

薄壁高强度铸铁的凝固与性能研究

吴家立 童建华 张启秀 柯绿 王慧萍

(材料工程系)

(材料研究所)

摘 要

本文研究了用不同炉料和在不同熔炼条件下所得的4种灰铸铁。结果表明,用80%废钢屑为基本炉料,在感应电炉中用石墨增碳熔炼所得的铸铁,其机械性能和机械加工性能最好。用这种铸铁浇铸的转子叶轮,其叶片金相试样的边缘为D、E型石墨,无莱氏体;试棒试样内部为短而粗的A型石墨和D、E型石墨,无B型石墨。作者认为,铁水中的碳是以 C_mX_n 的形式存在, X 为能与碳结合的元素, $m>0, n>0$,炉料和熔炼条件影响着铁水中 C_mX_n 微区的成分、数量和分布,因而导致灰铸铁的石墨化能力与初生奥氏体枝晶析出能力的差异,从而造成1种灰铸铁的显微组织和性能存在的很大差别。

关键词 高强度灰铸铁 合成铸铁 水泵叶轮

0 引言

近年来,为适应铸件薄壁化、轻型化的要求,铸造工作者对石墨化及凝固机理、孕育剂及孕育方法做了大量的试验研究。研究结果表明,铁水中各元素的石墨化作用,主要决定于该元素的电子层构造。有人提出^[1]:碳以 C_mF_n 形式存在于铁水中,因各元素原子与 C_mF_n 进行电子交换,使 C_mF_n 的数量,体积发生变化,从而产生不同的石墨化效果。此外,对D型石墨及先共晶奥氏体对铸铁强度的影响进行了研究,并制得高碳当量高强度的灰铸铁^[2]。这些研究结果有助于孕育剂及强化珠光体元素的发掘。目前世界上已有种类繁多的孕育剂和孕育方法^[3],促进了高强度薄壁铸件的发展。

然而人们发现,同一孕育剂用于化学成分相同,但熔炼条件、原料成分不同的原铁水,其孕育效果差距甚大。作者根据多年来对合成铸铁的研究,认为原铁水的冶金因素的控制是孕育处理成败的关键。因此,必须研究原料及熔炼条件对原铁水中各微区成分,先共晶奥氏体形成能力和石墨形核能力的影响,以及由此导致的对凝固过程、显微组织机械性能和机械加工性能的影响。本文阐述了这方面的研究结果。

1 显微组织对铸铁性能的影响

1.1 试验方法

为了了解不同原料配比及不同熔炼条件下灰铸铁的凝固过程,及其对显微组织、机械性能和切削性能的影响,笔者研究了表1所列的4种不同条件下制得的灰铸铁。其碳当量均在4.1%~4.3%,试棒和铸件均用湿砂型铸造,生铁温度为 $1450 \pm 20^{\circ}\text{C}$ 。试棒的金相试样取自抗弯试棒,尺寸为 $\phi 28\text{mm} \times 8\text{mm}$;铸件的金相试样取自最小加工面毛坯壁厚仅3mm的深井泵叶轮的叶片尖端(3mm厚处)。试验方法是对试棒金相试样进行光镜、扫描电镜和彩色金相分析,并对叶片试样作光镜分析。

表1 试验用炉料配比与熔炼炉型

铸铁编号	炉型	原料配比 (%)						
		钢屑	可锻铸铁	灰铸铁屑	废钢	生铁	浇冒口	石墨增碳剂
1	感应电炉	0	65	15	10	0	10	适量
2	冲天炉	0	0	0	10	70	20	0
3	感应电炉	0	0	0	10	70	20	0
4	感应电炉	65	0	15	10	0	10	0

1.2 试验结果

1号铸铁试棒的金相试样边缘出现小而密集的B型石墨,中心为细小的点状或短细片状石墨,呈网状分布,基体为铁素体,并留有初生奥氏体枝晶的痕迹。见图1。

从彩色金相分析中,可观察到B型石墨外围不规则地分布着两种珠光体:一为碳化物含量高的珠光体(棕色);另一为高硅珠光体(深蓝色)。前者在扫描电镜下放大500倍观察,无明显片层,但放大到1000倍,可见到密集的渗碳体片层,而铁素体片层细而少。见图2。后者则由较厚的铁素体片层与较厚的渗碳体片层构成。用同炉铁水浇铸的叶轮叶片,其尖端和翼缘处均有白口,离试样边缘约4mm处出现B型石墨。在B型石墨区和白口区之间为E、D石墨,其间分布着细小的、平均直径为 $4\mu\text{m}$ 的点状石墨。见图3、图4。铸件的机械加工性能差,且叶片易折断,而试棒抗拉强度却只有 $150 \sim 170\text{MPa}$ (^[4])。

4号铸铁试棒金相试样的任何视域均无B型石墨。试样边缘为A型和E、D型石墨,石墨片短而厚,部分A型石墨片为铁素体所包围。见图5。所浇出的叶轮叶片试样无白口区,叶片尖端和边缘全部是E、D型石墨,其间分布着显然比1号铸铁(图3、图4)粗大得多的点状石墨。见图6、图7。

在与上述叶片试样对应位置的视域里,本试样的点状石墨直径为上述试样的2~3倍,而数量则为3~4倍。所浇得的叶轮,切削性能良好,无加工折断现象发生,试棒抗拉强度可达 $230 \sim 270\text{MPa}$ 。

2号、3号铸铁均采用生铁为主要原料。但是3号铸铁配用大块废钢,在感应电炉中熔炼,由生铁中的碳增碳;而2号铸铁所用废钢块较小,在冲天炉中熔炼,由焦炭增碳。

试验结果表明:3号铸铁金相试样中心至边缘全部都是B型石墨,外层石墨片较粗大;

2号铸铁的试样仅在边缘有少量B型石墨,其特点是中心铁素体区域小,有一些沿石墨片长度方向分布的铁素体,中心基体为珠光体和铁素体,外围为碳化物含量高的珠光体和高硅珠光体,其分布比1号铸铁的B型石墨周围的同类珠光体要均匀得多。因此,2号铸铁叶轮的切削性较1号、3号铸铁为好,而比4号铸铁差。

此外,笔者观察过所有灰铸铁试棒金相试样的中心,都是E、D型石墨围绕着一个或数个A型石墨共晶团。见图8。而且,凡边缘出现B型石墨的试样,其中心A型石墨共晶团必然粗大,D型石墨稀疏,E型石墨链长枝晶不发达,有较多游离铁素体,抗拉强度较低。

大量显微组织分析结果表明,先共晶奥氏体除转变成E、D型石墨的基体外,还存在于A型、B型石墨共晶团的边界及B型石墨的基体中,与共晶奥氏体联结成贯穿铸件整体的三维网络。在相同碳当量下,先共晶奥氏体网络细密的铸铁,其强度较高,石墨化能力较强,铸件切削性能较好。

2 凝固过程探讨

2.1 铁水中的 C_mX_n 微区

上述试验结果表明,在其它条件相近的情况下,原料成分和熔炼条件决定了原铁水的石墨化能力。石墨化能力差,则在金相试样中易形成B型石墨,在冷却速度较大的薄壁叶片上易出现白口;而石墨化能力强的铁水,试棒金相试样上则不易出现B型石墨,叶轮的叶片上就可不出现或少出现白口。

笔者在合成铸铁的研究中,经对铁水的大量观察和分析,确认铁水中存在着呈松散聚合状态的石墨碳^[2]。它们在铁水中以 C_mX_n 的形式存在,其中X表示包括Fe在内的能与碳结合的元素,式中 $m>0$, $n\geq 0$ 。当 $n=0$ 时,只存在 C_m ;当 m 足够大时,可形成预存石墨晶核。

因此,可以认为:铁水中存在着各种不同 m 、 n 值的 C_mX_n 微区,如高碳微区和低碳微区等。x射线衍射和中子衍射分析结果表明,液态金属中存在着短程有序。这些高碳微区和低碳微区 C_mX_n 的成分差异将影响石墨的形貌、分布及基体组织。当铁水中加入硅铁等孕育剂或能与碳结合的元素时, C_mX_n 的数量和成分将发生变化,从而影响凝固后的铸铁组织。例如,当加入硅及Ia族和IIa族中的各种促进石墨化的元素时,由于这些元素向铁提供价电子的能力强于碳,或者接受碳的价电子的能力强于铁,因而削弱了Fe—C结合力^[5-7],从而增加了 C_m 微区,提高了铁水的石墨化能力。

2.2 1号铸铁的凝固特点

1号铸铁试棒金相试样边缘出现B型石墨,浇出的叶轮叶片出现白口。由于采用的主要原料为可锻铸铁屑,其成分为2.4~2.8% C及1.4% Si,这种成分的铁屑重熔后必然仍得到白口组织。但因炉料中还加入石墨、回炉料及废钢,故铁水中由可锻铸铁屑熔化而生成的微区,因石墨增碳而减少,部分变成接近于共晶成份的微区。同时铁水中还存在分别由石墨及废钢形成的高碳微区及低碳微区,这些微区削弱了1号铁水的白口倾向,使其试棒的缓冷区为灰口凝固。

铁水中残存的由可锻铸铁形成的微区,在试棒表面冷却强度高时本应出现白口,然而由于高硅液滴的作用,提高了可锻铸铁成分微区的共晶度。这种由高硅造成的过共晶区的含碳

量很低,不容易成长为大片石墨,而易形成B型石墨中心的细小的初生石墨和铁素体基体;其外围在彩色金相分析中出现深蓝色的高硅珠光体,并残留深棕色的碳化物含量高的珠光体组织;再外围,由于试样中心凝固时放热和化学成分的变化,凝固后生成粗大的石墨片和普通珠光体基体。

因此,试棒金相试样出现B型石墨就显示了铁水石墨化能力差,它浇出的3mm厚叶片上就必定会出现白口。可见,要是原料石墨化能力差,其重熔后的铁水石墨化能力也差。

2.3 薄壁高强度合成铸铁的凝固特点

4号灰铸铁是采用废钢屑并用石墨增碳、在感应电炉中制得的合成铸铁,其铁水中存在着大量游离的高碳微区 C_m ,使合成铸铁具有很高的石墨化能力,因此试棒金相试样不出现B型石墨,也存在大量低碳微区。使铁水具有较普通灰铸铁强得多的形成初生奥氏体的能力^[8]。假如铁水的平均含碳量是3.5%,低碳微区的含碳量是1%,那么后者只要达到1460℃,即可析出先共晶奥氏体。低碳微区越多,则在高温下形成奥氏体初晶的量也越多,枝晶越发达,其周围铁水增碳速度越快,越易达到共晶成分,并在共晶温度以上就已析出石墨晶核,从而也提高了铁水的石墨化能力。

奥氏体初晶形核率的增加不仅使奥氏体枝晶发达,而且也使晶粒均匀细小;在随后的冷却过程中,由这些奥氏体转变成的珠光体也细小。所以,本项研究制得的薄壁高强度合成铸铁中不仅珠光体量多,而且均匀细小,使强度显著提高。碳当量为4.2%左右的这种铸铁,其试棒抗拉强度达到230~270MPa。用这种高强度合成铸铁铁水,浇铸加工面毛坯最小壁厚仅3mm的深井泵叶轮,其叶片前端和翼缘都是E、D型石墨,没有白口。

更值得注意的是,E、D型石墨上分布着圆整度高的、比一般铸铁大2倍左右的大颗粒点状石墨。这不仅说明铁水石墨化能力强,存在较多预存石墨晶核,而且证实了笔者的推论,即:在铁水中存在着碳原子集团 C_m 。合成铸铁通过改变原料成分及熔炼工艺,创造了良好的形核条件,降低了各微区凝固所需过冷度,创造了先共晶奥氏体枝晶发达的条件^[8]。

上述工艺使共晶团数增加,分布均匀,中心与边缘共晶团数相接近,没有B型石墨,A型石墨片分枝发达,不易长大,长厚比减小,从而使石墨的形貌和分布得到改善,提高了机械性能和机加工性能。

2.4 试样中心凝固过程

试样中心出现E、D型石墨包围着A型石墨簇的现象,见图8。这说明宏观上的缓冷区由于微观上的成分起伏而出现本应在过冷度较高时才出现的E、D型石墨。试棒外围凝固时因吸收了高碳微区和共晶成分微区的碳原子而形成A型石墨。因此,试棒中心处出现贫碳区,产生成分过冷而形成E、D型石墨。此时,因析出奥氏体初晶而使最后凝固的铁水的含碳量增加,且因放出热量而降低其过冷度,故最后又形成了A型石墨。

从这个凝固过程分析可知,凝固时随着A型及B型石墨共晶团的生成,使共晶团周围铁水出现了低碳微区,促使先共晶奥氏体的形成。铁水中低碳微区越多,先共晶奥氏体的三维网络越细密,铸铁基体的强度越高。而且析出先共晶奥氏体量的增加,也提高了铁水的石墨化能力,有助于在提高铸铁强度的同时改善机加工性能。



图1 1# 铸铁试体显微组织;
3% 硝酸酒精腐蚀 125×



图2 1# 铸铁中 一个 D 型石墨间
的高碳化物组织 (扫描电镜
500×)

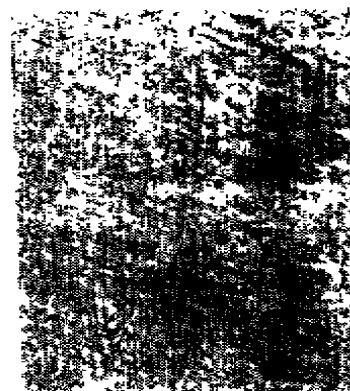


图3 1# 铸铁壁厚3mm叶片显微
组织,未腐蚀 200×



图4 1# 铸铁壁厚3mm叶片显微
组织,未腐蚀 800×



图5 2# 号铸铁试体显微组织
3%硝酸酒精腐蚀 125×

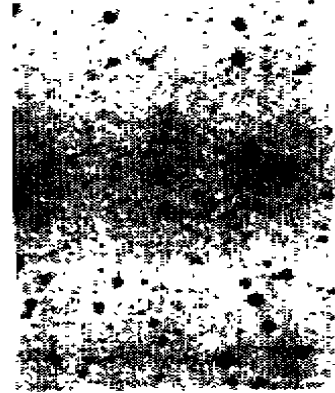


图6 2# 号铸铁壁厚3mm叶片
显微组织,未腐蚀 200×



图7 2# 号铸铁壁厚 3mm 叶片显微组织
未腐蚀 500×



图8 2# 号铸铁, D, C 型石墨和 D, A 型石墨,未腐蚀 50×

3 结论

3.1 铁水中存在着碳原子和能与碳结合的元素组成的原子集团 C_mX_n 。随着原料、熔炼和孕育条件的变化, m 、 n 值在熔化、孕育和凝固过程中均在下断发生变化, 影响铁水的石墨化能力和先共晶奥氏体的形成能力, 从而影响灰铸铁的显微组织和性能。

3.2 用80%废钢切屑为主要炉料, 不用生铁, 可熔炼得碳当量为4.2%左右的铁水, 浇铸加工面最小壁厚仅3mm的薄壁铸件, 激冷区无白口, 可在铸态下切削, 试棒抗拉强度可达230~270MPa。

3.3 B型石墨是在一定冷却速度范围内, 在铁水中石墨化能力较差的微区内形成的。用于铸注薄壁铸件的高强度铸铁, 其试棒金相试样必须在任何视域内均无B型石墨出现。

3.4 在灰铸铁中, 先共晶奥氏体与共晶奥氏体联结成三维网络, 经共析转变为珠光体。此空间网络越细密, 基体强度就越高, 石墨化能力就越短。这有助于在提高强度的同时改善切削性能。

参 考 文 献

- (1) A A Zhukov et al. Proceeding of Conference on Solidificat Technology in the Foundry and Casthouse, England, 1989
- (2) 朱锦侠, 王黔青等, 球铁, 1988; 2: 56
- (3) 陆文华, 灰铸铁的孕育问题, 中国铸造学会铸铁专业委员会编, 1985
- (4) 吴家立, 柯绿, 球铁, 1989; 1: 22
- (5) 王春祺, H Tredrickson, 铸造, 1984; 1
- (6) 小野丰等, 球墨铸铁——基础, 理论, 应用, 日本, 石田进发行
- (7) 李德河, 金丰等, 铸物, 日本, 1983; 3
- (8) 王春祺, 铸铁孕育的理论和实践, 天津, 天津大学出版社, 1986

STUDY ON SOLIDIFICATION AND PROPERTIES OF HIGH STRENGTH THIN-WALLED GREY CAST IRON

Wu Jiali Tong Jianhua Zhang Qixiu Ke Lu Wang Huiping