

热处理对激光熔覆高 Co-Ni 钢涂层组织和性能的影响

秦仁耀, 张国会*, 陈冰清, 李能, 刘伟, 黄帅, 高超, 郭绍庆

中国航发北京航空材料研究院焊接与塑性成形研究所, 北京 100095

摘要 研究了热处理对激光熔覆高 Co-Ni 钢涂层组织和显微硬度的影响。通过使用光学显微镜、扫描电子显微镜和能谱, 分析了涂层的微观组织, 采用维氏硬度仪测试了涂层的显微硬度。结果表明, 当热处理温度从 200°C 提高至 600°C 时, 晶界残余奥氏体因发生分解反应而显著减少, 针状 M_3C 渗碳体和棒状 M_2C 碳化物的数量则明显增加; 经 550°C 和 600°C 热处理后, M_2C 碳化物均发生明显粗化。当热处理温度为 200~400°C 时, 析出的细小 M_2C 碳化物与基体有着良好的共格关系, 故涂层的显微硬度值随着 M_2C 碳化物增加而增加, 当温度继续升至 600°C 时, M_2C 碳化物粗化, 与基体失去共格关系, 且基体中位错恢复, 导致涂层的显微硬度急剧下降。

关键词 热处理; 激光熔覆; 高 Co-Ni 钢; 涂层; 显微硬度

磨损是航空飞机结构钢零件长期服役后常见的表面失效现象。由于这种损伤普遍出现在零件表面, 所以通过在表面涂覆耐磨涂层, 可有效提高零件的使用寿命, 并降低维修成本^[1-2]。激光熔覆是一种高效且可靠的表面改性技术, 其利用高能激光束作为热源, 以金属粉末或金属丝为填充材料, 在零件表面沉积出所需的金属薄层^[3-4]。相比于微束等离子弧焊、物理气相沉积和热喷涂等传统涂层技术, 激光熔覆具有晶粒细小、涂层与基体结合强、

热输入低和基体变形小等优点^[4-6]。因此, 激光熔覆已成为金属零件表面改性和修复的主要技术之一^[3,6-7], 并在航空制造和维修中发挥着重要作用。

相比于航空零件常用的 18Cr2Ni4WA、30CrMnSiA 和 40CrNiMoA 等结构钢, 超高强度钢具有更高的强度、硬度和耐磨性能, 而且线膨胀系数相近^[8-9], 因此, 非常适合作为结构钢零件表面改性和磨损修复用的涂层材料。此外, 不同于马氏体结构的低合金超高强度钢, 高 Co-Ni 钢是通过基体中

收稿日期: 2023-02-16; 修回日期: 2023-03-27

基金项目: 国家自然科学基金项目(51701198, 51775525)

作者简介: 秦仁耀, 高级工程师, 研究方向为航空关键件增材修复及电子束增材制造技术, 电子信箱: 529392330@qq.com; 张国会(通信作者), 工程师, 研究方向为航空关键件增材修复, 电子信箱: guohui-zhang@foxmail.com

引用格式: 秦仁耀, 张国会, 陈冰清, 等. 热处理对激光熔覆高 Co-Ni 钢涂层组织和性能的影响[J]. 科技导报, 2024, 42(22): 93-101;

doi: 10.3981/j.issn.1000-7857.2023.02.00238

二次析出相(即细小的 M_2C 型碳化物)的沉淀强化和 Co、Ni 原子的固溶强化获得的超高强度,因此其韧性和焊接性更好^[10-13],更适合作为激光熔覆表面改性和修复用的填充材料。

由于激光熔覆的局部快速熔凝特性,使得涂层内部的残余应力很大,这大大增加了熔覆过程涂层的开裂倾向,并会引起力学性能(如塑性和疲劳性能)下降^[6,14-15]。热处理是缓解或消除残余应力的有效手段之一^[16-17],因此被广泛应用于 3D 打印、激光熔覆、喷涂和焊接等工艺后的去应力、组织和性能调控。

在过去几十年里,采用传统方法(如铸造和锻造等)成形的高 Co-Ni 钢的热处理已被广泛研究,其制造过程中常用的热处理工艺包括固溶、淬火和回火^[18-20]。研究表明,传统方法生产的高 Co-Ni 钢经固溶和淬火处理后,组织由基体马氏体和晶界处的少量残余奥氏体组成,再通过低温回火处理后,可从马氏体基体析出大量细小且均匀的 M_2C 型碳化物,这使高 Co-Ni 钢具有超高强度的同时,有着优良的韧性和硬度性能。

与传统工艺不同,激光熔覆成形的高 Co-Ni 钢及其涂层有着截然不同的微观组织特点,尤其应用于结构钢零件的熔覆修复和表面改性时,为防止基体组织退化和性能下降,其熔覆后的热处理温度通常不超过 650°C ^[16-17]。但目前关于热处理对激光熔覆高 Co-Ni 钢组织和性能影响的研究仍不足。因此,本研究采用高 Co-Ni 钢粉末,激光熔覆制备耐磨涂层,并采用 6 个不同的温度分别对其进行热处理,以研究热处理对涂层组织和显微硬度性能的影响。

1 实验及方法

1.1 实验材料

本实验中激光熔覆用材料是采用氩气雾化法制备的高 Co-Ni 钢球形粉末,测得的粉末化学成分见表 1,粉末粒度为 $50\sim 150\ \mu\text{m}$,形貌如图 1 所示。

1.2 激光熔覆设备和参数

高 Co-Ni 钢涂层是采用 Arnold 公司生产的同

表 1 高 Co-Ni 钢粉末的化学成分

元素	C	Mn	Si	Co	Cr	Ni	Fe
质量分数/%	0.19	0.25	0.15	12.60	2.01	9.52	Bal.

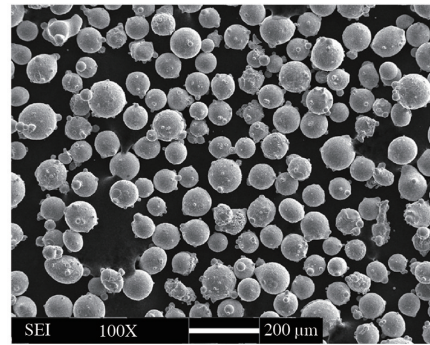


图 1 高 Co-Ni 钢粉末形貌

轴送粉式 6 kW 光纤激光快速成型设备制备,设备配有同轴保护气(氩气)的输送装置。熔覆过程中激光焦点位于基体表面,光斑直径为 $0.8\ \text{mm}$,其他工艺参数见表 2。高 Co-Ni 钢涂层的制备方式如图 2(a) 所示,激光熔覆制备的涂层试样形貌见图 2(b)。从涂层宏观形貌可知,制备的涂层表面无氧化、裂纹和气孔等缺陷,而且沉积道均匀、平整。

1.3 热处理

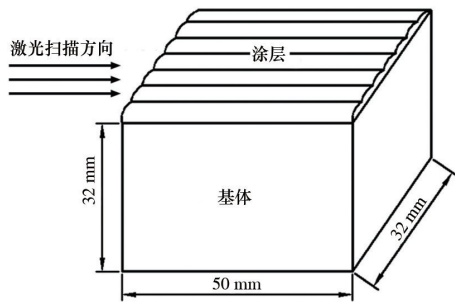
在激光熔覆后,采用箱式马弗炉对高 Co-Ni 钢涂层试样进行不同温度下的热处理实验,热处理温度分别为 $200、300、400、500、550、600^{\circ}\text{C}$,保温时间为 $2\ \text{h}$,然后在大气环境下冷却至室温。

1.4 显微组织表征

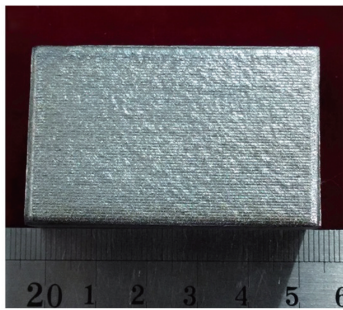
采用线切割方法,分别截取沉积态和热处理态的高 Co-Ni 钢涂层试样,对试样依次进行细磨、机械抛光和化学腐蚀,其腐蚀剂是体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液,腐蚀时间为 $30\ \text{s}$ 。采用 BX51M 型光学显微镜(OM)和配备有 X 射线光谱仪(EDS)的 JSM-7900F 型扫描电子显微镜(SEM),对试样的微观组织进行观察和分析,并使用 EDS 对涂层中微区和物相的成分进行分析。

表 2 激光熔覆工艺参数

激光功率	激光扫描速率	送粉速率	氩气流速	搭接率	总层数
600 W	600 mm/min	4~5 g/min	20 L/min	37.5 %	1



(a) 试样制备示意



(b) 制备试样形貌

图2 激光熔覆试样形貌和尺寸

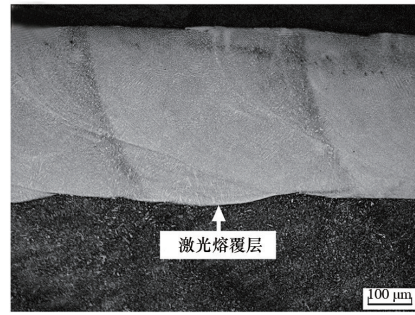
1.5 显微硬度测试

采用FM-800型显微硬度仪测试了上述沉积态和热处理态涂层试样的显微硬度,试验载荷是4.9 N,加载时间是15 s;每个试样的显微硬度值是由4个显微压痕的平均数据计算获得。

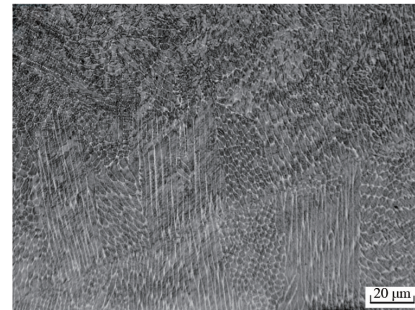
2 结果与讨论

2.1 激光熔覆高Co-Ni钢涂层的微观组织

1) 沉积态涂层。由图3(a)可知,激光熔覆的高Co-Ni钢涂层厚度为 0.4 ± 0.02 mm,涂层内部无裂纹、气孔和未熔合等缺陷,而且与母材实现了良好的冶金结合。根据图3(b)所示,发现高Co-Ni钢涂层的组织是由细长、均匀的柱状晶粒组成,即呈现为典型的柱状晶结构,且柱状晶粒间距不足 $10\ \mu\text{m}$ 。显然,激光熔覆过程的局部快速凝固特性,使得涂层凝固时有着很大的温度梯度。这导致晶核形成后,始终能够沿着该温度梯度方向,快速生长为细长的柱状晶。



(a) 截面形貌

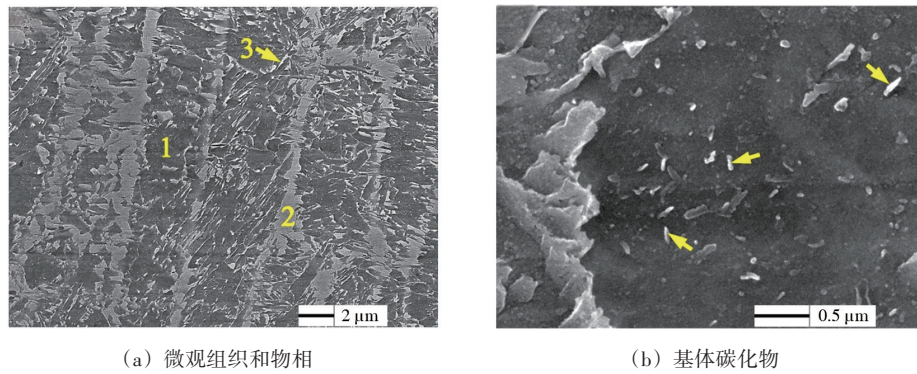


(b) 涂层微观形貌

图3 沉积态高Co-Ni二次硬化钢涂层金相组织

图4是采用扫描电子显微镜获得的沉积态高Co-Ni钢涂层微观组织。显然沉积态涂层是由4个具有不同形貌和色彩对比度的物相组成,它们分别为图4(a)所示的深灰色柱状晶(即基体相)、宽度约为 $0.5\sim 1.5\ \mu\text{m}$ 的灰色板条晶界相、长度约为 $0.5\sim 3.0\ \mu\text{m}$ 的白色针状相和图4(b)中黄色箭头所示的细小棒状析出物(长度 $< 200\ \text{nm}$),其中白色针状相主要分布在晶界相与柱状晶的交界处,细小棒状析出物则弥散地分布于柱状晶内。

由表3中能谱分析的物相化学成分可知,图4(a)中数字1所示的柱状晶中Fe含量显著高于晶界相和白色针状相,但其Co和Ni含量相对较低,结合现有文献研究结果可得出,基体相为碳过饱和铁素体或马氏体,Co和Ni含量最高的晶界板条相(数字2所示)是残余奥氏体,含有大量C元素的针状相(由数字3所示)是 M_3C 型渗碳体,图4(b)所示的弥散分布在灰色基体相中的超细棒状析出物为典型的 M_2C 型碳化物,这是因为该碳化物的分布、尺寸和形貌与其他碳化物(如 MC 、 M_3C 、 M_6C 、 M_7C_3 、 M_{23}C_6)截然不同^[21-23]。



(a) 微观组织和物相

(b) 基体碳化物

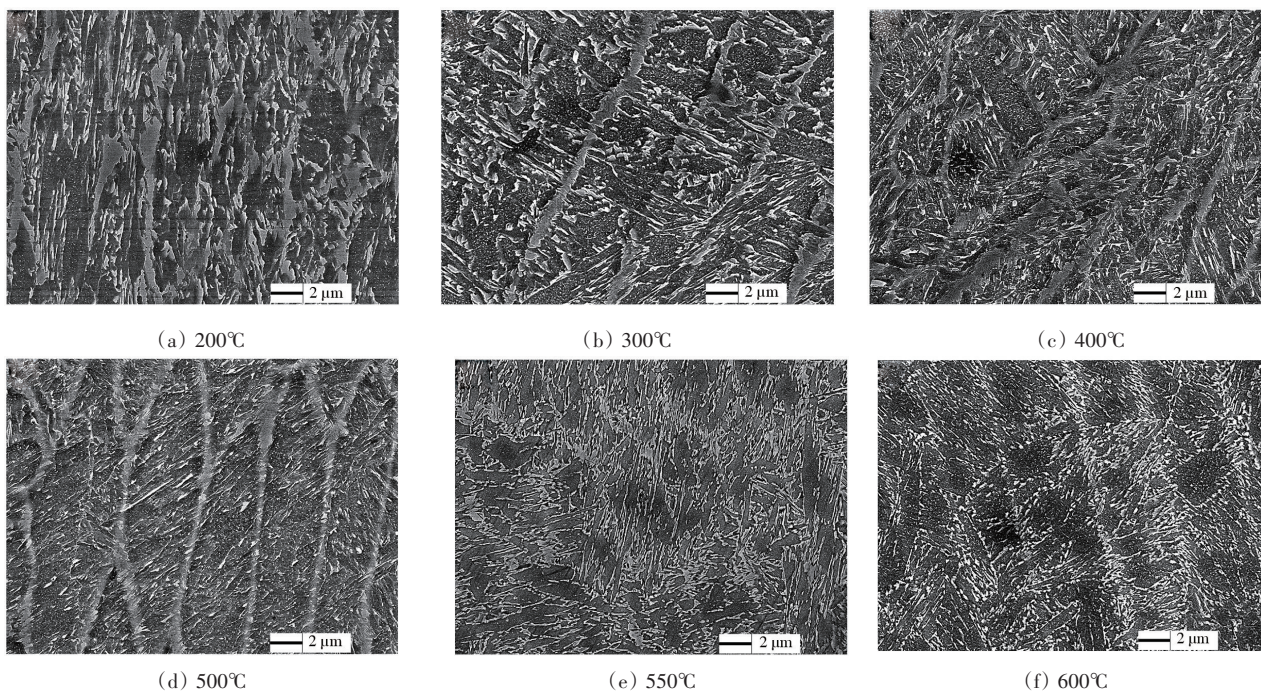
图4 沉积态高Co-Ni钢涂层SEM照片

表3 采用能谱分析的图4(a)中所示物相的化学成分

图4所示物相	鉴别的物相	质量分数/%					原子分数/%				
		C	Cr	Fe	Co	Ni	C	Cr	Fe	Co	Ni
1为柱状晶	碳过饱和铁素体	—	2.05	79.60	11.15	7.20	—	2.22	80.23	10.65	6.91
2为晶界相	奥氏体	—	2.18	74.76	13.08	9.98	—	2.36	75.54	12.51	9.59
3为针状相	M ₃ C型渗碳体	6.38	1.60	72.66	11.19	8.17	24.23	1.41	59.35	8.66	6.35

2) 热处理态涂层。图5和图6所示的是沉积态高Co-Ni钢涂层经历不同温度热处理后的微观形貌。虽然热处理温度不同,但这些热处理态涂层的微观形貌均与沉积态涂层相似,呈现为细长、均

匀的柱状晶。显然,200~600℃、2 h的热处理对高Co-Ni钢涂层的微观形貌无明显影响。但上述热处理后,涂层中的显微物相和构成出现了明显的变化。仔细对比图5和图6中显微组织发现,随着热



(a) 200℃

(b) 300℃

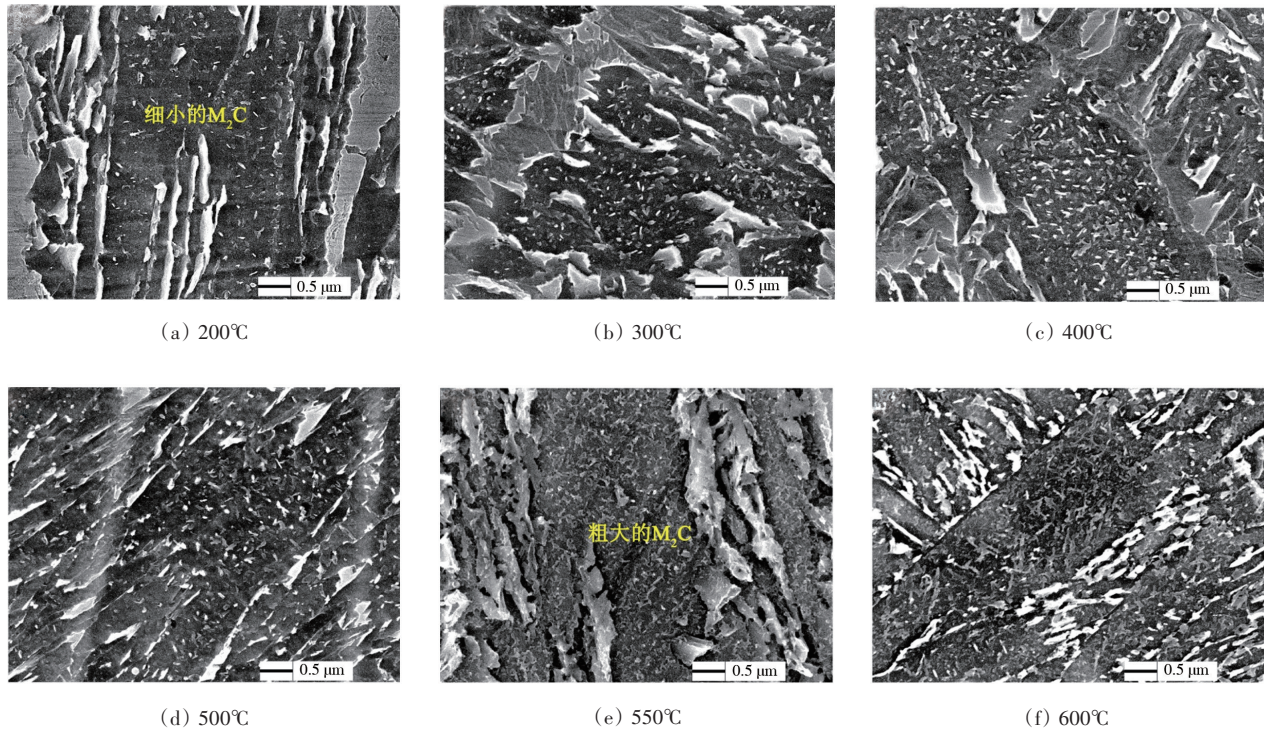
(c) 400℃

(d) 500℃

(e) 550℃

(f) 600℃

图5 经热处理后高Co-Ni钢涂层的微观组织

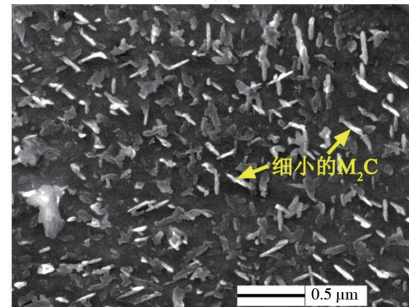
图6 经不同热处理后基体中析出 M_2C 碳化物形貌

处理温度从200℃提高至600℃,晶界处的奥氏体显著减少,但晶界奥氏体附近的针状 M_3C 渗碳体数量明显增加。根据Fe-C相图可知, M_3C 渗碳体是奥氏体的主要分解产物之一,因此,热处理促使晶界奥氏体发生分解,导致残余奥氏体的减少和 M_3C 渗碳体的析出和增多。

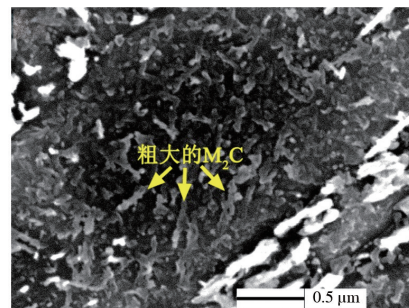
对比图4和图6可知,经300~600℃热处理后,涂层中均有大量细小的 M_2C 型碳化物析出,而且随着热处理温度从200℃提高到600℃, M_2C 型碳化物的数量显著增加。同时从图6(e)~(f)和图7可知,经550℃和600℃热处理后, M_2C 碳化物均出现了明显的粗化,这与Lee等^[24]、Kwon等^[25]和Zhong^[26]的研究结果一致。通过图7对比发现, M_2C 碳化物(图7)经600℃热处理粗化后的直径是其经400℃热处理后直径的近2倍。

2.2 沉积态和热处理态高Co-Ni钢涂层的显微硬度

图8所示的是激光熔覆的高Co-Ni钢涂层经历不同热处理温度后的显微硬度变化趋势。在200~600℃的热处理温度区间,涂层的显微硬度值



(a) 400℃热处理后细小碳化物



(b) 600℃热处理后的粗化碳化物

图7 M_2C 碳化物形貌

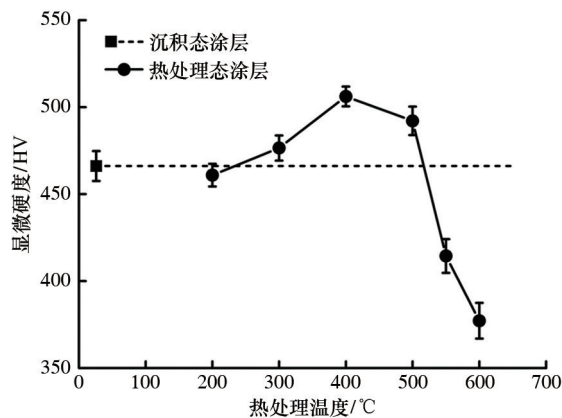


图8 经不同热处理后高 Co-Ni 钢涂层的显微硬度

变化曲线呈现出反向抛物线形状。随着热处理温度从 200°C 提高至 400°C, 高 Co-Ni 钢涂层的显微硬度显著提高, 然后从 500°C 增高至 600°C 时, 涂层的显微硬度急剧下降。

此外, 相比于沉积态涂层, 虽然 200°C 热处理态涂层的显微硬度略有下降, 但经历 300~500°C 区间的热处理后, 涂层的显微硬度值均得到明显提高。这间接表明热处理可以有效提高激光熔覆的高 Co-Ni 钢涂层的耐磨性能。

3 讨论

3.1 热处理温度对涂层组织的影响

在过去 20 年中, 研究人员对淬火态高 Co-Ni 钢的回火和时效热处理进行了广泛研究^[18-19]。热处理温度是决定金属结构材料微观组织的重要因素之一。显然, 当经历 200~600°C、2 h 热处理后, 激光熔覆的高 Co-Ni 钢涂层均出现了明显的微观组织转变(图 5~图 7)。其中, 晶界处的残余奥氏体对热处理温度最为敏感, 其数量随着热处理温度提高而显著减少, 当热处理温度达到 550、600°C 时, 晶界奥氏体完全消失(图 5(e)和 5(f))。这与已有淬火态高 Co-Ni 钢的研究结果明显不同^[13,19,27], 现有研究表明, 当热处理温度达 280~650°C 时, 合金钢中的残余奥氏体会发生分解, 生成由铁素体和碳化物(主要为 M_3C 渗碳体)组成的混合物^[28-30]。很明显, 残余奥氏体的分解程度主要取决于热处理温度和

保温时间, 热处理温度越高, 则奥氏体的分解速率越高。这是因为提高热处理温度, 可加快钢中金属元素 M (如 Fe、Cr、Co 和 Ni) 和 C 原子的扩散, 从而促进了 M_3C 渗碳体和铁素体从残余奥氏体中析出^[30-31]。因此, M_3C 渗碳体数量随着热处理温度升高而大幅增加(图 5(b)~(f))。

不同于 M_3C 渗碳体, 柱状基体中弥散分布的细小 M_2C 碳化物是从碳过饱和和铁素体(即基体)中析出(图 4(b)和图 6)。这是因为激光熔覆的高 Co-Ni 钢涂层的碳过饱和和基体中存在大量的位错, 这些位错为 M_2C 碳化物的析出提供了异质形核点^[29,32-33]。此外, 热处理能够加快 C 原子向金属原子间隙扩散, 为 M_2C 碳化物的形核和生长提供了充足的热力学驱动力^[19,32-33]。相比于沉积态高 Co-Ni 钢涂层(图 4(b)), 在 300~600°C、2 h 热处理后, 涂层中 M_2C 碳化物均出现了显著增加。这表明激光熔覆的高 Co-Ni 钢涂层中 M_2C 碳化物的析出温度约为 300°C。同时, 高的热处理温度可提高 Fe、Cr、Co 等金属元素和 C 原子在碳过饱和基体中的扩散速率, 从而为 M_2C 碳化物的形核和生长提供了更大的析出驱动力, 这使得高 Co-Ni 钢涂层中 M_2C 碳化物的数量随着热处理温度提高而增加, 并在经历高温(如 550、600°C)热处理后发生粗化。

3.2 涂层组织与显微硬度之间的关系

沉积态和上述热处理态高 Co-Ni 钢涂层的显微硬度差异可归因于其不同的微观结构(图 5~图 7)。由文献可知, 高 Co-Ni 钢的超高强度和高硬度主要源自 M_2C 碳化物的析出, 其次是碳过饱和的马氏体或铁素体基体。已有研究证实, M_2C 碳化物与 BCC 铁素体基体具有良好的共格关系, 在共格界面存在明显的晶格畸变, 从而产生二次硬化效应, 提高材料的强度和硬度^[13,18,26]。然而, 也有研究表明, 过高温度或过长时间回火处理, 会促使 M_2C 碳化物发生严重粗化, 并失去与基体的共格关系, 从而引起硬度和强度降低^[18,20,24]。高 Co-Ni 钢中 M_2C 碳化物热处理粗化的温度约为 500°C^[10,26,33], 这与本工作的研究结果一致(图 6(d)~(f))。此外, 在高温回火过程中, 钢中碳过饱和的马氏体和铁素体基体会发生位错恢复, 且提高热处理温度可加快位错恢

复^[25,34-35],而位错密度降低会引起硬度下降。显然,上述3个因素的综合作用,导致热处理温度在200~400℃区间升高时,激光熔覆的高Co-Ni钢涂层的显微硬度随着增高,但在继续升至600℃时急剧下降(图8)。

Sun等^[15]研究发现激光熔覆态涂层中普遍存在较高的残余应力,而残余应力在一定程度上会增加晶格畸变和位错,使得硬度增加。热处理能够有效缓解或消除材料和零件中的残余应力。尽管低温和短的保温时间难以为 M_2C 碳化物析出提供足够的驱动力,但200℃、2 h热处理有助于降低高Co-Ni钢涂层中的残余应力,并促使少量碳化物(主要是 M_3C 渗碳体)(图6)从C过饱和基体中析出。显然,残余应力的缓解会降低位错密度, M_3C 碳化物的析出降低了基体中间隙碳原子的浓度,这减弱了涂层中的位错强化和固溶强化效果,从而导致200℃、2 h热处理后的高Co-Ni钢涂层显微硬度出现稍微下降(图8)。

4 结论

从微观组织分析、显微硬度实验方面,研究了热处理对激光熔覆的高Co-Ni钢涂层组织和力学性能的影响。

1) 热处理温度对激光熔覆的高Co-Ni钢涂层组织有明显的影 响。当热处理温度从200℃提高至600℃时,晶界残余奥氏体因发生分解反应而显著减少,针状 M_3C 渗碳体和棒状 M_2C 碳化物的数量则明显增加;在550℃和600℃热处理时, M_2C 碳化物发生明显粗化。

2) 热处理态高Co-Ni钢涂层的显微硬度与其 M_2C 碳化物数量和形貌有关。当热处理温度从200℃提高至400℃时, M_2C 碳化物明显增加,因其与基体良好的共格关系,涂层的显微硬度值随着增大;当温度继续升至600℃时, M_2C 碳化物粗化,并与基体失去共格关系,且基体中位错恢复,导致涂层的显微硬度急剧下降。

3) 热处理可有效改善激光熔覆高Co-Ni涂层的微观组织和显微硬度,其适宜的热处理温度区间

为400~500℃。

参考文献(References)

- [1] Roy M. Surface engineering for enhanced performance against wear[M]. Wien: Springer-Verlag, 2013: 1-43, 229-275.
- [2] Shim D S, Baek G Y, Lee S B, et al. Influence of heat treatment on wear behavior and impact toughness of AISI M4 coated by laser melting deposition[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 328: 219-230.
- [3] Li N, Huang S, Zhang G D, et al. Progress in additive manufacturing on new materials: A review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(2): 242-269.
- [4] Toyserkani E, Khajepour A, Corbin S. Laser cladding[M]. Boca Raton, Fla.: CRC Press, 2005.
- [5] Liu W, Xiong H P, Li N, et al. Microstructure characteristics and mechanical properties of Nb-17Si-23Ti ternary alloys fabricated by *in situ* reaction laser melting deposition[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2018, 31(4): 362-370.
- [6] Sun G F, Yao S, Wang Z D, et al. Microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel repaired by laser metal deposition[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 351: 198-211.
- [7] Li N, Xiong Y, Xiong H P, et al. Microstructure, formation mechanism and property characterization of Ti + SiC laser clad coatings on Ti_6Al_4V alloy[J]. Materials Characterization, 2019, 148: 43-51.
- [8] 《中国航空材料手册》编辑委员会. 中国航空材料手册(第二版)[M]. 北京: 中国标准出版社, 2001: 76-86.
- [9] Barr C, Sun S D, Easton M, et al. Influence of macrosegregation on solidification cracking in laser clad ultra-high strength steels[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 340: 126-136.
- [10] Machmeier P, Matuszewski T, Jones R, et al. Effect of chromium additions on the mechanical and physical properties and microstructure of Fe-Co-Ni-Cr-Mo-C ultra-high strength steel: Part I[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 1997, 6(3): 279-288.
- [11] Wang C C, Zhang C, Yang Z G, et al. Microstructure analysis and yield strength simulation in high Co - Ni secondary hardening steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 669: 312-317.
- [12] Liu J, Li J, Cheng X, et al. Effect of dilution and mac-

- rosegregation on corrosion resistance of laser clad Aer-Met100 steel coating on 300 M steel substrate[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 325: 352–359.
- [13] Li Y F, Cheng X, Liu D, et al. Influence of last stage heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser additive manufactured AF1410 steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 713: 75–80.
- [14] Bendeich P, Alam N, Brandt M, et al. Residual stress measurements in laser clad repaired low pressure turbine blades for the power industry[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 437(1): 70–74.
- [15] Sun G F, Zhou R, Lu J Z, et al. Evaluation of defect density, microstructure, residual stress, elastic modulus, hardness and strength of laser-deposited AISI 4340 steel [J]. *Acta Materialia*, 2015, 84: 172–189.
- [16] Sun G F, Wang K, Zhou R, et al. Effect of different heat-treatment temperatures on the laser clad M3: 2 high-speed steel[J]. *Materials & Design*, 2015, 65: 606–616.
- [17] Guo Y B, Feng K, Lu F G, et al. Effects of isothermal heat treatment on nanostructured bainite morphology and microstructures in laser clad coatings[J]. *Applied Surface Science*, 2015, 357: 309–316.
- [18] Yoo C H, Lee H M, Chan J W, et al. M_2C precipitates in isothermal tempering of high Co–Ni secondary hardening steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, 27(11): 3466–3472.
- [19] Lee K B, Kwon H, Yang H R, et al. Effects of alloying additions and austenitizing treatments on secondary hardening and fracture behavior for martensitic steels containing both Mo and W[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(7): 1659–1670.
- [20] Zhong P. Microstructure and mechanical properties in isothermal tempering of high Co–Ni secondary hardening ultrahigh strength steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2007, 14(5): 292–295.
- [21] Veerababu R, Balamuralikrishnan R, Muraleedharan K, et al. Three-dimensional atom probe investigation of microstructural evolution during tempering of an ultra-high-strength high-toughness steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, 39(7): 1486–1495.
- [22] Qin R Y, Zhang X J, Guo S Q, et al. Laser cladding of high Co – Ni secondary hardening steel on 18Cr₂Ni₄WA steel[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2016, 285: 242–248.
- [23] Handerhan K J, Garrison W M, Moody N R. A comparison of the fracture behavior of two heats of the secondary hardening steel AF1410[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1989, 20(1): 105–123.
- [24] Lee H M, Allen S M. Coarsening resistance of M_2C carbides in secondary hardening steels: Part III. Comparison of theory and experiment[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1991, 22: 2877–2888.
- [25] Kwon H, Lee J H, Lee K B, et al. Effect of alloying additions on secondary hardening behavior of Mo-containing steels[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1997, 28(3): 621–627.
- [26] Zhong P. Effect of tempering temperature on microstructure and mechanical properties in new-type ultrahigh strength steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2007, 14(5): 288–291.
- [27] Duan H P, Liu X, Ran X Z, et al. Effect of ordered domains on the fracture toughness of high Co–Ni secondary hardening steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 704: 32–37.
- [28] Veerababu R, Balamuralikrishnan R, Muraleedharan K, et al. Three-dimensional atom probe investigation of microstructural evolution during tempering of an ultra-high-strength high-toughness steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, 39(7): 1486–1495.
- [29] Gorynin I V, Rybin V V, Malyshevskii V A, et al. Transformations of dislocation martensite in tempering secondary-hardening steel[J]. *Metal Science and Heat Treatment*, 1999, 41(9): 377–383.
- [30] Zhu Y Z, Yin Z M, Zeng Y, et al. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Fe–Co–Ni–Cr–Mo–C alloy[J]. *Journal of Central South University of Technology*, 2004, 11(3): 229–234.
- [31] Zhang Y P, Zhan D P, Qi X W, et al. Austenite and precipitation in secondary-hardening ultra-high-strength stainless steel[J]. *Materials Characterization*, 2018, 144: 393–399.
- [32] Cho K S, Park S S, Kim H K, et al. Precipitation kinetics of M_2C carbide in severely ausformed 13Co–8Ni secondary hardening steels[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(4): 1535–1543.
- [33] Cho K S, Choi J H, Kang H S, et al. Influence of rolling temperature on the microstructure and mechanical properties of secondary hardening high Co–Ni steel bearing 0.28wt% C[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(27/28): 7286–7293.
- [34] Wang J S, Mulholland M D, Olson G B, et al. Prediction

of the yield strength of a secondary-hardening steel[J].
Acta Materialia, 2013, 61(13): 4939–4952.
[35] Shi X H, Zeng W D, Zhao Q Y, et al. Study on the mi-

crostructure and mechanical properties of Aermet 100
steel at the tempering temperature around 482°C[J]. Jour-
nal of Alloys and Compounds, 2016, 679: 184–190.

Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser clad high Co–Ni steel coating

QIN Renyao, ZHANG Guohui*, CHEN Bingqing, LI Neng, LIU Wei, HUANG Shuai, GAO Chao, GUO Shaoqing

3D Printing Research and Engineering Technology Center, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China

Abstract The effect of post-heat treatment on the microstructure and microhardness of laser clad high Co–Ni secondary hardening steel coating was investigated. The microstructure of the coating was analyzed using a scanning electron microscopy (SEM) equipped with an energy dispersive spectrometer (EDS), and the microhardness was measured with a Vickers indenter. Decomposition of the retained austenite in the coating occurred during the post-heat treatment. As the temperature increased from 200 °C to 600 °C, the quantity of the retained austenite at the boundaries decreased significantly, while that of the needle-shaped M_3C cementite and M_2C carbides increased. The M_2C carbides evidently coarsened when the temperature was 550 °C and 600 °C. The microhardness of high Co–Ni steel coating increased as the temperature of heat treatment increased from 200 °C to 400 °C because the fine-scale M_2C carbides were coherent with the matrix and increased distinctly in this temperature range. While the microhardness decreased sharply when the temperature was improved from 500 °C to 600 °C due to both the incoherency of the coarsened M_2C carbides and the recovery of dislocations in the carbon-supersaturated matrix.

Keywords heat treatment; laser cladding; high Co–Ni steel; coating; microhardness ●



(责任编辑 王丽娜)