

# 激光熔覆复合层中内生 $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 颗粒生长机制

齐勇田<sup>1</sup>, 邹增大<sup>2</sup>

(1. 包头职业技术学院 材料工程系, 包头 014030; 2. 山东大学 材料学院, 济南 250061)

**摘 要:** 利用激光熔覆技术在工件表面进行改性处理, 形成了含有碳氮化钛增强粒子的复合熔覆层。利用扫描电镜(SEM)和电子探针(EPMA)对熔覆层中第二相粒子的成分及形成机制进行了分析。结果表明, 先前加入的颗粒状TiN与石墨粉在激光熔覆过程中发生了化合反应, 原位生成了新的颗粒状 $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 强化相。激光熔覆过程中, 初始加入的TiN颗粒度不同, 形成 $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 的机制也有所差异。较小尺寸的TiN受热后能够分解, 生成新的TiC和TiN相, 它们通过固溶反应, 最终生成近似方形或菱形规则形状的 $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 颗粒。较大尺寸的TiN颗粒受热后只有边缘发生分解, 而芯部仍为未分解的TiN, 最后形成环形结构的 $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 颗粒。

**关键词:** 碳氮化钛; 原位反应; 激光熔覆; 显微组织

**中图分类号:** TG159.9 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2013)02-0067-04



齐勇田

## 0 序 言

激光熔覆是一种新的表面改性技术, 近年来得到了迅猛的发展。它通常是将陶瓷粉末和金属粉末按一定比例均匀混合, 利用高能量的激光束在金属材料表面制得致密无缺陷的金属陶瓷复合材料熔覆层<sup>[1-2]</sup>。因陶瓷材料具有高硬度、高抗压强度、良好的耐磨性、耐腐蚀性能、耐高温及化学稳定性等特点, 而金属材料又具有强韧性和工艺性能好等优点, 这种工艺将二者材料的优异性能有机结合起来, 在降低生产成本的同时大大提高了工件的性能。作为增强相的陶瓷颗粒主要有WC、TiC、TiN、SiC、TiB等<sup>[3-6]</sup>。

碳氮化钛是一种新型的复合陶瓷粒子, 它是通过在氮化钛中加入元素C形成的。由于碳氮化钛 $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ 陶瓷兼有TiC和TiN二者的许多优点, 如抗氧化能力强、较高的硬度、更好的韧性等<sup>[7-9]</sup>, 与单一的TiC或TiN相比, 它表现出更为优越的综合性能, 如硬度比TiN高, 塑韧性又比TiC好, 因此它是一种具有广阔应用前景的难熔耐磨强化相<sup>[10, 11]</sup>。目前利用激光熔覆技术原位生成 $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ 陶瓷颗粒增强相的研究还少有报道。文中以激光为诱导热源, 形成了含有碳氮化钛的金属基熔覆层, 并对该复

合熔覆层中的 $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ 形成机理进行了探讨性的研究。

## 1 试验方法

将TiN和石墨粉末按一定比例与自行配制的金属基自熔合金粉末混合后作为熔覆层材料。用自制的粘结剂将混合粉末调成糊状, 预制在洁净的钢板表面上。使用横流 $\text{CO}_2$ 激光器进行激光熔覆, 功率为3.5 kW, 扫描速度为5.0 mm/s, 采用纯氩气侧向保护。熔覆层显微组织的观察在JXA-8800R型电子探针仪器上进行, 并用电子探针对熔覆层的微区进行化学成分分析。

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 碳氮化钛 $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ ( $0 \leq y \leq 1$ ) 热力学

反应中是否能够生成碳氮化物不仅受热力学参数的影响, 而且还与动力学条件有关。反应生成焓 $\Delta H$ 和Gibbs自由能 $\Delta G$ 是两个非常重要的热力学参数, 它们决定了化学反应能否自发维持。只有反应生成焓 $\Delta H$ 较大时, 反应才能自发维持。若Gibbs自由能 $\Delta G$ 为负, 则反应过程可自发进行, 生成物即可形成。 $\Delta G$ 负值越大, 该反应的生成焓越大, 生成物形成倾向也就越大, 则该反应自发进行的趋势也就越强。

在激光熔覆过程中, TiN 发生分解后, 分解出来的 [Ti] 原子会和石墨 [C] 优先结合发生碳化反应:  $[Ti] + [C] = TiC$ ; 与此同时, 在高温下分解出来的 [Ti] 原子也会和 [N] 原子再次发生氮化反应, 生成新的 TiN, 即  $[Ti] + [N] = TiN$ . 生成 TiC 和 TiN 反应的自由能  $\Delta G$  随温度  $T$  变化曲线如图 1 所示.

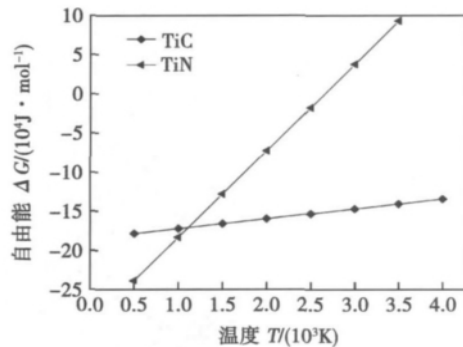


图 1 TiC 和 TiN 自由能随温度变化曲线比较

Fig. 1 Comparison of TiC and TiN in relationship between free energy and temperature

由图 1 可知, 在 500 ~ 2 660 K 范围内, 钛分别和碳、氮反应的 Gibbs 自由能一直为负值, 说明在热力学上此反应能够发生. 从 500 ~ 1 115 K 温度范围内, TiN 的  $\Delta G$  值大于 TiC 的  $\Delta G$  值, 说明温度较低时, 形成 TiN 的驱动力大于形成 TiC 的驱动力, 此温度范围内更易生成 TiN. 而当温度  $T \geq 1 115$  K 时, 相比而言, TiC 的  $\Delta G$  负值较大, 在温度高达 3 500 K 时  $\Delta G$  仍大于 150 kJ/mol, 说明 TiC 形成驱动力较大, 更易于 Ti 原子与碳反应合成 TiC.

TiC 和 TiN 两种陶瓷颗粒不仅在晶体结构方面保持一致性, 均为面心立方结构 (fcc), 而且它们的晶格常数也非常接近, 因此它们具有良好的互溶性. 待冷却凝固时能够互溶的 TiC 和 TiN 以复合颗粒状的形式析出, 生成了新相  $Ti(C_yN_{1-y})$  复合粒子, 即  $yTiC + (1-y)TiN = Ti(C_yN_{1-y})$ .

## 2.2 熔覆层中微区 EPMA 线扫描

图 2 为熔覆层中颗粒强化相的线扫描分析, 在 SEM 上清晰可辨的相有胞状树枝晶和形状不规则的“黑色”颗粒. 颗粒组织细小.

图 2 中曲线的特征说明“黑色”颗粒相主要富含 Ti、N 和 C 三种元素, 即这些含钛的颗粒相既含有 N 原子, 也含有 C 原子, 表明硬质相为  $Ti(C, N)$  颗粒. 激光熔覆快热、快冷的特性使新生成的  $Ti(C, N)$  颗粒弥散分布在熔覆层基体中. 由于激光熔覆加热和冷却速率非常快, 在凝固界面从熔池底部逐渐向表面方向推进时, 固液界面迁移的速率远

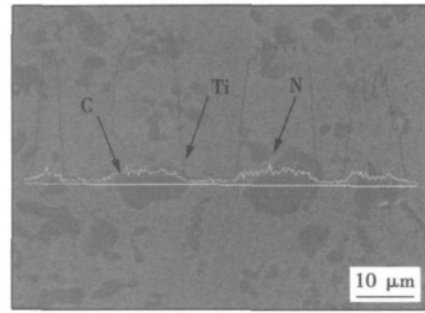


图 2 熔覆层中  $Ti(C, N)$  粒子的背散射电子像和 Ti、C、N 三元素的线分布

Fig. 2 Back scattered electron image of laser layer and corresponding line distribution

大于  $Ti(C, N)$  颗粒分散的速率, 这样快速推进的固液界面就会将  $Ti(C, N)$  颗粒捕获, 从而使得  $Ti(C, N)$  能弥散分布在金属基体枝晶内, 形成晶内型复合强化组织, 对熔覆层的基体组织起着弥散强化作用.

## 2.3 复合熔覆层中组织中 $Ti(C_yN_{1-y})$ 的形貌

用 EPMA 对金属基陶瓷复合层中进行 C、N、Ti 三元素进行面分布分析, 其背散射电子的形貌像和成分像如图 3 所示. 从图 3a 中可以发现熔覆层的显微组织由金属基粘结相和硬质相共同组成. 其中硬质相则主要呈现出两种形态: 一种是尺寸较小的硬质相呈方形或菱形状, 其成分主要为  $Ti(C, N)$ ;

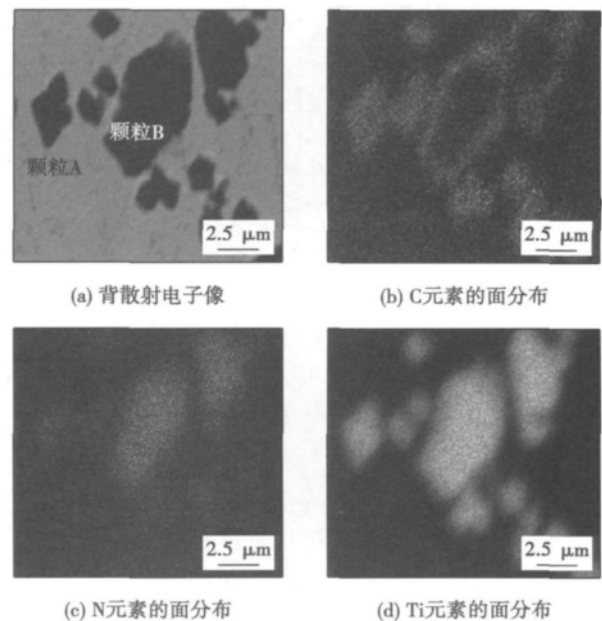


图 3 熔覆层背散射电子像及  $Ti(C, N)$  粒子中的 Ti、C、N 三元素的面分布

Fig. 3 Back scattered electron image of laser cladding layer and corresponding area distribution of  $Ti(C, N)$  particles

另一种是尺寸较大的硬质点表现出环形结构的特征: 外层成分富集  $\text{Ti}$ 、 $\text{C}$  和  $\text{N}$  元素, 而在里层区域富集  $\text{Ti}$  和  $\text{N}$  元素, 贫  $\text{C}$  元素, 如图 3b、c、d 所示。较大的颗粒相内层是残留的  $\text{TiN}$  和少量  $\text{TiC}$  混合固溶体, 被外层的  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  连续固溶体所包围。

#### 2.4 激光熔覆原位生成 $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 的机制

从图 3 中可以看出, 新相碳氮化钛  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  的生成与初始加入的  $\text{TiN}$  颗粒尺寸有较大的关系, 也就是说初始加入的  $\text{TiN}$  颗粒度不同, 形成  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  陶瓷硬质相的机制也稍有差异, 最终析出的新颗粒强化相  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  在形貌上也有所区别。

##### 2.4.1 小颗粒 $\text{TiN}$ 形成 $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 机制

(1) 初始加入的  $\text{TiN}$  分解。对于初始加入尺寸较小的  $\text{TiN}$  颗粒 ( $\leq 5 \mu\text{m}$ ) 在激光熔覆过程中经高能激光束照射, 预涂粉末表面的温度逐渐升高, 各组元的原子热振动加剧, 当温度升高到一定程度,  $\text{TiN}$  开始发生相变分解, 起初是其表面脱氮而形成  $\text{Ti}_2\text{N}$ , 即  $\text{TiN} \rightarrow \text{Ti}_2\text{N} + [\text{N}]$ 。当温度继续升高超过  $1000^\circ\text{C}$  时,  $\text{Ti}_2\text{N}$  再次脱氮而形成  $\text{Ti} + \text{N}$ , 即发生了完全分解:  $\text{TiN} \rightarrow [\text{Ti}] + [\text{N}]$ 。激光熔覆时虽有加热时间短、冷却速度快等特点, 但由于初始加入的  $\text{TiN}$  尺寸较小, 分解只需要相对较少的能量, 因此在极短的时间内就能得到所需能量, 使小颗粒  $\text{TiN}$  发生分解, 最终在熔体金属熔池中形成了  $[\text{Ti}]$  和  $[\text{N}]$  两种原子。

(2) 新相  $\text{TiC}$  和  $\text{TiN}$  的生成。分解出来的  $[\text{Ti}]$  和  $[\text{N}]$  原子和先前加入的石墨碳, 在激光热源的作用下将会通过扩散、迁移等途径发生化学反应, 生成新的强化相  $\text{TiC}$  和  $\text{TiN}$ 。金属熔池中有  $[\text{Ti}]$ ,  $[\text{C}]$  和  $[\text{N}]$  等原子, 其中的  $[\text{Ti}]$  原子, 由于它的原子半径较大, 无论是在高温还是低温条件下, 它在金属基合金中扩散的能力极其有限。  $\text{TiN}$  分解出来的  $[\text{Ti}]$  扩散迁移速率非常缓慢, 因此可以认为整个激光过程中它几乎不发生迁移。而对  $[\text{C}]$  和  $[\text{N}]$  两种原子来说, 在它们通过扩散迁移原位生成  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  颗粒过程中, 均表现出不同的活性。扩散激活能越小, 扩散系数越大, 它的扩散迁移作用就越强。在相同的条件下,  $[\text{C}]$  原子的扩散系数  $D_{\text{C}} = 2.0 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ , 扩散激活能  $Q_{\text{C}} = 134 \text{ kJ/mol}$ ;  $[\text{N}]$  原子的扩散系数  $D_{\text{N}} = 0.33 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ , 扩散激活能  $Q_{\text{N}} = 144 \text{ kJ/mol}$ <sup>[12, 13]</sup>。与  $[\text{N}]$  原子相比,  $[\text{C}]$  原子的半径更加小一些, 它在金属中的扩散迁移速率会更快一些。另外, 在熔体金属中, 各处的  $[\text{C}]$  和  $[\text{N}]$  在浓度上存在着比较大的梯度, 正是由于各处浓度梯度的差异, 驱动了  $[\text{C}]$  和  $[\text{N}]$  分别由浓度高向各自浓度低的区域进行迁移扩散。在初始  $\text{TiN}$  颗粒的外围, 相对而

言, 石墨  $[\text{C}]$  的浓度较高,  $[\text{N}]$  的浓度较低; 而在初始  $\text{TiN}$  颗粒的芯部, 则正好反之,  $[\text{C}]$  的浓度较低,  $[\text{N}]$  的浓度较高。在浓度梯度的驱动下, 造成了外围的  $[\text{C}]$  将向初始  $\text{TiN}$  颗粒  $[\text{Ti}]$  的芯部扩散。由于初始  $\text{TiN}$  颗粒较小, 因而路径较短,  $[\text{C}]$  很快就能扩散到初始  $\text{TiN}$  的芯部。而后  $[\text{Ti}]$  和石墨  $[\text{C}]$  参与冶金化合反应形成  $\text{TiC}$ , 在冷却的过程中,  $\text{TiC}$  原位析出。即:  $[\text{Ti}] + [\text{C}] \rightarrow \text{TiC}$ 。

与此同时  $[\text{N}]$  的扩散迁移也在同时发生,  $[\text{N}]$  在扩散中还会与“静止中”的  $[\text{Ti}]$  重新化合, 生成新的硬质相  $\text{TiN}$ 。该反应为放热反应, 放出的热又会进一步加快  $[\text{N}]$  的扩散速率, 即:  $[\text{Ti}] + [\text{N}] \rightarrow \text{TiN}$ 。

(3) 新硬质相  $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$  的形成。  $\text{TiC}$  和  $\text{TiN}$  的晶体结构和晶格常数都非常相似, 同属于面心立方晶形, 这种晶体结构可使它们相互固溶, 在激光熔覆过程中生成不同碳、氮含量的  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  连续固溶体。冷却凝固时它们会以复合颗粒状的形式析出, 即发生下列反应, 生成了新相  $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$  复合粒子:  $y\text{TiC} + (1-y)\text{TiN} \rightarrow \text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 。

因初始加入的  $\text{TiN}$  颗粒较小, 在经过激光表面改性处理后会分解。再加上扩散的路径相对较短,  $\text{TiC}$  和  $\text{TiN}$  两硬质相固溶得较充分, 故形成了较为均匀的  $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$  颗粒相。又由于新生成的  $\text{TiC}$  和  $\text{TiN}$  呈方形规则形状, 最后新生成的  $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$  颗粒也呈现出规则菱形, 如图 3a 中颗粒 A 所示。

##### 2.4.2 大颗粒 $\text{TiN}$ 形成 $\text{Ti}(\text{C}_y\text{N}_{1-y})$ 的机制

对于初始加入尺寸较大的  $\text{TiN}$  ( $> 5 \mu\text{m}$ ) 在激光熔覆过程中,  $\text{TiN}$  颗粒的分解和  $\text{C}$  原子的扩散迁移在同时进行, 但由于激光熔覆时受热时间过短、大的  $\text{TiN}$  颗粒吸收的能量有限, 因此它的边缘首先发生分解, 形成了  $[\text{Ti}]$  和  $[\text{N}]$  两种原子, 而芯部主要为未分解的  $\text{TiN}$ 。

在初始  $\text{TiN}$  颗粒的周围, 分解出来的  $[\text{Ti}]$  在熔融的金属基体中, 扩散迁移速率非常缓慢, 而  $[\text{C}]$  的扩散能力强, 它会通过扩散逐渐富集在  $[\text{Ti}]$  的四周, 生成  $\text{TiC}$  颗粒。同时分解出来的  $[\text{N}]$  原子也会与  $[\text{Ti}]$  重新化合, 在残留  $\text{TiN}$  颗粒的周围原位析出新的  $\text{TiN}$ 。

在初始  $\text{TiN}$  颗粒的芯部, 主要是未分解的  $\text{TiN}$ 。在高温  $1200^\circ\text{C}$  时, 碳的活度为 0.91, 它在金属基结合相中的扩散能力和活性都比其它原子快得多, 因此仍会有少部分的  $[\text{C}]$  在短时间内通过扩散迁移机制, 到达初始  $\text{TiN}$  颗粒的芯部, 并与芯部原始的  $\text{TiN}$  发生置换反应, 生成  $\text{TiC}$  颗粒。因为只有少量的碳能够扩散到大颗粒  $\text{TiN}$  的芯部, 所以在中心内部所生成  $\text{TiC}$  的数量也并不是很多。

在激光熔覆过程中,由于 TiN 只有边缘发生了分解,而芯部的 TiN 并未分解,因此所形成的新颗粒状强化相 Ti(C,N) 呈现出环状的结构特征。在环形相的芯部(里层)由大量残留的 TiN 和极少量的 TiC 相共同组成,而环形相的外层主要是新生成的 Ti(C,N) 相。

根据上述分析还可得出,若初始加入的 TiN 尺寸较大,在激光表面改性处理后,新相 Ti(C,N) 生成的初期,是以残留原始的 TiN 为质点开始形核,然后再以它为核心在其周围进行长大。由于初始所加入的 TiN 形状不规则,因此以未分解 TiN 为核进行长大,所形成的 Ti(C<sub>y</sub>N<sub>1-y</sub>) 颗粒也呈现出不规则形状,如图 3a 中颗粒 B 所示。

### 3 结 论

(1) 在常温下 TiN 虽然非常稳定,但在激光熔覆的条件下,从热力学的角度上讲, TiN 发生分解已成为可能。

(2) 试验前加入的 TiN + C 粉末,经过激光熔覆后,在熔覆层的基体内原位生成了大量弥散分布新强化相颗粒,说明原位反应  $\text{TiN} + \text{C} \rightarrow \text{Ti(C,N)}$  主要是向生成 Ti(C,N) 的方向进行。

(3) 激光熔覆过程中小颗粒的 TiN 受热后能够分解,生成新的 TiC 和 TiN 相,它们分别以各自的质点开始形核长大,然后二者发生固溶反应,生成形状规则的 Ti(C<sub>y</sub>N<sub>1-y</sub>) 颗粒。

(4) 激光熔覆过程中初始加入 TiN 颗粒度较大,受热后只有边缘发生分解,芯部多为未完全分解的 TiN,新生成的 TiC 和 TiN 互溶反应后,形成环形结构的 Ti(C<sub>y</sub>N<sub>1-y</sub>) 颗粒。

#### 参考文献:

- [1] 齐勇田,邹增大,曲仕尧,等. Ti(C<sub>0.3</sub>N<sub>0.7</sub>)/铁基复合耐磨熔覆层激光熔覆[J]. 焊接学报,2007,28(11): 33-36.  
Qi Yongtian, Zou Zengda, Qu Shiyao, et al. Fe-based alloy composite coating reinforced by Ti(C<sub>0.3</sub>N<sub>0.7</sub>) particle through laser cladding technology[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(11): 33-36.
- [2] 齐勇田,邹增大,王新洪,等. 激光熔覆原位生成 Ti(C,N) 颗粒强化半钢轧辊熔覆层[J]. 焊接学报,2008,29(8): 69

-72.

- Qi Yongtian, Zou Zengda, Wang Xinhong, et al. Investigation of in-situ formed Ti(C,N) particle reinforced Fe-based alloy composite coatings on adamant by laser cladding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29(8): 69-72.
- [3] 刘荣祥,郭立新,雷廷全. 激光重熔 NiCrBSi + TiN 复合熔覆层及界面组织[J]. 中国激光,2005,32(2): 292-296.  
Liu Rongxing, Guo Lixin, Lei Tingquan. Study on interface microstructure and laser re-melting NiCrBSi + TiN coating[J]. Chinese Journal of Lasers, 2005, 32(2): 292-296.
- [4] Yang S, Liu W J, Zhong M L, et al. TiC reinforced composite coating produced by powder feeding laser cladding[J]. Materials Letters, 2004, 58(24): 2958-2962.
- [5] Qi Y T, Shi H C, Zou Z D, et al. Microstructure and wear behavior of laser cladding Ni-based alloy composite coating reinforced by Ti(C,N) particulates[J]. China Welding, 2008, 17(3): 20-23.
- [6] Wang X H, Zhang M, Zou Z D, et al. In-situ production of Fe-TiC surface composite coatings by tungsten-inert gas heat source[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 200(20/21): 6117-6122.
- [7] Yang Y L, Zhang D, Kou H S. Laser cladded TiCN coatings on the surface of titanium[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2007, 20(3): 210-216.
- [8] 王全兆,刘越,关德慧,等. TiN 含量对 Ti(C,N)/NiCr 金属陶瓷微观结构和力学性能的影响[J]. 金属学报,2005,41(11): 1121-1126.  
Wang Quanzhao, Liu Yue, Guan Dehui, et al. Effect of TiN content on microstructures and mechanical properties of Ti(C,N)/NiCr cermets[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2005, 41(11): 1121-1126.
- [9] Cheng F T, Lo K H, Man H C. NiTi cladding on stainless steel by TIG surfacing process[J]. Surfacing and Coating Technology, 2003, 172(2/3): 316-321.
- [10] Qi Y T, Zou Z D, Shi H C. Microstructure and properties of laser coating reinforced by Ti(C<sub>x</sub>N<sub>1-x</sub>) on adamant roller[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2009, 16(3): 78-82.
- [11] Xue Qi, Jin Yong, Hu Dongping, et al. Study of TiC + TiN multiple films on type of 316L stainless steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2004, 25(5): 916-920.
- [12] 胡汉起. 金属凝固原理[M]. 北京: 机械工业出版社,1991.
- [13] 侯增寿,卢光熙. 金属学原理[M]. 上海: 上海科学技术出版社,1990.

作者简介: 齐勇田,男,1970 年出生,副教授。主要从事新材料及连接技术的研究工作。发表论文 15 篇。Email: franck-shandong@sohu.com

SiO<sub>2</sub> , TiO<sub>2</sub> , CaF<sub>2</sub> , Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and BaCl<sub>2</sub>. The mechanism to increase weld penetration was analyzed by considering the change of arc shape in A-TIG welding process. The experimental results indicate that all the above activating fluxes improve weld penetration. The most remarkable effect is obtained when the flux is SiO<sub>2</sub> , but the effect of CaF<sub>2</sub> on penetration is not obvious. The weld appearance is poor when the base metal is coated with SiO<sub>2</sub> , while good weld appearance can be obtained when the flux of TiO<sub>2</sub> is used. The phenomenon of arc contraction is not remarkable when the arc moves into the flux zone. The significant improvement of weld penetration may be the result of increase in heat input caused by the change of resistance in conducting channel.

**Key words:** aluminum alloy; A-TIG; activating flux; weld morphologies

#### **Analysis of bending property of dissimilar steels welded joints**

WANG Rui<sup>1</sup> , WANG Fenghui<sup>2</sup> , TIAN Huaming<sup>3</sup> , ZHI Derui<sup>1</sup> , SUN Jie<sup>3</sup> , DU Jianfeng<sup>3</sup> , WANG Xibao<sup>2</sup> ( 1. School of Science , Tianjin University of Commerce , Tianjin 300134 , China; 2. School of Materials Science and Engineering , Tianjin University , Tianjin 300072 , China; 3. The Tianjin University Beiyang Chemical Equipment Co. , Ltd , Tianjin 300072 , China) . pp 58 – 62

**Abstract:** The dissimilar steel welded joints were made between Q235-B carbon steel and 316L stainless steel by submerge arc welding using Y and I patterns of welding groove. Based on the observation and analysis of the microstructure , elements distribution and micro hardness in the weld fusion zone near the Q235-B base metal , the hard and brittle transition layer would form in the fusion area near the carbon structural steel , when the dissimilar steels were welded. The decrease of width of brittle transition layer is the most important to improve the bending property of the dissimilar steels welded joint. Furthermore , the influences of different welding procedures on the bending property of the welded joint were investigated. The process of Y pattern groove and Ni-riched welding wire can minimize the width of brittle transition layer and raise the bending property of the welded joint. Besides , this welding procedure also avoids the welding fault of burning through when the butt joint of the dissimilar thin steel was welded by submerged arc welding on the double sides.

**Key words:** welded point; dissimilar steel; brittle transition layer; bending property

#### **Synchronous acquisition and analysis of metal transfer images and electrical parameters in CO<sub>2</sub> arc welding**

JIANG Yuanning , CHEN Maoai , WU Chuansong ( Institute for Materials Joining , Shandong University , Jinan 250061 , China) . pp 63 – 66

**Abstract:** By using high speed camera and multi-channel sensing and data acquisition system , a LabVIEW-based system was developed to acquire metal transfer images and electrical parameters in short circuiting CO<sub>2</sub> arc welding. The difference in startup delay time between data acquisition system and high speed camera was calibrated by experiment , and the offset by

software method to realize synchronous acquisition. The system was used to analyze the electrical parameters and metal transfer images. Metal transfer under different welding conditions was investigated and the correlation between electrical parameters , metal transfer image and the stability of short-circuiting transfer process was analyzed with the developed system.

**Key words:** CO<sub>2</sub> arc welding; virtual instrument; synchronous acquisition

#### **Growth mechanism of in situ Ti( C<sub>y</sub>N<sub>1-y</sub>) particles in laser deposited coating**

QI Yongtian<sup>1</sup> , ZOU Zengda<sup>2</sup> ( 1. Inner Mongolia Baotou Vocational and Technical College , Baotou 014030 , China; 2. School of Materials Science and Engineering , Shandong University , Jinan 250061 , China) . pp 67 – 70

**Abstract:** A new in-situ synthesis method was used to prepare the composite coating reinforced by Ti( C<sub>y</sub>N<sub>1-y</sub>) particles through CO<sub>2</sub> laser cladding technology. Scanning electron microscope ( SEM) and electron probe microscopy analyzer ( EPMA) were used to analyze the phases in the composite coating. The results show that Ti( C<sub>y</sub>N<sub>1-y</sub>) particles are formed by an in-situ metallurgical reaction of TiN particle and graphite powder during laser cladding process. The nucleation and growth mechanism of the formation of Ti( C , N) particles have close relationship with the original titanium nitride ( TiN) . When the size of the original titanium nitride particles is small ( < 5 μm) , a great deal of energy absorbed by the cladding material may cause the dissolution of the original titanium nitride ( TiN) particles to form the titanium carbonitride Ti( C<sub>y</sub>N<sub>1-y</sub>) particles , whose shapes are rhombus. If the size of original titanium nitride particles is big ( > 5 μm) , energy absorbed by the cladding material is limited , so it only causes the outer marginal dissolution of the original titanium nitride ( TiN) particles. Finally , the annular structure ceramic particles named titanium carbonitride Ti( C<sub>y</sub>N<sub>1-y</sub>) are synthesized by a solid-solution metallurgical reaction in the laser cladding process.

**Key words:** Ti( C<sub>y</sub>N<sub>1-y</sub>) ; in-situ formation; laser cladding; microstructure

#### **Microstructure evolution of TLP bonding interface for Ti<sub>3</sub>Al based alloy**

JING Yongjuan , LI Xiaohong , HOU Jinbao , YUE Xishan ( Beijing Aviation Manufacturing Engineering Research Institute , Beijing 100024 , China) . pp 71 – 74

**Abstract:** With Ti-37. 5Zr-15Cu-10Ni ( % ) amorphous foil as the brazing filler metal , the microstructure evolution of the TLP( Transient liquid phase) diffusion bonding interface for Ti<sub>3</sub>Al-based alloys was studied. The Ti and Nb elements diffuse into the brazing filler and the Ni , Cu , Zr elements diffuse into the matrix to drive the interface evolution. At 930 °C the metallurgical bonding is achieved after holding time of 5 min. The Ti-Ni<sub>3</sub>( Cu , Zr) compound in the shape of strip is precipitated after holding time of 15 min. This compound will get refined and dispersed with the holding time being longer. When the holding time lasts until to 120-200 min , the interface microstructure evolved to the coarse and homogeneous Widmanstatten structure. Since the compound character is affected by the holding time , it can be an effective method to control the microstructure and