

等温淬火对激光增材制造 12CrNi2 合金钢组织和拉伸性能的影响

亢红伟^{1*}, 董志宏², 张炜¹, 谢玉江², 迟长泰², 彭晓³

¹中国科学技术大学材料科学与工程学院, 安徽 合肥 230026;

²中国科学院金属研究所金属腐蚀与防护实验室, 辽宁 沈阳 110016;

³南昌航空大学材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063

摘要 采用激光增材制造技术制备了 12CrNi2 合金钢, 其主要由铁素体基体和少量残余奥氏体组成, 沉积层间热影响区边界明显, 与沉积层内部组织相比, 其内铁素体粗化而奥氏体减少。经过等温淬火热处理后, 沉积态合金钢组织不均匀性消除, 同时, 强度亦得到明显提高。还报道了贝氏体组织形貌特征随等温淬火温度与时间变化的演化规律及其对成形合金钢屈服/抗拉强度与延伸率的影响机制, 提出了获得综合力学性能最优的热处理条件。

关键词 激光光学; 激光增材制造; 合金钢; 等温淬火; 显微组织; 力学性能

中图分类号 TG146.2+3

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP57.091403

Effect of Isothermal Quenching on Microstructure and Tensile Properties of 12CrNi2 Alloy Steel Prepared by Laser Additive Manufacturing

Kang Hongwei^{1*}, Dong Zhihong², Zhang Wei¹, Xie Yujiang², Chi Changtai², Peng Xiao³

¹College of Material Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Hefei, Anhui 230026, China;

²Laboratory for Corrosion and Protection, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, Liaoning 110016, China;

³School of Material Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang, Jiangxi 330063, China

Abstract A 12CrNi2 alloy steel, which was composed of a major ferrite and minor austenite, has been fabricated by means of the laser additive manufacturing technology. The microstructure of distinct interlayer heat-affected zone consists of coarse ferrite and a small amount of austenite comparing to the microstructure of inner deposited layer. The microstructure of as-deposited steel was homogenized after isothermal quenching treatment, and meanwhile the strength was improved significantly. The evolution process of the microstructure and morphology of the bainite with the isothermal quenching temperature and time and its effect on the yield strength and tensile strength as well as the elongation of the alloy steel are reported. And the optimized heat treatment process with good comprehensive mechanical properties is proposed.

Key words laser optics; laser additive manufacturing; alloy steel; isothermal quenching; microstructure; mechanical property

OCIS codes 140.3390; 350.3850; 160.3900

1 引言

激光增材制造(LAM)是以激光为热源,逐层熔

化材料粉末或丝材直接制备出复杂形状零件的快速成形技术^[1-6]。目前,Ti 合金^[7-8]、Al 合金^[9-10]、Ni 基合金^[11-12]、不锈钢^[13-14]等材料的 LAM 成形已广泛

收稿日期: 2019-08-23; 修回日期: 2019-09-09; 录用日期: 2019-09-10

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1100203)

* E-mail: hwkang15s@imr.ac.cn

报道,其成形构件在航空航天、医疗器械等领域具有巨大的应用潜力。

由于 LAM 成形为快速加热和冷却的非平衡冶金过程,伴随复杂的对流、传热和热辐射现象,易使成形合金出现组织不均匀特征,对其力学性能产生不利影响。因此,很多研究者开展了 LAM 成形合金显微组织的后处理调控研究。例如,Liu 等^[15]对 LAM 成形 AISI431 钢进行固溶处理,消除了熔覆层间不均匀组织,明显改善了成形钢件的抗拉强度。Wang 等^[16]通过对 LAM 成形 1Cr12Ni2WMoVNb 合金进行固溶处理,消除了熔覆层间热影响区组织和枝晶间碳化物,使得成形合金的强度和延伸率进一步提高。Vrancken 等^[17]通过对 LAM 成形 Ti6Al4V 进行均匀化退火使其延伸率提高 74%。可见,通过合理的、有针对性的后处理可有效改善 LAM 成形构件的力学性能。

本文主要针对 LAM 成形 12CrNi2 合金钢进行热处理研究。12CrNi2 合金钢锻件常用于制造发动机凸轮轴。该轴心部主要由贝氏体组织组成,具有理想的综合力学性能。但由于结构较复杂,凸轮轴的制造周期长,良品率较低。众所周知,LAM 技术在成形复杂零件方面拥有传统制造技术不具备的优势,用此技术制备复杂合金钢构件具有巨大潜力。我们前期研究工作采用同步送粉式 LAM 技术成形了 12CrNi2 合金钢^[18-19],但成形组织主要为铁素体和少量奥氏体,虽然塑性较好,但强度较低。为了改善其力学性能,需进行适当热处理。作为锻件凸轮轴的服役组织,贝氏体的良好综合力学性能与其具有的片状贝氏体铁素体和薄膜状奥氏体构成的多界面结构有关,使其在低、中碳合金钢中较为常见^[20-23]。同时,这种片层状组织对处理温度和时间极为敏感。为此,本文对 LAM 成形 12CrNi2 合金钢进行不同工艺等温淬火处理,获得不同形态贝氏体组织,通过研究贝氏体组织形貌特征随等温淬火工艺的演化规律及其对 LAM 成形合金钢力学性能的影响,以期高性能 LAM 合金钢材料的制备提供实验和理论依据。

2 实验方法

采用气体雾化法制备 12CrNi2 合金钢粉末,其化学成分(质量分数,%)为 C 0.12, Cr 0.85, Ni 1.83, O 0.035, Mn 0.46, Si 0.24, 其余为 Fe。粉末表面形貌见图 1。大多数颗粒呈球形,平均颗粒尺寸为 96 μm 。采用 Laserline LDF 3000-60 型 LAM 系

统(包括半导体激光器、数控工作台、送粉系统等)在 304 不锈钢基板上进行 12CrNi2 合金钢的增材制造成形,相关激光成形参数如下:功率为 900 W,扫描速度为 600 mm/min,同步送粉速率为 6.7 g/min,光斑直径为 2 mm,搭接率为 50%,沉积层厚度为 0.5 mm,保护气体流量为 12 L/min,采用延长边 S 型往复式扫描路径。合金钢最终成形是长 \times 宽 \times 高为 100 mm \times 30 mm \times 20 mm 的长方体。利用线切割方式将成形 12CrNi2 合金钢件切割成尺寸为 5 mm \times 5 mm \times 8 mm 的试验试样,用于后续组织表征和后处理。

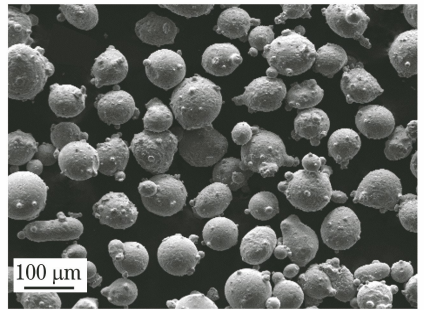


图 1 12CrNi2 合金钢粉末颗粒的表面形貌
Fig. 1 Surface morphology of 12CrNi2 alloy steel powder

根据铁-碳相图,等温淬火前,需将合金钢先加热至奥氏体单相区。利用 STA 449C 型差示扫描量热仪测试成形件差示扫描量热法(DSC)曲线,测试温度范围为室温 $-1000\text{ }^{\circ}\text{C}$,升温速率为 $15\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。通过分析相变潜热变化确定 LAM 成形 12CrNi2 合金钢的 A_{c3} 温度在 $826\text{ }^{\circ}\text{C}$ 附近。为确保成形合金钢完全奥氏体化,等温淬火选择 $860\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温,具体工艺如图 2 所示。合金钢先以 $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的速率升温至 $860\text{ }^{\circ}\text{C}$,保温 0.5 h 后,取出空冷 5 s 以降低到中温转变区,再分别淬入 $200\sim 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的熔盐中保温 5 \sim 20 s,而后取出空冷至室温。

从切取的试样中选择垂直于激光扫描方向的截面进行研磨、抛光,然后先用 4% 的硝酸乙醇溶液预腐蚀 10 s,再用 Lepera 试剂(10 g/L 偏重亚硫酸钠水溶液与 40 g/L 苦味酸乙醇溶液按 1:1 比例混合)室温腐蚀显示沉积态组织。等温淬火后的合金钢组织用 4% 硝酸乙醇室温刻蚀。用光学显微镜(OM)、Philips XL-30FEG 型扫描电子显微镜(SEM)对刻蚀的显微组织和形貌特征进行观测。采用电火花线切割技术将热处理后试样切成 0.5 mm 厚的薄片,再机械磨至 50 μm 以下,用装有 10% 高氯酸乙醇溶液的 Tenupol-5 双喷电解装置制备 TEM 样品,温

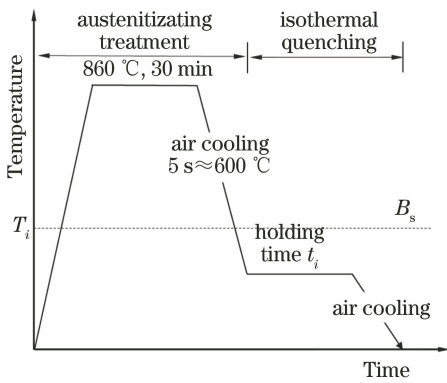


图2 LAM 12CrNi2 合金钢热处理工艺示意图
Fig. 2 Heat treatment procedure for the LAM 12CrNi2 alloy steel

度为 $-25\text{ }^{\circ}\text{C}$,电压设为 20 V 。最后用JEOL 2100F型透射电子显微镜(TEM)对其进行微观分析。

沿激光扫描方向从成形合金钢件切取拉伸试样,形状与尺寸如图3所示,沉积态及热处理后合金钢的拉伸实验在INSTRON 5982型电子万能试验机上进行,应变速率设定为 10^{-3} s^{-1} ,所有测试试样取自沉积试样块材中心部,每种热处理方法下选取3个平行试样进行测试,断口形貌经SEM分析。

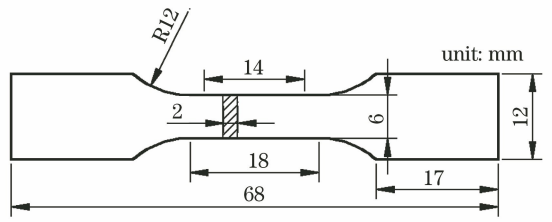


图3 拉伸试样示意图

Fig. 3 Schematic of tensile sample

3 实验结果与讨论

3.1 LAM 12CrNi2 合金钢显微组织

激光增材制造12CrNi2合金钢显微组织不均匀,沉积层边界清晰可见,如图4(a)所示。图4(b)为沉积层边界及附近组织的高倍像,可以发现,沉积层内组织较细小,且白亮组织生长方向趋向于垂直于熔池边界[图4(b)中白色箭头],而边界区域的组织相对较粗大,这主要与后续沉积的热影响^[24]导致组织进一步长大有关。根据先前的工作^[18],LAM 12CrNi2合金钢经Lepera刻蚀获得的彩色金相照片中,铁素体呈淡黄色,呈一定方向排列的奥氏体呈白亮块状[图4(b)],后者在SEM放大图[图4(b)插图]中以白色块状呈现。

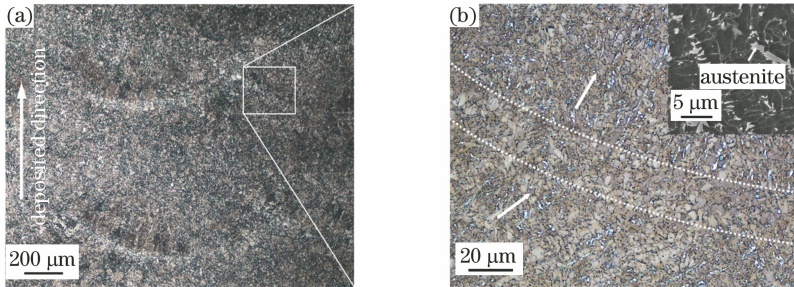


图4 LAM 12CrNi2 合金钢件沉积层显微组织。(a)低倍显微组织OM照片;(b)插有高倍SEM像的显微组织放大OM照片
Fig. 4 Microstructure of the as-deposited LAM 12CrNi2 alloy steel. (a) Low magnification of OM image; (b) magnified OM image inserted with high-magnification SEM image

3.2 等温淬火对LAM 12CrNi2合金钢显微组织的影响

对LAM 12CrNi2合金钢进行不同工艺等温淬火处理,发现沉积态合金钢组织不均匀性得到消除,同时组织由沉积态的铁素体和奥氏体转变为不同形态的贝氏体组织。图5给出了LAM 12CrNi2合金钢的等温淬火组织随等温温度与时间的演化。其演化规律可描述如下。

沉积态合金钢在 $860\text{ }^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化后的空冷过程中,在奥氏体晶界处首先生成先共析铁素体(PF)。在随后的等温淬火及其空冷过程中,贝氏体铁素体

(BF)呈板条状垂直于原奥氏体晶界或PF/奥氏体界面处析出,析出的BF板条与其间的残余奥氏体(RA)构成板条贝氏体(LB)组织,之后空冷,铁素体在未完全转变的原奥氏体晶粒内不规则析出,它进而包裹未转化为铁素体的RA,形成粒状贝氏体(GB)。图5中 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 等温淬火5 s后OM相中分别标注了PF、LB与GB所在区域,可见此条件下合金钢的金相组织由白色区域的PF和GB占主导。从放大的SEM像[图6(a)]可清楚看到,LB区域由BF板条与其间的RA组成,而GB由包裹粒状RA的铁素体组成。随着等温淬火时间的延长,GB体

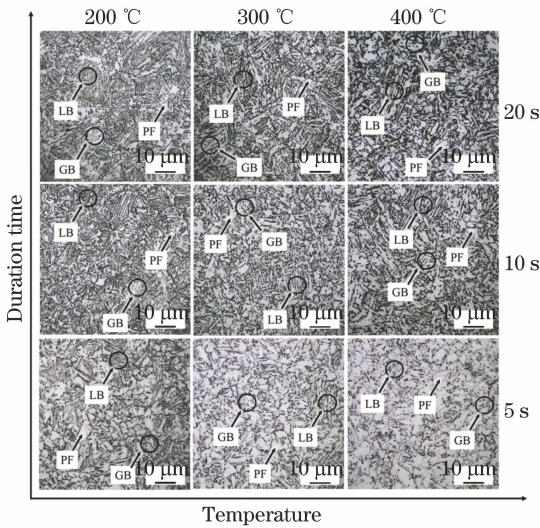


图 5 200~400 °C 等温淬火保温不同时间后 LAM 12CrNi2 合金钢显微组织

Fig. 5 Microstructure of LAM 12CrNi2 alloy steel after isothermal quenching at 200-400 °C for different time

积分分数降低而 LB 体积分数明显增加。从 200 °C 等温淬火 20 s 后的合金钢放大 SEM 像[图 6(b)]可以发现,与等温淬火 5 s 相比, LB 组织中 BF 因转变时间增加而纵向长度增加, RA 却因 BF 板条宽化而变薄。后者进一步被 TEM 观测所验证,如图 7 所示。图 7(a)为等温淬火 20 s 后 LB 组织的 TEM 明场像,其由浅色的宽板条(区域 1,平均宽度为 534 nm)与深色薄板条(区域 2,平均宽度 69 nm)组成,图 7(b)、(c)的选区电子衍射图表明它们分别为体心立方结构(bcc)的 BF 与面心立方结构(fcc)的 RA。

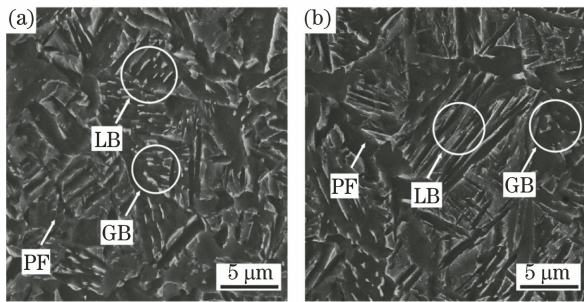


图 6 LAM 12CrNi2 合金钢经 200 °C 等温淬火的 SEM 图像。(a) 5 s;(b) 20 s

Fig. 6 SEM images of LAM 12CrNi2 alloy steel after isothermal quenching at 200 °C. (a) 5 s; (b) 20 s

与 200 °C 等温淬火 5 s 相比,300 °C 等温淬火 5 s 合金钢组织也由 PF、GB 与 LB 组成,相应组织体积分数发生变化如下:PF 几乎不变、GB 有所增加但 LB 有所降低。这是因为合金钢由 860 °C 奥氏体化温度降至 300 °C 等温淬火,导致奥氏体过

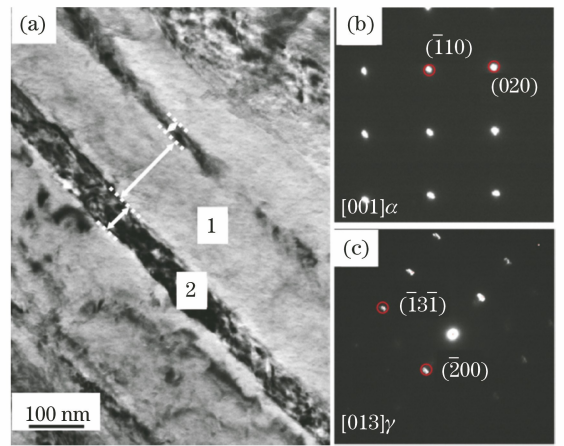


图 7 LAM 合金钢经 200 °C 等温淬火 20 s 后的 TEM 照片。(a) 明场像;(b) 区域 1 处选区电子衍射斑;(c) 区域 2 处选区电子衍射斑

Fig. 7 TEM images of LAM alloy steel isothermal quenching at temperature 200 °C for 20 s. (a) Bright-field image; (b) selected-area electron diffraction patterns of area 1; (c) selected-area electron diffraction patterns of area 2

冷度相对较低,这使得 BF 宽度因形核几率降低而较宽,而已经析出的 BF 板条在较高温度下发生较明显宽化,故产生的 LB 组织分数减少,相应 GB 组织产生较多。随着等温淬火时间延长,同样,BF 板条显著宽化、LB 分数明显增加,同时 GB 分数逐渐降低。

400 °C 等温淬火 5 s 后,奥氏体过冷度进一步降低,使得较少析出的 BF 发生快速宽化,这导致难以形成 LB 组织,因此,此条件下合金钢几乎只由 PF 和 GB 组成。随着等温淬火时间延长,虽然 BF 形核几率增加,但其宽化程度高,使得 LB 分数增加较少,当淬火时间增至 20 s 时,因 BF 显著宽化, LB 分数又开始降低。

由此可见,在 200 °C 等温淬火 20 s 条件下,等温淬火可获得主要由板条贝氏体组织组成的合金钢。等温时间短,BF 不能充分生长,使得板条贝氏体组织分数不够高。而温度过高,BF 板条因宽化加剧而合并,RA 薄板消失,从而导致板条贝氏体分数降低。

3.3 等温淬火对 LAM 成形 12CrNi2 合金钢力学性能的影响

图 8 和表 1 分别给出了沉积态及不同条件下等温淬火后成形 12CrNi2 合金钢的拉伸应力-应变曲线变化和相应的拉伸力学性能。沉积态合金钢的抗拉强度和屈服强度分别为 683.6 MPa 和

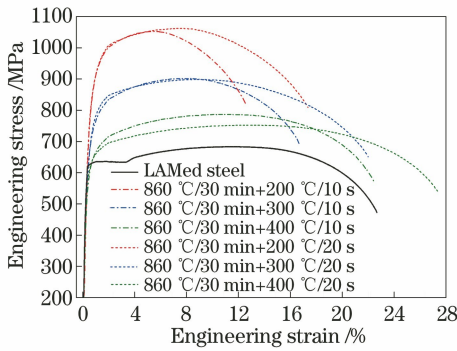


图8 等温淬火处理后前后试样的工程应力-应变曲线

Fig. 8 Stress-strain curves of samples before and after isothermal quenching

表1 热处理前后 LAM 试样的拉伸实验结果

Table 1 Results of tensile test of before and after heat treatment of LAM samples

Heat treatment	Yield strength /MPa	Ultimate tensile strength /MPa	Elongation /%
LAMed steel	631.4	683.6	22.7
860 °C/30 min+200 °C/10 s	815.2	1052.9	12.2
860 °C/30 min+300 °C/10 s	625.0	902.1	16.4
860 °C/30 min+400 °C/10 s	579.4	787.0	22.2
860 °C/30 min+200 °C/20 s	762.2	1067.2	17.3
860 °C/30 min+300 °C/20 s	610.7	898.9	21.3
860 °C/30 min+400 °C/20 s	570.6	752.4	27.2

200 °C 等温淬火 20 s 后的成形合金钢显示理想的综合力学性能,根本原因在于此条件下得到的板条贝氏体组织体积分数最高,而贝氏体组织中 BF 板条/RA/BF 板条的多层结构可有效阻碍拉伸过程中位错的移动,促使合金钢具有较高强度。同时,由于此条件下的 BF 板条宽化引起 LB 强度降低,使其与软相 PF 的强度差降低,提高了 LB 组织与 PF 组织之间塑性变形协调性^[27],合金钢内部不易产生应力集中,推迟裂纹的萌生与扩展,从而具有较高延伸率。200 °C 淬火时间较短时,虽然产生较低的 LB 组织体积分数有降低合金钢强度的趋势,但较窄的 BF 板条又使合金钢强度有增加的趋势,两者综合作用导致合金钢强度变化不大,但是 BF 板条窄化以及 LB 体积分数降低,导致 LB 组织与 PF 组织的强度差增加,使得它们之间的变形协调性降低,同时位错运动受到较窄的贝氏体多层结构的强烈阻碍,以上共同作用导致合金钢延伸率较低。在较高温度下淬火,BF 板条明显宽化,LB 组织体积分数降低,这虽然使合金钢具有较好的延伸率,但其抗拉强度和屈服强度均不理想。

图 9 为沉积态 12CrNi2 及其等温淬火后的拉伸断口的典型宏观和微观形貌。所有拉伸试样均出现明显颈缩,且断口均由纤维区、放射区和剪切唇区组

成。图 9(a) 显示了沉积态合金钢三个区域的相应位置。从图 9(b) 的纤维区高倍像可以看到,断口形成大量等轴韧窝和少量的撕裂韧窝,即合金钢为典型的韧性断裂。图 9(c) 为断口附近的侧面形貌,发现微裂纹大多在铁素体/奥氏体小岛界面处萌生,随着拉伸进行,断口部位的微裂纹会首先发展成微孔,微孔进而不断聚集长大并相互连接形成韧窝。韧窝大小不一,既与沿一定方向排布的奥氏体岛的不均匀分布有关,也与熔覆层内及层间铁素体晶粒大小不同[图 4(b)]有关。等温淬火消除了合金钢沉积层间出现的组织不均性,因而断口韧窝尺寸差异不大;同时,因 LB 组织出现,淬火合金钢塑性降低,颈缩程度降低。图 9(d) 为 200 °C 等温淬火 10 s 后的宏观断口形貌,与沉积态合金钢相比,纤维区、剪切唇区所占比例减少,放射区所占比例增加。从图 9(e) 的纤维区高倍像可见,断口韧窝尺寸与深度均减少。相比之下,200 °C 等温淬火 20 s 后,合金钢宏观断口的剪切唇区所占比例明显增加而放射区明显减小[图 9(f)]。由图 9(g) 给出的纤维区的高倍像可发现,韧窝数量和深度明显增加,但尺寸变化不明显,说明此合金钢不仅具有高强度还具有较高塑性,一是与合金钢中贝氏体多层结构分数增加有关,二是与 LB 和 PF 变形协调性因 LB 分数增加而提高

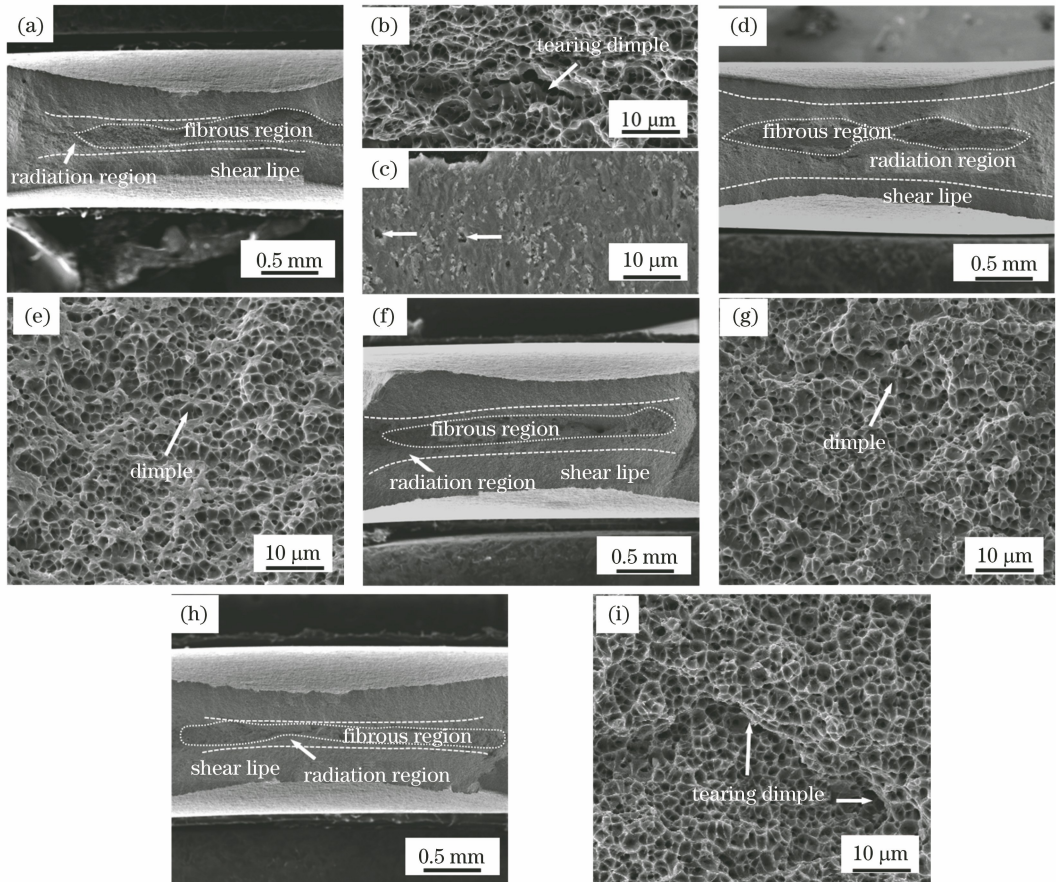


图9 等温淬火前后 LAM 试样的室温拉伸断口。(a)~(c)沉积态;(d)(e) 860 °C/30 min+200 °C/10 s;
(f)(g) 860 °C/30 min+200 °C/20 s;(h)(i) 860 °C/30 min+400 °C/20 s

Fig. 9 Tensile fracture morphologies of LAM steel before and after heat treatment. (a)-(c) As-deposited state;
(d)(e) 860 °C/30 min+200 °C/10 s; (f)(g) 860 °C/30 min+200 °C/20 s; (h)(i) 860 °C/30 min+400 °C/20 s

有关。在等温淬火 20 s 条件下增加淬火温度,合金钢因 LB 组织体积分数降低而强度降低,因此宏观断口中纤维区、剪切唇区所占比例明显增加,放射区占比逐渐减少。图 9(h)为 400 °C 等温淬火 20 s 后的宏观断口形貌,可见剪切唇区显著扩大,纤维区明显延长。从图 9(i)的微观形貌看,纤维区韧窝深度和尺寸明显增加,且部分韧窝被撕裂,此结果与 LB 体积分数及其多层结构特征随温度升高的变化对合金钢力学性能的影响规律一致。

4 结 论

激光增材制造技术结合适当热处理在制备高性能、复杂合金钢构件方面具有巨大的优势和潜力。本文采用激光增材制造技术成形 12CrNi2 合金钢,并通过不同等温淬火制度调控其显微组织和性能。等温淬火后,合金钢组织演化为由板条状贝氏体铁素体和板条间富碳奥氏体组成的板条状贝氏体。通过调控等温淬火温度和等温淬火时间可有效调控板

条贝氏体的形态进而获得不同性能。200 °C 等温淬火 20 s 条件下,合金钢具有最优综合力学性能,与沉积态合金钢相比,抗拉强度提高 56%,屈服强度提高 21%,并且延伸率降幅不大(达到原来的 76%)。其中的高体积分数的板条状贝氏体铁素体/残余奥氏体/板条状贝氏体铁素体多层结构是其具有高强度的主要原因;稍微宽化的贝氏体板条具有与先共析铁素体更高的变形协调性而利于延伸率提高。

参 考 文 献

- [1] Huang W D, Lin X. Research progress in laser solid forming of high performance metallic component[J]. Materials China, 2010, 29(6): 12-27.
黄卫东, 林鑫. 激光立体成形高性能金属零件研究进展[J]. 中国材料进展, 2010, 29(6): 12-27.
- [2] Ye J G. The application of the laser rapid prototyping technology in the mould design[J]. Metal Materials

- and Metallurgy Engineering, 2010, 38(6): 43-45, 49.
- 叶建刚. 激光快速成型技术在模具设计中的应用[J]. 金属材料与冶金工程, 2010, 38(6): 43-45, 49.
- [3] Kruth J P, Leu M C, Nakagawa T. Progress in additive manufacturing and rapid prototyping [J]. CIRP Annals, 1998, 47(2): 525-540.
- [4] Liu X X, Cheng X, Wang H M, et al. Influence of processing conditions on formation of stray grains in DD5 single-crystal superalloys by laser melting multi-traced deposition [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(6): 0602009.
- 刘小欣, 程序, 王华明, 等. 不同工艺条件对激光熔化多道沉积 DD5 单晶高温合金杂晶的影响[J]. 中国激光, 2017, 44(6): 0602009.
- [5] Mazumder J, Choi J, Nagarathnam K, et al. The direct metal deposition of H13 tool steel for 3-D components[J]. JOM, 1997, 49(5): 55-60.
- [6] Sachs E, Cima M, Williams P, et al. Three dimensional printing: rapid tooling and prototypes directly from a CAD model [J]. Journal of Engineering for Industry, 1992, 114(4): 481-488.
- [7] Wu X H, Liang J, Mei J F, et al. Microstructures of laser-deposited Ti-6Al-4V[J]. Materials & Design, 2004, 25(2): 137-144.
- [8] Wang J W, Chen J, Liu Y H, et al. Research on microstructure of TC17 titanium alloy fabricated by laser solid forming[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(3): 847-851.
- 王俊伟, 陈静, 刘彦红, 等. 激光立体成形 TC17 钛合金组织研究[J]. 中国激光, 2010, 37(3): 847-851.
- [9] Buchbinder D, Schleifenbaum H, Heidrich S, et al. High power selective laser melting (HP SLM) of aluminum parts[J]. Physics Procedia, 2011, 12: 271-278.
- [10] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M, et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys [J]. Nature, 2017, 549(7672): 365-369.
- [11] Dinda G P, Dasgupta A K, Mazumder J. Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: microstructural evolution and thermal stability [J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 509(1/2): 98-104.
- [12] Wang S, Cheng X, Tian X J, et al. Effect of TiC addition on microstructures and properties of MC carbide reinforced Inconel625 composites by laser additive manufacturing [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(6): 0602002.
- 王舒, 程序, 田象军, 等. TiC 添加量对激光增材制造 MC 碳化物增强 Inconel625 复合材料组织及性能的影响[J]. 中国激光, 2018, 45(6): 0602002.
- [13] Järvinen J P, Matilainen V, Li X Y, et al. Characterization of effect of support structures in laser additive manufacturing of stainless steel [J]. Physics Procedia, 2014, 56: 72-81.
- [14] Ziętała M, Durejko T, Polański M, et al. The microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 316L stainless steel fabricated using laser engineered net shaping [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 677: 1-10.
- [15] Liu Y, Li a., Cheng X, et al. Effects of heat treatment on microstructure and tensile properties of laser melting deposited AISI 431 martensitic stainless steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 666: 27-33.
- [16] Wang Y D, Tang H B, Fang Y L, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser melting deposited 1Cr12Ni2WMoV Nb steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 528(1): 474-479.
- [17] Wauthle R, Vrancken B, Beynaerts B, et al. Effects of build orientation and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melted Ti6Al4V lattice structures [J]. Additive Manufacturing, 2015, 5: 77-84.
- [18] Dong Z, Kang H, Xie Y, et al. Effect of powder oxygen content on microstructure and mechanical properties of a laser additively-manufactured 12CrNi2 alloy steel [J]. Materials Letters, 2019, 236: 214-217.
- [19] Kang H W, Dong Z H, Zhang W, et al. Laser melting deposition of a porosity-free alloy steel by application of high oxygen-containing powders mixed with Cr particles [J]. Vacuum, 2019, 159: 319-323.
- [20] Bhadeshia H K D H, Edmonds D V. Bainite in silicon steels: new composition - property approach part 1 [J]. Metal Science, 1983, 17(9): 411-419.
- [21] Zhou K C, Zhao A M, Yin H X, et al. Effect of bainite isothermal temperature on microstructure and properties of 0.2C-1.5Si-2Mn-0.43Cu-0.26Ni TRIP steel [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(10): 128-133.
- 周开春, 赵爱民, 尹鸿祥, 等. 贝氏体等温温度对 0.2C-1.5Si-2Mn-0.43Cu-0.26NiTRIP 钢组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(10): 128-

- 133.
- [22] Mandal D, Ghosh M, Pal J, et al. Effect of austempering treatment on microstructure and mechanical properties of high-Si steel [J]. *Journal of Materials Science*, 2009, 44(4): 1069-1075.
- [23] Hofer C, Winkelhofer F, Clemens H, et al. Morphology change of retained austenite during austempering of carbide-free bainitic steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 664: 236-246.
- [24] Wang Y D, Tang H B, Fang Y L, et al. Microstructure and mechanical properties of hybrid fabricated 1Cr12Ni2WMoVNb steel by laser melting deposition [J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2013, 26(2): 481-486.
- [25] Garcia-Mateo C, Caballero F G, Bhadeshia, H K. Mechanical properties of low-temperature bainite [J]. *Materials Science Forum*, 2005, 500: 495-502.
- [26] Calcagnotto M, Adachi Y, Ponge D, et al. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(2): 658-670.
- [27] Nie W J, Wang X M, Wu S J, et al. Stress-strain behavior of multi-phase high performance structural steel [J]. *Science China Technological Sciences*, 2012, 55(7): 1791-1796.