

前者的共晶保持时间相当。因此,两者在共晶期间的抗衰退性能相近。但可以认为,钇基稀土处理的石墨形态较优是由于其使液态铁水具有较高抗衰退能力的缘故。

#### 4. 稀土元素抗衰退性能分析

在稀土镁球铁中, Re元素所表现的抗衰退性能,笔者认为其一是Y、Ce元素首先可以作为球化元素<sup>[4]</sup>。但是, Y的最佳作用浓度为0.15~0.20%, Ce为0.1~0.14%, 显然, Y、Ce含量在0.04~0.06%范围内, Y、Ce都小于最佳球化浓度, 但却足以使石墨呈蠕虫状<sup>[5]</sup>。因而可以认为, Mg与Y或Mg与Ce元素的叠加作用结果, 使石墨的球化能力增强, 则抗球化衰退能力亦增强。但是, 当Y、Ce含量超过0.1%时, 则说明它们单独存在的含量开始进入最佳状态, 由于Mg与Y或Mg与Ce元素的叠加作用, 按文献<sup>[4]</sup>的观点, 则处于过球化状态, 致使球形恶化; 二是与Mg相比, Y与Ce元素在铁水中具有更强的脱氧去硫能力<sup>[6]</sup>。由于Y、Ce元素的存在减弱了Mg元素的消耗, 从而保证了以Mg为主的球化作用, 间接地使球铁抗衰退能力增

强。

#### 四、结论

1. 在球铁铁水中, 随着Re含量的增加(0.02~0.1%), 稀土镁球铁的抗衰退时间增加。当Re含量大于0.1%时, 球化级别则明显下降, 球形变坏。

2. 在稀土镁球铁中, 铈基稀土含量为0.04~0.06%时, 球化级别保持三级的抗衰退时间为250分钟, 具有良好的抗衰退性能。铈基稀土含量为0.04~0.06%时, 保持球化级别三级的抗衰退时间可达230分钟, 与钇基稀土相近, 球形稍差。但完全可以用于厚大断面球铁件生产。

#### 参考文献

- [1]《哈科技大学学报》1986 No1 P42~51
- [2]《铸工》1980 No2 P16~29
- [3]《铸工》1986 No12 P1~6
- [4]A. П. Ляшенко《高强度铸铁》朱上金译  
机械工业出版社 6 P40
- [5]李隆盛《铸造合金及其熔炼》机械工业出版社  
P70~80
- [6]《铸造技术》1987 No1 P43~45

## 灰铸铁表面的钨极氩弧快速熔凝处理

哈尔滨科技大学 杨德良 蒋祖龄 李庆春

In this paper, the technology for fast melting and freezing treatment with tungsten and cathode and argon arc to the surface of grey cast iron, the shape and size of hardening layer and its effective factors are studied. The structure and properties of hardening layer are observed and analysed. The results of treatment for grey irons with different matrixes treated under the conditions of different technical parameters are compared and discussed. The defects occurring in the process are also studied and some measures for preventing and eliminating these defects are indicated.

#### 一、前言

有些灰铸铁件, 如凸轮、活塞环和车床导轨面等, 都要求表面高的硬度, 以保证耐

磨性能, 同时要求心部有一定的韧性以抵抗零件所受的冲击、震动等。然而, 硬度和韧性两者不易兼得, 这就要求对表面进行局部

硬化处理。为此, 往往采用局部加冷铁及表面合金化等铸造措施或表面感应淬火等热处理措施。但前者控制因素复杂且机加工困难, 后者则会带来变形或开裂。近年来兴起的、用激光等高能束快速熔凝处理的方法, 具有操作方便、容易控制以及处理效果好等优点, 而且可以在零件经粗加工或精加工后实施, 从而避免了机加工的困难。但激光器较昂贵。而采用钨极氩弧(TIG)同样可达 $10^4 \text{ W/cm}^2$ 的能量密度, 且设备投资低。钨极氩弧快速熔凝处理, 是利用钨极氩弧这种高能束对金属表面进行快速扫描, 实现表面极薄层的快速熔化, 并靠金属自身冷却能力的快速凝固, 从而改变表面组织。

## 二、实验方法

本实验所用材料为HT20-40, 其成分(%)为: C3.51、Si1.84、Mn0.44、P0.056、S0.012。铁水用3t/h冲天炉熔炼, 砂型浇注的试样毛坯尺寸为 $20 \times 25 \times 75 \text{ mm}$ , 为去除表面激冷层, 对处理面进行铣削加工, 最终尺寸为 $20 \times 20 \times 70 \text{ mm}$ 。实验前进行除油除锈处理。

实验用设备为日产COMP500焊机, 选用钨极直径为3 mm, 钨极距试样表面1.5 mm, 保护气体流量8升/分, 处理电流和处理速度(走弧速度)分别在50~200安和9~40厘米/分之间变化。用HX200显微硬度计测定硬度。

为了研究基体组织对硬化层组织和性能的影响, 对试件进行了退火处理, 退火工艺为 $900^\circ\text{C}$ 保温3小时空冷。铸态灰铸铁基体主要为珠光体(约占80%)与铁素体, 退火后为铁素体加少量珠光体。

## 三、实验结果及分析

### 1. 硬化层形状和尺寸

试件在熔凝处理后的断口如图1所示。硬化层呈月牙形, 且分为两个区。金相观察表明, 这两个区分别为熔凝硬化区和热影响区。

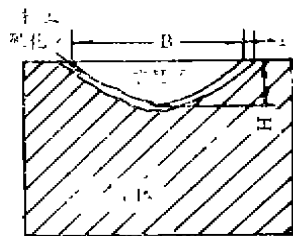


图1

硬化层典型尺寸为深度, 即H和 $H_0$ , 可以在金相显微镜上直接测量, 也可以通过理论分析估算出, 如傅立叶微分方程式。

对于一定的材料来说, 影响熔凝硬化层深度的是处理电流I和处理速度V两个工艺参数, 因为两者影响着试件表面单位时间单位面积上从钨极氩弧束吸收的热量。实验结果也证实了这一点, 即电流越大, 速度越小, 熔凝硬化层深度就越大, 如图2a、b所示。由于热影响区宽度仅决定于从熔区底部向深度方向发展时到共析温度的距离, 因此它与温度梯度有关。而V、I两个工艺参数中, V对温度梯度有影响, 而I则仅影响热影响区的位置。 $H_0$ 仅决定于处理速度V, 且与V成反比。

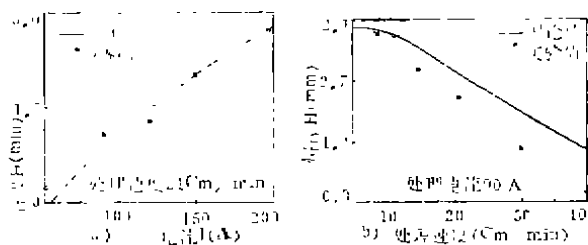


图2

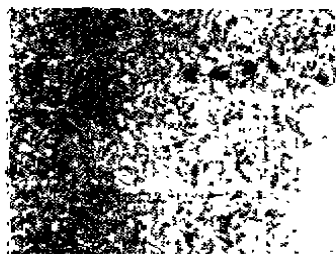
在所取实验参数范围内, 熔凝硬化层的深度在0.25~2.8 mm之间变化, 且处理电流愈大, 深度就愈大。处理速度愈大, 则深度就愈小。实验还发现, 热处理状态对硬化层尺寸几乎没有影响。

### 2. 硬化层组织和硬度分布

由于断面不同深度处在处理时热传导过程的不同, 它们达到的温度、奥氏体化程度

和冷却速度也不相同,因此,硬化层组织是随着深度的改变而变化的。

从相变特点出发,可大致上将硬化层分为熔凝硬化层和热影响层(固相相变硬化层),只是各层中的组织随硬化层深度不同而异,如图3所示。



母材 珠光体 马氏体 + 残余奥氏体 莱氏体  
图3 (铸态)  $I = 200A$   $V = 21cm/min$   $\times 50$

熔凝硬化层位于试件的最表面,该层接受热量较多,发生熔化,并在随后的冷却中转变成极细的莱氏体枝晶组织。该区虽有先共晶相存在,但因冷却速度快而较不明显,如图4所示。该区在室温时由渗碳体、马氏体和残余奥氏体所组成。由于处于液态的时间极短,溶解的碳来不及充分扩散,故组织不均匀,有时甚至会出现未充分溶解的石墨。

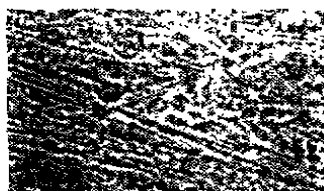
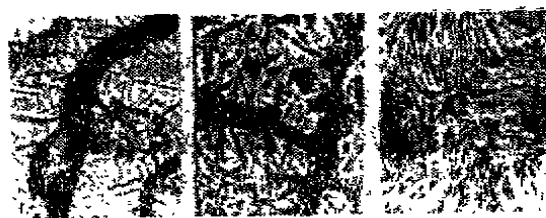


图4

熔凝区莱氏体组织是典型的外延生长组织,因为熔化区边界是其最好的形核核心,且生长方向与导热方向平行,即垂直于熔化区边界。

在热影响区中,金属基体发生了奥氏体化,随着深度的不同,奥氏体化程度、含C量以及冷却速度都不相同,相变类型也就不同,这使该区组织有马氏体、残余奥氏体和

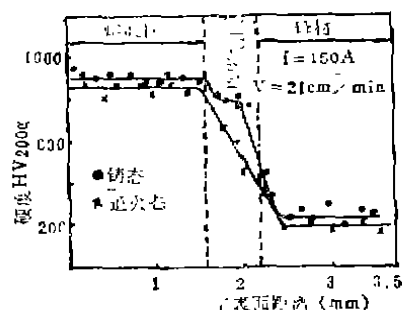
珠光体等组织,有的甚至出现铁素体,如图5所示。



马氏体区 珠光体马氏体混合区 珠光体区

图5

在负载为200克时,对试件中部由表及里测得的硬度值随深度的分布曲线如图6所示。熔凝层的显微硬度,在本实验参数内,最大可达HV1050,最小为HV700,这说明熔凝处理的效果是显著的。



$I = 150A$   $V = 21cm/min$

图6

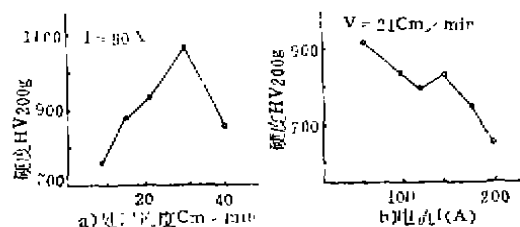


图7

处理电流和处理速度两工艺参数对组织和硬度的影响很大,如图7所示。可见,在同一电流下,随着处理速度的增加,硬度增加;当速度超过一定数值后,硬度下降,这是因为速度的增加,伴随着吸入热量的减少,使熔化区变浅,加热、冷却速度加快,

因而熔凝组织就细小,硬度升高。但速度快到一定值后,碳的扩散就不充分,熔凝区碳化物的量减少且分布不均匀,硬度下降。当速度不变时,冷却速度随着电流的增加而减慢,因而硬度下降。

### 3. 热处理状态对组织和性能的影响

热处理状态的不同使铸铁基体中珠光体、铁素体含量不同,对导热系数等影响较小,但影响着熔凝区含碳量和热影响区奥氏体化程度,致使处理后的组织与性能发生差异。

在电镜下观察退火后的铁素体基体灰铸铁的熔凝断面组织发现,莱氏体区中碳化物分布更不均匀,表现在硬度略为下降(图6)。退火处理对热影响区组织与性能影响明显,使马氏体区域变窄,珠光体组织在离开熔凝界面很近就出现了,而且还存在珠光体和铁素体的混合组织,表现为相变随深度发生连续的变化。因此硬度也是连续地从熔凝区的高硬度降到母材的低硬度,而铸态时热影响区有一个二次硬化平台。产生这些区别的原因,在于退火状态下的铁素体基体与铸态下的珠光体基体相比有更低的含碳量和更少的界面,减慢了奥氏体化速度和碳的扩散。从组织和性能这一方面来看,铸态下的珠光体比退火状态下的铁素体基体有着更好的熔凝处理效果。

## 四、熔凝处理缺陷及分析

### 1. 裂纹

裂纹有宏观及微观两种。宏观裂纹因工艺参数的不同而呈不同形式,吸入热量越少、加热速度越快,冷速就越快,它就以横



图8

向分布为主;反之则呈纵向分布。宏观裂纹是马氏体相变膨胀和熔凝区凝固收缩大所致。微观裂纹则沿晶界分布,较多出现在熔凝区(见图8)。在热影响区中也观察到了微观裂纹。不均匀加热造成的不均匀相变是微观裂纹产生的原因。

产生裂纹的根本原因是加热和冷却速度过大所造成的过大热应力和相变应力。一般说来,微观裂纹由于起因于相变应力,是很难消除的,但可以通过选用合适的工艺参数来减轻。有资料报道<sup>[1]</sup>,微观裂纹并不影响零件的使用性能。宏观裂纹则可以通过一些措施来消除,如选用铁素体基体、预热、表面镍合金化、二次重熔等。在本实验条件下,当以 $V < 30 \text{ cm/min}$ 处理时,可避免裂纹产生。

### 2. 气孔

灰铸铁在熔凝处理后有气孔存在于熔凝层中,它们大多呈球形,并主要分布于熔凝区底部。气体的来源大多是由氧和碳发生反应所致,还有从母材析出和熔池运动卷入的气体,这些气体在液态时得以聚集长大。但由于冷速大,不能上浮逸出而存在于熔凝区中形成气孔(如图9所示)。我们用预热和表面铝脱氧的方法收到了较好的效果,合适的工艺参数也可减轻气孔的产生。

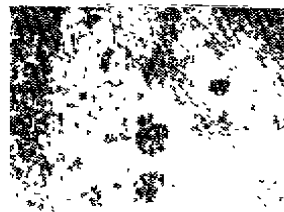


图9 ×50

熔凝处理可能造成气孔和裂纹缺陷,解决的方法虽较多,但寻觅简单而又有效的解决方法,仍值得作进一步研究。

## 五、结论

1. 熔凝处理灰铸铁件表面,可以得到深度为 $0.25 \sim 2.8 \text{ mm}$ 、硬度为 $\text{HV}700 \sim$

1050的硬化层。该层的金相组织为莱氏体、马氏体和残余奥氏体。

2. 灰铸铁经处理后易在表层产生气孔和裂纹缺陷, 消除这些缺陷的简单而有效的措施还有待进一步研究。

3. 综合考虑性能与缺陷两方面因素, 铁素体基体是合适的原始组织, 小电流、低速度是合适的工艺参数。

#### 参考文献

《激光杂志》1985 No5 P236

## 冲天炉程序熔化过程微机仿真

哈尔滨科技大学 陈 钢 陈 方

The melting process of molten iron is a moving process. But owing to the high temperature, it is hard to be observed. So this prevented us from researching and developing This theory.

On the basis of the theory procedural melting zone, this emitation of procedural melting moving state has been programed, so that the process of procedural melting in qupola can be shown continuously vividly on the screen, and some new conclusions are drawn. Meanwhile a new way to research the qupola is created.

### 前言

冲天炉内炉料熔化过程是一个动态过程, 在生产中人们无法观察其熔化过程, 这样也就阻碍了对其熔化机理的进一步认识与研究。

冲天炉程序熔化带理论认为, 金属炉料中的生铁、锰铁、硅铁、废钢等由于熔点不一, 因而各有其自己的熔化带<sup>[1]</sup>。当第一批料进入钢的熔化带时, 第二批料可能处在硅铁的熔化带。第一批料钢料熔化料层不断减薄, 必然影响第二批料以上炉料位置的不断变化。同理第二批料硅铁熔化也造成第三批料位置的变化, 以此类推。这就是说, 随着时间的不同, 各批料所处熔化状态也不同, 因此用静态模型不能反映熔化过程。用低温物理模型来动态模拟, 由于物理参数相似很难达到, 因此也十分困难。笔者利用微机进行动态模拟, 它形象而具体地反映冲天炉内的程序熔化过程, 发现了一些新的规律, 为研究冲天炉熔化过程提供了一个新方法。

### 一、冲天炉程序熔化带物理数学模型

#### 1. 冲天炉程序熔化带

冲天炉程序熔化带即金属炉料中生铁、锰铁、硅铁、废钢各自的熔化带, 称做子熔化带。如图1所示<sup>[2]</sup>,  $I_1I_2 = 100\text{mm}$ 、 $M_1M_2 = 120\text{mm}$ 、 $S_1S_2 = 140\text{mm}$ 、 $G_1G_2 = 90\text{mm}$ 分别为生铁、锰铁、硅铁、废钢的子熔化带长度。各子熔化带可以分开或重叠。

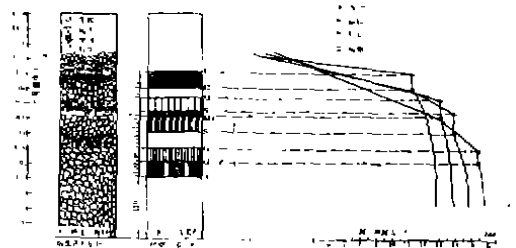


图1 冲天炉真实程序熔化带的分布与炉料熔化状态图( $W_1W_2$ 为估计值)

#### 2. 冲天炉熔炼HT200炉料模型图

冲天炉熔炼灰铸铁HT200的配料单和炉