

Cr 元素含量对 TC21 钛合金表面激光熔覆 Ni-Al 涂层组织与性能的影响

张显, 胡记, 隋欣梦, 马欣然, 张维平

(大连理工大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024)

摘要: **目的** 研究 Cr 元素含量对 TC21 钛合金表面激光熔覆 Ni-Al 涂层组织与性能的影响, 改善其表面性能。**方法** 利用激光熔覆技术在 TC21 钛合金表面制备不同 Cr 含量的 Ni-Al 涂层, 采用带有能谱仪 (EDS) 的扫描电子显微镜 (SEM)、X 射线衍射仪 (XRD) 对熔覆层的显微组织、物相组成进行分析, 采用显微硬度和材料表面性能综合测试仪测试熔覆层的硬度分布和耐磨性能。**结果** 熔覆层表面质量良好, 未添加 Cr 元素时, 熔覆层主要由 Ni(Al,Ti)、Ni₂AlTi、TiNi 等物相组成; 添加 Cr 元素后, 熔覆层中有 α -Cr 沉淀相析出, 并且随着 Cr 元素含量的逐渐提高, TiNi、Ni₂AlTi、 α -Cr 等物相的相对含量逐渐增加。熔覆层主要由 Ni(Al,Ti)枝晶组织与其周围呈网状分布的 TiNi、Ni₂AlTi、 α -Cr 晶间组织构成。熔覆层的显微硬度均提高到基体的 2 倍左右, Cr 元素对提高 Ni-Al 涂层显微硬度的影响不大, 但能使其显微硬度波动减小, 趋于平稳, 熔覆层的韧性随着 Cr 元素含量的增加而不断提高。当 Cr 元素添加量为 20% (原子数分数) 时, 耐磨性最好, 约为基体的 2.948 倍。**结论** Cr 元素的添加, 有利于熔覆层中 α -Cr 相的析出和 TiNi/Ni₂AlTi 共晶组织的生成, 能有效降低熔覆层的室温脆性, 提高塑韧性及耐磨性能。

关键词: 激光熔覆; 钛合金; Ni-Al 涂层; Cr 元素; 熔覆层; 显微组织; 显微硬度; 耐磨性

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)01-0311-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.01.037

Effects of Chromium Element Content on Microstructures and Properties of Laser Cladding Ni-Al Coating on TC21 Titanium Alloy

ZHANG Xian, HU Ji, SUI Xin-meng, MA Xin-ran, ZHANG Wei-ping

(School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

ABSTRACT: The work aims to study the effects of chromium (Cr) element content on the microstructures and properties of laser cladding Ni-Al coating on TC21 titanium alloy to improve the surface properties. The Ni-Al coatings with different Cr contents were prepared on the surface of TC21 by laser cladding. The microstructures and phases of cladding layer were analyzed with scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectrometry (EDS) and X-ray diffractometry (XRD). The microhardness distribution and wear resistance were tested with microhardness tester and multifunctional material surface performance tester, respectively. The results showed that the surface quality of cladding layer was good. The main phases of the

收稿日期: 2019-05-10; 修订日期: 2019-07-11

Received: 2019-05-10; Revised: 2019-07-11

作者简介: 张显 (1994—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向: 激光表面改性及金属基复合材料制备。

Biography: ZHANG Xian (1994—), Male, Candidate of master, Research focus: surface modification by laser and preparation of metal base composite materials.

通讯作者: 张维平 (1964—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向: 金属材料表面激光改性、金属基复合材料制备、电火花材料表面加工。邮箱: zhangwp@dlut.edu.cn

Corresponding author: ZHANG Wei-ping (1964—), Male, Doctor, Professor, Research focus: metallic material surface modification by laser, preparation of metal base composite materials and surface machining by electric spark. E-mail: zhangwp@dlut.edu.cn

cladding layer were Ni(Al,Ti), Ni₂AlTi and TiNi when there was no Cr element. However, α -Cr precipitation phase appeared after the Cr element was added into the cladding layer, and the relative content of TiNi, Ni₂AlTi, α -Cr increased gradually with the increase of Cr content. The microstructure of cladding layer was mainly composed of Ni(Al,Ti) dendritic structure and its surrounding reticular intergranular structure of TiNi, Ni₂AlTi and α -Cr. The microhardness of the cladding layers increased to about 2 times of the substrate. Although the Cr content had little effect on improving the microhardness of the Ni-Al coating, it was able to reduce the microhardness fluctuation of the cladding layer to stable. The toughness of the cladding layer was improved with the increase of Cr content. When 20% atomic percentage of Cr was added into the cladding layer, the wear resistance was the best, about 2.948 times than that of the substrate. It reveals that Cr element contributes to the precipitation of α -Cr phase and the generation of TiNi/Ni₂AlTi eutectic structure. It effectively reduces the room temperature brittleness, and improves the toughness and wear resistance of the cladding layer.

KEY WORDS: laser cladding; titanium alloy; Ni-Al Coating; Cr element; cladding layer; microstructure; microhardness; wear resistance

钛合金凭借其优异的力学性能,在航空航天、汽车制造、石油化工、能源动力、电子电器、生物医疗等领域具有广泛而成熟的应用,但表面性能差的缺点阻碍了其发展。因此,只有提高钛合金的表面性能,才能满足其在各种复杂服役环境下的使用要求,拓宽其应用范围^[1-2]。

镍铝金属间化合物具有熔点高、密度低、耐腐蚀性和抗高温氧化性好等优点,是一种优秀的高温结构材料,但其室温脆性一直是一个亟待解决的难题^[3]。合金化是改善室温脆性的重要手段,Cr 作为合金元素加入到 Ni-Al 合金中,更倾向于取代晶体结构中 Al 的原子位置。Cr 添加量较大时还会析出 α -Cr 相,促进沉淀强化。同时,Cr 的加入也会在一定程度上改善室温脆性与断裂韧性^[4-5]。此外,也可以通过引入增强相来提高 Ni-Al 合金的综合性能,Shokati AA 等^[6]利用燃烧合成法制备了 TiB₂ 与 TiN 陶瓷颗粒增强的 Ni-Al 基复合粉末。Wei Na 等^[7]采用自蔓延高温合成法制备了 TiC 与 TiB₂ 陶瓷颗粒增强的 Ni-Al 基复合材料。激光熔覆具有快速凝固的特点,可以起到细化晶粒、提高塑韧性的作用^[8-9]。众多学者利用激光熔覆技术在镍基合金等基体材料的表面制备了 Ni-Al 基复合涂层,并研究其显微组织、显微硬度及摩擦性能,均取得了比较理想的表面改性效果^[10-15],但是在钛合金基体表面制备 Ni-Al 涂层的报道较少。因此,本文利用激光熔覆技术在 TC21 钛合金表面制备 Ni-Al 复合涂层,并通过合金化的方式添加不同含量的 Cr 元素,研究其添加量对熔覆层组织与性能的影响。激光熔覆制备 Ni-Al 复合涂层,在一定程度上改善了钛合金的表面性能,为钛合金激光表面改性研究提供了一定的参考。

1 试验

1.1 试样制备

试验选用尺寸为 30 mm×15 mm×8 mm 的 TC21

钛合金(名义成分为 Ti-6Al-2Zr-2Sn-2Mo-1.5Cr-2Nb)作为基体材料,将表面打磨平整,去除氧化层。将纯度均高于 99.5%的 Ni、Al、Cr 粉末,按表 1 所示化学成分,在研磨钵中充分研磨至均匀混合,制得熔覆材料。将其预置在基体表面,厚度约为 1 mm,宽度为 3 mm。利用 Laserline LDF 4000-100 半导体激光器,在保护气氛中进行单道熔覆,激光功率为 800 W,扫描速度为 5 mm/s,光斑直径为 3 mm。将熔覆好的试样从中间切割成两块 15 mm×15 mm×8 mm 的试样,然后进行打磨、抛光、腐蚀处理,分别用作后续显微组织分析与性能测试。

表 1 熔覆粉末化学成分
Tab.1 Chemical composition of cladding powders
at. %

Sample	Ni	Al	Cr
S1	75	25	0
S2	72	24	4
S3	69	23	8
S4	66	22	12
S5	63	21	16
S6	60	20	20

1.2 显微组织表征与性能测试

采用 Zeiss Supra 55 扫描电子显微镜观察熔覆层显微组织。采用 Panalytical Empyrean X 射线衍射仪(XRD)对熔覆层进行物相分析。在试样横截面上,从熔覆层顶部向基体每隔 0.1 mm 取点,采用显微硬度计(HV-1000A)测量显微硬度,并记录。采用 CFT-I 型材料表面性能综合测试仪进行往复摩擦磨损试验,摩擦副为直径 3 mm 的 Si₃N₄ 陶瓷球,法向载荷为 10 N,往复滑动速度为 100 mm/s,摩擦磨损时间为 30 min,每个样品试验时更换一次陶瓷球。

2 结果与讨论

2.1 横截面宏观形貌

熔覆层横截面形貌如图 1 所示, 主要由基体 (Substrate)、热影响区 (HAZ)、结合区 (BZ)、熔覆层 (CL) 四部分构成。熔覆层截面形状规则, 形貌完整, 熔覆层与基体之间为良好的冶金结合。S1 试样存在少量气孔, S2 试样出现轻微裂纹, S3 试样

除少量气孔外, 还存在较为明显的横贯熔覆层的微裂纹。根据公式 $\eta=h/(H+h)$ 计算熔覆层稀释率^[16], 其中 η 为稀释率, H 为熔覆层高度, h 为熔池深度, 如图 1d 所示。得出 S1—S6 稀释率依次为 54.9%、56.5%、55.1%、52.2%、51.0%、50.4%, 均超过 50%, 稀释率较大。说明有较多钛合金基体熔化, 并扩散到熔池中, 与熔覆材料一起参与反应, 构成熔覆层的主要组成部分。

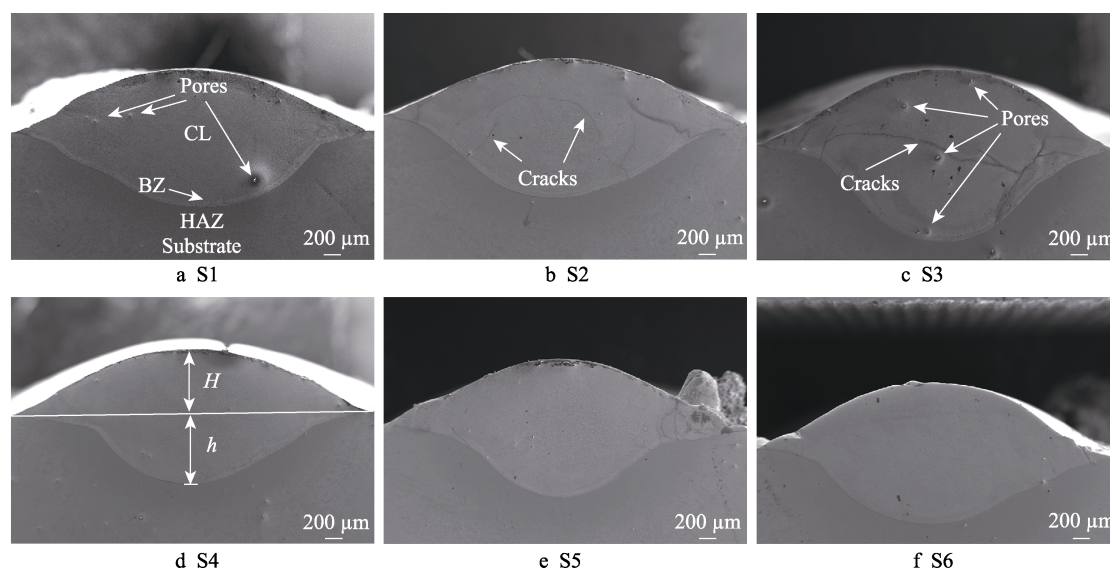


图 1 熔覆层截面形貌

Fig.1 Cross-sectional morphologies of cladding layers

2.2 显微组织分析

从熔覆层 XRD 图谱 (见图 2) 及标定结果可知, 熔覆层物相组成比较复杂。未添加 Cr 元素时, 主要由 Ni(Al,Ti)、Ni₂AlTi、TiNi 以及少量 Ti₂Ni、Ti₃Al 等金属间化合物组成; 添加 Cr 元素后, 一部分 Cr 会倾向于占据 Al 的位置而固溶在 Ni(Al,Ti)相中。当 Cr 元素的添加量达到 8% (原子数分数) 时, 熔覆层中出现了 α -Cr 相, 并且随着 Cr 含量的增加逐渐提高。TiNi、Ni₂AlTi、 α -Cr 等相的相对衍射峰强度逐渐增强, 说明这些相的相对含量逐渐增加。

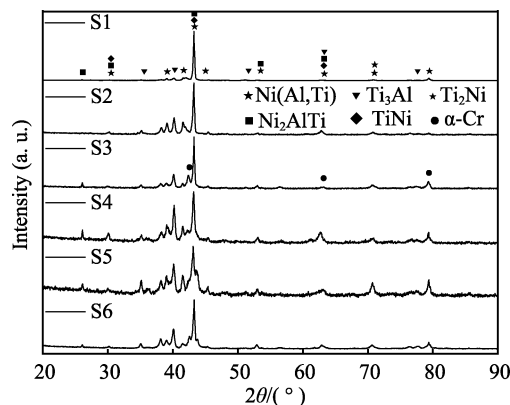


图 2 熔覆层 XRD 图谱

Fig.2 XRD spectra of cladding layers

在激光作用下, 熔覆粉末与基体的一部分表层熔化, 形成的熔池中会出现对流现象, 使熔池中成分更加均匀。在快速凝固过程中, Ni₂AlTi 沉淀相在 NiAl 基体中析出^[17]。NiAl、TiNi、Ti₂Ni 的标准吉布斯自由能分别为 -134.54、-82.37、-108.63 kJ/mol^[18], 因此游离态的 Ni、Ti、Al 原子之间相互作用, 发生以下反应: $\text{Ni} + x\text{Al} + (1-x)\text{Ti} \rightarrow \text{Ni}(\text{Al}, \text{Ti})$, $\text{Ti} + \text{Ni} \rightarrow \text{TiNi}$, $2\text{Ti} + \text{Ni} \rightarrow \text{Ti}_2\text{Ni}$, $\text{TiAl} + 2\text{Ti} \rightarrow \text{Ti}_3\text{Al}$ ^[19]。

从熔覆层显微组织形貌 (如图 3 所示) 可以看出, 未添加 Cr 元素的 S1 熔覆层存在较多气孔、空洞等缺陷, 加入 Cr 元素后, 熔覆层缺陷均得到不同程度改善。结合表 2 的微区成分分析结果与图 3 可知, 图 3a 主要由深灰色的不规则粗大柱状或块状枝晶 (区域 A) 与其周围呈棒条状分布且相互交连形成网状的晶间组织 (区域 B) 构成。A 区域 Al 元素与 Ti 元素的原子数分数之和与 Ni 的原子数分数大致相等, 可知 A 区域主要为 Ni(Al,Ti)相。B 区域 Al 元素含量低, 主要为 TiNi 相。图 3b 中显微组织与图 3a 类似, 但由于少量 Cr 元素的加入, 不规则块状晶更细小, 网状组织更密集。与 B 点相比, A 点的 Ni 元素和 Al 元素相对富集, Ti 元素相对较少。在凝固过程中, 由于冷却速度极快, 过冷度很大, 凝固驱动力很大, Ni(Al,Ti)会在熔池中率先形核。在随后的长大过程中, 固-液界面不断向液相中推移, 使液相中的 Ni 和

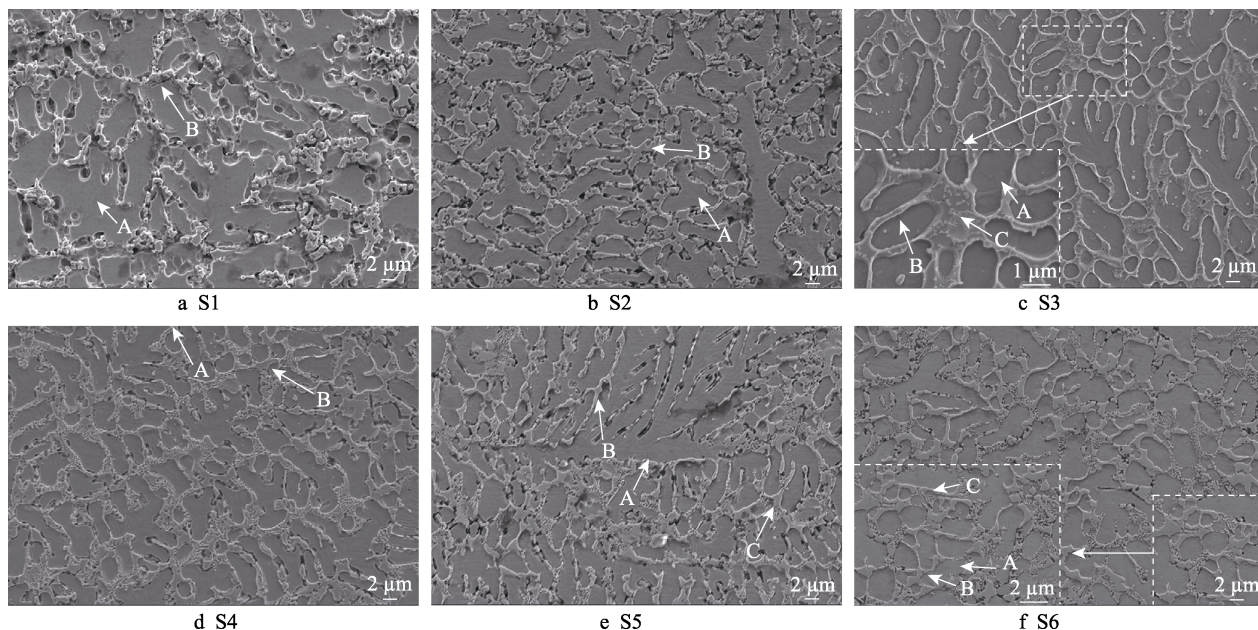


图3 熔覆层显微组织形貌

Fig.3 Microstructure morphology of cladding layers

表2 熔覆层不同区域 EDS 能谱分析结果
Tab.2 EDS analysis results in different regions of the cladding layers

Sample	Position	Ni	Ti	Al	Cr	at. %
S1	A	49.36	36.31	14.33	0	
	B	40.52	54.92	4.56	0	
S2	A	53.45	31.15	15.39	0	
	B	41.95	51.68	6.37	0	
S3	A	50.20	34.82	14.98	0	
	B	47.01	42.09	4.77	6.13	
	C	16.38	23.31	1.55	58.75	
S4	A	50.86	34.74	14.35	0	
	B	45.20	49.21	5.60	0	
S5	A	53.77	29.04	17.19	0	
	B	10.83	38.07	3.34	47.76	
	C	2.77	16.95	1.62	78.67	
S6	A	50.12	34.44	15.44	0	
	B	2.52	14.80	1.58	81.10	
	C	35.73	60.03	4.23	0	

Al 不断向晶核富集。当晶粒长大到彼此将要互相接触时,其周围的液相中, Ni 和 Al 含量相对较低, Ti 含量相对较高, 达到了 TiNi 相形核所需浓度、结构、能量起伏的条件后, 开始形核并在晶界处长大, 直至完全凝固。根据图 3c 中 C 点微区成分可知, 出现了椭圆状和短棒状的 α -Cr 颗粒, 以析出相的形式附着在网状组织 TiNi 上。这是由于 Cr 在 Ni(Al,Ti)相中的固溶度有限, Cr 元素添加量较多时, 就会以 α -Cr 沉淀相的形式析出^[4]。从图中也能看出, α -Cr 主要偏聚在相界面断续分布, 在 Ni(Al,Ti)相上几乎没有, 分布并不均匀, 不仅没有起到沉淀强化的作用, 反而会影响熔覆层性能, 这也是造成 S3 熔覆层出现微裂纹的

原因。图 3d 中, 网状组织的基本单元逐渐由棒条状或片状组织转变为相间分布具有细小层片状结构的共晶组织。结合 XRD 图谱可知, Ni_2AlTi 相的相对衍射峰强度有了较大幅度提高, 说明其相对含量有所增加。 Ni_2AlTi 析出相依附于晶间的 TiNi, 并与之交替进行形核和长大过程, 最终在晶间形成以细条状或点状分布的 TiNi/ Ni_2AlTi 共晶组织。随着 Cr 元素含量的继续增加, 析出相 α -Cr 的含量逐渐增多, 且分布比较均匀, 其形态由球状和短棒状转变为尺寸较大的块状和片状, 如图 3e 中 C 点和图 3f 中 B 点所示。当 Cr 元素添加量为 20% 时, TiNi/ Ni_2AlTi 共晶组织含量有所增加, 层片状结构更加明显, 块片状 α -Cr 析出相和层片状 TiNi/ Ni_2AlTi 共晶组织彼此相连, 均匀分布。

2.3 显微硬度分析

熔覆层表面到基体显微硬度分布曲线如图 4 所示。可以看出, 从基体到热影响区, 再到熔覆层, 显微硬度呈现阶梯性增加趋势。S1、S2、S3 试样熔覆

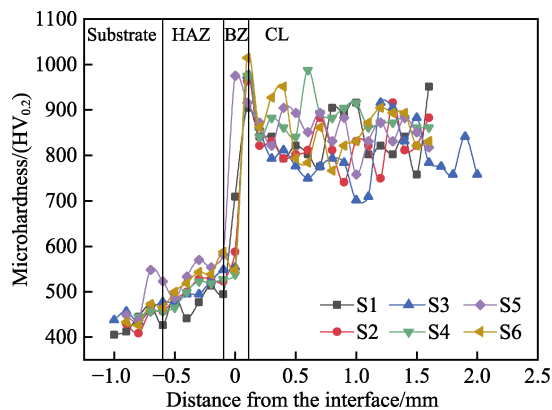


图4 熔覆层显微硬度分布

Fig.4 Microhardness distribution of cladding layers

层显微硬度波动较大, 平均值分别为 842、831、809HV_{0.2}, 分别为基体 (432HV_{0.2}) 的 1.95、1.92、1.87 倍。S4、S5、S6 试样熔覆层显微硬度波动较小, 平均值分别为 887、856、864HV_{0.2}, 分别为基体的 2.05、1.98、2.00 倍。

Cr 元素对提高 Ni-Al 涂层显微硬度的影响不大, 但是能使熔覆层显微硬度波动减小, 趋于平稳。从上文的分析中可知, 随着 Cr 含量的增加, 熔覆层中气孔、空洞等缺陷越来越少, 显微组织质量越来越好, α -Cr 析出相从细小球状颗粒逐渐过渡到面积较大的块状, 且均匀分布在 Ni(Al,Ti) 相周围, 第二相强化效果越来越明显。同时, 晶间 TiNi/Ni₂AlTi 共晶组织和块状 α -Cr 相互交连, 形成分布均匀的网状组织, 也

有利于促进显微硬度趋于稳定。

S1—S6 熔覆层相同部位在 9.8 N 载荷作用下的压痕形貌如图 5 所示。裂纹从压痕边角处萌生, 并沿对角线方向扩展。测得 S1—S6 最大裂纹长度分别为 43.32、41.35、37.72、33.63、28.86、26.08 μm 。利用公式 $K_{IC}=0.079P/a^{3/2}\lg(4.5a/c)$, $0.6\leq c/a\leq 4.5$ ^[20] 计算各熔覆层的断裂韧性, 其中 K_{IC} 为临界应力强度因子, P 为载荷, c 为裂纹尖端到压痕中心的长度, a 为压痕的对角线半长。得出 S1—S6 熔覆层的临界应力强度因子依次为 1.36、1.45、1.64、1.69、2.15、2.24 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。由此可见, 随着 Cr 元素含量的增加, 裂纹扩展长度逐渐减小, 断裂韧性逐渐增大, 熔覆层的韧性得到了不同程度提高。

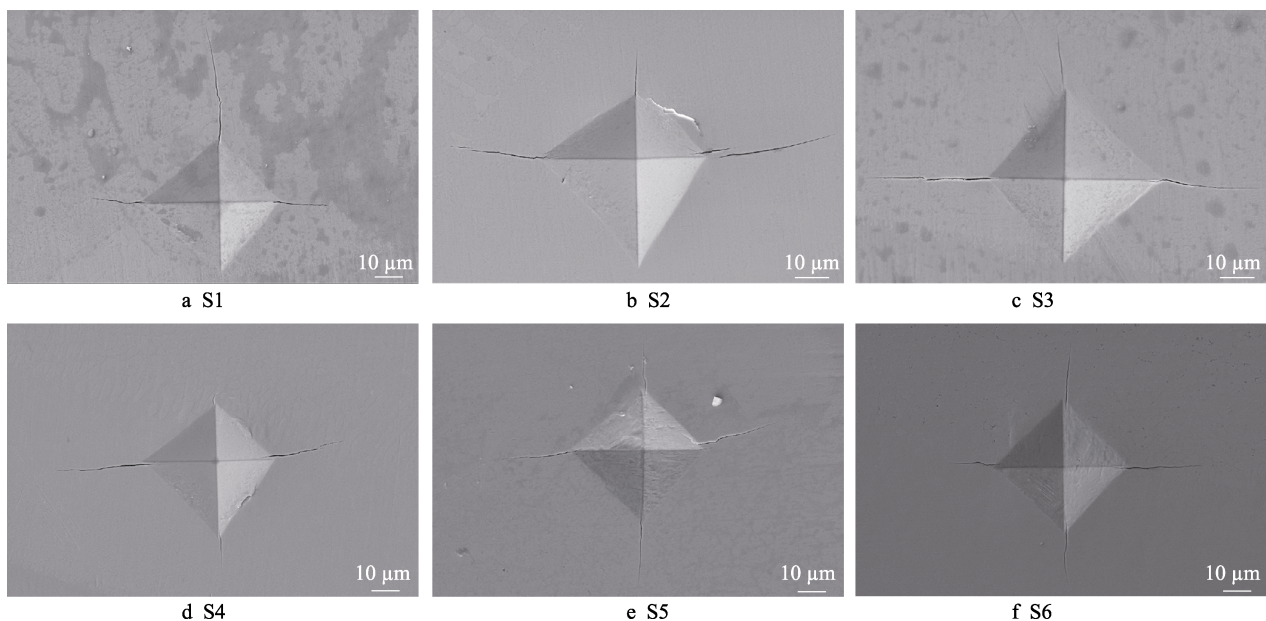


图 5 熔覆层压痕形貌

Fig.5 Morphologies of indentation of cladding layers

2.4 耐磨性能分析

TC21 基体表面磨损形貌如图 6a 所示。在磨损过程中, Si_3N_4 陶瓷球在垂直载荷作用下与摩擦表面接触, 并沿着水平方向往复运动, 硬度较低的基体会产生较大塑性变形。随后在相对滑动的切削作用下, 发生表层材料的损失和转移, 形成沿运动方向较深的犁沟。在反复作用后脱落, 形成大量不规则形状的颗粒, 粘着在摩擦表面之间, 作为磨粒对基体表面产生微切削, 使磨损情况更加严重, 具有粘着磨损与磨粒磨损的特征。从图 6b—d 可以看出, S1、S2、S3 熔覆层磨损严重, 在摩擦磨损过程中产生了较大的凹坑, 大量磨屑堆积其中。这是因为熔覆层室温脆性大, 塑韧性较差, 在法向压力和水平剪切力作用下, 高速运动的 Si_3N_4 陶瓷球不断冲击熔覆层表面, 使之产生较多裂纹, 在往复运动过程中不断扩展, 形成裂口, 导致熔覆层表面大块材料被拉削下来, 形成凹坑。其中一

部分磨屑堆积其中, 剩余磨屑则作为磨粒继续磨损接触表面, 使磨损更加严重。同时, 熔覆层存在微观缺陷且显微组织不均匀, 也是造成熔覆层磨损严重的重要原因。从图 6e、f 可以看出, S4、S5 熔覆层磨损表面的凹坑逐渐变小, 磨粒尺寸也有所减小, 随 Cr 含量的增加, 熔覆层的室温脆性逐渐降低, 塑韧性不断提高, 磨损程度有所缓和。当 Cr 元素添加量为 20% 时 (如图 6g 所示), 磨屑颗粒小, 无凹坑出现, 主要为磨粒磨损, 表现出较好的耐磨性。

各熔覆层的摩擦系数随时间的变化曲线如图 7 所示。由于熔覆层在摩擦磨损过程中出现了裂纹与凹坑, 导致接触表面极不平整, 表面粗糙度很大, 而摩擦系数主要取决于表面粗糙度, 造成熔覆层摩擦系数很大。S1—S6 摩擦系数平均值分别为 2.328、2.489、2.493、2.129、1.842、1.466, 其中 S1—S5 摩擦系数波动很大, 只有 S6 摩擦系数最稳定且数值最低, 表现出相对最好的摩擦特性。

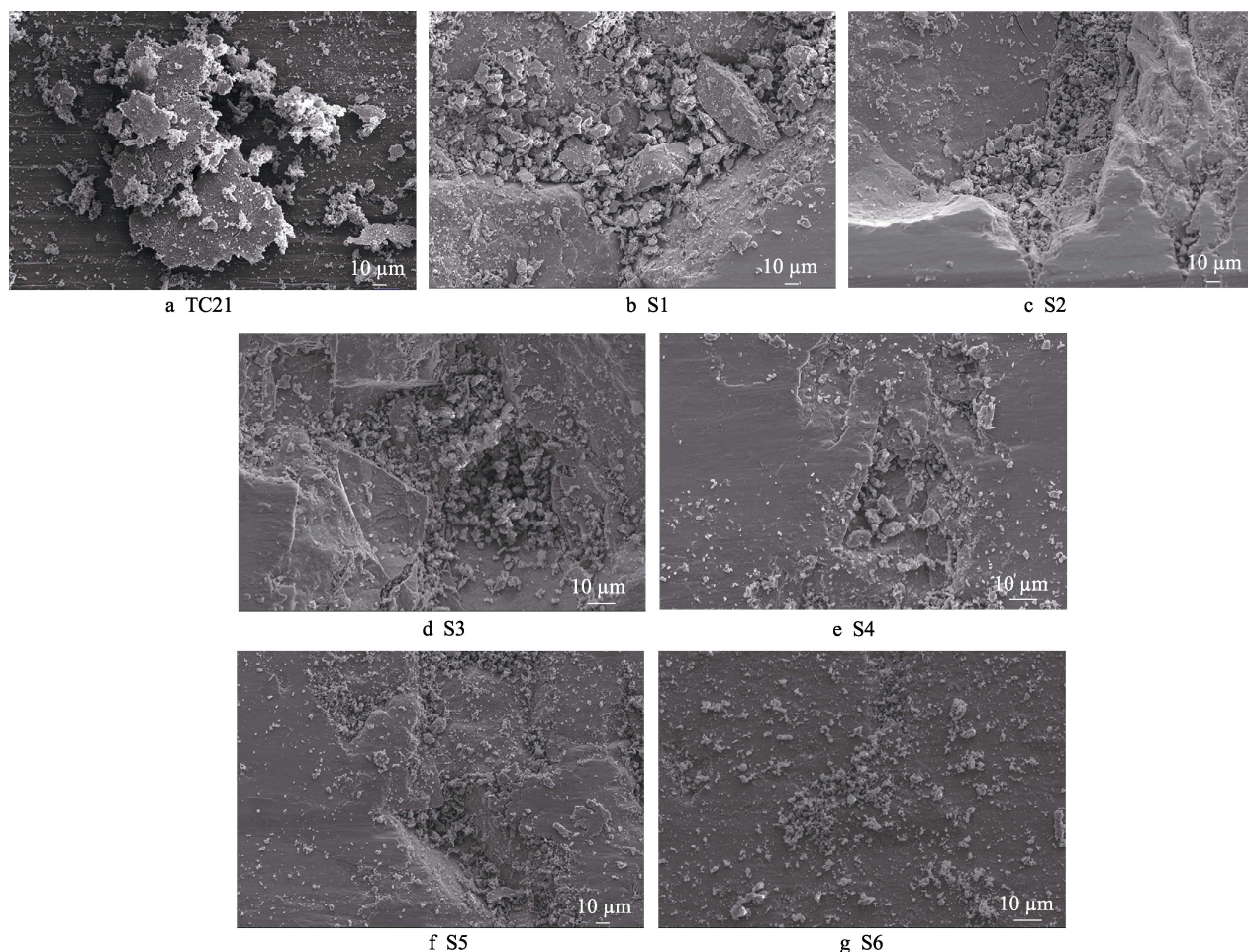


图6 TC21 基体与熔覆层表面磨损形貌

Fig.6 Surface wear morphologies of TC21 substrate and cladding layers

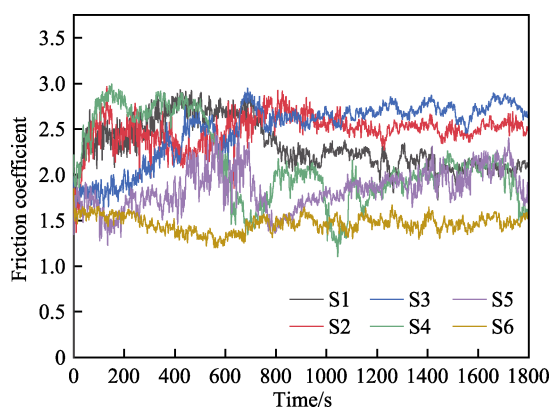


图7 熔覆层摩擦系数曲线

Fig.7 Friction coefficient curve of cladding layers

从基体和熔覆层磨损数据测量结果(见表3)可知,相对于TC21基体,熔覆层的耐磨性均有所提高。其中,S4和S6的耐磨性相对较高,分别为基体的3.216和2.948倍,其余则为基体的2.5~2.8倍之间。由于S4熔覆层塑韧性较差,磨损表面存在较多凹坑,使计算的磨损量和磨损率小于实际的磨损量和磨损率,导致计算的耐磨性高于实际耐磨性。另外,塑韧性较差也会影响使用性能,所以认为S6熔覆层耐磨

性相对最高,为基体的2.948倍。当Cr元素添加量为20%时,S6熔覆层室温脆性得到显著改善,塑韧性得到很大程度提高,使其在摩擦磨损过程中没有材料因高速冲击而大面积脱落形成凹坑。Cr元素促进了大量硬度很高的块状 α -Cr硬质相析出,与TiNi/Ni₂AlTi共晶组织相互交连,均匀分布,使熔覆层兼具高硬度与良好的塑韧性,共同抵抗摩擦副Si₃N₄陶瓷球对接触表面的压入和切削,降低了磨损,有效保护了熔覆层表面。

表3 TC21 基体与熔覆层磨损数据

Tab.3 Wear data of TC21 substrate and cladding layers

Sample	Wear scar width/ μm	Wear loss/ mm^3	Wear rate/ $(\text{mm}^3 \cdot \text{h}^{-1})$	Wear resistance/ $(\text{h} \cdot \text{mm}^{-3})$
TC21	1676.7	1.458	2.916	0.343
S1	1245.1	0.567	1.134	0.882
S2	1225.6	0.540	1.079	0.927
S3	1253.5	0.575	1.151	0.869
S4	1158.8	0.453	0.907	1.103
S5	1212.0	0.521	1.042	0.960
S6	1191.8	0.495	0.989	1.011

3 结论

1) 未添加Cr元素时, 熔覆层主要由Ni(Al,Ti)、Ni₂AlTi、TiNi等物相组成。当Cr元素的原子添加量达到8%时, 熔覆层中析出 α -Cr沉淀相, 并且随着Cr元素含量逐渐提高, TiNi、Ni₂AlTi、 α -Cr等相的相对含量逐渐增加。

2) 熔覆层主要由Ni(Al,Ti)枝晶组织与其周围的呈网状分布的TiNi、Ni₂AlTi、 α -Cr晶间组织构成, Cr元素的加入, 有利于熔覆层中 α -Cr相的析出和TiNi/Ni₂AlTi共晶组织的生成。

3) 熔覆层的显微硬度均提高到基体的2倍左右。Cr元素对提高Ni-Al熔覆层显微硬度的影响不大, 但能使其显微硬度波动减小, 趋于平稳。随着Cr元素含量增加, 熔覆层的韧性不断提高。

4) 当Cr元素的添加量为20%(原子数分数)时, 熔覆层的室温脆性显著降低, 塑韧性得到提高, 耐磨性大幅度提高, 约为基体的2.948倍。

参考文献:

- [1] KOLLI R P, DEVARAJ A. A review of metastable beta titanium alloys[J]. *Metals*, 2018, 8(7): 506-547.
- [2] 张维平, 赵玉兰, 李廷举. 钛合金表面激光熔覆的研究进展[J]. *表面技术*, 2007, 36(5): 68-70.
ZHANG Wei-ping, ZHAO Yu-lan, LI Ting-ju. The development of laser cladding on titanium alloy[J]. *Surface technology*, 2007, 36(5): 68-70.
- [3] 王敬欣. 镍铝基高温结构材料的研究进展[J]. *稀有金属*, 2007, 31(S2): 83-86.
WANG Jing-xin. Research progress of nickel-aluminum based high temperature structural materials[J]. *Chinese journal of rare metals*, 2007, 31(S2): 83-86.
- [4] 郭建亭, 任维丽, 周健. NiAl合金化研究进展[J]. *金属学报*, 2002, 38(6): 667-672.
GUO Jian-ting, REN Wei-li, ZHOU Jian. Progress in research on alloying effects in NiAl intermetallic alloys[J]. *Acta metallurgica sinica*, 2002, 38(6): 667-672.
- [5] CHAUDHARI M, SINGH A, GOPAL P, et al. Site occupancy of chromium in the γ' -Ni₃Al phase of nickel-based superalloys: A combined 3D atom probe and first-principles study[J]. *Philosophical magazine letters*, 2012, 92(9): 1-12.
- [6] SHOKATI A A, PARVIN N, SHOKATI M. Combustion synthesis of NiAl matrix composite powder reinforced by TiB₂ and TiN particulates from Ni-Al-Ti-BN reaction system[J]. *Journal of alloys and compounds*, 2014, 585: 637-643.
- [7] WEI Na, CUI Hong-zhi, WU Jie, et al. Effects of forming conditions and TiC-TiB₂ contents on the microstructures of self-propagating high-temperature synthesized NiAl-TiC-TiB₂ composites[J]. *Acta metallurgica sinica (english letters)*, 2015, 28(1): 39-47.
- [8] 孙宝德, 车晓舟, 林栋梁, 等. Ni-Al金属间化合物的快速凝固组织与室温塑性[J]. *钢铁研究学报*, 1996, 8(3): 17-20.
SUN Bao-de, CHE Xiao-zhou, LIN Dong-liang, et al. Morphology and ductility of melt-spun Ni-Al intermetallics[J]. *Journal of iron and steel research*, 1996, 8(3): 17-20.
- [9] 郭桂芳, 陈芙蓉, 李林贺. 激光熔覆技术在钛合金表面改性中的应用[J]. *表面技术*, 2006, 35(1): 66-69.
GUO Gui-fang, CHEN Fu-rong, LI Lin-he. Application of laser cladding in surface modification of titanium alloy[J]. *Surface technology*, 2006, 35(1): 66-69.
- [10] LIU Kun, LI Ya-jiang, WANG Juan. In-situ reactive fabrication and effect of phosphorus on microstructure evolution of Ni/Ni-Al intermetallic composite coating by laser cladding[J]. *Materials and design*, 2016, 105: 171-178.
- [11] CHENG Guang-ping, HE Yi-zhu. Preparing of NiAl and Ni₃Al intermetallic composite coatings by laser cladding in situ synthesis[J]. *Advanced materials research*, 2011, 239-242: 636-641.
- [12] YU You-jun, ZHOU Jian-song, CHEN Jian-ming, et al. Preparation, microstructure and tribological behavior of laser cladding NiAl intermetallic compound coatings[J]. *Wear*, 2012, 274-275: 298-305.
- [13] 杨胶溪, 王艳芳, 王志成. 激光熔覆制备Ni/Ni₃Al基双性能材料及其内部微观组织分析[J]. *中国激光*, 2015, 42(3): 0306001.
YANG Jiao-xi, WANG Yan-fang, WANG Zhi-cheng. Laser cladding Ni/Ni₃Al based double performance materials and internal microstructure analysis[J]. *Chinese journal of lasers*, 2015, 42(3): 0306001.
- [14] 张艳梅, 刘晶, 易俊东, 等. Ni₃Al金属间化合物激光熔覆层的组织与性能[J]. *金属热处理*, 2017, 42(3): 133-137.
ZHANG Yan-mei, LIU Jing, YI Jun-dong, et al. Microstructure and properties of laser clad Ni₃Al intermetallic compound coating[J]. *Heat treatment of metals*, 2017, 42(3): 133-137.
- [15] 罗根香, 吴国清, 黄正, 等. K418合金激光熔覆Ni-Cr-Ti-Al涂层的组织研究[J]. *中国激光*, 2007, 34(2): 283-287.
LUO Gen-xiang, WU Guo-qing, HUANG Zheng, et al. Microstructures of Ni-Cr-Ti-Al laser cladding on K418 superalloy[J]. *Chinese journal of lasers*, 2007, 34(2): 283-287.
- [16] 雷靖峰, 祁文军, 谢亚东, 等. U71Mn钢表面激光熔覆Ni60-25%WC涂层工艺参数优化的研究[J]. *表面技术*, 2018, 47(3): 66-71.
LEI Jing-feng, QI Wen-jun, XIE Ya-dong, et al. Optimization of process parameters of laser cladding Ni60-25%WC coating on U71Mn steel[J]. *Surface technology*, 2018, 47(3): 66-71.
- [17] TIAN W H, OHISHI K, NEMOTO M. Precipitation hardening in B2-ordered NiAl by Ni₂AlTi compound[J]. *Acta metallurgica sinica (english letters)*, 2001, 14(5): 313-318.
- [18] 梁英教, 车荫昌. 无机物热力学数据手册[M]. 沈阳: 东北大学出版社, 1993.
LIANG Ying-jiao, CHE Yin-chang. Handbook of thermodynamic data of inorganics[M]. Shenyang: Northeastern University Press, 1993.
- [19] 王素梅, 孙康宁, 卢志华, 等. Ti-Al/TiC陶瓷基复合材料烧结过程的研究[J]. *材料科学与工程学报*, 2003, 21(4): 565-568.
WANG Su-mei, SUN Kang-ning, LU Zhi-hua, et al. Study on the sintering process of Ti-Al/TiC composites[J]. *Journal of materials science and engineering*, 2003, 21(4): 568-568.
- [20] LIU You-rong, FISCHER T E, DENT A. Comparison of HVOF and plasma-sprayed alumina/titania coatings-microstructure, mechanical properties and abrasion behavior[J]. *Surface and coatings technology*, 2003, 167(1): 68-76.