

基于高碳奥氏体稳定化的激光定向能量沉积 H13 钢力学性能优化

侯英培¹, 万杰^{1,2*}, 杨海欧¹, 林鑫¹, 陈豫增^{1,3,4,*}

(1 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西西安, 710072; 2 西北工业大学重庆科创中心, 中国重庆, 401120;
3 西北工业大学宁波研究院, 陕西西安, 315103; 4 苏州匀晶金属科技有限公司, 江苏苏州, 215024)

*通讯作者: 万杰, 男, 副教授, 博士。E-mail: wan@nwpu.edu.cn

*通讯作者: 陈豫增, 男, 教授, 博士。E-mail: yzchen@nwpu.edu.cn

摘 要: 利用激光定向能量沉积技术可以实现压铸模具的定点修复和再制造, 然而以 H13 钢为代表的中碳热作模具钢在激光成形过程中会生成具有本征脆性的高碳马氏体, 导致成形开裂、塑性不足等问题。对此, 本研究通过成形前预混合在 H13 钢中引入了微量 In718 合金粉末, 从而提高了成形过程中残余奥氏体中的镍元素和铬元素含量, 降低了其马氏体转变温度, 有效抑制了高碳马氏体的形成。拉伸结果显示, 改性后 H13 钢的屈服强度为 1176 MPa, 抗拉强度为 1615 MPa, 断裂延伸率达 10.6%, 综合性能优于现有激光定向能量沉积 H13 钢。微观组织分析表明, 成形样块中奥氏体呈零散分布, 在奥氏体分布的区域有镍和铬元素的富集。零散分布的残余奥氏体可以协调基体变形, 提高材料内部变形的均匀性。同时, 镍元素和铬元素的引入有效提高了残余奥氏体的稳定性, 延缓了高碳马氏体形成。本研究为激光定向能量沉积 H13 粉末在实际生产中的应用提供了理论和实践依据。

关键词: 激光定向能量沉积; 连续激光; H13 粉末; 组织; 力学性能

Optimization of tensile properties of H13 steel deposited by laser directional energy based on high carbon austenite stabilization

HOU Ying-pei¹, * WAN Jie^{1,3}, YANG Hai-ou¹, LIN Xin¹, * CHEN Yu-zeng^{1,2,4}

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an, 710072, China; 2. Chongqing Innovation Center, Northwestern Polytechnical University, Chongqing, 401120, China; 3. Ningbo Institute of Northwestern Polytechnical University, Ningbo, 315103, China; 4. Suzhou Yunjing Metal Tech. Ltd, Suzhou, 215024, China)

Abstract: The laser directed energy deposition technology can be used to achieve the fixed-point repair and remanufacturing of die-casting molds. However, during the laser forming process of medium-carbon hot work die steels represented by H13 steel, high-carbon martensite with intrinsic brittleness will be generated, leading to problems such as forming cracking and insufficient plasticity. In response to this, in this study, a small amount of In718 alloy powder was pre-mixed and introduced into the H13 steel before forming. This increased the contents of nickel and chromium elements in the retained austenite during the forming process, lowered its martensitic transformation temperature, and effectively inhibited the formation of high-carbon martensite. The tensile test results show that the yield strength of the modified H13 steel is 1176 MPa, the tensile strength is 1615 MPa, and the elongation at break reaches 10.6%. The comprehensive performance is superior to that of the existing laser directed energy deposition H13 steel. Microstructural analysis indicates that the austenite in the formed sample blocks is scattered, and there is an enrichment of nickel and

chromium elements in the regions where the austenite is distributed. The scattered retained austenite can coordinate the deformation of the matrix and improve the uniformity of the internal deformation of the material. At the same time, the introduction of nickel and chromium elements effectively improves the stability of the retained austenite and delays the formation of high-carbon martensite. This study provides a theoretical and practical basis for the application of laser directed energy deposition H13 powder in actual production.

Keywords: laser cladding; continuous laser; H13 powder; microstructure; mechanical properties;

文章版权由第 17 届亚洲铸造会议及中国机械工程学会铸造分会所有

1 前言

激光定向能量沉积 (Laser Directed Energy Deposition, LDED) 技术作为一种先进的增材制造技术, 近年来受到了广泛的关注。它利用高能激光束将添加的粉末材料与基体表面快速熔化并凝固, 形成与基体冶金结合的熔覆层^[1, 2]。通过合理选择材料和工艺参数, 可以显著改善材料的性能。同时激光定向能量沉积技术具有热输入小、变形小、熔覆层质量高、可精确控制等优点, 为制备高性能材料提供了一种有效的途径^[3]。

H13 钢作为一种常用的工钢, 具有良好的热疲劳性能和较高的硬度, 在模具制造领域应用广泛^[4, 5]。由于增材制造技术的快速发展, 逐渐渗透到多个领域, H13 钢作为热作模具钢的典型代表, 也逐步被用于增材制造。然而, H13 在增材制造的过程中易出现打印开裂严重、塑性不足等问题^[6, 7]。这些问题主要归结于 H13 热作模具钢在激光成形过程中会生成具有本征脆性的高碳马氏体以及热应力的存在^[8, 9]。Q. Tan 等^[10]研究证明了沉积态 H13 中残余奥氏体的部分有碳的富集, 表现出高碳残余奥氏体。此外还有研究表明, 碳显著超过 0.3 wt.% 的马氏体往往表现出脆断的倾向^[11]。其本质原因在于增材制造过程中, H13 钢粉末经历快速熔化和凝固。在凝固的过程中, 先凝固的部位向后凝固的部位不断排出溶质, 合金元素向固液界面处扩散, 碳元素也随之聚集, 导致这些区域碳含量升高, 形成高碳区域, 从而导致了高碳残余奥氏体的保留或高碳马氏体的形成^[12]。高碳马氏体本身硬度高、脆性大, 在晶界和胞壁处形成的高碳马氏体增加了材料中的脆性相含量, 降低了材料的韧性和抗开裂

能力^[6]。此外, 高碳奥氏体在受到外加应力的情况下易转变为高碳马氏体, 成为裂纹源, 进一步加剧材料的脆性, 从而表现出塑性较低的现象。

目前常用的解决办法是通过预热基板的方法延缓打印开裂。一方面, 预热温度的存在使得粉末颗粒在熔化和凝固过程中能够更充分地填充孔隙, 减少因不完全熔合导致的内部缺陷, 进而提高材料的致密度, 从而减缓应力集中延缓开裂; 另一方面, 较低的温度梯度使得材料的凝固组织更加均匀, 减少了因成分偏析和组织不均匀导致的应力集中现象, 从而有效消除裂纹的形成^[13, 14]。大量研究表明, 预热温度与成型样品的裂纹形成倾向之间存在显著的负相关。随着预热温度的逐步升高, 成型样品的裂纹形成倾向逐渐降低。通常设置 200 °C 的基板预热温度可以有效的提高相对密度并消除裂纹形成^[15-17]。此外, 预热温度能够促进材料内部微观组织的均匀化, 减少因粗大晶粒或不均匀组织导致的塑性降低问题, 从而在一定程度上提高了材料的塑性^[18, 19]。虽然通过预热基板的方法可以有效延缓打印开裂适当的改善材料的塑性, 但对于塑性不足的问题仍未从本质上解决, 仍具有高碳残余奥氏体或高碳马氏体的存在^[20]。因此, 亟需开发新的合金成分来优化 H13 钢的力学性能。

本研究从本征脆性出发, 提出引入调控奥氏体相变行为的元素, 以改善激光定向能量沉积 H13 的塑性较低和开裂问题的新思路。针对激光定向能量沉积 H13 钢因马氏体相变引发的高残余应力与低塑性难题, 本研究利用 In718 镍基合金中额外的镍、铬元素作为调控介质, 将其引入 H13 钢体系, 期望降低 Ms 点。使残余奥氏体处于相对稳定的状态, 进而提升激光定向能量沉积 H13 钢的塑性,

减少打印开裂现象。通过对熔覆层的组织特征和力学性能进行分析,为激光定向能量沉积 H13 钢在实际生产中的应用提供理论依据和技术支持。

2 试验材料与方法

2.1 材料与工艺

本研究中用于激光定向能量沉积的 H13 和 In718 粉末原料通过电感耦合等离子体(Inductively Coupled Plasma, ICP)分别测试化学成分,经确认制造的粉末符合标准化学成分,经 ICP 测得的 H13 和 In718 粉末具体成分详见表 2.1。同时利用滚筒混粉将 H13: In718 按质量分数 12: 1 的比例充分混合,将其中的额外的镍元素与铬元素引入至 H13 粉末中。粉末呈球状粉末粒径均在 150 μm 以下,混合后的粉末形貌及元素分布如图 1 所示。

表 1 H13 与 In718 的化学成分(wt.%)

Tab. 1 Chemical composition of H13 and In718 (wt.%)

Material	C	Cr	Ni	Mo
H13	0.32	4.98	/	1.62
In718	/	19.72	53.27	3.16

续表

Material	Mn	V	Si	Nb	Fe
H13	0.32	1.12	0.95	/	Bal.
In718	0.35	/	/	4.82	Bal.

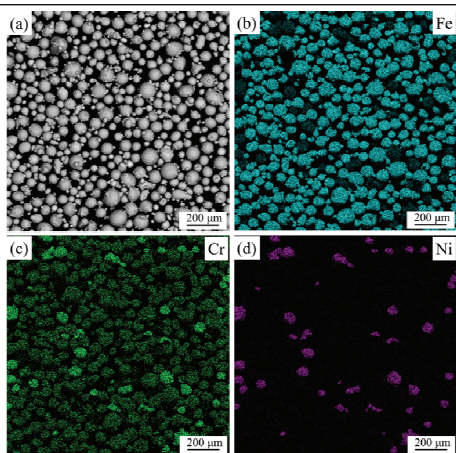


图 1 混合粉末: (a) 粉末形貌; (b)铁元素分布; (c)铬元素分布; (d)镍元素分布

Fig. 1 Gas-atomized powder raw material: (a) powder morphology; (b) distribution of Fe element; (c) distribution of Cr element; (d) distribution of Ni element

试验采用的激光加工系统由连续激光器(3 KW)、KUKA 6 轴机械臂、4 路同轴环形送粉激光头组成,通入氩气保护。激光定向能量沉积的工作

原理图如图 2(a)所示。对于连续激光器打印的样块工艺参数为:激光功率 1800 W,光斑直径 3 mm,其单层单道示意图如图 2(c)所示;激光沉积采用如图 2(b)所示的逐层叠加沉积方式,激光的扫描方式为直线往复式扫描,每沉积完一层后再进行下一层沉积,直至成型出符合规格的样块。

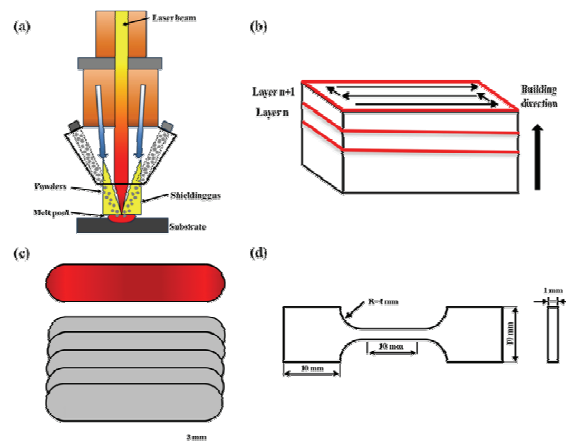


图 2 激光定向能量沉积示意图: (a)激光头工作原理示意图; (b)样品沉积路径及拉伸试样; (c)连续激光器成型样品示意图; (d) 拉伸试样尺寸

Fig. 2 Schematic diagram of laser cladding: (a) schematic diagram of the working principle of the laser head; (b) sample deposition path and tensile specimens; (c) schematic diagram of the sample formed by the continuous laser; (d) dimensions of the tensile specimens

2.2 微观组织表征

为观察制备样块的成形缺陷和微观组织,将不同样品切至合适大小后,用 240-5000#砂纸打磨平整,机械抛光至镜面且表面光滑无划痕。利用 Bruker D8 Discover 型 X 射线衍射(X-ray Powder Diffractometer, XRD)进行物相鉴定,设备辐射源为 Co 靶,扫描角度为 20~120°。利用体积分数 4% 的硝酸酒精腐蚀抛光后的样品表面约 60 s 后,利用光学显微镜(Optical Microscope, OM)和 ZEISS Sigma 300 场发射扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscope, SEM)观察微观组织,设备同时配备了电子背散射衍射(Electron Backscattered Diffraction, EBSD)分析仪和能量色散谱仪(Energy Dispersive Spectrometer, EDS),对样品晶粒尺寸、相分布、元素分布进行表征。其中 EBSD 表征的试样经机械抛光后,利用 SiO₂ 悬浊液在频率为 50 Hz 下振动 9 h 振动抛光去除表面应力层。

2.3 拉伸性能测试

使用日本岛津公司生产的电子万能试验机 SHIMADZUAGX-10KN 进行室温拉伸性能测试, 同时配有 XTDIC-VG-60 视频引伸计以精确获取实验过程中的应变, 横梁的移动速度为 0.3 mm/min。由于原材料尺寸限制, 拉伸实验采用非标准样品, 具体尺寸如图 2(b)所示。为保证实验准确性, 在拉伸实验前将试样上下平面及侧面打磨光滑, 每种状态材料准备三个拉伸试样。

3 试验结果及分析

3.1 相组成

图 3 显示了成形样品在 2θ 角度范围 30° 至 120° 内的 XRD 图谱。沉积态样品的相组成均包含 (110)、(200)、(211) 晶面对应的马氏体, 马氏体相的形成通常与材料的快速冷却过程相关, 其结果符合激光定向能量沉积 H13 的典型特征。同时, XRD 图谱也显示了 (111)、(200)、(220) 晶面对应的奥氏体^[21], 且表现出较为明显的峰值, 即引入额外的镍元素和铬元素能够有效的使激光定向能量沉积 H13 的过程中产生奥氏体。整体来看, 沉积态样品中马氏体相和奥氏体相并存, 且二者对应的衍射峰均较为明显。

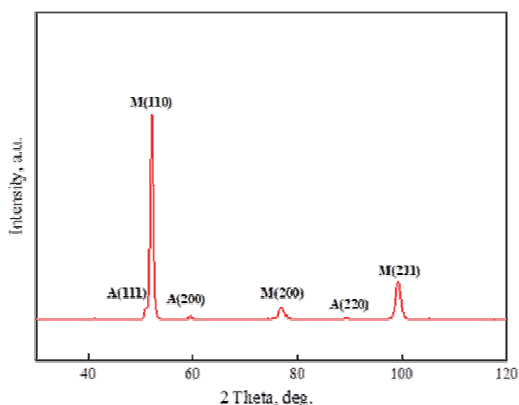


图 3 沉积态样品 XRD 图谱

Fig. 3 XRD pattern of the as-deposited sample

3.2 微观组织与元素分布

图 4 显示了不同工艺下成形样品的微观结构形貌, 从图 4(a)中可以看出样品致密性良好、无裂纹和孔隙等缺陷, 宏观组织呈现鱼鳞状片状分布, 熔池边界清晰可见。从图 4(b)中可以看出, 受光

斑尺寸影响, 成形后的样品显示出较大的熔池尺寸, 考虑搭接重熔的影响, 熔池尺寸约为 0.8-1.2 mm, 单层高度可达 0.6-0.8 mm。此外, 图 4(b)描绘了激光定向能量沉积样品的凝固形态, 样品呈现出胞状枝晶形态^[22]。这种形态根据凝固材料的区域不同, 同时包含柱状结构和等轴状结构, 但无论是等轴还是柱状, 均会受到切割角度的影响^[23]。

图 4(c)和(d)分别显示了样品胞状结构的大小和马氏体形貌。连续激光器制备的样品的胞状结构尺寸约为 $10\text{-}20\text{ }\mu\text{m}$ 左右。结合 SEM 所呈现的微观形貌以及 XRD 数据可以明确, 其微观组织主要由马氏体构成, 且板条马氏体在微观视野中呈现出独特的形貌特征, 其板条相互平行排列, 多条板条聚集成板条束, 各板条束之间存在明显的取向差异。在激光定向能量沉积样品的过程中, 熔池冷却速度极快, 最高可达 10^5 K/s ^[24]。在液态金属凝固初期, 形成单相奥氏体组织。随着熔池温度持续降低, 当温度降至马氏体转变开始温度 M_s 点以下时, 过冷奥氏体无法通过扩散型相变分解为珠光体、贝氏体等组织, 而是以无扩散的切变方式进行转变。在这种切变转变过程中, 奥氏体晶格通过协同变形, 以切变的方式重构为体心立方的马氏体晶格。随着温度进一步降低, 过冷奥氏体持续转变为马氏体, 最终在室温下形成板条马氏体组织^[25]。

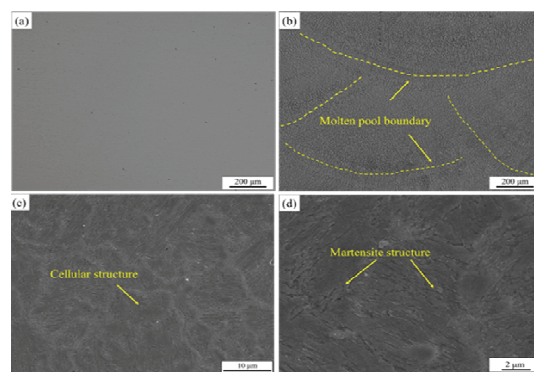


图 4 样品的微观形貌: (a,b) OM 下的形貌; (c, d) SEM 微观形貌

Fig. 4 Micro-morphology of the sample: (a, b) morphology under OM; (c, d) micro-morphology under SEM

图 5 显示了成型样品通过 EBSD 和 EDS 表征的结果, 成型样品的微观组织以马氏体相为主导, 马氏体呈典型的板条状形态彼此交织分布, 构建起样块微观结构的主体。奥氏体则以分散的形式分布于马氏体基体之中, 多处于不同取向的板条马氏体界面处, 分布于胞状结构的边界处(图 5(a))。马氏体作为主要相, 反映了快速冷却过程中形成的典型组织特征, 这与图

4 中的微观形貌相符合。从图 5(b)中可以看出, 平均晶粒尺寸大约为 $2\ \mu\text{m}$, 这种细小的晶粒结构有助于提升材料的强度和硬度^[26]。图 5(c)和(d)中进一步的 EDS 表明, 奥氏体区域呈现出镍和铬元素的富集现象。在成型过程中, 由于激光能量较高, 且经历快速输入和快速冷却, 导致成型区域经历了复杂的热循环。由于激光能量较高, 镍元素和铬元素在高温液态时能够及时均匀分布。在冷却过程中, 先凝固的组织不断的向外排溶质, 从而导致了胞状结构边界处镍元素和铬元素的富集^[27]。

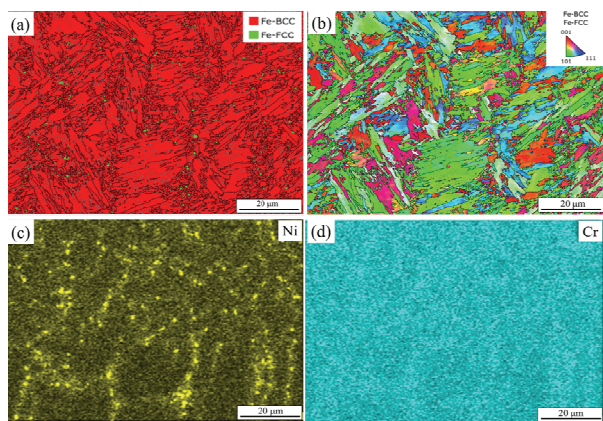


图 5 连续激光器制备样品的 EBSD 及 EDS 表征结果: (a)相分布; (b)晶粒尺寸; (c)镍元素分布; (d) 铬元素分布

Fig. 5 EBSD and EDS characterization results of the sample prepared by the continuous laser:

(a) phase distribution; (b) grain size; (c) distribution of Ni element; (d) distribution of Cr element

3.3 拉伸性能

图 6 为样品的拉伸试验结果, 拉伸应力-应变曲线如图 6(a)所示。样品的屈服强度为 1176 MPa, 抗拉强度约为 1615 MPa, 断裂延伸率约为 10.6%, 并没有表现出增材制造过程中常见的脆性现象。图 6(b)显示了本研究与之前文献中关于激光定向能量沉积 H13 的拉伸性能对比。在拉伸强度方面, 实验制备的样品与其他 LDED 成型 H13 方式所得产品的拉伸强度几乎相当, 没有出现显著下降。然而在延伸率上, 其他 LDED 成型 H13 的样品, 其延伸率大多被限制在 7%以内, 而本次通过混合粉末制备的样品延伸率可达 10.6%, 实现了有效提升。这一现象直观地表明, 采用激光定向能量沉积混合粉末的方法, 在保持材料拉伸强度的同时, 能够改善材料的断裂延伸率, 使其在力学性能表现上

区别于传统的 LDED 成型 H13 材料。



图 6 材料拉伸性能:

(a) 拉伸曲线; (b) 其他工作中 LDED 成型 H13 的极限拉伸强度断裂伸长率^[12, 28-31]

Fig. 6 Tensile properties of the material: (a) tensile curve; (b) Ultimate tensile strength and elongation at break of H13 formed by LDED in other work

图 7 分别显示了不同倍数下的断口形貌。对拉伸断口的微观形貌观察显示, 样品呈现出典型的韧脆混合型断裂机制。在断口的微观图像中, 可见两种特征的混合存在。一方面, 大量形状不规则、大小各异的凹坑状韧窝分布其中, 这些韧窝是材料在断裂过程中, 内部微孔经历形核、长大以及相互聚合的产物, 表明材料在宏观断裂前经历了一定程度的塑性变形^[32], 这与拉伸曲线所表现的特征是相互一致的。另一方面, 断口上还存在着少量的解理台阶, 其表现为相对平坦、光滑且边缘锐利的平面结构, 这是脆性断裂的典型特征, 由材料沿着特定晶面发生解理断裂而形成^[33]。意味着尽管材料整体表现出一定的塑性, 但在局部区域, 由于应力集中、晶体缺陷或材料本身存在脆性相, 当应力达到一定程度时, 会发生解理断裂。整体来看, 虽然有部分解理台阶的存在, 但断口形貌仍主要以韧窝为主, 即主要以韧性断裂方式为主。

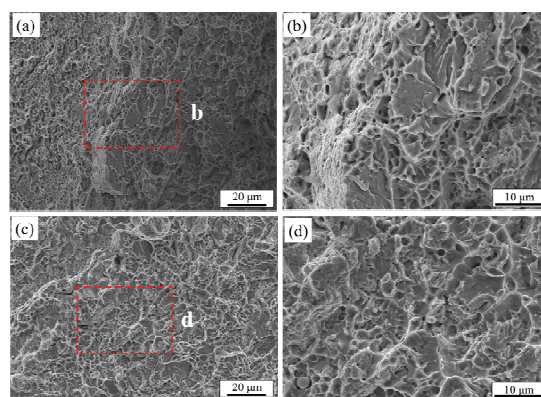


图 7 拉伸断口形貌: (a) 2000 倍; (b)5000 倍; (c)2000 倍; (d)5000 倍

Fig. 7 Tensile properties and tensile fracture morphology: (a) 2000 X; (b) 1000 X; (c) 2000 X; (d) 5000 X

3.4 奥氏体形成与作用机制

对于样品中残余奥氏体的形成主要归结为以下原因。大功率连续激光器持续输出能量,光斑约 3 mm,在成型过程中能够形成较大的熔池(图 4(b)),能量较为均匀地作用于粉末。由于熔池较大,冷却过程相对于其它增材制造技术如激光粉末床熔融等较为缓慢^[34],有助于混合粉末中元素的均匀混合和扩散。在这个过程中镍元素和铬元素可以扩散至周围,由于在整个熔池中经扩散后镍和铬元素的含量被稀释,不会在某一区域局部形成大量的元素偏析,元素分布相对较为均匀,不利于因成分差异而导致的局部残余奥氏体的大量形成和聚集。在凝固过程中,先凝固的部位向后凝固的部位不断排出溶质,合金元素向固液界面处扩散。随着凝固的进行,液相中的镍、铬等元素浓度逐渐升高,而晶界或胞壁是最后凝固的部位,液相中的镍、铬元素就容易在这些位置富集,从而形成局部偏聚。局部区域富集了有利于奥氏体形成的镍元素等,这些局部区域在快速冷却条件下更容易形成残余奥氏体相^[35],从而导致零散分布的奥氏体组织的出现。同时,由于在整个熔池中经扩散后镍等元素的含量被稀释,因此奥氏体含量少且分布零散(图 5)。

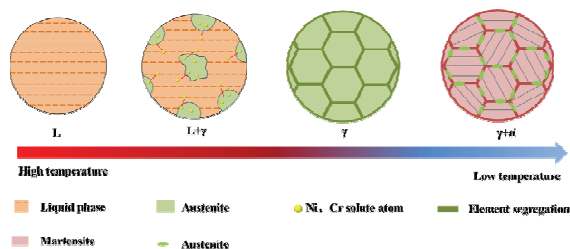


图 8 奥氏体的形成与分布示意图

Fig. 8 Schematic diagram of austenite formation and distribution

残余奥氏体区域存在铬元素和镍元素的富集,铬和镍的存在会显著降低钢中 M_s 温度^[27],在拉伸过程中,较低的 M_s 点意味着在相同的外力和温度条件下,奥氏体更不容易转变为马氏体,需要更大的驱动力才能促使相变发生,这也意味着残余奥氏体表现出较高的稳定性。即这些元素的存在可以有效的增强奥氏体的稳定性,特别有利于防止残余奥氏体在受到裂纹和残余应力时发生爆炸性马氏体转变^[36]。这种均匀分布及较为稳定的残余奥氏体存在,有效地抵抗了应力诱导的马氏体转变,能够避免局部区域因过度变形而产生裂纹,使得材料在宏观上表现出较高的延伸率。

同时,奥氏体具有良好的塑性和变形能力,在材料整体受力变形时,它可以与周围的马氏体相互配合。板条马氏体由于其板条结构和不同的取向,在拉伸时各板条之间的变形协调存在一定困难。而零散均匀分布的残余奥氏体可以凭借其良好的塑性,在不同取向的板条马氏体之间起到连接和协调作用。当马氏体板条受外力发生变形时,奥氏体能够通过自身的变形来适应马氏体板条的变形差异,使各板条之间的变形更加协同,减少因变形不协调而产生的应力集中,从而提高材料的整体变形能力^[37-39]。同时在拉伸过程中,当裂纹扩展到奥氏体区域时,奥氏体通过塑性变形消耗裂纹扩展能量,使裂纹扩展路径发生偏转或终止。其均匀分布在板条马氏体周围,能在多个位置起到阻碍裂纹扩展的作用,为材料进一步变形创造条件,提高延伸率^[40, 41]。在激光定向能量沉积的样品中,正是由于这些相对稳定的残余奥氏体的存在,可以通过协调变形来保证材料内部变形的均匀性^[42],从而表现出较高的断裂延伸率。

但拉伸样品的主要相依旧为马氏体相,而马氏体的亚结构主要由互相平行的细小的结构组成,具有高强度、脆性大的特点。随着拉伸变形的持续进行,材料的变形阻力急剧增大,塑性逐渐降低。当材料的塑性降低到一定程度时,即使是较小的应力集中也可能引发裂纹的产生^[37]。当应力集中达到一定程度时,会超过材料的承载能力,引发裂纹的萌生,从而导致断裂。总体来看,本研究利用 In718 粉末中的元素可以有效的提高增材制造过程中 H13 的塑性,具有一定的工程应用价值。

4 结论

在这项研究中,通过向 H13 粉末中引入额外的镍元素和铬元素,利用激光定向能量沉积技术制备样品,研究了微观组织的与力学性能之间的关系,并得出以下结论。

(1) 利用 H13 粉末通过激光定向能量沉积技术成型的样品中存在残余奥氏体组织,且没有出现明显的元素偏聚现象,形成的残余奥氏体奥氏体呈零散分布。

(2) 拉伸结果表明,连续激光器样品具有 1615 MPa 的极限拉伸强度,屈服强度为 1176 MPa,伸长率为 10.6%,相对于激光定向能量沉积 H13 来说,样品表现出较高的延伸率。

(3) 延伸率增强的原因归结于零散分布的奥氏体组织的存在,可以通过协调变形来保证材料内部变形的均匀性,同时由于奥氏体区域具有镍元素和铬元素的存在,呈现出较高的稳定性,有效地抵抗了应力诱导的马氏体转变。断裂原因由于激光定向能量沉积中产生的马氏体本身具有高强度、脆性大的特点,应力集中达到一定程度时,会超过材料的承载能力,引发裂纹的萌生,从而导致断裂。

致谢

本工作得到了重庆市自然科学基金(CSTB2022NSCQ-MSX0945)、国家重点研发计划项目(2022YFB3404203)、凝固技术国家重点实验室(西北工业大学)自主研究课题(2024-ZD-06和 2024-TS-06)和中央高校基本科研业务费专项资金(D5000240144)的共同支持。

参考文献:

- [1] LIU Y, DING Y, YANG L, et al. Research and progress of laser cladding on engineering alloys: A review [J]. J. Manuf. Processes., 2021, 66: 341-363.
- [2] SIDDIQUI A A, DUBEY A K. Recent trends in laser cladding and surface alloying [J]. Opt. Laser Technol., 2021, 134: 106619.
- [3] YAP C Y, CHUA C K, DONG Z L, et al. Review of selective laser melting: Materials and applications [J]. Appl. Phys. Rev., 2015, 2: 041101.
- [4] ALMANGOUR B, GRZESIAK D, YANG J-M. Nanocrystalline TiC-reinforced H13 steel matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting [J]. Mater. Des., 2016, 96: 150-161.
- [5] JOSHI S S, SHARMA S, MAZUMDER S, et al. Solidification and microstructure evolution in additively manufactured H13 steel via directed energy deposition: Integrated experimental and computational approach [J]. J. Manuf. Processes., 2021, 68: 852-866.
- [6] HE Y, ZHONG M, BEUTH J, et al. A study of microstructure and cracking behavior of H13 tool steel produced by laser powder bed fusion using single-tracks, multi-track pads, and 3D cubes [J]. J. Mater. Process. Technol., 2020, 286: 116802.
- [7] KIM S-H, JEONG S G, SON D M, et al. Intrinsic brittleness of laser powder bed fusion processed H13 hot work tool steel [J]. Addit. Manuf., 2024, 96: 104564.
- [8] JAN PLATL, SABINE BODNER, CHRISTINA HOFER, et al. Cracking mechanism in a laser powder bed fused cold-work tool steel: The role of residual stresses, microstructure and local elemental concentrations [J]. Acta Mater., 2022, 225: 117570.
- [9] PLATL J, LEITNER H, TURK C, et al. Defects in a Laser Powder Bed Fused Tool Steel [J]. Adv. Eng. Mater., 2020, 23(12).
- [10] TAN Q, YIN Y, WANG F, et al. Rationalization of brittleness and anisotropic mechanical properties of H13 steel fabricated by selective laser melting [J]. Scripta Mater., 2022, 214: 114645.
- [11] KRAUSS G. Martensite in steel: strength and structure [J]. Mater. Sci. Eng. A, 1999, 273-275: 40-57.
- [12] DU X, LIU X, SHEN Y, et al. H13 tool steel fabricated by wire arc additive manufacturing: Solidification mode, microstructure evolution mechanism and mechanical properties [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2023, 883: 145536.
- [13] BARRIONUEVO G O, RAMOS-GREZ J A, SÁNCHEZ-SÁNCHEZ X, et al. Influence of the Processing Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of 316L Stainless Steel Fabricated by Laser Powder Bed Fusion [J]. J. Manuf. Mater. Process., 2024, 8(1): 35-53.
- [14] LEUNG C L A, TOSI R, MUZANGAZA E, et al. Effect of preheating on the thermal, microstructural and mechanical properties of selective electron beam melted Ti-6Al-4V components [J]. Mater. Des., 2019, 174: 107792.
- [15] IMPAZIENTE F, GIORLEO L, MAZZUCATO F. Selective laser melting of H13 tool steel powder: effect of process parameter on complex part production [J]. Prog. Addit. Manuf., 2023, 9(4): 1071-1084.
- [16] MERTENS R, VRANCKEN B, HOLMSTOCK N, et al. Influence of Powder Bed Preheating on Microstructure and Mechanical Properties of H13 Tool Steel SLM Parts [J]. Phys. Procedia, 2016, 83: 882-890.
- [17] NARVAN M, AL-RUBAIE K S, ELBESTAWI M. Process-Structure-Property Relationships of AISI H13 Tool Steel Processed with Selective Laser Melting [J]. Mater., 2019, 12(14): 2284.
- [18] MALÝ M, NOPOVÁ K, KLAKURKOVÁ L, et al. Effect of Preheating on the Residual Stress and Material Properties of Inconel 939 Processed by Laser Powder Bed Fusion [J]. Mater., 2022, 15(18): 6360-6376.
- [19] SU J, QIU X, XING F, et al. Effect of Preheating Temperature on Microstructure and Properties of 42CrMo4/38MnVS6 Heterogeneous Laser Welded Joint [J]. Met., 2019, 9(8): 870-883.
- [20] ISQUIERDO D V, SIQUEIRA R H M, CARVALHO S M, et al. Effect of the initial substrate temperature on

- heat transfer and related phenomena in austenitic stainless steel parts fabricated by additive manufacturing using direct energy deposition [J]. *J. Mater. Res. Technol.*, 2022, 18: 5267-5679.
- [21] YAN J, ZHOU Y, GU R, et al. A Comprehensive Study of Steel Powders (316L, H13, P20 and 18Ni300) for Their Selective Laser Melting Additive Manufacturing [J]. *Met.*, 2019, 9(1): 86-106.
- [22] BRAGA V, SIQUEIRA R H M, ATILIO I, et al. Microstructural and mechanical aspects of laser metal deposited H13 powder for die repair [J]. *Mater. Today Commun.*, 2021, 29:102945.
- [23] KÜRNSTEINER P, WILMS M B, WEISHEIT A, et al. Massive nanoprecipitation in an Fe-19Ni-xAl maraging steel triggered by the intrinsic heat treatment during laser metal deposition [J]. *Acta Mater.*, 2017, 129: 52-60.
- [24] HU Y, LIN X, LI Y, et al. Influence of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 fabricated by directed energy deposition [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2021, 817: 141309.
- [25] SILVEIRA A C D F, FECHTE-HEINEN R, EPP J. Microstructure evolution during laser-directed energy deposition of tool steel by in situ synchrotron X-ray diffraction [J]. *Addit. Manuf.*, 2023, 63: 103408.
- [26] HUANG G, WEI K, ZENG X. Microstructure and mechanical properties of H13 tool steel fabricated by high power laser powder bed fusion [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2022, 858: 144154.
- [27] LI Y, MARTÍN D S, WANG J, et al. A review of the thermal stability of metastable austenite in steels: Martensite formation [J]. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2021, 91: 200-214.
- [28] LIU Y, CHEN C, PENG H, et al. Wire-arc directed energy deposition of oxide-modified H13 steel: Microstructural characterization and mechanical properties [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2024, 911: 146962.
- [29] TANVIR A N M, AHSAN M R U, SEO G, et al. Phase stability and mechanical properties of wire + arc additively manufactured H13 tool steel at elevated temperatures [J]. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2021, 67: 80-94.
- [30] TELASANG G, DUTTA MAJUMDAR J, WASEKAR N, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Laser Clad and Post-cladding Tempered AISI H13 Tool Steel [J]. *Metall. Mater. Trans. A*, 2015, 46(5): 2309-2321.
- [31] 王岳亮, 钟永华, 李福海, et al. 激光熔覆沉积 H13 钢的组织及力学性能 [J]. *热加工工艺*, 2023, 52(13): 52-56.
- [32] LIN Y C, DENG J, JIANG Y-Q, et al. Hot tensile deformation behaviors and fracture characteristics of a typical Ni-based superalloy [J]. *Mater. Des.*, 2014, 55: 949-957.
- [33] JI Z, QIAO X, GUAN S, et al. The Tensile Properties and Fracture Toughness of a Cast Mg-9Gd-4Y-0.5Zr Alloy [J]. *Crystals*, 2023, 13(8): 1277-1290.
- [34] ZHANG J, YU M, LI Z, et al. The effect of laser energy density on the microstructure, residual stress and phase composition of H13 steel treated by laser surface melting [J]. *J. Alloys Compd.*, 2021, 856: 158168.
- [35] WANG J, WANG S, LI W, et al. Ultrastrong and ductile additively-manufactured medium-carbon steel via modulating austenite stability [J]. *Scripta Mater.*, 2024, 239: 115780.
- [36] LUO Q, CHEN H, CHEN W, et al. Thermodynamic prediction of martensitic transformation temperature in Fe-Ni-C system [J]. *Scripta Mater.*, 2020, 187: 413-417.
- [37] LI Y, YUAN G, LI L, et al. Ductile 2-GPa steels with hierarchical substructure [J]. *Sci.*, 2023, 379(6628): 168-173.
- [38] PAUL S K, STANFORD N, HILDITCH T. Austenite plasticity mechanisms and their behavior during cyclic loading [J]. *Int. J. Fatigue*, 2018, 106: 185-195.
- [39] SOLEIMANI M, KALHOR A, MIRZADEH H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2020, 795:140023.
- [40] CHOI J-Y, JIN W. Strain induced martensite formation and its effect on strain hardening behavior in the cold drawn 304 austenitic stainless steels [J]. *Scripta Mater.*, 1997, 36(1): 99-104.
- [41] ZHANG J, XU Y, HAN D, et al. Improving yield strength and elongation combination by tailoring austenite characteristics and deformation mechanism in medium Mn steel [J]. *Scripta Mater.*, 2022, 218:114790.
- [42] OLIVER S, JONES T B, FOURLARIS G. Dual phase versus TRIP strip steels: Comparison of dynamic properties for automotive crash performance [J]. *Mater. Sci. Technol.*, 2007, 23(4): 423-431.