

· 工艺技术 ·

## 电渣重熔连续定向凝固 René88DT 镍基合金锭工艺参数的计算

陈希春 付锐 冯涤任昊  
(钢铁研究总院高温材料研究所,北京 100081)

**摘要** René88DT 镍基合金(% : 0.02 ~ 0.05C, 15.5 ~ 16.5Cr, 3.8 ~ 4.2Mo, ≤0.20Ta, 12.5 ~ 13.5Co, 0.6 ~ 1.0Nb, 0.025 ~ 0.050Zr, 3.5 ~ 3.9Ti, 2.0 ~ 2.4Al, 0.006 ~ 0.015B, 3.8 ~ 4.2W, 0.005 ~ 0.010Ce) 母合金棒由 200 kg 真空感应炉熔炼,并按照凝固组织显微结构要求,通过控制铸锭凝固的二次枝晶间距和金属熔池形状及深度来确定重熔时熔化的速度,再通过热平衡计算得到相关的熔炼参数,由 500 kg 气氛保护抽锭式电渣重熔炉按连续定向凝固工艺熔炼出 Φ160 mm × 220 mm René88DT 合金锭。结果表明,计算重熔总时间与实际时间的误差仅为 4.5%,熔池浅平,凝固组织均匀细小,获得了全 <100> 方向的柱状晶组织,二次枝晶间距为 60 ~ 80 μm。

**关键词** 电渣重熔连续定向凝固 René88DT 镍基合金 凝固组织控制 工艺参数

## Calculation on Technological Parameters of Electroslag Remelting Continuous-Directionally Solidified René88DT Nickel Alloy Ingot

Chen Xichun, Fu Rui, Feng Di and Ren Hao  
(High Temperature Material Research Institute, Center Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081)

**Abstract** The electrode of René88DT nickel alloy (% : 0.02 ~ 0.05C, 15.5 ~ 16.5Cr, 3.8 ~ 4.2Mo, ≤0.20Ta, 12.5 ~ 13.5Co, 0.6 ~ 1.0Nb, 0.025 ~ 0.050Zr, 3.5 ~ 3.9Ti, 2.0 ~ 2.4Al, 0.006 ~ 0.015B, 3.8 ~ 4.2W, 0.005 ~ 0.010Ce) is melted by a 200 kg vacuum induction furnace and the Φ160 mm × 220 mm René88DT alloy ingot is melted by a 500 kg shielding atmosphere drawing-out ingot electroslag remelting furnace with continuously directional solidification process according to requirement of solidified structure to determine the melting speed during remelting by controlling secondary dendrite area space in ingot solidification, metal bath shape and depth and to get relative remelting parameters by thermal equilibrium calculation. Results show that the relative error between calculated total remelting time and real remelting time is only 4.5%, the bath is shallow to get fine solidified structure with whole <100> direction columnar structure and secondary dendrite area space- 60 ~ 80 μm.

**Material Index** Electroslag Remelting-Continuously Directional Solidification, René88DT Nickel Alloy, Solidified Structure Control, Technological Parameter

高温合金是为满足现代航空航天技术的要求而发展起来的高温结构材料。现代航空航天飞行器要求其发动机能够提供更强大的动力。提高发动机动力最有效的方法是提高发动机的涡轮进口温度。为了提高合金的高温强度和使用温度,高温合金中强化元素含量不断增加,成分也越来越复杂,导致铸锭中元素偏析越来越严重,热加工性能变得很差,以至于很难进行热加工变形。通过控制合金铸锭的凝固条件,形成单一的定向组织,以及降低铸锭中元素偏析程度,控制枝晶间一次析出相的数量、尺寸和形态是提高合金铸锭热塑性的有效方法<sup>[1~3]</sup>。李正邦<sup>[4]</sup>在电渣熔铸涡轮盘的研究中也得到了类似的结论,在 650 °C 温度下,平行于柱状晶方向的试样要比垂直于柱状晶方向的破断次数高 2 ~ 3 倍,比沿厚度方向的试样破断次数高 7 ~ 8 倍,柱状晶与中心等轴晶交界面是最薄弱的面。

电渣重熔连续定向凝固工艺(ESR-CDS)在常

规电渣重熔工艺的基础上,控制热流传递、凝固前沿温度梯度以及凝固速度,获得了定向的柱状晶组织、消除了中心等轴晶区,在减少元素偏析、控制枝晶间析出相方面取得了很好的效果。然而在重熔工艺参数的选取与确定方面,由于工艺的特殊性,采用常规电渣重熔经验公式计算得到的工艺参数往往与冶金质量的要求不一致。本文以难变形的 René88DT 合金为研究对象,应用真空感应熔炼 + 电渣重熔连续定向凝固工艺制备合金铸锭,根据对凝固组织的显微结构要求,通过控制表征铸锭凝固特点的关键参数来确定重熔时熔化的速度,再通过热平衡计算得到相关的熔炼参数,建立重熔工艺与凝固组织的内在联系。这将为电渣重熔连续定向凝固工艺参数的确定、铸锭凝固组织的优化以及更大锭型合金的研制提供理论依据。

### 1 实验方案

在 200 kg 真空感应炉上熔炼 FGH95 合金,浇铸

成  $\Phi 100 \text{ mm} \times 600 \text{ mm}$  的自耗电极,化学成分见表 1,在 500 kg 气氛保护抽锭式电渣重熔炉上,按照凝固组织显微结构要反推工艺的方法得到的工艺参数,通过电渣连续定向凝固工艺制备出  $\Phi 160 \text{ mm} \times$

220 mm René88DT 合金铸锭。将铸锭经沿直径方向剖开,打磨、腐蚀后观察低倍组织,沿轴线方向切取金相试样,经研磨、剖光和腐蚀后用 JEOL JSM-6480LV 扫描电镜观察高倍组织。

表 1 真空感应熔炼 René88DT 母合金棒料的化学成分 / %  
Table 1 Chemical composition of electrode of René88DT nickel alloy melted by vacuum induction furnace / %

项目	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Fe	Ta	Co	Nb	Zr	Ti	Al	B	W	Ce	O	N	Ni
实测	0.035	0.021	0.03	0.0009	0.0008	16.08	4.07	0.12	0.01	12.76	0.79	0.039	3.82	2.16	0.016	3.94	0.0066	0.0010	0.0021	余
标准	0.02 ~ 0.05	≤ 0.20	≤ 0.15	≤ 0.015	≤ 0.015	15.5 ~ 16.5	3.8 ~ 4.2	≤ 0.50	≤ 0.20	12.5 ~ 13.5	0.6 ~ 1.0	0.025 ~ 0.050	3.5 ~ 3.9	2.0 ~ 2.4	0.006 ~ 0.015	3.8 ~ 4.2	0.005 ~ 0.010	≤ 0.010	≤ 0.005	余

## 2 重熔工艺参数计算

电渣重熔连续定向凝固过程中,自耗电极不断熔化,熔滴穿过渣层后汇集到金属熔池,完成边熔化、边精炼、边凝固的过程。熔滴穿过渣层的时候温度升高,汇集到金属熔池后带入热量使熔池温度升高,由于电渣重熔连续定向凝固工艺和常规电渣重熔比较,渣层温度及均匀性较高、结晶器水冷加上后续强制水冷使得熔池的形状和深度发生了较大的变化、二次枝晶间距也有较大幅度的减小。

根据相关文献和后续锻造锻粗开坯的要求,确定凝固组织的表征参数为:

(1) 针对  $\Phi 160 \text{ mm}$  的锭型,二次枝晶间距要求  $\leq 80 \mu\text{m}$ ;

(2) 重熔锭中心金属熔池深度为铸锭半径的  $1/4 \sim 1/5$ ,凝固前沿轮廓呈浅平型的抛物线结构,为提高重熔锭的热塑性,保证柱状晶组织的完善程度和均匀程度,要求柱状晶生长方向与金属液面上升方向(径向)夹角  $\leq 10^\circ$ 。

### 2.1 通过控制二次枝晶间距确定凝固速度

按照 Flemings 公式,二次枝晶间距是局部凝固时间的指数函数,

$$d_c = Kt_r^n \quad (1)$$

式中:  $d_c$ - 二次枝晶臂间距/ $\mu\text{m}$ ;  $K$ - 包含结晶热、热导率、液相与固相温差和其他各项材料性能的系数, René88DT 合金(Cr-Ni 系数)取  $18^{-41}$ ;  $n$ - 系数,高温合金(Cr-Ni 系数)取  $0.5^{-41}$ ;  $t_r$ - 固相、液相两相区间停留时间/s。

要求铸件二次枝晶臂最大间距  $d_c \leq 80 \mu\text{m}$ ,代入式(1)求得:  $t_r = 19.8 \text{ s}$

根据三浦正淑公式求极限凝固速度  $v_d^0$  为:

$$R_r = \frac{\Delta T}{t_r} \quad (2)$$

式中:  $R_r$ - 冷却速度/ $(^\circ\text{C} \cdot \text{min}^{-1})$ ;  $\Delta T$ - 合金固相线和液相线温度差, René88DT 合金为  $1365 - 1285 = 80 \text{ }^\circ\text{C}$ 。代入式(2)可得  $R_r = 242 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ 。

$$v_d^0 = R_r / G \quad (3)$$

式中:  $G$ - 结晶前沿温度梯度/ $(^\circ\text{C} \cdot \text{min}^{-1})$ 。

在熔池形状及温度不变前提下,在金属熔池和两相区交界面上,经  $dt$  时间,通过等温面上的微面  $dF$  流入的热量  $dQ$ ,等于流出微面的热量即:

$$-\lambda_L G_L dF dt = -\lambda_m G dF dt \quad (4)$$

$$\text{整理后得: } G = \frac{\lambda_L}{\lambda_m} G_L \quad (5)$$

式中:金属熔池导热系数  $\lambda_L = 122.5 \text{ W}/(\text{m} \cdot ^\circ\text{C})$  (实测),两相区导热系数  $\lambda_m = 26.6 \text{ W}/(\text{m} \cdot ^\circ\text{C})$  (实测),金属熔池温度梯度  $G_L = (1460 - 1285)/18 = 9.72 \text{ }^\circ\text{C}/\text{mm}$  (实测),代入式(5)可得  $G = 44.76 \text{ }^\circ\text{C}/\text{mm}$ 。代入式(3)可得  $v_d^0 = 5.41 \text{ mm}/\text{min}$ 。

### 2.2 按金属熔池深度求极限熔铸速度 $v_M^0$

$$\text{根据平方根定律, } S = C\sqrt{t} \quad (6)$$

式中:  $S$ - 凝固层厚/ $\text{mm}$ ;  $C$ - 凝固系数,在抽锭式电渣重熔快速冷却工艺中为  $37 \sim 46 \text{ mm}/\text{min}^{1/2}$ ;  $t$ - 凝固时间/ $\text{min}$ 。为保证重熔锭中心金属熔池深度为铸锭半径的  $1/4 \sim 1/5$ ,以及柱状晶生长方向与金属液面上升方向(径向)夹角  $\leq 10^\circ$ ,式(6)可转换为:

$$v_M^0 \leq \frac{0.4C^2}{D} \quad (7)$$

式中:  $v_M^0$ - 最大重熔速度/ $(\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$ ;  $D$ - 结晶器直径/ $\text{mm}$ 。计算可得:  $v_M^0 \leq 5.29 \text{ mm}/\text{min}$

根据以上结果  $v'_M < v_d^0$  及  $v'_M < v_M^0$ ,设定  $v'_M = 5.2 \text{ mm}/\text{min}$  即  $v_M = 0.05 \text{ t}/\text{h}$ 。

### 2.3 利用热平衡关系计算熔炼重熔参数

以 1 h 熔铸时间计算:

$$Q_E = Q_M + Q_S + Q_W + Q_R + Q_0 \quad (8)$$

$$Q_E = I_w^2 R_s \times 10^{-3}, R_s = \frac{1}{X_s} \frac{L_E}{S_E}$$

$$Q_M = v_M P_M$$

$$Q_S = G_s \frac{v_M P_s}{G_c}$$

$$Q_W = W_R (T_H - T_C) J \times 10^3$$

$$Q_R = C \Phi \left[ \left( \frac{T_s}{100} \right)^4 - \left( \frac{T_0}{100} \right)^4 \right] S_R J$$

式中:  $Q_E$ - 1 h 输入电能/kVAh;  $Q_M$ - 1 h 合金加热, 熔化及过热所需能量/kVAh;  $Q_S$ - 1 h 内渣熔化、过热、挥发所耗能量/kVAh;  $Q_W$ - 熔铸 1 h 冷却水带走能量/kVAh;  $Q_R$ - 熔铸 1 h 渣池表面热辐射损失/kVAh;  $R_s$ - 渣池有效电阻/ $\Omega$ ;  $X_s$ - 电导率/ $(\Omega \cdot m)$ ,  $\text{CaF}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{CaO}$  渣 1800 °C 时  $X = 3 \Omega \cdot m$ ;  $L_E$ - 电极锥体中心至金属液面距离/mm,  $L_E = 5 \text{ mm}$ ;  $S_E$ - 电极导电面积/ $\text{mm}^2$ ,  $S_E = 86 \text{ mm}^2$ ;  $P_M$ - 1 t 钢熔化过热挥发所耗电能, 测定为 390 kVAh;  $G_s$ - 总渣量/t,  $G_s = 0.005 \text{ t}$ ;  $G_c$ - 重熔锭总量/t,  $G_c = 0.036 \text{ t}$ ;  $P_s$ - 1 t 渣熔化、过热消耗的电能/kVAh,  $P_s = 880 \text{ kVAh}$ ;  $W_R$ - 包括结晶器冷却和下部强制冷却/ $(\text{t} \cdot \text{h}^{-1})$ ,  $W_R = 1.6 \text{ t/h}$ ;  $T_H$ - 出水温度/ $^{\circ}\text{C}$ ,  $T_H = 30 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ;  $T_C$ - 进水温度/ $^{\circ}\text{C}$ ,  $T_C = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ;  $J$ - 热功当量/ $(\text{kWh} \cdot \text{cal}^{-1})$ ,  $J = 0.001163 \text{ kWh/cal}$ ;  $C$ - 辐射系数,  $C = 4.96$ ;  $\Phi$ - 遮掩系数,  $\Phi = 0.8$ ;  $T_s$ - 渣池表面温度/K,  $T_s = 1873 \text{ K}$ ;  $T_0$ - 车间温度/K,  $T_0 = 293 \text{ K}$ ;  $S_R$ - 辐射面积/ $\text{m}^2$ ,  $S_R = 0.0122 \text{ m}^2$ 。

将各个数值代入后可得:

$$R_s = 0.0194 \Omega;$$

$$Q_M = 19.5 \text{ kVAh};$$

$$Q_S = 6.11 \text{ kVAh};$$

$$Q_W = 18.61 \text{ kVAh};$$

$$Q_R = 6.92 \text{ kVAh}。$$

代入式(8)可得:

$$I_w = \sqrt{\frac{(Q_M + Q_S + Q_W + Q_R) \times 10^3}{R_s}} = 1623 \text{ A},$$

$$U_w = I_w R = 31.5 \text{ V}$$

### 3 结果及讨论分析

重熔工艺参数计算值与实际值对比情况见表 2, 从表 2 可见, 计算重熔总时间与实际时间的误差

表 2 重熔工艺参数计算值与实际值对比

Table 2 Comparison between calculated value and real measured value of remelting process parameters

项目	电流/ A	电压/ V	重熔速度/ (mm · min <sup>-1</sup> )	重熔时间/ min
计算值	1 623	31.5	5.2	42
实际值	1 600	32.0	5.0	44

仅为 4.5%。

#### 3.1 化学成分分析

电渣连续定向凝固工艺制备  $\Phi 156 \text{ mm} \times 220 \text{ mm}$  René88DT 合金铸锭主要易氧化元素的化学成分见表 3。在重熔过程中采用全封闭的气氛控制技术<sup>[6]</sup>, 易氧化合金元素没有明显烧损, 锭头锭尾的含量也在要求范围之内, 氧含量没有增加, 达到了真空熔炼的水平。

表 3 重熔锭易氧化元素的分析结果 / %

Table 3 Analysis results of oxidizable elements in remelting ingot / %

项目	C	Ti	Al	Zr	B	O
P-ESR	0.035	3.77	2.14	0.029	0.011	0.0010
ESR-CDS 上部	0.034	3.79	2.13	0.028	0.012	0.0010
ESR-CDS 中部	0.034	3.78	2.12	0.026	0.011	0.0010
ESR-CDS 下部	0.036	3.76	2.11	0.025	0.009	0.0010

#### 3.2 电渣重熔连续定向凝固 René88DT 铸锭的凝固组织

图 1 为电渣重熔连续定向凝固铸锭的低倍组织, 电渣重熔连续定向凝固铸锭的熔池较浅, 边缘与中心的深度相差不大, 凝固前沿轮廓呈浅平型的抛物线结构,  $\Phi 160 \text{ mm}$  的铸锭重熔深度仅有 18 mm 左右, 避免了常规电渣重熔中常见的中心粗大等轴晶区, 全部由与铸锭轴线大致平行的定向凝固的柱状

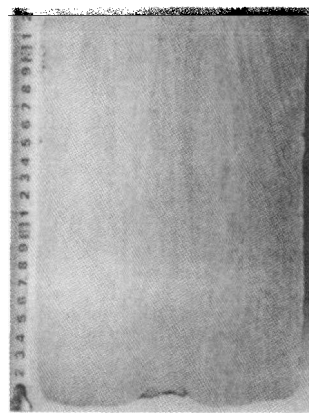


图 1 电渣重熔连续定向凝固 (ESR-CDS) René88DT 铸锭的宏观组织

Fig. 1 Macrostructure of electroslag remelting continuous-directionally solidified René88DT alloy ingot

晶组成,柱状晶生长方向与径向最大夹角 $\leq 10^\circ$ 。在定向凝固铸锭中截取试样,利用 X-射线衍射测量法(XRD)对晶粒取向进行分析并与无取向试样的分析结果进行对比。分析结果见图 2,通过对无取向多晶合金的衍射曲线和标准衍射卡片进行对比分析得出,合金主要由  $\gamma$ -Ni 固溶体相组成。而定向凝固试样垂直于柱状晶切面的晶向只有  $\langle 100 \rangle$  方向,这说明 René88DT 合金定向结晶柱状晶是沿择优生长方向  $\langle 100 \rangle$  晶向生长的。

电渣重熔连续定向凝固 René88DT 合金铸锭中心、 $1/2R$ 、边缘的微观组织见图 3,如图 3 所示,较为均匀一次枝晶大部分相互平行,避免了偏析叠加区,

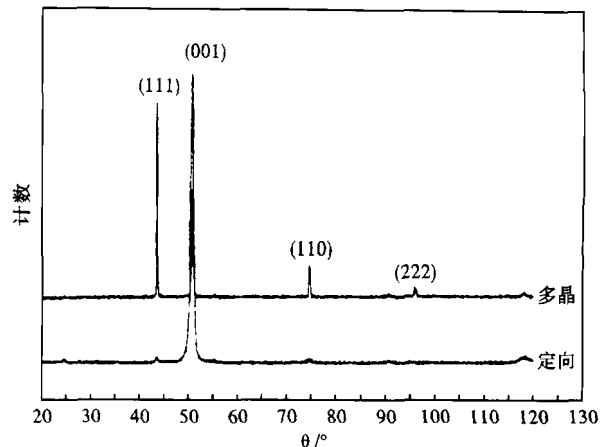


图 2 René88DT 合金的 X-射线衍射(XRD)测试结果  
Fig. 2 X-ray diffractometry (XRD) result for René88DT alloy

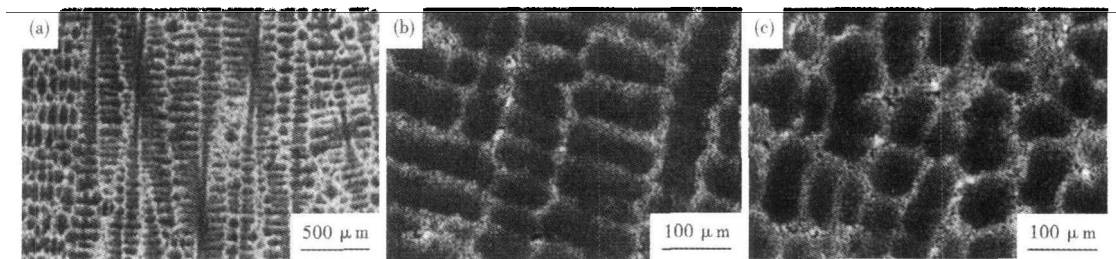


图 3 电渣重熔连续定向凝固 René88DT 合金铸锭的微观组织形貌:(a)中心;(b)1/2半径;(c)边缘  
Fig. 3 Microstructure morphology of electroslag remelting continuous-directionally solidified René88DT alloy: (a) centre; (b) 1/2 radius; (c) edge

二次枝晶排列均匀紧凑,中心、 $1/2R$ 、边缘二次枝晶间距没有明显的差别,较为均匀都在  $60 \sim 80 \mu\text{m}$ ,24 个视场测量的平均值为  $75 \mu\text{m}$ 。

凝固组织的二次枝晶间距是显微组织的重要表征参数和判据,决定了微观偏析的程度,电渣重熔过程中熔池的形状及深度决定了柱状晶的生长方向和柱状晶组织的完善和均匀程度,这两者对于电渣重熔连续定向凝固工艺过程的稳定性,重熔锭凝固组织和偏析的控制,都是非常重要的。在金属熔池热量输入和输出达到平衡、熔池形状稳定的情况下,凝固速度和重熔速度相等,因此,通过控制二次枝晶间距和金属熔池形状及深度来确定重熔的工艺参数是可行的,试验结果达到了设定的要求。

#### 4 结论

(1)控制表征铸锭凝固特点的二次枝晶间距和金属熔池形状及深度来确定重熔时熔化的速度,再通过热平衡计算得到相关的熔炼参数的方法是可行的,计算重熔总时间与实际时间的误差仅为 4.5%。

(2)电渣重熔连续定向凝固 René88DT 铸锭的

凝固前沿轮廓呈浅平型的抛物线结构, $\Phi 160 \text{ mm}$  的铸锭重熔深度仅有  $18 \text{ mm}$  左右,均由柱状晶组成,柱状晶生长方向与径向最大夹角 $\leq 10^\circ$ ,二次枝晶间距均匀都在  $60 \sim 80 \mu\text{m}$ 。

#### 参考文献

- 1 Ma Dexin, Uwe Grafe. Microsegregation in Directionally Solidified Dendritic-cellular Structure of Superalloy CMSX-4. *Materials Science and Engineering A*, 1999, 270(2): 339
- 2 朱耀宵. 低偏析高温合金. *金属热处理学报*, 1997, 18(3): 16
- 3 Zhou Y Z, Volek A. Effect of Dendrite Arm Spacing on Castability of a Directionally Solidified Nickel Alloy. *Scripta Materialia*, 2007, 56(6): 537
- 4 李正邦. 电渣冶金原理及应用. 北京:冶金工业出版社, 1996
- 5 李正邦. 电渣冶金的理论与实践. 北京:冶金工业出版社, 2010
- 6 陈希春,冯 涤,陶 宇. 一种控制电渣重熔气氛的装置与方法. ZL200410101591. 8. 中国. 2005. 06. 01.

陈希春(1973-),男,博士,高级工程师,1994年重庆大学毕业,高温合金特种冶炼研究。

收稿日期:2011-03-19