

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20160624001

激光增材制造H13钢及回火处理的组织和性能

严凯¹, 陈长军¹, 张敏¹, 秦兰兰², 王晓南³, 邹涛⁴

(1. 苏州大学 机电工程学院 激光加工中心, 江苏 苏州 215021; 2. 安徽工业大学 材料科学与工程学院, 安徽 马鞍山 243000; 3. 苏州大学 沙钢钢铁学院, 江苏 苏州 215021; 4. 库卡工业公司, 江苏 昆山 215300)

摘要: 利用激光增材制造技术成功制备了H13钢, 并研究了回火处理对其显微组织和性能的影响。通过光学显微镜、SEM以及XRD衍射仪对各试样进行分析。结果表明, 激光增材制造H13钢显微组织主要为马氏体、残余奥氏体以及细小碳化物, 回火处理使得马氏体向回火马氏体转变, 同时有细小合金碳化物析出。当回火温度超过550℃时, 碳化物开始粗化。随回火温度升高, 显微硬度呈先升后降的趋势。550℃回火后, 试样硬度达到峰值600 HV_{0.3}。摩擦磨损测试结果表明, 不同处理状态下各试样主要以粘着磨损为主, 同时包含轻微氧化磨损。与沉积态试样相比, 550℃回火后, 试样耐磨性提高了2倍; 650℃回火2 h后, 由于基体软化, 试样的耐磨性能最差。拉伸测试表明, 当回火温度低于550℃时, 断口主要以解理断裂为主, 550℃回火时抗拉强度最大, 为1 928.2 MPa, 延伸率为6.4%; 当回火温度升高到600~650℃时, 断口呈现出韧性断裂, 抗拉强度降低, 延伸率增大。

关键词: 激光增材制造; H13钢; 热处理; 力学性能

中图分类号: TG174.44

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2017)02-0134-09

Microstructure and Properties of Laser Additive Manufacturing and Tempered H13 Steel

YAN Kai¹, CHEN Chang-jun¹, ZHANG Min¹, QIN Lan-lan², WANG Xiao-nan³, ZOU Tao⁴

(1. Laser Processing Research Center, School of Mechanical and Electrical Engineering, Soochow University, Suzhou 205021, Jiangsu; 2. School of Material Science and Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan 243000, Anhui; 3. Shagang School of Iron and Steel, Soochow University, Suzhou 215021, Jiangsu; 4. Kuka Industry Ltd. Co., Suzhou 215300, Jiangsu)

Abstract: H13 steel was successfully fabricated by laser additive manufacturing technology. The effect of tempering treatment on the microstructure and mechanical properties was studied by optical microscope (OM), SEM and XRD. Results show that the microstructure of the as produced H13 steel is mainly composed of martensite, retained austenite and ultra-fine carbides. After tempered treatments, the martensite is converted into tempered martensite and some fine alloyed carbides participated in the matrix. When the tempering temperatures exceed 550℃, the carbides becomes coarse. With increasing of tempering temperatures, the microhardness increases firstly and then decreases, which reaches the maximum, 600 HV_{0.3} after tempered at 550℃. The wear mechanism of the samples tempered under different conditions is mainly adhesive wear and mild oxidation wear. When treated at 550℃, wear resistance increases twice than that of as-deposited samples. While treated at 650℃, wear resistance is the worst due to the soft matrix. Tensile tests show that the main characteristic of the broken pieces is cleavage fracture mode when tempering temperatures below 550℃. The largest ultimate tensile strength is 1 928.2 MPa with the elongation of 6.4% after the sample is tempered at 550℃. As the temperature ranging from 600℃ to 650℃, the ductile fracture mode can be observed on the broken pieces, and the tensile strength decreases while elongation increases.

Keywords: laser additive manufacturing; H13 steel; heat treatment; mechanical properties

收稿日期: 2016-09-16; 修回日期: 2017-03-20

网络出版日期: 2017-03-21 16:11; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20170321.1611.002.html>

通讯作者: 陈长军(1976—), 男(汉), 教授, 博士; 研究方向: 激光增材制造, 金属材料表面改性; E-mail: 503047820@qq.com

基金项目: 国家自然科学基金(51172221); 苏州市科技计划项目(SYG201642)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (51172221) and Suzhou Science and Technology Planning Project (SYG201642)

引文格式: 严凯, 陈长军, 张敏, 等. 激光增材制造H13钢及回火处理的组织和性能[J]. 中国表面工程, 2017, 30(2): 134-142.

YAN K, CHEN C J, ZHANG M, et al. Microstructure and properties of laser additive manufacturing and tempered H13 steel[J]. China Surface Engineering, 2017, 30(2): 134-142.

0 引言

H13钢属于铬系热作模具钢(5%Cr),其广泛应用于铸造、挤压、锻造等模具的生产材料中。模具的工作环境非常恶劣:摩擦、冲击、腐蚀、热疲劳以及高的集中应力易造成模具失效,严重影响模具的使用寿命^[1-2]。为延长模具的使用寿命,增材制造技术引起了人们的广泛关注,相比于生产新的产品其具有经济和生态优势,通过将模具进行激光再制造使其满足生产要求能够极大的节省成本^[3-4]。激光增材制造技术利用激光作为热源相比于其他热源具有较低的热输入,同时具有与材料作用时间短凝固速度快等特点,使得成形试样具有较小的热影响区和极小的热变形。激光增材制造技术利用激光与粉末的相互作用已经成功并广泛应用于模具的再制造中^[5-6]。H13钢一般在回火之后使用,根据模具使用工况不同其所需性能侧重点也不同,因此,依据不同回火温度下的组织和性能来选择合适的温度以到达模具的使用要求就显得尤为重要。故弄清激光增材制造H13钢回火过程中组织转变和性能的变化规律对优化增材制造工艺参数和增材制造H13钢热处理工艺有积极的作用。

H13钢回火性能的研究以往主要集中在铸造和锻造H13钢上,Wei M X等人^[7]研究了环境温度和载荷对不同回火状态(200~700℃)下H13钢的磨损性能的影响。而采用激光增材制造技术生产的H13钢组织高度细化,回火热处理对其组织和性能的影响方面研究较少。目前只有Telasang G等人^[8]研究了激光熔覆H13以及550℃回火2 h时H13钢熔覆层中组织和性能的变化。通常激光熔覆技术主要应用于表面改性方面,其所制造的涂层厚度有限,而较厚的涂层有利于提高工件的使用寿命。相较于激光熔覆技术而言,激光增材制造技术通过多次材料沉积能直接成形形状复杂满足使用要求的零部件。同时由于激光增材制造过程中先沉积层受到后续激光的循环加热作用,其组织和性能与激光熔覆所产生的也会存在一定的差异。目前国内外关于利用激光技术直接生产H13钢成形件的报道较少。因此研究不同回火温度对增材制造H13钢成形件组织和性能的影响规律至关重要。文中采用激光增材制造技术制备H13钢,然后分别在350、450、550、600、650℃下进行2 h回火处

理,探究不同回火温度对增材制造H13钢组织和性能的影响规律,为利用激光增材制造技术生产零部件的工艺设计提供理论支持和实践参考。

1 试验材料及方法

激光加工系统由连续型光纤激光器(型号HP-115LC)、六轴联动数控工作台、同轴送粉喷嘴以及惰性气氛室组成。用于增材制造的粉末为气体雾化H13合金粉末,各成分质量分数为:0.4%C, 1.0%Si, 0.4%Mn, 5.0%Cr, 1.5%Mo, 1.0%V, Fe余量,粉末粒度在100~300 μm左右,粉末形貌如图1所示,呈球形或椭球形。所使用的激光工艺参数为:激光功率2 000 W,扫描速度200 mm/min,送粉速率7.5 g/min,离焦量为-1 mm,光斑直径1.37 mm,试验全程采用氩气保护。在激光增材制造之前要用砂纸打磨基材以去除基板表面的氧化膜,然后将基板放在丙酮溶液中用超声波清洗以去除表面的油污,基体材料为商用H13钢,圆形,其直径为100 mm,厚度为50 mm。

增材制造试样制备完成后,对其分别进行350、450、550、600、650℃回火2 h处理,热处理设备选用GSL系列真空管式高温炉。利用HXD-1000 TMC/LCD型显微硬度计(试验力300 g,保载时间10 s)对试样进行硬度测量。选用Vilella腐蚀剂(2 g苦味酸+100 mL乙醇+5 mL盐酸)对制备试样进行腐蚀。采用倒置式Axio Vert A1型倒置金相显微镜、带EDS的SU-5000场发射扫描电镜进行试样组织及成分分析;采用X-射线多晶衍射仪(设备型号为X'-Pert-Pro MPD,靶材为Cu(Kα))对粉末和增材制造试样进行物相分析。采用球盘式高温摩擦磨损试验机(HT-1000)测试各试样的室温干滑动摩

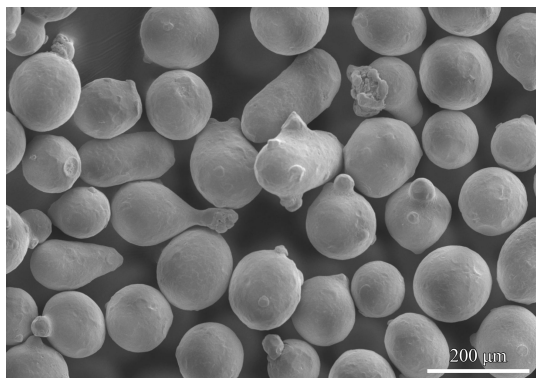


图1 雾化的H13钢粉末形貌

Fig.1 Morphology of atomized H13 steel powder

擦学性能,对偶件为 Si_3N_4 陶瓷球。摩擦磨损试验载荷大小为6 N,磨损时间为75 min,摩擦半径2 mm,电机转速1 344 r/min,试样尺寸为28 mm×15 mm×4 mm(长×宽×高)。

试验结束后,对样品磨损表面和磨屑形貌进行SEM/EDS分析,利用设备自带的表面位移轮廓传感器测试5个不同区域的磨损体积,取平均值。由于磨损试验中法向载荷和滑动位移是定值,因此磨损率的变化趋势与磨损体积变化趋势相同,文中以磨损体积来评价各试样的耐磨性。采用电子万能试验机(D2-300-N)测试各试样的拉伸性能,拉伸试样的测试方向为垂直于激光增材制造试样的生长方向,拉伸试样的尺寸如图2所示,拉伸试样为激光增材试样,取样时不含基材部分。拉伸速度为0.5 mm/min。试验结束后,对断口形貌进行SEM分析。

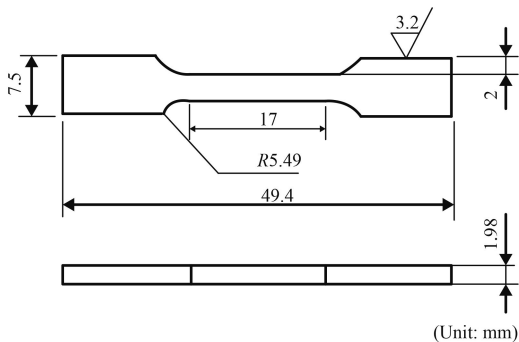


图2 拉伸试样尺寸示意图

Fig.2 Schematic of tensile specimen

2 结果及分析

2.1 增材制造显微组织

激光增材制造H13钢纵截面显微组织如图3所示,熔池边界线清晰可见,H13钢试样致密性良好、无裂纹和孔隙等缺陷形成。在增材制造过程中,由于增材试样不同部位温度梯度和冷却速率的不同,导致试样不同区域所形成的组织存在差异。

图4(a)~(d)分别为激光增材制造H13钢顶部、中部、下部和熔池边界重熔区处的高倍SEM照片,由图知激光增材制造H13钢显微组织为马氏体以及分布在枝晶处的残余奥氏体和细小碳化物组成。

增材制造H13钢组织的形成过程归纳如下:高能量密度的激光使金属粉末熔化形成微小的熔池,同时由于熔池冷却速度极快达到1 000~6 000 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ^[9],因此熔池中的液态金属凝固和结晶速度极快。在

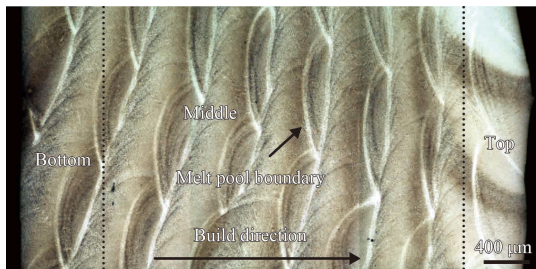


图3 增材制造H13钢纵截面显微组织整体形貌

Fig.3 Overview of cross-section microstructure of H13 steel produced by laser additive manufacturing

凝固初期,液相向固相转变形成单相奥氏体,晶粒的生长方向与热流方向相反。当温度降低到共析点时发生共析反应,从奥氏体中析出碳化物。同时由于该冷却过程属于连续冷却转变过程,冷却速度大于上临界冷却速度 v_c ,过冷奥氏体在连续冷却过程不发生分解,当温度继续降低至马氏体转变温度 M_s 点以下时,大部分过冷奥氏体向马氏体转变,同时残留部分奥氏体,因此室温产物为马氏体、残余奥氏体以及碳化物。

相关文献^[10-11]对这种组织的形成机制给出了类似的描述。快速凝固过程中大量固溶在基体中的合金元素增加了过冷奥氏体的稳定性,降低了马氏体转变点,因此室温下组织中有一定量残余奥氏体。相关研究表明,在马氏体板条间和马氏体上分布着不同形状的纳米尺寸的碳化物,H13钢中析出物为富含Cr、Mo、V的碳化物,其中富含Cr的 M_7C_3 型球形碳化物主要分布在马氏体板条/片间,而富含Mo的 M_2C 型和含V的MC型的碳化物主要分布于马氏体板条和枝晶间隙处,同时碳化物中还存在着其他合金元素^[12-13]。

从图4(a)(b)(c)可知,试样顶部为网状枝晶,中部为柱状枝晶且二次枝晶发达,下部为柱状晶含有少量二次枝晶。试样中枝晶的生长方向和形态与局部区域热对流传导以及温度梯度有关。在连续沉积过程中,激光的能量在试样中不断积累,从而使得沉积层温度升高,在试样顶部液态熔池温度梯度相对较小,冷却速率变慢,形成网状枝晶。而试样下部区域由于熔池内部的热量主要通过基材和沉积层传导,温度梯度大,冷却速度快,导致柱状晶的形成。图4(d)为熔池边界重熔区的显微组织,由图可知该处晶粒明显长大。已经成形的沉积层表面在下一激光扫描过程重新形成一个微小的熔池,而在熔池固-液边界处未被

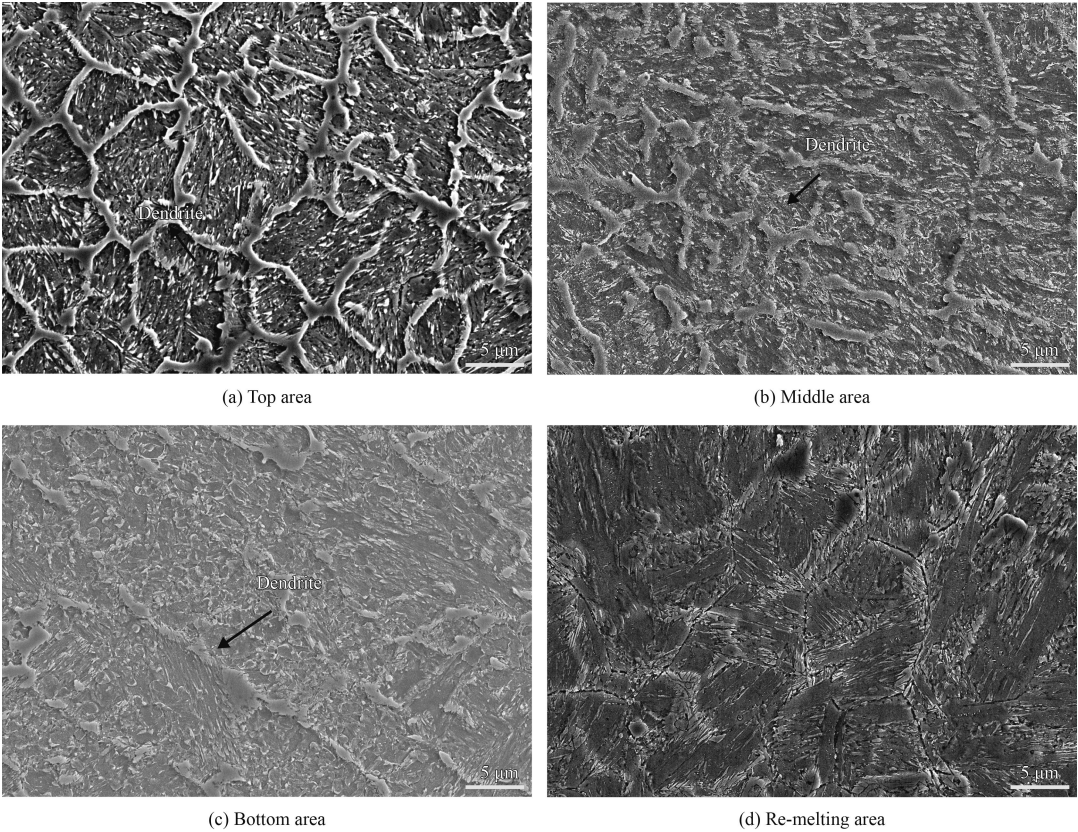


图 4 增材制造H13钢试样不同区域的显微组织

Fig.4 Microstructure of different area of H13 steel produced by additive manufacturing

完全熔化区域，相当于经历了退火过程，从而使得该处晶粒粗大。

2.2 增材制造H13钢回火组织和显微硬度

由图5的XRD图谱可知，H13钢粉末相组成主要为马氏体，而增材制造H13钢主要为马氏体和残余奥氏体。当对增材试样进行回火处理后，大部分的残余奥氏体在回火过程中向马氏体转变，故XRD图谱中主要为马氏体相。另外，碳化物的衍射峰未能观察到，其可能原因是相关物质含量太少而未能检测到[13]。

图6为增材制造H13钢以及回火之后的硬度曲线，图6(a)显示沿增材制造方向各试样的硬度分布均存在波动，可能是因为在激光增材制造的过程中由于液态熔池内部复杂的受热和热传递过程，导致不同区域形成了差别较大的温度梯度，从而得到不同饱和程度的马氏体。对试样进行回火后，在不同区域马氏体的回火程度以及碳化物的析出程度不同，因此回火后试样的硬度分布存在波动。图6(b)曲线表明增材制造H13钢的硬度随着回火温度的升高呈现先升高后降低的趋势，在

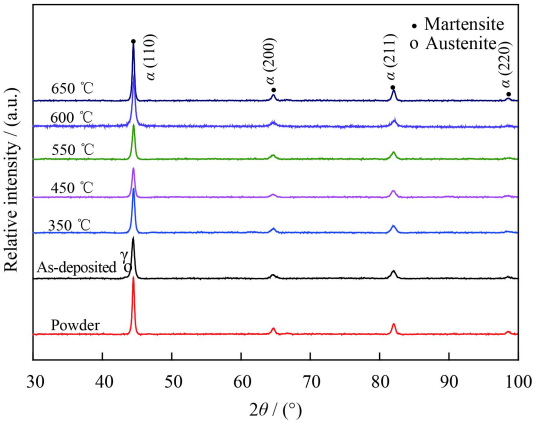


图 5 H13钢粉末及不同温度下增材制造H13钢试样的XRD图谱
Fig.5 XRD patterns of H13 steel powder and H13 steel produced by laser additive manufacturing under different temperature

550 °C时达到二次硬化峰值600 HV_{0.3}。回火过程中，H13钢的组织转变包括合金元素以碳化物的形式从过饱和α相中脱溶析出、马氏体的回复以及残余奥氏体的转变。

当回火温度低于450 °C时，由于C原子的扩散速度高于其他合金元素，因此渗碳体将会首先形成。随回火温度逐渐升高，渗碳体向合金渗碳体

转变。如图7(a)(b)中形成了较多的片状合金渗碳体，此时的基体组织均为回火板条马氏体，在此过程中沉积态试样中的残余奥氏体会向马氏体/贝氏体转变。因此其硬度与沉积态相比略有升高。

当回火温度升到550 ℃时，合金元素扩散速度显著增加，合金渗碳体已经成为非稳定相开始大量溶解于基体中，同时析出细小合金碳化物，如图7(c)所示。在快速凝固过程中，大量的合金元素(Mo、V、Cr等)固溶于基体中，回火时这些元素与碳原子形成稳定的细小合金碳化物(Mo₂C、VC、Cr₇C₃)从基体中析出形成沉淀强化，同时与基体保

持良好的共格关系，这些碳化物颗粒析出时造成晶格畸变，或因为位错被钉住使其发生二次硬化^[14]。

当回火温度升高到600~650 ℃(如图7(d)(e))，碳化物析出数量增加，Cr₇C₃碳化物开始长大并与基体脱离共格关系^[14]。在增材制造过程中，快速冷却凝固阶段，熔池中液相向固相转变的过程中，由于体积收缩以及在固态相变的过程中奥氏体向马氏体转变使得体积膨胀，均会导致组织中产生残余压应力，其中后者产生的残余应力更大^[15]。同时晶体在快速凝固时会导致晶体内存在大量的过饱和空位，空位的聚集能产生位错。回火会使

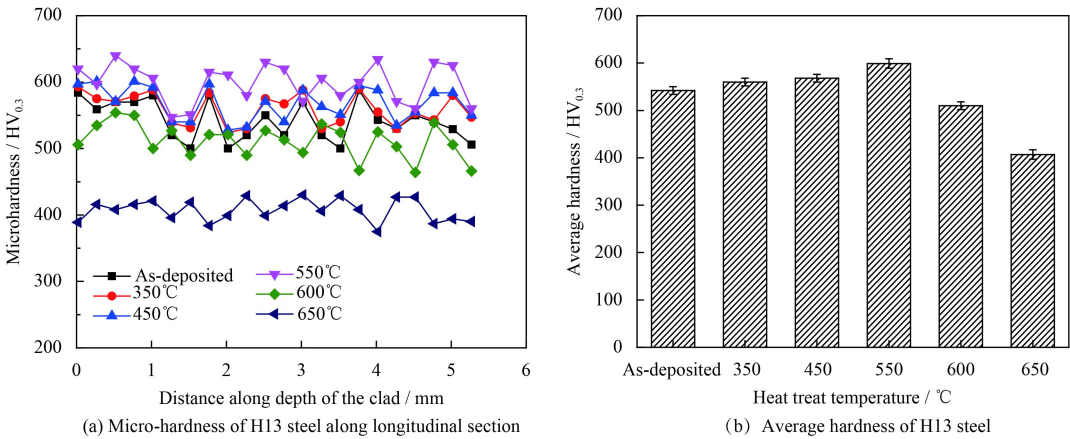


图 6 不同温度下增材制造H13钢试样沿纵截面的显微硬度以及平均硬度

Fig.6 Microhardness along longitudinal section and average microhardness of H13 produced by laser additive manufacturing under different temperature

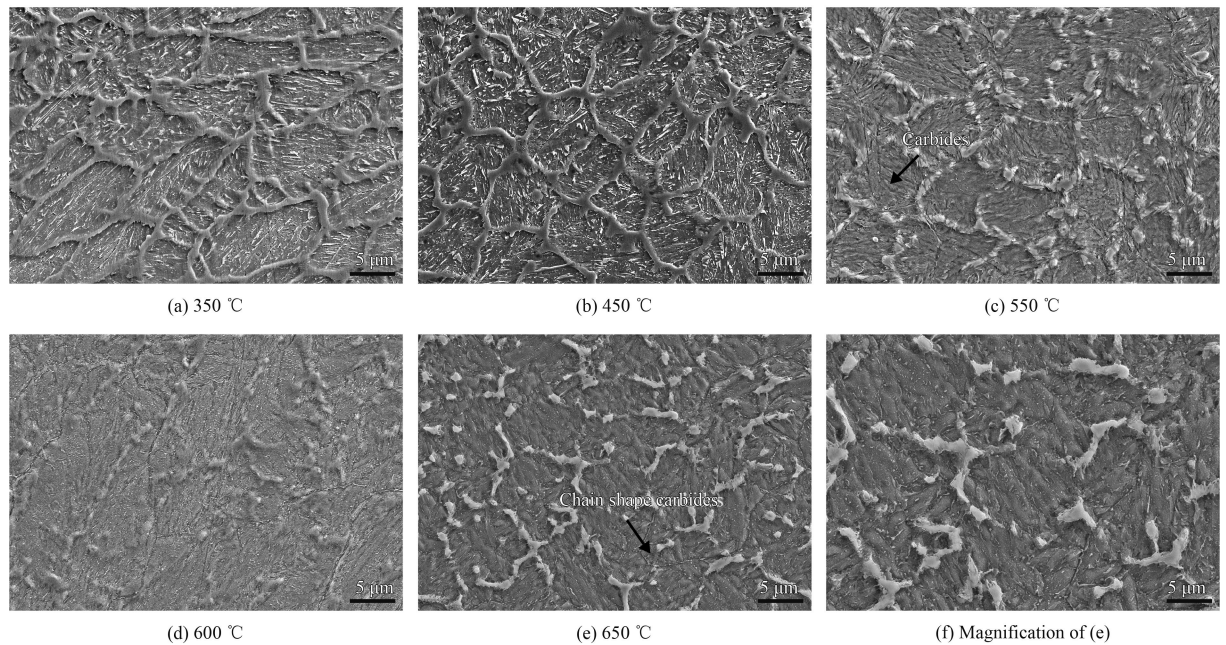


图 7 激光增材制造H13钢不同温度下显微组织

Fig.7 Microstructure of H13 steel produced by laser additive manufacturing under different temperature

得快速凝固过程中形成亚稳相残余奥氏体和过饱和马氏体向回火马氏体和碳化物转变, 使残余应力降低, 同时原子扩散速度加快, 导致空位减少, 使得位错密度降低, 二者综合作用使得基体硬度降低^[16]。

当回火温度为650 ℃时, 对比图7(e)(f)可知, 基体α相失去板条形态。从图7(e)可知基体发生明显回复, 原晶界处析出的碳化物聚集长大成不连续的链状结构并与基体脱离共格关系, 碳原子大量析出, 使基体变软, 导致硬度大幅降低。

2.3 摩擦学性能

图8为增材制造H13钢不同处理状态下的室温摩擦因数曲线。所有试样的摩擦过程都经历了跑合和稳定两个阶段。磨损初始阶段试样摩擦因数升高是由于摩擦球和接触表面冷焊作用阻碍二者之间的相对运动^[17], 之后又降低可能是由于冷焊点撕裂, 同时少量材料脱离基体填充到摩擦球和基体之间, 随后摩擦因数趋于平稳, 是由于摩擦状态从二体磨损转变为三体磨损^[18]。550 ℃热处理试样的摩擦因数较小为0.48, 摩擦因数曲线平稳, 这是由于该处理状态下试样的硬度最高, 能有效的抵抗Si₃N₄ 球的挤压, 同时从基体中析出的碳化物比较均匀的分布, 能有效的阻碍磨损, 对摩擦因数有重要影响。600 ℃热处理试样摩擦因素较小其原因可能与碳物析出以及其大小有关系, S.H. Wang等^[19]曾指出组织中碳化物的形状、大小、体积分数以及其与基体的结合强度是影响摩擦因素大小的重要参数。

图9所示为不同处理状态下试样表面磨损体积

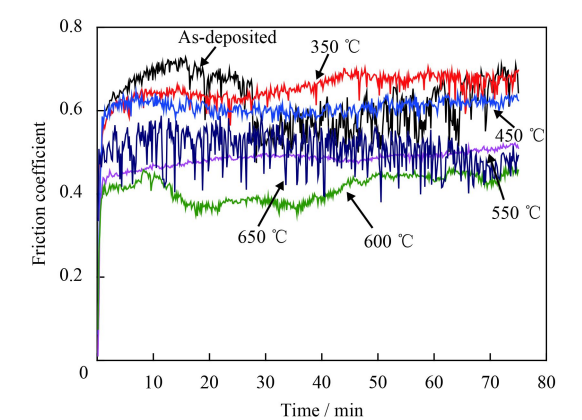


图 8 不同温度下增材制造H13钢室温摩擦因数

Fig.8 Friction coefficient of H13 steel produced by laser additive manufacturing under different temperature

损失量。由图可知当回火温度为350~450 ℃时, 与沉积态试样相比其磨损体积略微增加。这可能与沉积态试样表面存在残余压应力有关, 研究表明残余压应力可以抑制试样表面裂纹的产生和扩展, 从而有效提高试样表面的抗摩擦磨损性能以及疲劳强度^[18]。当对其进行回火后, 残余应力得到释放, 从而降低其表面耐磨性能。当回火温度为550 ℃时, 与沉积态相比其耐磨性能提高了2倍。这是由于基体组织为回火马氏体和细小合金碳化物, 显著的提高了基体的硬度从而有效的抵抗对磨球的磨损作用。当回火温度为650 ℃时, 试样的耐磨性能显著降低, 这与其表面硬度最低相一致。热处理过程中残余应力的消除对其耐磨性有负面影响, 而显微硬度的升高有利于耐磨性能的增强, 同时显微硬度的变化受热处理过程中固态相变的影响, 二者综合影响其耐磨性能。

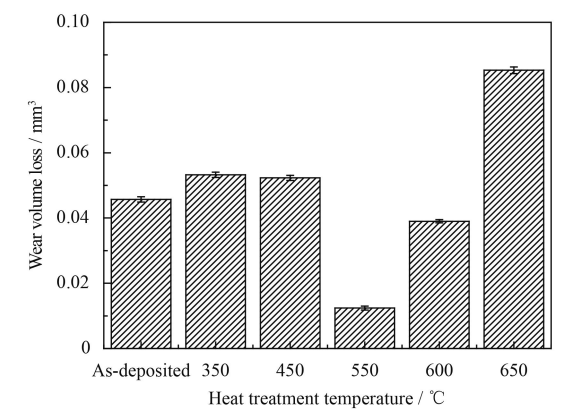


图 9 不同温度下增材制造H13钢磨损体积

Fig.9 Volume loss of H13 produced by laser additive manufacturing under different temperature

增材制造H13钢不同处理状态下室温摩擦表面的形貌如图10(a)~(f)所示, 磨损试样表面的典型特征为粘着坑、变形带、氧化层以及氧化层脱落区、粘着轨迹以及较深的犁沟。各试样表面氧化区域元素成分如表1所示。

试样摩擦过程中产生的热量使摩擦表面温度升高, 在摩擦热的作用下试样表面与空气中的氧发生反应, 形成少量的氧化层。在循环载荷的作用下, 局部区域氧化层发生脱落继而被碾碎形成块状和粉末状磨屑, 其中沉积态试样的磨屑形貌如图11所示, 不同形状的磨屑成分如表2所示, 磨屑中均含有较高含量的氧。

上述结果表明各试样主要以粘着磨损为主, 同时包含轻微的氧化磨损。其中550 ℃回火后,

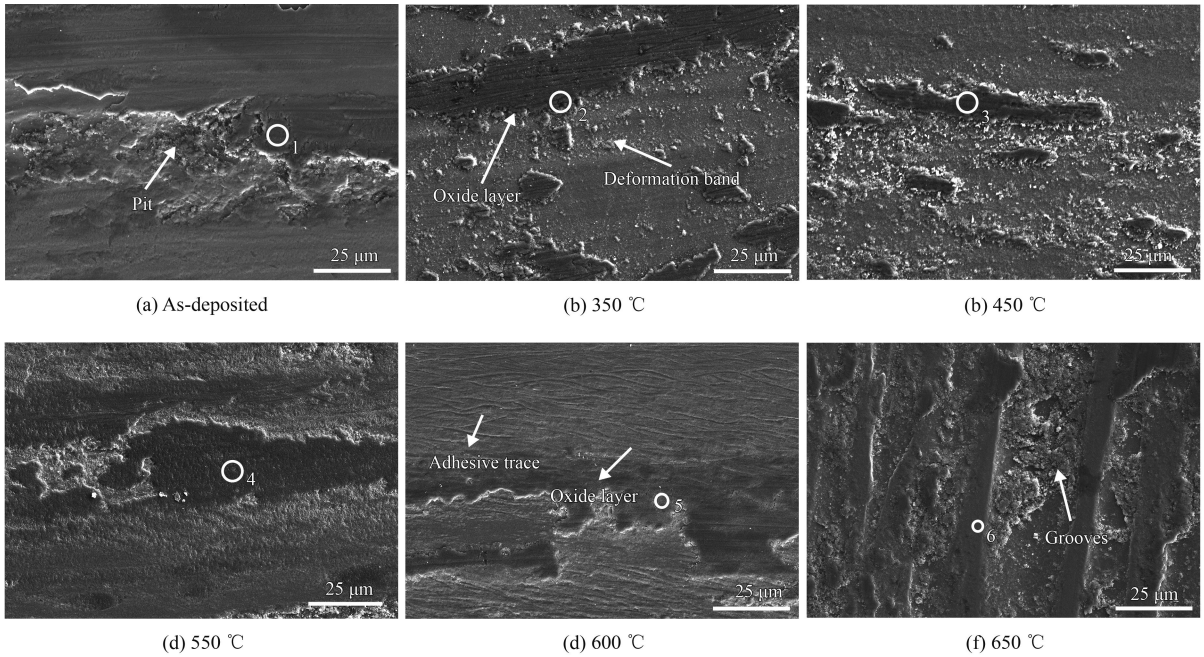


图 10 不同温度下增材制造H13钢表面磨损形貌

Fig.10 Micrographs of the worn surface of H13 steel produced by laser additive manufacturing under different temperature

表 1 图10中不同标记区域的EDS元素结果
Table 1 EDS elements results in different marked regions in Fig. 10 (w/%)

Spots	Fe	O	Si	Cr	V
1	71.4	19.9	3.6	4.2	0.9
2	65.6	24.7	4.8	4.1	0.8
3	66.4	23.8	4.5	4.4	0.9
4	68.2	21.7	5.4	4.0	0.7
5	70.5	16.8	7.6	4.3	0.8
6	68.3	22.3	4.4	4.1	0.9

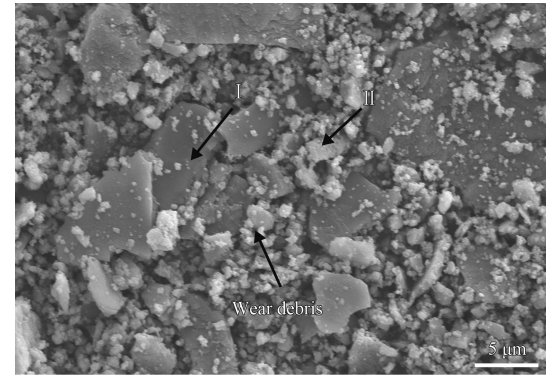


图 11 增材制造H13钢沉积态试样磨屑形貌
Fig.11 Morphology of the wear debris of the as-deposited H13 steel produced by laser additive manufacturing

磨损试样表面较为光滑, 磨痕较浅(如图10(d)). 这是由于此时基体中析出了细小的合金碳化物形

成了沉淀强化效果, 极大的增加了试样表面的硬度, 从而有效的抵抗磨损作用, 提高耐磨性。

而当回火温度为650 ℃时, 可以发现较深的犁沟和塑性变形(如图10(f)), 表明试样表面存在严重的粘着磨损。由于Si₃N₄陶瓷球硬度为1 700 HV_{0.3}远大于基体材料的硬度(406 HV_{0.3}), 在剪切力的作用下容易导致材料从基体向对磨球转移, 从而形成犁沟。此时基体中残余应力的释放、固溶度的降低、碳化物的粗化以及硬度的降低均会使得粘着磨损加重。

表 2 H13钢沉积态试样不同形状磨屑的EDS结果
Table 2 EDS results of different shapes of wear debris in the as-deposited H13 steel (w/%)

Spots	Fe	O	Si	Cr	V
I	67.5	23.6	4.9	3.3	0.7
II	68.5	21.8	5.2	3.5	1.0

2.4 拉伸性能

图12为增材制造H13钢在不同处理状态下的抗拉强度和延伸率变化曲线。从图12可以看出随着回火温度升高, 增材制造H13钢的抗拉强度呈现先降低随后升高到极大值(1 928.2 MPa)最后降低的趋势, 而锻造H13钢抗拉强度仅为1 725 MPa^[20]。

造成这种变化趋势的原因是: 当回火温度低于450 ℃时, 试样中的位错密度随着温度升高而

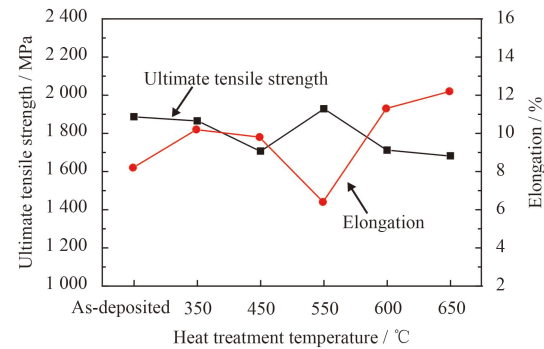


图 12 增材制造H13钢不同温度下的抗拉强度和延伸率

Fig.12 Ultimate tensile strength and elongation rate of H13 steel produced by laser additive manufacturing under different temperature

降低, 导致抗拉强度降低; 当回火温度为450 °C~550 °C时, 回火马氏体中弥散析出大量细小的碳化物, 这些碳化物阻碍位错运动, 从而使抗拉强度提升; 当回火温度继续升高时, 马氏体中位错密度会进一步降低, 同时析出的碳化物长大, 马

氏体基体也产生了软化, 从而导致抗拉强度降低。增材制造H13钢试样的延伸率随回火温度的变化趋势与抗拉强度相反, 通常情况下, 材料的强度越高其韧性就会越小。550 °C处理状态下, 试样的延伸率仅为6.4%。当回火温度继续升高时延伸率增大。

图13为不同处理状态下试样拉伸断口形貌SEM照片。在图13(a)~(c)中, 对于沉积态、350 °C和450 °C热处理时, 断口形貌照片中均可观察到解理和准解理失效特征, 断口中有撕裂棱存在, 由此表明在试样失效前产生了一定的塑性变形。当550 °C热处理时, 断口形貌主要为河流花样, 呈现典型的解理断裂特征, 如图13(d)所示, 一般来讲试样的强度升高, 其韧性会有所降低。图13(e)~(f)分别为600 °C、650 °C热处理时断口表面形貌, 由图可以看到两种热处理状态下断口表面都分布着细小均匀的韧窝, 呈现典型的韧性断裂特征,

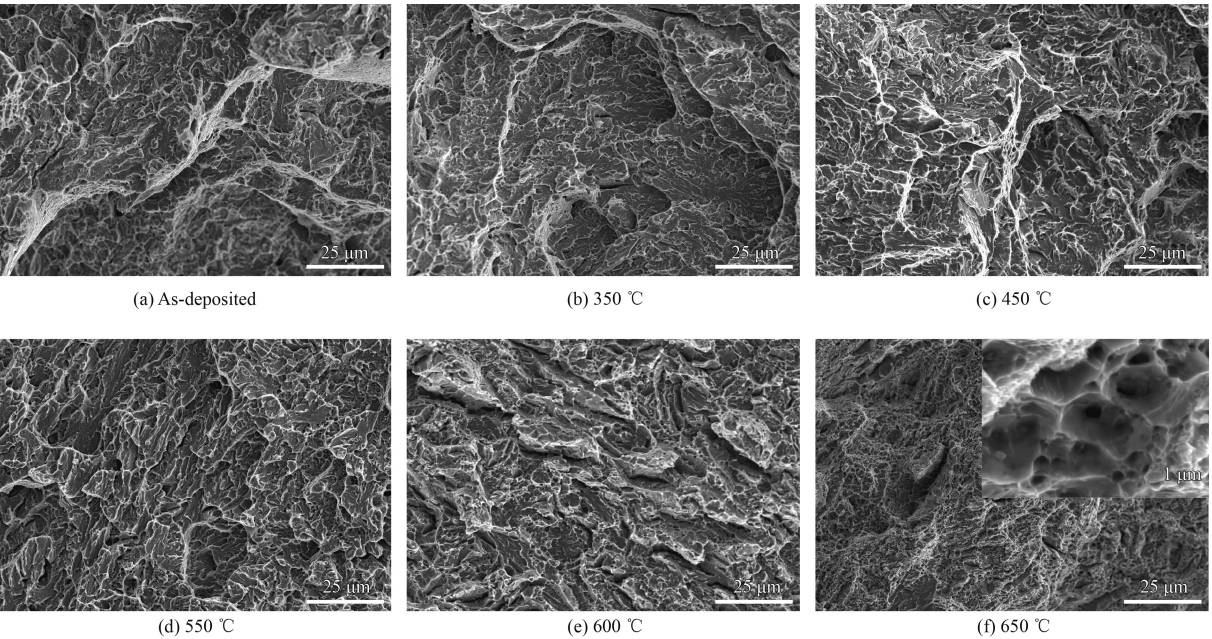


图 13 不同温度下增材制造H13钢拉伸断口形貌

Fig.13 Tensile fractographs of H13 steel produced by laser additive manufacturing under different temperature

为了对韧窝特征进行进一步的研究, 对图13(f)中的韧窝进行放大如图13(g), 可以观察到韧窝中存在一些细小的碳化物颗粒。这些韧窝特征表明在析出物周围产生了细小孔洞, 这些细小孔洞的长大和合并导致材料失效 [21]。

3 结 论

(1) 激光增材制造H13钢显微组织为马氏体、

残余奥氏体以及细小的碳化物。试样顶部形成网状枝晶, 中部和下部为柱状树枝晶。由于熔池内部复杂的受热和传导过程, 导致局部区域形成不同饱和程度的马氏体, 硬度分布存在一定的波动性。

(2) 激光增材制造H13钢的显微硬度随回火温度升高, 呈先升后降的趋势, 550 °C回火2 h后基体析出大量的细小碳化物, 硬度峰值为600 HV_{0.3},

比沉积态试样的硬度($540\text{ HV}_{0.3}$)提高了12%; $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火2 h后由于基体回复和碳化物聚集长大呈不连续的链状结构使硬度大幅下降。

(3) 不同处理状态下的磨损机制主要以粘着磨损为主同时含有轻微的氧化磨损, 与沉积态的试样相比, $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火2 h后试样耐磨性能提高了2倍, $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火2 h后试样耐磨性能最差。随着回火温度升高, 试样的抗拉强度先降低后升高随后又降低, 最大抗拉强度为 $1\ 928.2\text{ MPa}$ 。

参考文献

- [1] MCHUGH K M, LIN Y, ZHOU Y, et al. Influence of cooling rate on phase formation in spray-formed H13 tool steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 477(1/2): 50-57.
- [2] CHEN C R, WANG Y, OU H G, et al. A review on remanufacture of dies and moulds[J]. *Journal of Cleaner Production*, 2014, 64(1): 13-23.
- [3] CHEN C J, ZHANG M, LIU X, et al. Microstructure characteristics of NiCrBSi/WC coatings on medium-Ni-Cr infinite chilled cast iron by laser cladding [J]. *International Journal of Surface Science and Engineering*, 2016, 10(2): 162-178.
- [4] JHAVAR S, PAUL C P, JAIN N K. Causes of failure and repairing options for dies and molds: a review[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2013, 34: 519-535.
- [5] LEUNDA J, SORIANO C, SANZ C, et al. Laser cladding of vanadium-carbide tool steel for die repair[J]. *Physics Procedia*, 2011, 12: 345-52.
- [6] CHEN C J, XU X, CAO Q, et al. Microstructure and wear resistance enhancement of H13 hot work tool steel by laser cladding NiCrBSi+WC powder[J]. *Lasers in Engineering*, 2012(23): 341-354.
- [7] WEI M X, WANG S Q, WANG L, et al. Effect of tempering conditions on wear resistance in various wear mechanisms of H13 steel[J]. *Tribology International*, 2011, 44(7/8): 898-905.
- [8] TELASANG G, DUTTA M J, PADMANABHAM G, et al. Effect of laser parameters on microstructure and hardness of laser clad and tempered AISI H13 tool steel[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2014, 258(15): 1108-1118.
- [9] WANG L, FELICELLI S D, CRAIG J E. Experimental and numerical study of the LENS rapid fabrication process[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2009, 134(4): 1-8.
- [10] JIA Z X, LIU Y W, LI J Q, et al. Crack growth behavior at thermal fatigue of H13 tool steel processed by laser surface melting[J]. *International Journal of Fatigue*, 2015, 78: 61-71.
- [11] MENG C, ZHOU H, ZHOU Y, et al. Influence of different temperatures on the thermal fatigue behavior and thermal stability of hot-work tool steel processed by a biomimetic couple laser technique[J]. *Optics and Laser Technology*, 2014, 57: 57-65.
- [12] ZHANG J X, HUANG J F, WANG H, et al. Microstructure and mechanical properties of spray formed H13 tool steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 50 (7): 787-794.
- [13] TELASNG G, MAJUMDAR J D, WASEKAR N, et al. Microstructure and mechanical properties of laser clad and post-cladding tempered AISI H13 tool steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(5): 2309-2321.
- [14] HU X, LI L, WU X, et al. Coarsening behavior of M23C6 carbides after ageing or thermal fatigue in AISI H13 steel with niobium[J]. *International Journal of Fatigue*, 2006, 28(3): 175-182.
- [15] BERGANT Z, GRUM J. The influence of chemical composition on residual stresses in NiCoMo alloy deposits on 12Ni maraging steel[J]. *International Conference on Residual Stresses*, 2014, 768-769: 449-455.
- [16] RAY A K, MISHRA K K, DAS G, et al. Life of rolls in a cold rolling mill in a steel plant-operation versus manufacture[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2000, 7(1): 55-67.
- [17] ZHANG D K, GE S R, QING Y H. Research on the fatigue and fracture behavior due to the fretting wear of steel wire in hoisting rope[J]. *Wear*, 2002, 255(7-12): 1233-1237.
- [18] BOSE K, WOOD R J K. Optimum tests conditions for attaining uniform rolling abrasion in ball cratering tests on hard coatings[J]. *Wear*, 2005, 258 (1-4): 322-332.
- [19] WANG S H, CHEN J K, XUE L J. A study of the abrasive wear behavior of laser-clad tool steel coatings[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2006, 200 (11): 3446-3458.
- [20] SELUCK C. Laser deposition for powder metallurgy parts [J]. *Powder Metallurgy*, 2013, 54(2): 94-99.
- [21] SUN S, KOIZUMI Y, KUROSU S, et al. Build direction dependence of microstructure and high-temperature tensile property of Co-Cr-Mo alloy fabricated by electron beam melting[J]. *Acta Material*, 2014, 64(2): 154-168.

(责任编辑: 陈茜)