

# 选区激光熔化成形 4Cr5MoSiV1 钢回火处理后 显微组织和力学性能

陈帅, 陶凤和\*, 贾长治

陆军工程大学石家庄校区火炮工程系, 河北 石家庄 050003

**摘要** 采用选区激光熔化(SLM)技术制备了 4Cr5MoSiV1 钢试样,研究了回火处理对显微组织和力学性能的影响。研究表明:SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样在回火过程中发生了马氏体分解、残余奥氏体转变和碳化物析出,最终形成了稳定的铁素体和合金碳化物。试样经回火处理后,出现了晶粒形貌特征消失、晶粒尺寸增大等现象,导致其显微硬度和抗拉强度降低、断后伸长率增加。试样经 450 °C 回火后析出了细小且均匀分布的碳化物,该碳化物通过沉淀强化作用使试样发生了二次强化。经 600 °C 二次回火后试样的断后伸长率最大,为 18.6%。未热处理和低温回火后试样的断口呈脆性解理断裂;中温回火后试样的断口呈准解理断裂;高温回火以及二次回火后试样的断口出现以韧性断裂为主的准解理断裂。

**关键词** 激光技术;选区激光熔化;4Cr5MoSiV1 钢;回火处理;显微组织;力学性能

中图分类号 TG142.1

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.1002005

## Microstructure and Mechanical Properties of 4Cr5MoSiV1 Steel Fabricated via Selective Laser Melting Post Tempering

Chen Shuai, Tao Fenghe\*, Jia Changzhi

Artillery Engineering Department, Shijiazhuang Branch, Army Engineering University,  
Shijiazhuang, Hebei 050003, China

**Abstract** Herein, 4Cr5MoSiV1 steel samples are fabricated via selective laser melting (SLM), and the effect of tempering on microstructure and mechanical properties is investigated. Results show that tempering of SLM-fabricated 4Cr5MoSiV1 steel samples involves martensite decomposition, retained austenite transformation, and carbide precipitation, thus producing stable ferrite and alloy carbides. Post tempering, the sample's grain morphology disappears, and its grain size increases. In addition, the sample's microhardness and ultimate strength decrease, whereas its elongation increases. Post tempering at 450 °C, fine and uniformly distributed carbides precipitate, contributing to precipitation strengthening and causing secondary strengthening of the sample. The sample's elongation after tempering twice at 600 °C increases to 18.6%. The fracture of unheated and low-temperature tempered samples is attributed to a brittle cleavage fracture. The fracture of the medium-temperature tempered sample is found to be a quasi-cleavage fracture. Finally, the fracture of the high-temperature tempered sample and twice-tempered sample exhibit a quasi-cleavage fracture dominated by ductile fracture.

**Key words** laser technique; selective laser melting; 4Cr5MoSiV1 steel; tempering treatment; microstructure; mechanical properties

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900

## 1 引言

4Cr5MoSiV1 钢具有良好的淬硬性、热强性和抗热疲劳性能,广泛应用于铸造和热挤压等模具的

生产<sup>[1-2]</sup>。传统生产 4Cr5MoSiV1 钢模具的方法以铸造为主,但铸造过程中较低的冷却速度会导致凝固后的显微组织为粗大的枝晶和枝晶间碳化物,且存在严重的带状偏析。同时,传统的模具生产工艺

收稿日期: 2019-04-26; 修回日期: 2019-05-21; 录用日期: 2019-06-05

\* E-mail: fhtao63@126.com

还存在制造工艺繁琐、生产周期长、成本高等问题,而且对于模具中的精细、复杂结构的加工难度非常大<sup>[3-4]</sup>。

选区激光熔化(SLM)技术利用高能激光束,通过分层制造、层层叠加的方式实现三维零件的直接成形。该技术具有制造周期短、成本低等优点,且成形件的晶粒细小,无宏观偏析<sup>[5-7]</sup>。与传统的铸件相比,SLM成形件的强度和硬度较高,但塑性较低。此外,SLM成形过程中极高的冷却速率会在成形件内产生残余应力,易导致成形件发生开裂和变形。对SLM成形件进行合理的后续热处理是有效降低其残余应力,改善组织和综合力学性能的重要手段之一<sup>[8]</sup>。目前,国内外学者对SLM成形件的热处理工艺进行了大量研究,但有关SLM成形4Cr5MoSiV1钢的热处理工艺研究较少,仅查到了两篇公开发表的文献:郑东来<sup>[9]</sup>研究了去应力退火温度、时间对SLM成形4Cr5MoSiV1钢组织、残余应力和力学性能的影响;Mazur等<sup>[10]</sup>研究了600℃去应力退火2h对SLM成形4Cr5MoSiV1钢力学性能的影响。

研究表明,SLM成形4Cr5MoSiV1钢的组织为马氏体和少量残余奥氏体,与铸态4Cr5MoSiV1钢淬火后的组织一致<sup>[11]</sup>。在传统的工业生产中,4Cr5MoSiV1钢一般要经过球化退火、淬火和回火,其中回火处理温度、时间和次数等决定了

4Cr5MoSiV1钢的许多重要性能。通过调整回火工艺参数,可以使4Cr5MoSiV1钢应用于的不同工况条件下<sup>[12-13]</sup>。而目前有关回火处理对SLM成形4Cr5MoSiV1钢显微组织和力学性能影响方面的文献还未见公开报道,因此有必要研究SLM成形4Cr5MoSiV1钢回火处理后显微组织和力学性能的变化规律,以进一步优化SLM成形4Cr5MoSiV1钢的热处理工艺,提高成形件的综合力学性能,扩大其使用范围。

本文分别对SLM成形4Cr5MoSiV1钢试样进行低温回火、中温回火、高温回火以及二次回火处理,分析回火处理方式对试样显微组织和力学性能的影响规律,深入研究显微组织演变机制、力学性能变化机理以及显微组织与力学性能之间的内在联系,从而为SLM成形4Cr5MoSiV1钢的应用提供参考。

## 2 实验材料与方法

### 2.1 实验材料与设备

以采用气雾化技术生产的4Cr5MoSiV1模具钢粉末为原料,粉末粒径为15~45 μm,该粉末的化学成分如表1所示。采用Dimetal-50 SLM成形设备进行4Cr5MoSiV1的成形实验,该设备内置200 W SPI光纤式激光器,激光光斑直径为70 μm。SLM成形环境为高纯氩气气氛,成形过程中成形室内氧气的体积分数低于0.1%。

表1 4Cr5MoSiV1钢粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of 4Cr5MoSiV1 steel powder

Element	C	V	Mo	Ni	Si	Cr	Mn	P	S	Fe
Mass fraction / %	0.39	1.05	1.27	0.23	0.87	5.24	0.48	0.019	0.01	Bal.

### 2.2 实验方法

SLM成形工艺参数如下:激光功率为190 W,扫描速度为210 mm/s,扫描间距为70 μm,铺粉层厚为25 μm,扫描方式为S形正交。按照上述工艺参数分别成形8个10 mm×10 mm×5 mm的块状试样和8个拉伸试样,拉伸试样的尺寸如图1所示。

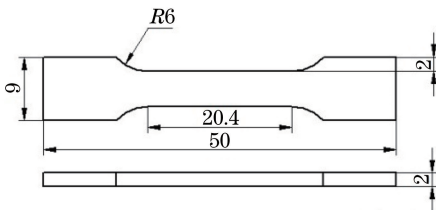


图1 拉伸试样的尺寸

Fig. 1 Size of tensile samples

对SLM成形4Cr5MoSiV1钢试样分别进行低温回火、中温回火、高温回火和二次回火,具体的热处理参数见表2,其中FC代表随炉冷却。

表2 SLM成形4Cr5MoSiV1钢试样的热处理参数

Table 2 Heat treatment parameters for 4Cr5MoSiV1 steel samples fabricated by SLM

Sample No.	Heat treatment condition
1	Untreated
2	200℃/2 h/FC
3	400℃/2 h/FC
4	450℃/2 h/FC
5	550℃/2 h/FC
6	600℃/2 h/FC
7	550℃/2 h/FC+550℃/2 h/FC
8	600℃/2 h/FC+600℃/2 h/FC

回火处理结束后,采用砂纸打磨块状试样的表面,然后采用 DPF-2 电解抛光仪对试样表面进行电解抛光,再利用 X 射线衍射仪分析电解抛光后试样的物相组成。利用 MTS-CMT 系列微机控制电子万能实验机进行拉伸试验,计算试样的抗拉强度和断后伸长率。选用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液对抛光后的块状试样表面进行腐蚀,再利用 Ultra 55 场发射扫描电镜观察块状试样的显微组织以及拉伸试样的断口形貌。最后采用 HXS-1000AK 型显微硬度计多次测量块状试样表面的显微硬度值,然后取算术平均值作为最终的硬度值。显微硬度测试实验加载砝码的质量为 200 g,加载时间为 15 s。采用 Image-Pro Plus 图像软件测量晶粒尺寸。

### 3 分析与讨论

#### 3.1 物相分析

4Cr5MoSiV1 钢中的 Mn、Ni、Cr 等合金元素会降低马氏体的临界冷却速度,使 SLM 的冷却速度极易达到马氏体的临界冷却速度,故冷却过程中发生了淬火效应,最终形成马氏体。同时,在较高的温度梯度和冷却速度下,部分合金元素固溶于奥氏体中,提高了过冷奥氏体的稳定性,导致少量奥氏体未及时转变为马氏体而形成残余奥氏体<sup>[14-15]</sup>。SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样及回火处理后试样的 X

射线衍射(XRD)图谱如图 2 所示。通过分析 XRD 图谱可知,SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样的组织主要为马氏体和少量残余奥氏体。其中马氏体是碳在  $\alpha$ -Fe 中的过饱和固溶体,残余奥氏体是碳在  $\gamma$ -Fe 中的间隙固溶体,两者均为非平衡组织。由于 4Cr5MoSiV1 钢原始粉末中的碳元素含量较低,且 SLM 成形过程中存在碳元素的烧蚀,故未检测出碳化物的衍射峰。

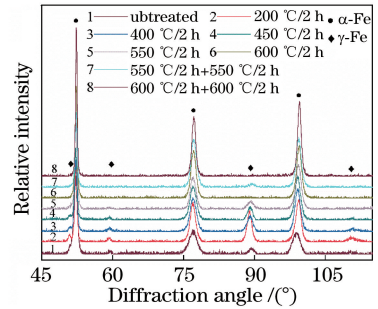


图 2 试样的 XRD 衍射图谱

Fig. 2 XRD profiles of samples

采用参考卡片强度比例方法计算  $\alpha$ -Fe 和  $\gamma$ -Fe 的质量分数,计算结果如表 3 所示。由表 3 可知:SLM 成形试样中的  $\gamma$ -Fe 质量分数的最大值为 0.933%;随回火温度升高和回火次数增多, $\gamma$ -Fe 含量逐渐降低, $\alpha$ -Fe 含量逐渐增多;经 600 °C 高温回火及 600 °C 二次回火后,试样中的  $\gamma$ -Fe 全部转变成  $\alpha$ -Fe。

表 3 各试样的物相组成

Table 3 Phase compositions of samples

Phase	Mass fraction / %							
	Sample 1	Sample 2	Sample 3	Sample 4	Sample 5	Sample 6	Sample 7	Sample 8
$\alpha$ -Fe	99.067	99.186	99.518	99.570	99.716	100	99.876	100
$\gamma$ -Fe	0.933	0.814	0.482	0.430	0.284	0	0.124	0

对于 SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样及回火处理后的试样,其  $\alpha$ -Fe 衍射峰的衍射角 ( $2\theta$  角) 和半峰全宽 ( $\omega_{1/2}$ ) 如表 4 所示。从表 4 可以看出,随着

回火温度的升高和回火次数的增多,衍射峰的衍射角呈逐渐增大的趋势,半峰全宽则呈逐渐降低的趋势。

表 4 各试样中  $\alpha$ -Fe 衍射峰的  $2\theta$  角和半峰全宽

Table 4 FWHM and  $2\theta$  of  $\alpha$ -Fe phase of each sample

Sample No.	1	2	3	4	5	6	7	8
$2\theta / (^\circ)$	52.155	52.209	52.235	52.266	52.286	52.288	52.338	52.341
$\omega_{1/2}$	0.740	0.542	0.526	0.524	0.512	0.500	0.503	0.382

$\alpha$ -Fe 衍射峰半峰全宽的降低,表明回火处理后试样的显微组织发生了粗化。 $\alpha$ -Fe 衍射峰  $2\theta$  角的变化表明晶面间距发生了变化, $2\theta$  角与晶面间距的关系可采用 Bragg 方程表示为<sup>[16]</sup>

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (n = 1, 2, 3, \dots), \quad (1)$$

式中: $d$  为晶面间距; $\theta$  为入射 X 射线与相应晶面的

夹角; $\lambda$  为 X 射线的波长; $n$  为衍射级数。回火处理后, $\alpha$ -Fe 衍射峰的  $2\theta$  角增大,故晶面间距  $d$  减小。晶面间距的减小表明回火处理后马氏体中的过饱和碳元素析出,导致晶格畸变程度减小。

马氏体中的过饱和碳以碳化物的形式析出,而且随回火温度升高和回火次数增多,马氏体逐步分

解为低过饱和的  $\alpha$ -Fe+碳化物,故其晶格畸变程度逐渐降低,晶面间距  $d$  逐渐减小,衍射峰的  $2\theta$  角逐渐增大。600 °C 高温回火及 600 °C 二次回火后,残余奥氏体全部转变完成,但 600 °C 二次回火后, $\alpha$ -Fe 的  $2\theta$  角较大。这表明随着回火温度升高和回火次数增多,过饱和碳元素继续析出,晶格畸变程度进一步降低,直至低饱和度的  $\alpha$ -Fe 最终全部分解为稳态的  $\alpha$ -Fe+碳化物。同时,随着回火温度升高和回火次数增多, $\gamma$ -Fe 含量减少, $\alpha$ -Fe 含量增多,这表明残余奥氏体经回火处理后,也逐步转变为稳态的  $\alpha$ -Fe+碳化物<sup>[17]</sup>。

综上所述,SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样的回火过程主要包括马氏体的分解、残余奥氏体的转变以及碳化物析出三部分,并最终形成了铁素体+碳化物。

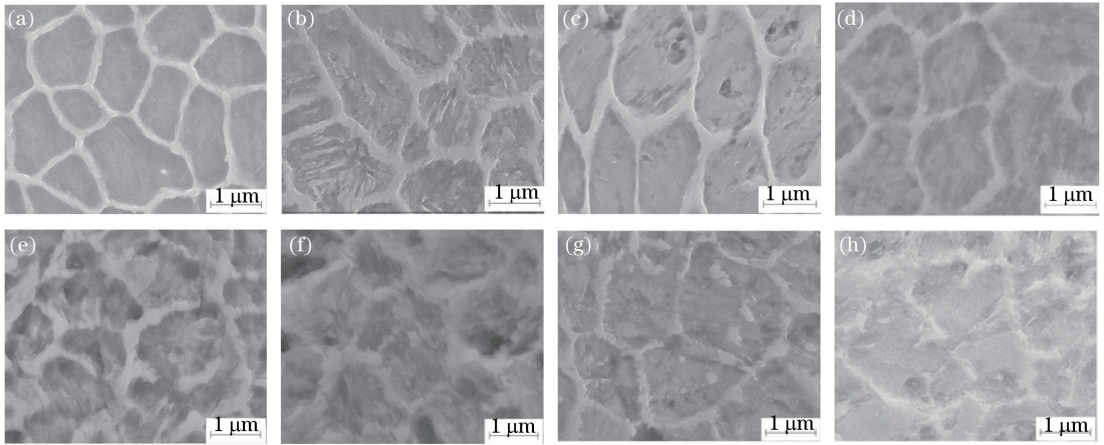


图 3 试样的显微组织。(a) 未热处理;(b) 200 °C/2 h;(c) 400 °C/2 h;

(d) 450 °C/2 h;(e) 550 °C/2 h;(f) 600 °C/2 h;(g) 550 °C/2 h+550 °C/2 h;(h) 600 °C/2 h+600 °C/2 h

Fig. 3 Microstructures of samples. (a) Untreated; (b) 200 °C/2 h; (c) 400 °C/2 h; (d) 450 °C/2 h; (e) 550 °C/2 h;

(f) 600 °C/2 h; (g) 550 °C/2 h+550 °C/2 h; (h) 600 °C/2 h+600 °C/2 h

由于在低、中温回火时碳元素的扩散能力较强,而高温回火时碳元素的扩散能力较弱,合金元素的扩散能力增强<sup>[18]</sup>,因此低温回火时,过饱和碳元素以碳化物的形式从马氏体中析出,析出物主要为渗碳体;中温回火时,过饱和碳元素基本全部从马氏体中脱溶,析出物主要为渗碳体,且渗碳体

### 3.2 显微组织分析

图 3 为 SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样和回火处理后试样的显微组织。由图 3 可知:SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样表面为均匀的胞状组织,晶粒细小,晶界连续;200 °C 低温回火后,晶粒内部出现大量条状和不规则的块状碳化物;400 °C 中温回火后,晶粒内部的条状碳化物减少,块状碳化物增多且分布不均匀;450 °C 中温回火后,晶粒内部条状碳化物基本消失,主要为细小且均匀分布的颗粒状碳化物和少量块状碳化物;550 °C 高温回火后,晶粒形状不规则,晶界不连续,晶粒内部主要为大尺寸的块状碳化物;600 °C 高温回火后,晶粒内部的碳化物尺寸减小,但晶粒形状不规则,晶界不连续;550 °C 和 600 °C 二次回火后,晶粒内部碳化物的数量减少,尺寸较小,晶界呈不连续的链状结构。

的尺寸随回火温度的升高而减小;高温回火时,合金元素的扩散能力增强,析出物主要为合金渗碳体。但合金渗碳体为非稳定相,故随着回火温度的不断升高,试样中逐步析出稳定的合金碳化物;二次回火后,晶粒内部的碳化物减少且尺寸较小,组织更加均匀、稳定<sup>[19]</sup>。

表 5 各试样的晶粒尺寸

Table 5 Grain sizes of samples

Sample No.	1	2	3	4	5	6	7	8
Grain size $d / \mu\text{m}$	1.14	1.34	1.51	1.68	1.70	1.81	1.79	2.06

采用 Image-Pro Plus 图像处理软件对 SLM 成形试样及回火处理后试样的晶粒尺寸  $d$  进行多次测量后取平均值,结果如表 5 所示。由表 5 可知:随着一次回火温度升高,试样的晶粒尺寸逐渐增大;

550 °C 二次回火后晶粒尺寸较 550 °C 一次回火后有所增大;600 °C 二次回火后,晶粒尺寸明显增大。

### 3.3 显微硬度和抗拉强度分析

图 4 为 SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样及回火

处理后试样的平均显微硬度测试结果,可知:SLM成形 4Cr5MoSiV1 钢试样的显微硬度值最高,为 702 HV;回火处理后,试样的显微硬度均降低;随着一次回火温度的升高,试样的显微硬度呈现出先增加后降低的趋势;550 °C 和 600 °C 二次回火处理后,试样的显微硬度较 550 °C 和 600 °C 高温回火后略有升高。在所有的回火处理方式中,450 °C 中温回火后试样的显微硬度较高,为 671 HV。

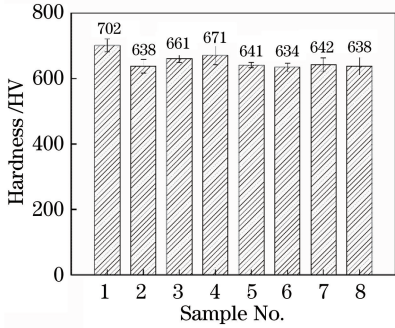


图 4 试样的平均显微硬度

Fig. 4 Average microhardness of samples

图 5 为各试样抗拉强度和断后伸长率的变化曲线。由图 5 可知:与 SLM 成形件相比,经回火处理后,试样的抗拉强度降低,断后伸长率增大;SLM 成形试样的抗拉强度最高,为 1581 MPa;600 °C 二次回火后试样的断后伸长率最高,为 18.6%;回火处理后试样的抗拉强度整体呈现出先升高后逐渐降低的趋势,而断后伸长率则整体上表现为逐渐升高的趋势。在所有的回火处理方式中,450 °C 中温回火后试样的抗拉强度最高,为 1503 MPa。

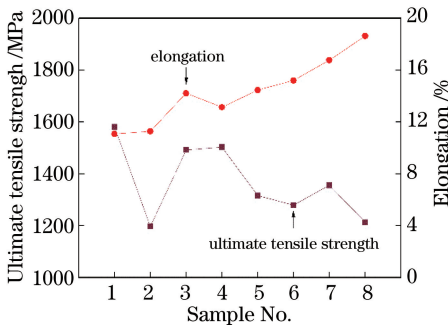


图 5 各试样抗拉强度和断后伸长率的变化曲线

Fig. 5 Variation curves of ultimate tensile strength and elongation of samples

根据细晶强化理论<sup>[20]</sup>,晶粒尺寸与材料强度之间的关系可用 Hall-Petch 公式描述,即

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}, \quad (2)$$

式中: $\sigma$  为材料的强度; $\sigma_0$  为阻碍位错运动的抗力; $k$  为 Hall-Petch 系数; $d$  为晶粒尺寸。SLM 成形

4Cr5MoSiV1 钢试样的晶粒尺寸细小,晶界数量较多且晶界连续,有效阻碍了位错运动;而经回火处理后的试样出现了晶粒尺寸增大、晶界弱化等现象,从而降低了试样的强度。

同时,SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢组织中的马氏体具有较高的强度和硬度,但其韧性较差。经回火处理后,亚稳相残余奥氏体和马氏体逐步转变为稳定的铁素体和合金碳化物,其中铁素体具有良好的塑、韧性,但强度和硬度不高。而且,回火过程中原子扩散速度加快,空位减少,降低了位错密度,导致碳化物的沉淀硬化程度远低于基体的软化程度。回火后, $\alpha$ -Fe 由体心正方晶格变为体心立方晶格,晶格畸变程度减弱,内应力下降,固溶强化作用消失<sup>[21-22]</sup>。

此外,回火过程中碳化物的形态及分布也是影响试样力学性能的因素之一。试样经 200 °C 低温回火后析出了粗大的条状和块状碳化物,严重降低了试样的硬度和抗拉强度;中温回火处理后,粗大的碳化物开始向颗粒状碳化物转变,经 450 °C 中温回火后形成的细小、均匀分布的碳化物起到了沉淀强化的作用,且碳化物与基体保持共格关系,使试样发生二次强化<sup>[23]</sup>;经高温回火和二次回火后,碳化物的数量减少,尺寸更加均匀,但晶粒尺寸明显增大,且晶界开始呈不连续的链状,此时位错密度和内应力基本消失。

综上所述,SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样经回火处理后,铁素体含量增加,晶格畸变程度减弱,空位数量减少,晶粒形貌特征消失,晶粒尺寸增大,晶界减弱为不连续的链状,且析出了不同形式的碳化物,上述因素降低了位错密度和内应力,导致试样的显微硬度和抗拉强度降低,断后伸长率增大。但细小、均匀分布的碳化物起到了沉淀强化作用,使试样经 450 °C 中温回火后发生了二次强化。

### 3.4 断口特征分析

图 6 为 SLM 成形试样和经不同回火处理方式处理后试样的拉伸断口形貌。由图 6(a)可知,SLM 成形试样的拉伸断口较为平整,解理面尺寸较大,河流花样在延伸过程中依次经过多组晶界,呈平行的纤维状结构,其边界处为平面分明的解理台阶,表现为脆性解理断裂。由图 6(b)可知,低温回火后,试样拉伸断口上的解理面尺寸略有减小,存在河流花样和少量撕裂棱,表现为解理断裂。由图 6(c)、(d)可知,中温回火后,试样拉伸断口上的解理面尺寸明显减小,河流花样短而弯曲,撕裂棱数量增加,出现

少量韧窝,表现为准解理断裂。由图 6(e)~(h)可知,高温回火和二次回火后,试样拉伸断口中存在明

显的撕裂棱和韧窝,撕裂棱较长且连续,表明在该回火方式下的断裂是以韧性断裂为主的准解理断裂。

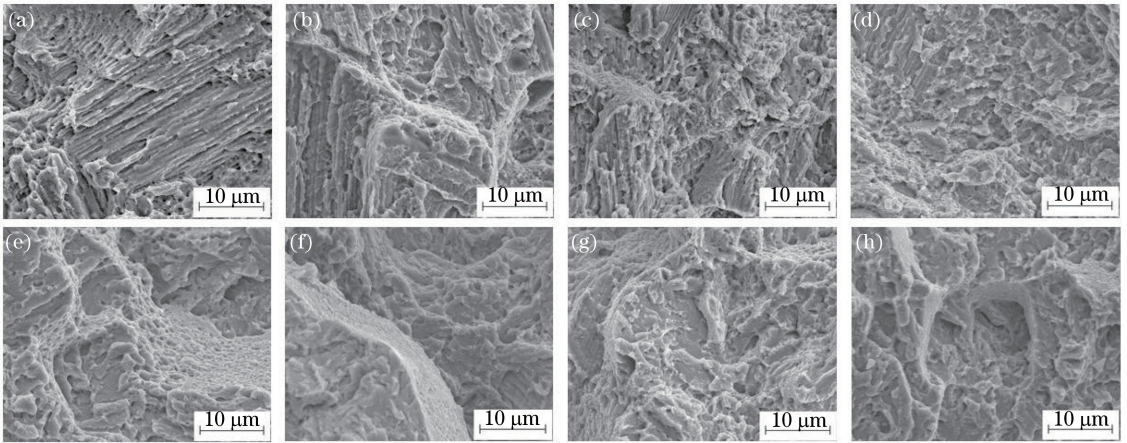


图 6 试样的拉伸断口形貌。(a)未热处理;(b) 200 °C/2 h;(c) 400 °C/2 h;

(d) 450 °C/2 h;(e) 550 °C/2 h;(f) 600 °C/2 h;(g) 550 °C/2 h+550 °C/2 h;(h) 600 °C/2 h+600 °C/2 h

Fig. 6 Fracture morphologies of samples. (a) Untreated; (b) 200 °C/2 h; (c) 400 °C/2 h; (d) 450 °C/2 h;

(e) 550 °C/2 h; (f) 600 °C/2 h; (g) 550 °C/2 h+550 °C/2 h; (h) 600 °C/2 h+600 °C/2 h

高温回火和二次回火后试样拉伸断口上的韧窝形貌如图 7 所示。由图 7 可知:550 °C 高温回火后,拉伸断口上的韧窝尺寸较小,深度较浅;600 °C 高温回火后,韧窝尺寸在 1 μm 左右,深度增加;550 °C 二

次回火后,韧窝尺寸在 1.5 μm 左右,深度较深;600 °C 二次回火后,韧窝最多,韧窝尺寸在 2 μm 左右,深度明显增大,故该回火方式下试样的断后伸长率最高。

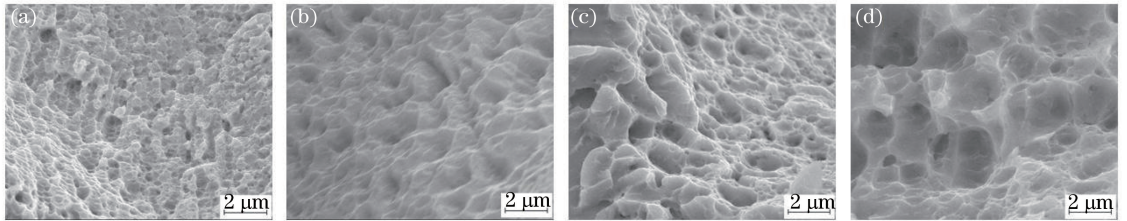


图 7 试样拉伸断口上的韧窝形貌。(a) 550 °C/2 h;(b) 600 °C/2 h;

(c) 550 °C/2 h+550 °C/2 h;(d) 600 °C/2 h+600 °C/2 h

Fig. 7 Dimple morphologies of tensile fractures of samples. (a) 550 °C/2 h; (b) 600 °C/2 h;

(c) 550 °C/2 h+550 °C/2 h; (d) 600 °C/2 h+600 °C/2 h

## 4 结 论

本文对 SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样及回火处理后试样的显微组织、力学性能进行了研究,分析了显微组织、显微硬度及拉伸性能之间的内在联系,得到如下结论。

1) SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样的组织为马氏体和少量残余奥氏体,其回火过程主要包括马氏体的分解、残余奥氏体的转变以及合金碳化物的析出三部分。随着回火温度升高和回火次数增多,亚稳相的马氏体和残余奥氏体逐步形成稳定的铁素体和合金碳化物。

2) SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样经低温回火

后,析出物主要为大尺寸的条状和块状渗碳体;中温回火后,析出物主要为块状和颗粒状渗碳体,且随着回火温度升高,颗粒状碳化物数量增多,尺寸减小,分布更加均匀;550 °C 高温回火后,析出物主要为合金渗碳体,但尺寸较大;600 °C 高温回火以及二次回火后,合金渗碳体逐步转变为稳定的合金碳化物,且碳化物的尺寸减小。

3) SLM 成形 4Cr5MoSiV1 钢试样的显微硬度为 702 HV,抗拉强度为 1581 MPa,断后伸长率为 11.1%。经回火处理后,试样中的铁素体含量增多,晶格畸变程度减弱,空位数量减少,原始晶粒形貌特征消失,晶粒尺寸增大,晶界减弱为不连续的链状结构,且析出了不同形式的碳化物,上述因素降低了位

错密度和内应力,导致试样的显微硬度和抗拉强度减小,断后伸长率增大。

4) 试样经 450 °C 中温回火后析出了细小、均匀分布的碳化物,该碳化物与基体保持共格关系,通过沉淀强化作用使试样发生了二次强化。试样的显微硬度为 671 HV,抗拉强度为 1503 MPa,断后伸长率为 13.1%。

5) 未热处理和 200 °C 低温回火试样的拉伸断口上不存在韧窝,表现为脆性解理断裂;400 °C 和 450 °C 中温回火试样的拉伸断口上存在撕裂棱和少量韧窝,表现为准解理断裂;550 °C 和 600 °C 高温回火以及二次回火试样的拉伸断口上存在大量韧窝和撕裂棱,表现为以韧性断裂为主的准解理断裂。经 600 °C 二次回火后试样拉伸断口上的韧窝数量较多,韧窝尺寸和深度较大,断后伸长率最高,为 18.6%。

### 参 考 文 献

- [1] Yan J J, Zheng D L, Li H X, *et al.* Selective laser melting of H13: microstructure and residual stress [J]. *Journal of Materials Science*, 2017, 52(20): 12476-12485.
- [2] Xu J G, Chen Y, Chen H, *et al.* Influence of process parameters on forming defects of H13 steel processed by selective laser melting [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2018, 55(4): 041405.  
徐锦岗, 陈勇, 陈辉, 等. 工艺参数对 H13 钢激光选区熔化成形缺陷的影响[J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(4): 041405.
- [3] Ye X C, Liu S Y, Chen S H, *et al.* Heat treatment process of H13 hot die steel after forging[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2013, 38(12): 72-74.  
叶喜葱, 刘绍友, 陈实华, 等. H13 热作模具钢锻后热处理工艺[J]. *金属热处理*, 2013, 38(12): 72-74.
- [4] Ji X T, Chen K Y, Zhou Y, *et al.* Effect of Cr on performance of mold steel fabricated by selective laser melting [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2018, 55(9): 091402.  
季宪泰, 陈柯宇, 周燕, 等. 铬对激光选区熔化成形模具钢性能的影响[J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(9): 091402.
- [5] Kadirgama K, Harun W S W, Tarlochan F, *et al.* Statistical and optimize of lattice structures with selective laser melting (SLM) of Ti6Al4V material [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 97: 495-510.
- [6] Yang Y Q, Chen J, Song C H, *et al.* Current status and progress on technology of selective laser melting

of metal parts [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2018, 55(1): 011411.

杨永强, 陈杰, 宋长辉, 等. 金属零件激光选区熔化技术的现状及进展[J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(1): 011411.

- [7] Zhang J L, Li F L, Zhang H J. Research progress on preparation of metallic materials by selective laser melting [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(10): 100003.  
张家莲, 李发亮, 张海军. 选区激光熔化技术制备金属材料研究进展[J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(10): 100003.
- [8] Wen S F, Ji X T, Zhou Y, *et al.* Development status and prospect of selective laser melting of mould steels [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2018, 55(1): 011404.  
文世峰, 季宪泰, 周燕, 等. 激光选区熔化成形模具钢的发展现状及前景[J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(1): 011404.
- [9] Zheng D L. Fabrication of H13 steel by selective laser melting and residual stress analysis [D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016: 40-59.  
郑东来. H13 钢的选择性激光熔化制备及残余应力分析[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016: 40-59.
- [10] Mazur M, Brincat P, Leary M, *et al.* Numerical and experimental evaluation of a conformally cooled H13 steel injection mould manufactured with selective laser melting [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 93: 881-900.
- [11] Chen S, Tao F H, Jia C Z. Microstructure and micro-hardness of 4Cr5MoSiV1 die steels fabricated by selective laser melting [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2019, 46(1): 0102007.  
陈帅, 陶凤和, 贾长治. 选区激光熔化 4Cr5MoSiV1 模具钢显微组织及显微硬度研究[J]. *中国激光*, 2019, 46(1): 0102007.
- [12] Zhang J X, Huang J F, Wang H B, *et al.* Microstructures and mechanical properties of spray formed H13 tool steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2014, 50(7): 787-794.  
张金祥, 黄进峰, 王和斌, 等. 喷射成形 H13 钢的组织与力学性能[J]. *金属学报*, 2014, 50(7): 787-794.
- [13] 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.  
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.

- [14] Chen H Y, Gu D D, Gu R H, *et al.* Microstructure evolution and mechanical properties of 5CrNi4Mo die steel parts by selective laser melting additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(2): 0203003.  
陈洪宇, 顾冬冬, 顾荣海, 等. 5CrNi4Mo 模具钢选区激光熔化增材制造组织演变及力学性能研究[J]. 中国激光, 2016, 43(2): 0203003.
- [15] Liu J, Chen X Y, Fan Y B. Tailoring the defects and microstructure and tensile properties investigation of H13 steel by selective laser melting [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(16): 101-107.  
刘杰, 陈向阳, 范彦斌. 选区激光熔化成形 H13 钢缺陷、组织调控及拉伸性能[J]. 机械工程学报, 2018, 54(16): 101-107.
- [16] Song B, Dong S J, Liu Q, *et al.* Vacuum heat treatment of iron parts produced by selective laser melting: microstructure, residual stress and tensile behavior [J]. Materials & Design (1980-2015), 2014, 54: 727-733.
- [17] Cui Z Q, Wang K L, Wu R. Physical metallurgy and heat treatment [M]. Beijing: Peking University Press, 2010: 246-285.  
崔占全, 王昆林, 吴润. 金属学与热处理[M]. 北京: 北京大学出版社, 2010: 246-285.
- [18] Zhang C, Huang J F, Dou M Y, *et al.* Transformation rule of microstructure and carbides of H13 steel during tempering [J]. Heat Treatment of Metals, 2016, 41(5): 1-5.  
张程, 黄进峰, 窦梦阳, 等. H13 钢回火组织及碳化物转变规律[J]. 金属热处理, 2016, 41(5): 1-5.
- [19] Yan K. Effect of tempering treatment on microstructure and properties of H13 tool steel deposited by laser additive manufacturing technology [D]. Suzhou: Soochow University, 2017: 21-47.  
严凯. 激光增材制造 H13 钢及回火处理的组织和性能研究[D]. 苏州: 苏州大学, 2017: 21-47.
- [20] Hou W, Chen J, Chu S L, *et al.* Anisotropy of microstructure and tensile properties of AlSi10Mg formed by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(7): 0702003.  
侯伟, 陈静, 储松林, 等. 选区激光熔化成形 AlSi10Mg 组织与拉伸性能的各向异性研究[J]. 中国激光, 2018, 45(7): 0702003.
- [21] Liu Z W, Cheng X, Li J, *et al.* Heat-processing technology for laser additive manufacturing of 05Cr15Ni5Cu4Nb precipitation-hardening stainless steels [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(6): 0602010.  
刘正武, 程序, 李佳, 等. 激光增材制造 05Cr15Ni5Cu4Nb 沉淀硬化不锈钢的热处理工艺[J]. 中国激光, 2017, 44(6): 0602010.
- [22] Xiao Z N, Liu T T, Liao W H, *et al.* Microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy formed by selective laser melting after heat treatment [J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(9): 0902001.  
肖振楠, 刘婷婷, 廖文和, 等. 激光选区熔化成形 TC4 钛合金热处理后微观组织和力学性能[J]. 中国激光, 2017, 44(9): 0902001.
- [23] Song W W, Min Y A, Wu X C. Study on carbides and their evolution in H13 hot work steel [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2009, 30(5): 122-126.  
宋雯雯, 闵永安, 吴晓春. H13 钢中的碳化物分析及其演变规律研究[J]. 材料热处理学报, 2009, 30(5): 122-126.