

# 奥-贝球铁焊接研究进展

孙大谦<sup>1</sup>, 周振丰<sup>1</sup>, 任振安<sup>1</sup>, 李德元<sup>2</sup>

(1. 吉林工业大学, 长春 130025; 2. 沈阳工业大学, 沈阳 110023)

**摘要:** 介绍了近 10 年来奥-贝球铁焊接研究进展, 重点介绍了奥-贝球铁焊接冶金, 获得奥-贝球铁焊缝金属的等温热处理工艺和焊接工艺特点, 焊态直接获得奥-贝球铁焊缝的途径及奥-贝球铁焊接新材料。奥-贝球铁焊缝金属可以通过等温热处理获得, 也可以在焊态下直接获得。对于前者, 研究工作主要集中在合金元素对球铁焊缝白口倾向的影响, 球铁焊缝金属等温转变及组织结构特点, 等温热处理工艺对奥-贝球铁焊缝组织与力学性能的影响。而对于后者的研究则更多地集中于焊缝化学成分和冷却速度对焊态奥-贝球铁焊缝组织与力学性能的影响。研制成功的奥-贝球铁焊接新材料, 其焊缝的组织与力学性能满足奥-贝球铁的要求。

**关键词:** 奥-贝球铁; 焊接冶金; 焊缝金属; 焊接材料

中图分类号: TG422 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2000)04-92-05



孙大谦

## 0 序 言

20 世纪 70 年代末期, 中国、美国和芬兰彼此独立地、几乎是同时地宣布各自研究成功了贝氏体球墨铸铁。其中, 我国研究成功的是下贝氏体球墨铸铁; 美国研究成功的是下贝氏体 + 部分马氏体球墨铸铁; 芬兰研究成功的则是上贝氏体 + 部分奥氏体球墨铸铁。在这三种贝氏体球墨铸铁当中性能最优异、最引人注目的是上贝氏体 + 部分奥氏体球墨铸铁<sup>[1]</sup>。由于这种新材料主要是通过等温热处理获得, 因此在英文中把它称为 Austempered Ductile Iron, 简称 ADI。在我国则根据其基体组织称之为奥氏体-贝氏体球墨铸铁, 简称奥-贝球铁<sup>[2]</sup>。近年来, 铸态奥-贝球铁的研究也取得了很大的进展, 但其力学性能尚不及前者。由于奥-贝球铁具有优异的综合力学性能 ( $\sigma_b = 800 \sim 1200 \text{ MPa}$ ,  $\delta = 3\% \sim 11\%$ ) 和良好的耐磨性, 在生产上的应用日趋增多。随之而来的奥-贝球铁的焊接便成为急待解决的问题。

在世界范围内, 自 90 年代初开始奥-贝球铁焊接的研究。但迄今为止, 在国外尚未见到有关奥-贝球铁焊接系统的研究报道。我国是最早开展奥-贝球铁焊接研究的国家之一, 近年来在奥-贝球铁焊接冶金, 获得奥-贝球铁焊缝金属的工艺条件及焊接新材料等方面的研究均取得了较大的进展, 为奥-贝球铁焊接的实际生产应用奠定了必要的基础。

## 1 等温热处理获得奥-贝球铁焊缝的研究

奥-贝球铁主要是由球铁经等温热处理获得。在奥-贝球铁生产过程中, 首先对球铁进行焊接或焊补而后通过等温热处理获得奥-贝球铁焊接接头是较为合理的工艺路线。而合金元素在球铁焊缝中的冶金行为; 焊缝金属等温转变及组织结构特点; 等温热处理工艺对焊缝组织与力学性能的影响; 合金元素对焊缝金属奥-贝化能力、组织与力学性能的影响是获得满足使用性能要求的奥-贝球铁焊缝, 研制奥-贝球铁焊接新材料的重要基础研究。近年来, 上述诸方面的研究均取得了较大的进展<sup>[3]</sup>。

### 1.1 合金元素在球铁焊缝中的冶金行为

采用等温热处理方法获得奥-贝球铁焊缝的关键问题之一是首先获理想的球铁焊缝。众所周知, 铸铁是焊接性很差的材料, 电弧冷焊时, 其主要问题是焊接接头易出现白口和裂纹。对于球铁焊缝, 由于加入了球化元素 (Mg、RE 等) 进一步增大了过冷倾向, 焊缝及半熔区存在大量的渗碳体, 并进而为引发裂纹创造了条件。这一问题一直是铸铁焊接研究的重点和难点。采用焊前高温预热(焊热)方法可降低焊接接头的白口及裂纹倾向, 但这导致焊接成本增加, 生产率降低, 且焊接工作条件恶化。近年来, 焊接工作者系统研究了合金元素在球铁焊缝中的冶金行为, 在优化焊缝化学成分降低焊缝白口倾向的研究方面取得了可喜的进展。

研究结果表明<sup>[4]</sup>,当电弧冷焊时,在高碳、高硅球铁焊缝(3.7% C, 3.4% Si)基础上分别加入适量的 Ca、Ba、Al 或 Bi 均有利于促进石墨化,减少焊缝中的渗碳体量,且对石墨形态无明显影响。但上述元素的单独作用效果是十分有限的,球铁焊缝基体中仍存在 10% ~ 25% 渗碳体。采用正交试验方法研究合金元素对球铁焊缝组织综合影响的试验结果表明,适量的 Ca、Ba、Al 和 Bi 综合加入具有更强的石墨化能力,球铁焊缝中完全消除了渗碳体且铁素体量高达 80%,如图 1 所示。半熔化区由于合金元素的扩散增强了该区的石墨化能力也消除了渗碳体。研究发现,球铁焊缝基体组织依赖于焊缝中的石墨球数。石墨球数越多,渗碳体量越少,铁素体量越多。因此,采用多元微量合金化方式增加石墨结晶的核心数量是解决球铁焊缝白口问题的有效途径。

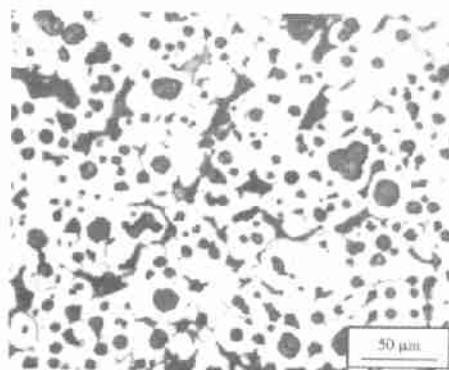


图 1 球铁焊缝组织

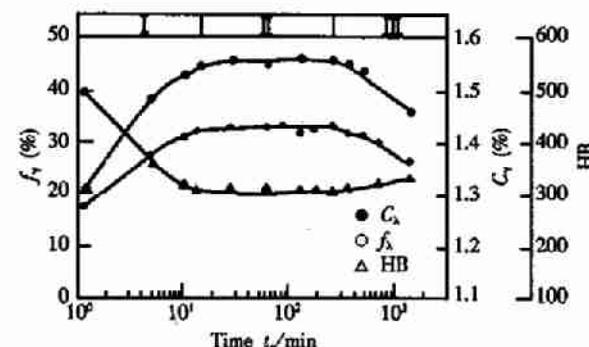
Fig. 1 Microstructure of ductile iron weld

## 1.2 球铁焊缝金属等温转变及组织结构特点

从相变角度看,奥-贝球铁实际上是贝化体相变的产物。球铁焊缝金属等温转变及组织结构特点研究有助于揭示焊缝组织与力学性能的关系,是制定合理的等温热处理工艺的重要理论依据。

将球铁焊缝经 900 °C 保温 60 min 奥氏体化处理后立即放入 370 °C 盐浴炉内进行等温处理,等温时间 1 ~ 1440 min。由焊缝金属残余奥氏体体积分数( $f_\gamma$ )、残余奥氏体含碳量( $C_\gamma$ )及焊缝硬度(HB)随等温时间( $t_a$ )的变化规律(图 2),可将球铁焊缝金属等温转变分为三个阶段(见图 2 上部 I、II、III)。

第 I 阶段,等温时间( $t_a$ )较短时( $< 15$  min)发生奥氏体( $\gamma_0$ )向贝氏体铁素体( $\alpha_B$ )加高碳奥氏体( $\gamma_H$ )的转变( $\gamma_0 \rightarrow \alpha_B + \gamma_H$ )。焊缝金属的室温组织为贝氏体铁素体、残余奥氏体和马氏体。随着  $t_a$  增加,  $f_\gamma$  和  $C_\gamma$  增加, 马氏体量减小焊缝硬度(HB)降低。

图 2 等温时间( $t_a$ )对  $f_\gamma$ 、 $C_\gamma$ 、HB 的影响Fig. 2 Effect of austempering time ( $t_a$ ) on  $f_\gamma$ ,  $C_\gamma$  and HB

第 II 阶段,  $t_a$  在 15 ~ 240 min 范围内  $f_\gamma$ 、 $C_\gamma$  和 HB 无明显变化,这意味着未更多地发生  $\gamma_0 \rightarrow \alpha_B + \gamma_H$  的转变。焊缝金属的室温组织主要为贝氏体铁素体和残余奥氏体;贝氏体铁素体成条束状分布,残余奥氏体夹于条束间;两相符合 K-S 关系,如图 3 所示。因此在该阶段获得的焊缝即为奥-贝球铁焊缝,且具有高的综合力学性能( $\sigma_b: 1040 \sim 1060$  MPa,  $\delta: 8.0\% \sim 8.5\%$ )。

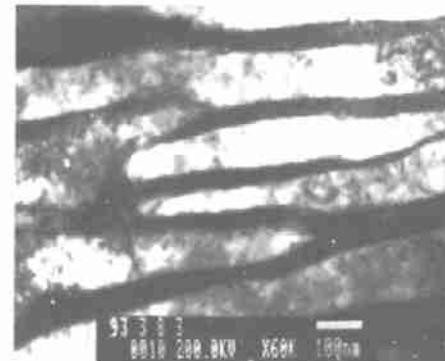


图 3 奥-贝球铁焊缝金属组织 TEM

Fig. 3 Microstructure of austempered ductile iron weld metal

第 III 阶段,当  $t_a$  超过 240 min 后发生高碳奥化体( $\gamma_H$ )向贝氏体铁素体( $\alpha_B$ )加渗碳体( $Fe_3C$ )的转变( $\gamma_H \rightarrow \alpha_B + Fe_3C$ )。焊缝金属的室温组织为贝氏体铁素体、残余奥氏体和渗碳体。随着  $t_a$  增加,  $f_\gamma$  和  $C_\gamma$  减少,  $Fe_3C$  量和焊缝硬度稍有增加。

对于大多数钢焊缝,作为等温转变产物的上贝氏体主要为贝氏体铁素体和碳化物,而球铁焊缝等温转变的产物则是贝氏体铁素体和残余奥氏体。这一组织结构特点主要归因于焊缝中高碳和硅的作用。随着贝氏体铁素体的形核长大,将碳排入其周围的奥氏体中,由于球铁焊缝含硅量较高(3.4%)抑制了碳化物的析出,使贝氏体铁素体周围的奥氏体富碳,稳定性增强。当含碳量达到一定值后,高碳

奥氏体冷至室温不发生马氏体转变,而以残余奥氏体的形式保留下。正是这一组织结构特点赋予奥-贝球铁焊缝高的综合力学性能。

### 1.3 等温热处理工艺对焊缝组织与力学性能的影响<sup>[5]</sup>

由球铁焊缝金属等温转变及组织结构特点的研究结果,等温热处理工艺理所当然地成为影响奥-贝球铁焊缝组织与力学性能的重要因素。等温热处理工艺参数主要包括:奥氏体化温度及保温时间;等温温度及等温时间。

研究结果表明,奥氏体化温度( $T_{\gamma}$ )主要是通过改变基体奥氏体含碳量、晶粒尺寸、残余奥氏体体积分数、共晶团边界处马氏体量及其亚结构影响奥-贝球铁焊缝的力学性能。 $T_{\gamma}$ 由860℃增至980℃,基体奥氏体含碳量由0.5%增至0.79%;基体奥氏体晶粒尺寸由35μm增至60μm;残余奥氏体体积分数由29%增至44%;共晶团边界处的马氏体量及孪晶马氏体量增多。 $T_{\gamma}=900$ ℃有利于获得力学性能较高的奥-贝球铁焊缝金属。

奥氏体化保温时间( $t_{\gamma}$ )主要影响基体奥氏体含碳量及碳原子分布的均匀性,而对基体奥氏体晶粒尺寸无明显影响。随 $t_{\gamma}$ 增加,基体奥氏体含碳量增加,当达到饱和值后进一步增加 $t_{\gamma}$ 促进碳在基体奥氏体中的均匀分布。在通常条件下, $t_{\gamma}$ (30~240 min)对奥-贝球铁焊缝抗拉强度无明显影响,但适当延长保温时间有利于改善焊缝金属的塑性。

等温时间( $t_a$ )对焊缝金属组织具有明显的影响,如图2所示。在等温转变第I阶段,由于焊缝共晶团边界处的马氏体量随 $t_a$ 增加而减少,焊缝金属抗拉强度和延伸率增加;在等温转变第II阶段,焊缝金属主要为贝氏体铁素体和残余奥氏体(奥-贝球铁焊缝),焊缝金属抗拉强度和延伸率达到最大值并基本保持不变;在等温转变第III阶段,由于焊缝金属中析出 $Fe_3C$ ,使焊缝塑性明显降低。因此,有人将 $t_a$ 对基体组织和力学性能的影响关系称之为工艺窗口(Processing Window)。

等温温度( $T_a$ )主要是通过焊缝金属中碳原子扩散速度的变化影响奥-贝球铁焊缝金属的组织与力学性能。等温温度在310℃~400℃范围内,随 $T_a$ 增加焊缝金属中残余奥氏体体积分数增加且焊缝金属组织形态也发生变化。 $T_a=310$ ℃时,贝氏铁素体成明显的条束状分布,贝氏体铁素体条很窄,残余奥氏体主要夹于贝氏体铁素体条束间。随着 $T_a$ 升高,贝氏体铁素体条宽化,残余奥氏体量增多;当

$T_a=400$ ℃时,贝氏体铁素体条明显宽化,并具有分叉特征,残余奥氏体除夹于贝氏体铁素体条束间外还可看到一些块状残余奥氏体。随着 $T_a$ 由310℃增至400℃,奥-贝球铁焊缝金属延伸率由4%增至9.1%;抗拉强度由1142 MPa降至1030 MPa。由此可见,通过改变等温温度可获得不同级别的奥-贝球铁焊缝金属。选择奥氏体温度900℃保温30~60 min,等温温度370℃,等温时间30~90 min可获得具有较高综合力学性能的奥-贝球铁焊缝金属。

### 1.4 合金元素对焊缝金属奥-贝化能力和组织及力学性能的影响<sup>[6]</sup>

在通常条件下,非合金化球铁焊缝金属经合适的等温热处理后,奥-贝球铁焊缝金属的力学性能基本能满足奥-贝球铁力学性能的要求。但焊缝金属的奥-贝化能力较弱,仅能使φ10 mm的试样获得完全的奥-贝组织,直径进一步增加则出现珠光体组织,使焊缝金属力学性能明显降低。因此非合金化奥-贝球铁焊缝金属仅适用于薄壁件焊接或较小缺陷的焊补。要解决厚大件焊接或较大缺陷的焊补问题必须研究提高焊缝金属的奥-贝化能力。焊缝金属的奥-贝化能力指的是在等温热处理后获得无珠光体的奥氏体加贝氏体铁素体组织的能力。其评定指标多采用临界奥-贝化直径( $D_c$ ), $D_c$ 值越大,焊缝金属的奥-贝化能力越强,反之则越弱。

图4为合金元素(Nb、Cu、Ni、Mn、Mo)对球铁焊缝金属临界奥-贝化直径( $D_c$ )影响的试验结果。在所研究的范围内,Nb对焊缝金属奥-贝化能力的影响不大,而Cu、Ni、Mn、Mo则可不同程度地提高焊缝金属的奥-贝化能力。其中Cu和Ni对提高焊缝金属奥-贝化能力的作用较弱,Mn和Mo具有更强的提高焊缝金属奥-贝化能力的作用。焊缝金属含0.98% Mn, $D_c$ 值可达φ30 mm;含0.70% Mo的

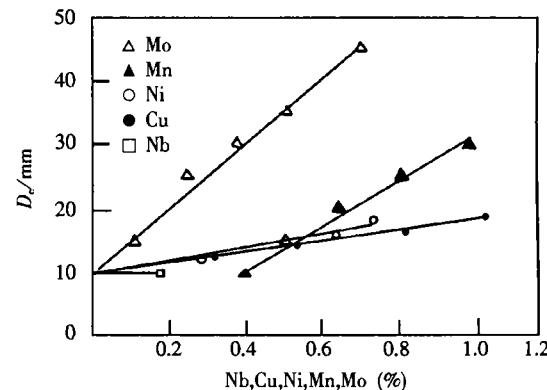


图4 合金元素对临界奥-贝化直径( $D_c$ )的影响

Fig. 4 Effect of alloying elements on critical bar diameter ( $D_c$ )

焊缝金属其  $D_c$  值高达  $\phi 45$  mm。Cu、Ni、Mn、Mo 提高焊缝金属奥-贝化能力是其使转变动力学曲线中珠光体转变区右移的结果,其中 Mo 的这种作用最为明显。这样,过冷奥氏体便很容易避开珠光体转变区直接进入贝氏体转变区,因而大大提高了焊缝金属的奥-贝化能力。

尽管 Cu、Ni、Mn、Mo 可不同程度提高焊缝金属的奥-贝化能力,但它们对焊缝组织与力学性能的影响也是人们十分关心的问题。研究结果表明,在所研究的范围内 ( $Cu < 1.2\%$ ,  $Ni < 1.0\%$ ,  $Mn < 1.0\%$ ,  $Mo < 0.8\%$ ), Cu 和 Ni 均具有增加残余奥氏体量改善奥-贝球铁焊缝金属塑性的作用;随含 Mn 量增加残余奥氏体量增加,但共晶团边界处的马氏体及孪晶马氏体增多,焊缝塑性明显降低;Mo 增大焊态球铁焊缝的白口倾向,随含 Mo 量增加,奥-贝球铁焊缝共晶团边界处含 Mo 碳化物增多,焊缝塑性明显降低。

由此可见,合金元素 (Cu、Ni、Mn、Mo) 对焊缝金属奥-贝化能力、组织与力学性能的影响各具有其本身的优点,也都存在不尽人意之处。为使焊缝金属既具有了强的奥-贝化能力,同时又具有高的综合力学性能,采用 Mn、Mo 和 Cu、Ni 相结合的合金系统是较为有利的。在此基础上研制成功的奥-贝球铁电弧焊焊条其性能为:焊缝  $\sigma_b = 1154$  MPa,  $\delta = 9.3\%$ ,  $\alpha_k = 137$  J/cm<sup>2</sup>,  $D_c = 40$  mm; 焊接接头  $\sigma_b = 1135$  MPa,  $\delta = 9.2\%$ , 完全满足奥-贝球铁力学性能要求。

此外,文献[7]报道了气焊奥-贝球铁用新焊丝的研究结果;文献[8]报道了  $t_{8/5}$  对低合金奥-贝球铁焊接热影响区组织和力学性能的影响。

## 2 焊态直接获得奥-贝球铁焊缝

采用等温热处理方法获得的奥-贝球铁可以首先对球铁进行焊接或焊补,而后通过等温热处理获得奥-贝球铁焊接接头。而铸态奥-贝球铁在铸造过程中产生的缺陷(缩孔、夹砂等)或奥-贝球铁在使用过程中产生的缺陷(裂纹等)的焊补则要求焊态下直接获得奥-贝球铁焊缝。与等温热处理获奥-贝球铁焊缝相比,在焊接快速连续冷却条件下获得奥-贝球铁焊缝更为困难。它不仅要求焊接熔池在共晶反应阶段抑制碳化物的析出,而且在随后的连续冷却过程应有效地避免铁素体、珠光体和马氏体的形成。因此,合理地调整焊缝化学成分及焊缝冷却速度是获得焊态奥-贝球铁焊缝的关键所

在。近年来该方面的研究也取得了可喜的进展<sup>[9]</sup>。

### 2.1 合金元素对焊缝组织的影响

根据铸造文献,合金元素 Ni、Cu、Mn、Mo、W 可增强奥氏体的稳定性,并使连续冷却转变曲线形状发生变化,因而有利于获铸态奥-贝球铁<sup>[10]</sup>。但合金元素对焊缝组织影响的试验结果表明,单独加入 Ni (4% ~ 10%)、Cu (0.85% ~ 45%)、Mn (1% ~ 3%)、Mo (0.2% ~ 3.2%)、W (1.8% ~ 4.9%) 均无法在焊态下获得奥-贝球铁焊缝。其主要原因是,焊缝的冷却速度远大于铸件在砂型中的冷却速度,合金元素的过渡、冶金反应条件、分布均匀性及其对连续冷却转变曲线形状和位置的影响与铸造条件相比均存在很大差异。因此,完全照搬铸造的试验结果不可能在焊态下获得满意的奥-贝球铁焊缝。但由单元素影响的试验结果可以看出,Mo 是获得焊态奥-贝球铁焊缝最为有利的元素,因为它明显推迟珠光体转变,有利于焊缝金属中获得贝氏体组织,但其含量较高易形成碳化物。Ni 和 Cu 能抑制碳化物的析出并具有稳定奥氏体的作用,也对获得焊态奥-贝球铁焊缝有利。因此,为获得焊态奥-贝球铁焊缝选择 Mo 与 Ni 或 Cu 相结合的合金系统较为有利。Ni 和 Mo 对焊缝综合影响的试验结果表明,焊缝加入 Ni 8% 和 Mo 0.2% 焊态下可获得较理想的奥-贝球铁焊缝,其力学性能为  $\sigma_b = 802$  MPa,  $\delta = 7.0\%$ 。可满足德国 GGG-80B 奥-贝球铁的要求。为了降低焊接成本以 Cu 代替部分 Ni (5.1% Ni + 1.6% Cu + 0.2% Mo) 也可获得均匀的奥-贝组织。但含 Cu 量不宜过高,否则将影响焊缝石墨形态<sup>[11]</sup>。

### 2.2 球铁焊缝金属连续冷却转变 (CCT) 图的建立

焊缝化学成分是决定焊缝组织的重要因素,而焊缝冷却速度对焊缝组织的影响也具有同样的重要性。若将焊缝成分与冷却速度相结合建立焊缝金属 CCT 图,对奥-贝球铁焊缝成分的优化和焊接工艺参数的选择具有重要的指导意义。但目前国内外球铁 CCT 图的资料很少,且均为铸造文献所提供。由于其化学成分和冷却速度与焊接条件相差甚远无法用来预测焊缝组织和指导制定焊接工艺。

文献[12]以焊缝化学成分(质量分数,%)为:C 3.54, Si 3.30, Mn 0.35, Ni 8.10, Mo 0.20, S < 0.015, P < 0.015 和微量的 Ca, Ba, Al, Bi 为基础,采用 Formastor-F 相变仪模拟焊缝连续冷却过程(奥氏体化温度 900 °C 保温 60 min, 冷却速度 0.02 °C/s ~ 20 °C/s),根据膨胀量变化曲线和温度变化曲线确定相变点,再根据金相分析确定各相区的相组成,建立了球铁焊缝金属连续冷却转变 (CCT) 图(图 5)。

与非合金化球铁 CCT 图相比,球铁焊缝 CCT 图具有如下特点:(1)焊缝加入 Ni 和 Mo 使珠光体相区和贝氏体相区均发生右移,由于 Mo 的存在使珠光体相区的右移更为明显;(2)非合金化球铁无论以何种冷却速度连续冷却均无法直接得到奥-贝基体组织,焊缝加入 8.10% Ni 和 0.20% Mo 后,冷速在 1.5 °C/s ~ 2.0 °C/s 范围内可获得大于 90% 的奥-贝组织。由此可见,由于 Ni 和 Mo 的作用在一定冷却条件下使获焊态奥-贝球铁焊缝成为可能。但由于该 CCT 图是通过模拟方法获得的,与实际焊接条件仍存在一定的差距,为了获得更接近于焊接实际的球铁 CCT 图,文献[12]通过改移变焊孔直径(焊孔深度均为 10 mm)从而改变焊缝体积,测量实际焊缝连续冷却曲线,建立焊孔直径、冷却速度及焊缝组织之间的关系,对图 5 进行了修正,得到了如图 6 所示的焊缝金属 CCT 图。图 6 中 a 为非金化球铁 CCT 图;b 为修正后的合金焊缝金属 CCT 图;c 为模拟方法得到的合金焊缝金属 CCT 图。由图 6 可以

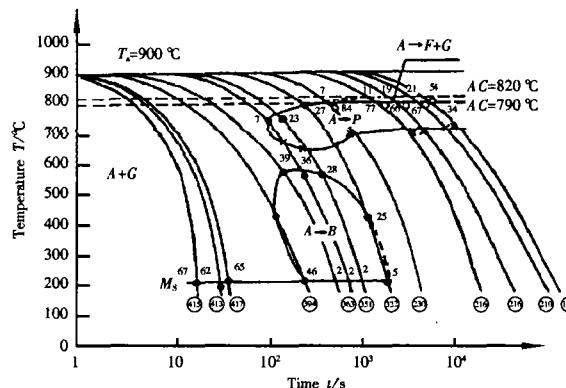


图 5 球铁焊缝金属 CCT 图

Fig. 5 CCT diagram of ductile iron weld metal

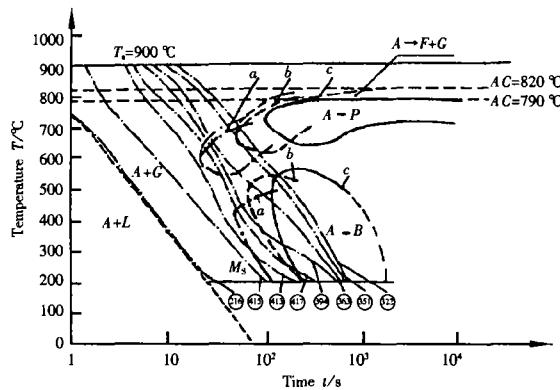


图 6 修正后的球铁焊缝金属 CCT 图

Fig. 6 Revised CCT diagram of ductile iron weld metal

看出,焊缝连续冷却曲线在400℃以下有拖尾现象,这对奥-贝组织的形成是有利的;与采用模拟方法得到的CCT图相比,修正后的CCT图有左移特征;焊孔直径在 $\phi 35 \sim 40$  mm范围内可获得奥-贝球铁焊缝金属。在实际焊补工作中,当缺陷体积较大时可按体积折算分层焊补;当缺陷体积较小时可通过扩孔或预热方法降低焊缝冷却速;也可通过改变焊接热输入( $I, V$ )调整冷速获得奥-贝球铁焊缝金属。

参考文献

- [1] Johansson M. Austenitic – bainitic ductile iron [J]. AFS Transactions, 1977, 85:117 ~ 120.
  - [2] 吴德海. 奥氏体 – 贝氏体球墨铸铁的发展概况及生产应用 [J]. 汽车工艺, 1990, (5): 19 ~ 21.
  - [3] 孙大谦. 奥 – 贝球铁焊接冶金、相变与其电弧焊焊条的研究 [D]. 长春: 吉林工业大学, 1993.
  - [4] Sun Daqian, Zhou Zhenfeng. Effect of rare earth metals, Ca, Ba, Al and Bi on the microstructure and hardness of S. G. iron weld metal. [J]. Schweissen und Schneiden, 1994, (11): 197 ~ 199.
  - [5] 孙大谦, 周振丰, 任振安. 奥 – 贝球铁焊缝的组织与力学性能 [J]. 焊接学报, 1995, 16(4): 202 ~ 207.
  - [6] Sun Daqian, Zhou Zhenfeng. Effect of Cu, Ni, Mn and Mo on the austemperability, microstructures and mechanical properties of ADI weld metal [J]. China Welding, 1996, 5 (1): 59 ~ 65.
  - [7] Sun D Q, Zhou Z F. Effect of Si, Al and Bi on structure and properties of As – welded and austempered ductile iron weld metals during gas welding [J]. J. Mater. Sci., Technol., 1996, 12(5): 347 ~ 352.
  - [8] 王春生, 周振丰, 孙大谦.  $t_{8/3}$  对低合金奥 – 贝球铁焊接热影响区组织和力学性能的影响 [J]. 焊接学报, 1997, 18(3): 146 ~ 150.
  - [9] 李德元. 焊态获得奥 – 贝球铁焊缝的冶金学特性及工艺特性与其焊接材料的开发 [D]. 长春: 吉林工业大学, 1995.
  - [10] Dorizil E. High – strength austempered ductile cast iron [M]. Prague: Publishing House of the Czechoslovak Academy of Sciences, 1994. 130 ~ 157.
  - [11] Li D Y, Zhou Z F. Welding ADI: development of electrodes and analysis of microstructure [J]. AFS Transactions, 1998, 106: 59 ~ 63.
  - [12] Li D Y, Zhou Z F. Welding ADI: CCT diagram of weld metal and welding technology [J]. AFS Transactions, 1998, 106: 77 ~ 81.

**作者简介：** 孙大谦，男，1954年3月出生，工学博士，教授，博士生导师。主要研究方向为材料的焊接与连接。已完成机械工业部、教育部、吉林省科委科研项目8项，获机械工业部科技进步三等奖1项，在国内外发表学术论文近40篇。

(责任编辑:王 亚)