

高镍奥氏体球墨铸铁件缺陷分析及对策

赵新武

(西峡县内燃机进排气管有限责任公司, 河南西峡 474500)

摘要: 高镍奥氏体球墨铸铁与球墨铸铁虽然有相同的铸造缺陷, 但某些铸造缺陷的发生和解决方法与球墨铸铁却又不尽相同。由于高镍奥氏体球墨铸铁的凝固特性, 缩孔、缩松、片墨和裂隙状气孔是其主要缺陷, 分析这些缺陷产生的原因, 并制定出纠正、预防措施是铸造工作者的当务之急。

关键词: 缩孔; 缩松; 片墨; 裂隙状气孔

高镍奥氏体球墨铸铁因其具有优异的抗热冲击性、抗热蠕变性、耐蚀性、高温抗氧化性, 以及低的热膨胀性和低温冲击韧性, 在国内外被广泛应用于制造海水泵、阀、增压器壳体、排气管、气门座等耐热、耐蚀零部件产品。但高镍奥氏体球墨铸铁枝晶发达, 铁液流动性差, 补缩困难, 极易产生缩孔、缩松缺陷。由于残余镁量较高, 容易产生皮下气孔、片墨等缺陷。较之球墨铸铁, 高镍奥氏体球墨铸铁还有许多不为人知的铸造缺陷, 本文针对高镍奥氏体球墨铸铁 (QTANi35Si5Cr2) 常见缺陷进行分析, 并制定出纠正、预防措施。

1 CE与缩孔、缩松

QTANi35Si5Cr2依据ISO 2892: 2007和ASTM A439—1983 (2004) 标准而来, 而各国标准差异很大。其中碳: ISO为 $C \leq 2.0\%$, ASTM为 $C \leq 2.3\%$ 。表1为两个牌号奥氏体球墨铸铁化学成分对比, 区别在于C, 取较高的碳更有利于组织生产。QTANi35Si5Cr2把C确定为 2.3% 。通过大量试验发现, 高镍奥氏体球墨铸铁具有和球墨铸铁相同的凝固特性, 选取较高的碳当量不但可以利用石墨化膨胀产生的自补缩作用, 且可以降低液相线温度。公式 $CE = 15.782 C - 0.009 657 5 T_L^{[1]}$ 能够直观地反映出 T_L 的变化趋势, CE越高, 液相线温度越低, 从而降低了熔炼温度和浇注温度, 克服由于高温带来的不利影响。球墨铸铁的凝固特性适用于高镍奥氏体球墨铸铁, 即在不产生石墨漂浮的前提下碳当量尽可能高, 在不产生冷隔的前提下浇注温度尽可能低。特别是孤立热节而又无法放置冒口的部位, 采用高的碳当量可以减少缩孔、缩松缺陷。对于局部的显微缩松或裂隙状气孔, 高的碳当量更为有利。

受饱和度影响, 很多人总是把碳规定在小于 2.0% , 从表2^[2]可以看出, 碳最高选取 2.28% , 球化良好。生产中实测的化学成分见表2。

按照公式 $CE = C\% + 0.33(Si\%) + 0.047(Ni\%) - 0.005 5(Si\%)(Ni\%)$, CE计算结果见表2。

按照公式 $CE = 15.782 C - 0.009 657 5 T_L$, T_L 计算结果见表2。

从计算结果可以看出, 1~4次试验饱和度在 $4.95 \sim 5.15$ 内波动, CE在 $4.35 \sim 4.44$ 范围内波动, T_L 在 $1174 \sim 1192$ °C范围内波动。5~8次试验饱和度在 $5.27 \sim 5.31$ 范围内波动, CE在 $4.49 \sim 4.62$ 范围内波动, T_L 在 $1156 \sim 1170$ °C范围内波动。在保证化学成分的前提下饱和度相差 0.36 , CE相差 0.27 , 温度相差 36 °C。当然 T_L 是推算结果。在实际生产中由于采用了较高的碳当量, 铁液的流动性提高了, 且熔炼温度从最初的 1680 °C下调到 1620 °C。在生产涡轮壳产品时出炉温度甚至为 1575 °C, 浇注温度低于 1500 °C, 残留镁量 $\leq 0.09\%$ 的情况下, 同样生产出金相组织和力学性能合格的铸件。

表1 奥氏体球墨铸铁化学成分

($w_B/\%$)

标准号	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	P	S	Fe
ISO 2892	≤ 2.0	4~6	0.5~1.5	34.0~36	1.5~2.5	≤ 0.5	≤ 0.05	≤ 0.03	余量
ASTM A439	≤ 2.3	4~6	0.5~1.5	34.0~36	1.5~2.5	≤ 0.5	≤ 0.05	≤ 0.03	余量

表 2 生产中实测化学成分

试验次数	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	P	S	饱和度	碳当量	T_L
1	2.15	4.20	1.10	34.20	1.65	0.35	0.032	0.018	5.04	4.35	1183
2	2.20	4.35	0.90	34.67	1.72	0.26	0.039	0.016	5.15	4.44	1174
3	2.08	4.05	1.06	34.35	1.69	0.32	0.032	0.014	4.95	4.27	1192
4	2.17	4.26	1.17	34.69	1.82	0.44	0.029	0.011	5.10	4.39	1179
5	2.28	4.50	1.20	35.53	2.01	0.32	0.041	0.009	5.31	4.62	1156
6	2.25	4.67	0.65	35.28	1.96	0.29	0.034	0.017	5.30	4.49	1170
7	2.20	4.78	0.83	35.69	1.78	0.36	0.028	0.012	5.30	4.52	1167
8	2.24	4.51	1.07	35.45	1.58	0.47	0.027	0.015	5.27	4.51	1167

2 残留镁量与缩孔、缩松和片墨层缺陷

高镍奥氏体球墨铸铁的所有国家标准中对残留镁量都不作规定，霍尼韦尔等少数企标中规定 $Mg_{残} \leq 0.09\%$ ，那么残留镁量多少最佳？由于冶金条件、材料选用及铸件特性导致生产厂家在确定残留镁量时都留有较宽的余地。众所周知，残留镁量越高，缩孔、缩松倾向越大。因此，在保证球化要求前提下控制残留镁量也是减少缩孔、缩松的重要手段。刚开始生产高镍产品时，残留镁量控制在 $0.11\% \sim 0.13\%$ ，随着工艺成熟，控制在 $0.06\% \sim 0.09\%$ 就可以生产出球化良好的铸件。但表层片墨始终困扰我们，如图1、图2所示。残留镁量低到一定程度，基体内部就会出现细小的片墨，如图3所示。“高镍奥氏体球墨铸铁饱和度和碳当量的验证”讲到基体内片墨层的出现可能受微量元素影响，现在看来，残留镁量低时，也会在表层和基体内部出现片墨。但片墨与球墨共存，球化率较高，很少衰退石墨的现象仍得不到完整解释。用Al、Mg、Ca等元素通过正交试验法，在涂料中添加不同含量的微量元素及在型芯表层刷防渗疏涂料消除片墨层，效果甚微，只是在片墨层的厚薄上有所改善。传统理论认为，型砂、芯砂中含硫量或反球化元素过高^[3-4]，就会在球墨铸铁或蠕墨铸铁表层出现片墨层。笔者公司用的型砂、覆膜砂芯含硫量小于 0.02% ，不足以在表层形成片墨。通过检测铸件基体和表层的残留镁量，基体的残留镁量 0.075% ，表层残留镁量 0.083% ，为什么表层残留镁量高，反而有片墨呢？这说明了在浇注过程中由于铁液的飞溅，以及其他因素导致Mg的烧损，在表层的残留镁中包含有MgO，MgO比例增高，有效Mg量低，不足以保证球化时片墨就形成了。由此得出结论：高镍奥氏体球墨铸铁要想完全消除片墨层是不可能的，只有在过程中严格控制工艺参数，减薄表层片墨层或脱碳层。图4为国外某公司允许的表层片墨缺陷。

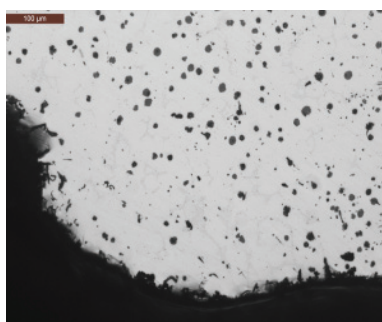


图 1 表层石墨形态

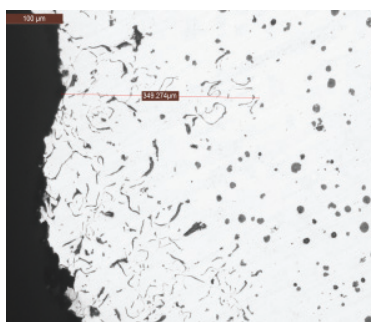


图 2 片墨层约 0.350 mm

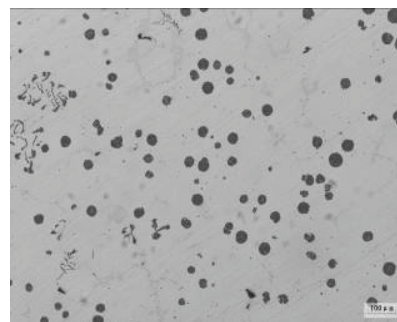


图 3 基体内部的片墨

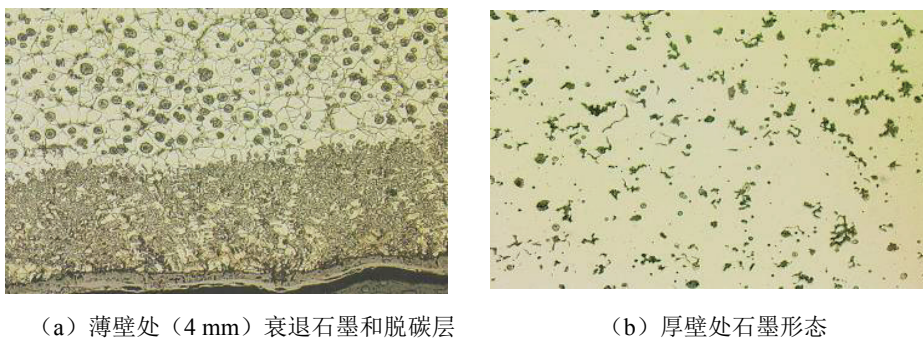


图4 高镍奥氏体球墨铸铁金相 (允许 0.3 mm 脱碳层)

在实践中我们认识到高镍奥氏体的片墨层的厚度与下列因素有关:

- ①温度影响。浇注温度越高, 镁的烧损越大, 片墨层越厚。因此在包证不冷隔的前提下, 尽可能的降低浇注温度。
- ②残留镁量越高, 片墨层越薄。残留镁量低于0.06%时片墨层增厚, 甚至在机体内部出现细小的片墨。综合考虑, 残留镁量在0.06%~0.09%较为合适。残留镁量过高会引起其他铸造缺陷。
- ③浇注时液流不平稳, 镁的烧损大, 片墨层增厚。
- ④铸件死角越多, 死角处的片墨层越厚。
- ⑤铁液和铸型、芯的含S量越高, 片墨层越厚。
- ⑥铁液熔炼过程氧化严重, 浇注后片墨层厚。
- ⑦高镍奥氏体球墨铸铁工艺出品率低, 回炉料多, 回炉料反复多次重复使用, 铁液氧化严重, 片墨层厚。

归纳起来, 为减少片墨层, 可采取下列措施:

- ①选择优质炉料, 快速熔炼, 防止铁液氧化。
- ②在不产生冷隔前提下, 不宜选择过高的过热温度, 出炉温度控制在1 620℃, 充分烫包, 快速浇注。
- ③尽量使铁液充填平稳, 减少镁的烧损。
- ④混砂时适当多添加优质煤粉, 浇注时造成型内的还原性气氛, 减少Mg的烧损。
- ⑤原材料和型、芯的含S量尽可能的低, 铁液的含S量在0.015%较为合适。
- ⑥型砂含水量尽可能低, 控制在3.5%~4.5%之间。
- ⑦高镍奥氏体球墨铸铁对Mg的敏感性很高, 残留镁量的高低要兼顾铸件的大小、厚薄, 复杂程度。
- ⑧通过溢流方法也可以减薄片墨层, 但此方法降低工艺出品率。

3 缩气孔的起因与消除

缩气孔是铁液中溶解有 N_2 、 H_2 等气体, 在铁液冷却过程中, N 、 H 来不及逸出而形成的分散性气孔与缩孔、缩松混杂在一起的孔洞类铸造缺陷。高镍奥氏体球墨铸铁由于熔炼温度高, 残留镁量高, 吸气倾向大, 回炉料多时加大了啄气倾向性。液体流动性差, 铁液补缩困难, 极易产生缩孔、缩松缺陷。铁液熔炼时由于镍板、回炉料和增碳剂的加入增大了铁液的吸气倾向, 主要是 N_2 。在浇注过程中铁液与型壁和型芯接触, 特别是覆膜砂中树脂的氨(NH_3)在高温下分解出 N_2 和 H_2 侵入铁液, 在热节部位形成分散性气孔, 当热节部位的补缩不足时, 易产生缩孔、缩松与 N 、 H 气孔共存的缩气孔, 导致铸件耐压试验时泄漏。图5为热节部位的缩气孔, 图6为缩气孔的显微照片。钻孔后做耐压试验时漏气。此类缺陷多发生在热节或管壁与法兰夹角部位。此类缺陷的起因:

- ①铁液氧化严重, 加剧缩孔、缩松倾向, 加剧Mg的损耗。
- ②铁液含气量大, 凝固时来不及逸出。



图5 热节部位的缩气孔

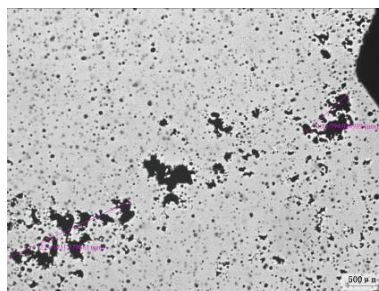


图6 热节部位的显微缩气孔

③型砂含水量高，型芯发气量大，覆膜砂中树脂含N量高， NH_3 分解后形成 N_2 和 H_2 。

④型砂透气性差，型腔内形成的大量气体来不及排出。

⑤浇注系统设计不合理，铁液流动不平稳，卷入大量气体。

⑥浇注不平稳，浇不足，带入大量气体。

⑦碳当量过低，石墨化不充分。

⑧浇注温度过高，收缩倾向大。

对于显微缩孔、缩松和气孔共生的现象要充分分析，综合解决。N、H、O是存在铁液中的三种气体元素，当铁液中的Fe、Al、Mg、Mn等元素与水还原而释放H，铁液中的氢含量就可能大幅度提高，具备析出气体的条件。N含量超过 $120 \times 10^{-4}\%$ 后，就可能出现针孔，氮含量超过 $150 \times 10^{-4}\%$ ，就可能出现缩气孔。尿烷树脂冷芯盒工艺制芯，酚醛树脂覆膜砂制芯，都有可能因芯子释放N而使液态铸铁中的氮含量提高，从而造成针孔缺陷。铁液中的O含量过高，在充型过程中形成的FeO与铁液中的C反应生成CO，可形成氧化性气孔。当这些气体聚集在热节部位，就会伴随缩孔、缩松缺陷，习惯上称为缩气孔。

针对以上缺陷，常采取下列措施。

①Ni板、铬铁在熔炼后期加入，最后加入锰铁和硅铁。

②有锈、有油污或潮湿的炉料不可直接投在铁液中，特别不能使用带红色铁锈的炉料。使用前进行抛丸处理。

③冷芯盒制芯时，合理搭配尿烷树脂和聚异氰酸酯的组分，控制N含量。覆膜砂芯中六亚甲基四胺含N，要控制树脂用量。

④在模板上尽可能多开排气槽和气眼针，使气体能顺利排出。

⑤合理设计浇注系统，使充型平稳，减少气体卷入，增强补缩效果，横浇道前沿开设溢流槽，阻止液流前沿不断氧化的铁液充入型内。

⑥在热节部位刷激冷涂料或放置冷铁。

⑦使用新生铁，少用废钢和增碳剂，出炉前微调C时要用优质增碳剂。

⑧合理控制浇注温度，过高缩松倾向大，过低会形成更多的气孔或皮下气孔。

高镍奥氏体球墨铸铁含Mg量高，生产过程中除了上述缺陷外，皮下气孔也是一种常见缺陷，这种缺陷与上述解决方法基本相同，见图7。



图7 皮下气孔

4 结论

(1) 尽可能提高高镍奥氏体球墨铸铁 CE，加强孕育效果，利用石墨化产生的自补缩效果，保证球化的前提下，降低残留镁量是消除或减少缩孔缩松缺陷的有效途径。

(2) 可通过优化工艺，减少 N_2 、 H_2 气体来源，加强排气，合理选择浇注温度，适当放置冷铁等。加强过程控制，严格按照工艺也是不可缺的有效途径。

参考文献：

- [1] Karsay I, Schelleng R D. Nickel alloyed austenitic ductile iron graphire structures[J]. AFC Transactions, 1961, 69: 725-730.
- [2] 程武超, 赵新武, 党波涛, 等.高镍奥氏体球墨铸铁饱和度和碳当量的验证[J].铸造技术, 2009 (9): 1097-1101.
- [3] 王泽华.球铁铸件表层出现球化石墨衰退的原因及其对策[J].机车车辆工艺, 1990 (1): 5-7.
- [4] 赵彦辉, 周继杨.球墨铸件表层片状石墨组织缺陷[J].铸造, 1999 (2): 47-49