

热处理对激光沉积 DZ125 合金组织与摩擦磨损性能的影响

卞宏友^{1,2}, 邱腾达¹, 王世杰², 曲 伸³, 王 伟¹, 杨 光¹

(1. 沈阳航空航天大学 航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 辽宁 沈阳 110136)

(2. 沈阳工业大学, 辽宁 沈阳 110870)

(3. 中国航发沈阳黎明航空发动机有限责任公司, 辽宁 沈阳 110043)

摘 要: 研究了不同热处理制度对激光沉积 DZ125 高温合金显微组织、硬度及摩擦磨损性能的影响规律。结果表明: 沉积区枝晶形貌为外沿生长的柱状枝晶, 平均一次枝晶间距约为 10.8 μm , 经单级时效 (870 $^{\circ}\text{C}/20\text{ h}$, AC) 和双级时效 (1100 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$, AC+870 $^{\circ}\text{C}/20\text{ h}$, AC) 热处理后, 试样的枝晶形貌与沉积态差别不大, γ' 相均发生粗化现象, 且双级时效热处理后的 γ' 相粗化程度更高、尺寸分布更为均匀; 双级时效热处理制度下, 不同低温时效温度 γ' 相的平均尺寸和含量不同, 其中 1100 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$, AC+870 $^{\circ}\text{C}/20\text{ h}$, AC 制度下, γ' 相的平均尺寸和含量最大; 经单级时效和双级时效热处理后, 碳化物中 Ti 元素含量均呈下降趋势; 双级时效热处理后, 析出 2 种形貌不规则的 MC 碳化物, 分别为富含 Cr、Co 元素的 $M_{23}C_6$ 型碳化物和富含 W、Mo 元素的 M_6C 型碳化物; 单级时效和双级时效热处理试样的磨损机理均为磨粒磨损, 双级时效热处理试样的显微硬度及耐磨性能均优于单级时效。

关键词: DZ125 高温合金; 热处理; 激光沉积; 显微组织; 摩擦磨损

中图分类号: TG146.1⁺5; TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)08-2839-06

DZ125 定向凝固镍基高温合金适用于 1000 $^{\circ}\text{C}$ 以下工作的燃气涡轮转子叶片和 1050 $^{\circ}\text{C}$ 以下工作的导向叶片^[1]。这些叶片长期服役于高温高压的复杂环境中, 极易出现磨损, 烧蚀等损伤。若能对其进行快速高性能修复, 将有效缩短航空发动机的运维周期, 降低成本。激光沉积修复技术热输入量小, 对基体损伤小, 且能够对复杂损伤零件进行快速高性能修复, 在高温合金等零部件的修复方面具有明显优势^[2-4]。但激光沉积修复冷却速率快, 而 DZ125 合金又是沉淀强化型镍基高温合金, 其主要强化相 γ' 相以及 MC 碳化物在较快的冷却速率下析出不充分、分布不均匀, 其力学性能很难达到使用要求^[5]。热处理是优化组织, 提高力学性能的重要方式, 因此有必要对沉积组织进行后续热处理, 使其力学性能达到使用要求。

国内外学者对激光沉积高温合金热处理的组织 and 性能进行了大量研究, 杨海欧^[6]等研究发现, 随着时效热处理时间延长, 激光沉积 DZ125 高温合金中小尺寸 γ' 相颗粒逐渐溶解, 大尺寸 γ' 相颗粒逐渐长大。卞宏友^[7]等发现激光沉积修复 GH738 合金时效处理

后, 碳化物主要在晶界析出, 且随着时效温度升高, 依次由断续状向项链状和包膜状转变。吕豪^[8]等研究表明, 激光增材制造 GH4099 合金固溶热处理后发生了明显的再结晶现象, 而时效处理后的组织没有明显差异。Blackwell^[9]等研究表明激光沉积 Inconel718 合金热处理成形件的强度超过锻件水平。Cao 等^[10]通过热处理的方法减小 Inconel718 激光快速成型后的残余应力来提高力学性能。综上可知, 热处理可以优化组织, 提高力学性能。

本工作研究了不同热处理制度对激光沉积修复 DZ125 合金显微组织、硬度以及摩擦磨损性能的影响, 以期制定激光沉积 DZ125 合金的热处理制度提供参考。

1 实 验

实验在沈阳航空航天大学 LDM-800 激光沉积设备上, 进行, 基材为 DZ125 高温合金铸造圆棒, 沉积粉末为定制 DZ125 高温合金球形粉末, 基材与粉末材料的化学成分如表 1 所示, 粉末粒径为 100~300 μm 。工

收稿日期: 2019-08-05

基金项目: 辽宁省自然科学基金 (20170540690); 国家重点研发计划 (2017YFB1104002)

作者简介: 卞宏友, 男, 1975 年生, 博士, 教授, 沈阳工业大学机械工程学院, 辽宁 沈阳 110870, E-mail: bhy@sia.cn

表 1 基材与粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of the substrate and powder (ω/%)											
Material	Ni	Al	Co	Cr	Mo	W	Ti	Ta	C	B	Hf
Substrate	Base	4.8~5.4	9.5~10.5	8.4~9.4	1.5~2.5	6.5~7.5	0.7~1.2	3.5~4.1	0.07~0.12	0.01~0.02	1.2~1.8
Powder	Base	2.0~5.0	3.0~13	4.0~15	1.0~2.0	3.0~11.0	0.5~2.5	1.8~6.1	0.07~0.12	0.01~0.02	0.5~1.0

艺参数为：功率 420 W，扫描速度 1 mm/s，送粉率为 0.1 g/min，搭接率 50%。采用 SGM.VB30/12G 型箱式电阻炉对修复试样进行热处理，热处理制度如表 2 所示。沿沉积高度方向截取试样，采用 HCl (20 mL)+CuSO₄ (5 g)+H₂O (100 mL)腐蚀液对抛光后的试样进行腐蚀，采用 OLYMPUS-GX51 型光学显微镜和 S3400 型扫描电镜进行显微组织观察，采用 image-pro 软件进行 γ'相的定量分析。采用 HVS-50 显微硬度计进行硬度测试。采用球盘式 HT-1000 型摩擦磨损试验机进行摩擦磨损性能测试。

2 结果与分析

2.1 宏观形貌

图 1 为不同试样的宏观形貌。图 1a 为沉积态试样形貌，沉积区与基材形成了良好的冶金结合，枝晶形貌为外沿定向生长的柱状枝晶，平均一次枝晶间距约为 10.8 μm，柱状晶沿沉积高度方向生长，一次枝晶与二次枝晶相互垂直，二次枝晶臂不发达。图 1b、1c 分别为单级时效热处理（870 ℃/20 h，AC）及双级时效

热处理（1100 ℃/4 h，AC+870 ℃/20 h，AC）后的试样形貌，可以看出，经 2 种时效热处理后，沉积区的枝晶形貌变化不明显，宏观组织与沉积态差别不大。

2.2 γ'相

图 2 为不同试样的 γ'相形貌。图 2a 为沉积态 γ'相形貌，可以看出沉积区枝晶间分布着粗大的 γ'相，尺寸约为 0.13 μm，细小的 γ'相尺寸约为 0.03 μm。热处理之后的 γ'相明显粗化，由图 2b 可以看出，经 870 ℃/20 h，AC 单级时效热处理后，粗大的 γ'相尺寸达到 0.5 μm，细小的 γ'相尺寸约为 0.08 μm，大小 γ'相之间存在较大的尺寸差，且单级时效后的 γ'相形状不规则；图 2c、2d、2e 分别对应 3#、4#、5#试样 γ'相形貌，可以看出，经双级时效热处理后，大部分 γ'相尺寸分布在 0.3~0.5 μm 之间，且形状较为规整。对比图 2b 和图 2d 可知，相比于沉积态，无论是单级时效还是双级时效，γ'相均发生了粗化现象，但双级时效后的 γ'相粗化程度更高，尺寸分布更为均匀。由于 γ'相是 DZ125 高温合金的主要强化相，因此粗化程度更高，形态更为规整的 γ'相可以充分发挥其力学性能。

表 3 为沉积态及不同热处理制度下的 γ'相含量及平均尺寸，可以看出双级时效热处理试样的 γ'相平均尺寸和含量都高于单级时效，对比 3#、4#、5#试样发现，1100 ℃/4 h，AC+870 ℃/20 h，AC 制度下，γ'相的平均尺寸和含量最高，说明该条件下 γ'相的析出量达到了最大值。

根据 Gibbs-Thomson 定律，γ 相内元素的溶解度

表 2 激光沉积 DZ125 高温合金热处理制度	
Table 2 Heat treatment for DZ125 alloy of laser deposition	
Sample	Heat treatment
1#	As-deposited
2#	870 ℃/20 h, AC
3#	1100 ℃/4 h, AC + 850 ℃/20 h, AC
4#	1100 ℃/4 h, AC + 870 ℃/20 h, AC
5#	1100 ℃/4 h, AC + 890 ℃/20 h, AC

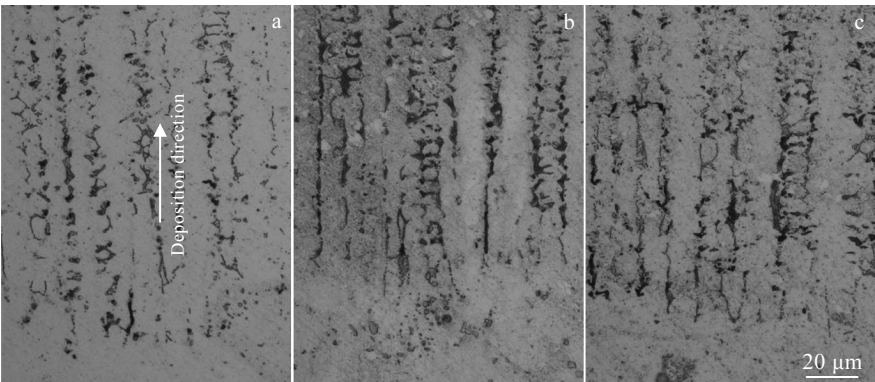
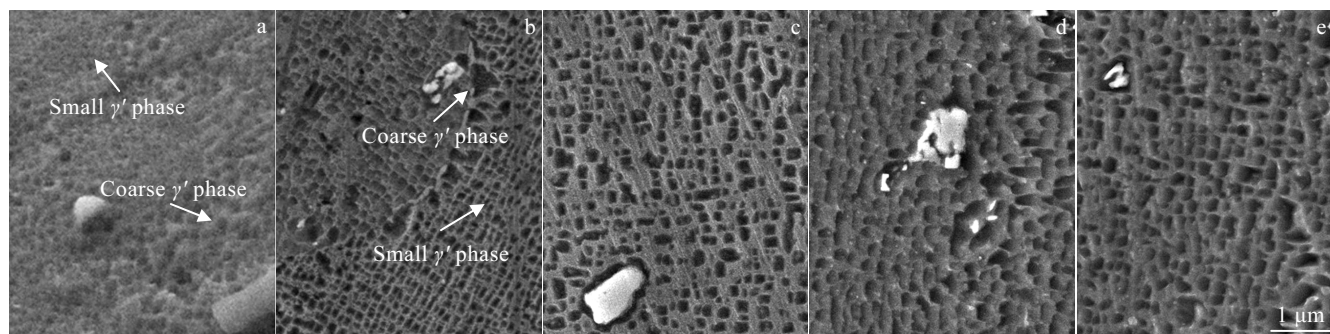


图 1 不同试样的宏观形貌

Fig.1 Macroscopic morphologies of different samples: (a) 1#, (b) 2#, and (c) 4#

图 2 不同试样的 γ' 相形貌Fig.2 γ' phase morphologies of different samples: (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) 4#, and (e) 5#

与颗粒半径 r 成反比^[11]，即颗粒体积越小，其附近的 γ 基体浓度越高。所以对于 Ti、Ta 等 γ' 相的形成元素而言，小尺寸 γ' 相附近 γ 基体的浓度要大于大尺寸 γ' 相附近 γ 基体的浓度，使得不同尺寸 γ' 相之间的 γ 基体存在浓度差。单级时效保温过程中，溶质会从小尺寸 γ' 相向大尺寸 γ' 相间转移，这会打破 γ' 相与 γ 基体之间的平衡关系，为了恢复平衡，小尺寸 γ' 相通过不断溶解的方式来提高附近 γ 基体的浓度，大尺寸的 γ' 相为了降低其附近 γ 基体的浓度则会继续生长^[6]，从而导致单级时效热处理析出较大尺寸的 γ' 相，进而产生较大的尺寸差。

双级时效 1100 °C 的时效温度与 γ' 相的固溶温度相近，使得沉积态形成的 γ' 相重熔进 γ 基体，凝固过程中均匀析出尺寸相近的 γ' 相，在后续 870 °C 的保温过程中，由于前一步热处理析出的 γ' 相尺寸差较小，进而 γ' 相附近的 γ 基体浓度差别不大，各 γ' 相之间的生长驱动力近乎相同， γ' 相得到进一步粗化，导致双级时效后的 γ' 相粗化程度更高、尺寸分布更加均匀。

同时注意到，2 种时效制度下 γ' 相均出现粘连的情况，这是由于当 γ' 相之间的距离非常近时， γ' 相之间会相互融合，这也是使 γ' 相粗化的方式之一。

2.3 MC 碳化物

图 3 为沉积态及不同热处理制度下的 MC 碳化物形貌，表 4 为不同试样的能谱测试成分统计情况。可以看出，沉积态枝晶间以及晶内分布着较为规整的块状及小颗粒状碳化物，如图 3a 所示，由能谱分析可知为初生 MC 碳化物。

经 870 °C/20 h，AC 单级时效热处理后，初生 MC 碳化物形貌没有明显变化，如图 3b 所示，由能谱分析可知，单级时效热处理后，MC 碳化物中 Ti 元素含量略有降低，但依然属于 MC 碳化物。

图 3c, 3d 为双级时效热处理后的 MC 碳化物形貌图，与沉积态及单级时效相比，双级时效热处理后的 MC 碳化物发生了显著变化，出现较多形状不规则的 MC 碳化物，由能谱分析可知，分别为富含 Cr、Co 元素的 $M_{23}C_6$ 型碳化物和富含 W、Mo 元素的 M_6C 型碳化物，与沉积态相比， $M_{23}C_6$ 型碳化物和 M_6C 型碳化物中，Ti 元素含量有所降低，不含 Ta 元素。同时可以观察到，这些碳化物被粗大的 γ' 相包围。

与沉积态相比，单级时效和双级时效热处理后的 MC 碳化物中，Ti 元素的含量均呈下降趋势。这是由于 Ti 元素是初生 MC 碳化物的主要形成元素，而 Ti 元素也是 γ' 相的形成元素。时效过程中 γ' 相不断长大，消耗 γ 基体中 Ti 元素，使得 γ 基体中 Ti 元素含量降低，为了维持碳化物与 γ 基体之间的平衡，初生 MC 碳化物会向基体中释放 Ti 元素，使得经时效处理后的 MC 碳化物中 Ti 元素的含量下降。

双级时效热处理形成的 $M_{23}C_6$ 型碳化物和 M_6C 型碳化物，主要是在 1100 °C 高温时效过程中部分初生 MC 碳化物发生溶解，晶界作为溶质扩散的快速通道，优先发生元素的重新排布^[12]，Cr 元素和 Co 元素率先偏聚，重新析出长大形成 $M_{23}C_6$ 型碳化物，这样会导致其周围 Cr 元素和 Co 元素含量降低，其余高熔点元素富集，形成富含 W 元素和 Mo 元素的 M_6C 型碳化物。由能谱分析可知，经 1100 °C/4 h，AC+870 °C/20 h，AC 时效热处理试样的 Ti 元素含量最低，这也与上述实验中该试样 γ' 相析出量最大相符。

由于双级时效热处理后析出 $M_{23}C_6$ 型以及 M_6C 型碳化物，使其周围的 γ 基体中 Cr、Co、W、Mo 等元

表 3 不同试样的 γ' 相含量及平均尺寸Table 3 γ' phase content and average size of different samples

Sample	1#	2#	3#	4#	5#
Content of γ' /%	28.6	38.9	46.7	53.5	51.9
Size/ μm	0.07	0.12	0.37	0.42	0.39

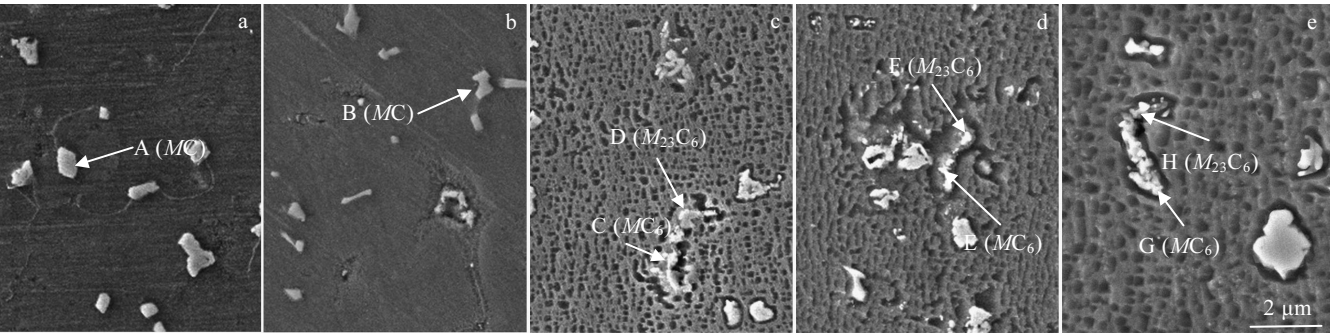


图 3 不同试样的 MC 碳化物形貌

Fig.3 MC carbide morphologies of different samples: (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) 4#, and (e) 5#

表 4 图 3 中碳化物的能谱测试结果
Table 4 EDS results of carbides in Fig.3 (at%)

Point	Composition	C	Al	Co	Cr	Mo	W	Ti	Ta	Ni	Hf
A	MC	35.06	2.75	8.72	3.35	1.73	2.53	12.93	9.02	20.78	3.12
B	MC	43.19	2.83	8.83	3.67	1.54	2.62	4.02	7.64	21.03	4.63
C	M ₆ C	38.29	2.83	7.26	4.30	13.32	14.37	2.03	0	22.03	3.57
D	M ₂₃ C ₆	30.38	2.69	20.31	18.68	2.15	6.74	2.82	0	19.72	2.36
E	M ₆ C	49.57	3.31	5.34	6.53	15.78	15.36	0.15	0	23.34	1.89
F	M ₂₃ C ₆	40.59	1.56	15.29	17.31	3.45	5.67	0.25	0	19.67	2.21
G	M ₆ C	31.28	3.21	9.25	8.65	15.87	15.64	2.31	0	18.21	1.29
H	M ₂₃ C ₆	30.72	4.52	18.34	13.34	4.56	3.64	1.97	0	17.54	0.61

素含量降低，而 γ' 相的形成元素的含量则会提高，从而在二次碳化物的周围产生枝晶偏析，形成粗大的 γ' 相。

2.4 显微硬度

图 4 为激光沉积 DZ125 不同试样的显微硬度，可以看出，双极时效热处理试样的显微硬度最高。与沉积态相比，单级时效热处理试样的显微硬度提升幅度较小，而双级时效热处理试样的显微硬度则有较大幅提升。对比 3#、4#、5# 试样发现，双极时效热处理制

度下，低温时效温度的变化对试样显微硬度影响较小。

激光沉积 DZ125 高温合金中， γ' 沉淀强化相具有不同的晶体结构，是合金的主要强化相， γ' 相可通过晶格错配以及固溶应力等方式阻碍 γ 基体在变形过程中的位错运动，增强抗变形能力^[13]，并以此来提高高温合金的硬度。当沉积试样受到应力作用发生塑性变形时，不均匀的粗大 γ' 相处会产生应力集中^[8]，这会降低 γ' 相的抗变形能力。单级时效热处理温度较低， γ' 相粗化程度不高，且 γ' 相之间存在较大的尺寸差，故单级时效热处理试样的显微硬度提升较小。双级时效热处理温度高， γ' 相粗化程度也高，且 γ' 相尺寸分布更加均匀，使得 γ' 相的沉淀强化作用得以很好地发挥，进而显微硬度有了大幅提升。

双级时效热处理析出二次 $M_{23}C_6$ 型和 M_6C 型碳化物，这 2 种碳化物分别是含有 Cr、Co、W 等强化元素的硬质点相，可以起到强化晶界的作用，从而使双级时效试样的显微硬度有了显著提升。

2.5 摩擦磨损性能

图 5 为沉积态、单级时效以及双级时效热处理试样的摩擦系数曲线，磨损的前 1 min 内处于预磨期，摩擦系数曲线迅速上升。经过预磨期后进入激烈磨损阶段，可以看出，无论是沉积态、单级时效热处理还

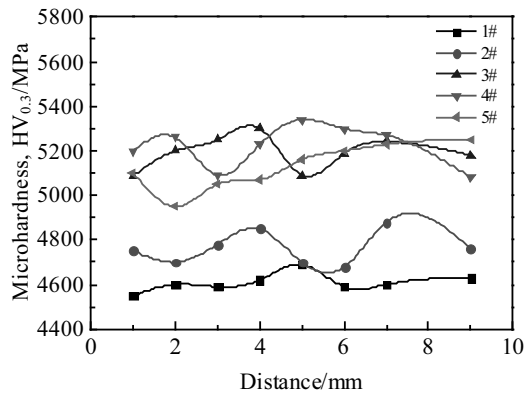


图 4 不同试样的显微硬度

Fig.4 Microhardness of different samples

是双级时效热处理试样, 进入剧烈磨损阶段的摩擦系数曲线均出现了较大的波动。随着摩擦的进行, 进入稳定磨损阶段, 此时单级时效热处理试样的摩擦系数略低于沉积态, 而双级时效热处理试样的摩擦系数则有了明显降低。

图 6a~6c 为沉积态、单级时效以及双级时效热处理试样的磨损形貌, 可以看出, 沉积态和单级时效热处理试样磨损形貌相近, 表面均出现了塑性变形、犁沟以及凹坑, 而双级时效热处理试样没有观察到明显的塑性变形, 只有较浅的犁沟以及较小的凹坑。虽然 2 种时效制度不同, 但磨损机理都是磨粒磨损。

试样表面受到应力作用时, 会产生塑性变形, 当接触应力超过极限值时, 试样表面会出现疲劳裂纹,

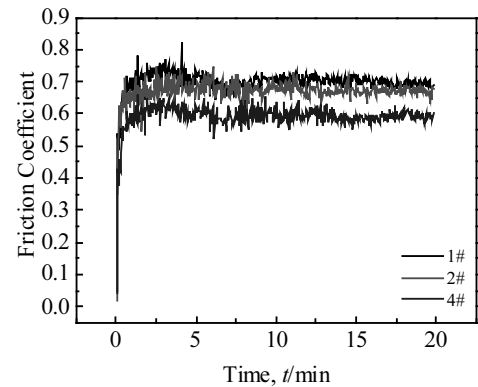


图 5 不同试样的摩擦系数曲线

Fig.5 Friction coefficient curves of different samples

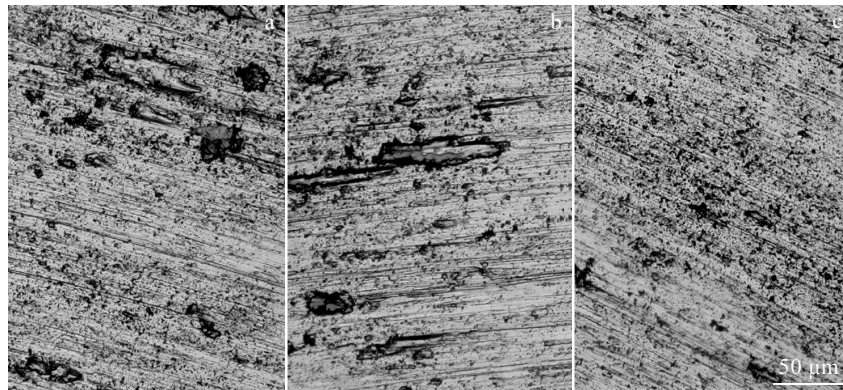


图 6 不同试样的磨损形貌

Fig.6 Wear profiles of different samples: (a) 1#, (b) 2#, and (c) 4#

在载荷的不断作用下, 裂纹逐渐扩展, 在剪切应力的作用下, 材料表面会形成片状或块状磨屑, 进而在材料表面形成凹坑。由于单级时效热处理的 γ' 相粗化程度不高, 导致硬度变化较小, 使得摩擦系数曲线变化不大。而双级时效热处理的 γ' 相则得到了显著粗化, 进而硬度也有了显著提升, 显微硬度的提高有利于耐磨损性能的提升, 所以双级时效热处理试样的摩擦系数最低, 犁沟以及凹坑最浅; 同时双级时效热处理后析出 $M_{23}C_6$ 型和 M_6C 型二次碳化物, 这些碳化物不仅自身硬度高, 还会对晶界处起到钉扎作用, 使变形不容易通过晶界, 起到了降低晶界滑移速率的作用, 而且位错能在碳化物处缠绕, 从而阻碍位错运动, 进而提高了抗变形能力^[14,15], 使硬度和耐磨性能都有大幅提升。

3 结 论

1) 经单级时效 (870 °C/20 h, AC) 和双级时效 (1100 °C/4 h, AC+870 °C/20 h, AC) 热处理后, 激

光沉积 DZ125 高温合金试样的枝晶形貌与沉积态差别不大, γ' 相均发生了粗化现象。单级时效热处理后的 γ' 相粗化程度不高, 存在较大尺寸差, 双级时效热处理后的 γ' 相粗化程度更高, 尺寸分布更为均匀。双级时效热处理制度下, 不同低温时效温度 γ' 相的平均尺寸和含量不同, 其中 1100 °C/4 h, AC+870 °C/20 h, AC 制度下, γ' 相的平均尺寸和含量达到最大值。

2) 单级时效热处理后的 MC 碳化物形貌与沉积态差别不大。双级时效热处理后析出 2 种形貌不规则碳化物, 分别为富含 Cr、Co 元素的 $M_{23}C_6$ 型碳化物和富含 W 和 Mo 元素的 M_6C 型碳化物。与沉积态相比, 单级时效和双级时效热处理后, MC 碳化物中 Ti 元素的含量均呈下降趋势。

3) 双级时效热处理试样的显微硬度及耐磨损性能均优于单级时效。双级时效热处理制度下, 低温时效温度的变化对试样的显微硬度影响较小; 2 种时效制度下, 试样的磨损机理均为磨粒磨损。

参考文献 References

- [1] Chen Rongzhang(陈荣章), She Li(余力), Zhang Hongwei(张宏伟) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2000, 20(14): 14
- [2] Attar H, Calin M, Zhang L C *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 593: 170
- [3] Li Qiuge(李秋歌), Lin Xin(林鑫), Wang Xinghua(王杏华) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(5): 1215
- [4] Wen Shu(文舒), Dong Anping(董安平), Lu Yanling(陆燕玲) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54(3): 393
- [5] Hu Y L, Lin X, Yu X B *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 711: 267
- [6] Yang Haiou(杨海欧), Han Jiajun(韩加军), Lin Xin(林鑫) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2018, 45(11): 52
- [7] Bian Hongyou(卞宏友), Zhai Quanxing(翟泉星), Qu Shen(曲伸) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(1): 317
- [8] Lv Hao(吕豪), Yang Zhibin(杨志斌), Wang Xin(王鑫) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2018, 45(10): 83
- [9] Blackwell P L. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 170(1-2): 240
- [10] Cao X, Rivaux B, Jahazi M *et al.* *Journal of Materials Science* [J], 2009, 44(17): 4557
- [11] Mullins W W, Sekerka R F. *Journal of Applied Physics*[J], 1963, 34: 323
- [12] Meng Xiang(孟翔), Tian Xiangjun(田象军), Cheng Xu(程序) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2018, 45(10): 1
- [13] Yang Shen(杨森), Wei Yuhuan(魏育环), Song Chengyi(宋诚一) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1986(6): 29
- [14] Liu L R, Jin T, Zhao N R *et al.* *Materials Science and Engineering*[J], 2003, 36(26): 191
- [15] Wang L N, Zheng Q, Sun X F *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2009, 38(S3): 13

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Friction and Wear Properties of Laser Deposited DZ125 Alloy

Bian Hongyou^{1,2}, Di Tengda¹, Wang Shijie², Qu Shen³, Wang Wei¹, Yang Guang¹

(1. Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process,

Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

(2. Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

(3. AECC Shenyang Liming Aero-Engine Corporation Co. Ltd, Shenyang 110043, China)

Abstract: The effects of different heat treatment regimes on the microstructure, hardness and friction and wear properties of laser deposited DZ125 superalloys were investigated. The results show that the dendritic morphology of the depositional area is columnar dendrite growing on the outer edge, and the average primary dendrite spacing is about 10.8 μm . After single-stage aging (870 $^{\circ}\text{C}$ /20 h, AC) and two-stage aging (1100 $^{\circ}\text{C}$ /4 h, AC+870 $^{\circ}\text{C}$ /20 h, AC), the dendritic morphology and sedimentary state of the sample are not much different. The γ' coarsening phenomenon occurs in each sample; the γ' phase coarsening degree is higher and the size distribution is more uniform after the two-stage aging heat treatment. Under the two-stage aging heat treatment system, the average size and content of different aging temperature γ' phases are different; under 1100 $^{\circ}\text{C}$ /4 h, AC+870 $^{\circ}\text{C}$ /20 h, AC system, the average size and content of γ' phase are the largest. After single-stage aging and two-stage aging heat treatment, the content of Ti in the carbides shows a downward trend. After two-stage aging heat treatment, two kinds of irregularly shaped MC carbides are precipitated, which are $M_{23}C_6$ type carbides rich in Cr and Co elements and M_6C type carbides rich in W and Mo elements. The wear mechanism of specimens with the single-stage aging or two-stage aging heat treatment is abrasive wear. The microhardness and wear resistance of the two-stage aging heat treated samples are better than those of the single-stage aged sample.

Key words: DZ125 superalloy; heat treatment; laser deposition; microstructure; friction and wear