

高速电弧喷涂雾化熔滴传热过程数值分析

I. 数学模型及传热参数变化规律

朱子新^{1, 2}, 刘 燕¹, 徐滨士¹, 马世宁¹

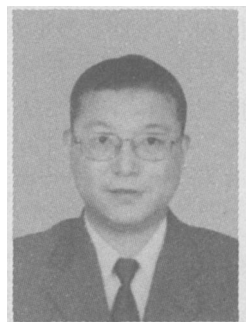
(1. 装甲兵工程学院 装备再制造技术国防科技重点实验室, 北京 100072)

2 空军航空仪器设备计量总站, 北京 100070)

摘 要: 采用流体力学理论、凝固理论和牛顿冷却模式, 提出了高速电弧喷涂雾化熔滴传热过程的数学模型, 并用一种 Fe-Al 合金进行数值计算, 用 Spray watch-2i 热喷涂监控系统测试不同喷涂距离处熔滴平均温度的变化, 以验证数学模型的正确性, 并分析了雾化熔滴传热参数的变化规律。结果表明, 计算结果与实测数据基本吻合。雾化过程中熔滴的对流换热系数、温度、固相分数及冷却速度等传热参数呈规律性变化。直径为 $34\mu\text{m}$ 的 Fe-Al 合金雾化熔滴的初始液态冷却速度达 $2.5 \times 10^6\text{K/s}$ 预示涂层将具有快速凝固组织特征。

关键词: 高速电弧喷涂; 雾化熔滴; 传热过程; 数值分析; 热喷涂在线监控

中图分类号: TG 174.442 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2005)01-01-05



朱子新

0 序 言

高速电弧喷涂技术作为一种快速凝固方法具有其独特的传热特点^[1]: (1) 在雾化过程中, 从弧区两丝尖端形成的尺寸不均匀的熔滴, 在高速气流的拖曳下加速运动。在这过程中主要通过与压缩空气的对流换热和自身的辐射散失热量而冷却, 甚至有部分尺寸微小的熔滴发生凝固。这是一个快速冷却过程; (2) 高速熔滴冲击冷基体瞬间发生扁平化, 熔滴的热量通过冷的基体散失, 熔滴迅速凝固。这也是一个快速冷却过程; (3) 大量的高速熔滴相继冲击冷基体形成沉积层。沉积层中的热量传输主要是通过热传导而散失热量至室温。这是一个相对缓慢的冷却过程。

因此, 高速电弧喷涂涉及到非常复杂的传热现象, 其所具有的快速凝固组织主要由熔滴在雾化过程中的传热行为所决定, 故掌握雾化熔滴的传热过程及喷涂工艺参数的影响规律十分重要。目前通常采用理论模型进行数值模拟^[2, 3]。

在前面的工作中, 结合实测结果已经提出了高速电弧喷涂雾化气流速度的数学模型^[4]和雾化熔滴速度的数学模型^[5]。作者在此基础上采用流体力学理论、凝固理论和牛顿冷却模式, 提出高速电

弧喷涂雾化熔滴传热过程的数学模型, 用一种 Fe-Al 合金进行数值计算, 用 Spray watch-2i 热喷涂在线监控系统测试熔滴平均温度, 以验证数学模型的正确性。并分析熔滴在雾化过程中对流换热系数、温度、固相分数及冷却速度等传热参数的变化规律。

1 数学模型

文献[4-5]中给出了高速电弧喷涂雾化气流速度 u 、熔滴速度 v 、拖曳系数 C_D 及熔滴的雷诺数 Re 的表达式。依据流体力学理论、凝固理论和牛顿冷却模式可给出对流换热系数 h 及熔滴温度 T 的数学表达式。

1.1 对流换热系数 h

在高速电弧喷涂雾化过程中, 过热的液态熔滴通过对流和辐射将自身的热量散失给周围的气体, 发生液态冷却, 尺寸较小的熔滴甚至还会出现生核、凝固。熔滴的冷却满足牛顿换热条件, 而且由于熔滴的热辐射量很小, 可以忽略不计。按照 Ranz-marshall 关系对流换热系数 h ^[3] 可表达为

$$h = \frac{\kappa_g}{d} (2.0 + 0.6 \sqrt{Re} \cdot \sqrt[3]{Pr}), \quad (1)$$

$$Re = \frac{d \cdot \rho_a \cdot |u - v|}{\mu_g}, \quad (2)$$

式中: κ_g 为气体导热率; P_r 为 Prandtl 常数; d 为熔滴直径; ρ_d 为熔滴密度; u 和 v 分别为气体速度和熔滴速度(可按文献[4 5]给出的公式求出); μ_g 为气体的动力学粘度。

1.2 熔滴的初始温度 T_0

熔滴的初始温度 T_0 主要由丝材电阻热及吸收电弧辐射热决定。当两丝间的电弧稳定燃烧时, 丝材端部被加热而迅速升温至熔化状态, 在高速雾化气流和电弧离子风的共同作用下, 液态金属从丝材的端部脱离并发生碎裂而形成熔滴。熔滴在随后的电弧区内飞行时又吸收电弧辐射热量, 其表面温度进一步升高。这样, 熔滴在结束电弧区飞行后, 其平均温度 T_i 可由下式^[6]给出

$$T_i = T_w + \frac{I \cdot U_{eq} + 2I^2 \cdot R - c_w(T_w - T_r) - Q_m}{c_{pd} \cdot A_w \cdot \rho_w \cdot v_w} + \frac{6\sigma \cdot T_{arc}^4 \cdot \tau \cdot \alpha}{d \cdot \rho_d \cdot c_{pd}}, \quad (3)$$

式中: I 为平均电流; U_{eq} 为等价电压; R 为导电嘴到丝材端部距离内的电阻值, 可参照文献[7]的方法得出; v_w 为送丝速度; α 为电弧的辐射系数; σ 为 Stephen-boltzmann 常数; T_{arc} 为电弧温度; τ 为熔滴在电弧区内的飞行时间; d 为熔滴直径; ρ_w 为丝材密度; ρ_d 为熔滴密度; c_w 为丝材比热; c_{pd} 为熔滴比热; A_w 为丝材截面积; T_w 为丝材熔点; T_r 为丝材喷涂前的温度; Q_m 为熔化热。

1.3 熔滴的温度 T

在雾化过程中散失的热量可通过熔滴的温度变化而反映出来。在冷却过程中, 熔滴的热焓 H_d 随时间 t 的变化与熔滴温度 T 和固相分数 f_s 的关系^[2]为

$$\frac{dH_d}{dt} = c_{pd} \frac{dT}{dt} - \Delta H_d \frac{df_s}{dt}, \quad (4)$$

$$c_{pd} = c_L - (c_L - c_S) \cdot f_s, \quad (5)$$

$$\Delta H_d = \Delta H_f - (c_L - c_S) \cdot (T_L - T), \quad (6)$$

式中: c_{pd} 为固液混合物(熔滴)比热; c_L 为液相比热; c_S 为固相比热; ΔH_f 为单位质量的结晶潜热; T_L 为液相线温度; T 为熔滴温度; f_s 为熔滴中的固相分数。

过冷熔滴在雾化过程中与气流的对流传热占主导地位, 故可忽略其辐射传热^[6]。那么熔滴的热过程可由简化的牛顿换热公式^[2 3]描述为

$$\rho_d \cdot V_d \frac{dT}{dt} = -S_d \cdot h(T - T_g), \quad (7)$$

式中: V_d 为熔滴体积; S_d 为熔滴表面积; T_g 为气体温度。将式(5)~式(7)代入式(3)中, 即可得出直

径为 d 的熔滴在雾化过程中的温度分布表达式为

$$\frac{dT}{dt} = v \cdot \frac{dT}{dx} = \frac{\Delta H_d}{c_{pd}} \cdot \frac{df_s}{dt} - \frac{6h}{d \cdot \rho_d \cdot c_{pd}} (T - T_g), \quad (8)$$

式中: v 为雾化熔滴速度, 右边第一项为有相变时的凝固潜热项, 第二项为对流散热项。

对于高速电弧喷涂而言, 由于雾化气流初始速度达 650 m/s 故飞行时间相当短。加之熔滴较高的过热度(1200~2000 K), 因此在雾化阶段, 绝大部分的熔滴都不会发生凝固, 只有极少数的小熔滴可能出现凝固。那么可分液相冷却、生核与再辉、偏析凝固及固态冷却等四个阶段讨论熔滴的温度方程。

1.3.1 液相冷却阶段

在液态冷却阶段, 固相分数 $f_s = 0$ 温度方程式(8)表示为

$$\frac{dT}{dt} = \frac{dT}{dx} \cdot v = -\frac{6h}{d \cdot \rho_d \cdot c_{pd}}. \quad (9)$$

1.3.2 生核与再辉阶段

液态金属的雾化过程是快速凝固过程, 当熔滴温度降至生核温度 T_n , 即发生形核与再辉。随着生核产生的凝固潜热的释放, 熔滴的温度又有所升高, 即出现再辉。当凝固潜热的释放速度与熔滴的散热速度相等时, 再辉阶段结束。研究^[1 3]表明, 在热喷涂的雾化过程中, 生核与再辉阶段对熔滴的整个冷却和凝固的热传输过程的影响甚小, 计算时可以忽略。

1.3.3 偏析凝固阶段

由于忽略了生核与再辉阶段, 假设熔滴温度一降至液相线 T_L 即开始偏析凝固^[2]。可将式(8)改写成如下形式, 即

$$\frac{dT}{dt} = \frac{dT}{dx} \cdot v = \frac{\Delta H_d}{c_{pd}} \cdot \frac{df_s}{dT} \cdot \frac{dT}{dt} - \frac{6h}{d \cdot \rho_d \cdot c_{pd}}, \quad (10)$$

$$f_s = 1 - \left[\frac{T_m - T_L}{T_m - T} \right]^{\frac{1}{1-k_e}}, \quad (11)$$

$$\frac{df_s}{dT} = \frac{1}{(k_e - 1)(T_m - T_L)} \left(\frac{T_m - T_L}{T_m - T} \right)^{\frac{k_e - 2}{k_e - 1}}, \quad (12)$$

式中: T_m 为纯溶剂(Fe)的熔点; k_e 为溶质的平衡分配系数。由式(10)~式(12)可以确定熔滴在偏析凝固阶段的温度变化方程。

1.3.4 固态冷却阶段

当凝固结束后即进入固态冷却阶段, 固相分数 $f_s = 1$, 熔滴温度方程式(8)可表示为

$$\frac{dT}{dt} = \frac{dT}{dx} \cdot v = -\frac{6h}{d \cdot \rho_d \cdot c_s} (T - T_g). \quad (13)$$

通过式 (1) ~式 (13)能够计算出直径为 d 的熔滴在雾化过程中对流换热系数、温度、固相分数及冷却速度等传热参数的变化情况。

2 试验方法

使用芬兰制造的 Spray watch - 2 i型热喷涂监控系统测试喷涂过程中熔滴平均温度的变化,以验证数值模拟结果的正确性。Spray watch - 2 i是一个热喷涂过程监控系统,图 1 是该系统测试原理示意图。它是基于数字化 CCD 相机和专用的光谱分辨光学镜,利用光学镜、计算机控制的相机以及专门的图像处理软件可以在线测量喷涂熔滴的飞行速度、温度以及喷涂焰流的亮度、宽度和喷涂角度等参数。在线测量熔滴温度的测量方法是,在 Spray watch - 2 i 相机 CCD 芯片探测器上装有两个光学滤色镜片,通过对比喷涂熔滴在两种波长范围内的发光强度,用两色高温计计算出喷涂熔滴的温度。当采用了滤色镜片时,光线是整体喷涂熔滴在 5 ~ 10 ms 曝光时间内发出的,探测到的光线强度并不是来自任何一个单个粒子,而是在曝光时间内通过测量体积的所有粒子。因而,两色高温计测量在测量区域内喷涂熔滴的平均温度,但侧重于高温熔滴的温度。

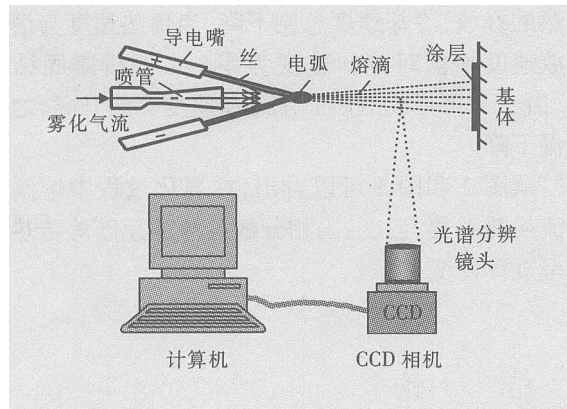


图 1 Spray watch - 2 热喷涂监控系统测试示意图
Fig 1 Schematic of Spray watch 2 i on line thermal spraying monitor system

3 结果与分析

利用上述高速电弧喷涂雾化过程传热数学模型对一种 Fe - Al 合金熔滴的对流换热系数、温度、固相分数及冷却速度等传热参数进行数值计算。计算所用主要参数如表 1 所示。

表 1 数值模拟所用主要参数
Table 1 Parameters used in numerical simulation

参数	名称	数值
P_0	气流压力	$4.5 \times 10^5 \text{ Pa}$
R	气体常数	$287.06 \text{ J/(kg} \cdot \text{K)}$
ρ_g	气体密度	1.3 kg/m^3
P_r	Prandtl 常数	0.703
c_{pg}	气体比热	$1005 \text{ J/(kg} \cdot \text{K)}$
κ_g	气体导热率	$0.0259 \text{ W/(m} \cdot \text{K)}$
ρ_d	Fe - Al 合金密度	6700 kg/m^3
c_L	液相比热	$690 \text{ J/(kg} \cdot \text{K)}$
c_S	固相比热	$550 \text{ J/(kg} \cdot \text{K)}$
c_{pd}	熔滴比热	$620 \text{ J/(kg} \cdot \text{K)}$
ΔH_f	结晶潜热	$180 \times 10^3 \text{ J/kg}$
k_e	平衡分配系数	0.92
T_L	Fe - Al 合金液相线	1780 K
T_S	Fe - Al 合金固相线	1750 K
T_m	Fe 熔点	1813 K
T_{arc}	电弧温度	4000 K
U	喷涂电压	32 V
I	喷涂电流	180 A

图 2 和图 3 为直径 $34 \mu\text{m}$ (高速电弧喷涂 Fe - Al 合金熔滴的平均直径^[9]) 熔滴的轴向速度及传热参数随喷涂距离变化的数值计算结果。熔滴平均温度的实测结果见图 2b。

图 2a 是熔滴对流换热系数与喷涂距离的关系。在雾化过程中,对流换热系数是熔滴与雾化气流热量传输的主要参数,其大小与 Reynolds 数有关,由气流与熔滴之间的相对速度决定。换热系数越大,热量传输也就越多。从图中可见对流换热系数随喷涂距离的增加而迅速减小,至相对速度为零处取得最小值后又因相对速度的增加而重新回升。

图 2b 中的曲线是计算出的熔滴的温度分布与喷涂距离的关系。熔滴温度在雾化气流的对流和辐射散热作用下而急剧下降,到液相线开始偏析凝固(因再辉阶段对高速电弧喷涂熔滴的整个冷却和凝固的热传输过程的影响甚小,计算时忽略)。在偏析凝固阶段,由于结晶潜热的作用而使半固态熔滴的温度缓慢下降,直至凝固结束成为固态的雾化粒子。进入固态冷却阶段后,由于没有结晶潜热的作用,粒子温度又快速下降。

图 2b 中圆点标志是熔滴在不同喷涂距离处的平均温度实测值,可见实测温度略低于计算值。但整体上计算曲线和实测值基本吻合,表明计算曲线基本能够描述熔滴温度的变化规律。因此,文中针

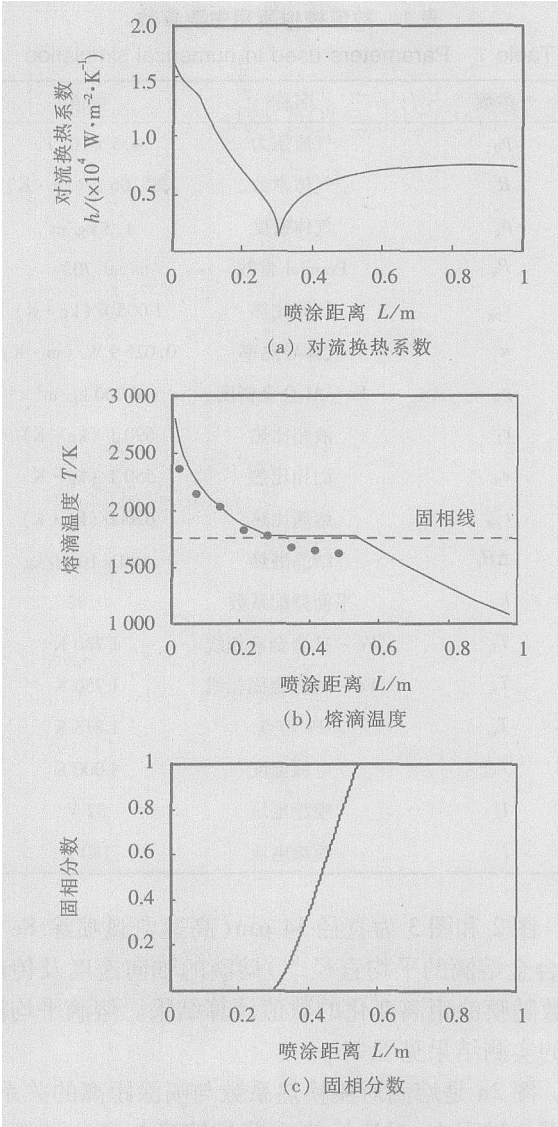


图 2 Fe - Al 合金熔滴传热参数与喷涂距离的关系 (直径为 34 μm)

Fig 2 Variations of droplet heat transfer parameters with spraying distance for Fe Al droplet when diameter is 34 μm

对高速电弧喷涂提出的熔滴传热参数的数学模型具有较高的实用性。

当喷涂距离小于 0.2 m 范围内, 发生凝固的小熔滴很少, 绝大部分为液态熔滴。在液态冷却阶段数学模型中, 由于忽略了辐射传热项, 故熔滴温度的计算值将会略高于实际值。当喷涂距离大于 0.2 m 时, 熔滴中固相开始增多, 而在凝固开始阶段的数学模型中由于忽略了生核及再辉阶段, 即忽略了凝固潜热, 使该阶段的熔滴温度的计算值将会略低于实际值。但是, 随着喷涂距离的增加, 熔滴束流将发散, 加之测试仪器侧重于高温熔滴的温度, 此时测试仪器将产生较大的误差, 故表现为实测值仍低于计算值。

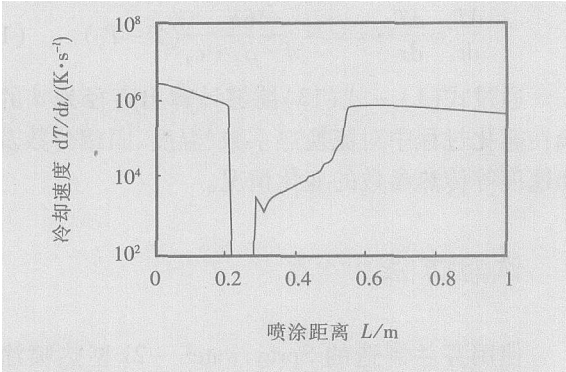


图 3 Fe - Al 合金熔滴的冷却速度与喷涂距离的关系 (直径为 34 μm)

Fig 3 Variation of cooling rate with spraying distance for Fe Al droplet when diameter is 34 μm

图 2c 是固相分数随喷涂距离的变化曲线。从图中可见, 在液态冷却阶段固相分数 $f_s=0$ 在偏析凝固阶段 f_s 急剧升高; 在固态冷却阶段 $f_s=1$ 。熔滴在撞击基体时 (喷涂距离约 0.3 m 处) 温度在 1600 K 左右, 刚开始发生凝固; 在喷涂距离约 0.58 m 处凝固结束。

图 3 是熔滴冷却速度与喷涂距离的关系。液态熔滴的初始冷却速度约为 $2.5 \times 10^6 \text{ K/s}$ 由于气流与熔滴的相对速度逐渐减小, 熔滴冷却速度随着喷涂距离的增大而下降, 至相对速度为零处后又开始升高。当冷却到液相线时开始偏析凝固, 由于结晶潜热的释放, 冷却速度急剧下降, 当传热速度与潜热释放速度平衡时冷却速度为零。在偏析凝固结束时, 由于不再释放潜热而使冷却速度突然升高, 之后缓慢下降。

从图 2 和图 3 可以看出, 在雾化过程中熔滴的对流换热系数、温度、固相分数及冷却速度等传热参数呈规律性变化。

4 结 论

(1) 提出了高速电弧喷涂雾化过程熔滴传热过程的数学模型并进行了数值计算, 计算结果与实测数据基本吻合。

(2) 在雾化过程中熔滴的对流换热系数、温度、固相分数及冷却速度等传热参数呈规律性变化。

(3) 直径为 34 μm 的 Fe - Al 合金雾化熔滴的初始液态冷却速度达 $2.5 \times 10^6 \text{ K/s}$ 数量级, 预示涂层将具有快速凝固的组织特征。

高接头应力增大。从而初步验证了有限元分析结果的正确性。

表 2 不同连接温度下连接接头的室温抗剪强度
Table 2 Shear strength of joints in different temperature

连接温度 T/K	1 223	1 233	1 253	1 273
抗剪强度 τ /MPa	223.3	198.6	187.9	150.4

4 结 论

- (1) 采用银基钎料钎焊钛合金与 TiAl 金属间化合物时, 由于材料物理性能上的差异, 在冷却过程中变形程度不同, 在界面处产生一定程度的应力集中。
- (2) 应力集中主要集中于钎料内部靠近 TiAl 界面处, 随着连接温度的升高, 各应力分布状态未发生明显的变化, 但是应力最大值相应增大。
- (3) 对模拟结果进行试验验证, 在试验范围内, 随连接温度的升高抗剪强度下降, 试件断裂于钎料内靠近 TiAl 侧连接界面处, 即模拟计算中应力集中最严重区域, 从而说明该应力模拟结果基本正确。

参考文献:

[1] 刘会杰, 冯吉才. TiAl 基合金连接技术的研究进展 [J]. 焊接, 2001 (4): 6 - 10.

[2] Toshimitsu Tetsui. Effects of brazing filler on properties of brazed joints between TiAl and metallic materials [J]. Intermetallics, 2001, 9(3): 253 - 260.

[3] Liu Huijie, Feng Jicai. Vacuum brazing TiAl based alloy to 40Cr steel using Ag-Cu-Zn filler metal [J]. Journal of Materials Science Letters, 2002, 21(1): 9 - 10.

[4] Noda T, Shimizu T, Okabe M. Joining of TiAl and steels by induction brazing [J]. Materials Science and Engineering, 1997, A239 - 240: 613 - 618.

[5] Zhang JX, Chandel RS, Chen YZ, et al. Effect of residual stress on the strength of an alumina-steel joint by partial transient liquid phase (PTLP) brazing [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 122(2): 220 - 225.

[6] Dadas R, Ting JM, Lake M L. Brazing residual stresses in Glidcop Al2SiBe [J]. Journal of Nuclear Materials, 1996, 230(2): 164 - 172.

作者简介: 曹 健, 男, 1981 年 11 月出生, 博士研究生。主要从事新材料连接和自蔓延连接方面的研究, 发表论文 5 篇。
Email: caojian@hit.edu.cn

[上接第 4 页]

参考文献:

[1] 徐滨士, 刘世参. 表面工程新技术 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2001.

[2] Grant P S, Cantor B, Kageman L. Modelling of droplet dynamic and thermal histories during spray forming [I] [J]. Acta Metall Mater, 1993, 41(11): 3097 - 3108.

[3] Lee E S, Ahn S. Solidification progress and heat transfer analysis of gas - atomized alloy droplets during spray forming [J]. Acta Metall Mater, 1994, 42(9): 3231 - 3243.

[4] 朱子新, 徐滨士, 马世宁, 等. 高速电弧喷涂雾化气流速度的数学模型 [J]. 中国表面工程, 2002, 15(1): 24 - 25.

[5] Zhu Zixin, Liang Xubing, Xu Binshi, et al. Numerical simulation and measurement of droplet velocity during high velocity arc

spraying [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2002, 23(1): 5 - 8.

朱子新, 梁秀兵, 徐滨士, 等. 高速电弧喷涂熔滴速度的数值模拟及试验研究 [J]. 焊接学报, 2002, 23(1): 5 - 8.

[6] 朱子新. 高速电弧喷涂 Fe-Al/WC 涂层形成机理及高温磨损特性 [D]. 天津: 天津大学, 2002.

[7] 川瀬良一, 暮石正義. アーク溶射における熔融金属温度 [J]. 溶接学会論文集, 1984, 2(3): 412 - 418.

作者简介: 朱子新, 男, 1968 年出生, 工学博士, 高级工程师, 博士后研究人员。研究方向为防腐、耐磨新型热喷涂层的制备、结构与性能, 发表论文 40 余篇。
Email: zhuzx@eyou.com

MAIN TOPICS ABSTRACTS & KEY WORDS

Numerical analysis of heat transfer behavior of atomized droplets during high velocity arc spraying 1 mathematical model and vari-ations of heat transfer parameters

ZHU Zi-xin^{1,2}, LIU Yang¹, XU Bin-shi¹, MA Shi-ning¹ (1 National Key Laboratory for Remanufacturing The Academy of Armored Forces Engineering Beijing 100072 China 2 Memory Center of Aviation Equipment Beijing 100070 China). p1-4 8

Abstract The high velocity arc spraying (HVAS) process relates to very complicated heat transfer behavior And the micro structure with rapid solidification of the coating is mainly determined by the heat transfer behavior of the droplets during atomization The heat transfer model of atomized droplets during HVAS was developed based on the theory of fluid mechanics solidification and Newton cooling And the model was solved by a numerical method using a Fe-Al alloy to analyze the variations of the heat transfer parameters with spraying distance Experiments were carried out to measure the changes of the average temperature of atomized droplets using Spray Watch-2i on-line thermal spraying monitor system A good agreement between the numerical and experimental results was observed The results showed that the heat transfer parameters such as convective heat transfer coefficient temperature solid fraction and cooling rate changed in regularity The initial cooling rate of Fe-Al alloy droplet was about $2.5 \times 10^6 \text{ K/s}$ reflecting the features of rapid solidification process

Key words high velocity arc spraying atomized droplet heat transfer behavior numerical analysis on-line thermal spraying monitor system

Numerical simulation of thermal/residual stresses in brazed Ti/TiAl joints

CAO Jian FENG Ji-cai LI Zhuo-ran (National Key Lab of Advanced Welding Production Technology Harbin Institute of Technology Harbin 150001 China). p5-8

Abstract Finite element method was used to calculate residual stress that developed when TiAl intermetallic was bonded to Ti alloy by Ag-based filler metal during cooling from joining temperature The stress distribution of the joint in different joining temperature was studied The results showed that the residual stress concentration between three layers existed at the interface Especially the maximum value of the residual stress between TiAl and filler metal was higher than that between Ti alloy and the filler metal Stress distribution was shown to be almost not dependent upon joining temperature But when the joining temperature became lower the maximum value of the residual stress at the same position decreased accordingly

Key words brazing titanium alloy TiAl numerical simulation

Nanocrystalline WC/Co grains refined by laser sintering

SHEN Yi-fu¹, FENG Shang-bing¹, LI Jin-xin¹, HUANG Yin-hui¹, YU Cheng-ye¹, YANG Min-chuan¹ (1 Nanjing University of Aeronautics & Astronautics Nanjing 210016 China 2 Institute of Metal Research The Chinese Academy of Sciences Shenyang 110016 China). p9-11

Abstract Non-equilibrium sintering of nanocrystalline WC/Co powder was processed by laser sintering The X-ray diffraction scanning electron microscope and transmission electron microscope analyses showed that the original nanostructure feature of WC/Co powder was maintained after sintering furthermore the initial nanocrystalline grains were further refined After the raw powder with average grain size of 150 nm was sintered at laser power of 1000-1600W and scan speed of 2-25 m/min the grain size in sintered sample decreased to 30-45 nm.

Key words laser sintering nanostructured WC/Co grain refinement

Driving force of acicular ferrite nucleation and growth in weld metal of microalloyed steel

ZHANG De-qin¹, YUN Shao-hu¹, TIAN Zhi-ling², DU Ze-yu³ (1 Department of Materials Science and Engineering Jiujiang University Jiujiang 332005 Jiangxi China 2 Central Iron Steel Research Institute Beijing 10081 China 3 School of Materials Science and Engineering Tianjin University Tianjin 30072 China). p12-16

Abstract The thermodynamics driving force of acicular ferrite (AF) transformation was calculated in theory using the model of KRC (Kaufman Radcliffe Cohen). The calculated result showed that the theoretical value of the starting temperature of AF transformation in weld metal was 1100 K (827°C). And the actual value of the starting temperature of AF transformation in weld metal was 943 K (670°C). The theoretical value of the driving force of AF transformation in weld metal was less than -570 J/mol The driving force of AF nucleation and growth increased with the decreasing of AF transformation temperature and the carbon content in weld metal The total driving force for AF transformation was smaller than that of AF nucleation and growth And the difference increased with the decreasing of AF transformation temperature

Key words microalloyed steel weld metal acicular ferrite driving force

Laser cladding Stellite X-40 Co-based alloy on hot die steel

ZHANG Chun-hua^{1,2,3}, ZHANG Song¹, LI Chun-yan¹, ZHANG Xi-chuan¹, LIU Chang-sheng², CAI Qing-kui² (1 College of Materials Science & Engineering Shenyang University of Technology Shenyang 110023 China 2 College of Materials & Metallurgy Northeastern University Shenyang 110023 China 3 State Key Lab for Corrosion & Protection The Chinese Academy of Sciences Shenyang 110006 China).