

球墨可锻铸铁的试验研究

代晓玲 李仲达 孙玉福*

(机 械 系)

提 要

本文研究了新型铸铁——球墨可锻铸铁的化学成分范围、热处理工艺、机械性能、铸造性能特点。实验证明：可锻铸铁经变质处理能使退火碳球墨化，获得具有典型球墨结构的球状石墨；提高可锻铸铁的碳当量，使热处理工艺的高温保温温度降低，保温时间缩短，节省能源，提高生产率。球墨可锻铸铁的机械性能优于可锻铸铁，能与相同基体的球墨铸铁相当，而铸造性能较可锻铸铁有明显改善。

一、前 言

球墨可锻铸铁是近年来提出的一种新型铸铁，在国外才处于实验室研究阶段。可是据考证，我国确远在汉魏时期（距今1500—2100年），就有这种铸铁了。这是近年来社会科学和自然科学研究相结合，在冶金史方面的重大发现之一。

经分析鉴定在我国古代韧铸铁铁器中，迄今发现的有十余件铁器的显微组织内存在弥散度均匀、园整的球状石墨。经研究这些球状石墨是经固态石墨化退火得到的，其退火碳不是聚集型絮状石墨，而是典型的球状石墨，其特征是在光学显微镜下有偏光效应，经过热氧腐蚀，石墨剖面显现出典型的年轮状组织^[1]。这就为我们揭示了古代铁器中，有一些宝贵文物具有优越性能的内在奥秘，也用确凿的事实证实：经固态石墨化退火是能得到球状石墨的。众所周知，铸铁基体中石墨相的形态在很大程度上决定着铸铁性能。若能使可锻铸铁的退火碳球墨化，则将会使可锻铸铁性能发生质的飞跃。

我们确定的研究目的是：要探求固态石墨化过程中石墨的形成条件和原因，寻求生产可锻铸铁的新工艺，要达到改善退火碳形态，大幅度提高可锻铸铁性能，同时要力求降低能耗，节约能源。另外，对固态球墨形成的研究，对弄清铸铁显微组织内球状石墨的形成机理，亦具有重要的理论价值。

二、试验方案的拟定

近十几年来，人们在使可锻铸铁和球墨铸铁的生产工艺结合方面，做了一定的研究工作。据资料[2]、[3]、[4]、[7]、[8]介绍，对碳当量处于可锻铸铁之间的铁水，在炉前加入镁、镁和铈，稀土和镁等变质剂进行处理，得到铸态具有极微小球状石墨颗粒的白口组织，经快速退火后，制得一种新型铸铁——球墨可锻铸铁。因为镁、稀土等变质元素在一般

* 参加试验工作的有：81届、82届毕业生“球墨可锻铸铁课题组”，铸工实验室：石广新、李爱荷、邓桂花、王淑英。

加入量范围内,会在凝固时阻碍石墨化促进生成白口;而在固态高温石墨化过程中则促进石墨化,所以在有这些变质元素存在的条件下,可锻铸铁的碳当量就可以提高,从而改善铸造性能,缩短高温石墨化时间,提高生产率。资料[7]、[4]还介绍,当可锻铸铁化学成分中,过硫量($\Delta S = S\% - Mn\%/1.72$)达到0.08~0.10%时,退火后即可得到100%的球状石墨,如果在铸铁内无锰存在的情况下,只要仅存有0.001%的过量,退火即可获得几乎100%的球状石墨。

我们认为,可通过下面两种途径获得球墨可锻铸铁。

1.选用化学成分为:2.8~3.2%碳,1.5~2.0%硅的电炉铁水,炉前加变质剂进行处理,保证在湿砂型中得到白口生坯,然后进行石墨化退火处理使得退火碳球墨化。

2.选用一般可锻铸铁成份的铁水,尽量压低含锰量,在炉内用FeS增加铁水的含硫量,使过硫量达到0.08~0.1%,铸态得到白口生坯,然后进行退火处理,得到退火碳形态的改善。

由于我国中原地区矿脉为低硅微锰的组织成分,故汉魏铸铁的成分特点是高碳低硅微锰型。我们的试验是探求对具有适合锰硫比,保证具有一定过硫量的原铁水,不经炉前变质处理,是否能获得退火球墨?以寻求采用冲天炉(高硫)铁水,生产球墨可锻铸铁的可能性。

三、 试 验 条 件

本实验采用中频感应电炉,石墨坩埚熔炼,每炉容量7—10kg,1500℃停止送电,在炉内用钟罩加入Ni-Mg合金或Re-Ca-Mg合金进行处理。测温采用铂铑—铂热电偶与UJ36型电子电位差计配合进行。在浇注温度1400℃时,将铁水浇入湿砂型中获得铸态白口组织。全相试棒尺寸为 $\phi 16 \times 200$ mm,和 $\phi 12 \times 200$ mm两种。机械性能试棒采用可锻铸铁标准金属模型浇注的。将浇注好的金相试棒制成 $\phi 16 \times 20$ mm,和 $\phi 12 \times 20$ mm的金相试块,分组在箱式炉或马弗炉中进行热处理。

热处理测温控温采用镍铬—镍硅热电偶与高温毫伏计或自动平衡控温仪配合。第一阶段石墨化完成以后,打开炉门迅速降温至720℃,20分钟左右可稳定。

进行热处理时,是每炉取一组试块(6—8块)同时放入炉内,用碎木炭保护,将试样分别经不同的保温时间,而后在金相显微镜下观察石墨形态、大小及分布状况及渗碳体的分解程度。用金相试块处理摸索到的热处理工艺,处理抗拉试棒,进行拉伸试验和冲击试验。

用水玻璃砂干型浇注流动型试样,比较球墨可锻铸铁与可锻铸铁的流动性。

本实验所用原材料化学成分见表1、表2。

表 1 铁料化学成分

铁 料	化 学 成 分				
	C	Si	Mn	S	P
安 阳 生 铁	4.02	1.57	0.2	0.03	0.04
Z15生铁	4.10	0.58	0.15	0.027	0.093
本溪生铁	4.32	0.73	0.083	0.045	0.032
中间合料	2.30	0.61	0.12	0.03	/
工业纯铁	0.03	0.10	0.59	/	/

表 2 合金料化学成分:

材料名称	化 学 成 分 分				
	Mg	RE	Si	Ca	Ni
镍镁合金	11.3				余量
RE-Ca-Mg	5~7	20	35~40	2~3	
RE-Mg (I)	9.24	9.55	38	0	
RE-Mg (II)	5.44	1.06	53	2.44	

四、试验结果及分析: (见附表1、2、3)

1 在铁水成分设计时, 保证一定过硫量的各炉次试验结果及分析:

图1、2所示为第8、9两炉,其特点是含硅接近1.0%左右,含有0.09—0.12%过硫量,退火后试样中均得到球絮形加少量团絮形石墨,这两炉试样第一阶段石墨化时间约需要10小时左右。

图3是含硅0.9%,具有0.09%过硫量(总硫量为0.145%)的试样,在960℃保温10小时后,空冷的基体组织为珠光体加极少量渗碳体。

图4所示是第11炉含硅量为0.96%,过硫量为0.07%,试样中石墨呈团絮状加部分球絮状,比成分试样所需高温退火时间为七小时。

图5所示第10炉含硅量为1.57%,过硫量为0.035%,石墨呈团絮状,石墨形态比前几炉为差,这种成分的试样,高温石墨化时间相对要少,在960℃保温五小时,渗碳体基本分解完毕。

图6所示为该炉次试样在960℃保温五小时空冷后的组织,这种成分试样与一般可锻铸铁退火时间相差不多甚至稍短一些(郑汽八分厂 $\phi 16\text{mm}$ 试样在实验室条件下940℃需保温六小时渗碳体分解完毕)。

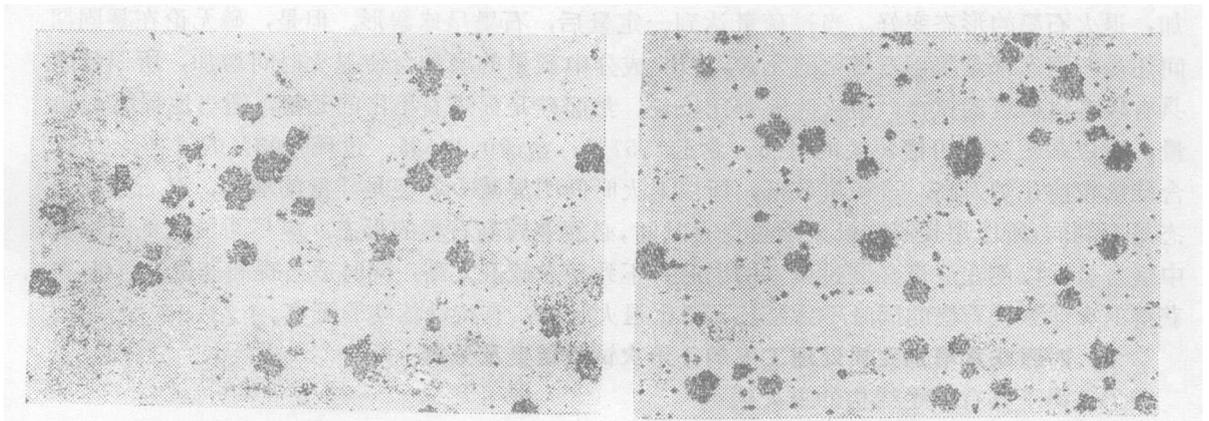


图1: $\Delta S=0.09\%$, $100\times$ (未腐蚀),
960℃保温6小时

图2: $\Delta S=0.12\%$ $100\times$ (未腐蚀),
960℃保温10小时



图3: $\Delta S=0.09\%$, $500\times 960^\circ\text{C}$ 保温
10小时(4%硝酸酒精腐蚀)

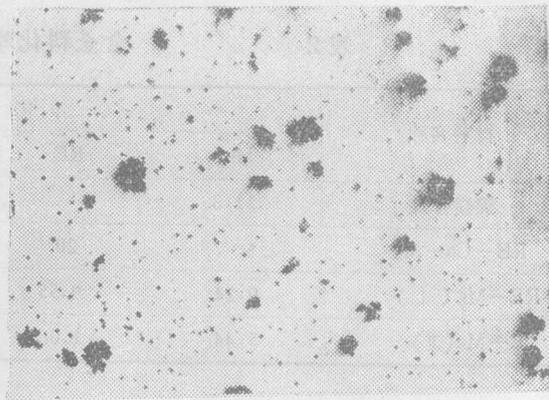


图4: $\Delta S=0.07\%$, $100\times$ (未腐蚀)
 960°C 保温7小时

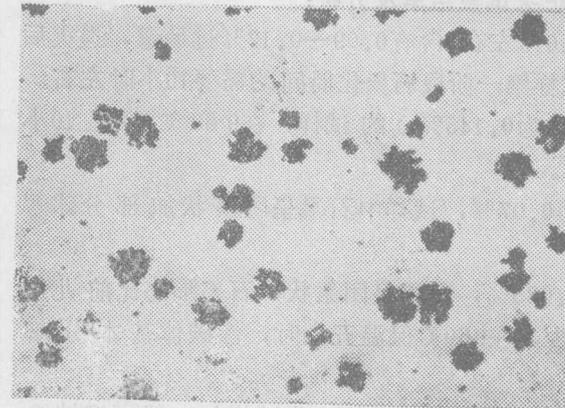


图5: $\Delta S=0.035\%$, $100\times$ (未腐蚀)
 950°C 保温5小时.

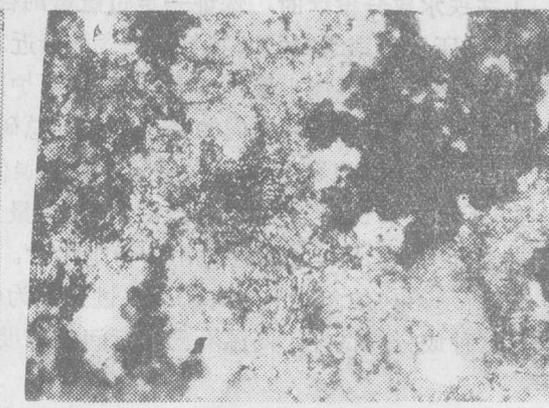


图6: $\Delta S=0.035\%$, $250\times 960^\circ\text{C}$ 保温
5小时(4%硝酸酒精腐蚀)

试验结果表明:控制铁水有一定的过硫量能够改善退火石墨的形态。随着过硫量的增加,退火石墨的形态变好。当过硫量达到一定量后,石墨呈球絮形。但是,硫无论在凝固期间还是在固态都是阻碍石墨化的元素,因此成分中硫量的增加会使退火时间增加,所以前述具有较多过硫量的试样,退火时间都比较长。然而硅是促进石墨化的元素,适当地提高含硅量,可以缩短过硫可锻铸铁的时间。含硅1.57%、含硫0.135%、过硫0.03%的试样,由于含硅量较前几炉为高;过硫量较低,所以退火时间明显减少。但是硅量的增加,对石墨的形态是不利的,所以用提高硅量来缩短退火时间,必须兼顾到石墨的形态。应尽可能压低原铁水中锰含量,以便在保证必需过硫量的同时,不致使总硫量太高,同时适当提高硅量,可能在获得退火球絮状石墨的同时不致延长石墨化退火时间,有待继续实验证实。

2. 对原缺水增加变质处理工序的各炉次试验结果及分析:

①获得了具有球墨结构的退火碳

图7、8、9、10所示用Ni—Mg合金处理的1*、2*、3*、4*炉各组试样,铸态均得到白口组织,残留镁量在0.036—0.063%的几组试样(1*、3*、4*炉),退火后均得到球状石墨和少量的开花形和碎块形石墨,并且大部分石墨球和铸态球墨一样,具有明显的偏光效应。

图11所示残留镁量为0.016%的第二炉试样中也得到了球状石墨结构, 资料[3]认为, 当残镁量小于0.02%时, 将导致片状初生石墨析出。我们这炉残镁量已低到0.016%, 仍获得了球状石墨, 只是开花形和碎块形石墨较多。

图12、13、14所示用Re—Ca—Mg合金处理的5*、6*、7*炉各组试样, 在残留镁量为0.014—0.026%, 残留稀土量为0.038—0.056%的范围内, 退火后也得到了球状石墨结构, 大多数也具有偏光效应, 但石墨球没有Ni—Mg合金处理的园整, 存在有较多的开花形、碎块形石墨。

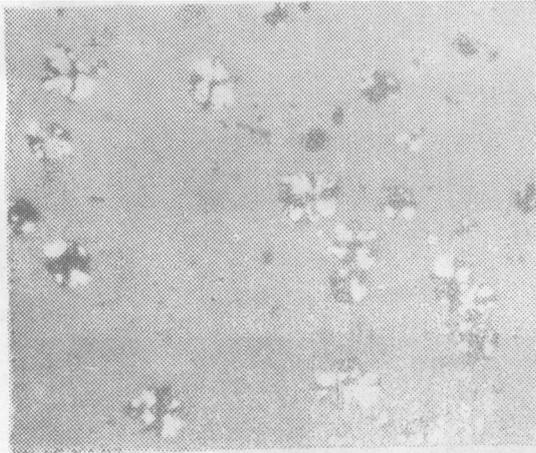


图7: RE—Mg合金处理, 第23炉,
Mg残=0.031% RE=0.021%
900°C保温3小时, 200×(偏光)

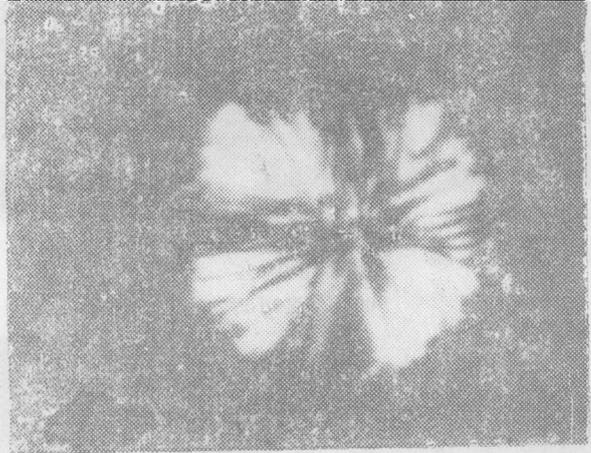


图8: 图7的放大照片



图9: Ni—Mg合金处理, 第4炉
Mg残=0.063%
900°C保温3小时200×(偏光)



图10: 图9的放大照片

②在保证退火碳球墨化的基础上, 为改进可锻铸铁铸造性能、缩短退火时间。选择 C_E , 从普通可锻铸铁成分到共晶成分的不同e、Si配合, 做了一组试验, 观察铸态断口情况。

当 $C_E \geq 4.0$ 时, $\phi 30$ 试棒宏观断口呈现球铁断口, 铸态即具有相当高的强度和韧性, 但是其 $\phi 12$ 和 $\phi 16$ 试棒的宏观断口仍呈现白口组织, 在金相显微镜下观察, 均有细小石墨球析出, 个别石墨球大小达到1级, 这些微小石墨球可能是在液态中就已形成[4]。但经石墨化退

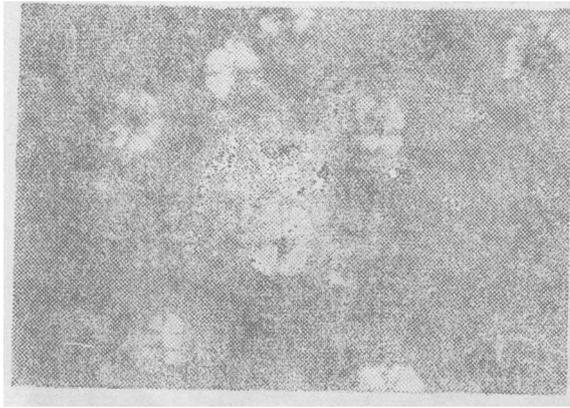


图11: Ni-Mg合金处理, 第11炉
Mg残=0.036%
900°C保温3小时250×(偏光)



图12: 图11的放大照片

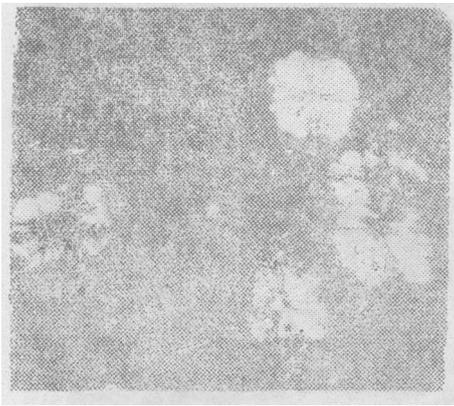


图13: RE-Ca-Mg合金处理第7炉
Mg残=0.026% RE残=0.038%
900°C保温4小时



图14: 图13的放大照片

火, 其球墨形态不恶化。例15*、16*、17*、18*四组试样(化学成分见附表1), 用 $\phi 16$ 的金相试块退火, 结果石墨化时间极短(见附表2), 且石墨形态良好, 由此可知: 选用球墨可锻铸铁生产壁厚悬殊的铸件, 厚壁处铸态一但出现石墨球, 不影响质量, 但是若铸态已呈现球铁断面是不适当的, 因为这时铸态已具有相当的强度和塑性, 已失去铸态白口的优点, 因此在进行化学成分选择时, 要注意和壁厚、冷却速度等条件的配合。我们的试验数据说明选择碳量为2.8—3.4%, 硅量为1.5—1.8%的范围, 当碳高达3.4%, 硅应不大于1.5%; 当碳为3.2%以下, 硅可达1.8%的成分设计对 $\phi 16$ 试棒是恰当的。

③关于Mg残与RE残:

从我们选作机械性能试验的各炉次来看, 残留镁量都较低, 在0.018~0.03%; 残留稀

土量都在0.07%左右(从12炉至22炉)。第二组试样23#—26#炉Mg残0.026—0.03%, RE残: 0.018—0.021%。均可保证石墨形态良好,退火时间较短,并且具有良好的机械性能。它们的Mg残量较Re—Mg处理的球铁的低,因而可初步认为球墨可锻铸铁的抗球化衰退能力较球铁高,因为这里的成分范围低于稀土镁处理的球铁的最低残留量。

我们知道稀土有球化作用,但不如镁强烈,其含量增多,使石墨形态恶化,稀土在晶界上偏析比较严重,将削弱晶间结合力,资料[3]指出单独镁处理时,Mg残0.04—0.06%,单独RE处理RE残: 0.04—0.07%可得到球化良好的石墨。结合我们的试验数据可以认为选择Mg残为0.03%左右、RE残为0.02%左右是能保证质量的。我们第一组机械性能试棒(第12—22炉)的Re残都是偏高的,这是因为选用RE—Mg(I)合金处理,该合金含RE相对较高(见表2),处理时稀土的收得率高于镁的收得率的结果。第二组机械性能试棒选用RE—Mg(II)合金处理,就有了改进,取得了更为优越的机械性能。

④退火时间及其影响因素:

球墨可锻铸铁和可锻铸铁类同,生产的关键环节是要进行热处理,因此退火时间的长短对缩短生产周期,节约能源,降低铸件成本有着重要的意义。

由附表2可知:第一阶段石墨化,850℃保温需4—7小时,900℃保温需2.5—3.5小时,30℃保温需2小时。第二阶段石墨化,710—720℃保温需2—3小时,比普通可锻铸铁热处理规范时间大为缩短。

(1)相同成分的试样采用不同的热处理工艺,其石墨化时间有很大差别。退火温度相差50℃,退火时间可相差2—3倍。我们将12*、13*、15*、16*四组试样进行850℃和900℃的高温第一阶段的石墨化退火,结果发现850℃高温退火,石墨化时间为4.5—7小时,900℃高温退火,石墨化时间为1.5—3小时,由此可以发现高温退火温度相差50℃,石墨化时间相差2—3倍。我们还将19*、26*两组试样进行了930℃的高温退火,石墨化时间明显缩短为1.5—2小时。从原子扩散理论分析,温度升高,原子扩散速度加快,因而退火时间应该缩短,这与我们的试验结果是一致的。但从石墨形态与机械性能来说,不希望温度太高,因温度过高石墨形态将变得不紧凑,导致机械性能下降。我们认为对球墨可锻铸铁,采用900℃±10℃较合适。

(2)球墨可锻铸铁的退火周期比一般可锻铸铁大大缩短。

国内用燃煤反射炉退火,采用最先进的生产工艺,其热处理规范第一阶段940℃保温9小时,第二阶段730℃保温12小时。我们试验的各炉次均比此数据大为缩短,显然会节省能源消耗,降低生产成本。

分析得此结果的主要原因是:(a)因有一定的Mg残和RE残存在,有条件使碳当量提高。硅是强烈促进石墨化元素,含量增加既加速第一阶段石墨化,又加速第二阶段石墨化,缩短退火时间;碳量增加虽对第一阶段石墨化无多大促进作用,确明显地加速第二阶段石墨化,这点从我们的试验结果亦得到了证实。(b)稀土和镁的作用:据资料[3]、[4]介绍,镁虽是液体中的反石墨化元素,但在固态石墨化过程中,当含量低于某一临界量(<0.06%)时,是能加速第一阶段和第二阶段石墨化的;稀土在有镁存在的情况下,临界量为0.02%能加速第一阶段石墨化,对第二阶段石墨化影响不明显。

还应指出在我们的试验数据中,第二阶段石墨化时间较第一阶段短,这同一般可锻铸铁的情况不同,一般可锻铸铁第二阶段石墨化时间往往为第一阶段石墨化时间的二倍。分析原因是所试各炉次的成分特点是碳高,而锰等阻碍第二阶段石墨化的元素含量低达0.1%以下,再加上镁有加速第二阶段石墨化作用〔4〕所致。

⑤、机械性能及其影响因素

机械性能指标是评定材料的重要依据。研究球墨可锻铸铁最主要的目的之一就是为提高可锻铸铁的机械性能。

由附表3可以看出:铁素体球墨可锻铁抗拉强度为37—42.9 kg/mm²,延伸率为10—28%,冲击韧性超过10kg·m/cm²。全面超过本次试验的可锻铸铁性能指标。可达可锻铸铁KT—37—12牌号,有不少炉次试棒的延伸率达20%以上,例:试棒25—1:其抗拉强度为39.35kg/mm²同时延伸率高达21.6%。数据说明在强度保证的同时,延伸率是大大超过要求的,若适当改变基体,使其保留一定比例的珠光体,强度性能指标是可以进一步得到提高的。球墨可锻铸铁的冲击韧性 a_k 值大部分在10kg/cm²以上(在作冲击试验时,凡能冲断的,其断面上都有缺陷,断口上没有缺陷的就未冲断)。由此说明相对于一般可锻铸铁 a_k : 3~6kg·m/cm²〔8〕球墨可锻铸铁的 a_k 值要高得多。

珠光体球墨可锻铸铁的性能数据超过可锻铸铁最高牌号KTZ70—2,个别Mg残较高Re残较低者还大大超过,达 $\sigma_b = 85$ kg/mm² $\delta = 4.7\%$ 。值得指出的是在强度较高的情况下,延伸率也较高。与球墨铸铁相比,达到QT70—2, QT80—2的牌号。

上述表明:球墨可锻铸铁的强度,塑性和冲击韧性都高于可锻铸铁,接近于球铁。那么是什么因素促使球墨可锻铸铁的性能提高呢?这里碳量的增加对机械性能的影响不大,因为石墨已成球状。硅量与可锻铸铁基本相近所以最主要的原因是:(1)团絮状石墨变成球状石墨,促使强度和塑性提高;(2)稀土元素具有细化晶粒和强化基体的作用。

⑥、球墨可锻铸铁的流动性:

铸造性能的好坏是保证铸件质量的关键。而流动性是最重要的铸造性能之一。它对于补缩铸件,防止热裂,排除合金中的气体及夹杂物都有很大影响。

表 3

材 质 名 称	化 学 成 分 %							浇注温度°C	螺旋线长度(mm)
	C	Si	Mn	Mg	Re	Bi	Al		
球墨可锻铸铁	3.2	1.8	0.123	0.02	0.071			1400	920
可锻铸铁	2.6	1.4	0.092			0.007	0.012	1400	670

由表3可以看出:球墨可锻铸铁的螺旋线长度比可锻铸铁多出将近三分之一。

就材质本身而言,流动性主要取决于化学成分和浇注温度。球墨可锻铸铁的碳当量高于可锻铸铁,因而提高了流动性,同时,稀土、镁具有脱硫、去气和排除非金属夹杂物的作用而净化了铁水,稀土还可以降低铁水表面氧化膜的结膜温度,从而使流动性提高。

五 结 论

1. 实验选用了C: 2.8~3.2%, Si: 1.5~2.0%的电炉熔炼原铁水, 用Ni—Mg合金处理, 残留镁量在0.036—0.063%, 或用Re—Ca—Mg合金处理, 残留Mg量在0.025%左右, 残留稀土量在0.038—0.056%的铁水, 均能成功地制得具有球状石墨的可锻铸铁——球墨可锻铸铁。镁、稀土等球化元素不仅在凝固过程促进石墨成球, 在固态石墨化过程中, 亦有促使石墨成球状生长的作用。

2. 经固态石墨化退火得到的球状石墨, 具有铸态球墨结构, 有明显的偏光效应, 石墨球尺寸一般比铸态球墨稍小。

3. 球墨可锻铸铁的性能指标见附表3, 其中铁素体球墨可锻铸铁的性能指标均达到可锻铸铁的最高牌号KT37—12, 其中最优者抗拉强度可达429牛/mm²。同时延伸率达10.4%。冲击韧性都大于10kgm/cm²。珠光体球墨可锻铸铁性能指标超过KTZ70—2。其中最高抗拉强度达850牛/毫米², 同时延伸率达4.7%。

4. 经变质处理生产球墨可锻铸铁, 其石墨化退火时间可大大缩短。在我们设计的化学成分范围内, 第一阶段石墨化, 采用850℃保温需4~7小时, 若选用900℃保温需2.5—3.5小时, 第若选用930℃保温需2小时。第二阶段石墨化, 选用710~720℃保温仅需2—3小时。当碳当量提高到3.9~4.1%时, 第一阶段石墨化仅需1—1.5小时, 第二阶段石墨化仅需1.5—2小时。

5. 在试验成分范围内, 当碳当量高达3.8—3.9时(即C: 3.4%, Si1.5%或C: 3.2%, Si1.8%), 在φ16试棒内铸态出现了石墨球, 它不同于一般可锻铸铁的麻口组织, 因这种组织经石墨化退火后, 石墨形态不恶化, 性能不降低, 退火时间可进一步缩短, 因而这种材质宜于生产壁厚不均的复杂小件产品。

6. 当可锻铸铁原铁水成分中具有0.08~0.10%的过硫量时, 能得到球絮形和团絮形石墨, 在过硫量不足的情况下, 也能比一般可锻铸铁石墨形态稍有改善, 在本次试验中, 采用过硫得到了较好的聚集型石墨(球絮形和团絮形)。

我们对球墨可锻铸铁的研究仅是初步的, 要把这种新型铸铁用于生产, 还有许多问题有待研究。还必须针对产品对象, 根据使用性能要求, 进行化学成分设计, 制订相应的生产工艺。涉及退火过程中石墨球化机理方面亦有一系列的问题需要深入研究。

关于过硫可锻铸铁的生产应用问题。目前我国冲天炉铁水硫量较高, 若采用锰量低的炉料(如安阳生铁和低锰废钢), 并注意适当提高硅量, 利用过硫改善可锻铸铁石墨形态, 同时力求不延长石墨化退火时间。这种生产工艺对于一些条件较差的工厂, 是有一定利用价值的。

试验工作得到郑州机械研究所、北京钢铁学院冶金史研究室, 郑州汽车八分厂等单位的大力支持, 本校有关实验室、也给予热情协助, 在此表示感谢。

附表 1 各炉次的化学成分

炉 号	化 学 成 分 %							
	C	Si	Mn	S	P	RE残	Mg残	ΔS
1	3.03	1.54	0.27	0.055	0.046	/	0.036	/
2	3.03	1.47	0.26	0.031	0.038	/	0.016	/
3	2.95	1.96	0.35	0.032	0.043	/	0.037	/
4	2.95	1.87	0.34	0.035	0.040	/	0.063	/
5	3.00	1.85	0.28	0.037	0.011	0.0505	0.014	/
6	3.05	2.00	0.31	0.033	0.033	0.0557	0.0235	/
7	2.98	1.35	0.31	0.035	0.041	0.038	0.026	/
8	2.47	0.90	0.092	0.145	0.043	/	/	0.09
9	2.62	0.86	0.092	0.170	0.036	/	/	0.12
10	2.54	1.57	0.17	0.135	0.053	/	/	0.035
11	2.49	0.96	0.06	0.107	0.056	/	/	0.070
12	3.00	1.35	0.092	0.032	/	0.074	0.024	/
13	3.00	1.93	0.098	/	/	0.072	0.020	/
14	3.00	2.25	0.707	0.028	/	0.076	0.018	/
15	3.20	1.71	0.105	0.034	/	0.070	0.028	/
16	3.40	1.37	0.105	/	/	0.064	0.025	/
17	3.60	1.471	0.157	0.029	/	0.077	0.02	/
18	3.40	1.670	0.105	/	/	0.070	0.022	/
19	3.00	1.451	0.110	0.031	/	0.072	0.023	/
20	3.00	1.710	0.105	/	/	0.070	0.022	/
21	3.20	1.252	0.092	0.02	/	0.082	0.025	/
22	3.20	1.745	0.123	/	/	0.071	0.020	/
23	3.40	1.412	0.100	0.038	0.042	0.021	0.031	/
24	3.20	1.439	0.100	0.043	0.0565	0.018	0.026	/
25	3.20	1.829	0.186	0.037	0.048	0.018	0.030	/
26	3.00	1.432	0.151	0.044	0.044	0.019	0.027	/

注 从12炉至26炉, 碳的成分均按设计成分填入表内。

附表 2 金相试样的化学成分及退火工艺参数

炉次	化 学 成 分 %							球化剂 加入量%	第一阶段石墨化		第二阶段石墨化	
	C	Si	Mn	P	S	Mg	RE		t/°C	保温时间(h)	t/°C	保温时间(h)
12	3.0	1.35	0.092		0.032	0.024	0.074	1.2	850	7	725	2.5~3
									900	2.5		
13	3.0	1.63	0.098		0.032	0.02	0.072	1.2	850	6	725	2.5~3
									900	2.5		
14	3.0	2.25	0.071		0.028	0.018	0.076	1.2	900	3		
15	3.2	1.71	0.105		0.034	0.028	0.07	1.3	850	4-5	710~720	2
									900	1.5		
16	3.4	1.37	0.105		0.034	0.025	0.064	1.3	850	4-5	710-720	2-3
									900	2		
17	3.6	1.47	0.157		0.027	0.02	0.077	1.4	900	1	710-720	2
18	3.4	1.67	0.105			0.022	0.070	1.4	900	1	710-720	2
19	3.0	1.45	0.110		0.031	0.023	0.072	1.2	930	1.5	725	2
									900	3		
20	3.0	1.71	0.105			0.022	0.07	1.3	930	2	725	2.5
									900	3		
21	3.2	1.252	0.092		0.032	0.025	0.082	1.3	900	3.5	725	2.5
22	3.2	1.745	0.123			0.02	0.071	1.3	900	3	725	2.5
23	3.4	1.412	0.100	0.042	0.038	0.031	0.021	1.8	900	3	725	1.5
24	3.2	1.439	0.100	0.056	0.043	0.026	0.018	1.8	900	3	725	2.5
25	3.2	1.829	0.186	0.048	0.037	0.03	0.018	1.8	900	2	725	1
26	3.0	1.432	0.151	0.044	0.044	0.027	0.019	1.8	900	3.5	725	3
27	2.6	1.252	0.092						900	6	725	3
28	2.6	1.352	0.118						900	5	725	3
29	3.07	1.432	0.251	0.036	0.13				910~920	10	725	6

附表3 化学成分、热处理规范、金相组织、机械性能之间的关系

序号	化学成分%				金相组织		第一阶段石墨化		第二阶段石墨化		机械性能			
	C	Si	Mg	RE	石墨情况	基本情况	保温 t°C	保温时间小时	保温 t°C	保温时间h	σ_b	δ	ψ	a_k
15	3.2	1.71	0.028	0.070	石墨球较小, 较圆整, 分布均匀	全部铁素体	900	2.5	720	2.5	39.3	19.8		>10
16	3.4	1.37	0.025	0.064	石墨球不够圆整, 不均匀	F占85% P占10% Fe ₃ C占5%	900	2.5	720	2.5	37.7	7.5	10.37	
17	3.6	1.47	0.02	0.077	石墨球圆整, 大小均匀	F占95% P占5%	900	1:16'	720	2	37.8	17	17.2	
18	3.4	1.67	0.022	0.070	石墨球较小较圆整, 分布均匀	F占100%	900	1:16'	720	2	37.7	24.1	39.8	>10
19	3.0	1.45	0.023	0.072	石墨球较大圆整	F占85% P占50% Fe ₃ C占10%	900	2.5	720	2.5	39.9	25.4	10.37	
20	3.0	1.71	0.022	0.070	石墨较圆整, 大小不均匀, 分布均匀	F占90% P占10%	910	3	720	2:10'	38.3	7.8	14.1	>10
21	3.2	1.25	0.025	0.082	石墨球圆正, 均匀	F占75% P占20% Fe ₃ C占5%	910	3	720	2:10'	38.4	10.2	13.8	
22	3.2	1.745	0.02	0.071	石墨球不太圆整	F占90% P占10%	910	3	720	2:10'	38.4	8.4	10.4	
23-1	3.4	1.412	0.031	0.021	石墨细小圆整均匀	F占100%	900	3	720	1:30'	37	19	17.4	
23-2						P占100%	900	3	/	/	75.6	4		
24-1	3.2	1.44	0.026	0.015	石墨球圆整分布均匀	有很少量珠光体余为铁素体	900	3	720	2.5	42.9	10.4	10.7	
24-2					石墨球不太圆整分布较均	P占100%	900	3	/	/	69.4	3.9		
25-1	3.2	1.829	0.03	0.018	石墨细小圆整分布均匀	F占100%	900	2	720	1	39.85	28.6	20.88	
25-2						P占100%	900	2	/	/	85	4.7		
26-1	3.0	1.43	0.027	0.019	石墨球大小不均	P占30% 余为铁素体	900	3.5	720	1.5	39.85	8	9.5	
26-2					石墨球尺寸较大	100%P	900	3.5	/	/	74.85	1.7		
27	2.6	1.4			石墨为团絮状	F占100%	910	6	720	3	32.9	10.8	10	

参 考 文 献

- [1] 关洪野、华觉明：“汉魏铸铁中球状石墨形貌及组织的研究”第十六届国际科技史会议论文
- [2] 国光诚司：“镁对白口铁第一阶段石墨化的影响”《铸物》1974年5期43页
- [3] Jacques Fargues：“新的铸造金属——球墨可锻铸铁”《可锻铸铁译文集》1980年10月
- [4] G·S·杰耶腊曼等：“可锻铸铁中石墨颗粒的球状化”《可锻铸铁译文集》1980年10月
- [5] 石川敏雄、吉年庆一：“用退火处理的亚共晶成分铁——碳合金的石墨化”《铸物》1974, No8 728.
- [6] Yutaka-Kawauc：“各种元素对渗碳体石墨化影响的系统研究”《铸物》1976, No13-18.
- [7] R.D.Mae, J.F.Wallac：“Literature Search on Controlling the Shape of Temper Carbo Nodules in Malleable iron.” 《A.F.S.Transaction》Vol.84, 1976.
- [8] G.S.Jayaraman等“Processing Structure and properties of Spheroidal Franhite Malleable Iron” 《Transaction of The American Foundrymen's Society》Vol, 87.1979.