

大断面球墨铸铁件的化学成分和显微组织 对低温冲击强度的影响

C. Labrecque¹, P. M. Cabanne²

(1. 力拓Iron & Titanium公司 (RTIT), 加拿大魁北克; 2. 力拓Iron & Titanium公司 (RTIT), 英国伦敦)

摘要: 力拓Iron & Titanium公司最近开展一项铸造研究项目, 目的是更好地了解在低温下满足高冲击功要求的铸态大断面球铁件的制造。试验铸件尺寸为180 mm×180 mm×190 mm, 铸态夏比冲击强度达到17 J (室温)、16 J (-20℃) 和11 J (-40℃)。把试验铸件的铸造工艺、化学成分和显微组织与各种实例中的一些进行了比较, 目的是说明残余元素、显微疏松和显微碳化物对冲击性能有害影响的。最后用品质系数经验模型(以铸件化学成分为基础的)分析冲击试验结果。结果表明, 适当的石墨球数能有助于减小残余元素和显微偏析的有害作用。

关键词: 大断面球墨铸铁件; 铸态组织; 低温冲击强度; 品质系数; 铁素体球墨铸铁

中图分类号: TG143.5 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2011) 01-0013-07

Low Temperature Impact Strength of Heavy Section Ductile Iron Castings: Effects of Microstructure and Chemical Composition

C. Labrecque¹, P. M. Cabanne²

(1. Rio Tinto Iron & Titanium (RTIT), Sorel-Tracy, Québec, Canada;

2. Rio Tinto Iron & Titanium (RTIT), London, UK)

Abstract: A foundry research project has been recently initiated at RTIT in order to better understand the fabrication of as-cast heavy section DI parts meeting high impact energy requirements at low temperatures. The experimental castings have the following dimensions 180 mm×180 mm×190 mm. The achieved as-cast Charpy impact strengths were as follows: 17 J (R.T.), 16 J (-20 °C) and 11 J (-40 °C). The foundry process, the chemical composition and the microstructure of this experimental casting are compared to the ones of various examples in order to show the detrimental effects of residual elements, microshrinkage and microcarbide on the impact properties. Finally, quality index empirical models (based on casting chemical compositions) are used to analyse the impact tests results. This paper illustrates that an adequate nodule count can contribute to reduce the detrimental effects of the residual elements and microsegregation.

Key words: heavy section ductile iron casting; as-cast microstructure; low temperature impact strength; quality index; ferritic ductile iron

在过去十年间, 风能、气和水能, 以及矿山和水泥工业部门增加了对大断面球墨铸铁件 (HSDIC) 的需求。例如, 全球安装的风涡轮机容量从10 000 MW增加到127 000 MW。这种风涡轮机需要几个HSDIC (每MW需要15~25 t球铁件, 单个铸件重0.5~30 t)。在不远的将来, 新兴的能源, 如潮汐能, 也将增加对这类铸件的需要。当安装于冷的环境中时, HSDIC必须满足低温冲击性能以及静态拉伸、屈服和伸长率最小值。根据DIN EN 1563标准, 在-20℃的冲击强度通常是12 J, 对于最厚断面铸件是10 J。可以用铁素体化退火获得这一性能。但是对于重量大和尺寸大的铸件, 这种处理方法是昂贵并且不实际的。更经济的方法是铸态达到这一性能。

本文的第一部分给出了文献描述的HSDIC静态力学性能和冲击强度。其余章节分两部分: 第一部分介绍了两个工业HSDIC铸造厂提供试样的显微组织和冲击强度; 第二部分总结了RTIT最近进行的铸造研究项目, 以便更好地了解满足低温下高冲击功要求的HSDIC的制造方法。讨论的信息中包括了与这些铸件冲击强度有关的化学成分和详细显微组织。最后, 使用品质系数经验模型(依据铸件化学成分和独立参数)来分析冲击试验结果。

1 文献综述

1.1 静态力学性能

球墨铸铁协会 (DIS) 1977年公布了一份综合报

收稿日期: 2010-09-20。

作者简介: C. Labrecque (1968-), 女, 加拿大人, 主要从事球墨铸铁的研究和开发。E-mail: chantal.labrecque@rtit.com

告,题为“影响大断面球铁最佳性能的因素”^[1]。在这份文件中报告的力学性能不包括夏比冲击强度。然而,他们生产了37个正立方体铸件(24 cm×24 cm×24 cm),研究了不同因素的影响,力图改进铸态拉伸性能。他们的第一个结论是:“大断面缓慢的凝固速度使铸铁质量容易损失,因为石墨退化,石墨球数减少,在某些情况下没有碳化物……”。

为了消除断面尺寸和保温时间的影响,建议使用后孕育。另一个重要观察结果是用稀土(Ce)平衡有害元素(例如Sb或Pb)。这些元素的结合作用得出很好的石墨球数,并且大部分是I型和II型石墨(ASTM-A247)。表1列出了这项研究中生产的具有最好显微组织的铸件的性能^[1]。

1985年,Gagné和Argo^[2]研究了圆柱形大断面球铁件(Φ180 mm)中碎块石墨的产生。建议采用低碳当量(CE<4.2),低碳当量对消除碎块石墨是有效的,也提议采用高于1 370 °C的浇注温度。

碳当量CE为4.4~4.8的各炉次试验证明,加少量Sb(约40 ppm)对抑制碎块石墨形成是有好效果的。对于这样低的Sb含量,铸件热中心区的基体是全铁素体,石墨球数在140个/mm²范围。

Javaid和Loper^[3]研究了优化HSDIC显微组织的产生因素(熔体处理和成分,稀土和有害元素的作用)。他们

在总结中提出,添加的稀土(Ce、La)量应当是有害元素(Sb、Bi、As、Pb、Te、Ti)总量的1.5倍,而最终铸铁成分分析的这一比例减少到1。他们建议,为了获得可以接受的组织,最少石墨球数应当是60~70个/mm²。为了达到这一石墨球数,他们强烈推荐采用有效的后孕育,多段孕育和减少熔体处理时间。

最近发表的Lacaze^[4]著文章定量分析了(Sb+Ce)和碳当量对碎块石墨形成的影响,试验铸件是30 cm×30 cm×30 cm的立方体。作者在铸件的热中心测量了冷却曲线(CC),力图找到显微组织与冷却曲线典型平台点的关联。表2报告了他们生产的无碎块石墨铸件的化学成分和石墨球数^[4]。这是结合使用稀土和有害元素的另一个重要事例。不过,这个(Ce+La)/Sb比例是0.65,与Javaid和Loper建议的比例(1~1.5)略有不同。

1.2 HSDIC的夏比冲击强度

DIS的研究^[5]结果能够与表3^[6]所列的性能比较。此表总结了DIN 1563-2003标准^[6]的要求,这是欧洲对风力发动机铸件类大断面铸件标准要求的依据。DIS的研究中没有试验冲击性能,但试样1和试样2的伸长率、抗拉强度和屈服强度(表1)超过了表3的要求。然而,由于这项试验中Si含量大于2.5%,预料其低温下的冲击性能可能低于DIN标准要求。Si含量对冲击性能的不利影响在许多文献中都有报导,包括“Sorelmetal球墨铸铁”^[6]。

表1 立方体铸件(24 cm×24 cm×24 cm)中心的显微组织和化学成分

Table 1 Composition and microstructure at the center of cubic casting

试样	CE	质量分数/%						Inter-cellular /%	其他	石墨球数 /(个·mm ⁻²)	Z /%	R _m /MPa	R _p /MPa	A /%
		C	Si	Mn	P	S	Mg							
试样1	4.54	3.60	2.83	0.31	0.023	0.014	0.054	1	跟踪块	110	4	440	324	24
试样2	4.55	3.67	2.63	0.33	0.020	0.002	0.040	2	Nil	75	7	422	280	21

注: 1. 镁球化处理,用含有Ca和Al的铸造级硅铁浇包孕育,加入Si量0.9%。2. 炉内保温时间30 min,孕育后在浇道冲入小颗粒状0.14% Cu、0.115% Cr、0.21% Ni和0.001% Ce。

表2 无碎块石墨HSDIC化学成分和显微组织特点

Table 2 Chemical composition and microstructure characteristics of chunk free graphite HSDIC

序号	质量分数/%									CE	石墨球数 /(个·mm ⁻²)	石墨 漂浮
	C	Si	P	S	Cu	Mg	Ce	La	Sb			
1	3.82	2.41	0.035	-	0.03	0.055	0.002 8	0.002 4	0.008	4.49	100	有
2	3.13	2.08	0.030	0.002	0.02	0.042	0.002 6	0.002 1	0.008	3.71	75	无

表3 DIN 1563-2003-02标准中附铸试样性能要求总结

Table 3 Summary of requirements for cast-on sample as per standard DIN 1563-2003-02

材料牌号	相应铸件壁厚t/mm	最小冲击平均值(3次试验)/J	最小冲击值(单次)/J	最小抗拉强度/MPa	最小屈服强度/MPa	伸长率/%
EN-GJS-350-22U-LT 冲击试验温度-40±2 °C	t<30	12	9	350	220	22
	30<t≤60	12	9	330	210	18
	60<t≤200	10	7	320	200	15
EN-GJS-400-18U-LT 冲击试验温度-20±2 °C	t<30	12	9	400	240	18
	30<t≤60	12	9	390	230	15
	60<t≤200	10	7	370	220	12

Palmer^[7]在大断面球铁件性能综述文章中阐明了增加断面尺寸(模数)对韧性-脆性转变温度和冲击吸收

功上限的有害影响。这一结果来自Jolley和Gilbert^[8]的试验工作。Palmer表明大模数铸件的负面作用受铸件

中残余元素含量水平的影响,甚至铸铁退火后也可以观察到这种影响。表4列出了化学成分^[8],表5给出了相应的夏比冲击试验结果^[8]。可以看到,无论是常规的还是纯的HSDIC,其300 mm断面的铸件在-40 °C的冲击强度都低于10 J,而10 J是表3列出要求的最低值。

文献综述的目的是选择适当的化学成分和铸造工艺,生产铸态高冲击强度的HSDIC。遗憾的是在文献中不能找到关于生产高冲击强度铸态铁素体球铁的金属炉料、工艺方法、化学成分和显微组织的详尽描述。

表4 Jolley和Gilbert试验中的球铁化学成分

Table 4 Chemical compositions of D. I. in the work of

HSDIC	Jolley & Gilbert							$w_B/\%$
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	
常规	3.50	2.00	0.37	0.018	0.028	0.78	0.10	
纯的	3.53	1.95	<0.01	0.015	0.016	0.76	<0.01	

表5 Jolley和Gilbert工作中的球铁的夏比冲击值

Table 5 Charpy impact strength of D. I. in the work of

HSDIC	Jolley & Gilbert		
	尺寸 /mm	A_{KV}/J	
		-20 °C	-40 °C
常规	44	14	9
	300	4	3
纯的	44	15	10
	300	11	7

2 试验

2.1 工业HSDIC试样

2.1.1 实例分析A

这第一个试样是欧洲一个铸造厂提供的,材料的目标牌号是EN-GJS-400-18U-LT。这个附铸试样(25 cm×25 cm×125 mm)的铸态显微组织见图1,显微组织取样部位在试样的几何中心。少量夹渣缺陷可以从图2见到。

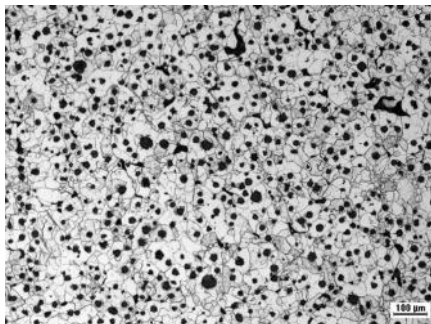


图1 冲击试样的显微组织(4%硝酸酒精腐蚀)

Fig. 1 Typical microstructure of impact sample (Nital Etched 4%)

显微组织图像分析结果见表6,试样化学成分见表7,夏比冲击试验结果见表8。

这一球铁的主要问题是冲击吸收功上限低,接近于-20 °C要求。对于质量好的球铁来说,室温冲击吸收功上限一般是16~18 J。由于这一球铁-20 °C试验结

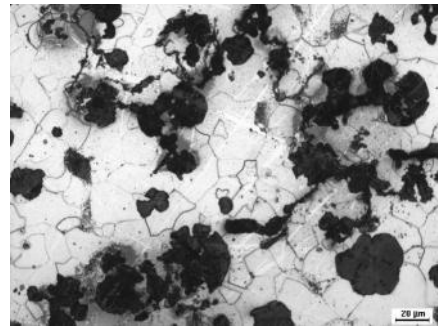


图2 实例分析A的夹渣和不规则石墨颗粒(4%硝酸酒精腐蚀)

Fig. 2 Dross and irregular graphite particles, case analysis A

(Nital Etched 4%)

表6 实例分析A的图像分析结果

Table 6 Image Analysis Results, case analysis A

石墨/%	珠光体/%	石墨球数/(个·mm ²)	球化率/%
11	5	>450	90

表7 实例分析A的化学成分

Table 7 Chemical Composition, case analysis A $w_B/\%$

C	S	Si	Mg	Ce	P	Cu	Mn	Ni	Cr	V	Ti	CE
3.93	0.006	1.95	0.038	0.001	0.014	0.05	0.21	0.071	0.043	0.021	0.014	4.58

注:CE=C+(Si+P)/3。

表8 实例分析A的夏比冲击强度

Table 8 Charpy impact strength, case analysis A

试样	A_{KV}/J	
	室温	-20 °C
1	12.2	10.8
2	12.2	11.5
3	11.5	11.5
4	12.2	11.5
平均	12.0	11.3
要求	平均12/最小9	

果很接近室温试验值,其韧性-脆性转变温度可能低于-20 °C。为了改进冲击吸收功上限,建议:

(1) 减少碳当量,这可以减少石墨在组织中的体积,也减少碎块石墨和组织中发现的退化石墨(图2)的发生;

(2) 把石墨球数减少到300个/mm²左右,因为据报导^[9],过多的石墨球数会降低冲击吸收功上限;

(3) 在金属液处理和充型过程中减少紊流,从而避免夹渣形成。

2.1.2 实例分析B

这第二个试样也取自欧洲的一个铸造厂。由于试样取自铸件本体,同实例分析A比,冲击性能更难达到。试验冲击强度的两个试样是用环钻法取自风力发电机轴毂铸件(重2 t,壁厚150 mm)。两试样的冲击试验结果恰好满足-20 °C要求,平均值11 J,这一断面尺寸(60 mm<t<200 mm,见表3)的最小值是10 J。石墨球数是30~100个/mm²,球化率低于80%。表9列出了化学成分,图3示出断后试样的典型显微组织。

表9 实例分析B铸件化学成分

C	S	Si	Mg	Ce	P	Cu
3.62	0.003	2.00	0.034	0.001	0.013	0.024
Mn	Ni	Cr	V	Ti	Nb	CE
0.12	0.026	0.028	0.008	0.008	0.002	4.29

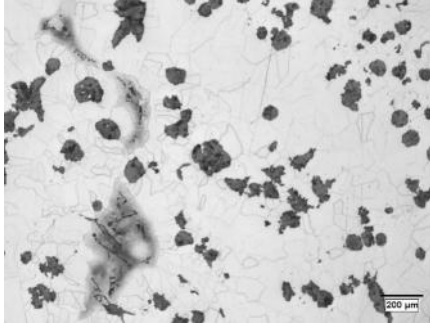
注: $CE=C+(Si+P)/3$ 。

图3 不规则石墨颗粒, 偏析碳化物和和低石墨球数区的显微缩松 (4%硝酸酒精腐蚀)

Fig. 3 Irregular graphite particles, segregation carbides and microshrinkage in a low nodule count area (Nital Etched 4%)

由于某些区域石墨球数非常低, 产生了残留元素偏析和显微缩松, 见图4。在碳化物偏析区, Nb、V和Ti的局部含量都超过10%, 尽管这些元素总体含量都低于0.01%。在某些区域, 碳化物网的长度超过了1 mm。这在铸件中构成严重的缺陷, 会显著减小冲击强度, 可能引发疲劳失效。为了确保冲击强度, 建议:

(1) 稍微减小碳当量;

(2) 改进孕育效果, 增加石墨球数; 可以进行熔体调整, 或多段孕育。

这两个实例表明了高石墨球数 (450个/ mm^2) 和低石墨球数 (30~50个/ mm^2) 的作用。有这样石墨球数的球铁似乎对冲击强度有负面影响, 即使其化学成分符合通常HSDIC的推荐值。

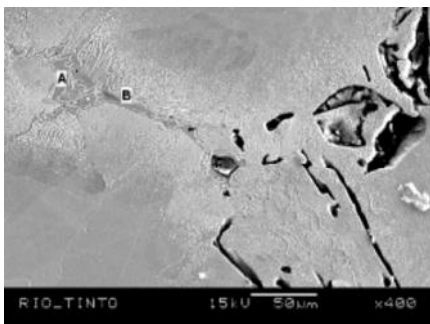


图4 碳化物偏析和在低石墨球数区的显微缩松 (4%硝酸酒精腐蚀)
Fig. 4 Segregation Carbides and Microshrinkage in a Low Nodule Count Area (Nital Etched 4%)

2.2 铸造试验

HSDIC的冲击强度对夹渣缺陷十分敏感。因此设计了底注铸型和直浇道-过滤网-内浇口浇注系统, 把液体金属流动速度限制在0.5 m/s以内。这一设计减小

了金属液体的氧化, 减少了紊流, 并使可能产生的夹杂上浮到铸型型腔的顶部。带有浇注系统的试验铸件照片见图5, 铸件尺寸为180 mm×180 mm×190 mm。

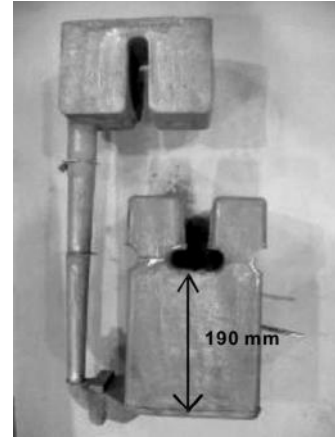


图5 试验铸件照片

Fig. 5 Picture of the Experimental Casting

试验使用了树脂粘结的硅砂铸型, 过滤网选用泡沫陶瓷过滤片 (孔密度10 ppi, 尺寸100 mm×100 mm×22 mm), 熔化炉是150 kg氧化铝坩埚中频感应炉。采取两次孕育法, 第一次是当金属液从炉中倒入浇包时加硅铁孕育剂 (FeSi75加入量为加入炉料的1/3), 第二次孕育是把商业FeSi75块固定在浇口杯。人工浇注, 在浇口杯的一半充满以前, 用石墨塞头堵住直浇道入口, 当浇注速度控制比较稳定后, 移开石墨塞头, 开始充型。浇包内测得的温度范围是1 340~1 370 °C。

三个试验炉次的炉料配比列于表10。HS10炉次的炉料非常纯, 不代表工业炉次。本试验用于评定废钢或回炉料带入的有害元素的影响, 因此HS13和HS14的炉料中包括了27%的钢屑。钢屑和高纯生铁的化学成分见表11。

表10 金属加热试验炉料组成

材料	HS10	HS13	HS14
高纯生铁/%	67	67	67
电解铁(99.9% Fe)/%	27	0	0
钢屑/%	0	27	27
FeS/g	0.02	0	0
Fe ₃ P/g	153	153	153
FeSi75, 铸造级/%	1.1	1.1	1.3
石墨/%	0.86	0.86	0.86
FeSiMg5/%	1.9	1.9	1.9
FeSi75, 铸造级(包中)/%	0.75	0.75	0.85
Sb(包中)/g	15	15	15
孕育剂固体块(浇口杯中)/kg	0.08	0.08	0.08

用燃烧和惰性气体熔融分析结合来分析铸铁中的碳和硫, 用电感耦合等离子法分析P、Ce和Sb, 其他元素采用火焰原子吸收光谱法分析。FeSiMg和FeSi75合金的化学成分见表12。铁合金成分用X射线荧光分析。

表11 钢屑和高纯生铁的化学成分

Table 11 Chemical composition of steel scrap and high purity pig iron (HPI)

元素	钢	高纯生铁
C	0.344	3.980
S	0.023	0.012
Si	0.050	0.060
P	0.009	0.004
Al	0.052	<0.001
Mn	0.370	0.008
Cu	0.043	0.023
Cr	0.041	0.028
Mo	0.007	<0.001
V	0.001	0.017
Nb	0.010	<0.001
Sn	0.005	0.001

表12 铁合金等化学成分

Table 12 Chemical composition of the ferroalloys

元素	FeSi75	FeSiMg
Fe	24	46
Si	74.5	45
Ca	0.1	0.8
Al	0.6	0.9
Mg	-	4.8
Ce	-	0.44
La	-	0.23
Zr	0.03	-

2.3 显微组织和图像分析

图6的简图表示铸件中心垂直面板，TM2的位置是铸件的几何中心。在6个位置（TM1-TC3）取样，研究铸件显微组织。在距离铸型表面1 cm的位置用热电偶测量温度。在TM2位置定量分析石墨球数、球化率和珠光体量。计算石墨球数时，只计入球团状石墨颗粒。这样得到的石墨球数比肉眼卡片对比法估计的球数少。

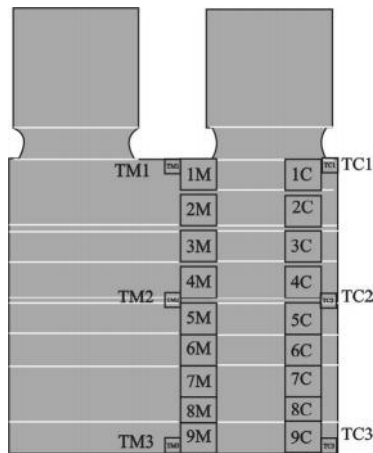


图6 有显微组织分析 (TMX和TCX) 和冲击试验样品 (XM and XC) 取样位置的铸件简图

Fig. 6 Casting sketch with the location of the samples for microstructural examination (TMX and TCX) and for the impact tests samples (XM and XC)

按惯例，至少取25个视场进行分析。

2.4 冲击试验

加工标准V型缺口夏比冲击试样，按ASTM A327-91标准进行试验，试验温度有室温、-20℃和-40℃。试样的取样位置见图6。图6中方块表示的试样（1M、4M、7M、1C、4C和7C）用于室温试验，试样2M、5M、8M、2C、5C和8C用于-20℃试验，其余试样用于-40℃试验。

3 试验结果

3.1 化学成分

在TM2位置分析的铸件化学成分见表13，采用的分析方法与分析炉料材料的方法相同。

表13 各试验炉次的化学成分

Table 13 Chemical composition of experimental heats

元素	HS10	HS13	HS14
C	3.360	3.150	3.200
S	0.010	0.007	0.008
Si	2.320	2.100	2.420
Mg	0.051	0.053	0.056
P*	0.017	0.023	0.023
Al	0.021	0.018	0.020
Cr	0.024	0.048	0.041
V	0.012	0.013	0.013
Ti	0.007	0.010	0.010
Mn	0.018	0.120	0.130
Ni	0.054	0.070	0.071
Cu	0.020	0.054	0.060
Ce*	0.008	0.007	0.008
Sb*	0.004	<0.004	<0.004
碳当量CE	4.13	3.85	4.01

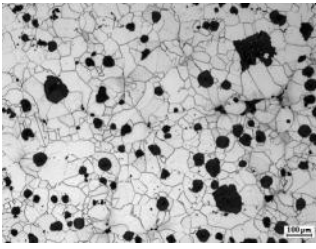
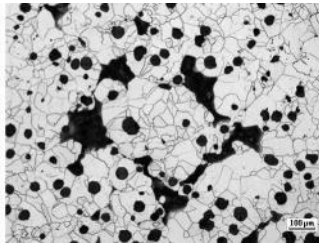
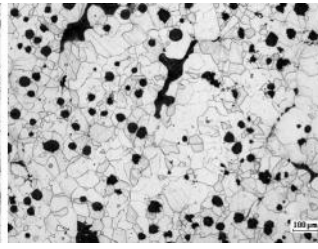
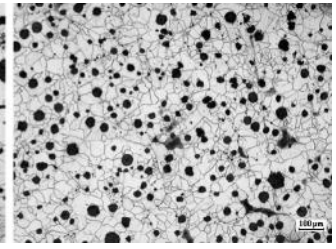
注：*电感耦合等离子测定。

炉次HS10铸件化学成分显示偏析元素（Cr、V、Ti、P、Mn）和促进珠光体元素（Cu、Mn、Mo）的含量非常低，因为其炉料中有27%的电解铁。本炉次的目的是相对于以下含有高残留元素的两炉作为参照材料，便于比较。

除了用废钢屑代替电解铁之外，HS13的炉料与HS10类似，因此残留元素和珠光体稳定元素百分数增加。HS13的碳和硅比较低，很可能是用废钢屑代替电解铁导致氧化程度增加。HS14炉次调整了FeSi75量，以补偿如HS13经历的氧化损失。调整稍微过了一点，这炉的终Si量比HS10高了。

3.2 显微组织和图像分析

图7、图8和图9示出3个试验铸件在TM2位置的典型显微组织。可见，石墨颗粒呈球状，基体没有夹杂类缺陷。TC2位置的显微组织与TM2类似，石墨球密度没有显著的差别。由于TC3位于立方体铸件的边缘，其在凝固过程中的冷却速度高于TM系试样，因此能看到其显微组织（图10）有很明显的不同。

图7 炉次HS10的TM2试样显微组织
(硝酸酒精腐蚀)Fig. 7 Typical microstructure heat
HS10 sample TM2图8 炉次HS13的TM2试样显微组织
(硝酸酒精腐蚀)Fig. 8 Typical microstructure heat
HS13 sample TM2图9 炉次HS14的TM2试样显微组织
(硝酸酒精腐蚀)Fig. 9 Typical microstructure heat
HS14 sample TM2图10 炉次HS13的TC3试样显微组
织(硝酸酒精腐蚀)Fig. 10 Typical microstructure heat
HS13 sample TC3

图像分析结果列在表14。除了炉次HS13和HS14铸件的珠光体量比HS10高外, 试验铸件的显微组织相似。这是因为用钢屑作炉料, 带入比较高百分数的珠光体形成元素造成的。HS14炉的珠光体量稍低于HS13炉, 可能是因为该炉的硅含量比HS13高, 从而减少了珠光体的体积分数。

表14 在TM2位置的图像分析结果

Table 14 Image analysis results at location TM2

炉次	石墨/%	珠光体/%	石墨球数/(个·mm ²)	球化率/%
HS10	10.5	<1	95	93
HS13	10.6	8	92	93
HS14	10.6	4	106	92

3.3 冲击试验

表15给出了取自3个试验铸件的冲击强度。表中还给出每个试样在每一温度下的平均值。位置号参见图6。图11绘出冲击试验结果与试验温度的关系。

表15 夏比冲击强度

Table 15 Charpy impact strength

温度 /°C	位置	A _{kV} /J					
		HS10		HS13		HS14	
		中心	边缘	中心	边缘	中心	边缘
23	1	18.0	18.0	16.0	18.0	15.0	15.0
	4	16.0	18.0	16.0	16.0	16.0	16.0
	7	16.0	19.0	16.0	18.0	16.0	18.0
	平均	16.7	18.3	16.0	17.3	15.7	16.3
-20	2	15.0	15.0	14.0	15.0	9.0	12.0
	5	15.0	16.0	14.0	11.0	12.0	14.0
	8	18.0	18.0	15.0	18.0	14.0	15.0
	平均	16.0	16.3	14.3	14.7	11.7	13.7
-40	3	11.0	8.0	9.0	9.0	7.0	7.0
	6	12.0	12.0	7.0	9.0	9.0	11.0
	9	14.0	14.0	15.0	15.0	11.0	11.0
	平均	12.3	11.3	10.3	11.0	9.0	9.7

冲击试验结果代表了各试验炉次的显微组织和化学成分。在所有试验温度, HS10炉都显示出最高的冲击强度, 而且在-40℃的铸态冲击强度仍然高于DIN 1563-2003-02标准中对EN-GJS-350-22U-LT牌号, 壁厚60 mm<t<200 mm铸件的冲击性能要求。HS13的冲击

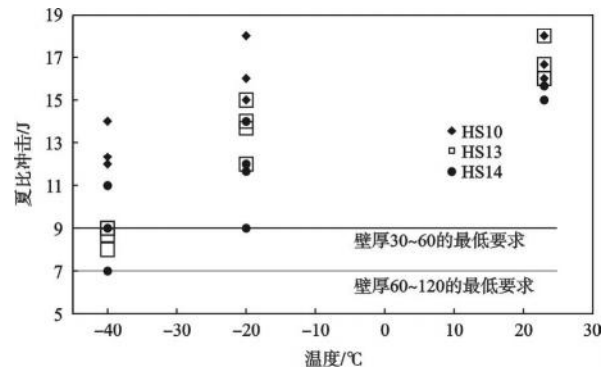


图11 位置TM2试样冲击强度与温度的关系

Fig. 11 Impact strength vs temperature at position TM2

强度比HS14稍高一点, 例如在-20℃, HS13能够达到EN-GJS-400-18-LT牌号冲击强度临界值(平均12 J, 最小10 J), 而HS14达不到。

4 品质系数经验模型

可以利用许多工具测定球铁铸件或球铁铁液的质量, 化学分析显然是一种最精确的方法。然而, 简单的化学分析不能揭示每一个元素对一种特定性质的相对影响。每个元素对促进珠光体, 对偏析, 对石墨退化的影响力是不同的。另外, 多元素在一起, 他们常常有叠加作用, 从而或减小、或增加他们的影响力。因此, 开发出一些经验模型, 以便计算出单个数值, 就某一项特定性能, 实现把一种球铁与另一种进行比较。

利用不同作者^[9-13]开发的模型比较了本试验HSDIC与本文前面给出的两个实例分析。介绍模型的计算不是本文的目的, 如果读者想了解计算模型细节, 请参阅原始文献。

表16列出了计算品质系数使用的化学成分, 品质系数计算结果列于表17。具有最高性能的试验炉次(HS10)在6个模型中有5个品质系数是最好的。然而, 对应的情况没有被完全证实。例如, 实例分析B在-20℃有最低的冲击强度, 但这个铸件的计算品质系数值不是最低的, 甚至比HS13和HS14的高; 但其石墨球数和球化率最低, 这对性能有负面影响。这清晰表明, 显微组织对HSDIC的最终性能有重要影响。除了化学成分之外, 计算品质系数应当考虑到显微组织, 那将很

表16 品质系数计算使用的化学成分 (wt.%)

Table 16 Chemical composition used in the quality indexes calculation

球铁	S	Mn	Ti	Cr	V	Cu	P	Ni	Al	Mo	Co	Sn
HS10	0.010	0.018	0.007	0.024	0.012	0.020	0.017	0.054	0.021	0.001	0.025	0.001
HS13	0.007	0.120	0.010	0.048	0.013	0.054	0.023	0.067	0.018	0.003	0.026	0.003
HS14	0.008	0.130	0.010	0.041	0.013	0.060	0.023	0.071	0.020	0.003	0.026	0.004
实例分析A	0.006	0.210	0.014	0.043	0.021	0.050	0.014	0.071	0.007	0.003	0.030	0.003
实例分析B	0.003	0.120	0.008	0.028	0.008	0.024	0.013	0.026	0.013	0.003	0.016	0.002

表17 不同的品质系数 (QI) 值

Table 17 Values of the different quality indexes (QI)

球铁	珠光体促进作用			铁素体/% ^[12]	纯度	偏析
	Px(珠光体影响系数) ^[9]	文献[10]	文献[11]			
较好的	最小的	最小的	最小的	最大的	最小的	最小的
HS10	0.529	0.162	0.325	86	0.067	0.730
HS13	1.509	0.462	0.570	69	0.080	1.340
HS14	1.609	0.481	0.561	67	0.085	1.278
实例分析A	1.700	0.525	0.724	62	0.080	1.625
实例分析B	0.995	0.300	0.363	76	0.061	0.953

可能更好代表HSDIC的力学性能。

5 结束语

本文的目的是要阐明最终显微组织对HSDIC获得高冲击强度如何至关重要。

要生产高质量的HSDIC, 首要因素是化学成分。以实例说明了典型的化学成分范围, 文献[6]有详细的论述。另外, 对于普通的化学成分, 必须避免缺陷, 例如碎块石墨和渣。这些缺陷在文献[14]中有充分的讨论。

讨论了5个铸态HSDIC的实例, 包括两个试验铸件, 这两个铸件的冲击强度高于EN-GJS-350-22U-LT要求(试验温度-40℃, 铸件壁厚 60 mm<t<200 mm)。详细说明了这些球铁的特征, 包括铸造工艺。

第二个工业实例具有非常好的化学成分和有利的品质系数。然而在这组研究的样品中, 其冲击强度最低。除了适当的化学成分之外, 最终显微组织是获得合格冲击强度的关键因素, 而最终显微组织是铸造工艺特性反映。

特别注意, 对石墨球数必须进行优化, 因其对珠光体量、显微疏松和显微碳化物偏析的发生都有重要影响。很可能石墨球数低于60个/mm²不足以避免显微疏松和/或显微碳化物。不过, 估计最大石墨球数存在对冲吸收功上限有负面影响, 这一最大值还没有确定, 因为铁的化学成分不同, 这个值可能也不同。

参考文献:

- [1] DIS. Factors affecting optimum properties in heavy section ductile iron [R]. DISResearch Project, September, 1977.
- [2] Gagné M, Argo D. Heavy section ductile iron castings Part I : structure and properties [J]. Advanced Casting Technology, 1986:

231-244.

- [3] Javaid A, Loper C R. Production of heavy-section ductile cast iron [J]. AFS Transactions, 1995, 103: 135-150.
- [4] Lacaze J, Armendariz S, Larrañaga P, et al. Effect of carbon equivalent on graphite formation in heavy-section ductile iron parts [J]. Materials Science Forum, 2009, MSF 636-637: 523-530.
- [5] DIN EN 1563. Spheroidal graphite cast irons [S]. Germany, 2003.
- [6] Rio Tinto Iron & Titanium Inc. The sorelmetal book of ductile iron [M]. Montreal, QC, Canada: Rio Tinto Iron & Titanium Inc, 2004: 43.
- [7] Palmer K B. Properties of nodular (SG) iron castings of large section [J]. BCIRA Journal, 1981, 29 (4): 231-241.
- [8] Jolley G, Gilbert G N J. Segregation in nodular iron and its influence on mechanical properties [J]. British Foundryman, 1967, 60 (3): 79-82.
- [9] Riposan I. Influencing factors on as cast heat treated 400-18 DI grade characteristics [C]// 8th International Symposium on Source & Processes Cast Iron. Beijing, 2006.
- [10] Labrecque C, Gagné M, Cabanne P M, et al. Comparative study of fatigue endurance limit for 4 and 6 mm thin wall ductile iron castings [J]. Transactions of the American Foundry Society, 116: 629-640.
- [11] Decrop M, Schissler J M, Vigneron B, et al. Etude de la resistance au choc de la fonte à graphite sphéroïdal [J]. Fonderie, 1978, 381: 241-246.
- [12] Motz, M Juergen. Begleitelemente im Gusseisen-einige wirkungen auf gefuege und eigenschaften (Tramp elements in cast iron-some effects on microstructure and mechanical properties) [J]. Geisserei, 1988, 75 (18): 534-540.
- [13] Thielemann T. Effect of trace elements in nodular graphite cast iron [J]. Giessereitechnik A, 1970, 16 (1): 16-24.
- [14] Gagné M, Cabanne P M. Dross in DI: source, formation & explanation [R]. Chennai India: WFC, 2008.

(编辑: 曲学良, qxl@foundryworld.com)

(选自《铸造》2011年第1期)