

# 6061 铝合金表面激光熔覆温度场的模拟与验证

张 松<sup>1</sup>, 张春华<sup>1,2</sup>, 张 宁<sup>1</sup>, 于莉丽<sup>1</sup>, 刘常升<sup>2</sup>, Man H C<sup>3</sup>

(1. 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110023; 2. 东北大学 材料与冶金学院, 沈阳 110004;  
3. 香港理工大学 工业及系统工程学系, 香港 九龙)

**摘 要:** 根据激光熔覆的特点, 建立了移动激光高斯热源作用下三维激光熔覆温度场的计算模型, 利用有限元软件 ANSYS 对温度场分布进行了动态模拟。结果表明, 激光熔覆温度场模拟等温线呈椭圆形, 在移动热源的前方等温线密集, 温度梯度较大, 热源后方的等温线稀疏, 温度梯度较小。采用高功率连续波 Nd: YAG 激光在 6061 铝合金表面激光熔覆 SiC 陶瓷粉末, 形成 SiC<sub>p</sub>/Al 金属基复合材料改性层, 熔覆层除含有 Al<sub>2</sub>SiC 之外, 还含有少量的 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> 相, 通过熔覆层组织形貌观察及相结构分析验证了模拟结果的准确性和可靠性, 为陶瓷—金属基复合材料激光熔覆工艺参数的优化提供了理论依据。

**关键词:** 激光熔覆; 金属基复合材料; 温度场; 有限元法

**中图分类号:** TN 249 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2007)10-001-04



张 松

## 0 序 言

激光熔覆是在高能密度激光束作用下, 在材料表面进行快速物理冶金的过程, 其熔池内流体的流动及传热对熔覆层的组织和性能起决定性作用, 而对温度场的模拟是研究激光熔覆过程中熔池内传质、传热的基础。近年来, 科技工作者建立了许多模型用于解释激光熔覆过程中的传热及流动过程。曾大文等人<sup>[1]</sup>为分析激光辐照功率对熔池温度场、流场及形状的影响, 建立了复合涂层激光熔池三维准稳态流场及温度场的数值模型, 得出了熔池从单一熔池—分离熔池—混合熔池的变化过程。目前随着计算机技术的不断进步, 研发出很多计算精度高、规模较小、使用灵活、价格较低的专用或通用有限元分析软件, 其计算结果为各类工业产品设计和性能分析提供了可靠的依据。在激光熔覆温度场模拟研究过程中, 以往报道多为熔池形状的模拟, 而将熔池内温度分布与凝固后熔覆层组织联系起来的报道相对较少。作者利用有限元软件 ANSYS 对

6061 铝合金表面激光熔覆 SiC 增强金属基复合材料改性层的温度场进行了模拟, 并对熔覆层组织形貌及相结构进行分析与试验验证, 试图解析激光辐照过程中熔池内温度与所获得的熔覆层组织之间的关系, 为陶瓷—金属基复合材料激光熔覆工艺参数的优化提供理论依据。

## 1 激光熔覆温度场的模拟

### 1.1 数学模型

在激光与材料相互作用过程中, 一部分光能被表层材料吸收, 而其余部分则被金属表面反射。激光光子的能量向固体金属的传输过程是固体金属对激光光子吸收和被加热的过程, 因此, 对激光加热温度场模拟的研究大多是以热传导微分方程为基本出发点进行的。

在被处理材料表面建立  $xy$  坐标,  $z$  轴指向材料外部, 若初始时刻 ( $t=0$ ) 材料的温度为  $T_0$ , 当激光输出功率为  $P$ , 扫描速度为  $v$ , 沿  $x$  轴正向扫描时, 其热传导方程为<sup>[4]</sup>

$$\frac{\partial}{\partial x}(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}) + \frac{\partial}{\partial y}(\lambda \frac{\partial T}{\partial y}) + \frac{\partial}{\partial z}(\lambda \frac{\partial T}{\partial z}) + Q = \rho c \frac{\partial T}{\partial t}, \quad (1)$$

式中:  $c$  为材料比热容;  $\rho$  为材料密度;  $\lambda$  为导热系数;  $T$  为温度场分布函数;  $Q$  为内热源;  $t$  为传热时

收稿日期: 2007-01-04

基金项目: 国家 863 高技术研究发展计划项目 (2002AA305203); 中国博士后科学基金资助项目 (20060400957); 辽宁省科学技术基金资助项目 (20031024); 辽宁省教育厅科学研究计划资助项目 (05L301, 20060636)

间, 这些参数中  $\lambda, \rho, c$  均随温度变化。

1.2 定义材料的属性

在试验条件下, 基体材料为 6061 铝合金, 激光熔覆所用材料为 SiC 陶瓷粉末, 由于激光熔覆过程中温度梯度很大, 导致严重的材料非线性, 在定义材料属性时, 需给定随温度变化的各物理性能参数值。一般高温下材料的物理性能参数比较缺乏, 但它对于计算结果有较大的影响。因此, 根据涂层材料与基体合金已知的物理性能参数, 研究过程中采取插值法计算材料高温条件下物理性能参数。

1.3 模型及网格

ANSYS 提供了各种单元来模拟不同方面的传热问题。文中研究采用 SOLID70 单元类型模拟材料三维热传导过程, 它有 8 个节点, 每个节点有一个自由度定义为温度, 这样可以用于稳态热分析和瞬态热分析。考虑试件的对称性, 设定激光束位于工件中部, 因此沿激光光束运动轨迹取工件的一半进行建模<sup>[3]</sup>。由于表面涂层与基体合金材料的物理性能不同, 采用分层、分块建模。在网格划分过程中采用映射网格, 根据激光光斑半径的选取以及热影响区的大小, 取激光熔覆带宽(沿  $y$  方向)为 5 mm, 由于模拟采用的模型其涂层厚度仅为 0.2 mm, 因此涂层沿  $z$  方向的网格尺寸定义为 0.1 mm。为保证激光熔覆带有足够的网格密度, 涂层  $z$  方向以外的单元网格控制在 0.35 mm, 而在远离激光熔覆带的区域网格尺寸为 0.5 mm。图 1 为模拟过程中采用的有限元网格模型示意图。

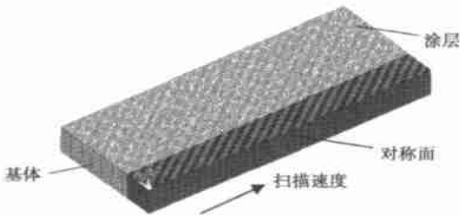


图 1 模拟采用的有限元网格模型

Fig. 1 Model of finite element during simulation

1.4 初始条件和边界条件

式(1)为热传导偏微分方程, 使用过程中需在确定初始条件和边界条件后, 方可讨论方程的定值问题。初始条件定义为温度场计算的出发点。当  $t=0$  时, 工件具有均匀的初始温度, 取环境温度为 20℃。激光熔覆温度场的计算通常用到以下两类边界条件<sup>[4-5]</sup>:

一类边界条件为已知边界上的热流密度分布, 即

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x} n_x + \lambda \frac{\partial T}{\partial y} n_y + \lambda \frac{\partial T}{\partial z} n_z = q_s(x, y, z, t)。(2)$$

另一类边界条件为已知边界上的物体与周围介质间的热交换, 即

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial x} n_x + \lambda \frac{\partial T}{\partial y} n_y + \lambda \frac{\partial T}{\partial z} n_z = \beta(T_s - T_0), \quad (3)$$

式中:  $q_s$  为单位面积上的外部输入热源;  $\beta$  为表面换热系数;  $T_0$  为周围介质温度;  $T_s$  为已知边界上温度;  $n_x, n_y, n_z$  为边界外法线方向的余弦。在激光扫描过程中, 试样的边界和周围的环境存在着温差而与周围介质进行热交换。因此, 试件的对称面及底部考虑为绝热边界条件, 而其它各面均采用上述描述的第二种对流边界条件。

1.5 激光热源载荷的施加

激光熔覆热源模型的选取对熔覆过程温度场模拟的计算精度有很大影响。设定激光束的能量恒定, 并且激光热源采用基模高斯光束分布<sup>[9]</sup>

$$P(x, y) = \frac{2P_0}{\pi \omega^2} \exp(-2 \frac{r^2}{\omega^2}), \quad (4)$$

式中:  $P_0$  为激光功率;  $\omega$  为基模高斯光束的半径;  $r$  为计算点与光斑中心的距离。

采用移动的激光熔覆热源时, 可通过 APDL 语言中的循环语句来实现。求解时, 先确定每一时刻载荷位置和大小, 载荷位置随时间移动, 当载荷移动到下一个载荷步时, 上一个载荷步的载荷被删除。

1.6 ANSYS 的运算环境

激光熔覆过程中存在非线性问题, 如果运算环境设置不当, 通常会导致计算难收敛。因此, 在 ANSYS 计算过程中需激活牛顿-拉普森方法, 采用瞬态分析, 打开线形搜索和自动时间步长, 开启预测器。时间步长的设置通常对计算精度产生很大的影响, 步长越小, 计算精度越高, 但过小的时间步长需要很大的计算机容量和较长的运算时间。因此, 在保证必要精度的条件下, 需合理设置时间步长。根据光束移动速度的大小, 将步长控制在小于 0.2 s。

1.7 结果查询

利用 ANSYS 的后处理模块可对整个激光熔覆过程的计算结果进行查询和处理。在 POST1 通用后处理中, 可查看试件上某点以及相临区域的温度分布, 从而有效地分析激光熔覆过程中温度场的变化情况。

2 模拟计算结果与分析

试验所用基材为 6061 铝合金, 样品尺寸为 40

mm×30 mm×10 mm, 激光处理面为 40 mm×30 mm, 预置 SiC 陶瓷粉末的粒度为 38 μm, 涂层厚度为 0.2 mm。其中基体 6061 铝合金的熔点为 660 ℃, SiC 陶瓷相熔点为 2 400 ℃, 分解温度始于 2 050 ℃<sup>[7]</sup>。采用高功率连续波 Nd: YAG 激光进行表面熔覆处理, 激光辐照工艺参数为: 输出功率 1 200 W, 扫描速度 5 mm/s, 光斑直径 φ2.5 mm。采用 Laica Stereo Scan 440 型扫描电镜分析熔覆层的组织形貌, 用 D/max-2500 PC 型 X-射线衍射仪分析熔覆层的相结构, X-射线衍射条件为 CuKα 衍射, 衍射束石墨滤光器单色化, 电压 50 kV, 电流 200 mA, 扫描速度 1.5 °/min。

2.1 温度场的模拟结果

图 2a, b 分别是激光束移动 3 s 时试样加工面及激光束移动 4 s 时试样对称面温度场分布云图。样品在激光辐照瞬间, 温度急剧上升, 当激光束移出该点后, 受基体材料自冷作用, 表层温度又迅速下降, 表现出典型的急热急冷特征。由图 2 可明显看出, 激光辐射区域内高斯热源中心的温度最高。在激光热源向前移动扫描过程中, 熔池随激光热源同时移动, 温度场分布将发生变化。在光斑周围, 温度场分布趋于平衡, 即进入准稳态。由图中还可以看出, 移动的激光熔池表面形状不同于静止激光束形成的圆形熔池, 而是呈拖尾的彗星状。以该时刻激光光斑中心位置为分界点观察, 可以发现, 在光斑中心以前, 等温线密集, 温度梯度较大, 而熔池温度较低, 熔深较浅。在激光光斑中心以后, 等温线较稀疏, 温度梯度小, 但熔池温度较高, 熔深较深。

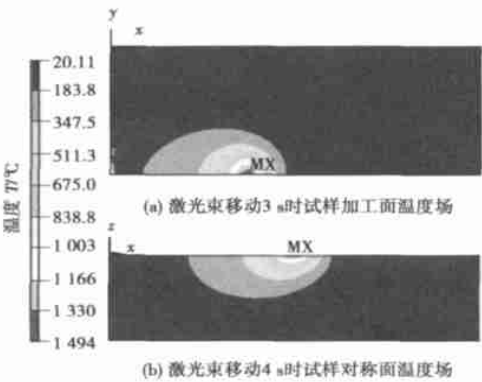


图 2 激光熔覆过程温度场分布云图  
Fig. 2 Temperature field during laser cladding

2.2 熔池内温度梯度的分布

图 3 为熔池截面的温度梯度分布。激光辐照过

程中, 熔池内温度梯度的分布, 对于研究激光熔覆层组织形成机制及凝固过程具有重要的意义。通常情况下, 熔池内温度梯度的测定是通过热电偶分别测量熔池与基体固、液相界面处的温度而得到的。文中通过有限元计算得出激光辐照熔池内的温度梯度分布。由图可知, 最大的温度梯度在表层处, 可达  $1.6\times10^6\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{m}$ 。如此大的温度梯度及基体的自冷作用, 可形成高温梯度定向凝固的细化组织, 显著改善材料的表面性能。在陶瓷/金属基复合材料的激光熔覆过程中, 超高的温度梯度和较快的凝固速度使得液固界面高速推进, 溶质原子来不及长程扩散而被正在凝固的固相捕获, 从而固溶度偏离平衡态, 组织明显细化, 使得熔覆层内析出相的数量减少, 在尺度上更加弥散、细小, 从而有利于陶瓷颗粒在黏结相中的均匀分布。

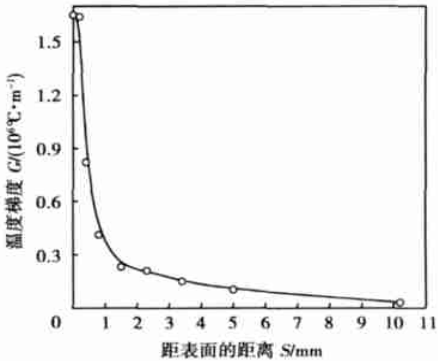


图 3 熔池截面的温度梯度分布  
Fig. 3 Temperature gradient of crossection

3 模拟结果的试验验证

图 4 为 6061 铝合金表面激光熔覆 SiC 涂层的界面组织形貌, 可以看出, 深灰色的 SiC 颗粒分布均

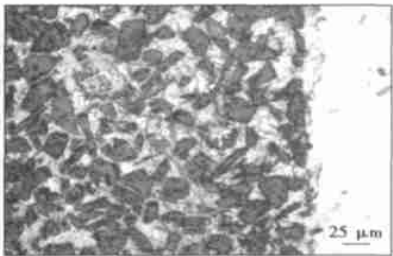


图 4 6061 铝合金表面激光熔覆 SiC 涂层的界面组织形貌  
Fig 4 Microstructure of SiC/ 6061Al interface for laser cladding

匀, 激光熔覆层与基体结合良好, 样品表面获得了较高体积分数的 SiC 颗粒增强相, 颗粒的平均尺寸约为 30 μm, 接近其原始尺寸, 说明 SiC 颗粒仅有少量熔化和分解。图 5 为激光熔覆层 X 射线衍射谱。分析结果显示, 在 SiC/Al 复合材料熔覆层中, 除了 Al 及 SiC 颗粒之外, 还有 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 和 Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> 新生相形成。

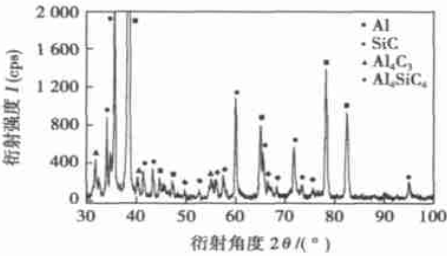
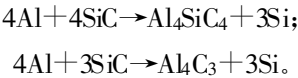


图 5 激光熔覆 SiC<sub>p</sub>/Al 表面 X 射线衍射谱  
Fig. 5 XRD spectrum of SiC<sub>p</sub>/6061Al surface for laser cladding

文献[8]阐述了 Al 与 SiC 在激光高能辐照过程中发生的界面反应, 其反应方程式为



根据 Al-SiC 二元相图<sup>[9]</sup>可以得知, Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 主要在 667~1 347 °C 温度区间的液相凝固析出, 而 Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> 则在 1 347 °C 或更高的温度范围凝固析出, 这与 ANSYS 模拟得出的激光熔覆温度场计算结果吻合, 因此熔覆层组织形貌观察及 X 射线相结构分析试验结果较好地验证了熔池内温度场模拟的准确性和可靠性。

4 结 论

(1) 建立了符合激光辐照实际情况的移动热源模型, 提供了激光熔覆 SiC/Al 复合涂层温度场模拟

计算过程材料参数、边界条件等的计算方法。SiC<sub>p</sub>/Al 熔池内等温线呈椭圆形, 移动热源前方等温线密集, 温度梯度较大, 而在移动热源后方等温线稀疏, 温度梯度较小。

(2) 激光熔覆 SiC/Al 复合材料涂层试验验证了模拟结果准确性、合理性和可靠性。在该程序的基础上可进一步研究激光熔覆过程中残余应力的计算、陶瓷—金属基复合材料熔覆层中陶瓷相的分布形态及熔池流场的模拟等内容。

参考文献:

[ 1 ] 曾大文, 谢长生. 复合涂层激光熔池温度场及流场的数值模拟[ J ]. 激光技术, 2000, 24(6): 370—374.  
[ 2 ] 韩国明, 李建强, 闫青亮. 不锈钢激光焊温度场的建模与仿真[ J ]. 焊接学报, 2006, 27(3): 105—109.  
[ 3 ] 郝南海, 陆 伟, 左铁钊. 激光熔覆过程热力耦合有限元温度场分析[ J ]. 中国表面工程 2004(6): 10—14.  
[ 4 ] Chongdu Cho, Guiping Zhao, Kwak Si-Young, *et al.* Computational mechanics of laser cladding process[ J ]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 153—154(11): 494—500.  
[ 5 ] Ehsan Toyserkani, Amir Khajepour, Steve Corbin. 3-D finite element modeling of laser cladding by powder injection; effects of laser pulse shaping on the process[ J ]. Optics and Lasers in Engineering 2004, 41(6): 849—867.  
[ 6 ] 李俊昌. 激光的衍射及热作用计算[ M ]. 北京: 科学出版社, 2002.  
[ 7 ] 郭瑞松, 蔡 舒, 季惠明, 等. 工程结构陶瓷[ M ]. 天津: 天津大学出版社, 2002.  
[ 8 ] Zhang Chunhua, Zhang Song, Yang Honggang, *et al.* Cavitation—erosion mechanism of laser cladde SiC particle reinforced metal matrix composite[ J ]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2005, 15(1): 35—39.  
[ 9 ] 程 晶, 张永忠, 高士友, 等. Al/SiC 复合材料激光快速成形的研究[ J ]. 稀有金属, 2002, 26(3): 179—182.

作者简介: 张 松 女, 1963 年出生, 博士, 教授。研究方向为材料表面改性及激光先进制造技术。发表论文 80 余篇。

Email: songzhang\_sy@yahoo.com.cn

## MAIN TOPICS, ABSTRACTS & KEY WORDS

### Simulation and experimental investigations of laser cladding temperature field on 6061 Al alloy

ZHANG Song<sup>1</sup>, ZHANG Chunhua<sup>1,2</sup>, ZHANG Ning<sup>1</sup>, YU Lili<sup>1</sup>, LIU Changsheng<sup>2</sup>, Man H C<sup>3</sup> (1. School of Material Science & Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110023, China; 2. School of Material & Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004, China; 3. Department of Industrial & Systems Engineering, The Hongkong Polytechnic University, Hongkong, China). p1—4

**Abstract:** According to the characters of laser cladding, a computational model was established for analysis of 3D laser cladding temperature field caused by moving gauss distribution heat source and laser cladding temperature field of 6061 Al alloy was simulated dynamically by finite element method with software ANSYS. The results show that the isotherms of temperature field simulation look like ellipse and are dense at the head of the moving heat source. And the temperature gradient is high at the head of the moving heat source. But at the end of the moving heat source the isotherms are sparse and the temperature gradient is low. With continuous wave Nd: YAG laser, SiC ceramic powder was cladded on the 6061 Al alloy surface and the SiC reinforced metal matrix composites (MMC) modified layer was obtained. Al, SiC and Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> and a little Al<sub>4</sub>SiC<sub>4</sub> were included in this layer. It was shown that the simulation results of temperature field are in accordance with the experimental results. It offers the reliance for the optimization of the laser parameters on metal matrix composites.

**Key words:** laser claddings; metal matrix composite; temperature field; finite element method

### Through thickness diversity of properties in friction stir welded 2219—T87 thick aluminum alloy plate

ZHOU Pengzhan<sup>1,2</sup>, LI Donghui<sup>1</sup>, HE Diqiu<sup>1</sup>, DENG Hang<sup>1</sup> (1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Central South University, Changsha 410083, China; 2. Zhuzhou Times New Materials Technology Co. Ltd., Zhuzhou 412007, Hunan, China). p5—8

**Abstract:** Friction stir welding of 2219—T87 high-strength aluminum alloy plate in 35 mm thickness was completed with a single pass. The results demonstrate that the tensile strength of weld reaches 274 MPa, and the fracture happens in the WNZ (welding nugget zone). Because the welding speed was slow for welding thick plate, and the temperature of the upper WNZ was higher, the microstructure became coarse under the pumping action of screwed stirrer. While the temperature of the bottom WNZ was lower, the microstructure became compact under the crushing action of screwed stirrer. The microhardness of upper WNZ had a decrease zone, while that of bottom changed slowly. When the welding thickness was too large, the microstructure of upper WNZ will become coarse for pumping of screwed stirrer, and it can cause microhardness decrease. It was the reason why the tensile property not high and the fracture was located in the WNZ.

**Key words:** friction stir welding of thick plate; 2219—T87

aluminum alloy; through-thickness

### Diffusion bonding of Mg/Al alloy with Zn interlayer metal

ZHAO Limin, LIU Liming, XU Rongzheng, ZHANG Zhaodong (State Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion and Electron Beams, Dalian University of Technology, Dalian 116024, Liaoning, China). p9—12

**Abstract:** The characteristics of microstructure and mechanical properties of the Mg/Al alloy joint by diffusion bonding with a Zn interlayer were studied by means of metalloscopy, X-ray diffraction, electron probe microanalysis and mechanical property test. Investigations showed that the Mg/Al alloy joint by diffusion bonding with Zn interlayer consists of a multilayer sandwich structure, including the transition zone of Zn-Al, the residual Zn interlayer, as well as the transition zone of Zn-Mg. The transition zone of Zn-Al is composed mainly of a solid solution structure, while the Zn-Mg transition zone has a relative larger dimension after a rapid eutectic reaction. The addition of zinc interlayer inhibits the inter-diffusion of Mg and Al alloy efficiently. The Zn-Mg transition zone constitutes the main part of the joint and consists of Mg and the new phases formed are Mg<sub>2</sub>Zn<sub>11</sub> and MgZn<sub>2</sub> intermetallic compound. According to the phase constitution analyses executed on each side of the fracture face, it was deduced that the fracture of Mg/Al alloy joint located around the interface of Zn-Mg transition zone. The average shear strength of Mg/Al alloy joints diffusion bonded with Zn interlayer reaches 70 MPa and exceeds that of the joints bonded without Zn interlayer enormously.

**Key words:** magnesium alloy; aluminum alloy; zinc interlayer; diffusion bonding; joint strength

### Special-purpose electrode for 400 MPa grade ultrafine grained steel

ZHAO Hongyun, XU Chunhua, YANG Xianqun, WU Jianqian (School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology at Weihai, Weihai 264209, Shandong, China). p13—16

**Abstract:** The strengthening and toughening of weld metal is a technical difficulty of ultrafine grained steel welding, and it needs to develop a kind of welding material matching the base metal in order to realize the strengthening and toughening of welded joint and avoid the cold crack. The ideal strength and toughness can be obtained by alloying method and controlling weld structure to obtain the acicular ferrites. Through experiments and unifying the microstructure and mechanical properties characteristics of 400 MPa grade ultrafine grained steel, a special-purpose electrode of 400 MPa grade ultrafine grained steel was developed. The examination results show that the microstructures of weld metal by this electrode are tiny acicular ferrites, and the yield strength and tensile strength of the welded joint are 435 MPa and 612 MPa, respectively. The impact absorbing energy is 148 J. Its microstructures and mechanical properties match the 400 MPa grade ultrafine grained steel well and achieve the anticipated goal.