

冷却速度对高硅球墨铸铁组织和性能的影响

王灼¹, 刘越¹, 周占虎², 官振兴², 张雅静¹

(1. 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819;
2. 辽宁爱维尔金属成型科技股份有限公司, 辽宁盖州 115200)

摘要: 采用消失模铸造工艺制得不同壁厚梯度的高硅球铁试样, 用以研究不同冷却速度对其组织和性能的影响, 使用光学显微镜和扫描电镜观察高硅球铁试样的微观组织, 利用万能拉伸试验机和数显布氏硬度仪测量其力学性能。结果表明: 随着冷却速度的增加, 高硅球墨铸铁试样的基体组织为全铁素体, 球状石墨尺寸逐渐减小, 铁素体晶粒尺寸逐渐减小, 晶粒细化; 硅元素在铁素体晶界处的偏析现象越来越明显, 铁素体基体的晶格常数逐渐减小, 铁素体的晶格畸变程度增大。硅含量4.59%的高硅球墨铸铁试样在壁厚12 mm处, 球状石墨的平均尺寸约为20.4 μm , 铁素体晶粒平均尺寸约为31.9 μm , 抗拉强度约为683 MPa, 伸长率为19%; 在壁厚42 mm处, 球状石墨平均尺寸约为29.2 μm , 铁素体晶粒平均尺寸约为54.9 μm , 抗拉强度约为666 MPa, 伸长率为15%。冷却速度的增加使高硅球墨铸铁的强度和硬度逐渐增加, 力学性能得到提升。

关键词: 高硅球墨铸铁; 冷却速度; 微观组织; 力学性能

作者简介:

王灼(1998-), 男, 硕士生, 主要研究方向为消失模铸造大型高硅球铁管件的关键技术。电话: 18406580789, E-mail: wz18406580789@163.com

通讯作者:

刘越, 男, 教授。电话: 13940062930, E-mail: dbdx555@163.com

中图分类号: TG143.5

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2023)03-0241-09

收稿日期:

2022-04-08 收到初稿,
2022-05-19 收到修订稿。

铁素体球墨铸铁指基体组织以铁素体为主的球墨铸铁, 典型牌号为QT450-10, 具有良好的力学性能, 被广泛应用到工业生产中。随着铸造工业的发展, 对球铁铸件的力学性能要求更高, 很多学者通过调节化学成分对其组织和性能进行优化^[1-4]。我国从2012年引入高硅球墨铸铁, 唐中权^[5]等人使用硅含量4.3%的高硅球铁生产高速铁路踏面清扫器本体铸件, 抗拉强度为590 MPa, 伸长率为16%, 力学性能优异; 有公司使用硅含量4.5%的高硅球铁生产车辆制动器用制动杆的壳体^[6], 基体组织为全铁素体, 抗拉强度为400~650 MPa, 伸长率为10%~12%。

除化学成分外, 针对冷却速度对球墨铸铁组织和性能的影响国内外也有研究。Branko Bauer^[7]研究得出块状石墨出现的风险随着冷却速度的降低而增加; Peng Yun-Cheng^[8]等人研究发现冷却速度越快, 球墨铸铁的硬度越大、冲击韧性越低; T.Borsato^[9]等人研究发现, 厚大截面球铁的凝固时间由10 h缩短为3 h, 冷却速度加快, 伸长率和疲劳强度分别减小了50%和33%; Mahmoud A.Essam^[10]等人研究了冷却速度对柴油机用球墨铸铁组织的影响, 得出结论冷却速度越慢, 珠光体含量越多, 球化率越低; 张晓敏^[11]研究发现厚大断面球铁铸件的伸长率和抗拉强度随着凝固速度减慢呈现先上升后下降的趋势; 李桐桐^[12]研究发现冷却速度越快, 硅含量2.5%的球墨铸铁组织中球状石墨的尺寸越小。

随着南水北调、辽西北水利等大型水利工程的实施, 球墨铸铁管件的需求量越来越大, 且向着大型化的趋势发展。大型球铁管件的主要生产方式为消失模铸造工艺, 生产过程中会消耗大量的能源及生铁、废钢等原材料, 在运输、安装过程中也有诸多不便。本文通过研究相同铸造条件下不同壁厚处高硅球墨铸铁的组织与性能, 研究了冷却速度对高硅球墨铸铁组织和性能的影响, 若在管件性能标准不变的条件下, 尽量减小壁厚, 增加高硅球铁的冷却速度即可使实际生产管件的力学性能达到使用标准, 就能减小原材料消耗, 降低生产成本, 为大型球铁管件的生产提供参考。

1 试验材料与方法

本试验所用的试验组高硅球墨铸铁及对照组QT450-10球墨铸铁采用1 t的中频感应炉进行熔炼,使用消失模铸造工艺,浇注温度为1 492 ℃,负压度0.05 MPa,浇注时间30 s,球化剂加入量为1.3%,孕育剂为75硅铁,加入量3.5%;为研究冷却速度对高硅球墨铸铁的组织与性能的影响,浇注不同壁厚的试样以反映球铁不同的冷却速度,壁厚越小,冷却速度越快。根据GB/T13295—2008国家标准, DN1000以上的中大型球墨铸铁管件的壁厚均在13.2~35 mm范围内,因此本试验将试样壁厚梯度设置为12、18、24、30、36、42 mm,冷却速度由快至慢。球墨铸铁试样如图1所示,试样尺寸如表1所示。

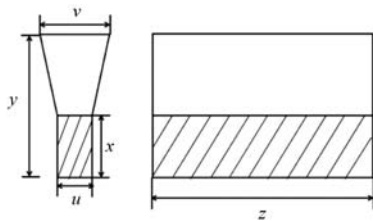


图1 球墨铸铁试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the ductile iron sample

表1 不同厚度球铁试样尺寸
Table 1 Sample sizes of the ductile iron with different thicknesses

试块厚度/mm	u/mm	v/mm	x/mm	y/mm	z/mm
12	12	38.4	45	120	120
18	18	57.6	65	180	180
24	24	76.8	80	240	240
30	30	96	100	300	240
36	36	115.2	120	360	240
42	42	134.4	140	420	240

A试样QT450-10球铁与B试样高硅球墨铸铁的化学成分如表2所示,由碳当量的计算公式: $CE=w(C)+1/3[w(Si)+w(P)]$,随着硅含量从2.92%升高到4.59%,碳含量从3.52%降低到了2.60%;当硅含量为2.92%时,碳当量为4.5%,当硅含量为4.59%时,碳当量为4.14%。由Fe-C相图可知,在平衡条件下,当碳当量为

表2 QT450-10与高硅球墨铸铁的化学成分
Table 2 Chemical compositions of the QT450-10 and high silicon ductile iron $w_B/\%$

试样	C	Si	Mn	P	S	Mg	RE	CE
A	3.52	2.92	0.183	0.029	0.005 8	0.064	0.016 0	4.5
B	2.60	4.59	0.265	0.024	0.004 6	0.057	0.014 5	4.14

4.34%时为共晶成分,但随着冷却速度的变化,球墨铸铁的共晶点也会随之偏移,因此将试样的碳当量控制在4%~4.5%。生产中对铸态QT450-10球铁的化学成分要求为碳含量在3.4%~3.9%,硅含量在2.5%~3.0%,试样成分满足设计要求。

将从QT450-10和高硅球墨铸铁试样在不同壁厚处截取并加工为10 mm×10 mm×10 mm的金相试样,经研磨、机械抛光后,采用质量分数为4%的硝酸酒精溶液腐蚀10 s,利用Olympus-DSX500光学显微镜(OM)及ZEISS Ultra Plus场发射扫描电镜(SEM)对石墨形貌进行观察,并利用ipp-6.0和OLYCIA.m3图像分析软件对铁素体相对含量、石墨球直径和铁素体晶粒尺寸进行测定,参照GB/T 9441—2009《球墨铸铁金相检验》对石墨形态和大小进行分级评定。金相观察后,利用数显布氏硬度仪及维氏硬度计对试样硬度进行检测,布氏硬度检测载荷大小为750 N,维氏硬度检测载荷大小为300 N。针对不同壁厚的试样加工 $\Phi 6\sim 14$ mm的不同尺寸的拉伸试棒,使用万能试验机对试样进行拉伸试验。

2 试验结果与讨论

2.1 冷却速度对高硅球墨铸铁组织的影响

使用不同壁厚对试样的冷却速度进行表征,壁厚越小,冷却速度越快。硅含量为2.92%的QT450-10球铁及硅含量为4.59%的高硅球铁试样在不同壁厚下的石墨形貌如图2和图3所示。

通过ipp-6.0图像分析软件计算,得到石墨球平均直径和数量如表3所示。可以看出,硅含量2.92%的QT450-10球铁在壁厚42 mm处,球状石墨平均尺寸约为45.5 μm ,在壁厚12 mm处约为29.3 μm ;硅含量4.59%的高硅球墨铸铁在壁厚42 mm处,球状石墨平均尺寸约为29.2 μm ,壁厚12 mm处约为20.4 μm 。QT450-10与高硅球墨铸铁的石墨尺寸均随着铸件冷却速度的增大而减小,凝固时间短,碳在铁液中溶解的过程较快,使碳的析出并不充分,硅富集区石墨的生长时间更短,因此球铁中球状石墨的尺寸较小^[13-14]。硅含量2.92%的QT450-10的单位面积石墨平均数量在壁厚12 mm处约为268个/ mm^2 ,在壁厚42 mm处平均约为110个/ mm^2 ;硅含量4.59%的高硅球墨铸铁在壁厚12 mm处的单位面积石墨平均数量约为457个/ mm^2 ,在壁厚42 mm处平均约为183个/ mm^2 。硅元素具有作为石墨球形核核心的作用,随着冷却速度的增加,强化了硅的核心效果,使石墨球的核心数量增多,球状石墨数量逐渐增加。

硅含量2.92%的QT450-10球铁及硅含量4.59%的高

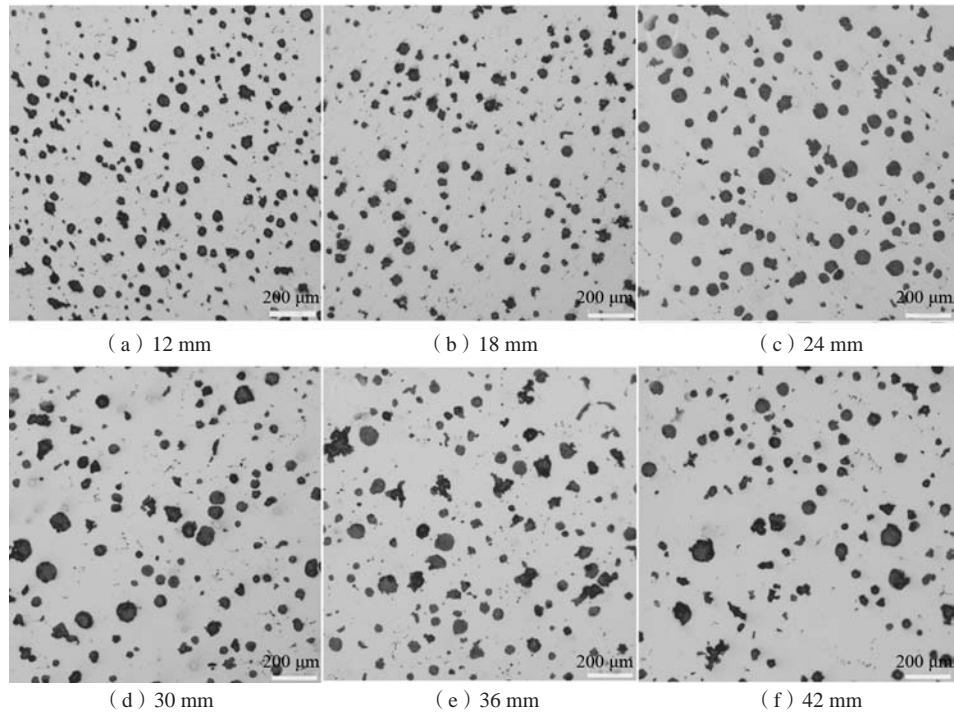


图2 硅含量2.92%的QT450-10在不同壁厚下的石墨形貌

Fig. 2 Graphite morphologies of the QT450-10 with 2.92% silicon under different wall thicknesses

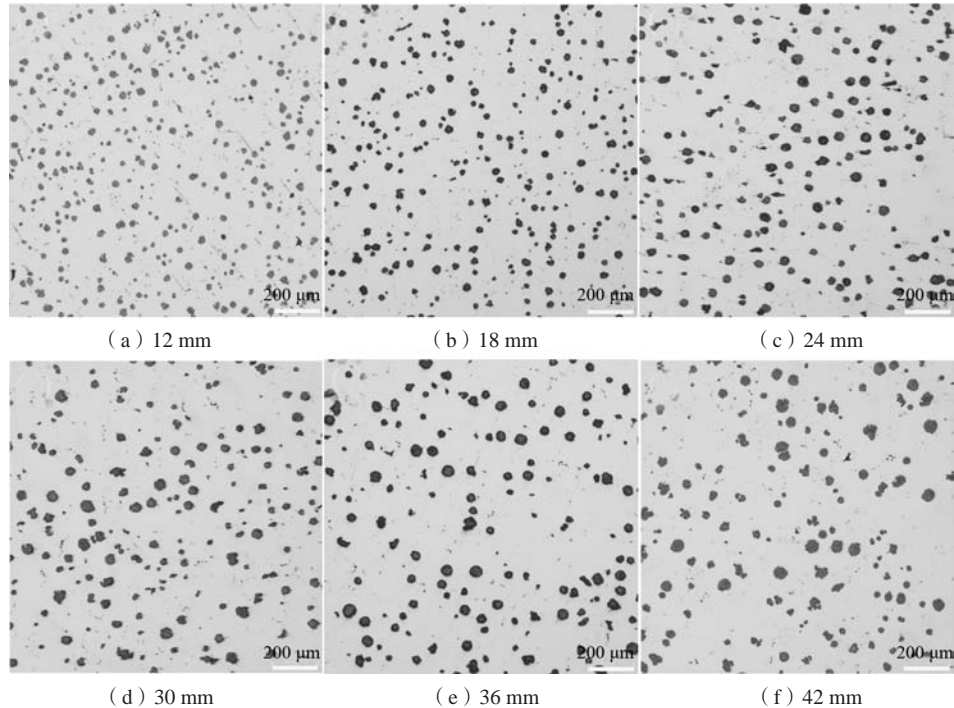


图3 硅含量4.59%高硅球墨铸铁在不同壁厚下的石墨形貌

Fig. 3 Graphite morphologies of high silicon nodular cast iron with 4.59% silicon under different wall thicknesses

硅球墨铸铁试样在不同壁厚下的基体组织如图4、图5所示,硅含量2.92%的QT450-10试样及硅含量4.59%的高硅球铁试样的基体组织均主要由铁素体构成。从动力学角度分析,共析转变过程中奥氏体发生固态相

变,随着冷却速度增加,QT450-10试样和高硅铁素体球铁试样石墨分布更加密集,奥氏体与石墨的距离缩短,奥氏体中的碳极易脱溶而扩散到共晶石墨上,而奥氏体中的碳扩散出去后就很容易在奥氏体界面上析

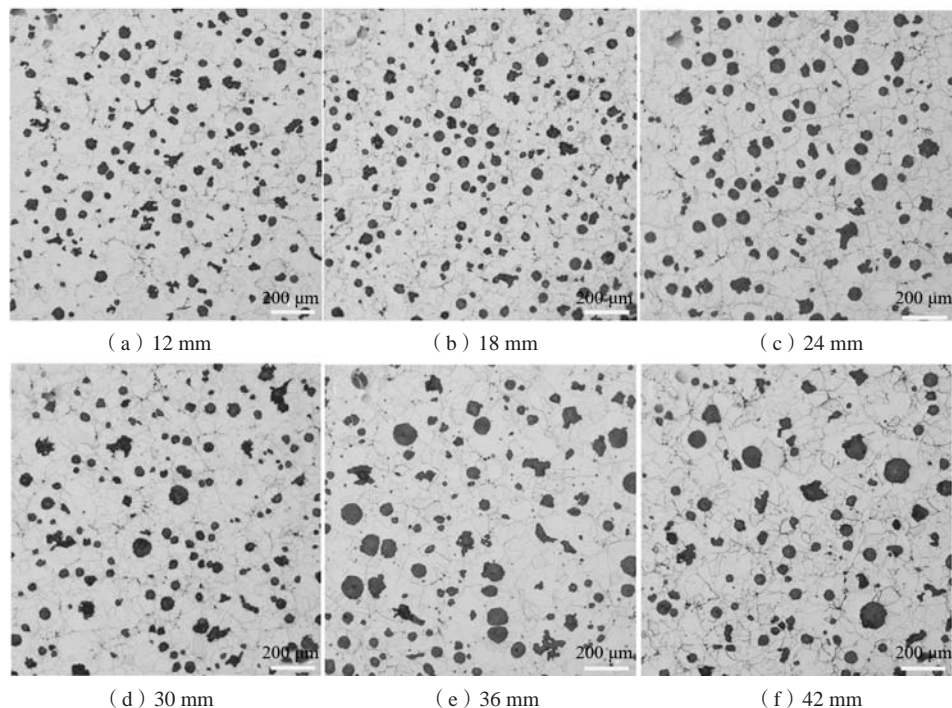


图4 硅含量2.92%的QT450-10在不同壁厚下的微观组织

Fig. 4 Microstructures of the QT450-10 with 2.92% silicon under different wall thicknesses

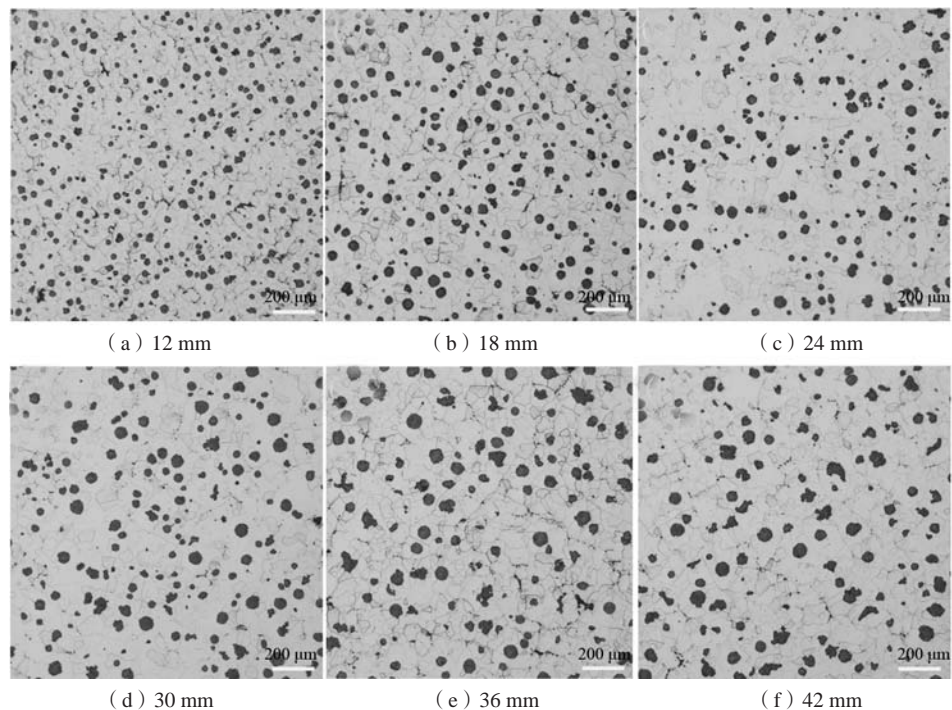


图5 硅含量4.59%的高硅球墨铸铁在不同壁厚下的微观组织

Fig. 5 Microstructures of the high silicon ductile iron with 4.59% silicon under different wall thicknesses

出铁素体的核心，从而有利于铁素体的形成。在壁厚为12 mm时，QT450-10试样中存在极少量的珠光体，这是由于随着冷却速度的增加，珠光体没有足够的时间分解；高硅球铁试样中在壁厚12 mm处没有珠光体，

是由于硅元素的铁素体化作用抵消了冷却速度过快对基体组织的影响。

对不同壁厚下硅含量2.92%的QT450-10试样和硅含量4.59%的高硅球铁试样的铁素体含量和晶粒尺寸进行

表3 硅含量2.92%的QT450-10与硅含量4.59%高硅球墨铸铁不同壁厚下的石墨形貌

Table 3 Graphite morphologies of the QT450-10 and high silicon ductile iron under different wall thicknesses

厚度/ mm	石墨球 直径/ μm	石墨球数量/ (个· mm^2)	厚度/ mm	石墨球 直径/ μm	石墨球数量/ (个· mm^2)
A (12)	29.3	268	B (12)	20.4	457
A (18)	30.1	258	B (18)	21.9	330
A (24)	34.9	159	B (24)	26.1	257
A (30)	37.9	149	B (30)	27.8	198
A (36)	40.1	146	B (36)	28.5	189
A (42)	45.5	110	B (42)	29.2	183

统计,使用人工截点法,根据GB/T6394—2002金属平均晶粒度测定标准,测得结果如表4所示;可以看出,在壁厚12 mm处,硅含量4.59%的高硅球铁铁素体平均晶粒尺寸约为 $31.9475\ \mu\text{m}$,在壁厚42 mm处,高硅球铁铁素体平均晶粒尺寸约为 $54.8664\ \mu\text{m}$;随着冷却速度的增加,高硅球铁试样铁素体晶粒尺寸减小,使得晶粒细化。

表4 不同壁厚下QT450-10及高硅球铁试样铁素体含量及晶粒尺寸

Table 4 Ferrite contents and grain sizes of the QT450-10 and high silicon ductile iron samples under different wall thicknesses

厚度/mm	铁素体晶粒尺寸/ μm	厚度/mm	铁素体晶粒尺寸/ μm
A (12)	35.216 6	B (12)	31.947 5
A (18)	36.277 6	B (18)	35.216 6
A (24)	43.766 2	B (24)	35.381 1
A (30)	43.020 2	B (30)	42.777 2
A (36)	56.504 2	B (36)	48.468 3
A (42)	58.694 3	B (42)	54.866 4

2.2 冷却速度对高硅球墨铸铁力学性能的影响

不同壁厚下硅含量2.92%的QT450-10和硅含量4.59%的高硅球铁试样的力学性能检测结果如表5所示。可以看出,硅含量2.92%的QT450-10试样在壁厚12 mm处抗拉强度为464 MPa,在壁厚42 mm处为431 MPa;硅含量4.59%的高硅球墨铸铁试样在壁厚12 mm处抗拉强度为683 MPa,在壁厚42 mm处为666 MPa;二者的抗拉强度均随着冷却速度的增加而增加,冷却速度对屈服比的影响较小。QT450-10试样在不同的冷却速度下硬度值的波动最大为HB 3.2,高硅球墨铸铁在不同的冷却速度下硬度值的波动最大为HB 6.8,不同的冷却速度对布氏硬度的影响较小,是由于试样中铁素体的含量均较高。随着冷却速度的增

表5 不同壁厚下硅含量2.92%的QT450-10球铁和硅含量4.59%的高硅球铁力学性能

Table 5 Mechanical properties of the QT450-10 ductile iron with 2.92% silicon and high silicon ductile iron with 4.59% silicon under different wall thicknesses

厚度/mm	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	屈服比	伸长率/%	硬度HB
A (12)	464	360	0.78	24.5	129.9
A (18)	449	333	0.74	18	131.2
A (24)	441	325	0.74	17	128
A (30)	434	327	0.75	23	127.2
A (36)	428	318	0.74	22	126.3
A (42)	431	321	0.75	23	123.9
B (12)	683	619	0.91	19	181.2
B (18)	673	581	0.86	17	188
B (24)	681	588	0.86	17.5	186.1
B (30)	676	585	0.87	16	180.9
B (36)	672	585	0.87	13	182.9
B (42)	666	575	0.86	15	184.7

加,QT450-10试样和高硅球墨铸铁的伸长率均呈现增大的趋势。

使用扫描电镜对不同壁厚下硅含量2.92%的QT450-10试样及硅含量4.59%高硅球墨铸铁的拉伸断口进行形貌观察,如图6、图7所示。

对于硅含量2.92%的QT450-10球墨铸铁试样,不同壁厚下的断口主要呈现为韧窝形貌,属于韧性断裂。随着冷却速度的增加,球状石墨数量增加,韧窝数量增加,但是韧窝的深度变浅,且存在解理特征,存在局部穿晶断裂,因此塑性变差;对于硅含量4.59%的高

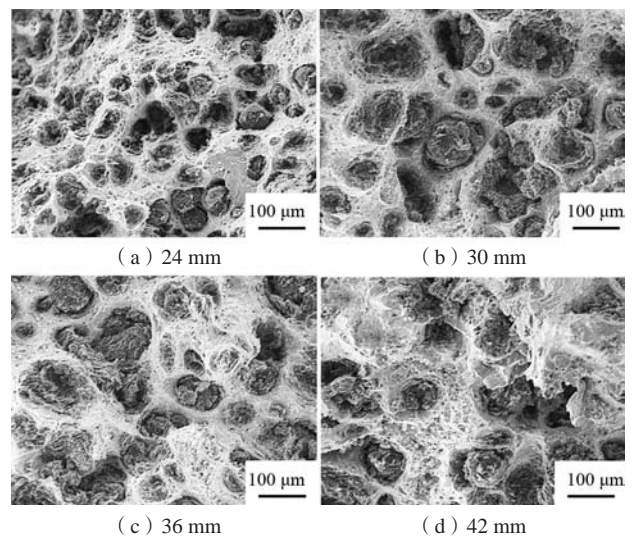


图6 QT450-10试样不同壁厚下拉伸断口形貌

Fig. 6 Tensile fracture morphologies of the QT450-10 samples under different wall thicknesses

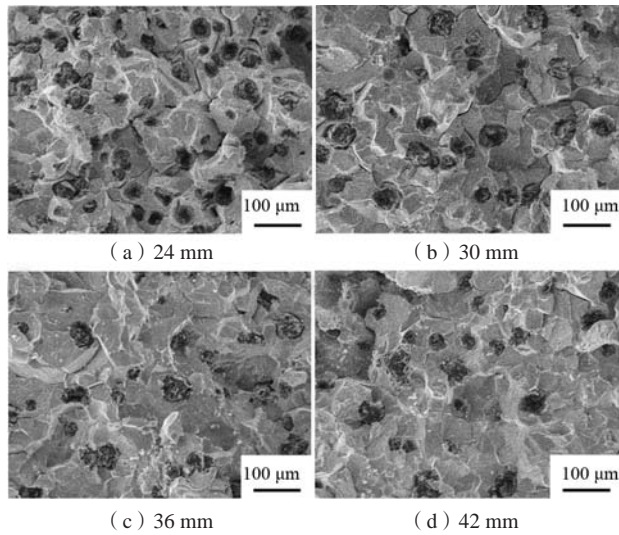


图7 高硅球墨铸铁试样不同壁厚下拉伸断口形貌

Fig. 7 Tensile fracture morphologies of the high silicon nodular cast iron samples under different wall thicknesses

硅球墨铸铁，不同壁厚下的断口主要由解理形貌组成，属于脆性断裂。随着冷却速度的增加，断口处产生沿晶断裂的趋势增加，球状石墨数量增加，每一个韧窝中存在一个球状石墨，韧窝数量增加，因此塑性增强。冷却速度的增加使得硅对铁素体的固溶强化作用增强，使铁素体晶格发生畸变的程度严重，铁素体塑性变形能力减弱，韧窝深度变浅，因此QT450-10球铁试样的伸长率逐渐降低；但随着冷却速度的增加，高硅球铁试样断口处产生更多数量的韧窝，更少的解理特征，以及全铁素体基体，而在壁厚36 mm处解理面积较大，韧窝数量较少且深度较浅，此处塑性较差，因此高硅球铁试样的伸长率先减小后增加。

3 影响机制

通过上述试验可以得出，冷却速度对高硅球墨铸

铁试样力学性能有较大影响，为了研究冷却速度对高硅球墨铸铁组织和性能的影响机理，采用扫描电镜、X射线衍射图谱对硅含量4.59%的高硅球墨铸铁和硅含量2.92%的QT450-10试样进行分析。

表6为不同壁厚下硅含量2.92%QT450-10和硅含量4.59%高硅球墨铸铁试样的铁素体显微硬度；QT450-10试样的维氏硬度在壁厚12 mm处平均值为HV 198.66，壁厚42 mm处平均值为HV 173.03；高硅球墨铸铁试样的维氏硬度在壁厚12 mm处平均值为HV 259.85，壁厚42 mm处平均值为HV 226.3。随着冷却速度的增加，铁素体基体的硬度均逐渐增加。

对不同壁厚下硅含量4.59%的高硅球墨铸铁的铁素体晶内和晶界处某点的硅含量进行测定，选取点位置如图8所示；点1和点3为壁厚24 mm时，高硅球铁铁素体晶界处的取点，点2和点4为铁素体晶粒内的取点，点5和点7为壁厚36 mm时，高硅球铁铁素体晶界处的取点，点6和点8为铁素体晶粒内的取点。

图8中各点的Si元素数值通过公式计算得到不同壁厚下高硅球墨铸铁Si元素的偏析指数值和其他元素的质

表6 不同壁厚下硅含量2.92%QT450-10和硅含量4.59%高硅球墨铸铁的显微硬度

Table 6 Microhardness of the high-silicon ductile iron with 2.92% silicon QT450-10 and 4.59% silicon under different wall thicknesses

厚度/mm	维氏硬度 HV	厚度/mm	维氏硬度 HV
A (12)	198.66	B (12)	259.85
A (18)	191.09	B (18)	253.5
A (24)	186.16	B (24)	253.17
A (30)	183.53	B (30)	246.06
A (36)	174.08	B (36)	238.83
A (42)	173.03	B (42)	226.3

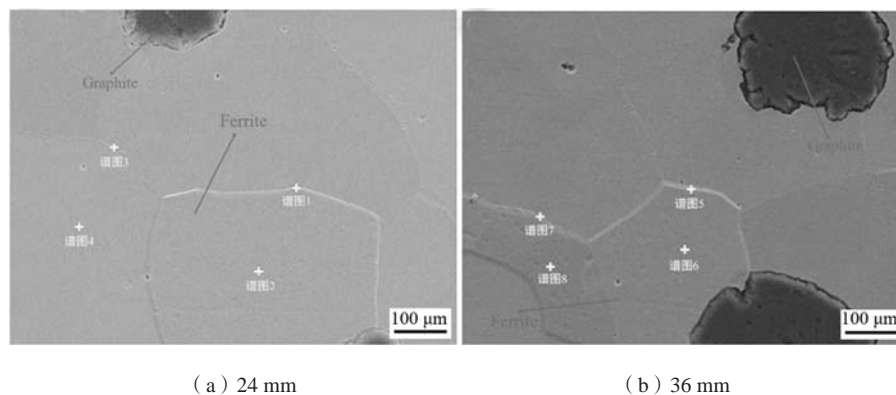


图8 不同壁厚下硅含量4.59%高硅球铁的显微组织

Fig. 8 Microstructures of the high silicon ductile Iron with 4.59% silicon under different wall thicknesses

量分数如表7所示。

$$K_{Si} = \frac{w_{Si}}{w_{Si_0}} \quad (1)$$

式中： K_{Si} 为Si元素的偏析指数值； w_{Si} 为取样点的硅元素含量； w_{Si_0} 为球墨铸铁中硅元素的平均含量。

根据表7可以得出，硅含量4.59%的高硅球墨铸铁在壁厚24 mm处，铁素体晶粒内硅元素的偏析指标值分别为0.83和0.91，晶界处为1.12和1.09；在壁厚36 mm处，铁素体晶粒内硅元素的偏析指标值分别为0.94和0.95，晶界处为1.06和1.03。可以看出，硅含量4.59%的高硅球墨铸铁的硅元素不仅可以固溶于铁素体基体中，且在铁素体晶界上含量高于晶内。而一般来说，球墨铸铁中硅是负偏析元素，即共晶晶粒的晶界上硅含量低于晶内^[15]。出现此现象是由于高硅球墨铸铁在发生共析反应时，硅元素由于熔点较高，在奥氏体内部率先析出，铁和碳元素由于熔点较低，在靠近奥氏体边界处随后析出，而铁素体在奥氏体晶界处形核，元素在固相中扩散较慢，在此过程中元素分布基本不变，因此铁素体晶粒内部硅含量较低，晶界处硅含量较高^[16]。随着冷却速度的增加，高硅球墨铸铁的铁素体基体晶粒和晶内结构细化，缩小了晶界偏析的范围，因此硅元素在铁素体晶界上的偏析现象逐渐增强，球墨铸铁的强度、硬度逐渐提高。但冷却速度增加使高硅球铁的石石墨形貌和基体组织得到了优化，因此偏析对伸长率的影响较小。

表7 Si元素的偏析指标和各元素的含量
Table 7 Segregation index of Si element and percentage content of each element $w_B / \%$

位置	Fe	C	Si	K_{Si}
点1	69.87	25.00	5.13	1.12
点2	74.54	21.66	3.80	0.83
点3	73.42	21.56	5.02	1.09
点4	74.95	20.86	4.18	0.91
点5	73.83	21.30	4.87	1.06
点6	78.27	17.42	4.31	0.94
点7	72.45	22.81	4.74	1.03
点8	75.50	20.12	4.38	0.95

将不同壁厚下的硅含量2.92%的QT450-10球铁和硅含量4.59%的高硅球铁的X射线衍射图谱使用jade 6软件进行分析如图9、10所示，可以看出，图谱中存在四个峰，将存在的Fe、C、Si元素输入后进行寻峰， $20^\circ \sim 30^\circ$ 之间的峰为石墨， $40^\circ \sim 90^\circ$ 之间的峰只有铁素体相与之对应，说明硅完全溶于铁素体中，通过PDF卡片进行对比，三个峰的晶面指数从左到右分别为(110)、(200)、(211)，同一硅含量的不同壁厚下的试样

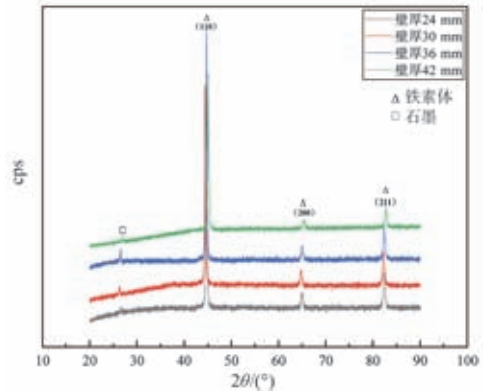


图9 硅含量2.92%的QT450-10球铁不同壁厚下X射线衍射能谱
Fig. 9 X-ray patterns of the QT450-10 ductile iron with 2.92% silicon under different wall thicknesses

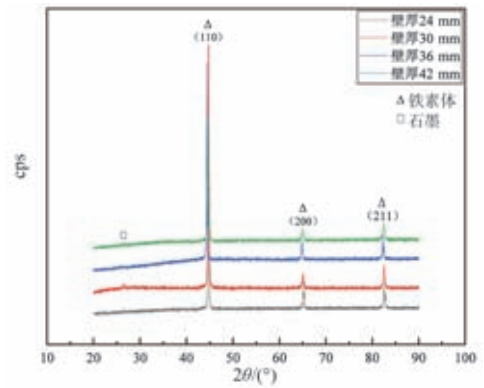


图10 硅含量4.59%的高硅球铁不同壁厚下X射线衍射能谱
Fig. 10 X-ray patterns of the high silicon ductile iron with 4.59% silicon under different wall thicknesses

的图谱峰晶面指数不变。

已知铁素体为体心立方结构，由于晶面指数 $h+k+l$ 为偶数，因此立方晶系晶面间距的计算公式为：

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} \quad (2)$$

式中， d 为晶面间距， a 为晶格常数。

对不同硅含量的球墨铸铁的铁素体晶格常数进行计算，结果如表8所示。当厚度为24 mm时，硅含量2.92%的QT450-10球铁试样的铁素体晶格常数为0.286 59 nm，当厚度为42 mm时，试样的铁素体晶格常数为0.286 61 nm；当厚度为24 mm时，硅含量4.59%的高硅球铁试样铁素体晶格常数为0.286 02 nm，当厚度为42 mm时，试样的铁素体晶格常数为0.286 59 nm。纯铁铁素体的晶格常数为0.286 64 nm，而硅的原子半径小于铁的原子半径，大于铁素体的晶体间隙，硅可固溶于铁素体基体中形成置换固溶体而不能形成间隙固溶体，因此QT450-10和高硅球墨铸铁的铁素体晶格常数均小于0.286 64 nm；随着冷却速度的增加，

表8 不同冷却速度下球铁试样的铁素体晶格常数
Table 8 Ferrite lattice constant of the ductile iron at different cooling rates

厚度/mm	a (110)	a (210)	a (211)	a (AVG)	厚度/mm	a (110)	a (210)	a (211)	a (AVG)
A (24)	0.286 28	0.286 90	0.286 59	0.286 59	B (24)	0.286 06	0.286 00	0.286 00	0.286 02
A (30)	0.286 79	0.286 44	0.286 58	0.286 60	B (30)	0.286 17	0.286 18	0.286 08	0.286 14
A (36)	0.286 46	0.286 72	0.286 54	0.286 57	B (36)	0.286 12	0.286 30	0.286 84	0.286 42
A (42)	0.286 94	0.286 28	0.286 63	0.286 61	B (42)	0.286 58	0.286 76	0.286 44	0.286 59

QT450-10和高硅球墨铸铁的铁素体晶格常数均逐渐减小,晶格畸变的程度逐渐增加,增加了位错阻力从而使得强度、硬度逐渐提高。

4 结论

(1) 硅含量4.59%的高硅球墨铸铁试样在壁厚12 mm处,单位面积石墨球平均数量约为457个/mm²,平均尺寸约为20.4 μm,铁素体晶粒平均尺寸约为31.9 μm。在壁厚42 mm处,单位面积石墨球平均数量约为183个/mm²,平均尺寸约为29.2 μm,铁素体晶粒平均尺寸约为54.9 μm。

(2) 硅含量为4.59%的高硅球墨铸铁在壁厚12 mm处抗拉强度为683 MPa,布氏硬度为HB 181.2,伸长率为19%;在壁厚42 mm处时抗拉强度

为666 MPa,布氏硬度为HB 184.7,伸长率为15%;随着冷却速度增加,抗拉强度逐渐增加,硬度波动很小,伸长率逐渐升高。在壁厚为12 mm处,综合力学性能较高。

(3) 消失模铸造高硅球墨铸铁试样随着冷却速度增加,单位面积中石墨球的数量增加,球状石墨尺寸逐渐减小;不同冷却速度下试样的基体组织均为铁素体,随着冷却速度增加,铁素体晶粒尺寸减小,硅元素对基体的细晶强化作用增强;铁素体基体的晶格常数逐渐减小,硅元素完全置换固溶于铁素体中形成固溶强化,但随着冷却速度的增加,硅元素在铁素体晶界处的偏析现象越来越明显,造成铁素体的畸变程度增大。因此,高硅球墨铸铁的强度和硬度逐渐增大。

参考文献:

- [1] 李克锐,李增利,崔宇,等.我国铸铁生产技术现状与发展趋势[J].铸造,2022,71(2):123-135.
- [2] 白佳鑫,刘武成,白鹏十翰.超高纯生铁在高质量铸件生产中的应用[J].铸造,2022,71(1):66-70.
- [3] 万仁芳.浅谈近年来铸铁件的发展[J].现代铸铁,2014(3):15-24.
- [4] KASVAVEE K A, GHASSEMALI E. Characterization and modeling of the mechanical behavior of high silicon ductile iron [J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 708: 159-170.
- [5] 唐中权,孔德荣,潘连明.高速列车用踏面清扫器本体铸件的研制[J].现代铸铁,2012(3):27-30.
- [6] K·奥内斯塔姆.用于车辆制动器的制动杆:CN103069189B [P].2016-04-06.
- [7] BAUER B, POKOPEC I M, PETRI M, et al. Effect of bismuth on preventing chunky graphite in high-silicon ductile iron castings [J]. International Journal of Metal Casting, 2020, 14(4):1052-1062.
- [8] PENG Yuncheng, LI Guolu. Influence of cooling rate on the microstructure and properties of a new wear resistant carbidic austempered ductile iron (CADI) [J]. Materials Characterization, 2012, 72: 53-58.
- [9] BORSATO T, FERRO P, FABRIZI A, BERTO F, CAROLLO C. Long solidification time effect on solution strengthened ferritic ductile iron fatigue properties [J]. International Journal of Fatigue, 2021, 145: 1-7.
- [10] ESSAM M A, SHASH A Y, MEGAHED H, et al. Effect of section thickness on microstructure and mechanical properties of compacted graphite iron for diesel engine applications [J]. Heliyon, 2021, 7(1):1-7.
- [11] 张晓敏.高韧性球墨铸铁冷却壁的组织性能研究及凝固模拟试验[D].河南:郑州大学,2010.
- [12] 李桐桐.球墨铸铁中碳元素扩散系数的计算及分析[D].山东:山东大学,2013.
- [13] GONZÁLEZ-MARTÍNEZ R, DE LA TORRE U, LACAZE J, et al. Effects of high silicon contents on graphite morphology and room temperature mechanical properties of as-cast ferritic ductile cast irons. part I microstructure [J]. Materials Science and Engineering, 2018,

712: 794-802.

[14] RICHARD Larker. 固溶强化铁素体球墨铸铁 [J]. 铸造, 2010, 59 (6): 622-627.

[15] 周继扬. 球墨铸铁中的奥氏体枝晶及球墨铸铁的偏析——球墨铸铁基础理论的最新发展 (三) [J]. 现代铸铁, 2003 (1): 1-5.

[16] 于春田, 大城桂作, 山本郁, 等. 含硅量和冷却速度对中铬铸铁碳化物的影响 [J]. 铸造, 2001, 20 (5): 258-262.

Effect of Cooling Rate on Microstructure and Properties of High-Silicon Ductile Iron

WANG Zhuo¹, LIU Yue¹, ZHOU Zhan-hu², GUAN Zhen-xing², ZHANG Ya-jing¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, Liaoning, China; 2. Liaoning Ever Metal Forming Tech Co., Ltd., Gaizhou 115200, Liaoning, China)

Abstract:

High silicon ductile iron samples with different wall thickness gradients were prepared by EPC process to study the effects of different cooling rates on their microstructure and properties. The microstructure of the specimens was observed by optical microscopy and scanning electron microscopy, and the mechanical properties were measured by universal tensile testing machine and digital Brinell hardness tester. The results showed that with the increase of the cooling rate, the matrix microstructure of the high silicon ductile iron was full ferrite, the size of spheroidal graphite and ferrite grains were gradually reduced, and the grain size was refined; the segregation of silicon element at ferrite grain boundaries was more and more obvious, the lattice constant of ferrite matrix was gradually reduced, and the degree of ferrite lattice distortion was increased. The average size of the spheroidal graphite was about 20.4 μm , the average size of the ferrite grain was about 31.9 μm , the tensile strength was 683 MPa, and the elongation was 19% at the wall thickness of 12 mm of the high silicon ductile iron sample with 4.59% silicon; At the wall thickness of 42 mm, the average size of the spheroidal graphite was about 29.2 μm , the average size of the ferrite grain was about 54.9 μm , the tensile strength was 666 MPa, and the elongation was 15%. With the increase of the cooling rate, the strength and hardness of the high silicon ductile iron increased gradually, and the mechanical properties were improved.

Key words:

high silicon ductile iron; cooling rate; microstructure; mechanical properties
