解释了图 4d 中残余奥氏体晶界粗糙的原因。

纳米孪晶结构是典型的塑性相，能够在提高合金强度的同时增加其塑性[14]。在激光的作用下，试样 B 中出现了大量的位错。仔细观察还可以发现，在试样 B 的纳米孪晶结构附近出现高密度位错的堆积。因此，可以确定，纳米孪晶的形成与位错密切相关。卢柯等人通过研究发现，孪生能够大幅提升金属的强度和韧性。当位错与孪晶界相遇时，一类位错能够直接穿越孪晶界而无任何残留 Burgers 矢量；另一类位错在孪晶界上通过位错反应，分解为两部分不全位错，一部分不全位错穿过孪晶界，而另一部分不全位错被孪晶界吸纳，并且滑移造成孪晶界迁移[17]。孪晶界不但可以阻碍位错运动，同时还可以吸纳位错，有效释放变形产生的应力集中现象，抑制金属的断裂[18]。此外，针对孪晶形成能力较强的面心立方金属和密排六方金属，通过孪生的方式降低其晶粒尺寸，还能够达到细晶强化的目的。



a 试样A TEM明场形貌　　b 试样B TEM明场形貌及其纳米孪晶衍射斑点

图 5　试样 TEM 分析结果

Fig.5 TEM analysis results of (a) bright field image of sample A; (b) bright field image of sample B with selective electron diffraction of nano-twin.

2.4　微观硬度

图 6 为试样 B 纵截面显微硬度梯度结果。可以看出，试样 B 的显微硬度由里及表逐渐升高。贝氏体钢基体的平均硬度为 520HV，而激光熔覆涂层的平均显微硬度为 650HV，较基体的平均硬度提升了约 25%。对测试数据进行误差分析还可以发现，贝氏体基体的硬度较为均匀，测试数据离散性较小。相比之下，熔覆层硬度测量值离散性要明显高于基体材料。由于激光熔覆处理过程中过冷度较大，熔覆涂层的显微组织与基体显微组织相比得到了明显细化，因此其平均硬度有所提高。与此同时，激光熔覆后涂层显微组织中出现的纳米孪晶结构，也是其硬度提升的重要原因。在激光熔覆涂层凝固的过程中，不可避免地出现成分偏析。偏析区将会出现 Cr、Mn 和 Si 等合金元素的偏聚，从而导致了 M_s 温度的降低，因此偏析区显微组织无法发生贝氏体转变，最终成为残余奥氏体。由此推断，熔覆涂层中出现的与基体硬度相当的数据点与偏析区形成大量残余奥氏体相关。

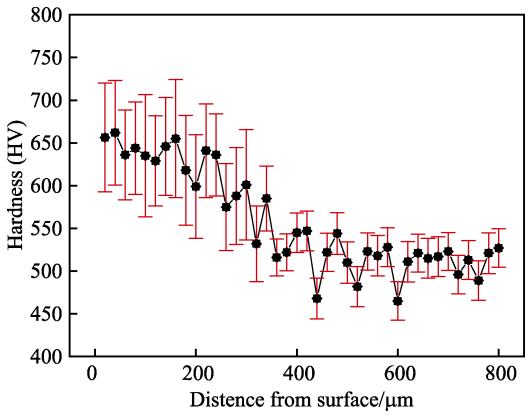


图 6　试样 B 纵截面梯度硬度

Fig.6 Results of cross-sectional gradient hardness of sample B

对两组试样进行纳米压痕试验，其纳米压痕加卸载曲线如图 7 所示。对比可以发现，试样 A 的压痕深度明显高于试样 B。图 7a 和 b 中两组试样加卸载曲线均出现一些硬度值有差异的特殊区域，试样 A 中黑色曲线所测试的区域纳米硬度值偏低，而试样 B 中红色曲线所测试区域的纳米硬度值偏高。通过弹性

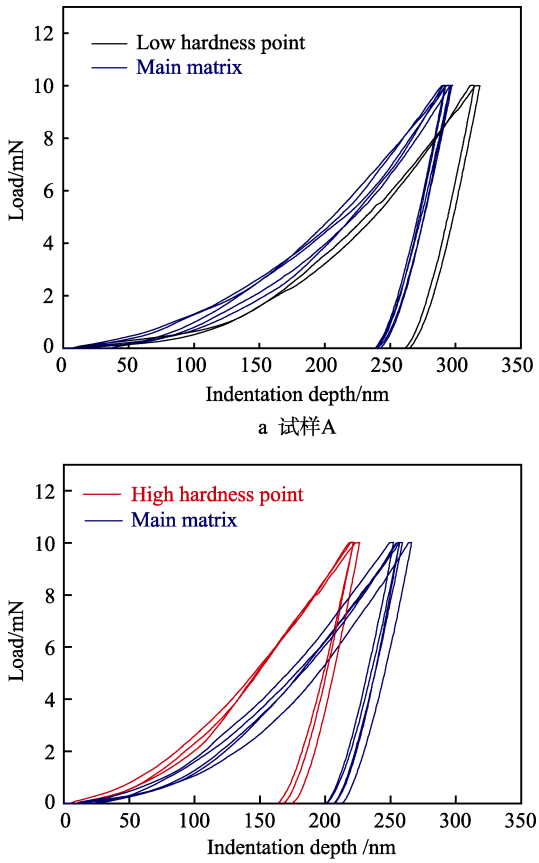


图 7　纳米压痕加卸载曲线

Fig.7 Results of nano-indentation load-depth curves of the steel: a) sample A; b) sample B

模量测量结果可知，图 7a 中的软质点弹性模量相对较低，其平均弹性模量为 215 GPa。弹性模量与被测位置的成分和晶体结构有密切联系。试样 A 中块状残余奥氏体体积较大，当压头压入到残余奥氏体区域时，硬度较低，面心立方结构的奥氏体滑移系较多，使得弹性模量相对较小。在试样 B 中，红色加卸载曲线代表了试样表面高硬度区域，对高硬度区域的弹性模量进行统计分析，发现该区域弹性模量为 216 GPa，而两组试样中的其他位置弹性模量为 223 GPa。由此可知，试样 B 中高硬度区与试样 A 中低硬度区晶体结构相近，从而推断高硬度区域的出现与显微组织中形成的纳米孪晶结构有关。

2.5　摩擦学性能

图 8 为两组试样室温摩擦磨损性能对比及其磨痕轮廓。图 8a 为两组试样磨损轮廓，均为同一样品 5 处不同位置的平均值。可以看出，涂层显微组织中纳米孪晶的有效形成使其磨痕更浅，抵抗磨损的能力增强。对磨损体积进行计算：

$$V=(A_g-A_1-A_2)\times L \tag{2}$$

式中：A_g 为磨痕横截面积；A_1、A_2 为磨痕两侧堆积区域横截面积；L 为磨痕总长度。如图 8b 所示，试样 A 的磨损体积为 1.142 mm^3，而试样 B 的磨损体积为 0.675 mm^3，仅为试样 A 磨损体积的 60%。涂层的耐磨性较贝氏体基体的耐磨性提升较为明显。

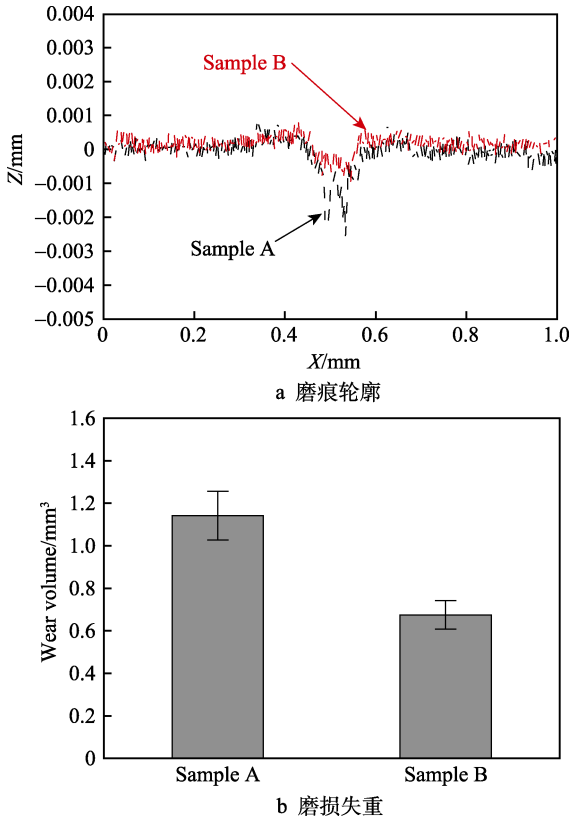


图 8　两组试样摩擦磨损结果

Fig.8 Wear results of two samples: a) scar outlines; b) wear volume

采用 SEM 对两组试样的磨痕形貌进行分析，如图 9 所示。由图 9a 和 b 可以看出，试样 A 的磨痕深

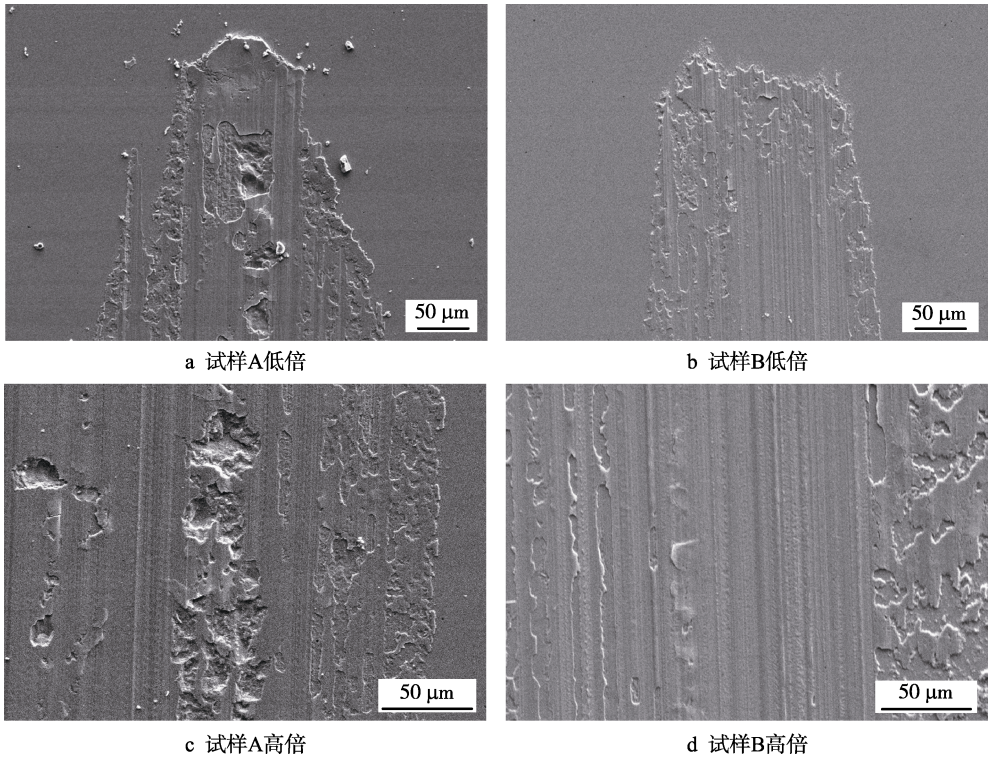


图 9　不同试样磨痕底部 SEM 形貌

Fig.9 SEM micrographs of the bottom of all wear tracks: a) low resolution of sample A; b) low resolution of sample B; c) high resolution of sample A; d) high resolution of sample B

而宽。相比之下，试样 B 的磨痕相对平滑。对不同试样的磨痕进行放大观察，如图 9c 和 d 所示。通过对比可以发现，试样 A 的磨痕中出现了大量的粘着磨坑，大量的磨屑由磨痕底部剥落。而试样 B 中并未发现明显的磨屑剥落，而且磨痕表面较为光滑，磨损损伤较小。激光熔覆涂层显微组织中纳米孪晶的存在有效提升了中碳合金钢抵抗粘着磨损的性能。

3　结论

1）激光熔覆涂层平行和垂直激光移动方向的平均应力值分别为(209±20) MPa 和(319±21) MPa，远高于对比试样的平均应力。

2）激光熔覆引入大量位错结构，使残余奥氏体尺寸降低至(37.5±2.5) nm。残余奥氏体相体积分数的减少使更多的碳原子固溶在贝氏体铁素体中，并导致了贝氏体铁素体 c/a 更加趋向马氏体。

3）与基体相比，激光熔覆层显微组织同为针状的贝氏体铁素体以及残余奥氏体。在激光热作用及后续等温过程中，显微组织明显细化，并伴随生成大量具有良好塑性相特征的纳米孪晶结构。

4）激光熔覆涂层的平均显微硬度约为 650HV，较基体的平均硬度提升了约 25%。相同磨损时间下，熔覆层的磨损体积为 0.675 mm^3，基体的磨损体积为 1.142 mm^3，大大提升了中碳合金钢的抗粘着磨损性能。

参考文献：

[1] SUN G, ZHOU R, LU J, et al. Evaluation of defect density, microstructure, residual stress, elastic modulus, hardness and strength of laser-deposited aisi 4340 steel[J]. Acta materialia, 2015, 84: 172-189.

[2] DUAN X X, GAO S Y, DONG Q, et al. Reinforcement mechanism and wear resistance of Al_2O_3/Fe-Cr-Mo steel composite coating produced by laser cladding[J]. Surface & coatings technology, 2016, 271: 230-238.

[3] TAN H, LUO Z, LI Y, et al. Effect of Strengthening particles on the dry sliding wear behavior of Al_2O_3-M_7C_3 /Fe metal matrix composite coatings produced by laser cladding[J]. Wear, 2015, 324-325: 36-44.

[4] SONG J, DENG Q, CHEN C, et al. Rebuilding of metal components with laser cladding forming[J]. Applied surface science, 2006, 252(22): 7934-7940.

[5] 赵雪阳, 刘英, 夏一龙, 等. H13 钢表面激光熔覆 TiC/Ni 合金复合涂层的组织与耐磨能[C]// 全国耐磨材料大会论文集. 北京: 中国金属学会耐磨材料学术委员会, 2015.
ZHAO X Y, LIU Y, XIA Y L, et al. Innuences of the TiC content on the microstructure and wear resistance of laser cladding TiC/Ni based alloy composite coatings[C]// China wear resistant material conference. Beijing: Chinese Society for Metals Wear-resisting Material Academic Committee, 2015.

[6] CABALLERO F G, BHADESHIA H K D H. Very strong bainite[J]. Current opinion in solid state and materials science, 2004, 8(3): 251-257.

[7] CABALLERO F, MILLER M, BABU S, et al. Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel[J]. Acta materialia, 2007, 55(1): 381-390.

[8] BAKSHI S D, LEIRO A, PRAKASH B, et al. Dry rolling/sliding wear of nanostructured bainite[J]. Wear, 2014, 316(1-2): 70-78.

[9] GUO Y B, FENG K, LU F G, et al. Effects of isothermal heat treatment on nanostructured bainite morphology and microstructures in laser cladded coatings[J]. Applied surface science, 2015, 357: 309-316.

[10] XING X L, ZHOU Y F, QI X W, et al. Stress induced shear band strengthen high-silicon alloy steel via LHITT between M_s and M_d temperature[J]. Materials science and engineering: A, 2017, 684: 249-253.

[11] QIAO Z X, LIU Y C, YU L M, et al. Formation mechanism of granular bainite in a 30CrNi3MoV steel[J]. Journal of alloys and compounds, 2009, 475(1): 560-564.

[12] XING X L, ZHOU Y F, GAO S Y, et al. Nano-twin in surface modified bainite induced by laser surface modification[J]. Materials Letters, 2016. 165: 79-82.

[13] XING X L, ZHOU Y F, YANG Y L, et al. Surface modification of low-carbon nano-crystallite bainite via laser remelting and following isothermal transformation[J]. Applied surface science, 2015, 353: 184-188.

[14] HERRERA C, PONGE D, RAABE D. Design of a novel mn-based 1gpa duplex stainless trip steel with 60% ductility by a reduction of austenite stability[J]. Acta materialia, 2011, 59(11): 4653-4664.

[15] LUTTEROTTI L, MATTHIES S, WENK H R. MAUD (Material analysis using diffraction): A user friendly java program for rietveld texture analysis and more[C]// Textures of materials: Proceedings of ICOTOM 14. Ottawa: National Research Council of Canada, 1999: 1599-1604.

[16] HULME-SMITH C N, LONARDELLI I, DIPPEL A C, et al. Experimental evidence for non-cubic bainitic ferrite[J]. Scripta materialia, 2013, 69(5): 409-412.

[17] 卢磊, 卢柯. 纳米孪晶金属材料[J]. 金属学报, 2010, 46(11): 1422-1427.
LU Lei, LU Ke. Metallic materials with nano-scale twins[J]. Acta metallurgica sinica, 2010, 46(11): 1422-1427.

[18] JIN Z H, GUMBSCH P, ALBE K, et al. Interactions between non-screw lattice dislocations and coherent twin boundaries in face-centered cubic metals[J]. Acta materialia, 2008, 56(5): 1126-1135.