

球墨铸铁电弧堆焊热影响区组织演变规律研究

曾大新, 何中璞, 史秋月

(湖北汽车工业学院, 湖北十堰 442002)

摘要: 用OM、SEM和EDS观测球墨铸铁电弧堆焊Fe基合金的热影响区微观组织及元素偏析, 对微观组织的演变过程进行研究。结果表明, 球墨铸铁在堆焊热循环下组织发生变化的热影响区域可分成部分熔化区和奥氏体化区, 部分熔化区是快速加热条件下石墨溶解到铁基体的碳扩散不均匀而发生非平衡熔化而形成的, 不需要固相线与液相线温度区间存在, 熔化发生在石墨球周围, 铁液凝固时在石墨球周围形成一层奥氏体和一层莱氏体的双层壳型组织形态。奥氏体化区在加热时珠光体和石墨球周围的铁素体首先发生奥氏体转变, 该奥氏体在随后冷却时转变成为马氏体; 离石墨球远处的铁素体加热时转变成碳浓度较低的奥氏体或保持不变, 低碳奥氏体冷却时再转变成为铁素体, 铁素体球墨铸铁的奥氏体化区形成了石墨球周围为马氏体, 余为铁素体的组织。

关键词: 球墨铸铁; 电弧堆焊; 热影响区; 微观组织

球墨铸铁的强韧性较高, 并具有良好的耐磨性、切削加工性和铸造工艺性能, 在机械制造、石油化工、交通运输及冶金等领域得到广泛的应用, 是重要的工程材料。焊接在球墨铸铁零件的生产与使用过程中有许多应用, 例如, 球墨铸铁件生产中出现的铸造缺陷或使用过程中发生的损坏, 主要采用焊接方法来修复^[1-2]; 一些零部件的生产采用焊接方法将球墨铸铁或球墨铸铁与其他金属材料连接^[3-6]。此外, 焊接技术还用于在球墨铸铁表面上制备高性能异种材料, 以满足抗磨、耐腐蚀等性能要求^[7-10]。球墨铸铁的焊接性能较差, 这与焊接热循环下球墨铸铁的组织转变有很大关系, 文献中对球墨铸铁热影响区的组织特征有些描述^[3, 8, 11-12], 但对其演变过程的分析与研究不足。本文通过对焊接热影响区组织的分析, 从热力学和动力学角度研究组织的演变过程, 以丰富球墨铸铁知识, 对球墨铸铁的焊接实践也有一定的理论指导作用。

1 试验材料与方法

在铁素体球墨铸铁 (QT400-18) 和珠光体球墨铸铁 (QT700-2) 上, 用熔化极活性气体保护焊方法, 堆焊Fe基合金。球墨铸铁的化学成分如表1, 金相组织如图1, 试块尺寸为200 mm × 100 mm × 20 mm; 焊丝直径为1.2 mm, 其化学成分如表1。堆焊工艺参数为: 电流110 A, 电压19.8 V, 送丝速度2.4 m/min, 堆积行进速度6 mm/s, 保护气为80%Ar+20%CO₂, 气体流量为20 L/min。采用电火花线切割在堆焊制造的试件中部截取金相试样, 经研磨、抛光后试样采用4%的硝酸酒精溶液进行腐

作者简介:

曾大新 (1962-), 男, 教授, 博士, 主要从事铸造合金材料的研究。E-mail: zengdx@huat.edu.cn

中图分类号: TG255

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2022) 10-1209-07

收稿日期:

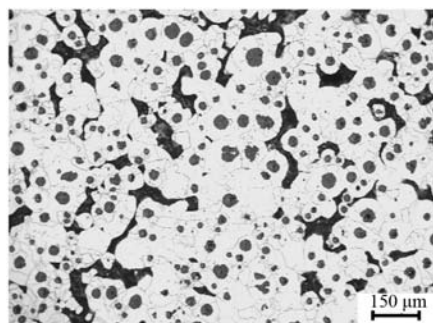
2022-04-06 收到初稿,
2022-05-19 收到修订稿。

表1 焊丝和球墨铸铁主要成分

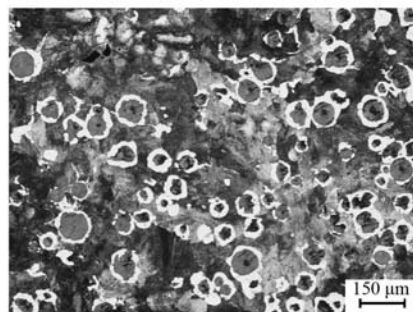
Table 1 Chemical composition of welding wire and ductile iron

w_B/%

材料	C	Si	Cr	Mn	Cu	Fe
焊丝	0.14	0.34	13.22	0.28	0.31	余量
珠光体球墨铸铁	3.70	2.27	0.02	0.16	0.54	余量
铁素体球墨铸铁	3.50	3.12	0.01	0.28	0.01	余量



(a) 铁素体球墨铸铁



(b) 珠光体球墨铸铁

图1 两种球墨铸铁显微组织

Fig. 1 Microstructure of two kinds of ductile iron

蚀, 然后使用光学金相显微镜 (OM) 和扫描电子显微镜 (SEM) 分析结合区的显微组织。

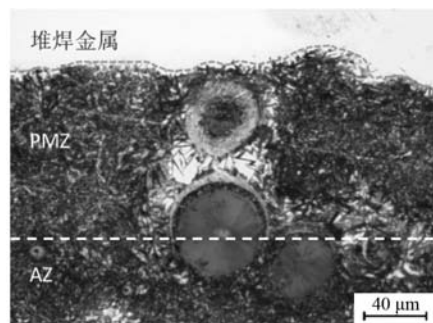
2 热影响区的显微组织特征

球墨铸铁热影响区按其形成温度和组织变化特点可分为部分熔化区、奥氏体化区两个区域, 部分熔化区是临近熔合线, 在焊接加热过程中球墨铸铁铁基体部分发生熔化的区域; 奥氏体化过渡区是焊接加热时铁基体发生了奥氏体转变的区域。

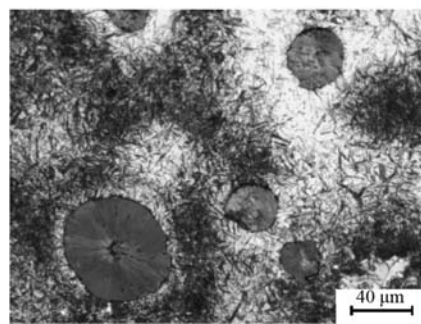
图2是珠光体球墨铸铁热影响区的典型组织, 由图2a可见, 临近熔合线的石墨球周围有两种组织, 图3是其SEM照片, 可以清楚地看到石墨球周围存在内层为

马氏体、外层为莱氏体的双层壳型组织, 莱氏体外又是马氏体。这说明此处发生了熔化, 冷却时铁液发生共晶转变, 形成了莱氏体。从图2a还可看出, 离熔合线近的莱氏体层较厚, 而离熔合线较远的莱氏体层较薄, 且一些莱氏体壳层不完整。从图2a可看出该区域中没有熔化的是马氏体和残余奥氏体, 不同位置的马氏体形态、大小及残余奥氏体含量不同。图2b是典型的奥氏体化区的金相组织, 该区域的组织是马氏体和残余奥氏体。

铁素体球墨铸铁热影响区的典型组织如图4所示, 部分熔化区的组织特征与珠光体球墨铸铁相似, 如图4a, 但一些区域有铁素体存在, 出现了石墨球周围依



(a) 部分熔化区



(b) 奥氏体化区

图2 珠光体球墨铸铁焊接热影响区的显微组织

Fig. 2 Microstructure of the welding heat affected zone of pearlitic ductile iron

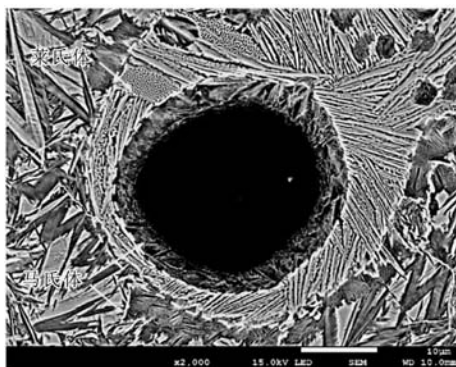


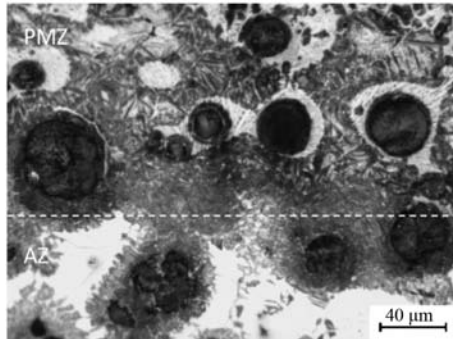
图3 部分熔化区中马氏体与莱氏体双层组织

Fig. 3 Double-layer shell structure of martensite and ledeburite in PMZ

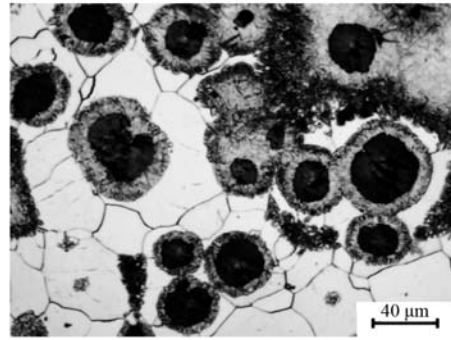
次有马氏体、莱氏体又马氏体的三层组织, 其外是铁素体, 如图5。奥氏体化区的组织主要是马氏体和铁素体, 马氏体主要分布在石墨球周围, 形成一个马氏体环, 但距离熔化区远近不同, 马氏体的数量及其形态有些不同, 临近熔化区的马氏体较多, 铁素体较少, 如图4a的下部所示; 距离熔化区远处的铁素体多, 如图4b所示。

3 热影响区的组织演变

上述分析结果表明, 球墨铸铁焊接热影响区的组织很复杂, 既不同于铸态球墨铸铁, 也不同于热处理



(a) 部分熔化区与奥氏体化区



(b) 部分奥氏体化区

图4 铁素体球墨铸铁焊接热影响区的显微组织

Fig. 4 Microstructure of the welding heat affected zone of ferritic ductile iron

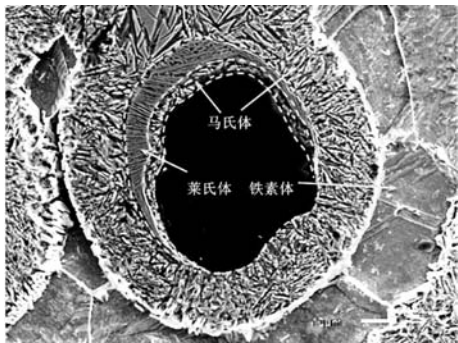


图5 熔化区中马氏体、莱氏体三层壳型组织

Fig. 5 Tri-layer shell structure of martensite and ledeburite in PMZ

球墨铸铁，这需要从加热和冷却过程中的相变及溶质元素的迁移来分析。

3.1 加热过程的相变与碳的迁移

球墨铸铁凝固及冷却过程的固态相变研究已很广泛、深入，但关于加热过程中相变，从现象到机理的研究却很少。由于球墨铸铁在焊接加热过程的组织转变及碳迁移形成的碳元素分布状态，将影响冷却时的组织转变，从而对热影响区的最终组织产生重大影响，有必要研究球墨铸铁加热过程的相变及碳原子迁移规律。

球墨铸铁的组织包括金属基体和石墨，石墨在加热过程中无相变，但它参与基体的相变。根据铸铁平衡相图可知，球墨铸铁加热过程中的相变由加热温度和基体的碳含量决定，就铁素体和珠光体基体的球墨铸铁而言，在共析转变温度以下加热时组织基本无变化；当温度达到共析转变温度时，珠光体可转变成奥氏体，而铁素体需要在更高的温度，或石墨向其溶解使其碳浓度升高后转变为奥氏体；当温度达到共晶温度时将有熔化发生。由于焊接热循环的加热速度快，停留时间短，石墨在铁基体中的溶解和碳的扩散达不到平衡状态，根据平衡相图还不能判断球墨铸铁相变

的进程，需要研究加热过程中球状石墨的碳原子向铁基体的溶解扩散，根据基体的碳浓度和温度来推测是否发生相变。

假设球状石墨溶解后碳原子向铁基体的扩散是球形对称的，则基体中的碳随时间变化的分布遵循Fick第二定律，关系式为：

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{D}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \frac{\partial C}{\partial r} \right) \quad (1)$$

式中： C 是铁基体中碳的浓度， t 是扩散时间， r 是距石墨球心的距离（半径）， D 是与温度相关而与浓度无关的扩散系数，符合Arrhenius公式， $D = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$ ，式中 T 为温度。

方程（1）难以获得解析解，为分析简便起见，假设加热升温是匀速的，加热过程中石墨与铁基体界面上瞬间建立平衡，与匀速加热条件下球状第二相溶解模型^[13]类比，可以得到共析至共晶温度之间加热时石墨球周围铁基体中的碳浓度分布为：

$$C(r, t) = C_0 + (C^{\frac{A}{G}} - C_0) \frac{r^G}{r} \left(1 - \operatorname{erf} \frac{r - r^G}{\sqrt{4\Phi \int_0^t D(t') dt'}} \right) \quad (2)$$

式中： C_0 是铸铁基体初始碳浓度； r^G 是球状石墨的半径； Φ 是升温速率； $D(t)$ 是扩散系数， $D(t) = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{R(T_0 + \Phi t)}\right)$ ， T_0 为初始温度； $C^{\frac{A}{G}}$ 是与石墨平衡的奥氏体碳浓度，可根据下式计算^[14]。

$$C^{\frac{A}{G}} = 2.1 + \frac{(T - 1154.6 - 6.5Si)(1.5 - 0.21Si)}{354.6 + 6.5Si} - 0.21Si \quad (3)$$

式中： T 为加热温度， $T = T_0 + \Phi t$ ， Si 是铸铁中Si元素含量。

在给定升温速度和物性参数下根据式（2）和式（3）即可计算碳浓度的分布，但解析计算仍然有些困难，可采用数值方法来解决。为分析简便，假定加热温度为 T_A 时相界面碳浓度按图6a所示相图确定，根据式（2）的曲线形态绘出铁基体中碳浓度分布的示意图，

如图6b所示, 图中 C_o^F 、 C_o^P 分别是铁素体和珠光体的碳含量。

图6b表明球墨铸铁加热到共析温度以上时, 石墨溶解提供的碳原子在铁基体中扩散形成了从石墨球由近及远逐渐降低的碳浓度分布, 不同基体的球墨铸铁在石墨球附近碳浓度相差不大, 离石墨球远处基本保持原基体的碳浓度。

根据图6b所示的碳浓度分布和相图可知, 加热过程中珠光体和离石墨球近的铁素体首先发生奥氏体转变, 距离石墨球远处的铁素体要在更高的温度下才发生奥氏体转变, 达到共晶温度时都转变成奥氏体, 但不同位置的碳浓度不同。

奥氏体的熔化温度由其化学成分决定, 球墨铸铁中主要元素碳和硅与奥氏体的固相线 T_s^A 和液相线 T_L^A 温度有如下关系^[14]:

$$T_s^A = 1528 - 177.9C^A - 24.3Si \quad (4)$$

$$T_L^A = 1569 - 97.3C^A - 32Si \quad (5)$$

式中Si代表奥氏体中硅元素的浓度, 根据式(4)和式(5)可以推算奥氏体碳浓度变化引起的熔点变化, 当加热温度为 T_e 时, 与碳浓度对应的熔点(固相线温度)如图6c所示, 可见石墨球周围的奥氏体熔点最低, 因此熔化将从石墨球周围开始, 与上述实验观察结果一致。

石墨球周围开始熔化后, 若铁液与石墨及奥氏体相界面处于平衡状态, 温度升至图6a所示共晶温度之上 T_M 时, 石墨周围的碳浓度分布将如图6d所示, 图中 C_o^L 、 C_o^A 和 C_o^F 分别是石墨/液相界面处液相的碳浓度、液相/奥氏体界面处液相的碳浓度和奥氏体的碳浓度。图6d说明, 石墨周围液相形成后, 在化学驱动力作用下, 石墨可不断向液相溶解, 溶解的碳原子从石墨/液相界面向液相/奥氏体界面扩散, 再向奥氏体扩散, 奥氏体由于碳浓度升高而降低了熔化温度, 从而转变成液相, 即发生扩散熔化, 熔化区不断从石墨向外辐射扩展。加热速度缓慢时, 球墨铸铁可在液相线温度按

扩散熔化机制全部熔化, 但由于焊接加热是连续的, 且速度快, 熔化结束的实际温度会远高于液相线温度。

上述分析说明球墨铸铁加热过程的奥氏体化和熔化受到加热温度和石墨溶解的碳元素扩散共同影响, 焊接热循环中的奥氏体化和熔化偏离平衡状态, 导致了熔化首先发生在石墨周围, 而不是最后凝固的共晶团晶界。这种非平衡熔化方式使得熔化区的形成不需要有固相线与液相线温度区间, 实际上球墨铸铁的化学成分一般选择在共晶点附近, 固相线与液相线温度区间很小, 球墨铸铁部分熔化区的形成即是非平衡熔化的结果。

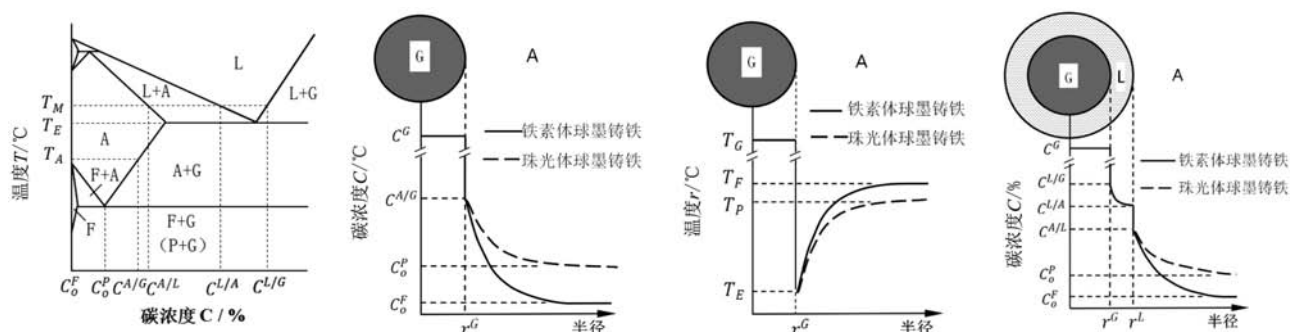
3.2 冷却过程的相变

3.2.1 铁液的凝固

冷却过程的相变主要是部分熔化区液相的结晶和奥氏体转变。液相从峰值温度冷却时, 由图6a可知, 石墨/液相界面处的碳浓度降低, 液相/奥氏体界面处的碳浓度升高, 图6d所示的液相两侧碳浓度差减少, 但在达到共晶温度前仍然保持前者高于后者, 碳原子仍将从石墨/液相界面向液相/奥氏体界面扩散, 此过程可能没有结晶发生, 还可能会发生扩散熔化, 因此液相的结晶主要是共晶转变。

铁液的共晶转变有Fe-G(石墨)和Fe-Fe₃C两个体系, 前者是稳定系, 后者为介稳定系。从结晶动力学来看, 焊接热循环冷却速度快, 有利于按介稳定系转变, 但液相两侧分别有石墨和奥氏体存在, 按稳定系转变可在已有的石墨和奥氏体上生长, 不需要形核, 所以铁液将首先按稳定系进行一些转变。

假定按上述方式凝固结晶时相界面保持平衡, 界面成分按相图确定(图7a), 可以推知温度到达图7a所示的 T_{Es} 时, 铁液将形成图7b所示的碳浓度分布, 此时石墨周围铁液碳浓度较低, 将促使奥氏体在石墨上形核、生长。奥氏体一旦形成将包围石墨球, 形成一层



(a) 不同温度下相界面的碳浓度 (b) 温度为 T_A 时碳浓度分布 (c) 温度为 T_E 时碳浓度对应的熔化温度 (d) 温度为 T_M 时碳浓度分布
图6 加热过程中石墨球周围碳浓度分布与熔化温度变化

Fig. 6 Distribution of carbon concentration and melting temperature change around graphite nodule during heating

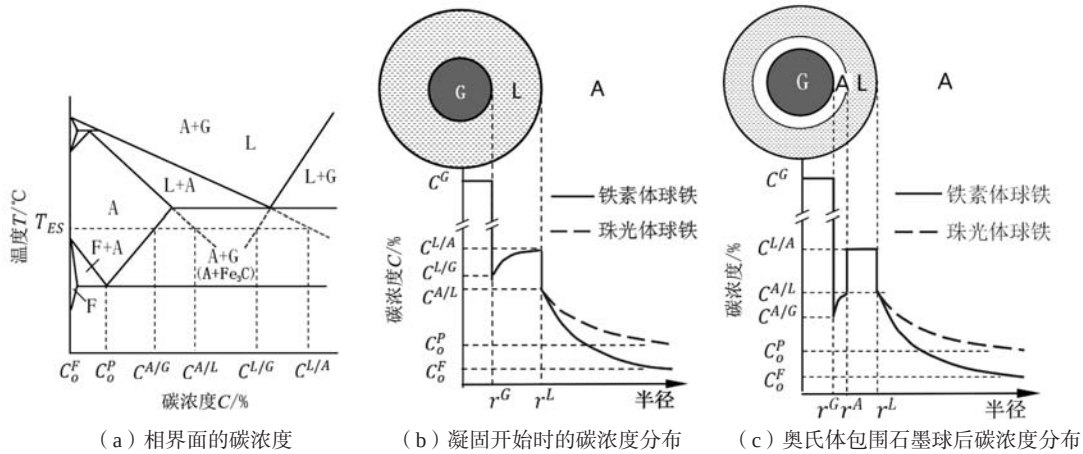


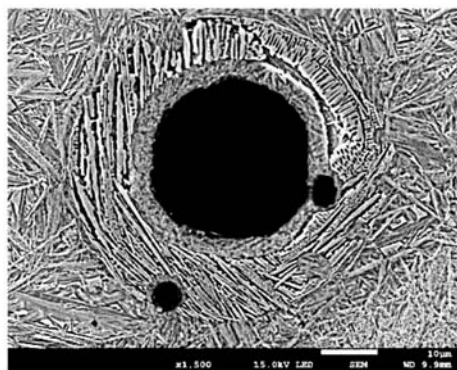
图7 部分熔化区铁液凝固时石墨球周围碳浓度分布

Fig. 7 Distribution of carbon concentration around graphite nodule in PMZ during molten iron solidification

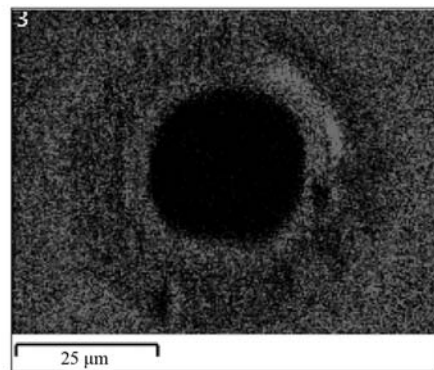
奥氏体壳，石墨球周围的碳浓度将转变为如图7c所示的分布。石墨球被奥氏体壳包围后，铁液中的碳原子可通过奥氏体扩散到石墨上，但固相中原子扩散比较困难，加上温度降低不利于铁液按稳定系转变，结果剩余铁液按介稳定转变变为莱氏体，这样就在石墨球周围形成了奥氏体和莱氏体的双层壳层组织形态。

图8是双层壳层组织及附近的硅元素EDS面扫描结果，可以看出奥氏体转变产物中的硅含量比莱氏体

高，这符合铸铁结晶时硅元素的偏析规律^[15]，也与上面所述的组织转变过程相符。图8还可见硅在奥氏体转变产物与莱氏体的内侧交界处有不均匀的偏聚，这可能是由于莱氏体共晶转变时渗碳体在液相外侧的奥氏体上形核，渗碳体与奥氏体以片状协同方式生长，硅富集在其前沿，在其与内侧奥氏体交会时则出现硅的偏聚，由于渗碳体具有择优生长的特点，使得这种偏聚分布不均匀。



(a) SEM 图像



(b) Si 元素分布

图8 部分熔化区石墨球周围Si元素分布

Fig. 8 Distribution of Si around graphite nodule in PMZ

3.2.2 奥氏体转变

在共析温度之上冷却时，石墨或渗碳体周围碳浓度高的奥氏体可能存在过饱和碳的脱溶析出；含碳量低的奥氏体没有相变发生，但由于加热过程中形成的碳浓度分布不均匀，存在碳的扩散。

奥氏体冷却至共析温度以下可发生铁素体、珠光体、贝氏体、马氏体等多种组织转变，主要决定于其化学成分和冷却速度。焊接热循环的冷却速度快，熔化区、石墨球周围及由珠光体转变的奥氏体碳浓度高，将发生马氏体转变，但马氏体的形态、大小及残留奥氏体含量因其碳浓度不同有些不同（图2、图

3）。由铁素体转变而来且离石墨较远的奥氏体碳浓度很低，冷却过程中将转变成铁素体，所以铁素体球墨铸铁奥氏体化区的石墨球周围形成一圈马氏体，而离石墨远处是铁素体（图4）；铁素体球墨铸铁的熔化区中还出现了石墨球周围依次有马氏体、莱氏体、马氏体、铁素体的组织（图5）。

由于铁素体球墨铸铁奥氏体化从石墨周围开始，距离石墨球远处的铁素体难以获得石墨溶解出来的碳，奥氏体化温度高，因此铁素体球墨铸铁在加热温度较低的地方可能只有石墨球周围和原组织为珠光体处发生奥氏体化，冷却时转变为马氏体，在石墨球周

围形成马氏体环,其余为铁素体。

上述分析表明,球墨铸铁焊接热循环下的组织演变决定于所经历的温度和碳浓度变化,加热过程中随温度升高及石墨溶解和碳扩散引起碳浓度变化而发生奥氏体化和熔化;冷却过程中铁液先进行奥氏体与石墨的共晶转变,然后进行奥氏体与渗碳体的共晶转变;奥氏体在冷却过程中因其碳浓度不同,或发生马氏体转变,或转变成铁素体。由于石墨溶解引起的碳浓度变化是以石墨为中心对称分布的,所以在石墨

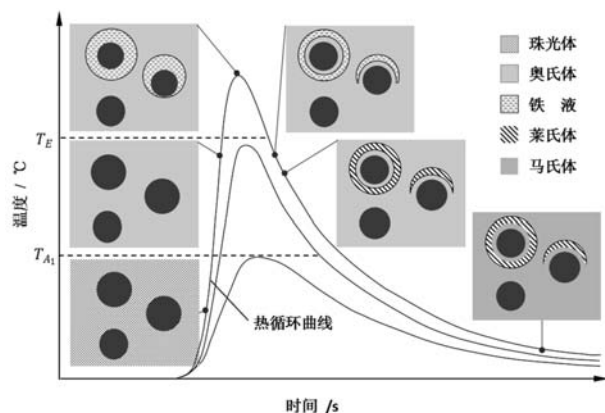


图9 焊接热循环下珠光体球墨铸铁组织演化示意图

Fig. 9 Schematic diagram of the microstructure evolution of pearlitic ductile iron during welding thermal cycle

4 结论

(1) 球墨铸铁焊接热循环下基体的碳浓度因石墨的溶解和析出发生不均匀变化,导致离石墨远近不同的部位演变成不一样的组织。

(2) 球墨铸铁焊接热影响区可分成部分熔化区和奥氏体化区,部分熔化区是快速加热条件下发生非平衡熔化而形成的,不需要有固相线与液相线温度区间存在;熔化区发生在石墨球周围,凝固时在石墨球周围形成一层奥氏体和一层莱氏体的双层壳型组织形

球周围形成了壳层特征的马氏体、莱氏体组织。

根据上述分析绘出珠光体球墨铸铁焊接热循环下组织演化如图9所示,图10即为部分熔化区三个不同位置经历的温度与碳浓度变化轨迹。

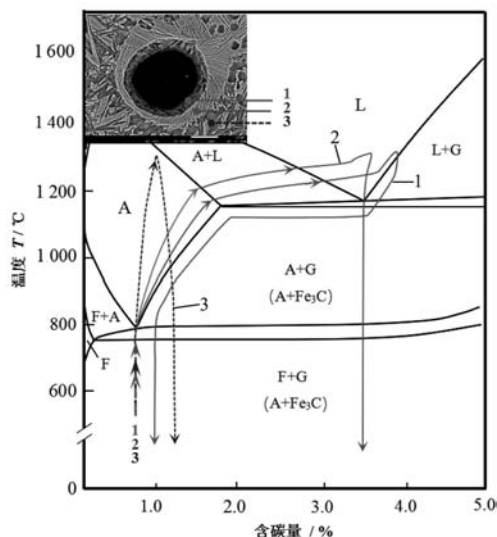


图10 珠光体球墨铸铁部分熔化区三个位置经历的温度与碳浓度变化轨迹

Fig. 10 Temperature and carbon concentration change paths at three positions in PMZ of pearlitic ductile iron

态。

(3) 奥氏体化区在加热时珠光体和石墨球周围的铁素体先转变成奥氏体,该奥氏体在随后冷却时转变成马氏体;离石墨球远处的铁素体加热时转变成碳浓度低的奥氏体或保持不变,低碳奥氏体冷却时再转变成铁素体,铁素体球墨铸铁的奥氏体化区(热影响区)形成了石墨球周围为马氏体,其余为铁素体的组织。

参考文献:

- [1] LIN C M, CHANDRA A S, MORALES-RIVAS L, et al. Repair welding of ductile cast iron by laser cladding process: microstructure and mechanical properties [J]. International Journal Cast Metals Research, 2014, 27 (6): 378-383.
- [2] EANNA E M, NAGEDA M S, EL-SAADAT M MA. Study of restoration by welding of pearlitic ductile cast iron [J]. Materials Letters, 2000, 42 (5): 311-320.
- [3] ASKARI-PAYKANI M, SHAYAN M, SHAMANIAN M. Weldability of ferritic ductile cast iron using full factorial design of experiment [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2014, 21 (2): 252-263.
- [4] YU J, JUNG T, KIM S, et al. Laser welding of cast iron and carburized steel for differential gear [J]. Journal of Mechanical Science & Technology, 2011, 25 (11): 2887-2893.
- [5] 钟奎, 彭蝶, 沈芸, 等. 高锰钢与铸铁的焊接技术研究 [J]. 机车车辆工艺, 2020 (1): 15-16.
- [6] 祖方道. SG及微量Bi对球铁电弧冷焊时焊接性能的影响 [J]. 铸造, 1995 (10): 18-21.
- [7] ARABI-JESHVAGHANI R, SHAMANIAN M, JABERZADEH M. Enhancement of wear resistance of ductile iron surface alloyed by stellite 6 [J]. Materials & Design, 2011, 32 (4): 2028-2033.

- [8] WEN Z K, WANG A H, WANG Y Y, et al. Diode laser cladding of Fe-based alloy on ductile cast iron and related interfacial behavior [J]. Surface&Coatings Technology, 2016, 286: 64–71.
- [9] LI Y J, DONG S Y, HE P, et al. Microstructure characteristics and mechanical properties of new-type FeNiCr laser cladding alloy coating on nodular cast iron [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 269: 163–171.
- [10] 张静, 刘继常, 张福全, 等. 球墨铸铁表面激光熔覆Fe-Cr-Si-B涂层 [J]. 材料热处理学报, 2010, 31 (5): 133–137.
- [11] LI Y J, DONG S Y, YAN S X, et al. Microstructure evolution during laser cladding Fe-Cr alloy coatings on ductile cast iron [J]. Optics & Laser Technology, 2018, 108: 255–264.
- [12] UMETANI T, TAKADA H, IKEDA T, et al. Transformation process of weld heat-affected zone in solution-strengthened ferritic ductile cast iron [J]. Welding International, 2015, 29 (5): 342–348.
- [13] 王晓颖, 张瑞杰, 介万奇. 匀速加热过程中第二相的扩散溶解 [J]. 金属学报, 2004, 40 (4): 434–438.
- [14] DARDATI P M, CELENTANO D J, GODOY L A, et al. Analysis of ductile cast iron solidification: numerical simulation and experimental validation [J]. International Journal of Cast Metals Research, 2009, 22 (5): 390–400.
- [15] ZHOU J Y. Colour metallography of cast iron—spheroidal graphite cast iron [J]. China Foundry, 2010, 7 (4): 470–478.

Study on Microstructure Evolution of Heat Affected Zone of Ductile Iron During Arc Surfacing

ZENG Da-xin, HE Zhong-pu, SHI Qiu-yue

(Hubei University of Automotive Technology, Shiyan 442002, Hubei, China)

Abstract:

The microstructure and element segregation in the heat affected zone (HAZ) of ductile iron surfaced with Fe-based alloy by arc welding were observed by OM, SEM and EDS, and the microstructure evolution was investigated. The results showed that the area of the microstructure change of ductile iron under the welding thermal cycle could be divided into partial melted zone (PMZ) and austenitized zone (AZ). The formation of PMZ was due to non-equilibrium melting under the condition of rapid heating that led to an inhomogeneous distribution of carbon from graphite dissolving in iron matrix, which could be produced when there was no solidus and liquidus temperature range, the melting of the iron occurred around the graphite, and a double-layer shell structure of austenite and ledeburite was formed around the graphite during solidification of melted iron. In the AZ, pearlite and ferrite at periphery of graphite first transformed to austenite when heating, this austenite transformed to martensite on subsequent cooling. The ferrite far from the graphite was transformed to low carbon austenite or remained unchanged during heating, low carbon austenite then transformed to ferrite on cooling. In the AZ of ferrite ductile iron, a structure consisting of martensite around the graphite and remained ferrite was formed.

Key words:

ductile iron; arc surfacing; heat affected zone; microstructure
