

研究报告

激光熔覆 NiCrAl-陶瓷涂层的显微组织研究

陈庆华, 魏 仑, 龙晋明, 李俊昌

(昆明理工大学材料与冶金工程学院, 昆明 650093)

[摘要] 运用激光熔覆技术在40Cr钢表面制备了 $(\text{TiO}_2 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiB}_2)$ /NiCrAl金属陶瓷涂层, 其中的 TiB_2 和 Al_2O_3 陶瓷颗粒在激光加工过程中原位反应生成; 对熔覆层的组织、物相、元素分布和显微硬度分布特征进行了分析研究; 熔覆层中的主相依次分别是 $\gamma\text{-Ni}$, γ' , Al_2O_3 和 TiB_2 , 熔覆层的微观结构和硬度主要和激光处理参数和熔覆层化学组成有关^[1~9]; 陶瓷相的原位生成和加入, 大大改善了熔覆层的硬度和覆层/基体界面的结合性能。

[关键词] 激光熔覆; 金属陶瓷; 微观组织; 物相; 显微硬度

1 引言

自1960年以来, 随着有关激光理论研究的不断深化, 各类激光器件的不断发展, 激光的应用领域也不断地得到拓宽, 应用规模逐渐扩大, 所获得的经济效益和社会效益更加显著。如今激光技术已在工业、农业、医学、军工、科学研究及人们的现代生活中得到了广泛应用。激光技术是目前科学发展的重要标志和现代信息社会光电子技术的重要支柱之一。

激光熔覆技术是近年来国内外研究的热点, 激光熔覆通常用来在一般结构材料表面熔覆一层特殊的合金层, 该合金层具有相应的较好物理化学性能。熔覆层可以事先预置在基体表面(预置法), 也可在激光加工过程中通过专用的送粉装置, 利用惰性气体将粉末喷向激光和材料表面的作用区(送粉法), 当高能激光照射在材料表面时, 合金粉末熔化, 进而使基底材料熔化; 激光束移开后, 涂覆金属和基体表面熔池一起凝固, 从而使表面形成具有耐磨、耐腐蚀、抗氧化和耐热等特殊性能的表面合金层。由于基底也有一定程度的熔化, 这样表面

熔覆层和基底之间就形成很好的冶金结合。由于激光光束的高能量密度所产生的近似绝热的快速加热过程, 激光熔覆对基材的热影响较小, 引起的变形也小。控制激光的输入能量, 还可以将基材的稀释作用限制在极低的程度(一般为2%~13%), 从而又保持了原熔覆材料的优异性能。

在40Cr低合金结构钢表面用预置粉末的方法, 笔者用激光熔覆一层NiCrAl + $(\text{TiO}_2 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiB}_2)$ 合金, 其目的是使通常的结构材料获得一定的高温红硬性和抗氧化性能。NiCrAl是典型第二代快速凝固高温镍基合金, 用来喷涂在一些工件表面或管道内壁作为耐蚀、耐高温抗氧化防护涂层。但其耐磨性能并不十分理想, 承受高温冲刷磨损的工件表面的NiCrAl涂层很容易发生磨损失效, 原位复合的陶瓷相设计为高温原位生成, 三氧化二铝和二硼化钛都是高温红硬性很好的陶瓷相, 就是为了增加合金的高温耐磨、耐腐蚀性。

2 实验过程

以上海光机所生产的HJ-3 kW横流 CO_2 激光器作为激光光源, 激光输出功率为700~900 W。

[收稿日期] 2001-03-29

[基金项目] 国家教委基金资助项目(980011)

[作者简介] 陈庆华(1962-), 男, 云南大理市人, 昆明理工大学教授

用狭缝采样的方法，在热敏纸上得到的光斑形状如图 1 所示，用离焦量（约为 10~20 mm）控制光斑尺寸（ $f=200$ mm），用激光扫描速度 v 控制光束与金属表面相互作用时间， $v = (1, 2, 3, 4, 5, 6)$ mm/s。



图 1 狭缝采样光斑

Fig.1 Laser impact obtained by a moving slot

试样为 50 mm×20 mm×10 mm 的 40Cr 结构钢试样，表面磨光，然后经过碱洗去油和酸洗活化备用。

所用 NiCrAl 粉末化学成分的质量分数分别为：Cr 17%~19%，Al 5.5%~6.5%，Ni 74.5%~77.5%。

将陶瓷反应物按理论反应配比混合，即按质量比 Al:TiO₂:B₂O₃=9:8:7 加入 KF-110 粉末中形成预置粉末，铝粉略为过量以补足烧损量，实验样品的涂层中 KF-110 粉末的配比如表 1。

将陶瓷合金混合粉末放入玻璃研钵中，滴入适

表 1 不同试样预置层 KF-110 合金粉末质量分数

Table 1 Content of the KF-110 alloy powder in the pre-deposited layers

试样号	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
KF-110/%	100	99	97.5	95	92	90	85	80	75	70

量的酒精、松香作为粘结剂，研磨均匀，在研磨过程中采用氮气保护。将研磨均匀、粘度适中的混合体用膏剂法手工预置在活化清洗过的 40Cr 基体表面，预置层厚度为 0.8~1.0 mm。最后将其放入干燥箱中，在 200℃ 的温度下烘干。

3 实验结果与分析

3.1 显微组织和成因分析

激光熔覆截面一般由熔覆层和热影响区和基体组成。图 2 是 NiCrAl 和 (Al₂O₃ + TiB₂ + TiO₂ + B₂O₃)/NiCrAl 两种不同熔覆层的光学显微照片。从照片上可见，熔覆层由一个在热影响区以上的白亮的带状平面长大区域、胞状长大区域、树枝状长大区域和等轴状长大区域构成。

合金液体在一定的正温度梯度 G 和凝固速率 R 的作用下所产生的结晶长大规律，可以总结成为如图 3 所示的 G - R 关系图^[10]。由图中可见，如果凝固速率较小、温度梯度足够大时，合金液体一般以平面状生长为主；如果凝固速率增加，温度梯度有所下降时，合金液体一般以胞状生长为主；如果凝固速率继续增加，温度梯度继续下降时，合金液体一般以树枝状生长为主；如果凝固速度很大，但温度梯度较小时合金液体一般以等轴状生长为主。

激光熔覆时，激光束在表面扫描并产生一个熔池，激光束作用一段很短的时间后，激光束输入的能量和熔池通过基体导走的热量达到平衡，这时熔池的形状和熔池内的对流、温度梯度分布、熔池的

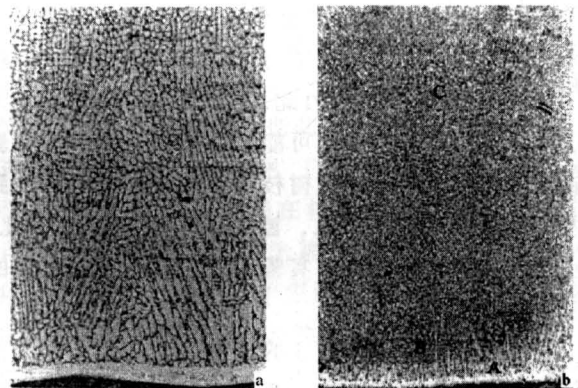


图 2 熔覆层凝固特征 (×100)

a—NiCrAl 熔覆层

b—(Al₂O₃ + TiB₂ + TiO₂ + B₂O₃)/NiCrAl 熔覆层

Fig.2 Structure of cladding zone

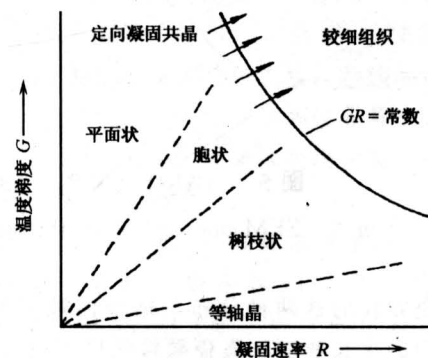


图 3 G, R 对凝固界面结晶形式的影响

Fig.3 Effects of G, R on the solidification

大小和熔池的运动速度都达到了稳定, 这时熔池和激光束达到了准稳态平衡。熔池好象是和激光束一样, 以激光束扫描速度在被加工工件表面拖动。因此, 形成了如图 4 所示的激光熔池移动和熔池中液体的凝固速度变化过程。

用图 4 所示, 在 I 时刻, 在 A 点, 即熔池/基材界面处, 凝固速率 $R = V_b \cos\theta \rightarrow 0$, 而这一点上的温度梯度 G 由于基体的导热良好, G 很大, 因此, 按照图 3 的凝固理论分析可见, 此时, 液体只能产生平面生长, 和实验结果在此区域内形成的带状亮带符合 (见图 2); 在 II 时刻, 熔池向前推移, 凝固点从 A 点推移到 B 点, 凝固速率 $R = V_b \cos\theta$, 凝固速度增加, 而这一点上的温度梯度 G 由于凝固层的温度还很高, G 相对于 A 点减小, 因此, 按照图 3 的凝固理论分析可见, 此时, 液体可能产生包状生长, 和实验结果在此区域内形成的包状晶体符合; 在 III 时刻, 熔池继续向前推移, 凝固点从 B 点推移到 C 点, 凝固速率 $R = V_b \cos\theta$ 增加, 而这一点上的温度梯度 G 由于凝固层的温度还很高, G 相对于 B 点减小, 因此, 按照图 3 的凝固理论分析可见, 此时, 液体可能产生枝状生长, 和实验结果在此区域内形成的树枝状晶体符合; 最后, 到达表面附近时, $R \rightarrow V_b$, 温度梯度 G 最小, 因此, 可能产生等轴生长, 和实验结果在此区域内形成的等轴晶符合。

由此可见, 结合图 3 的凝固理论和图 4 的熔池凝固速度与温度梯度的关系, 可以阐明图 2 所示的

激光熔覆截面的显微组织的形成原因和形成过程。

但是, 比较图 2a 和图 2b, 很容易发现, 陶瓷相的加入, 使得枝晶间以及晶体内部出现大量在光学显微镜下发暗的物质, 这些发暗的物质是多种陶瓷相的细小复合物。加入陶瓷后, 由于原位反应生成了较多的结晶核, 同时陶瓷相的引入可以阻碍枝晶的生长, 使得整个熔池更快地进入等轴晶结晶阶段, 因此, 整个凝固组织变细。

图 5a、5b 和 5c 分别为图 2b 中 A、B 和 C 处的高倍电镜照片 (SEM)。可以清晰地辨认出上述三种特征凝固组织。

由于陶瓷颗粒尺寸差异, 这些陶瓷颗粒在枝晶生长过程中, 既可能被正在长大的枝晶“排斥”而分布在晶间, 也能被正在长大的枝晶“捕获”弥散地分布在涂层基体中。

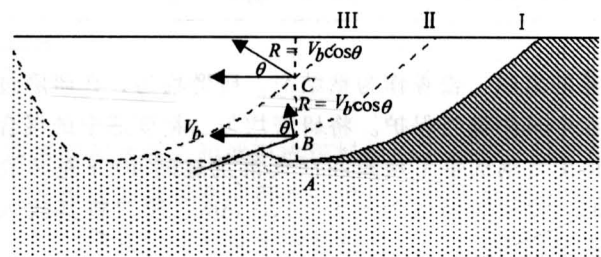
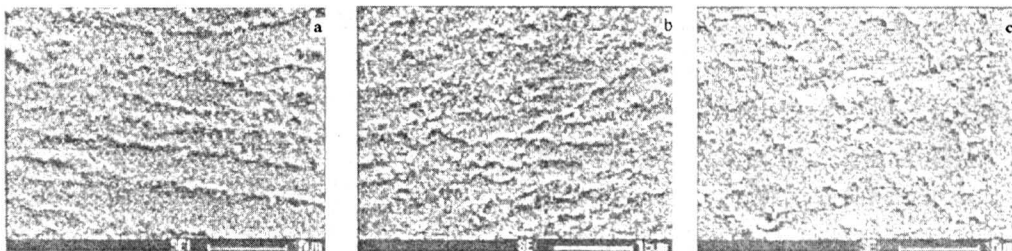


图 4 激光熔池中结晶点 A、B、C 凝固速度变化过程分析 (从时刻 I → II → III)

Fig.4 Evolution of the solidification speed in the melt pool at different scanning stages from I to III at A、B、C



a—胞晶处 b—胞/枝转换处 c—表面等轴晶

图 5 $(Al_2O_3 + TiB_2 + TiO_2 + B_2O_3) / NiCrAl$ 熔覆层的 SEM 电镜照片

Fig.5 SEM photograph of the cladding zone of $(Al_2O_3 + TiB_2 + TiO_2 + B_2O_3) / NiCrAl$

陶瓷颗粒的这两种分布与熔池内液相的粘度, 液固界面的生长速度, 陶瓷颗粒的尺寸以及颗粒-液相间的界面能差有密切的关系。本实验中, 由于陶瓷颗粒的粒径范围从亚微米到微米级之间, 且熔池中不同区域的冷却速度相差较大, 所以陶瓷颗粒

的这两种分布机制同时存在。

在涂层-基材结合界面附近区域, 在界面处形成约 $10 \mu m$ 厚的白亮带平面晶, 由熔池底部向中心外延生长, 表明涂层-基材具有良好的冶金结合界面。外延生长的原因在于: 熔体是从基体表面局

部熔化而来，与基体成分大致相同，熔体与晶体基体紧密接触，无结构的巨大差异，结晶相可能为含大量 Ni 的 γ -Fe，它与基体有相近的晶体结构和晶格常数，且冷却条件良好，这些条件很容易促使底部晶体不经成核就向熔体快速外延生长。

通过大倍率的光学照片发现，加入陶瓷相的 NiCrAl 激光熔覆层过渡区出现一种有趣的现（图 6 所示）：在过渡区，合金相沿基体晶粒外延生长，陶瓷相渗入基体晶粒的晶界间，形成犬牙交错状，使基体和表面组织结合更为紧密。这种过渡区组织的存在，能起到缓解应力和提高界面结合强度的作用。

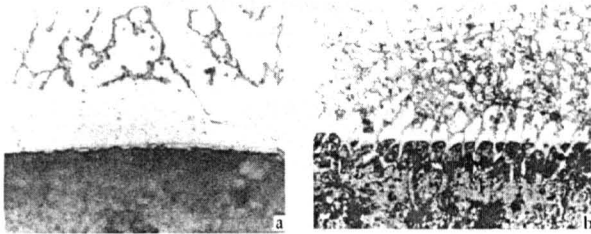


图 6 NiCrAl 覆层 (a) 与加陶瓷的 NiCrAl 覆层 (b) 过渡区的光学显微组织 ($\times 500$)

Fig.6 Optical morphologies of the layer/substrate interface of NiCrAl coating (a) and ceramic introduced NiCrAl coating (b)

此外，由于激光熔覆过程中表面的合金随着激光束的扫描处于不断迅速加热与冷却的状态，在本试验条件下，单一的 NiCrAl 激光熔覆层无一例外，均出现了热裂纹（图 7）。而加入陶瓷相以后，在覆层中没有发现裂纹的存在，其原因可能与许多因素有关。主要原因可能有两个方面：添加物中

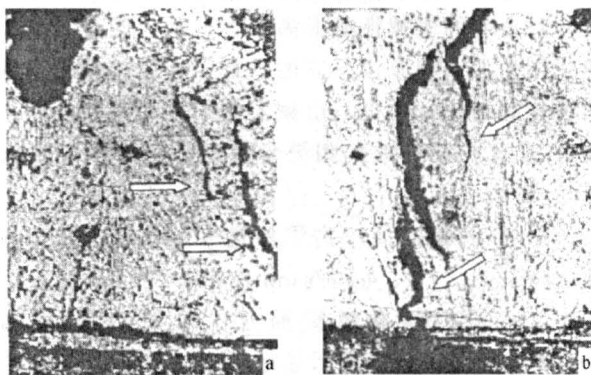


图 7 单一的 NiCrAl 熔覆层出现的裂纹 ($\times 100$)

Fig.7 Crack of NiCrAl cladding without ceramics additives

的 Ti 元素的存在使得晶粒细化，抑制了裂纹倾向；合金中添加了陶瓷后，使得热膨胀系数变小。

通过实验及图像分析观察，涂层-基材界面至涂层表层，复合陶瓷的体积分数逐渐增加，呈梯度分布，但梯度并不太大。距表层约 $100\ \mu\text{m}$ 处密度最大，这可能是由于比重偏析和熔池的对流共同影响形成的。

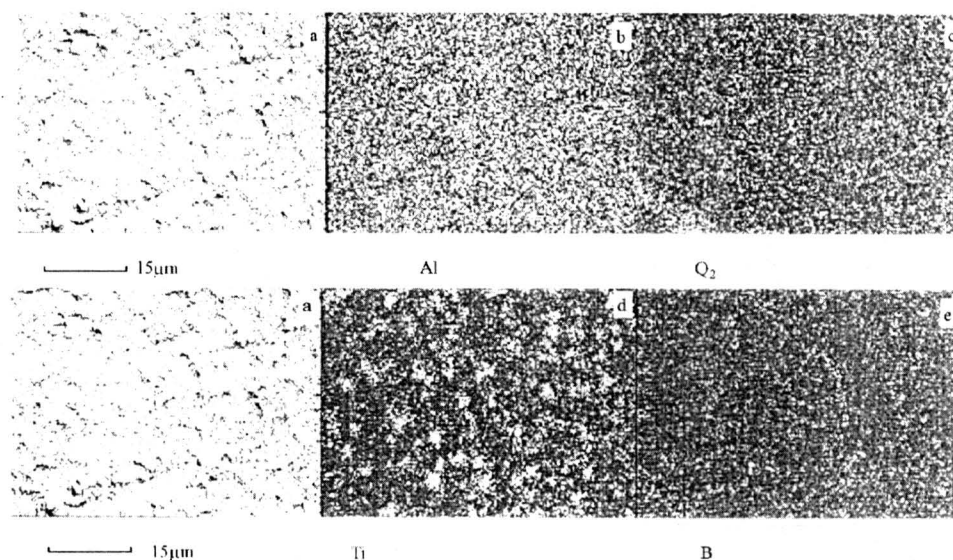
3.2 熔覆层物相分析

我们利用 EPMA-1600 电子探针，在获得高分辨率图像的同时，采用面扫描、点扫描等分析检测方式，进行微区成分分析。在此基础上，进一步讨论熔覆层的相结构，分析陶瓷相的分布情况。

图 8 为元素面扫描分析结果，从图 8b 可以看出，Al 元素基本上是平均分布在基体上，没有发现基底上出现富 Al 区；而图 8c、8d 和 8e 中的 O、Ti 和 B 元素都不同程度上存在富集区，富集区以外的区域亦或多或少地存在上述元素。通过元素叠加图像处理，分别找出 Al+O、B+Ti、Ti+O 和 B+O 元素的分布区域，并与图 9a 中的 SEM 照片对比分析，结果发现对应 Ti+O 和 B+O 的区域基本上都在枝晶间隙处，据此可得出结论，未参加反应的陶瓷添加相 B_2O_3 和 TiO_2 基本上分布于枝晶间，即这些陶瓷添加相在枝晶生长过程中被“排斥”到枝晶间隙，即使未被“排斥”，亦未被枝晶生长“捕获”，而是处于原处对枝晶的生长起到阻碍作用，使得枝晶细小，生长方向发生紊乱，这与前面观察到的现象一致。值得注意的是，陶瓷相在晶界上的分布也不是连续的网状，因此，特别有利于机械性能的提高。

通过对 Al+O 和 B+Ti 的区域分析发现，这些区域成点状弥散地分布在整个基底上，其粒径不超过 $100\ \text{nm}$ 。由此也可得出结论，快速移动的固液界面可将原位形成的颗粒“捕捉”，使原位形成的陶瓷颗粒主要分布在晶粒内部，形成晶内复合强化组织，而且原位生成的陶瓷颗粒非常小，粒径为亚微米级。形成超细的亚微米级增强陶瓷相是原位反应生成的主要优势之一。

用波谱法分析表明，实际添加了陶瓷的 Ni/Al 的值都大于 6.59，最高达到 8.60，然而原始 NiCrAl 合金中 Ni/Al（摩尔浓度比）为 6.59，而且基本的变化趋势为越靠近基底 Ni/Al 值逐渐增大，这说明在熔覆过程中 Al 元素有大量损失，而且随着深度的增加，Al 元素分布越少。



a—扫描电镜图像；b—Al元素分布；c—氧元素分布；d—Ti元素分布；e—B元素分布

图8 熔覆层元素面扫描分析结果

Fig.8 Elemental maps taken from the cladding zone

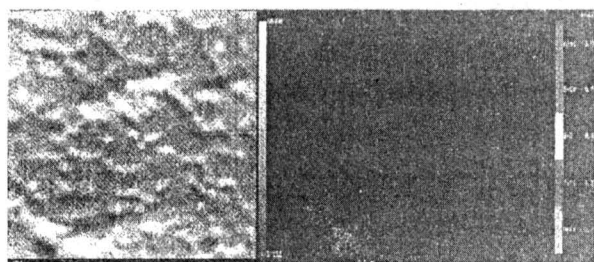


图9 元素面扫描叠加分析结果

Fig.9 Result of elemental maps by superimpose method

晶粒上的 B/Ti 之比基本上接近于 2:1 (表面处发生例外, 亦可能是表面层烧损所致), 进一步说明原位形成的陶瓷颗粒主要分布在晶粒内部, 形成晶内型的复合强化组织。此外还可看出, 晶间陶瓷相的元素如 Ti、B 和 O 的含量都大于晶内, 说明有相当一部分没有参加反应的陶瓷相分布于晶间, 而且沿深度方向上呈梯度分布, 这又从另一方面证明了陶瓷相的梯度分布。

经过激光熔覆快速熔凝处理后, 元素偏析减小, 主要有两个方面的原因: 一方面由于晶粒极其细小, 在一定程度上达到亚微米级, 本实验所得样品的枝晶臂平均间距约为 $0.5 \sim 1.0 \mu\text{m}$, 大大减小元素偏析, 溶质元素的不均匀分布或偏析范围明显减小; 另一方面由于快速凝固, 固液界面出现非平

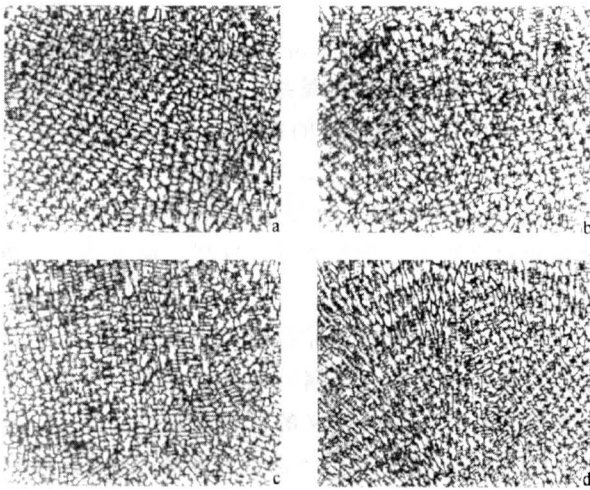
衡溶质分配或溶质捕获现象, 所以使合金的成分不均匀程度或偏析程度大大减小。在很大程度上减小偏析, 这也是快速激光熔凝处理的主要特点和优点之一, 它克服了常规铸造合金容易形成粗而发达的枝晶并因此产生严重晶内偏析和晶界偏析的缺点。

从以上实验结果分析可见, 熔覆层主要由 γ -Ni、 γ' 相、 α - Al_2O_3 、 TiB_2 、 B_2O_3 和 TiO_2 相组成。原位反应生成的二硼化钛和三氧化二铝均匀分布于晶粒内, 其余没有参与反应的陶瓷添加相 B_2O_3 和 TiO_2 分布于枝晶间, 呈粒状分布, 在 XRD 图谱中没有任何反应, 可能是含量很少, 也可能是非连续分布于晶粒间的缘故, 颗粒大小在亚微米到微米量级, 对表面的机械性能提高较为有利; 同时, 由于陶瓷相的加入和原位反应的进行, 金属相晶粒得到了极大的细化, 这也对机械性能的提高有利。

3.3 激光扫描参数和陶瓷含量对微观结构硬度的影响

图 10 为陶瓷反应物添加量 5% 的样品在扫描速度分别为 2、3、4 和 6 mm/s 时, 距熔覆层表面 0.4 mm 处的显微组织照片, 激光功率 P 为 700 W。从图中可以很明显地看出, 随着激光加工速度的增加, 晶粒变得细小, 熔凝枝晶间距也变小。

在激光加工的诸参数中, 扫描速度的选择是十分重要的, 因为扫描速度的快慢决定了能量密度



a-2 mm/s; b-3 mm/s; c-4 mm/s; d-6 mm/s

图 10 不同扫描速度下的熔覆层枝晶 (×200)

Fig.10 Effect of the scanning velocity on the microstructure

(P/Dv) 的大小。在其它条件一定的情况下, 扫描速度越快, 注入能量越少, 熔池凝固越快, 而晶粒平均直径 d 与冷凝速度 T 之间存在 $d = B(T)^{-m}$ (B, m 是与合金成分有关的常数) 的关系, 即冷速越快, 晶粒就会变得越细小, 也就是说扫描速度在很大程度上决定了晶粒生长的形状、微观组织结构的尺寸以及组织的均匀化程度, 进而影响涂覆的各项性能。在能量密度能够保证涂层熔化的前提下, 扫描速度增加有助于晶粒细化, 熔凝层中的枝晶间距也相对较小。同时, 析出相、有序畴等其它组成物和亚结构尺寸也相应减小。由霍尔-佩奇关系 ($\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{1/2}$) 可知, 细小的晶粒不但提高了材料的韧性, 而且提高了材料的强度。这是通过良好的晶界强化与初化、微畴强化与初化作用来实现的。

图 11 为陶瓷添加量 8% 的涂层在不同激光扫描速度下的硬度峰值与扫描速度的关系, 不难看出, 随着扫描速度的增加, 硬度最大值逐渐增加, 当扫描速度到达 4 mm/s 时, 硬度最大值最高, 为 434 HV_{0.2}。扫描速度继续增加, 硬度却逐渐减小, 也即曲线上出现峰值, 但硬度出现峰值后减小的趋势远远小于刚开始时硬度增加的趋势。此外, 在实验中发现当陶瓷含量大于 10% 以后, 硬度随扫描速度的增加而降低的趋势不再明显。

如前所述, 扫描速度增加有助于晶粒细化, 熔凝层中的枝晶间距也相对较小, 所以具有很好的晶

界强化与初化、微畴强化与初化作用, 这样使得硬度随着扫描速度的增加而提高。但是另一方面, 扫描速度增加, 会造成熔池存在时间过短, 熔池中陶瓷反应相相互碰撞结合发生反应的机率下降, 生成比 B₂O₃ 和 TiO₂ 更硬的 α -Al₂O₃ 和 TiB₂ 陶瓷颗粒相应地减少, 使得硬度下降。这方面的影响, 在陶瓷反应物量较少时更为突出; 陶瓷反应物较多时, 这一影响便不再明显。

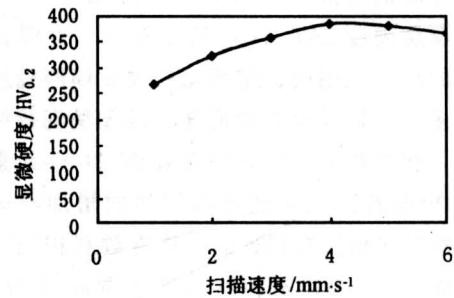


图 11 显微硬度与扫描速度间的关系

Fig.11 Dependence of micro-hardness on scan speed

综合以上分析, 激光熔覆“原位生成”金属陶瓷的过程中, 熔覆层的硬度由两个因素所决定, 一是晶粒的尺寸, 另一是熔覆层中陶瓷的生成量。前者小后者大, 则覆层硬度便高, 反之硬度便低。扫描速度对覆层硬度的影响规律实际上便是其在这两个因素影响的综合反映, 表现在图 11 中就是硬度上升到一定值后, 继续增加激光扫描速度, 硬度出

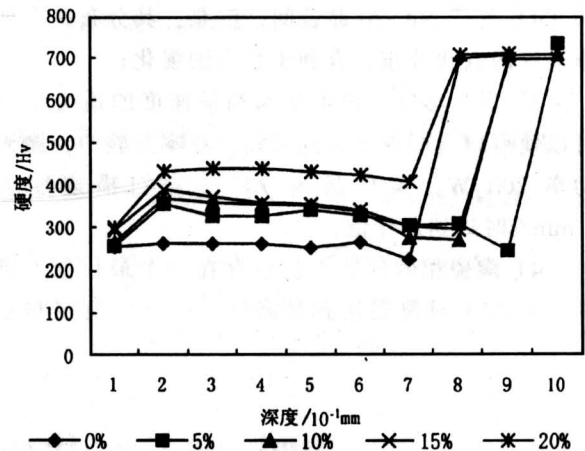


图 12 陶瓷添加量对显微硬度的影响

Fig.12 Effect of the content of ceramic on micro-hardness

现下降的趋势。

图12为陶瓷反应物添加量分别为5%、10%、15%和20%的样品沿垂直于扫描方向纵截面上硬度的分布曲线,激光加工时扫描速度均为4 mm/s。由图可见,在5%的陶瓷反应物添加量时,最高硬度为357 HV_{0.2},10%的陶瓷反应物添加量时,最高硬度为370 HV_{0.2},15%的陶瓷反应物添加量时,最高硬度为391 HV_{0.2},在陶瓷添加量为20%时,硬度的最高值达到434 HV_{0.2},是单纯NiCrAl合金熔覆层硬度267 HV_{0.2}的1.6倍。也即在本实验研究的成分范围内,熔覆层的硬度随陶瓷反应物量的增多,弥散强化作用增强,硬度呈现持续上升的趋势。此外陶瓷反应物中含有Al和Ti元素,会使得 γ' 相随着陶瓷添加物的增加而增加。众所周知, γ' 相与 γ 相具有相近的晶格常数和相同的晶体结构(面心立方),两相共格产生共格应力强化,而析出强化的效果与 γ' 相的数量有着密切的关系,所以 γ' 相的增多也是硬度随陶瓷反应物添加量增多而增高的原因之一。

4 结论

通过对以上实验结果的分析 and 讨论,可以得到以下结论:

1) 用原位反应法在NiCrAl陶瓷涂层中生成了 α -Al₂O₃和TiB₂陶瓷颗粒相,原位生成的两个陶瓷相都以弥散的方式存在于NiCrAl晶粒内部,形成晶内强化;

2) 在熔覆过程中没有参与反应的陶瓷相B₂O₃和TiO₂处于NiCrAl晶粒间,但是,其分布是一种非连续的点状分布,有利于合金的强化;

3) 激光功率、离焦量和扫描速度的适当配合可以使得熔覆层硬度达到最高,在本实验中,激光功率700 W,离焦量为10 mm,扫描速度为4 mm/s时达到最佳值;

4) 陶瓷相的预加入量也存在一个最佳值,重量比为20%时覆层达到最高硬度,同时覆层和基

体结合良好;

5) 陶瓷相的原位生成不仅使陶瓷相颗粒细小,达到亚微米甚至是纳米量级,同时还在覆层/基体界面处生成了犬牙交错的结构,使界面结合更牢固;

6) 陶瓷相的加入使覆层开裂倾向减小,不加陶瓷相的涂层无一例外的发生开裂,而加陶瓷的覆层没有裂纹。

用激光快速冷凝和原位反应生成方法的共同优点,可以实现陶瓷-金属的纳米级复合,因此,是一个较为新颖的很有意义的材料复合方法。

参考文献

- [1] 梁工英,郑启光,贺柏龄,等. 铝合金激光熔覆Ni-WC涂层的组织及耐磨性[J]. 中国激光, 1998, 25(10): 950~954
- [2] 裴宇韬. 激光熔覆TiCp/Ni合金自生梯度涂层及其自生机制[J]. 金属学报, 1998, 34(9): 987~991
- [3] 张亚平,高家成,文静. 钛合金表面激光熔覆一步制备复合生物陶瓷涂层[J]. 材料研究学报, 1998, 12(4) 423~426
- [4] 李强,雷廷权,王富耻,等. 激光表面熔覆SiCp/NiCrBSiC涂层的组织演化及其相确定[J]. 中国激光, 1999, 26(1):80~84
- [5] 张光钧. 激光热处理的现状及发展[J]. 金属热处理, 2000, 1: 6~11
- [6] 曹怀华,陈传忠. W18Cr4V钢表面激光熔覆TiC-Co金属陶瓷[J]. 应用激光, 1999,19:103~106
- [7] 陈传忠,王文中. 45钢表面激光熔覆Al₂O₃陶瓷涂层的研究[J]. 金属学报, 1999, 35(9): 984~994
- [8] Agarwal A, Dahotre N B. Laser surface engineering of titanium diboride coatings[J]. Advanced Materials & Processes, 2000,4: 43~45
- [9] 钟敏霖,刘文今. 45kW CO₂激光器大面积CSi+NiMoCo合金化研究[J]. 金属热处理, 2000,(1): 11~15
- [10] Kurz W, Fisher D J. Fundamentals of Solidification [M]. Aedermannsdorf Switzerland: Trans Tech Publications, 1989

Study on the Microstructure of Laser Clad NiCrAl-Ceramic Coating

Chen Qinghua, Wei Lun, Long Jinming, Li Junchang

(Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

[Abstract] A (TiO₂ + B₂O₃ + Al₂O₃ + TiB₂)/NiCrAl metal-ceramic coating was fabricated on a steel (Chinese brand 40Cr) surface by laser. TiB₂, Al₂O₃ were introduced by an in-situ reaction of Al, B₂O₃ and TiO₂ during laser cladding process. The microstructure, phase, element distribution and micro-hardness were analyzed with the aid of microscope, X-ray diffraction, electron probe and micro-hardness tester. Experimental results show that the γ -Ni, γ' , Al₂O₃ and TiB₂ are the dominant phases in the cladding zone. Laser processing parameters as well as the chemical composition of coatings determine the microstructure and hardness of the cladding layer. The hardness and the boundary strength are significantly enhanced due to the presence of ceramic in the coating.

[Key words] laser cladding; metal-ceramic coating; microstructure; phases; micro-hardness

(上接第 40 页)

同时,CMAC 控制时负载压力的波动也较 PID 控制时小,这对飞行模拟器尤为重要。

7 结论

从以上的理论分析和仿真研究结果,可得出以下结论:

- 1) 文中所做的位置分析、运动学、动力学分析是正确的;
- 2) 各油缸所受的负载力是与平台的运动轨迹有关的,是一变量;
- 3) CMAC 神经网络具有较快的学习速度,良好的抗负载扰动能力以及较强的鲁棒性,适用于六自由度平台电液位置伺服系统。

参考文献

- [1] Fichter E F. A Stewart platform-based manipulator: General theory and practical construction [J]. Int J Robotics Res 1986, (5): 157~181
- [2] Alizade R I, Tagiyev N R. A forward and reverse displacement analysis of a 6-DOF in-parallel manipulator [J]. Mechanism & Machine Theory 1994, 29 (1): 115~124
- [3] Hunt K. J. Neural networks for control systems-A survey [J]. Automatica, 1992, 28(6): 1083~1112
- [4] Albus J S. A new approach to manipulator control: The cerebellar model articulation controller (CMAC)[J]. J Dynamic System, Measurement and Control, Trans, ASME, 1975, 97(3): 220~227
- [5] Albus J S. Data storage in the cerebellar model articulation controller (CMAC)[J]. J Dynamic System, Measurement and Control, Trans ASME, 1975, 97(3): 227~233
- [6] Miller W T, Hewes R P, Glanz F H, et al. Real-time dynamic control of an industry manipulator using a neural-network-based learning controller[J]. IEEE Trans on Robotics and Automation, 1990, 6(1): 1~9
- [7] Miller W T. Sensor-based control of robotic manipulators using a general learning algorithm [J]. J of Robotics and Automation, 1987, 3(2): 157~165

Analysis of Characteristics and CMAC Neural Networks Controller of Electrohydraulic Servo System of the 6-DOF Paralle Platform

Zhai Chuanrun¹, Zhan Xingqun¹, Zhang Yanhua¹, Ran Xianglai², Zhao Keding³

(1. Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China;

2. Shanghai International Airport Co. Ltd., Shanghai 201202, China;

3. Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

[Abstract] This paper analyzed the kinematics and dynamics of the 6-DOF platform, and adopted CMAC Neural Networks as controller to realize tailing track. Simulation results showed that the analysis of kinematics and dynamics was correct and the controller had the capabilities of resisting disturbance and good robustness.

[Key words] 6-DOF in-parallel platform; CMAC neural network; kinematics; kinetics