

激光熔覆 IN718 合金工艺优化及界面组织性能分析

张杰¹, 张群莉^{2*}, 姚建华², 吴志生¹, 李科¹¹太原科技大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024;²浙江工业大学激光先进制造研究院, 浙江 杭州 310023

摘要 熔覆层和基体之间的修复界面通常是再制造零件最为薄弱的区域,影响再制造零件的使用寿命。基于正交试验设计对激光熔覆 IN718 合金工艺进行优化,并研究了工艺参数对熔覆层成形尺寸的影响规律,重点分析了最佳工艺条件下 IN718 熔覆层的界面组织特征及力学性能。结果显示,时效态 IN718 合金的最佳激光熔覆工艺为 900 W 激光功率、6 mm/s 扫描速度、10 g/min 送粉速率;激光功率对熔覆层熔宽的影响最大,扫描速度对熔覆层熔高的影响最大,送粉速率对熔覆层宽高比和稀释率的影响最大;熔覆层界面底部未出现平面晶且界面周围的元素过渡均匀,无宏观偏析;基体热影响区的晶粒发生粗化,其内部残留部分 MC 和 $M_{23}C_6$ 碳化物;IN718 熔覆层的显微硬度约为 280 HV,基体的显微硬度约为 475 HV;激光熔覆 IN718 合金的平均界面剪切强度为 608.87 MPa。

关键词 激光技术;激光熔覆;IN718;工艺优化;界面组织;力学性能

中图分类号 TG456.7;TG174

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL202249.1602021

1 引言

IN718 合金是一种具有优良耐蚀性能及优异高温力学性能的镍基高温合金,是航天航空和化工石油等领域制备热端部件的常用材料之一。然而,由于其恶劣的服役环境,IN718 合金零件通常会被磨损、腐蚀,出现疲劳开裂,进而零件失效,经济损失严重^[1]。激光熔覆技术不仅能够高效恢复失效零件尺寸,而且能够获得性能可控的表面组织性能,极大地降低了经济损失。

激光熔覆技术具有能量可控、组织细密、可与基体冶金结合等特点,被广泛用于各种高附加值失效零件的再制造,但该技术存在热影响区性能劣化、界面材料匹配性要求高、金属成形区域力学性能不稳定以及残余应力大等问题^[2]。目前,研究者对激光熔覆 IN718 合金的组织特征、强化机制以及拉伸性能等进行了广泛研究,但是激光熔覆 IN718 合金的修复界面特征和性能缺乏系统的研究^[3-5]。熔覆层和母材的界面区域通常是再制造零件中较为薄弱的区域,该区域的组织特征及性能对修复后 IN718 合金部件的使用寿命至关重要^[6]。在激光熔覆过程中,熔覆层界面经历多次快热快冷的往复过程,容易引起复杂的冶金反应和相变过程,使得熔覆层和基

体呈现冶金结合,同时在熔覆层和基体之间的熔合区下部产生热影响区,造成性能劣化。IN718 合金对热加工工艺非常敏感,粉材和基体的成分匹配性差以及激光能量输入不足均容易导致修复界面附近出现夹杂和气孔等缺陷^[7]。鲁耀钟等^[8]利用 IN718 合金粉末对镍基 K418 材质的叶片进行激光再制造,研究表明,熔覆层成形良好且无明显裂纹,组织从下往上依次为平面晶、胞状晶、树枝晶和等轴晶。方金祥等^[9]利用 IN718 合金粉末对时效态 IN718 合金进行激光熔覆,发现界面底部没有出现平面晶,而是直接出现胞状晶。这表明基体种类及热处理状态的差异也会造成界面组织形态的不同,界面组织的形成机制有待进一步研究。此外,修复界面的力学性能目前缺乏统一的表征标准。文献^[9]还采用微米压痕的方式比较了 IN718 合金熔覆层、热影响区以及基体的静态力学性能,该方法主要依赖于微米压痕的加载曲线,且后期无法通过断裂面进行微观分析,但可用于零件的无损检测。许明三等^[10]采用剪切应力的方式研究了熔覆材料种类和激光工艺参数对熔覆层与 45# 钢母材结合强度的影响规律,研究表明,熔覆材料种类对结合强度的影响最大,其次是扫描速度,最后是激光功率,该方法不仅能够定量测量界面结合强度,而且能够通过微观断

收稿日期: 2022-02-10; 修回日期: 2022-03-10; 录用日期: 2022-05-05

基金项目: 山西省高等学校科技创新项目(2021L300)、山西省基础研究计划(202103021223296)、太原科技大学博士科研启动基金(20202077)、山西省青年科学基金(201901D211291)

通信作者: *zql@zjut.edu.cn

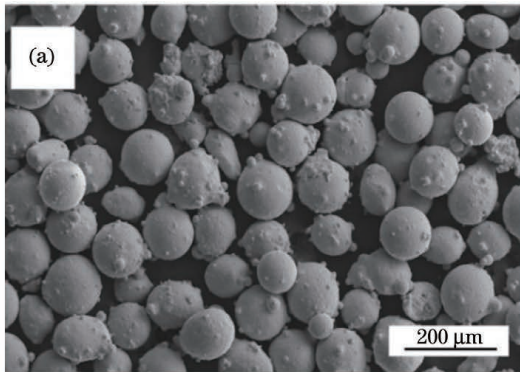
裂面进行后期微观分析。王文明等^[1]采用粘接试验方法表征了激光熔覆层和母材的结合强度,该方法虽然简单易行,但是对试样的加工尺寸要求较高。

本文利用激光熔覆技术对时效态 IN718 合金模拟件进行了再制造研究,基于正交试验确定了最佳工艺,观察和分析了修复界面区域的组织特征和形成机制,通过剪切测试定量分析了熔覆层/基体界面的结合强度,并分析了熔覆层界面的断裂行为。

表 1 基材和合金粉末的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of substrate and powder (mass fraction, %)

Element	Nb	Cr	Fe	Mo	Al	Ti	Si	C	Mn	Ni
Substrate	5.000	19.000	17.450	3.000	0.700	1.000	0.300	0.072	0.200	Bal.
Powder	4.920	19.200	18.100	3.190	0.540	0.970	0.200	0.045	0.040	Bal.



2 试验材料和方法

2.1 试验材料

本试验采用时效态 IN718 合金锻造板作为基材,气雾化 IN718 合金粉末作为熔覆材料,其化学成分如表 1 所示。粉末形貌特征及粒径分布如图 1 所示,其中 SEM 为扫描电镜。可以看出,粉末具有较高的球形度,粒径为 53~150 μm,粉末存在卫星球情况。试验前对该粉末进行烘干除湿处理,温度为 120 °C,保温时间为 2 h,炉冷至室温后取出。

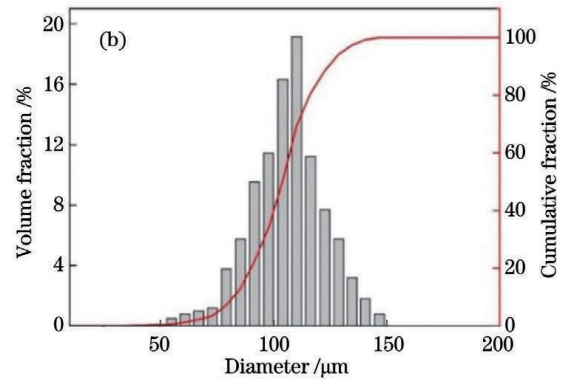


图 1 气雾化 IN718 合金粉末。(a)SEM 图;(b)粒径分布

Fig. 1 Gas-atomized IN718 alloy powder. (a) SEM image; (b) size distribution

2.2 试验设备及方法

激光熔覆设备包括配有环形同轴送粉头的柔性光纤耦合半导体激光器、六轴联动机器人、自制沸腾式送粉器以及供气和循环水冷系统。焦点处为直径为 4 mm 的圆形光斑,能量呈近平顶分布,保护气和载粉气均使用 Ar 气^[12]。通过设计正交试验,研究了激光工艺对 IN718 合金单道熔覆层成形规律的影响,并进行了工艺优化。其中,选取激光功率(P)、扫描速度(S)和送粉速率(F)作为可变主要因素,每个因素设置四个水平,具体工艺参数如表 2 所示。

表 2 激光熔覆 IN718 合金正交试验因素水平表

Table 2 Factor level table for orthogonal test of laser clad IN718 alloy

Factor level	P / W	S / (mm · s ⁻¹)	F / (g · min ⁻¹)
1	700	4	6
2	900	6	10
3	1100	8	12
4	1300	10	14

对正交试验获得的金属试样依次进行磨抛处理,

金相腐蚀剂配比为 20 mL HCl + 20 mL C₂H₅OH + 1 g CuCl₂。使用光学显微镜测量熔覆层的熔宽(W)、熔高(H)、宽高比(W/H)以及稀释率(D),如图 2(a)所示。其中,稀释率计算公式^[13]为

$$D = \frac{S_1}{S_1 + S_2}, \quad (1)$$

式中: S_1 为基体熔化的面积,单位为 mm²; S_2 为基体上沉积的熔覆层面积,单位为 mm²。正交试验对应的熔覆层特征尺寸如表 3 所示。对正交试验结果进行极差分析。极差(R)计算公式^[14]为

$$R = \max(K_1, K_2, \dots, K_i) - \min(K_1, K_2, \dots, K_i), \quad (2)$$

式中: K_i 为 i 水平对应的数据之和的平均值。某因素的极差越大,说明该因素对试验的影响越大,即该因素为主要影响因素。

利用扫描电镜对激光熔覆界面进行显微观察,并结合能谱仪(EDS)对界面进行元素线扫描分析。利用维氏硬度计在多道多层熔覆层与基体的界面附近进行显微硬度测试,其中载荷为 1.96 N,载荷时间为 10 s。利用界面剪切强度表征激光熔覆层与基体界面之间的

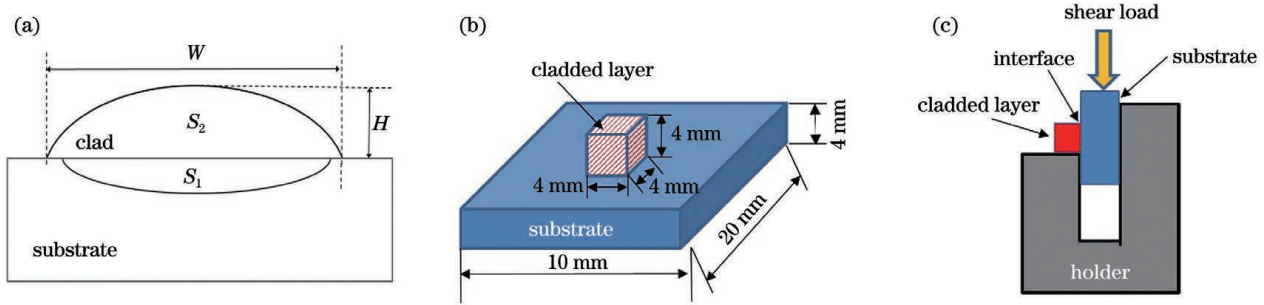


图 2 激光熔覆层横截面及剪切试验示意图。(a)激光熔覆层横截面示意图;(b)剪切试样示意图;(c)剪切强度测试示意图
Fig. 2 Schematics of cross section of laser clad layer and shear measurement. (a) Schematic of cross section of laser clad layer; (b) schematic of shear specimen; (c) schematic of shear strength measurement

表 3 正交试验对应的 IN718 激光熔覆层特征尺寸
Table 3 Characteristic sizes of IN718 laser clad layer corresponding to orthogonal test

Test No.	P / W	$S / (\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$	$F / (\text{g} \cdot \text{min}^{-1})$	W / mm	H / mm	W / H	S_1 / mm^2	S_2 / mm^2	$D / \%$
1	700	4	6	3.62	0.51	7.1	1.34	1.24	51.8
2	700	6	10	2.98	0.57	5.2	0.92	1.07	46.2
3	700	8	12	2.35	0.42	5.7	0.43	0.65	39.8
4	700	10	14	2.11	0.31	6.8	0.24	0.43	36.0
5	900	4	10	4.01	0.95	4.2	1.56	2.53	38.2
6	900	6	6	3.90	0.39	10.1	1.72	1.01	63.1
7	900	8	14	3.35	0.65	5.1	1.07	1.40	43.4
8	900	10	12	2.95	0.39	7.5	0.78	0.73	51.6
9	1100	4	12	4.13	1.01	4.1	1.59	2.69	37.1
10	1100	6	14	4.06	0.95	4.3	1.54	2.38	39.2
11	1100	8	6	3.89	0.32	12.1	1.61	0.77	67.7
12	1100	10	10	3.50	0.33	10.8	1.20	0.71	62.9
13	1300	4	14	4.61	1.40	3.3	1.76	4.34	28.9
14	1300	6	12	4.28	0.83	5.2	1.69	2.20	43.4
15	1300	8	10	4.02	0.58	7.0	1.62	1.47	52.5
16	1300	10	6	3.85	0.19	20.5	1.58	0.46	77.3

力学性能,并结合剪切断口形貌分析其断裂行为。图 2(b)为剪切试样尺寸,图 2(c)为剪切强度测试示意图。

3 试验结果与讨论

3.1 极差分析

表 4~9 为激光熔覆 IN718 合金特征尺寸正交试验结果的极差分析结果。由表 4 可以看出,在熔覆层宽度的影响因素中,激光功率的极差最大,送粉速率的极差最小,说明激光功率对熔覆层熔宽的影响最为显著,扫描速度次之,送粉速率对熔宽影响最小。观察

表 5 熔高的影响因素,可以看出,扫描速度对熔高的影响最大,其次为送粉速率,激光功率对熔高的影响最小。观察表 6 宽高比的影响因素,可以看出,对熔覆层宽高比影响最大的是送粉速率,其次为扫描速度,激光功率的影响最小。观察表 7 基体熔化面积的影响因素,可以看出,激光功率的影响最大,其次是送粉速率,最后是扫描速度。观察表 8 熔覆层沉积面积的影响因素,可以看出,送粉速率的影响最大,其次是扫描速度,最后是激光功率。观察表 9 稀释率的影响因素,可以看出,送粉速率对熔覆层稀释率的影响最大,其次是扫描速度,激光功率对稀释率的影响最小。

表 4 正交试验中 IN718 激光熔覆层宽度的极差分析

Table 4 Range analysis of width of IN718 laser clad layer in orthogonal test

Factor	K_1	K_2	K_3	K_4	R
P	2.77	3.55	3.90	4.19	1.42
S	4.09	3.81	3.40	3.10	0.99
F	3.81	3.63	3.43	3.53	0.38

表 5 正交试验中 IN718 激光熔覆层高度的极差分析

Table 5 Range analysis of height of IN718 laser clad layer in orthogonal test

Factor	K_1	K_2	K_3	K_4	R
P	0.45	0.59	0.65	0.75	0.30
S	0.97	0.69	0.49	0.31	0.66
F	0.35	0.61	0.66	0.83	0.48

表 6 正交试验中 IN718 激光熔覆层宽高比的极差分析

Table 6 Range analysis of W/H of IN718 laser clad layer in orthogonal test

Factor	K_1	K_2	K_3	K_4	R
P	6.2	6.7	7.8	9	2.8
S	4.7	6.2	7.5	11.4	6.7
F	12.5	6.8	5.6	4.9	7.6

表 7 正交试验中基体熔化面积的极差分析

Table 7 Range analysis of melting area of substrate in orthogonal test

Factor	K_1	K_2	K_3	K_4	R
P	0.73	1.28	1.49	1.66	0.93
S	1.56	1.33	1.12	1.15	0.44
F	1.56	1.47	1.18	0.95	0.61

表 8 正交试验中 IN718 激光熔覆层沉积面积的极差分析

Table 8 Range analysis of deposition area of IN718 laser clad layer in orthogonal test

Factor	K_1	K_2	K_3	K_4	R
P	0.85	1.42	1.64	2.11	1.26
S	0.87	1.44	1.57	2.14	1.27
F	2.70	1.67	1.07	0.58	2.12

表 9 正交试验中 IN718 激光熔覆层稀释率的极差分析

Table 9 Range analysis of dilution ratio of IN718 laser clad layer in orthogonal test

Factor	K_1	K_2	K_3	K_4	R
P	43.5	49.1	51.7	50.5	8.2
S	39.0	48.0	50.8	57.0	18
F	65.0	50.0	43.0	36.9	28.1

3.2 工艺参数对 IN718 熔覆层成形尺寸的作用规律

图 3 是工艺参数对熔覆层成形尺寸的影响规律。

从图 3(a1)~(a4)可以看出,激光功率对熔覆层的熔宽、熔高以及宽高比具有正向作用,即随着激光功率的提高,成形尺寸呈上升的变化趋势。这主要是因为随着激光功率的增加,注入熔池的能量增加,所以熔覆层的熔宽增加;同时由于注入能量的增加,更多的粉末熔化,熔高增加。根据表 4、5 的极差分析结果可知,激光功率对熔宽的影响大于其对熔高的影响,即激光功率的增加使得熔宽与熔高的比值(宽高比)增加。另外,熔覆层稀释率随着激光功率的增大呈现先增大后减小的变化趋势。从图 3(b1)~(b4)可以看出,扫描速度对熔覆层的熔宽和熔高均呈负向作用,而对熔覆层的宽高比和稀释率呈正向作用。这主要是扫描速度的增加导致注入熔池内的线能量减少,熔宽变小;扫描速度的增加还会导致单位送粉速率变小,进而熔覆层熔高变小。结合表 4、5 极差分析可知,扫描速度对熔宽的影响大于其对熔高的影响,因此当扫描速度不断增加时,宽高比增加。此外,随着扫描速度的提高,能量输入的减小也势必造成基体熔化面积和沉积态熔覆层面积的减少。根据表 7、8 分析可知,扫描速度对沉积态熔覆层面积的影响比对基体熔化面积的影响大,因此根据式(1)可知,当扫描速度增加时,稀释率增加^[13-15]。从图 3(c1)~(c4)可以看出,送粉速率的提高有助于熔覆层熔高的提高,但是不利于熔覆层熔宽、宽高比以及稀释率的提高。这主要是因为随着送粉速率的增加,粉末吸收的能量增多,而用于形成基体熔池的能量变少,所以最终熔覆层熔高增加,熔宽和宽高比减小,稀释率降低^[15-17]。

成形性取决于宽高比,而沉积效率取决于熔宽和熔高的大小,因此为了实现无气孔、裂纹和夹渣等缺陷的激光熔覆层,并保证成形过程中有较好的成形性和较高的沉积效率,在合理的宽高比范围内,应使熔宽和熔高尽量大。综合上文的分析,选取的激光熔覆 IN718 合金的工艺参数为:激光功率 900 W,扫描速度 6 mm/s,送粉速率 10 g/min。

3.3 界面组织演变及机理分析

图 4 是激光熔覆 IN718 合金与基体界面区域的显微组织形貌。其中,图 4(a)是最优参数下的单道熔覆层全貌图,图 4(b)是宏观界面组织图。可以看出,界面周围包括四个区域,依次是熔覆层(CL)、熔合区(FZ)、热影响区(HAZ)以及未受热影响的基体(substrate)。熔覆层的显微组织形貌是呈现定向外延生长的树枝晶。熔合区位于熔覆层区与基体之间,与基体为冶金结合,形态上不同于基体和熔覆层组织,且不存在平面晶。该区域也称为半熔化区,一侧与熔覆层连接,呈现明显的结晶特征,另一侧连接基体,呈现元素扩散特征。这是因为在激光沉积过程中,基体表面晶胞发生部分熔化,熔融态沉积材料渗透到基体晶

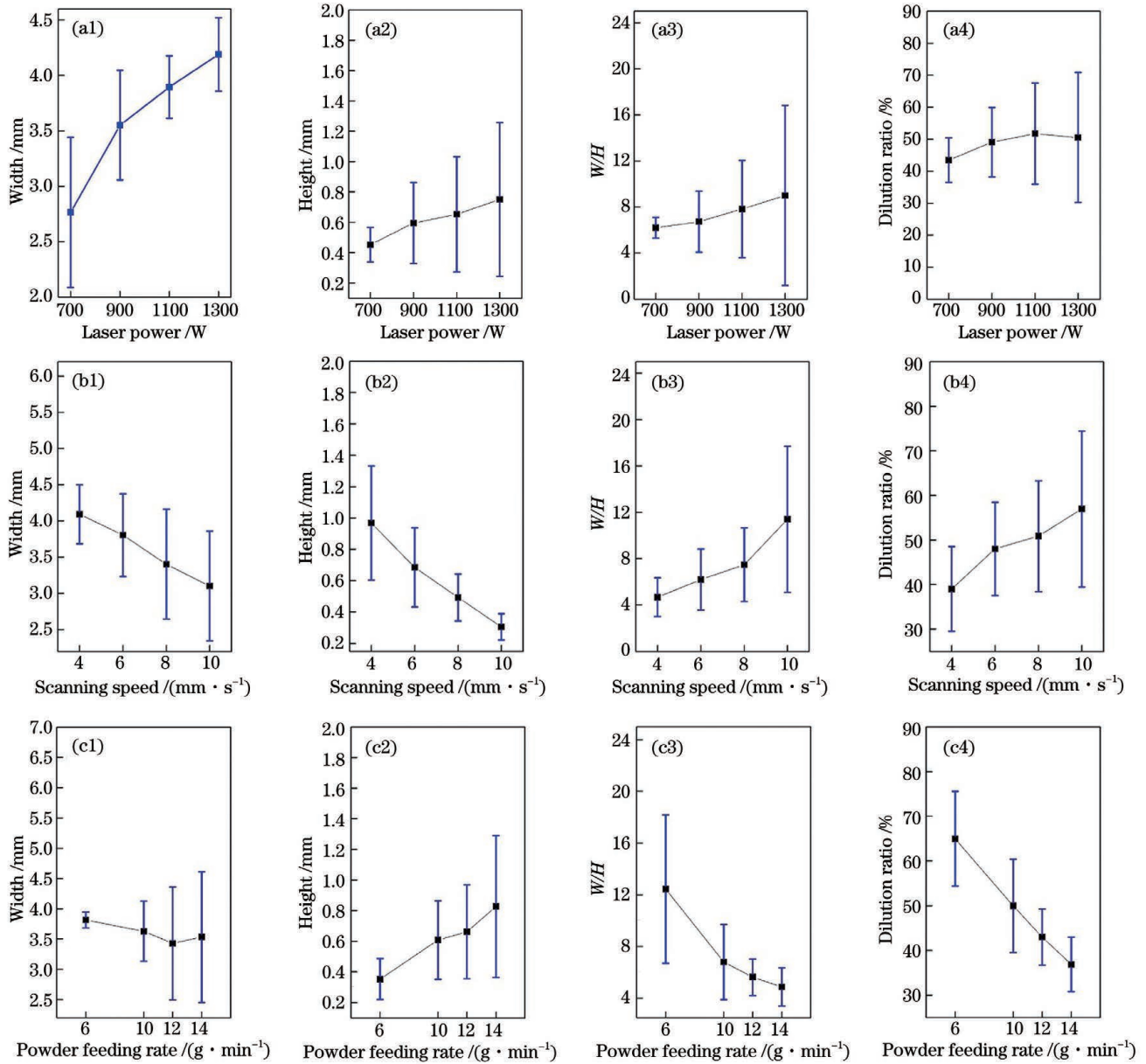


图 3 不同工艺参数对 IN718 激光熔覆层成形尺寸的影响。(a1)~(a4)激光功率;(b1)~(b4)扫描速度;(c1)~(c4)送粉速率
Fig. 3 Effects of different process parameters on forming size of IN718 laser cladded layer . (a1)–(a4) Laser power;
(b1)–(b4) scanning speed; (c1)–(c4) powder feeding rate

界中。熔合区下方为热影响区,该区域的晶粒呈非均匀长大,与原始基材晶粒明显不同。这是因为能量输入导致该区域内的析出相发生部分溶解并扩散到奥氏体中。但是,由于高温作用时间较短,仅尺寸较小的析出相发生完全溶解,尺寸较大的碳化物来不及完全溶解而继续保留在晶界位置。这些残留的碳化物 MC 相能够对晶界起到钉扎的作用

并阻止晶粒长大,如图 4(c)、(d)所示。图 4(e)为热影响区与原始基体的界面,可以看出,热影响区的晶界和晶内还存在部分 MC 大颗粒和 $M_{23}C_6$ 小颗粒碳化物,析出相的化学成分如表 10 所示。热影响区中晶粒长大的内在驱动力为其长大前后的界面能差值,其中界面能向曲率中心方向减小,晶界出现平直化。

表 10 IN718 合金界面处析出相的化学成分(质量分数,%)

Table 10 Chemical compositions of precipitate phase at IN718 alloy interface (mass fraction, %)

Point No.	Ti	Nb	Ni	N	C	Cr	Fe	Mo	Al
1#	5.57	58.08	3.99	—	26.66	2.06	1.05	1.96	0.63
2#	13.19	15.40	13.20	—	22.17	19.42	13.15	3.18	0.29
3#	33.24	18.23	12.8	18.39	5.32	7.56	3.17	1.09	0.25

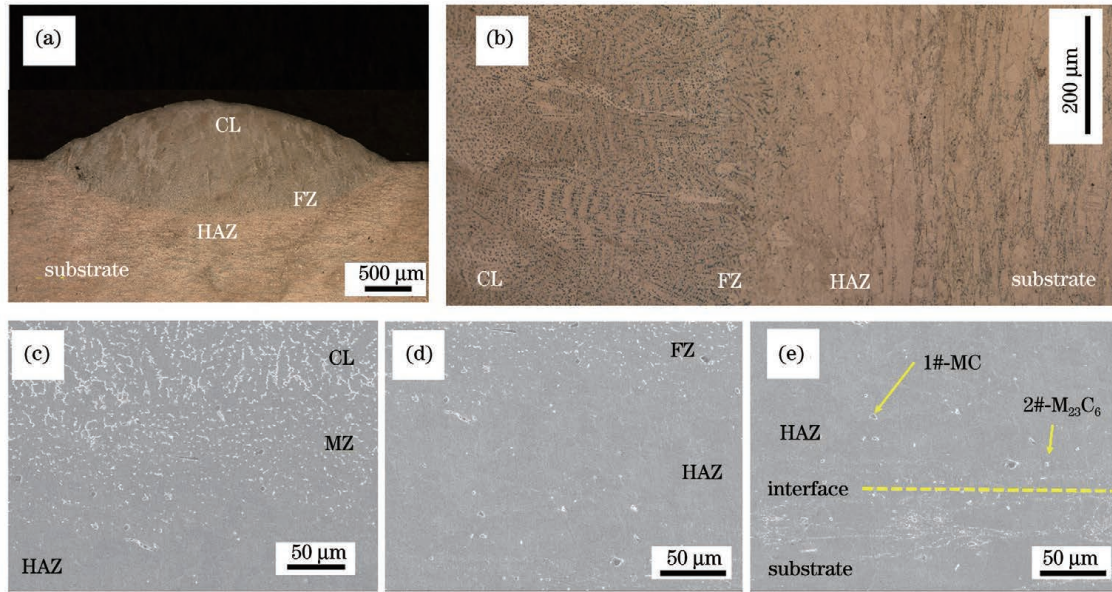


图 4 IN718 激光熔覆层与基体之间界面区的组织形貌。(a)熔覆层;(b)界面;(c)熔合区/热影响区的界面;(d)热影响区;(e)热影响区/基体的界面

Fig. 4 Microstructures of interfacial zone between IN718 laser clad layer and substrate. (a) Cladding layer; (b) interface; (c) FZ/HAZ interface; (d) HAZ; (e) HAZ/substrate interface

图 5 为熔合区界面周围的显微组织及元素分布图。从图 5(a)可以看出,位于上部的熔覆层存在明显的元素偏析现象,而位于底部的热影响区没有明显的元素偏析行为;熔合区位于熔覆层和热影响区之间,该区域除存在少量元素偏析外,还存在部分的四方氮化物颗粒,其元素组成如表 10 所示。图 5(b)为熔合

区周围的 EDS 元素分布图,可以看出,在熔覆层与基体之间,元素分布相对均匀,不存在宏观偏析。这是因为熔覆层和基体的成分相似,两者不存在明显的化学元素过渡现象。另外,在熔覆层和熔合区内存在富 Nb 和 Mo 的 Laves 相,因此 Nb、Mo 两个元素所在位置发生元素突变。

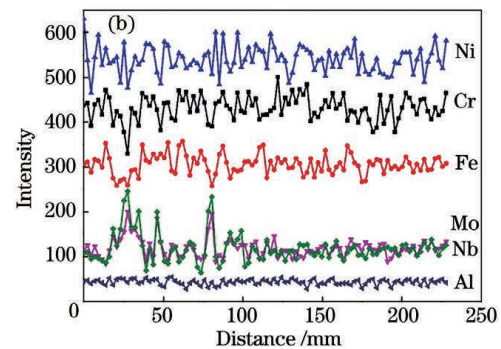
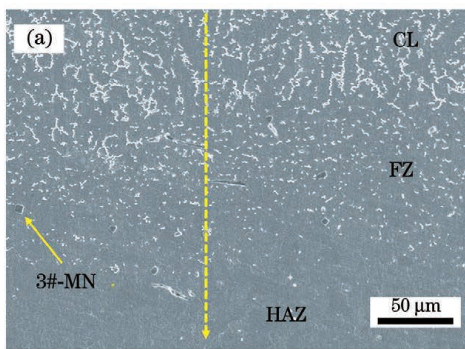


图 5 熔合区界面周围的显微组织及 EDS 元素分布。(a)显微组织;(b)EDS 元素分布

Fig. 5 Microstructure and EDS element distribution around interface of fusion zone. (a) Microstructure; (b) EDS element distribution

如图 6 所示,在熔池凝固过程中,一般存在 T_L 和 T_S 两个等温面,前者为熔池的固/液混合界面,后者为固液混合相与固相基材的分界面,分别对应熔合区的上下界面。此外,熔合区通常以晶粒残骸或微熔晶粒等物质为形核点非均匀成核并以平面晶的形式长大。通过图 4 和图 5 可知,熔覆层与基体之间的界面处没有出现平面晶,显微组织直接以胞状晶的形式外延生长。这是因为熔覆层沉积所使用的气雾化 IN718 粉末成分与基体成分相似,且粉末和基体均为面心立方 (FCC) 晶体结构,熔覆过程中晶体类型不发生转变,因此,熔合区可以直接以基体表面未熔化的晶体作为形

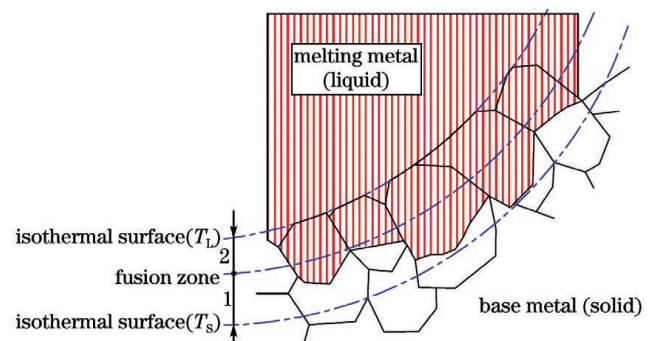


图 6 激光熔覆 IN718 合金的熔化边界示意图

Fig. 6 Schematic of fusion boundary of laser clad IN718 alloy

核点并以外延式生长方式长大^[9,18]。

3.4 界面区域显微硬度表征

图 7 为激光熔覆 IN718 合金界面区域的显微硬度图。可以看出,显微硬度分布分为三个不同的区域,从左到右分别对应熔覆层、热影响区和基体。其中,基体的平均显微硬度最高,约为 475 HV;熔覆层的显微硬度最低,约为 280 HV;而作为过渡区域的热影响区的显微硬度从熔覆层侧逐渐增加到基体侧。根据前期工作可知,由于激光熔覆快速熔化和快速凝固的特点,激光熔覆 IN718 合金没有 γ' 和 γ'' 等强化相析出,其组织主要由 γ 相、Laves 相以及少量 MC 和 MN 颗粒组成^[19]。而基体为时效轧制态 IN718 合金,其组织内存在 γ'' 和 γ' 等强化相,因此其硬度明显高于熔覆层。与基体原始晶粒相比,热影响区内的晶粒发生粗化,同时部分强化相发生溶解并重新固溶在 γ 相中,导致其显微硬度低于基体。总之,IN718 合金的显微硬度与 Nb 引起的强化效果有关。当 IN718 合金为沉积态时,Nb 主要固溶在奥氏体 γ 相中,仅起固溶强化的作用。而经过时效处理后,当 Nb 元素以强化相 γ'' 存在时,与奥氏体 γ 相存在最大 5% 的错配度,还能起到弥散强化的作用。

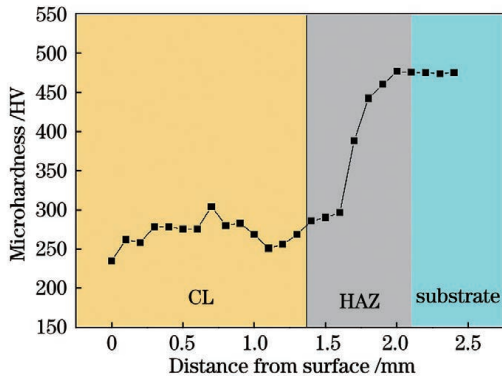


图 7 IN718 激光熔覆层界面区域的显微硬度分布
Fig. 7 Microhardness distribution in interfacial region of IN718 laser clad layer

3.5 熔覆层界面结合强度的表征

图 8 为 IN718 激光熔覆层界面处三个平行试样的剪切载荷-变形曲线。可以看出,它们具有相似的载荷-变形曲线特征。在剪切初期,剪切变形量随剪切载荷的增加而增加,符合胡克定律。此阶段属于弹性变形阶段,曲线斜率最大。当剪切载荷到达峰值后,剪切载荷逐渐减少,试样迅速出现裂纹并断裂。IN718 激光熔覆层界面的剪切强度^[20]可表示为

$$\sigma_c = \frac{G_{\max}}{A}, \quad (3)$$

式中: σ_c 是界面剪切强度,单位为 MPa; G_{\max} 是断裂时的最高载荷,单位为 N; A 是剪切试样实际的受力面积,单位为 mm^2 。计算结果如表 11 所示,可以看到,三组平行试样的熔覆层界面剪切强度分别为 491.25, 628.92, 706.42 MPa,平均界面剪切强度为 608.87 MPa。

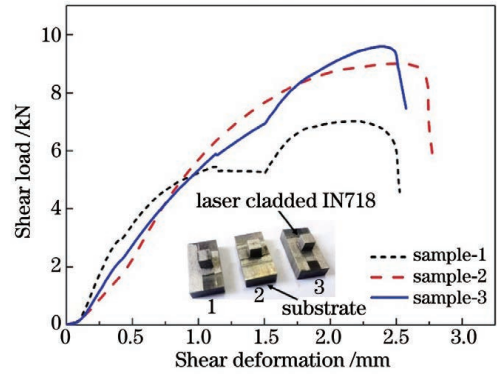


图 8 IN718 激光熔覆层界面区域三个平行试样的剪切载荷-变形量曲线

Fig. 8 Shear load-deformation curves of three parallel specimens in interfacial region of IN718 laser clad layer

表 11 激光熔覆 IN718 合金的界面剪切试验结果
Table 11 Interfacial shear test results of laser clad IN718 alloy

Sample	Shear area / (mm×mm)	Maximum load / kN	Shear strength / MPa	Average shear strength / MPa
1	3.78×3.78	7.0192	491.25	
2	3.78×3.79	9.0101	628.92	608.87
3	3.78×3.79	10.1203	706.42	

图 9(a) 是 IN718 激光熔覆层界面处的宏观剪切断面,可以看出,断面基本包含纤维区、放射区和剪切唇区三个部分^[21]。其中,剪切唇区域位于断口的边缘位置且占比较大,这主要是因为该合金的塑性较好和断裂的扩展速度较慢。另外,可以看到,放射区出现沿受力方向分布的放射状微裂纹。图 9(b) 是对应的剪切断面 SEM 形貌,可以看出,断面处韧窝组织丰富且存在明显的剪切应力拖拽变形。这是因为剪切过程中界面处的 γ 基体相组织易发生塑性变形,而 Laves 相和 MC 等第二相颗粒不易发生塑性变形,所以界面周围产生位错塞积并不断积累,当应力增加到一定程度后,界面周围发生剥离并产生大量撕裂棱,形成拖拽形断面。

4 结 论

研究了激光熔覆工艺参数对 IN718 合金涂层的影响,结果显示,增加功率或降低扫描速度均有助于提高熔覆层的熔宽和熔高;提高送粉速率或降低扫描速度均有助于提高熔覆层的熔高,但不利于提高熔覆层的熔宽、稀释率和宽高比。观察了界面区域的组织特征,发现 IN718 熔覆层呈现典型的树枝晶形态;熔合区与基体呈冶金结合,形态上不同于熔覆层和基体,且没有出现平面晶;热影响区位于熔合区下方,内部晶粒发生粗化。分析了 IN718 熔覆层界面处的元素分布

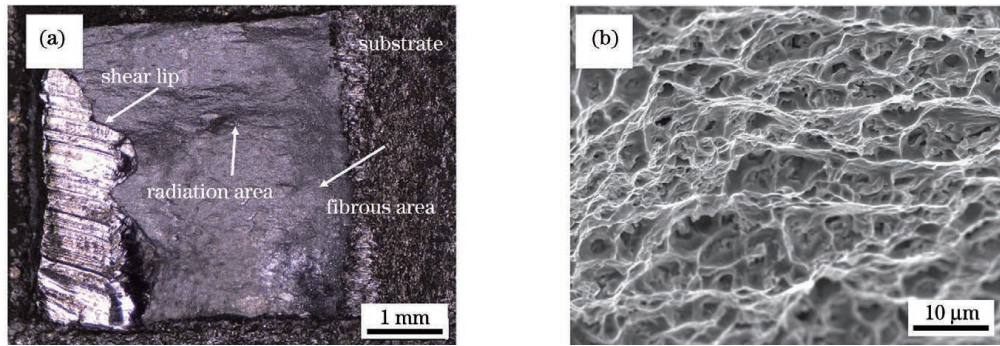


图 9 IN718 激光熔覆层界面的剪切断口形貌。(a)宏观形貌;(b)微观形貌

Fig. 9 Interfacial shear fracture morphologies of IN718 laser clad layer. (a) Macro-morphology; (b) micro-morphology

和力学性能。研究表明,界面处的元素过渡均匀,不存在宏观偏析,但是残余的 Laves 相会导致熔覆层和熔合区出现 Nb 或 Mo 元素的突变;熔覆层的显微硬度低于时效态基体的显微硬度,而热影响区的显微硬度从熔覆层侧逐渐增加到基体侧;IN718 熔覆层界面的平均剪切强度为 608.87 MPa。后续需要对 IN718 合金涂层进行热处理以改善界面附近的显微硬度和剪切强度。

参 考 文 献

- [1] 张群莉,李栋,张杰,等. 预制坡口角度对激光增材再制造 IN718 合金组织与性能的影响[J]. 表面技术, 2019, 48(5): 90-96.
Zhang Q L, Li D, Zhang J, et al. Influence of pre-fabricated groove angle on microstructure and properties of laser additive remanufactured IN718 alloy[J]. Surface Technology, 2019, 48(5): 90-96.
- [2] 姚喆赫,姚建华,向巧. 激光再制造技术与应用发展研究[J]. 中国工程科学, 2020, 22(3): 63-70.
Yao Z H, Yao J H, Xiang Q. Development of laser remanufacturing technology and application[J]. Strategic Study of CAE, 2020, 22(3): 63-70.
- [3] 李鹏飞,巩亚东,周建忠,等. 激光熔覆突变梯度材料界面特征研究[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(7): 0714011.
Li P F, Gong Y D, Zhou J Z, et al. Interface characteristics of abrupt gradient materials fabricated by laser cladding[J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2021, 58(7): 0714011.
- [4] 赵轩,隋尚,李祚,等. 成形气氛对高沉积率激光熔覆 GH4169 高温合金显微组织的影响[J]. 中国激光, 2020, 47(8): 0802004.
Zhao X, Sui S, Li Z, et al. Effect of forming environments on microstructure of GH4169 superalloy fabricated using high-deposition-rate laser metal deposition[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(8): 0802004.
- [5] Sui S, Chen J, Ma L, et al. Microstructures and stress rupture properties of pulse laser repaired Inconel 718 superalloy after different heat treatments[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 770: 125-135.
- [6] Wang Q Y, Xi Y C, Liu X Y, et al. Microstructure and mechanical properties of interface between laser clad Hastelloy coating and steel substrate[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(3): 733-740.
- [7] 王梁,夏洪超,胡勇,等. 电磁复合场对 V 型窄槽激光再制造区孔隙缺陷的抑制作用[J]. 中国激光, 2020, 47(6): 0602003.
Wang L, Xia H C, Hu Y, et al. Porosity defects suppression in narrow V-groove laser remanufacturing zone through electromagnetic composite field[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(6): 0602003.
- [8] 鲁耀钟,雷卫宁,任维彬,等. K418 合金叶片激光再制造 Inconel718 覆层匹配与强化[J]. 激光技术, 2020, 44(1): 54-60.
Lu Y Z, Lei W N, Ren W B, et al. Matching and strengthening between Inconel718 cladding and K418 alloy blades by laser remanufacturing[J]. Laser Technology, 2020, 44(1): 54-60.
- [9] 方金祥,王玉江,董世运,等. 激光熔覆 Inconel718 合金涂层与基体界面的组织及力学性能[J]. 中国机械工程, 2019, 30(17): 2108-2113.
Fang J X, Wang Y J, Dong S Y, et al. Microstructure and mechanics properties of interfaces between laser clad Inconel718 coating and substrate[J]. China Mechanical Engineering, 2019, 30(17): 2108-2113.
- [10] 许明三,李剑峰,李骅登,等. 激光熔覆粉料和工艺参数对 45 钢基体与覆层结合强度的影响研究[J]. 机械工程学报, 2017, 53(9): 209-216.
Xu M S, Li J F, Li H D, et al. Influence on powders and process parameters on bonding shear strength in laser cladding[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2017, 53(9): 209-216.
- [11] 王文明,沈剑标,陈彦,等. 粘接试验方法测定激光熔覆层与基体结合强度[J]. 理化检验(物理分册), 2019, 55(11): 745-747, 774.
Wang W M, Shen J B, Chen Y, et al. Adhesive test method for measuring interfacial bonding strength between laser cladding and matrix[J]. Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing), 2019, 55(11): 745-747, 774.
- [12] 张杰,张群莉,李栋,等. δ 时效处理对激光增材修复 Inconel 718 合金组织与性能的影响[J]. 中国激光, 2020, 47(1): 0102001.
Zhang J, Zhang Q L, Li D, et al. Effect of δ aging treatment on microstructure and tensile properties of repaired Inconel 718 alloy using laser additive manufacturing[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(1): 0102001.
- [13] 李栋,张群莉,张杰,等. 不同气氛对激光熔覆 IN718 涂层形貌、组织与性能的影响[J]. 表面技术, 2018, 47(7): 185-190.
Li D, Zhang Q L, Zhang J, et al. Influence of atmospheres on morphology, microstructure and properties of laser cladding IN718 coatings[J]. Surface Technology, 2018, 47(7): 185-190.
- [14] Chen B, Mazumder J. Role of process parameters during additive manufacturing by direct metal deposition of Inconel 718[J]. Rapid Prototyping Journal, 2017, 23(5): 919-929.
- [15] Zhang J, Zhang Q L, Chen Z J, et al. Experimental and statistical analyses of geometry characteristics of Inconel 718 laser clad layer with response surface methodology[J]. Journal of Laser Applications, 2019, 31(3): 032016.
- [16] 吴军,朱冬冬,杨日初,等. 45 钢轴面激光熔覆 Ni60AA 涂层工艺参数优化及摩擦磨损性能研究[J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58(11): 1114008.
Wu J, Zhu D D, Yang R C, et al. Parameters optimization and friction and wear properties for laser cladding Ni60AA coating on 45 steel shaft surface[J]. Laser & Optoelectronics Progress,

- 2021, 58(11): 1114008.
- [17] 庞伟帆, 傅戈雁, 王明雨, 等. 基于响应面法和遗传神经网络模型的高沉积率激光熔覆参数优化[J]. 中国激光, 2021, 48(6): 0602112.
- Pang Y F, Fu G Y, Wang M Y, et al. Parameter optimization of high deposition rate laser cladding based on the response surface method and genetic neural network model[J]. Chinese Journal of Lasers, 2021, 48(6): 0602112.
- [18] 张群莉, 张杰, 李栋, 等. 不同时效温度下激光增材再制造 IN718 合金层的组织与性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(5): 1785-1792.
- Zhang Q L, Zhang J, Li D, et al. Microstructure and properties of laser additive remanufactured IN718 alloy with different aging temperatures[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(5): 1785-1792.
- [19] Zhang J, Zhang Q L, Zhuang Y F, et al. Microstructures and cyclic hot corrosion behavior of laser deposited Inconel 718 alloy under different heat treatment conditions[J]. Optics & Laser Technology, 2021, 135(10): 106659.
- [20] Karmakar D P, Muvvala G, Nath A K. Effect of scan strategy and heat input on the shear strength of laser clad Stellite 21 layers on AISI H13 tool steel in as-deposited and heat treated conditions[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 384: 125331.
- [21] 赵宇辉, 王志国, 赵吉宾, 等. 基材冷却状态对激光沉积 AlSi₁₀Mg 合金成形质量的影响[J]. 光学学报, 2020, 40(11): 1114002.
- Zhao Y H, Wang Z G, Zhao J B, et al. Influence of substrate cooling condition on properties of laser deposited AlSi₁₀Mg alloys[J]. Acta Optica Sinica, 2020, 40(11): 1114002.

Process Optimization and Interfacial Microstructure and Properties Analysis of Laser Cladded IN718 Alloy

Zhang Jie¹, Zhang Qunli^{2*}, Yao Jianhua², Wu Zhisheng¹, Li Ke¹

¹ School of Material Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, Shanxi, China;

² Institute of Laser Advanced Manufacturing, Zhejiang University of Technology, Hangzhou 310023, Zhejiang, China

Abstract

Objective The IN718 alloy is a kind of nickel-based superalloy with excellent corrosion resistance and mechanical properties, which has been widely used in aerospace, chemical and petroleum fields. However, due to its harsh service environment, IN718 alloy parts usually fail due to wear, corrosion and fatigue cracking, resulting in serious economic losses. The emergence of laser cladding technology can not only efficiently restore the size of failed parts, but also obtain controllable microstructure and properties on its surface, which greatly reduces the economic loss of enterprises. The interfacial area between the cladded layer and substrate usually is the weakest area of remanufactured parts. This is because the interface of cladded layer experiences multiple reciprocating processes of rapid heating and rapid cooling which is easy to cause complex metallurgical reaction and phase transformation. It can not only promote the metallurgical combination between the cladded layer and substrate, but also produce a heat affected zone, resulting in performance degradation. At the same time, the poor component matching between powder and substrate and the insufficient laser energy input are easy to lead to a series of defects such as inclusions and pores near the repaired interface. The microstructure and properties of this area are very important to the service life of repaired IN718 alloy parts, but there is few research on the repaired interfacial characteristics and properties of laser cladded IN718 alloy. Therefore, it is of great significance to study the microstructure evolution and properties of the interface of IN718 laser cladded layer.

Methods The aged-IN718 alloy plate and IN718 spherical powder are used in this study. First, the laser cladding process of IN718 alloy is optimized based on the orthogonal experimental design and the effect of process parameters on the forming size of cladded layer is studied. Then, the interfacial microstructure characteristics are observed by an optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM), and the elemental content of precipitates is detected by an energy disperse spectroscopy (EDS). The micro-hardness near the interface between cladded layer and substrate is tested by a hardness tester. The bonding strength of cladded layer/substrate interface is quantitatively analyzed by the shear test, and the fracture behavior of cladded layer interface is also analyzed.

Results and Discussions The width (W), height (H) and W/H of the cladded layer increase with the increase of the laser power, while the dilution ratio of the cladded layer increases first and then decreases with the increase of the laser power [Figs. 3(a1)–(a4)]. The scanning speed has a negative effect on the width and height of the cladded layer, while it has a positive effect on the W/H and dilution ratio [Figs. 3(b1)–(b4)]. The increase of powder feeding rate is helpful to improve the height of the cladded layer, but it is not conducive to the improvement of width, W/H and dilution ratio [Figs. 3(c1)–(c4)]. The optimized laser cladding process parameters of aged-IN718 alloy are as follows: the laser power of 900 W, the scanning speed of 6 mm/s, and the powder feeding rate of 10 g/min. From top to bottom, the interface includes cladded layer (CL), fusion zone (FZ), heat affected zone (HAZ) and substrate which is not affected by heat

[Fig. 4(a)]. The microstructure of the cladded layer is dendritic crystal with directional epitaxial growth, the fusion zone is located between the cladding zone and the substrate [Fig. 4(b)]. The upper side is connected with the cladded layer and presents obvious crystallization characteristics, and the other side is connected with the substrate and presents element diffusion characteristics [Fig. 4(c)]. The heat affected zone is located below the fusion zone, where the grains grow unevenly and are obviously different from the grains in the original substrate [Fig. 4(d)]. This is because the energy input leads to the partial dissolution of precipitates in this region and diffusion into austenite. However, due to the short action time at high temperature, only the precipitates with smaller size are completely dissolved, while the carbides with larger size are not fully dissolved and continue to remain at the grain boundary [Fig. 4(e)]. The element distribution from the cladded layer to the substrate is relatively uniform, and there is no macro-segregation (Fig. 5). This is because the cladding layer and substrate are similar in composition and there is no obvious chemical element transition between them. In addition, there is no plane crystal at the interface between the cladded layer and the substrate. This is because the powder composition is similar to the substrate composition and both have a face centered cubic (FCC) crystal structure (Fig. 6). The micro-hardness of the IN718 cladded layer is about 280 HV. The micro-hardness of the substrate is about 475 HV. The micro-hardness of the heat affected zone gradually increases from the cladded layer to the substrate (Fig. 7). The average interfacial shear strength of the laser cladded IN718 alloy is 608.87 MPa (Fig. 8). The shear fracture at the interface of the laser cladded IN718 alloy basically includes three parts: fiber region, radiation region and shear lip region (Fig. 9).

Conclusions Laser cladding process parameters have a significant impact on the IN718 alloy coating. Increasing power and reducing scanning speed are helpful to improve the width and height of the cladded layer. Increasing the powder feeding rate and reducing the scanning speed are helpful to improve the height of the cladded layer, but not conducive to improving the width, dilution ratio and W/H . The interface of IN718 cladded layer is surrounded by the cladded layer zone, fusion zone, heat affected zone and substrate from top to bottom. The cladded layer presents typical dendrite morphology. The fusion zone shows metallurgical bonding with the substrate, which is different from the cladding layer and substrate in morphology, and there is no plane crystal. The heat affected zone is located below the fusion zone, and the internal grains are coarsened. The element distributions at the interface are uniform and there is no macro-segregation, but the residual Laves phase will lead to the mutation of Nb or Mo element in the cladded layer and the fusion zone. The micro-hardness of the cladded layer is lower than that of the aged substrate, while the micro-hardness of the heat affected zone increases gradually from the cladded layer to the substrate. The average shear strength of IN718 coating interface is 608.87 MPa. Subsequent heat treatment is needed to improve the micro-hardness and shear strength near the interface.

Key words laser technique; laser cladding; IN718; process optimization; interface microstructure; mechanical property