



热处理工艺对 SLM 打印成形 CoCrMoW 显微结构和力学性能的影响

邱芷薇^{1,2}

(1. 广州纳联材料科技有限公司, 广东 广州 510651; 2. 江西悦安新材料股份有限公司, 江西 赣州 341500)

摘要: CoCrMoW 合金是烤瓷牙金属基底和可拆卸活动支架的理想材料。针对 SLM 成形 CoCrMoW 合金的热处理工艺,尤其是较长的时效时间导致的生产效率过低,以及热处理后 SLM 成形件尺寸一致性和翘曲变形程度等问题,对热处理后的合金性能进行了研究。以气雾化 CoCrMoW 合金粉末(粒度 15—53 μm)为原材料,采用 SLM 方法打印 CoCrMoW 合金试样,并将其分别在 920、960 和 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 下进行热处理并保温 1 h,随炉冷却至 600 $^{\circ}\text{C}$ 后取出。采用 SEM、EDS 和拉伸测试等方法,研究热处理工艺对 SLM 打印态 CoCrMoW 合金的显微结构及力学性能的影响。结果表明:热处理后合金基体的晶内、晶界均析出了第二相颗粒,在温度 920 和 960 $^{\circ}\text{C}$ 下析出相颗粒分布均匀且密集,而在温度 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 下晶内部分析出相溶解;随着热处理温度的提高,析出相明显生长得更加粗大。根据 EDS 成分分析,判断析出相为金属间化合物 $\text{Co}_3(\text{Mo}, \text{W})_2\text{Si}$ 。不同热处理条件下,试样的力学性能有明显差异,并且与析出相的分布、数量、尺寸密切相关。当在 920 $^{\circ}\text{C}$ 下进行热处理时,密集细小的析出相对基体的强化效果最为显著,表现为最高的屈服强度(1 134 MPa)、最低的塑性(延伸率 7%),断口为脆性倾向的准解理断裂。随着热处理温度升高,析出相发生了粗化且部分溶解,试样的强度逐渐下降,而塑性逐渐提升。在 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 下进行热处理时,合金的力学性能恢复至接近打印态水平,屈服强度 892 MPa、延伸率 14.8%,断口为韧性倾向的准解理断裂,此时合金兼具高强度和高塑韧性。此外,较高的热处理温度可以更有效地释放残余应力,减小翘曲变形,经 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 热处理后的试样形变量最小(0.13 mm)。热处理条件对 SLM 成形 CoCrMoW 合金的性能和形变控制至关重要,可以根据不同应用需求进行选择。

关键词: CoCrMoW 合金; 齿科材料; 激光选区熔化; 热处理; 显微结构; 力学性能; 翘曲变形; 残余应力

中图分类号: TG27.1

文献标志码: A

文章编号: 1673-9981(2024)05-0769-08

引文格式: 邱芷薇. 热处理工艺对 SLM 打印成形 CoCrMoW 显微结构和力学性能的影响[J]. 材料研究与应用, 2024, 18(5): 769-776.

QIU Zhiwei. Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Selective-Laser-Melted CoCrMoW[J]. Materials Research and Application, 2024, 18(5): 769-776.

0 引言

钴铬合金兼具良好的力学性能、生物相容性、耐磨耐蚀性能,以及价格优势,被广泛应用于口腔修复体。钴铬合金可分为 CoCrMo、CoCrW 和 CoCrMoW。其中,CoCrMoW 合金不仅含有可以细化晶粒、强化基体的 Mo 元素,而且通过添加 W 元素后可控制氧化膜厚度、避免过度氧化、降低热膨胀系数(与陶瓷材料接近)、有效提高合金/陶瓷结合力,是烤瓷牙金属基底及可拆卸活动支架的理想材料^[1]。

激光选区熔化技术(Selective laser melting, SLM)数字化程度高、尺寸准确度高、生产效率高、可个性化定制和复杂设计,是目前口腔修复体加工业常用的生产工艺^[2]。SLM 技术以合金粉末为原料,通过铺粉(每层厚度为 30—100 μm)后进行激光烧结,通过层层堆叠的方式生产零件。由于激光扫描速度(最高可达 10—15 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$)和冷却速度(1×10^6 — 1×10^8 $\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$)极高^[3-4],使材料局部经历高速的加热和冷却循环,导致内部产生分布不均匀的拉应力或压应力,这些应力会作为残余应力会留在

收稿日期:2024-05-11

作者简介:邱芷薇,硕士,研究方向为金属材料工程。E-mail:zhiweiq2021@163.com。

材料中,极易引发裂纹、分层、翘曲等缺陷。因此,需要选择合适的打印策略以保证打印过程中不产生缺陷,以及后续热处理去除残余应力以改善力学性能^[5-6]。

SLM成形打印态合金CoCrMoW的晶粒细小,合金元素来不及以碳化物或金属间化合物的形式析出,而使基体处于过饱和状态,其主要相组成为FCC结构的高温相 γ -Co,因此打印态CoCrMoW合金兼具高强度和高延展性^[7]。热处理会改变相组成,使亚稳态的 γ -Co相部分转变为HCP结构的 ϵ -Co相,从而强化基体。纯钴的 γ -Co \rightarrow ϵ -Co相变温度约为417 $^{\circ}\text{C}$,而CoCrMoW合金中HCP相的稳定元素Cr、Mo、Si会使相变温度提高,造成 γ -Co \rightarrow ϵ -Co相变动力学迟缓^[8-9],通常需通过应力诱导马氏体相变或等温时效来促进相的转变^[10],相变的同时会析出大量第二相颗粒,对位错起钉扎作用,从而提高合金的强度和脆性^[11-12]。2016年,Mengucci等^[13]首次确定了激光烧结成形CoCrMoW合金中的析出相为HCP结构的 $\text{Co}_3(\text{Mo}, \text{W})_2\text{Si}$ 金属间化合物。之后多个研究进一步证实了这一结果,并且证明调节热处理工艺可以有效调控第二相颗粒的分布、尺寸、数量,进而达到理想的强度与塑性^[1,14-16]。Wei等^[1]研究并对比了不同温度(750、850、950、1 050和1 150 $^{\circ}\text{C}$)下热处理1 h,空冷后的SLM成形CoCrMoW合金的力学性能,发现在1 050 $^{\circ}\text{C}$ 下热处理可以使材料具有高强度和高塑性特性。由于高温真空热处理设备价格昂贵,目前国内大部分口腔修复体加工厂商的真空热处理炉的温度无法达到1 000 $^{\circ}\text{C}$ 以上,一般只能达到900—1 000 $^{\circ}\text{C}$ 。

针对目前SLM成形CoCrMoW合金热处理工艺存在时效处理时间较长、生产效率低和难以满足实际加工需求,以及对热处理后尺寸一致性及翘曲变形程度的研究较少等问题,本文以国产气雾化CoCrMoW合金粉末为实验材料,对SLM成形CoCrMoW合金在不同温度(920、960、1 000 $^{\circ}\text{C}$)下进行高效热处理。同时,探究不同热处理工艺对合金的第二相析出、力学性能、翘曲变形程度的影响,为SLM成形齿科CoCrMoW合金的研制与性能改进提供技术参考。

1 实验部分

1.1 材料及选区激光熔化成形

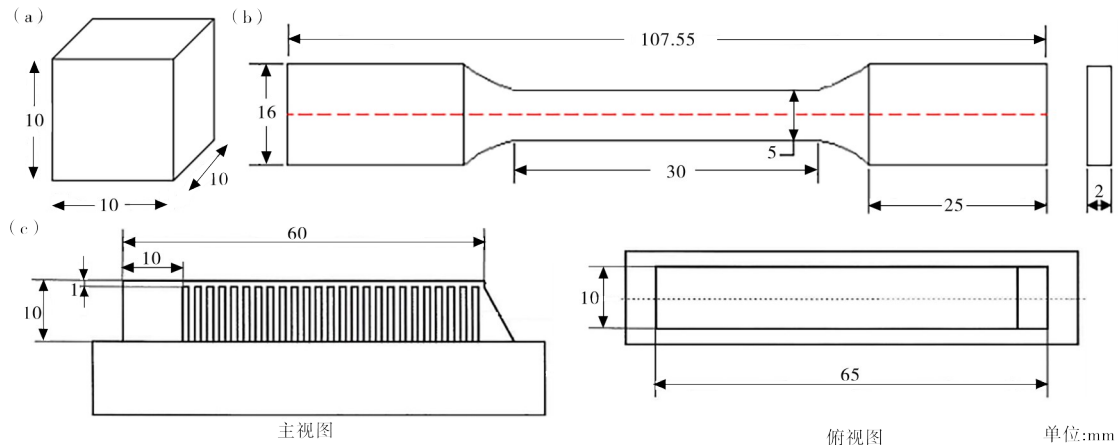
实验用CoCrMoW合金粉末,由广州纳联材料科技有限公司采用氮气非真空气雾化法制备,粉末粒径范围为15—53 μm 、振实密度5.38 $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ 、松装密度4.96 $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ 、流动性16.05 $\text{s}\cdot(50\text{g})^{-1}$,其成分列于表1。使用SLM设备(型号FS121M-UP,华曙高科生产,中国)打印合金CoCrMoW试样,SLM成形工艺参数列于表2。图1为打印试样示意图。

表1 CoCrMoW粉末化学成分

成分	Co	Cr	W	Mo	Si
含量 $w/\%$	余量	25.5	5.7	4.5	<1.0

表2 SLM成形工艺参数

激光功率/ W	扫描速度/ ($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	扫描间距/ mm	铺粉层厚/ mm
200	1000	0.08	0.03



(a)—方块试样;(b)—拉伸试样;(c)—单边悬臂梁试样。

(a)—cube specimen; (b)—tensile specimen; (c)—warp specimen.

图1 打印试样示意图

Figure 1 Schematic of dimensions

1.2 热处理实验

使用真空热处理炉(型号 R-1904, 珠海市瑞丰智造科技有限公司生产, 中国)对 SLM 打印态的试样进行热处理。首先以 $10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ 的升温速度, 分别将温度加热至 920、960 和 1 000 $^{\circ}\text{C}$, 在不同温度下进行热处理并保温 1 h, 随后炉冷至 600 $^{\circ}\text{C}$ 后取出试样。为进一步探究热处理温度对残余应力释放及烤瓷后尺寸一致性的影响, 采用烤瓷炉(型号 A3+, Vice 公司生产, 中国)对热处理过的单边悬臂梁试样进行模拟烤瓷(预氧化温度 960 $^{\circ}\text{C}$ 、保温 2 min, 烤瓷模拟温度 940 $^{\circ}\text{C}$ 、保温 1 min, 共循环 3 次)。

1.3 性能测试

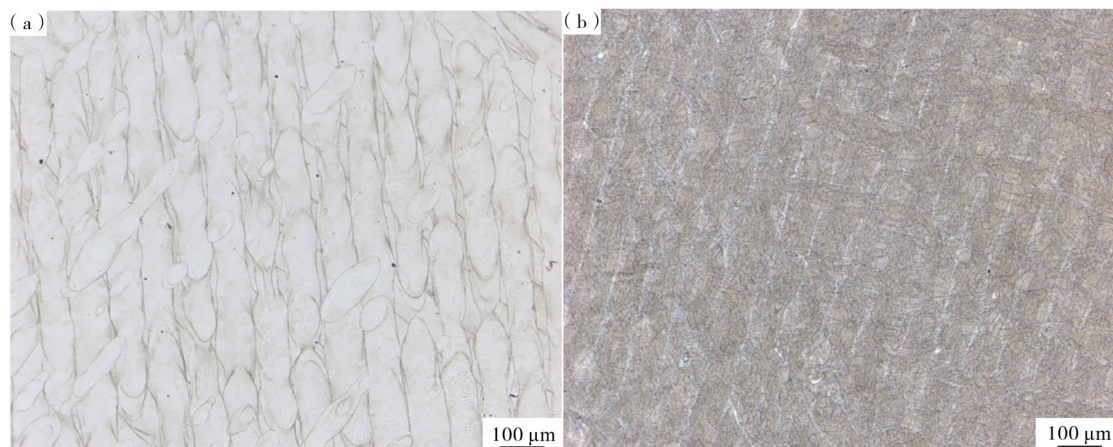
采用万能试验机(型号 CMT4504, 山东万辰试验机有限公司生产, 中国)进行拉伸测试, 拉伸速度 $2\text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ 。利用扫描电镜 SEM(Phenom ProX, Phenom, 荷兰)观察拉伸试样的断口形貌和析出相, 利用 EDS 分析析出相的成分。将方块试样打磨抛光后, 用王水(浓盐酸和浓硝酸的体积比 3:1)腐蚀, 用金相显微镜(Axio Lab. A1, Zeiss, 德国)观察其金

相组织。为了检验热处理工艺释放残余应力的效果, 利用光学显微镜(SK2208U8, Saikedigital, 中国), 对单边悬臂梁试样的翘曲变形量进行了观察和测量。

2 结果与分析

2.1 显微形貌

图 2 为 SLM 成形件的金相显微图。从图 2(a) 可见, 未经热处理的 SLM 成形件, 其显微结构为熔道搭接结构, 并未出现铸造成形件的枝晶结构。表明, SLM 成形件的显微结构主要取决于激光扫描策略及成形参数。铸造枝晶结构是在热力学平衡(400—500 $^{\circ}\text{C}$)状态下, 伴随 $\gamma\text{-Co}\rightarrow\epsilon\text{-Co}$ 同素异构相变发生并形成枝晶, 由于铸锭内部降温缓慢而有充分的时间使之长大, 直至晶界达到固态。而 SLM 成形的冷却速度极快, 来不及达到热力学平衡状态, 因而无法形成枝晶, 以及发生 $\gamma\text{-Co}\rightarrow\epsilon\text{-Co}$ 转变^[17]。从图 2(b) 可见, 不同温度的热处理均使合金晶粒发生了缓慢的再结晶, 但熔道搭接结构仍然存在并没有完全消失。



(a)—打印态; (b)—热处理后。
(a)—as-built; (b)—heat-treated.

图 2 金相显微镜图像

Figure 2 Metallographic micrographs

图 3 为不同热处理条件下 SLM 成形件的 SEM 图像。从图 3 可见, 在不同热处理温度下, 固溶元素自发地以金属间化合物或碳化物的形式析出。在 920 和 960 $^{\circ}\text{C}$ 热处理温度下, 析出相在晶内、晶间都有着均匀且密集分布, 且热处理温度 960 $^{\circ}\text{C}$ 下的析出相尺寸明显大于 920 $^{\circ}\text{C}$ (见图 3(a—b)); 当热处理温度提升至 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 时, 析出相主要集中于晶界处, 而晶内较稀疏 (见图 3(c)), 说明晶内的析出相已部分

溶解。另外, 随热处理温度的升高, 晶界析出相生长得更加粗大, 热处理温度 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 时析出相的尺寸明显大于 920 和 960 $^{\circ}\text{C}$ 。在 SEM 图像中亮度较高点为析出相, 说明富含高原子序数元素, 经 EDS 点分析发现析出相内富集 Mo 和 W 元素 (见图 3(d)), 而且析出相中 Si 含量明显高于基底。结合文献^[1, 15-16]报道, 可判断析出相为 $\text{Co}_3(\text{Mo}, \text{W})_2\text{Si}$ 金属间化合物。

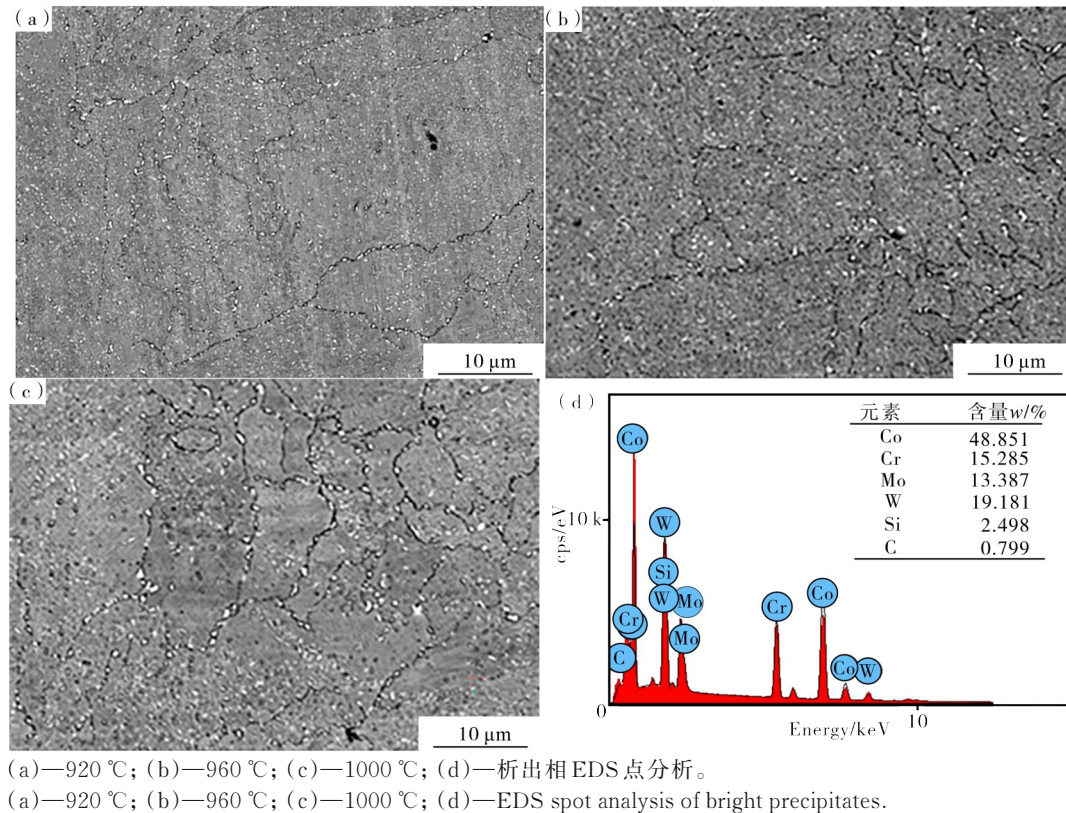


图3 不同热处理条件下SLM成形件的SEM图
Figure 3 SEM micrographs under different heat treatment conditions

2.2 力学性能

通过调整热处理工艺可以显著改变试样的力学性能。图4为不同热处理温度下SLM成形件的力学性能。从图4可见:与打印态相比,3种热处理工艺均不同程度地提升了SLM成形件的强度,经920 °C热处理后,屈服强度及抗拉强度由839和1 277 MPa分别提升至1 134和1 412 MPa,但延伸

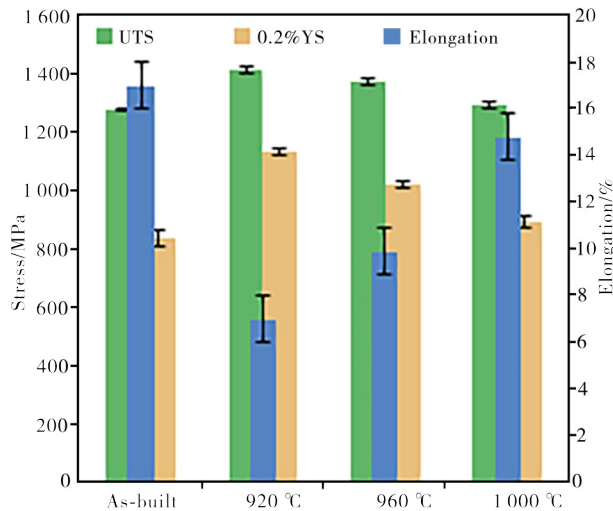


图4 SLM成形件的力学性能
Figure 4 Mechanical properties

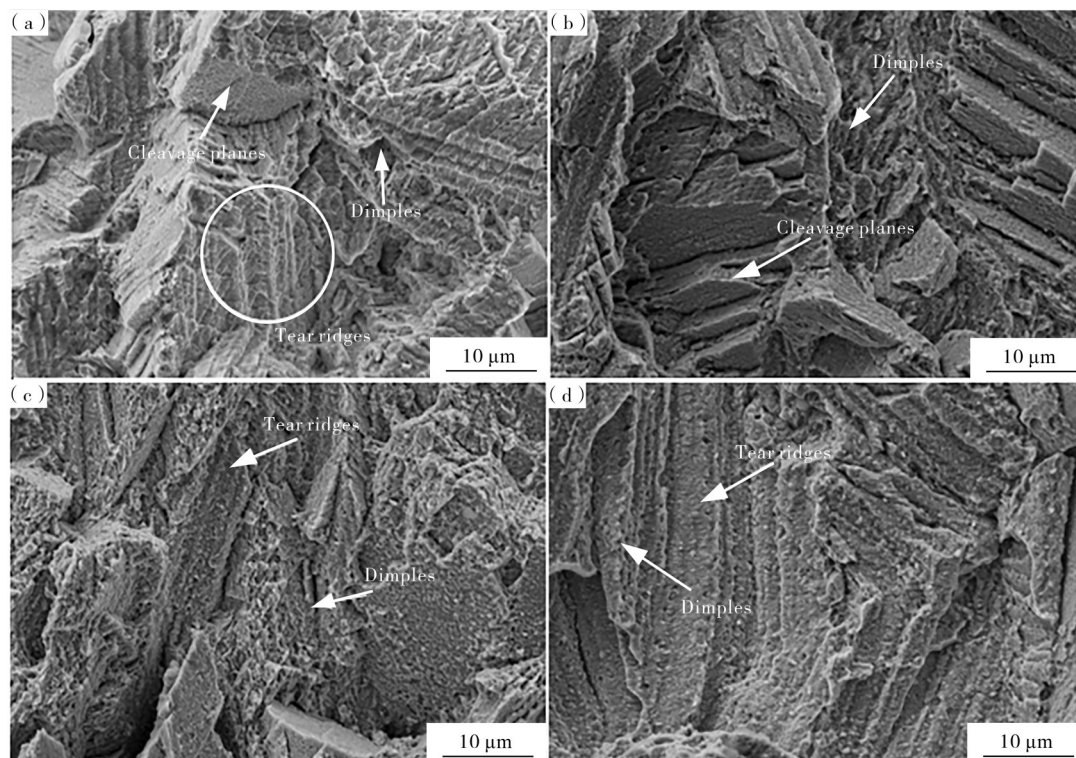
率却由17%降至7%;随着热处理温度的提高,SLM成形件强度逐渐降低,延伸率逐渐回升。经960 °C热处理后SLM成形件的屈服强度、抗拉强度分别为1 019和1 373 MPa,延伸率为9.9%;经1 000 °C热处理后SLM成形件的屈服强度、抗拉强度分别为892和1 294 MPa,延伸率为14.8%。不同热处理温度下,SLM成形件的屈服强度均满足修复体对拉伸性能的要求^[18],这有利于阻止塑性形变,使材料作为烤瓷牙基底时更不易发生瓷层脱落。然而,在应用时还需要注意延伸率是否合适,比如对于烤瓷牙基底,少量的永久变形也会导致瓷层破裂^[19],而可拆卸活动支架则需要较高的延伸率以方便调节形状。强度和延伸率的权衡,应根据具体应用的需求进行调整。

文献[1, 10]研究结果表明,当热处理温度为750—950 °C时发生 γ -Co \rightarrow ϵ -Co的快速转变,且 ϵ -Co含量在950 °C左右时达到最大值,当热处理温度为1 000 °C以上时发生 ϵ -Co \rightarrow γ -Co的转变。由于本研究采用的热处理温度为920—1 000 °C且间隔仅40 °C,认为 ϵ -Co相含量差异较小,因而对力学性能的影响有限。另一方面,析出相对位错滑移起钉扎作用,会使强度和脆性提高,强化效果随着析出相的数量增多、体积减小而增强^[1]。经920 °C热处理后

出现大量均匀分布的细小析出相,该析出相强化效果最大,此时强度也最高;经 960 °C 热处理后析出相尺寸较 920 °C 时长大,因而强化效果减弱,此时强度略有降低;当热处理温度升至 1 000 °C 时,随着晶内析出相的溶解,以及析出相的粗大,此时强化效果最弱,强度继续降低,但仍高于打印态。综上所述,力学性能的变化趋势与析出相的数量、尺寸及分布有强烈的相关性。

图 5 为拉伸试样的断口形貌图。从图 5 可见:打印态 SLM 成形件的断口有解理面、韧窝及大量撕裂棱(见图 5 (a)),其断裂机理为准解理断裂;经热处

理的 SLM 成形件,由于析出了较多的第二相颗粒,因而在拉伸断裂时形成了较多的微坑(见图 5 (b—d)),即韧窝,不过韧窝深度普遍较浅,意味着塑性变形能力有限。经 920 °C 热处理后 SLM 成形件的断口有大量解理台阶,部分区域有韧窝和撕裂棱,因此认为是脆性倾向的准解理断裂,这一观察结果与其较低的断后延伸率结果一致;随着热处理温度升高至 960 °C 和 1 000 °C 时,断口形貌主要为长的撕裂棱和韧窝,证明合金的塑性变形能力逐渐提升,断裂模式由脆性断裂逐渐过渡为韧性断裂。



(a)—打印态;(b)—920 °C;(c)—960 °C;(d)—1 000 °C。

(a)—as-built; (b)—920 °C; (c)—960 °C; (d)—1 000 °C。

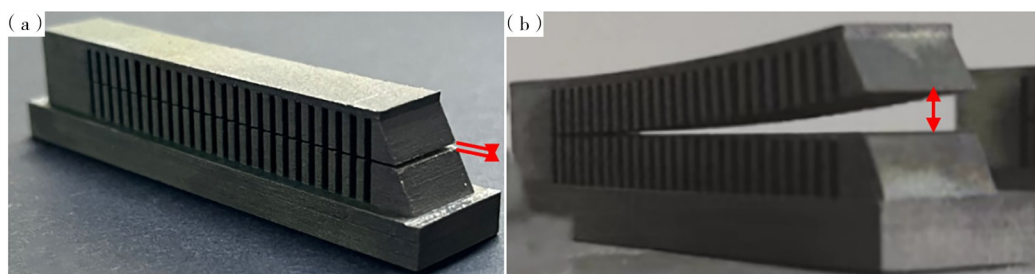
图 5 SLM 成形件断面形貌

Figure 5 SEM images of fracture morphologies

2.3 翘曲变形

图 6 为单边悬臂梁 SLM 成形件热处理后的翘曲变形图。经热处理后单边悬臂梁 SLM 成形件发生了轻微的翘曲(见图 6(a)),支撑结构开裂,上层略微翘起。这是因为在冷却过程中上层趋于收缩,但受到已凝固的下层阻碍,产生了拉应力^[6,20]。热处理后的单边悬臂梁 SLM 成形件翘曲变形量为 0.13—0.25 mm(见表 3),推测是热处理未完全释放残余应力而导致的翘曲,但零件内部的拉应力水平

已经降低^[5,21],所以变形量较小。根据经验,若采取不适当的热处理工艺,将无法有效降低拉应力,此时单边悬臂梁 SLM 成形件将发生大幅度的翘曲变形(见图 6(b))。经过模拟烤瓷后,SLM 成形件在不同热处理温度下翘曲变形均有增大,其中经 1 000 °C 热处理后变形量依然为最小,而经 920 °C 热处理后变形最明显,增至 1.2 mm。表明,随着热处理温度的升高,翘曲变形量逐渐减小,并且在模拟烤瓷后也能更好地保持尺寸一致性,避免大幅度变形。说明,提高热处理温度有利于残余应力的释放。



(a)—热处理后轻微翘曲变形;(b)—不适当工艺下严重翘曲变形。
(a)—slight warping after heat treatment; (b)—severe warping under inappropriate heat treatment.

图6 热处理后单边悬臂梁SLM成形件的翘曲变形图

Figure 6 Warping of heat-treated warp specimen

表3 热处理/模拟烤瓷后的翘曲变形量

Table 3 Warpage after heat treatment, oxide fire and ceramic fire simulation

温度/℃	翘曲变形量/mm	
	热处理后	模拟烤瓷后
920	0.25±0.02	1.2±0.1
960	0.15±0.02	0.5±0.1
1 000	0.13±0.02	0.3±0.1

3 结论

本研究分析了不同热处理工艺对SLM成形CoCrMoW合金显微结构、力学性能、翘曲变形的影响。

(1)热处理后,SLM成形件中均析出了第二相颗粒,而且不同热处理温度对析出相的分布、数量、尺寸有显著影响。经920℃热处理后析出相尺寸较小,密集且均匀分布在晶内和晶界处;经960℃热处理后析出相尺寸略有长大;经1 000℃热处理后析出相尺寸最大,且分布于晶内的部分析出相已溶解。经EDS分析可判断析出相为 $\text{Co}_3(\text{Mo},\text{W})_2\text{Si}$ 。

(2)经不同热处理后,SLM成形件的力学性能有明显差异。相较打印态SLM成形件,经920℃热处理后强度大幅提高,屈服强度及抗拉强度分别从839和1 277 MPa提升至1 134和1 412 MPa,但延伸率却由17%降至7%,此时塑性最低,断口形貌为脆性倾向的准解理断裂。随着热处理温度升高,强度下降,塑性提升且逐渐回复至打印态水平,经960和1 000℃热处理后断口均为韧性倾向的准解理断裂,塑性更好。表明,可以根据具体应用的性能需求权衡强度和塑性,选择合适的热处理工艺。

(3)热处理可以有效减少残余应力,表现为热处理后试样仅出现轻微的翘曲变形(变形量0.13—0.25 mm),但残余应力释放可能仍不完全,需模拟烤瓷后的变形。920℃热处理的试样在模拟烤瓷后,变形量由0.25 mm大幅增大至1.2 mm。热处

理温度越高,越有利于减小残余应力,热处理后和模拟烤瓷后翘曲变形量越小,尺寸一致性越好。

(4)1 000℃热处理后的材料兼具较高的强度(屈服强度892 MPa、抗拉强度1 294 MPa)和较高的塑性,延伸率为14.8%,同时残余应力释放更完全,翘曲变形量最小,热处理及模拟烤瓷后变形量分别仅为(0.13±0.02) mm和(0.3±0.1) mm。

参考文献:

- [1] WEI W, ZHOU Y N, SUN Q, et al. Microstructures and mechanical properties of dental Co-Cr-Mo-W alloys fabricated by selective laser melting at different subsequent heat treatment temperatures [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, 51: 3205-3214.
- [2] MUNIR K, BIESIEKIERSKI A, WEN C, et al. *Metallic biomaterials processing and medical device manufacturing* [M]. Cambridge: Woodhead Publishing, 2020:235-269.
- [3] HASHMI S, BATALHA G F, TYNE C J V, et al. *Comprehensive materials processing* [M]. Amsterdam: Elsevier, 2014, (10):93-134.
- [4] BERTOLI U, GUSS G, WU S, et al. In-situ characterization of laser-powder interaction and cooling rates through high-speed imaging of powder bed fusion additive manufacturing [J]. *Materials & Design*, 2017, (135):385-396.
- [5] DEBROY T, WEI H L, ZUBACK J S, et al. Additive manufacturing of metallic components—Process, structure and properties [J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92:112-224.
- [6] MUGWAGWA L, DIMITROV D, MATOPE S, et al. Residual stresses and distortions in selective laser melting—A review [C]. Vanderbijlpark: Rapid Product Development Association of South Africa, 2016.
- [7] WEI W, ZHOU Y N, LIU W B, et al. Microstructural characterization, mechanical properties, and corrosion

- resistance of dental Co-Cr-Mo-W alloys manufactured by selective laser melting [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, 27:5312-5320.
- [8] BAWANE K, SRINIVASAN D, BANERJEE D. Microstructural evolution and mechanical properties of direct metal laser-sintered (DMLS) CoCrMo after heat treatment [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(2):3793-3811.
- [9] KAZANTSEVA N, EZHOV I V, DAVYDOV D I, et al. Analysis of structure and mechanical properties of Co-Cr-Mo alloy obtained by 3D printing [J]. *The Physics of Metals and Metallography*, 2019, 120(12): 1172-1179.
- [10] TURRUBIATES-ESTRADA R, SALINAS-RODRIGUEZ A, LOPEZ H F. FCC to HCP transformation kinetics in a Co-27Cr-5Mo-0.23C alloy [J]. *Journal of Materials Science*, 2011, 46:254-262.
- [11] DIMITRIADIS K, LEKATOU A G, SFIKAS A K, et al. Influence of heat-treatment cycles on the microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance of Co-Cr dental alloys fabricated by selective laser melting [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, 30(7):5252-5265.
- [12] YAO M X, WU J B C, YICK S, et al. High temperature wear and corrosion resistance of a Laves phase strengthened Co-Mo-Cr-Si alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 435-436:78-83.
- [13] MENGUCCI P, BARUCCA G, GATTO A, et al. Effects of thermal treatments on microstructure and mechanical properties of a Co-Cr-Mo-W biomedical alloy produced by laser sintering [J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2016, 60:106-117.
- [14] HU Y B, DONG C F, KONG D C, et al. Effects of post-production heat treatment on the mechanical and corrosion behaviour of CoCrMoW alloy manufactured through selective laser melting [J]. *Materials Today Communications*, 2021, 29:102994.
- [15] DONG X, SUN Q, ZHOU Y N, et al. Influence of microstructure on corrosion behavior of biomedical Co-Cr-Mo-W alloy fabricated by selective laser melting [J]. *Corrosion Science*, 2020, 170:108688.
- [16] SANTECCHIA E, GATTO A, BASSOLI E, et al. Precipitates formation and evolution in a Co-based alloy produced by powder bed fusion [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 797:652-658.
- [17] HITZLER L, ALIFUI-SEGBAYA F, WILLIAMS P, et al. Additive manufacturing of cobalt-based dental alloys: Analysis of microstructure and physicomechanical properties [J]. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2018, 82:13023.
- [18] 国家药监局. 牙科学增材制造口腔固定和活动修复用激光选区熔化金属材料:YY/T 1702-2020 [S]. 北京: 中国标准出版社, 2020.
- [19] AL JABBARI Y S. Physico-mechanical properties and prosthodontic applications of Co-Cr dental alloys: A review of the literature [J]. *The Journal of Advanced Prosthodontics*, 2014, 6(2):138-145.
- [20] SHIOMI M, OSAKADA K, NAKAMURA K, et al. Residual stress within metallic model made by selective laser melting process [J]. *CIRP Annals*, 2004, 53(1): 195-198.
- [21] NAGESHA B K, VINODH K, AMIT KUMAR T, et al. Influence of post-processing techniques on residual stresses of SLM processed HPNGV [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, 66: 189-197.

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Selective-Laser-Melted CoCrMoW

QIU Zhiwei^{1,2}

(1. Material Technology Innovations Co., Ltd., Guangzhou 510651, China; 2. Jiangxi Yuean Advanced Materials Co., Ltd., Ganzhou 341500, China)

Abstract: CoCrMoW alloy is an ideal material for metal substructures in porcelain-fused-to-metal crowns and removable partial dentures. This study focuses on the heat treatment process of selective-laser-melted CoCrMoW alloy, particularly addressing issues such as low production efficiency due to prolonged aging time, as well as part dimension consistency and warping after heat treatment. In this study, specimens were printed using 15—53 μm gas-atomized powder as raw material, and were subjected to heat treatment at temperatures of 920, 960, 1 000 $^{\circ}\text{C}$ for 1 hour, followed by furnace cooling to 600 $^{\circ}\text{C}$ before removal. The effects of heat treatment on the microstructure and mechanical properties were investigated using metallographic microscopy, SEM, EDS, tensile testing. It was found that after heat treatment, the second phase precipitated in both the

intra-granular and inter-granular regions of the alloy matrix. After heat treatment at 920 °C and 960 °C, the precipitates were uniformly distributed and dense, while after heat treatment at 1 000 °C, the precipitates within the grains had partially dissolved. Furthermore, the size of the precipitates noticeably increased with increasing heat treatment temperature. Based on EDS compositional analysis, the precipitates was identified as possibly the intermetallic compound $\text{Co}_3(\text{Mo}, \text{W})_2\text{Si}$. Under different heat treatment conditions, the mechanical properties of the samples differed significantly, closely related to the distribution, quantity, and size of the precipitates. The dense and fine precipitates at 920 °C showed the most significant strengthening effect on the matrix, resulting in the highest yield strength (1 134 MPa), lowest plasticity (7% elongation), and quasi-cleavage fracture with brittle tendency. As the precipitates coarsened and partially dissolved, the strength gradually decreased while the plasticity increased. At 1 000 °C, the mechanical properties were restored to levels close to the as-built state, with a yield strength of 892 MPa, elongation of 14.8%, and quasi-cleavage fracture with ductile tendency, demonstrating both high strength and high plasticity. Additionally, heat treatment at higher temperatures can reduce residual stress and warping deformation more effectively, with the smallest deformation (0.13 mm) observed in specimens treated at 1 000 °C. The choice of heat treatment conditions depends on the requirements of different applications and is crucial for controlling the performance and deformation of selective-laser-melted CoCrMoW alloy.

Keywords: CoCrMoW alloy; dental alloy; SLM; heat treatment; microstructure; mechanical properties; warping; residual stress

(学术编辑:褚欣)