

铸造论文集

ZHUZAO LUNWENJI

4

哈尔滨工业大学

1978 年 10 月

前 言

在1959—1963年间,我们曾编辑出版了“哈尔滨工业大学铸造论文集”1、2、3集,后来由于林彪及“四人帮”反党集团的干扰破坏,论文集的出版工作也受到严重影响,因此,这第4集论文集与第3集之间竟相隔了15年!现在,以英明领袖华主席为首的党中央粉碎了“四人帮”,抓纲治国,文化、科学工作才重新出现生气勃勃的大好形势,因此,我们在编辑这本论文集的时候,饮水思源,衷心感谢华主席和党中央给我们带来科学的春天。

这本论文集主要反映了我们近几年在学校实验室及与工厂、研究单位协作的部分科研成果,也刊登了少量以前没有发表的科研成果。但是由于林彪“四人帮”的破坏,实物和图片的散失,有一批研究工作未能整理成文。

这本论文集能够付印,与各级组织的大力支持及兄弟单位的热情协作和帮助分不开。研究生和毕业生在科研工作中贡献了智慧和力量,实验室和兄弟厂、所的技术人员及工人付出了辛勤的劳动。本校科研处学术情报科和印刷厂的同志对论文集的印刷给予了热情的支持,在此向他们表示衷心的感谢。

时间仓促,水平有限,错误之处,恳请指正,但我们有决心在华主席和党中央率领的为本世纪内实现四个现代化的新长征中,不辜负历史赋予我们的使命,为多培养高质量的科技人材,多出较高水平科技成果而努力工作。

哈尔滨工业大学铸造教研室

1978. 10. 15.

主编:李庆春

编委:叶荣茂、朱培钺、任天庆、林柏年

目 录

铸 造 工 艺 基 础 理 论

- 一、铜合金螺旋桨皮下气孔形成机理及预防措施
.....李庆春 孟爽芬 葛丰德
- 二、船用螺旋桨的铸造质量与断裂原因
.....李庆春 谭月枝
- 三、离心铸型横断面上水动力现象及其对结晶过程的影响
.....林柏年
- 四、负压造型中型砂粒度对铝合金铸件表面质量的影响
.....叶荣茂 安阁英 蒋祖令
- 五、液体金属在离心铸型轴向上的流动及其对铸件结晶的影响
.....林柏年
- 六、低压铸造铜合金螺旋桨表面裂纹形成机理
.....赵九夷 张在春 孙秀荣 李庆春

铸 造 合 金 及 一 次 结 晶 理 论

- 七、铸铁一次结晶时球状石墨生成的机理
.....陈熙琛
- 八、高强度黄铜的断裂韧性和应力腐蚀倾向
.....李庆春 谭月枝
- 九、铝合金中硅的变质与铸铁中石墨的球化
.....朱培钺 陈熙琛 张宝书 刘贤功 邱岳
- 十、关于球墨铸铁中的碎片状石墨
.....朱培钺 刘贤功

铸 造 设 备 机 械 化 和 自 动 化

- 十一、射砂紧实机构工作机理及其结构参数的研究
.....任天庆 周丽芝
- 十二、铸造设备程序控制逻辑电路设计方法—程序控制图表—逻辑线路设计法
.....任天庆
- 十三、电容法测定型砂水分的试验研究
.....任天庆 韩 忠

铜合金螺旋桨皮下气孔形成机理及预防措施

李庆春 孟爽芬 葛丰德

本文从理论上分析了大型船用铜合金螺旋桨皮下气孔形成的机理,在实验室条件下进行了皮下气孔模拟试验。针对这种缺陷形成的原因,在生产条件下采取了相应的工艺措施,这种措施不仅消除了皮下气孔,而且还大大减少了加工余量,实现了少余量铸造工艺,显著地提高了大型船用螺旋桨的质量。

一、概 述

采用硅酸盐水泥砂生产大型整铸铜合金螺旋桨以来,铸造质量一直不稳定,在一个时期情况尤为严重,废品率和次品率竟达87%[1][2]。有的螺旋桨在使用过程产生早期断裂事故[3]。常见的铸造缺陷是皮下气孔和氧化夹渣,其中以皮下气孔最为严重,几乎每个桨叶上均有,成为生产中的关键。螺旋桨经过机械加工即便是合格品,但在加工前亦有气孔,只是因放大了加工余量才得以挽救。



图1 大型螺旋桨的皮下气孔照片

螺旋桨吸力面上的加工余量高达25~30毫米,全靠手工劈铲掉。因此,加工时劳动强度大,噪音高,卫生条件差,劳动效率低,加工一个万吨级螺旋桨约要数千工时。所以,减少加工余量也是急待解决的课题。但是,如不能消除皮下气孔,减少加工余量也无法实现。

皮下气孔多出现在桨叶0.4R以外的随边和叶尖处,即薄壁处出现较多,厚壁处有时也出现,但较少。桨叶表面经劈铲3—5毫米一层之后,便可发现皮下气孔,如图1所示。气孔形状基本是球形和管形两种,也有梨状和椭圆状的。这种气孔的尺寸大小不一。一般情况下,球形气孔和管形气孔的直径在0.1~3毫米之间,管形气孔的长度可达2~15毫米。

二、皮下气孔形成机理的分析

有关皮下气孔形成机理可做如下分析。

1. 水蒸气与铜液之间的作用

水蒸气在铜合金中可以产生两类气孔：一是水蒸气直接侵入铜水形成的气孔，称为水蒸气气孔或称侵入性气孔，这类气孔在铸件中的分布具有明显的特徵[4]；二是水蒸气被铜水中的合金元素所还原，生成氢气，溶解、扩散进入铜水，造成气孔，称为氢气气孔，这类气孔与铜合金种类，以及浇注条件有着密切的关系[5]。

为判断水蒸气与铜水之间的作用，可按氧化物自由能的不同，将铜合金分为两组：

第一组：纯 Cu、Cu—Pb、Cu—Ni、Cu—Sn、Cu—Cd；

第二组：Cu—Zn、Cu—Mn、Cu—Cr、Cu—Si、Cu—Al。

表 1 列出主要合金元素的自由能的数值。

表 1 铜合金元素氧化物的自由能

氧 化 物	CuO	PbO	H ₂ O	MnO	ZnO	SiO ₂	P ₂ O ₅	Al ₂ O ₃
$\Delta H^\circ_{1300^\circ K}$ (千卡/克分子)	-35.0	-47.25	-59.6	-92.25	-111.2	-207.85	-361.55	-403.2
$\Delta F^\circ_{1300^\circ K}$ (千卡/克分子)	-10.25	-22.45	-41.4	-69.1	-50.7	-154.15	-220.45	-301.5

第一组铜合金：它们不含有活泼的合金元素，即不含有氧化物自由能比水低的元素。这组合金中有纯铜，锡青铜和镍铜等。在熔化温度下它们的氧化物自由能都比较大，所以水在这些铜合金中是稳定的。水蒸气以氢原子[H]和氧原子[O]的形式溶解于这组合金铜中，并与铜液表面的水蒸气达成平衡：



溶解在这组铜合金中的氢和氧的量，可由平衡常数公式来决定：

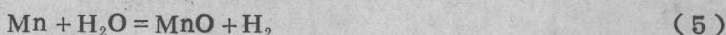
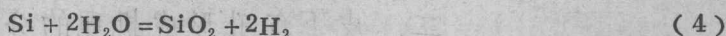
$$K = \frac{[H]^2[O]}{P_{H_2O}} \quad (2)$$

式中：[H]、[O]——氢和氧在铜水中的浓度，

P_{H_2O} ——铜液表面水蒸气的分压力。

P_{H_2O} 越高，溶解在铜水中的[H]和[O]的量也越高。另外，平衡常数 K 的数值，随湿度降低而逐渐减小。在铜合金冷却过程中，随温度的降低，K 值减小，铜水中的[H]和[O]的数量，超过平衡时的溶解度，就将从铜水中析出，重新结合成水分子并形成气泡。气泡可能上浮，由铜水中逸出，也可能停留在铸件中，造成所谓水蒸气气孔。

第二组铜合金：它们含有与氧亲和力较强的活泼元素，如铝、锰、锌、硅等。这些合金元素的氧化物自由能比水低。因此，水蒸气与这组铜合金元素接触之后，很快地被还原，析出氢，其化学反应式如下：



根据上述各式析出的氢，一部份很快地吸附、解离并溶解在铜水中。溶解于铜水中的氢，随水蒸气分压的增高而加大。在铜水冷却过程中，由于温度下降，氢的含量将超过其溶解度，将从铜水中析出，变为氢分子并形成气泡。这种气泡可能上浮逸出铜水外，也可能留存在铸件中，形成所谓氢气孔。

由表 2 列出的螺旋桨用铜合金的化学成分可见，主要的合金元素是锰、铝、铁和锌，故它们都属于第二组铜合金，与砂型中的水蒸汽相遇时容易分解出氢，解溶于铜液，成为形成皮下气孔的氢的来源。

表 2 螺旋桨用铜合金的化学成份 (CB318—75)

№	合 金 牌 号	化 学 成 分 %					
		Cu	Mn	Al	Fe	Ni	Zn
1	ZHMn 55—3—1	53—58	3—4	0.2—0.4	0.5—1.5	—	余量
2	ZHA1 67—5—2—2	67—70	2—3	5—6	2—3	—	余量
3	ZQA1 12—8—3—2	余量	11.5—14	7.5—8.5	2.5—4.0	1.8—2.5	<0.3
4	ZQA1 14—8—3—2	余量	13.5—15	7.8—8.8	2.8—4.0	1.8—2.5	<0.3

2. 皮下气孔生成的条件

在高温下溶解于铜液中的氢，如其含量较高，于冷却凝固过程中往往处于过饱和状态，氢原子从溶解状态析出可以通过以下途径：以氢原子形式扩散到合金表面，逸出；氢原子扩散聚集成氢气泡，或是浮出，或是残留在铸件中。

根据理论分析，溶液中形成气泡必须满足以下条件：

$$P_{\text{气}} > \frac{2\sigma}{\gamma} + P_{\text{静}} + P_{\text{大气}} \quad (7)$$

式中： $P_{\text{气}}$ ——金属中析出气体的压力，

$\frac{2\sigma}{\gamma}$ ——表面张力为 σ 的金属对半径为 γ 的气泡表面的压力，

$P_{\text{静}}$ ——气泡上金属的静压力，

$P_{\text{大气}}$ ——大气压力。

(7) 式中， $2\sigma/\gamma$ 表示金属表面张力对气泡生长所施加的阻力。气泡的生长是从无到有。当 γ 接近于零时， $2\sigma/\gamma$ 的数值就趋向无限大，即气泡产生所受阻力是无限大。这表明，气泡产生初期，(7) 式中所要求的条件，实际上难于满足，即气泡不能自发地从铜水中产生，必需有气泡核心。

在研究铸钢件的皮下气孔时，比较普遍的看法认为皮下气孔是钢水中的 FeO 与 C 元素间发生反应生成的 CO 而引起的，进而使氢向其中扩散[6]。我们认为铜合金的皮下气孔的气泡核心，是铜液与固体界面之间的微观空隙，不规则的初生相晶体表面或非金属夹杂物表面与铜液之间均能形成微观的空隙。

现在分析铜液凝固时气泡在固—液界面析出的情况。设 R 为小气泡的曲率半径， θ 为小气泡对固体界面的接触角（见图 2）。 $\sigma_{1,3}$ 表示气泡与铜液的表面张力， $\sigma_{2,3}$ 表

示气泡与固体的表面张力, $\sigma_{1,2}$ 表示铜液与固体的表面张力。

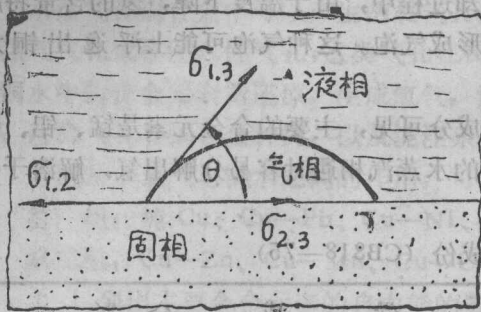


图 2 气泡在固-液界面析出示意图

气泡与固体接触的表面:

$$S_2 = \pi R^2 \sin^2 \theta$$

用 (8) 式可算出体系自由能的变化:

$$\Delta F = \frac{1}{3} [2\pi R^2 (1 - \cos \theta) \sigma_{1,3} + \pi R^2 \sin^2 \theta (\sigma_{2,3} - \sigma_{1,2})] \quad (8)$$

各界面表面张力之间的关系为:

$$\sigma_{1,2} - \sigma_{2,3} = \sigma_{1,3} \cos \theta$$

最后, 得到在界面上形成气泡时体系自由能的变化简式:

$$\Delta F = \frac{1}{3} \pi R^2 (2 - 2 \cos \theta - \sin^2 \theta \cos \theta) \sigma_{1,3} \quad (9)$$

如果同一半径的气泡不是在界面上析出, 而是在铜水中呈球形析出, 则体系自由能的变化 $\Delta F'$ 为:

$$\Delta F' = \frac{4}{3} \pi R^2 \sigma_{1,3} \quad (10)$$

显然,

$$\frac{\Delta F}{\Delta F'} = \frac{2 - 2 \cos \theta - \sin^2 \theta \cos \theta}{4} \quad (11)$$

分析 (11) 式, 有三种情况: 一是接触角 $\theta = 180^\circ$, 即铜水完全湿润界面时, $\cos \theta = -1$, 则 $\Delta F = \Delta F'$, 表明在界面上形成气泡与在铜水中形成气泡所需的功是相等的。在界面上形成气泡要克服金属对界面湿润作用的阻力。二是当 $\theta < 180^\circ$, 即铜水对界面具有通常的湿润作用时, $\Delta F < \Delta F'$, 这表明, 在界面上形成气泡的功, 小于在铜水中形成球形气泡的功。三是当 $\theta = 0$, 即铜水完全不湿润界面时, $\cos \theta = 1$, 则 $\Delta F = 0$ 。表明, 在界面上形成气泡的功等于零。一和三的情况, 实际上不存在, θ 角介于两者之间。

由此可见, 接触角 θ 越小, 即液体对固体表面越不湿润, 固体表面的微观空隙越易成为气泡的核心。这种固体表面的微观空隙中 $P_{H_2} = 0$, 而微观空隙周围 $P_{H_2} > 0$, 故

氢原子不断向微观空隙中扩散，氢气泡则不断长大。由于氧化反应 ($\text{Me} + \text{H}_2\text{O} = \text{MeO} + \text{H}_2$) 是在液体金属和铸型界面进行的，故分解出的氢首先通过液体表面向金属内部扩散，靠近金属表层氢的浓度也相对较高，所以铸件凝固时，由于金属与铸型之间反应而生成的氢气孔容易出现在铸件的皮下。因而这种皮下气孔也可称为反应性气孔。铜合金螺旋桨铸件的皮下气孔多出现在薄壁处（如随边和叶尖部位），在厚壁部位则几乎不出现，这是因为薄壁部位单位体积内氢的平均浓度高，凝固速度快，氢来不及向其他部位扩散，故在铸件皮下容易产生氢气孔。厚壁部位单位体积内氢的平均浓度低，凝固速度慢，氢来得及向后凝固且氢浓度更低的部位扩散，故不易形成皮下气孔。



图 3 桨叶压力面皮下氧化夹杂和气孔

铜合金中合金元素被水蒸气氧化生成的二次氧化物，如 Al_2O_3 、 MnO ，它们以固体夹杂物的形式进入桨叶表面的铜液中，也能成为气泡核心的固体物质。图 3 是氧化夹杂物与氢气孔伴生在一起的铸造缺陷。

三、实验室试验

根据对皮下气孔形成机理的分析，水蒸气是气体主要来源。为了消除皮下气孔，首先需要弄清楚水蒸气是由何而来，其次需要验证水蒸气是否使铜合金螺旋桨产生皮下气孔，即是否可用模拟试验产生这种皮下气孔。为此，我们进行了下述两方面试验：确定水蒸气来源的试验和生成皮下气孔的模拟试验。

1. 确定水蒸气来源的试验

对生产过程进行了全面的调查研究，反复分析和试验了每个生产环节产生水蒸气的可能性及数量。最后排除了无关和关系不大的其它因素，认为水泥砂的发气性、吸湿性大，以及空气潮湿是水蒸气的主要来源。现将这几方面试验分述如下：

水泥砂的发气量试验：大型螺旋桨是用水泥砂型铸造的。其配方（按重量计）如下：水泥 15%、水 12%、砂 100%。用水泥砂制成 $\phi 50 \times 50$ 的标准试样，在空气中硬化 72 小时，再在 220°C 下烘干 2 小时，然后将试样打碎，取 1 克砂样，在发气性试验仪上进行测量。试验结果列入表 3 中。水泥砂的平均发气量为 7 厘米³/克，比普通粘土砂大 2—4 倍（普通粘土砂的发气量为 1.2—3.1 厘米³/克）。

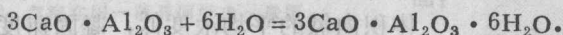
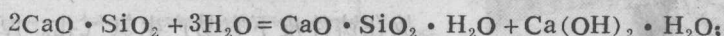
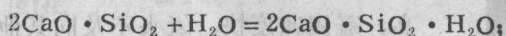
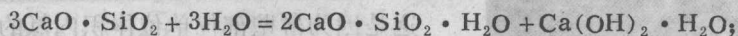
表 3 水泥砂的发气量试验结果

No	最大发气量 (厘米 ³ /克)	最大发气时间 (秒)	平均发气量 (厘米 ³ /克)
1	6	55	7
2	8	60	
3	7	57	

○水泥砂具有较大发气量的原因，可用水泥的矿物组成来说明。

水泥的矿物组成：硅酸三钙 $3\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ ，占50%以上；硅酸二钙 $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ ，占20%左右；铝酸三钙 $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ 含量在10%以下；铁铝酸钙 $4\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{eO}_3$ ，占10%以上。

水泥与水混合后，发生水合作用，生成水合物，并放出大量水合热。水泥硬化就是水合物变为凝胶和结晶的过程：



水泥砂在加热到 $100 \sim 250^\circ\text{C}$ 时，水合反应过剩的水和表面吸附的水消失。加热到 $300 \sim 600^\circ\text{C}$ 时， $\text{Ca}(\text{OH})_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$ 分解脱水，强度明显下降。继续加热至 1000°C 时，各种水合物都分解脱水，强度完全消失。水泥砂加热时，产生的气体主要是水。上述推论，可用实验方法证实，即在发气性测量仪上装一蛇形冷却管，在炉内加热产生的气体先流经冷却管，然后再到计量筒中去。经过多次试验，发现计量筒中的液面变动很小，而冷却管中却有许多水珠。由此可知，水泥砂受热产生的气体，主要是水气。

水泥砂的吸湿率试验：在生产中水泥型全部进炉烘干，并且要求在烘干后，残余水分不超过 $0.3 \sim 0.5\%$ 。我们做了水泥砂的吸湿率试验。将烘干的水泥标准试样（ $\phi 50 \times 50$ ），放在温度为 $20 \sim 22^\circ\text{C}$ ，相对湿度为 $80 \sim 85$ 的条件下，保持一昼夜，测得吸湿率（试样增加的重量/试样原重量 $\times 100\%$ ）平均为 0.83% ，保持三昼夜，吸湿率增至 1.39% 。

空气湿度的影响：水泥是亲水物质，容易吸收空气中水气，而使水泥砂返潮，其返潮程度与空气湿度及停放时间成正比。为对返潮现象有数量上的认识，作了以下实验：在车间中，下型烘干后测出其表面残余水份为 0.6% ，停放一昼夜后，再测这砂型表面的水份，含水量竟高达 2% 。水份吸附是从铸型表面开始的，然后向内部扩散，因此，表面的吸水量经常大于内部，故空气的湿度也是一个不容忽视的因素。

2. 皮下气孔的模拟试验

浇注螺旋桨时液体金属多，铸型受热时间长而且受热量大的条件，与在实验室浇注小试样的条件很不相同。为造成相似条件，采用失掉结晶水迅速的硼砂作涂料，使其与铜水接触时能瞬时放出结晶水，与处于高温下的液体金属相作用，产生氢气，进入金属表面形成皮下气孔。

试验条件如下：

型砂成份：石英砂 100%、水泥15%、水12%；

涂料成份：硼酸（ H_3BO_3 ）50%、硼砂（ $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$ ）40%、粘土10%、水适量；

烘干规范： 300°C 下烘烤1.5小时；

浇注温度： 1150° ；

合属牌号：ZHA1 67—5—2—2。

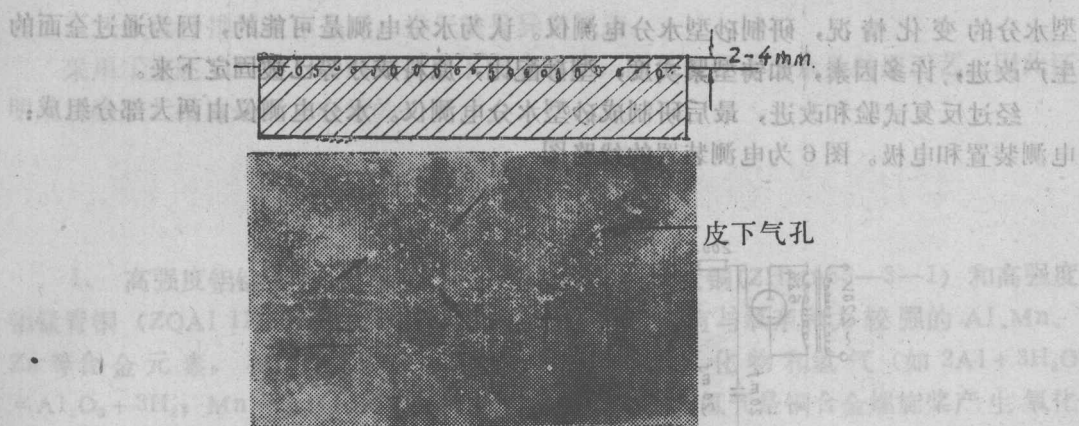


图 4 模拟试验产生的皮下气孔

图 4 示出模拟试样在饱削加工后出现的皮下气孔。这种气孔的形状、尺寸和分布情况，都与螺旋桨叶尖处皮下气孔相似。因而证实理论分析是正确的。

四、消除皮下气孔的措施

1. 热风表干工艺

为了防止铸型合箱时吸湿或返潮，决定在浇注前采用表面烘干砂型的措施。图 5 为热风表面干燥工艺的示意图。压缩空气被加热炉加热（温度可达300—400℃），经特制

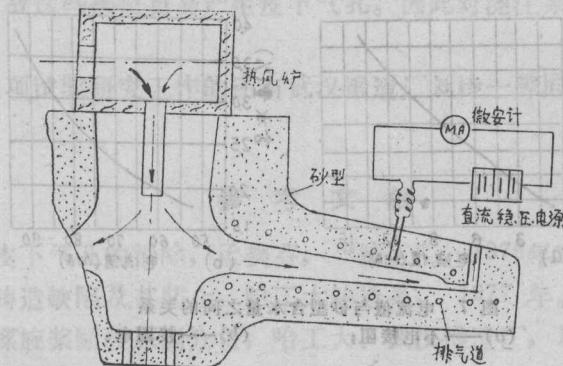


图 5 热风表面烘干工艺示意图

的喷口均匀地吹入型腔。然后由叶尖处的出气口排出。当热风流过型腔时，砂型被加热，水分蒸发，被热风带走或者向砂型深处迁移，由排气道流出或逸出型外，从而使离型腔表面30~50毫米内的型砂被烘干。

烘干过程中型砂水分的变化情况，可通过埋入砂型中的电极从水分电测仪上反应出来。当砂型水分小于工艺允许值时，即可停止烘烤，去掉热风设备，下芯后进行浇注。

2. 砂型水分电测仪

根据砂型的电阻值 R 随砂型水分变化而变化的原理，以及根据欧姆定律 $I = V/R$ ，当电压为固定值时，电流与电阻成反比关系，我们决定用测量电流值的方法，来判断砂

经过反复试验和改进,最后研制成砂型水分电测仪。水分电测仪由两大部分组成:电测装置和电极。图 6 为电测装置的线路图

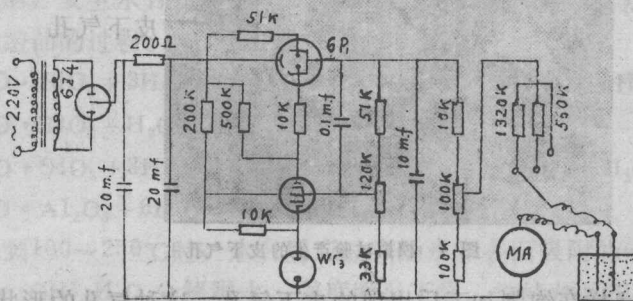


图 6 水分电测仪线路图

经过大量试验,确定了砂型的含水量与测量电流值之间具有对应的关系,它们之间形成如图7所示的曲线变化规律。使用水分电测仪时,先测出电流值,然后按线图查出砂型的含水量(见图7a)。

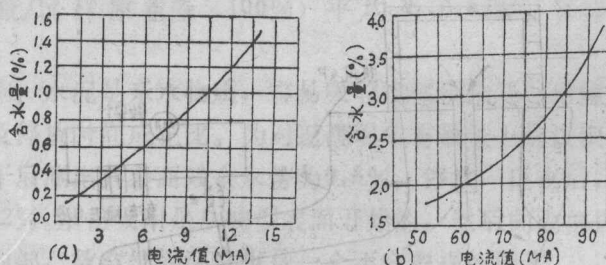


图 7 电流值与砂型含水量之间的关系
(a)——不电接阻; (b)——接阻电。

在研制水分电测仪时，我们遇到了离子干扰现象。在测量受热的含水量较高的砂型水分时，如果调换电极接线端的接线夹头，即改变电流方向，前后测出的电流数值就不相同，例如调换前为3.75微安，调换后变为0.425微安。如遵守测试规定，则可不受这种离子干扰现象的影响。

3. 可抽出的排气软管

由于水泥型受热产生的大量水蒸气,通过厚大的型壁逸出型外是缓慢的。螺旋桨型腔为空间螺旋面,很难在型壁中等距离地沿型壁表面作出排气孔道。

经过多次试验改进，找到一种橡皮软管，在造型时沿不同半径，把它们埋入变螺距的砂型中，造型后在水泥砂完全硬化前，再把它们抽出来。这样，每个叶片的上、下型都制出七、八条弯曲的长排气道。当砂型表面烘干时，大量汽和水从排气道中流冒，浇注时也

有水蒸气从这种排气道中逸出,排气效果异常显著。

采用了上述工艺后不仅消除了皮下气孔缺陷,而且实现了少余量铸造工艺。因此证明采用的工艺措施是行之有效的。

五、结 论

1. 高强度铝锰黄铜 (ZHA1 67—5—2—2)、锰黄铜 (ZHMn55—3—1) 和高强度铝锰青铜 (ZQA1 12—8—3—2、ZQA1 14—8—3—2) 含有与氧亲和力较强的 Al、Mn、Zn 等合金元素,在浇注过程容易与水蒸气反应形成氧化物和氢气 (如 $2\text{Al} + 3\text{H}_2\text{O} = \text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2$; $\text{Mn} + \text{H}_2\text{O} = \text{MnO} + \text{H}_2$), 这些氧化物和氢气是铜合金螺旋桨产生氧化夹杂和皮下气孔的重要原因。

2. 硅酸盐水泥砂自然硬化后含有较多的自由水分 (一般为4—6%), 因此硅酸盐水泥砂型须经烘烤才能浇注铜合金。但是硅酸盐水泥砂型具有迅速吸湿返潮的特点,空气相对湿度愈高,吸湿返潮愈快。因此,烘干的硅酸盐水泥砂型,如停放3—4天,等待合箱浇注,由于砂型表面吸湿返潮原因,螺旋桨桨叶仍然产生皮下气孔和氧化夹渣。浇注前采取阻止吸湿返潮的热风表干工艺,配合以铸型表面残余水分电测装置和排气通道,从而可以避免水蒸气与铜合金液的相互作用和皮下气孔的产生。

3. 铜液与铸型界面反应产生的氢气,通过在铜液表面吸附、解离、扩散并溶解于铜液,使氢在铜液中的浓度增加。经过漫长的浇注系统最先流进桨叶随边和叶尖的铜液溶解有较多的氢,故这些部位更易产生皮下气孔。因此对浇注系统的烘干应给予充分的重视。

后记: 参加这项试验研究工作的还有武汉锻造厂刘诗一等同志以及学校的贾钧等同志。

参 考 文 献

- [1] 大型螺旋桨皮下气孔的消除, 孟爽芬, “铸工”, 1976年№2。
- [2] 大型螺旋桨铸造缺陷及其防止, 哈工大铸造系, 1977年。
- [3] 大型舰船用螺旋桨断裂原因分析, 哈工大、武汉锻造厂, 1977.9。
- [4] 铸型中气体的运动 (Исследование движения газов в литейной форме. Диссертация на соискании К. Т. И.), 1960年, 孟爽芬。
- [5] 铜合金铸件中的气孔及其防止, 哈工大铸工教研室, 1978年。
- [6] 铸造工艺学 (工艺基础部分), 十四院校教材联合编写组, 1977年。

船用螺旋桨的铸造质量与断裂原因

李庆春 谭月枝*

一、概 述

螺旋桨是舰船航行中极为重要的一个部件,它的作用是将载重数千吨以至数十万吨的船舶向前推进,因此,螺旋桨也称推进器。

随着船舶向高速化和大型化发展,螺旋桨的断裂事故也不断增多。尽管设计螺旋桨时选用了较大的安全系数(8—10)以及对材料性能的不断改进(如采用高锰铝青铜),仍然不能完全防止断裂事故发生。

螺旋桨在航行中产生断裂事故,给船舶安全航行带来了严重的威胁,往往造成不堪设想的后果。所以世界各国对断裂事故原因的分析都十分重视。根据大量的统计,螺旋桨的断裂是多种原因造成的,其中除与材料性能有关外,还与螺旋桨的铸造质量,焊补修理工艺,使用环境和工作状况等因素有关。

我国从1969年开始生产大型整铸螺旋桨,历史较短,缺乏经验。自采用高强度锰黄铜ZHMn55—3—1和铝锰黄铜ZHA167—5—2—2生产大型螺旋桨以来,在航行使用中陆续发生了多起桨叶折断事故[1]。根据不完全统计,已有十余只桨发生断裂。表1统计了部分螺旋桨的断裂情况。

表 1 部分大型锰黄铜螺旋桨断裂情况

船舶代号	吨位(吨)	合金材料	型式	安全系数	断裂部位	使用寿命
DC31	15000	ZHA1 67—5—2—2	整铸	8.2	0.48R	24个月
DC45	15000	ZHA1 67—2—5—5	整铸	8.2	0.40R	12个月
DC46	15000	ZHA1 67—5—2—2	整铸	8.2	0.38R	16个月
DC62	24000	ZHA1 67—5—2—2	整铸	8.5	0.30R	18个月
DC48	15000	ZHA1 67—5—2—2	整铸	8.2	0.82R	44个月
0051		ZHA1 67—5—2—2	整铸		导边叶尖	试航中
风 1	13000	ZHMn 55—3—1	装配	9.0	0.30R	11个月
风 2	13000	ZHMn 55—3—1	装配	9.0		

根据对国内断桨情况调查、分析和统计,桨叶在使用中的折断多为腐蚀疲劳引起的。腐蚀疲劳断裂是最常见的一种断裂形式。疲劳断裂的部位多数处于0.3—0.4R附近。

近。桨叶在工作过程中，叶根 $0.3\sim 0.4R$ 压力面最厚部位承受最大的应力，所以此处往往是疲劳源的发迹点。疲劳源按其形成的原因不同可分为两类：第一类是桨叶在使用前已经存在，如氧化夹杂、气孔、裂纹等铸造缺陷和焊补引起的微裂纹；第二类是桨叶在使用过程中产生的裂纹，主要是工作环境和应力所引起的应力腐蚀裂纹。桨叶的腐蚀疲劳断裂过程可以分为三个阶段：第一阶段，亚临界裂纹的形成，包括已存在的铸造缺陷和焊补裂纹；第二阶段为亚临界裂纹扩展为临界裂纹；第三阶段为裂纹快速扩展直至断裂。

下面结合我国大型锰黄铜螺旋桨断裂原因作一分析并就如何提高螺旋桨铸造质量提些建议。

二、由于铸造缺陷引起的腐蚀疲劳断裂

大型螺旋桨直径大，叶面宽，形状复杂，在浇铸后很难完全避免在叶面上产生铸造缺陷。较大的铸造缺陷经检查发现后，根据焊补条件的规定，有的缺陷可以焊补，但隐蔽的内部缺陷如氧化夹渣、皮下气孔、冷隔、缩松等，在缺乏必要的无损探伤条件下，往往被漏检。这些缺陷在螺旋桨使用过程中往往成为腐蚀疲劳破坏的疲劳源。

表1例举的 DC45、DC46、DC48、DC62 和 0051 几只大型螺旋桨都是由于隐蔽的铸造缺陷未被及时发现而引起桨叶折断。

(一) 冷隔缺陷引起的腐蚀疲劳断裂

DC45 和 DC46 两只桨的疲劳源都在 0.48 和 $0.40R$ 的导边部位。这从图1可以

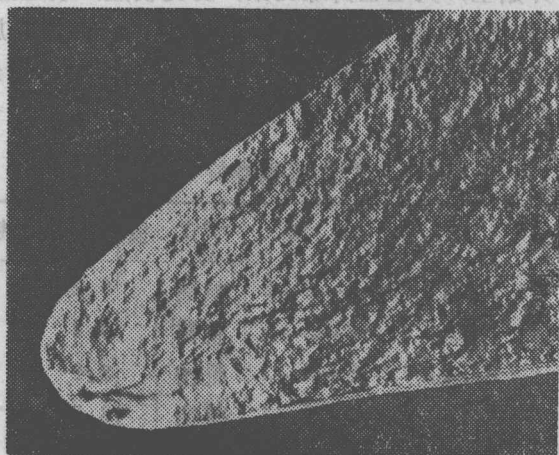


图1 DC45 桨叶 $0.4R$ 导边的冷隔缺陷和疲劳辉纹断口特征

清楚地看出，在 DC45 桨叶折断的断口导边具有较平坦的光滑表面，有明显的冷隔铸造缺陷的特征。离开冷隔，断口具有明显的疲劳辉纹特征，而在断口的随边则具有快速撕裂的人字形花样的脆性断口，如图2所示。

对裂纹扩展区的断口进行电子显微镜观察，可以看到断口表面呈晶间断裂和带有腐蚀特征的疲劳辉纹，如图3所示。图4表示腐蚀疲劳断口的电子探针扫描组织，从图可以清晰地看出既有沿晶界形成的腐蚀沟槽，又有疲劳辉纹。

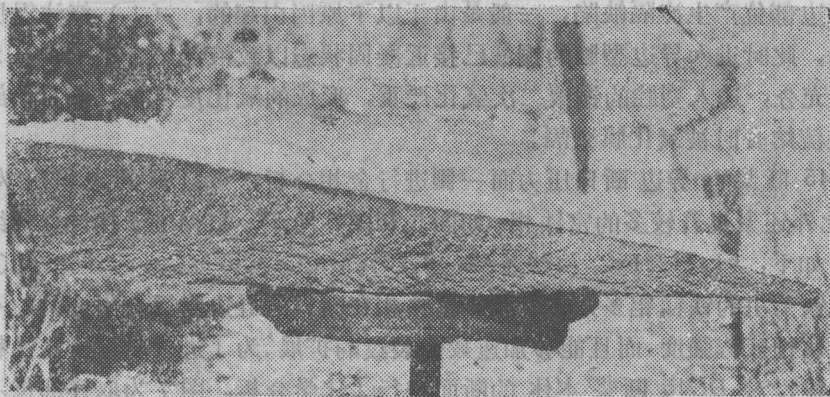


图 2 DC45 桨叶 0.4R 随边具有人字形花样的脆性断口特征



图 3 晶间断裂和疲劳辉纹的电子显微镜组织[2] $\times 3030$



图 4 腐蚀疲劳断口的电子探针扫描组织[2] $\times 210$



图 5 DC45 断口导边压力面的金相组织：
 $\alpha + \beta +$ 富铁相（黑点） $\times 100$

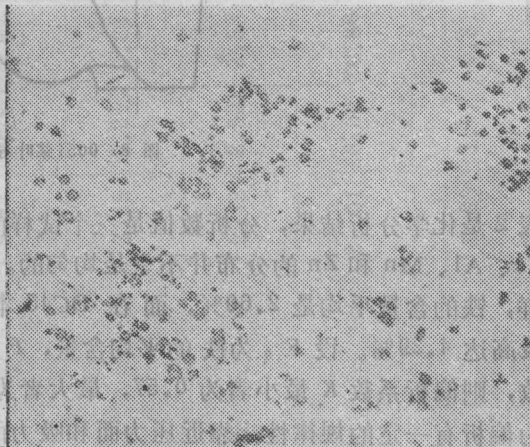


图 6 DC45 断口导边压力面的富铁相聚集
情况，未腐蚀。 $\times 100$

综合以上宏观断口和微观断口的观察和分析，可以确认 DC45 螺旋桨的断裂是属于腐蚀疲劳断裂。断裂源是桨叶导边的铸造缺陷—冷隔。

浆叶导边部位产生冷隔缺陷，一般是由于以下原因引起的：（1）浇注温度偏低或浇注速度慢，此时进入导边型腔的铜液已接近凝固状态以致液流熔合不牢；（2）型腔表面烘干不充分，进入型腔的铜液二次氧化严重，形成的氧化皮复盖在液面上部，当温度较低的液流熔合时被氧化膜分隔。

对 DC45 断桨的导边断口压力面一侧进行金相分析，可以看到其组织为粗大的 $\alpha + \beta$ 相，此外还聚集着较多的富铁相，如图 5 和图 6 所示。根据电子探针分析结果，富铁相的成分如下：61.71%Fe；7.76%Al；8.75%Mn；18.67%Cu；3.08%Zn[3]，可见富铁相是以铁为主的铁锰铝多元化合物。富铁相在断口的导边附近聚集偏析，不仅能够降低桨叶的腐蚀疲劳强度，而且能够加速疲劳裂纹的扩展。为了进一步探讨富铁相在桨叶中的分布规律，对 DC45 断桨本体的断面进行了化学分析。图 7 为取样部位示意图。

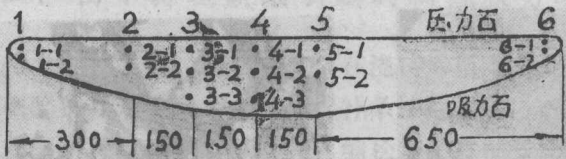


图 7 DC45断桨取样部位示意图

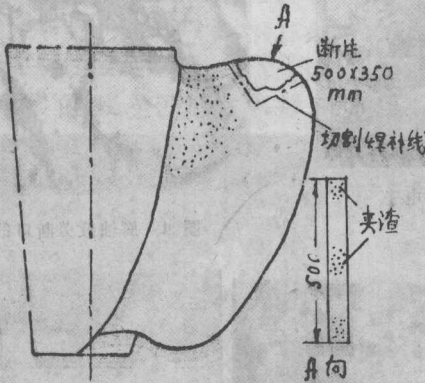


图 8 0051桨叶导边断裂示意图

表 2 是化学分析结果，分析数值是三个试样的平均值。从化学分析结果可以看出 Cu、Fe、Al、Mn 和 Zn 的分布并不全是均匀的。其中铁的偏析最为严重。从吉尔试块中取样，铁的含量平均是 2.60%，而在 DC45 本体取样中，铁的含量最低只有 1.49%，最高达 4.29%。设 F_0 为铁的平均含量， F_1 为偏析后的含量， $K = F_1 / F_0$ 为偏析系数，则偏析系数 K 最小者为 0.57，最大者为 1.90。相差悬殊。从表 1 还可以看出，铁的偏析有一定的规律性：靠近压力面和吸力面附近铁含量偏低，桨叶断面中心，铁含量偏高（参阅表 2 中 3—1，3—2，3—3、和 4—1，4—2，4—3）。铝的分布与铁的偏析规律相一致。铁的偏析规律也反映在其他几只大桨上，如炉号 70—5—27 和 72—8—2。铁在 HA167—5—2—2 中起细化晶粒作用，因此铁的偏析也必然引起宏观组织的不均匀。对断口进行抛光腐蚀完全得到证实：靠近压力面和吸力面的宏观晶粒粗大，中间的