

全国铸铁及熔炼第一次学术年会论文

高强度球铁的显微浓度偏析组织形态 及其断裂强度的研究

沈阳机电学院
沈阳红旗农机厂
大连柴油机厂

高强度球铁的显微浓度偏析组织形态 及其断裂强度的研究

沈阳机电学院

沈阳红旗农机厂

大连柴油机厂

近年来高强度球墨铸铁的生产过程中,韧性不足仍是主要问题之一。我们根据沈阳红旗农机厂长期生产的经验,并辅以必要的实验,从元素的显微浓度偏析及铁素体形态二个方面探索了它们与综合性能之间的关系。

球铁的断裂韧性近年来也引起大家重视,对球墨形状、球径大小、磷含量等因素对 K_{Ic} 值的影响进行了较详细的工作⁽¹⁾⁽²⁾。一般以珠光体为主的高强度球铁的 K_{Ic} 值大约在 $102-140\text{kg/mm}^{3/2}$ 之间,以 $120-130\text{kg/mm}^{3/2}$ 者居多,见表一。

材料的微纹扩展抗力与材料的强韧化有关,同时与韧性性能指标有密切联系,因此改变铁素体形态有可能提高高强度球铁的断裂韧性,也是本试验的内容之一。

现将我们进行的工作综述如下:

(一) 锰的显微浓度偏及对高强度球铁综合性能的影响

在球铁凝固过程中,锰在未凝固的液态金属中被生长着的共晶团所推移,最后富集于共晶团晶界上,降低球铁的塑性及韧性。近些年来,国外对生产球铁所使用的生铁,有降低生铁中锰、硅含量的趋势,因而出现了高纯度生铁。使用高纯度生铁生产球墨铸铁是强韧化方向之一,在某些国家已有应用⁽³⁾⁽⁴⁾。

(1) 锰的显微浓度偏析

为了解锰的显微浓度偏析,我们对低锰(含锰0.26%)及高锰(含锰0.76%)的球铁进行了电子探针扫描,得扫描曲线如图1所示。由图可见,无论是高锰或低锰球铁,锰在晶界处均有明显的显微偏析,由晶界向石墨球,含锰量逐渐降低,晶界处(二石墨球之间)锰的含量约为石墨球四周的三倍左右,低锰球铁锰的显微偏析较高锰球铁量小。另一组用电子探针定点分析的结果(表二)大体相似。

(2) 锰对高强度球铁综合性能的影响

球铁生产中由于锰在共晶转变时形成显微偏析,在共析转变时稳定珠光体,所以在铸态高韧性球铁及超高强度球铁的生产中,大半都注意适当降低含锰量,以提高韧性及塑性。

表 1

单 位	铸 型	化 学 成 分 (%)							热处理工艺	金 相		K _{IC} 平均
		C	Si	Mn	S	P	Re	Mg		石墨	基体	
长春汽车研究所		3.6— 3.9	2.0— 2.5	0.5— 0.6	0.24	0.058			880℃正火 550℃回火	1 A	P90% F1-2%	140.8
	砂	3.8— 3.9	1.95— 2.49	0.59— 0.67	0.038— 0.028	0.058	0.043— 0.045	0.05— 0.059	900—920℃ 1小 时风冷, 600℃ 3小 时风冷	1 B	P>90% F<5%	105.5
浙江永康拖拉机械厂	铁模复砂	"	"	"	"	"	"	"	浇后 8 分钟开 箱, 600℃ 3 小时 空冷	1 A	P>90% F<5%	116.5
	"	"	"	"	"	"	"	"	900—920℃ 1小 时风冷, 600℃ 3小 时	1 A	P>90% F<5%	118.7
中山大学 佛山钢铁所	砂	3.12	2.83	0.82	0.023	0.11	0.041	0.075	900℃ 1 小时空 冷			88
	砂								900℃ 1 小时油 淬 420℃ 2 小时			136.5
	砂								900℃ 1 小时 280 ℃ 等温 100 分钟			102.5

注: ①表中K_{IC}值是原稿中若干数据的平均值 ②长春汽车所K_{IC}值系根据 $J = \frac{1}{E} - \frac{V^2}{E}$ K₁²换算所得。

表二

球铁成分	区 域	化 学 成 分 (%)					
		C	Fe	Si	Mn	P	Mg
Mn>0.79%	晶 界	0.5	89.7	2.2	2.1	微量	甚微
	石墨球四周	0.8	83.2	4.5	0.6	"	"
Mn<0.19%	晶 界	0.7	96.4	3.5	0.3	"	甚微
	石墨球四周	0.9	95.3	3.8	0.1	"	"

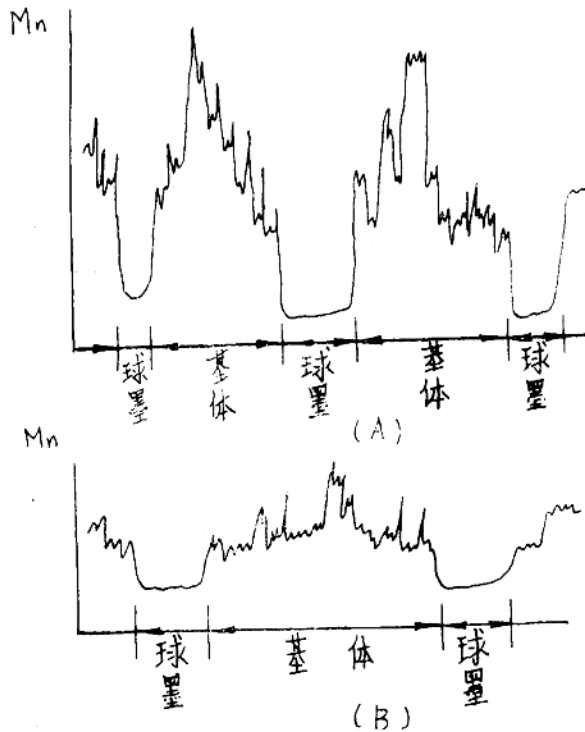


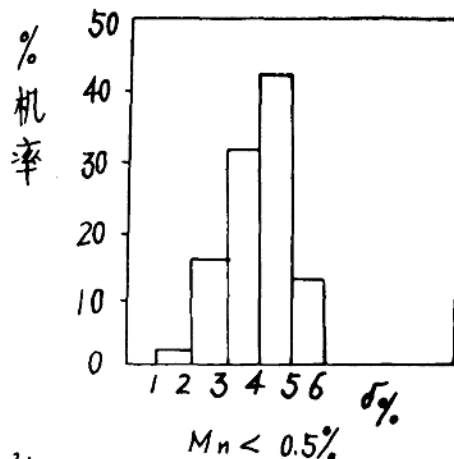
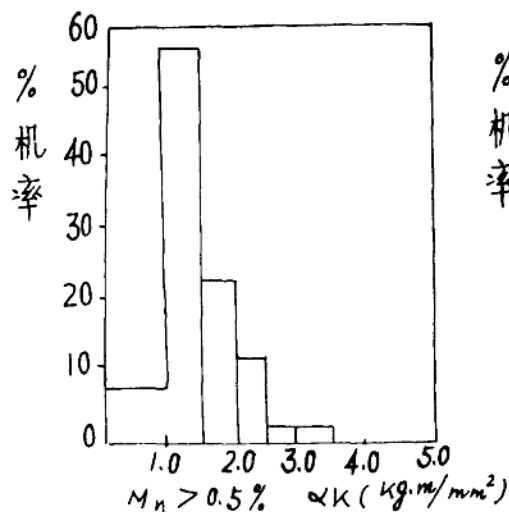
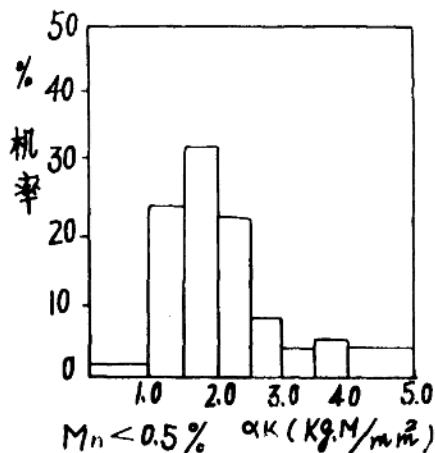
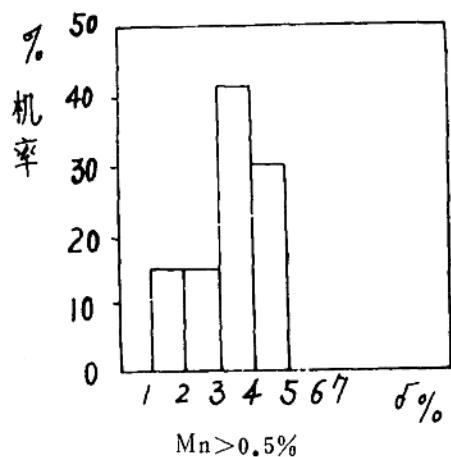
图1 锰的电子探针扫描曲线
(A) 高锰球铁(Mn0.76) (B) 低锰球铁 (Mn0.26)

在高强度球铁中,影响因素稍多,除成分的影响外,热处理工艺及因此而产生的不同形态的铁素体对综合性能的影响较大。

我们按含锰量大于或小于0.5%,铁素体形态为牛眼状和破碎状(铁素体总量在10%以内)分类进行统计分析,目的是了解锰的显微浓度偏析在工业生产条件下对综合性能的影响,所得结果如下所述。

(甲) 牛眼状铁素体高强度球铁中含锰量对综合性能的影响

我们对采用900~920℃保温2小时，560℃回火2小时，基体组织为牛眼状铁素体，数量在%10以内，含硅量在2.0~2.6%的球铁，依含Mn量分类，得到在牛眼状铁素体高强度球铁中，含锰量对综合性能的影响规律如图2、3、4及表三所示。



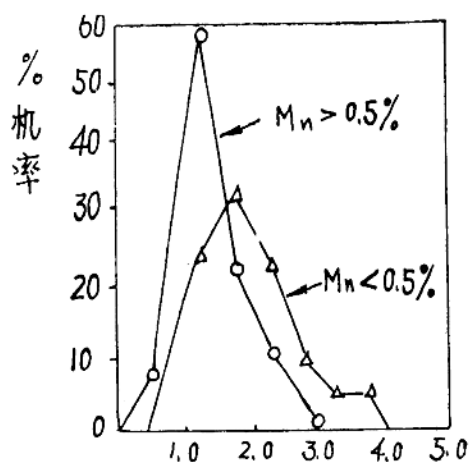
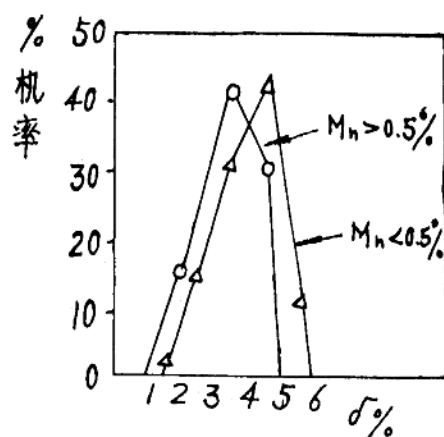


图2 牛眼状铁素体基体中含锰量与 α_k 关系统计图



3图 牛眼状铁素体中含锰量与 δ %关系统计图

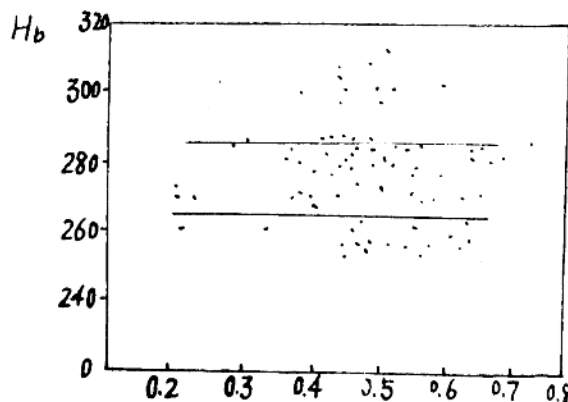
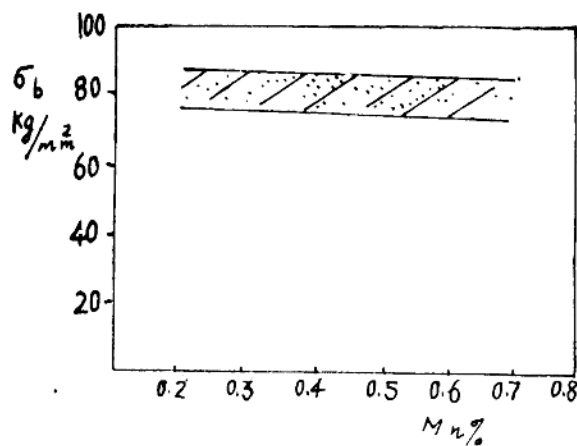


图4 牛眼状铁素体中含锰量与 σ_b , H_b 的变化关系

牛眼状铁素体球铁依含锰量分类, δ 及 α_k 值的统计机率 表三

性能 成分	δ %							α_K Kg·M/cm ²						
	1—2	2—3	3—4	4—5	5—6	< 1	1—1.5	1.5—2.0	2.0—2.5	2.5—3.0	3.0—3.5	3.5—4.0	> 4.0	
Mn<0.5%	1.4	14.6	30.5	41.7	12.8	1	24.2	32.8	22.1	8.2	3.8	4.1	3.8	
Mn>0.5%	14.7	14.7	41	29.6		7	56.2	22.4	11.6	1.4	1.4			

注: ①表中数值 1—2 是指 1—1.99, 2—3 包括 2 在内。

②统计数据由 181 个试样整理而成。

从中可得以下各点:

①由于锰浓集于晶界处, 从长期生产中的统计数据看, 含锰量小于 0.5% 时, 其 α 值及延伸率的数值及统计机率均高于含锰大于 0.5% 者。

②抗拉强度及硬度受含锰量的影响不大, 曲线趋于水平。

③在铁素体形态为牛眼状时, 浓集于晶界的锰, 虽不构成碳化物, 但对晶体的滑移起阻碍作用, 因此降低球铁的塑性及韧性, 从提高综合性能的角度看, 牛眼状铁素体高强度铁含锰量仍以低于 0.5% 为宜。

(乙) 破碎状铁素体高度球铁中含锰量对综合性能的影响。

由于铁碳硅三元状态图中存在奥氏体、铁素体、石墨三相共存区, 同时因为球铁凝固时的显微浓度偏析, 晶界处锰高硅低, 晶内相反, 因此共晶团晶界处在加热时, 奥氏体转变首先发生, 此时碳必须从球状石墨经较远距离的扩散来到共晶团晶界处的奥氏体前沿。碳优先沿晶界扩散, 故奥氏体多沿铁素体晶界处生长。当大量奥氏体晶粒形成后, 炭的供应困难, 迫使奥氏体以有利得到经铁素体内扩散来的碳原子的形态生长, 即奥氏体以杆状棱片状长入铁素体晶粒内部, 并将其分割破碎, 形成了破碎铁素体的特殊组织形态。这种组织在空冷后, 奥氏体转为珠光体, 并在其中有杆片状铁素体, 故在保持足够强度的前提下, 塑性韧性较牛眼状铁素体有所提高。经过几年的实践, 这已是众所周知的事了。

那么在破碎铁素体高强度球铁中, 锰的显微浓度偏析对综合性能的影响是否仍和牛眼状铁素体高强度球铁一样, 为此, 我们对采用加热温度为 860℃, 保温 2 小时, 空冷, 然后经 650℃ 回火 2 小时热处理工艺所得破碎铁素体高强度球铁的综合性能, 进行统计分析, 所得结果如图 5、6、7 及表四所示。由图可见:

①就 α 值和延伸率的数值而言, 含锰量大于或小于 0.5% 的两组, 其数值及统计机率相似。塑性及韧性差别不大。

②抗拉强度一般维持在 80kg/mm² 以上, 硬度在 H255—283 之间, 随含 Mn 量的变化, 抗拉强度及硬度的曲线趋于水平。

③文献〔5〕对破碎铁素体球铁冲击试样断口的观察, 裂纹从破碎铁素体边缘通过, 沿珠光体内曲折发展, 故相对增加了承受冲击的有效截面。因而是提高球铁塑性及

韧性的主要原因。此时浓集于共晶团晶界上的锰，对性能的影响降为次要因素。所以在破碎铁素体高强度球铁中，锰的显微浓度偏析对综合性能的影响不显著。

破碎状铁素体球铁依含锰量分类， δ 及 α_K 的统计机率 表四

性能 成分	δ %						α_K Kg·M/cm ²							
	2—3	3—4	4—5	5—6	6—7	1.5— 2	2— 2.5	2.5— 3.0	3.0— 3.5	3.5— 4.0	4.0— 4.5	4.5— 5.0	5.0— 6.0	
Mn<0.5%	1.4	14	33.2	25	26.4	12.7	28.8	23.8	26.6	2.5	5.6			
Mn>0.5%	1.6	11.9	42.4	25.8	18.3	7.4	22.6	20.5	26.7	9.2	7.9	4.3	1.4	

注：由184个数据统计的结果

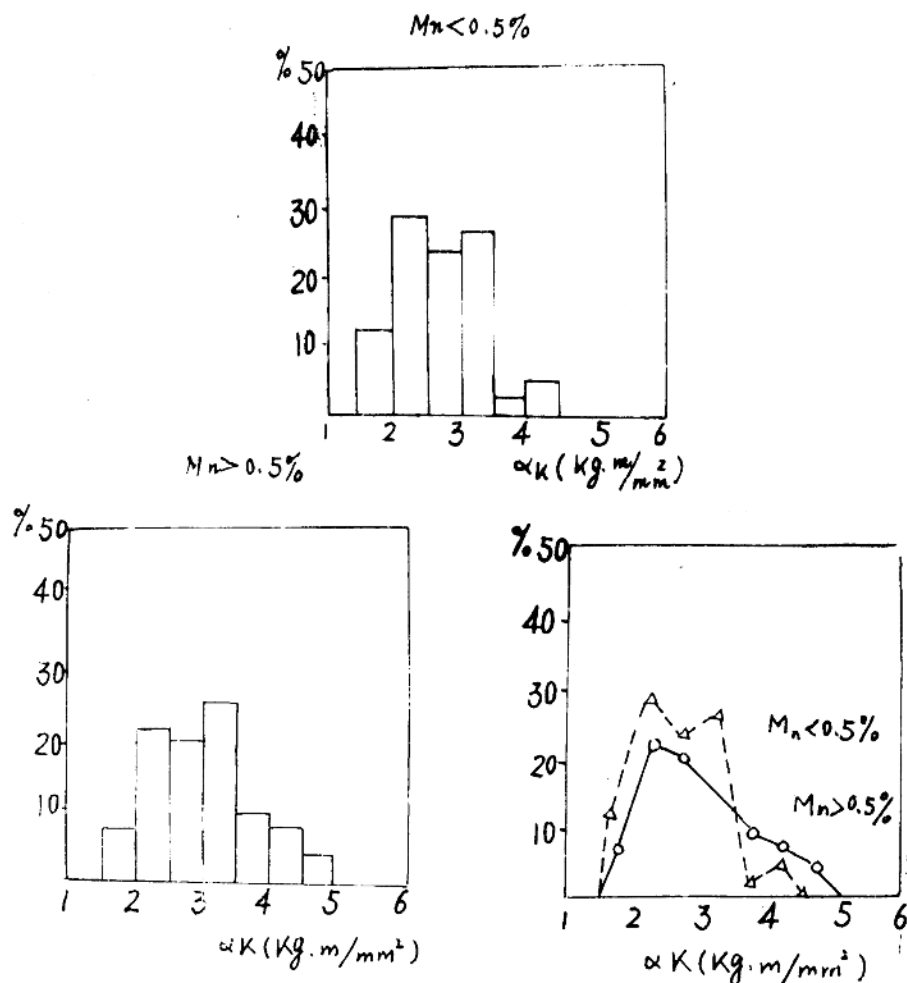


图5 破碎铁素体基体中含锰量与 α_K 值关系统计图

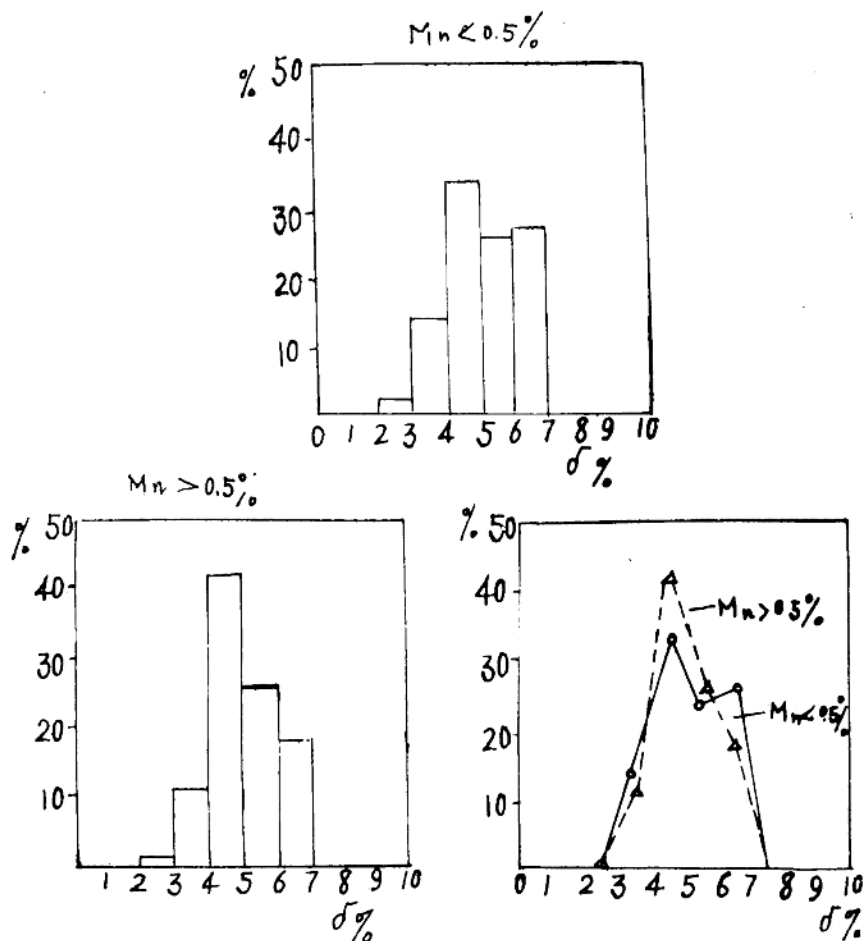
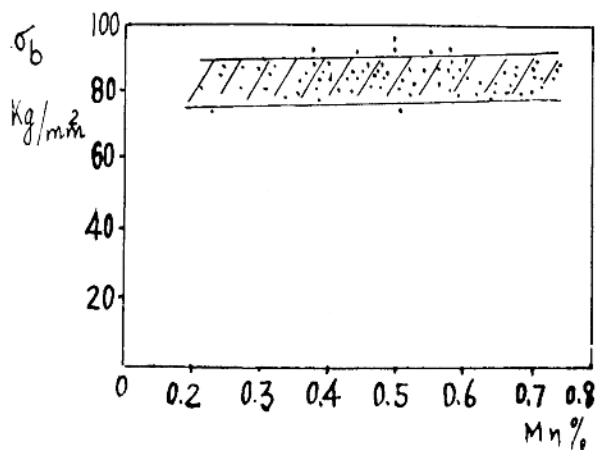


图6 破碎铁素中含锰量与 $\delta\%$ 关系统计图



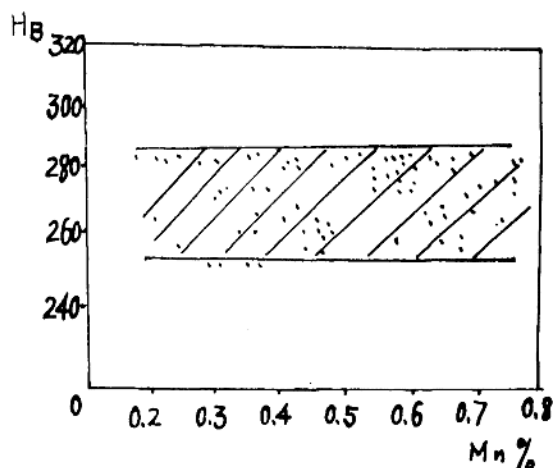


图7 破碎铁素体基体中含Mn量与 σ_s HB的变化关系

(二) 硅的显微浓度偏析及对高强度球铁综合性能的影响

球铁中硅的显微浓度偏析是由于孕育作用所引起的。经过充分孕育的球铁，会使石墨球径减小，石墨的圆正程度提高，故可消除石墨周围不规则部分的应力集中现象，可能对球铁的断裂韧性产生影响〔5〕。

① 硅的显微浓度偏析

球铁及灰铸铁经孕育处理后，就化学成分而言，重要因素之一是形成了明显的硅的显微浓度偏析。亚共晶高牌号灰铸铁，初析物是枝状奥氏体，在枝状奥氏体之间形成有向或无向性的DE型石墨。对亚共晶灰铸铁进行电子探针扫描，发现初晶奥氏体相对而言富硅，DE型石墨四周的组织相对贫硅（图8a）。孕育后DE型石墨消失，在共晶凝固过程中A型石墨与奥氏体共晶生长，与未孕育亚共晶铸铁情况相反，石墨四周明显的富硅，较基体内含硅量高1—2倍（图8b）。

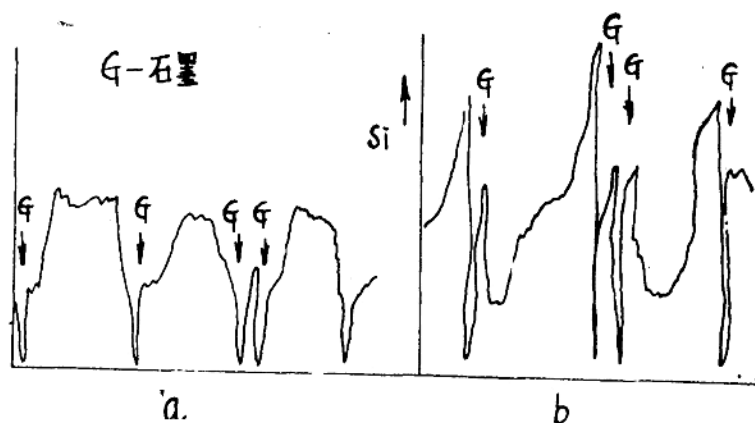


图8 硅的显微偏析

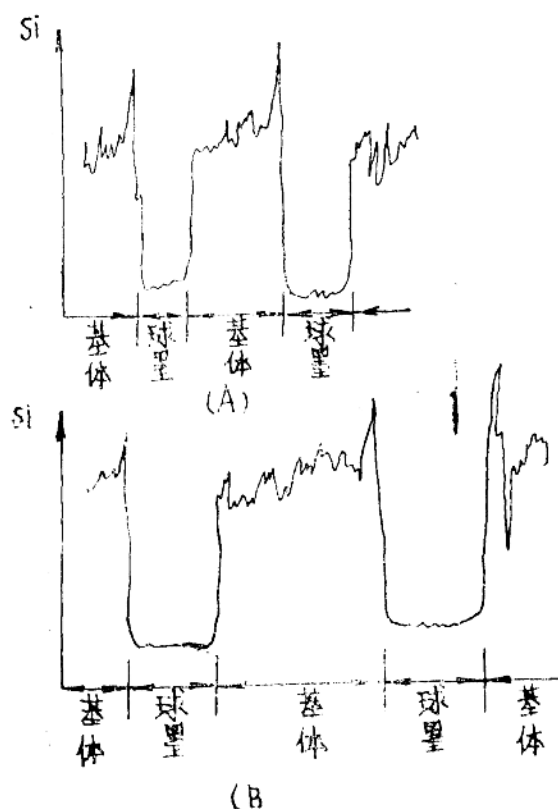


图9 硅的扫描曲线
(A) 低锰球铁 (B) 高锰球铁

这种事实说明，孕育后在液态铁水中形成多数微观富硅区，富硅区内铁水的碳当量相当于是共晶成分，因此凝固时初析相是石墨。所以微观显微浓度的变化是使亚共晶白口铁，班口铁及过冷石墨转变为A型石墨灰铸铁的重要原因之一。

上述情况在球铁内同样存在，高锰及低锰球铁孕育后硅的扫描图如图9所示。每个石墨球的四周都有明显的硅的显微偏析，石墨球四周的含硅量约为基体中含硅量的一倍左右。这说明球铁孕育后，同样在液态时形成大量微观富硅区，其碳当量相当于过共晶成分，因此孕育后瞬时硅的显微浓度偏析是得到灰口球铁原因之一。经重复所得结果是一致的。

②孕育作用与综合性能的关系

硅的显微浓度偏析，对球铁的直接影晌是球径减小，球数增加。球径大小对珠光体球铁综合性能的影响近年来注意者颇多，所得结果也不完全一致，文献〔6〕认为珠

光体球铁，当球径小于 60μ 时，随球径的增加，抗拉强度稍有上升，大于 60μ 后，球径增加，抗拉强度稍有下降，而延伸率冲击值不受球径大小影响。国内不少单位〔7〕〔8〕认为，球径减小，抗拉强度延伸率，冲击值皆微有上升。

球径大小对 α_K 值及 $\delta\%$ 的统计机率(%)

表五

球 径	$\alpha_K \text{ kg} \cdot \text{M} / \text{cm}^2$						$\delta \%$				
	1—2	2—3	3—4	4—5	5—6	6—7	7—8	8—9	9—10	10—11	11—12
0.02—0.03	6.7	43.3	44.6	5.4				10.1	33.3	18.9	34.8
0.03—0.04	11.5	48.9	24	13.5	2.1	2.1	18.7	37.6	28.1	12.5	1
0.04—0.05	7.1	57.2	35.7				7.7	46.1	38.5	7.7	

注：表中为184个试棒的统计数据

表六

品 号	金 相		机 械 性 能			化 学 成 分								
	石墨 类 别	球 径	球体 (热处理后)		H _B	α _k 提高 %	C	Si	Mn	P	S	Re _{0.01}	Mg	
			类别	铁素体量%										α _s
1—1	1 B	0.038	半眼	5	1.1	83	2.0	285	100	3.24	2.54	0.37	0.051	0.044
1—2	1 B	0.027	半眼	5	2.1	88.5	5.0	285	150	3.25	2.60	0.41	—	
2—1	1 A	0.033	半半眼	2—3	3.2	76.5	2.5	285	133	3.29	2.43	0.44	0.051	0.041
2—2	1 B	0.046	半半眼	2—4	2.4	85.5	2.4	285	100	3.27	2.43	0.60	0.054	0.051
3—1	1 B	0.044	破碎	1	3.0	84.5	3.4	285	125		2.34	0.37		
2—2	1 B	0.054	破碎	2	2.4	88	4.6	285	100		2.37	0.38		
4—1	1 B	0.035	半眼	25	4.3	88.9	4.0	259	153		2.21	0.28		
4—2	1 B	0.040	半眼	20	2.8	89.8	3.0	269	100		2.21	0.42		
5—1	1 A	0.048	半眼	5—7	2.9	80.3	3.7	269	126	3.05	2.39	0.21	0.026	0.050
5—2	1 A	0.051	半眼	5—7	2.3	82.4	5.5	255	100	3.20	2.85	0.19	0.21	
6—1	2 B	0.031	破碎	3—4	3.8	83.8	3.4	269	185	2.91	2.62	0.91	0.069	0.069
6—2	2 A	0.034	破碎	3—5	2.05	82.0	2.4	255	100	3.07	2.62	0.21		

续表六

12	7—1	1 B	0.044	破碎	2	2.5	87.0	3.0	275	100	3.24	1.90	0.45	0.048	0.056
	7—2	1 A	0.029	破碎	2	3.4	86.0	3.2	285	136	3.39	1.92	0.43		
	8—1	2 A	0.043	破碎	15	2.5	85.8	3.3	285	100	3.03	2.70	0.51	0.072	0.078
	8—2	2 A	0.040	破碎	15	3.0	82.0	4.4	265	125	3.18	2.53	0.54		
	9—1	1 B	0.042	破 + 牛	20	2.0	81.3	2.1	285	100	3.33	2.33	0.46	0.059	0.066
	9—2	1 B	0.031	破 + 牛	20	2.3	88.8	3.0	285	115	3.20	2.04	0.47	0.060	0.061
	10—1	1 B	0.038	半牛眼	25	2.45	83	3.0	285	106	3.18	2.30	0.49	0.065	0.067
	10—2	1 B	0.048	半牛眼	20	2.3	83.2	3.6	285	100	3.30	2.13	0.48		
	11—1	1 A	0.035	破碎	10	3.2	90.5	5.0	285	100		2.16	0.54		
	11—2	1 B	0.027	破碎	5	4.3	86.2	5.4	285	134		2.13	0.53		
	12—1	1 B	0.033	半牛眼	2—3	2.2	87	3.8	300	91.6	3.25	2.57	0.44		
	12—2	1 B	0.037	半牛眼	1—2	2.4	91	2.0	285	100	3.29	2.70	0.43		
	13—1	1 A	0.033	半牛眼	2	2.6	77.5	2.4	269	186	3.24	2.15	0.37	0.042	0.044
	13—2	1 A	0.046	半牛眼	5—8	1.4	78.8	1.8	285	100	3.31	2.15	0.41	0.033	0.044

沈阳红旗农机厂在生产检验中，每炉次的检验都记录球径尺寸，通过长期实践，素球径大小与综合性能之间的关系。今选择球墨类型基本一致，基本组织为破碎状铁素体，数量在10%以内的部分实例，其球径与 α_k 值及延伸率相互关系的统计机率如表五， α_k 值提高的情况如表六所示。

从长期的生产检验中看：

①减小球径， α_k 值及延伸率皆有提高的趋势，在基体组织与球化类别基本相似条件下，缩小球径 α_k 值的提高约在20—50左右%（表六）。

②孕育处理减小球径，增加球数，增加共晶团个数，和金属细化晶粒的一般规律相似，在塑性变形时，由于晶粒细化，位向有利于滑移的晶粒就较多，使塑性变形较均匀的分布在较多晶粒内，故能承受较大的塑性变形，所以共晶团数增加，对塑性及韧性是有利的。

（三）点网状铁素体对高强度球铁综合性能的影响

铁素体的形态对高强度球铁综合性能的影响，近年来引起很多单位的重视〔9〕〔10〕〔11〕。在生产中出现的铁素体形态大约可分为三类，一、牛眼状、二、破碎状、三、点网状（或称菊花状〔11〕，沿晶界分布的铁素体〔10〕）。分别得到这三类铁素体的热处理工艺规范相应为：一、加热至900—920℃奥氏体化，空冷，550—560℃回火。二、加热至840—860℃部分奥氏体化，空冷，550—560℃回火。三、加热至900—920℃奥氏体化后炉冷至800—860℃保温，空冷，550—560℃回火称为降温正火处理。铁素体形态对高强度球铁综合机械性能有一定的影响。我们对近几年间出现的不同铁素体形态高强度球铁的综合性能进行统计，其平均值如表七。含有点网状及破碎状铁素体的高强度球铁，其塑性及韧性高于牛眼铁素体者。

表七

铁素体形态	机 械 性 能				金 相
	σ_b kg/mm ²	δ %	α_k kgM/cm ²	H _b	
含有点网状铁素体	79.5	5.4	5.4	273.6	铁素体在15%以内
破碎状铁素体	83	4.87	3.48	272	同上
牛眼状铁素体	82.2	4.0	2.4	292	同上

文献〔9〕对在加热过程中破碎状铁素体高强度球铁的形成规律做了系统的研究。文献〔10〕〔11〕对降温正火处理点网状铁素体球铁的某些规律进行了探讨。基于上述统计数据，点网状铁素体高强度球铁具有一定的特点，因此我们感到有必要较系统的摸清热处理工艺对点网状铁素体的形成及其性能变化规律的影响。

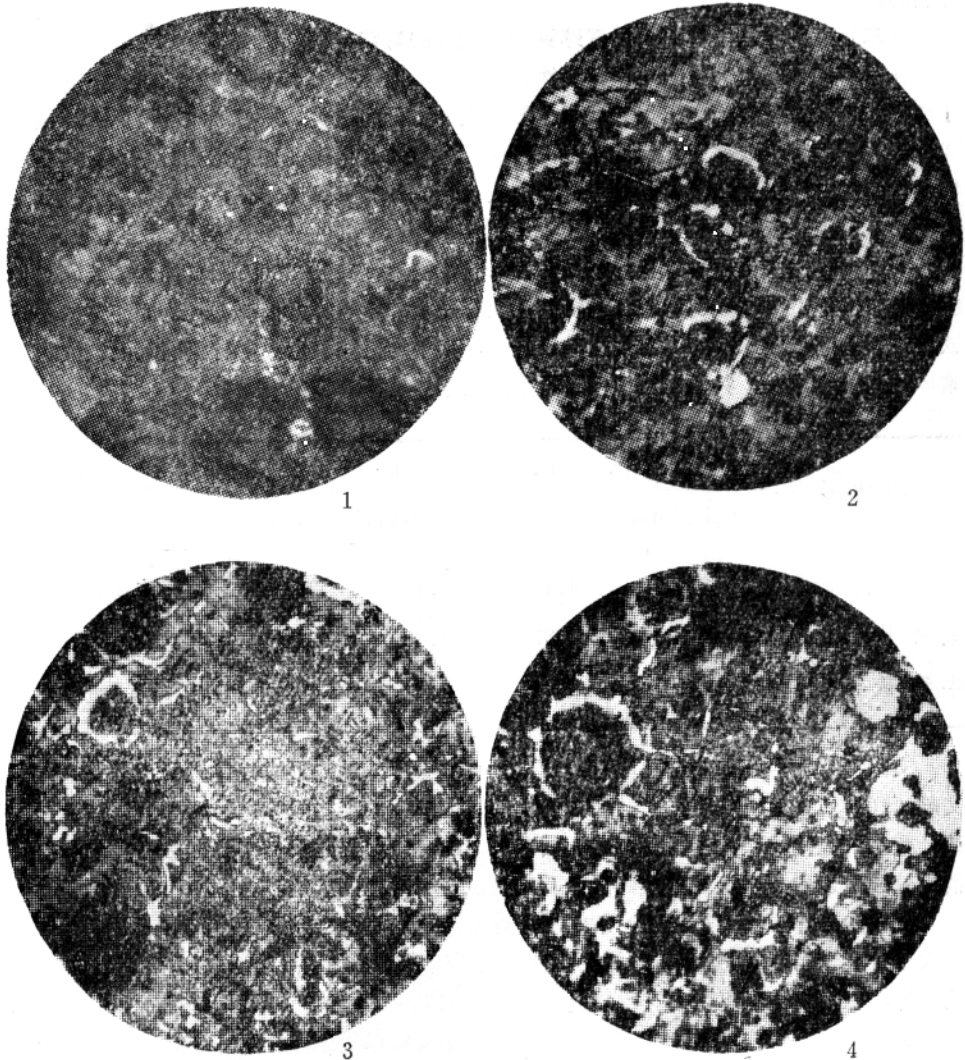
①试验条件：试验是在生产条件下进行的，熔炼使用冷风酸性冲天炉，用延吉生产的六号合金球化，0.6%的75%硅铁孕育。浇注楔形试块，从下端切取25×25×260毫米长试样，在箱式高温电炉内进行热处理，然后加工成试样，拉伸试样直径 ϕ 10毫米，标距50毫米，冲击试样10×10×55无缺口。球化剂及铁水成分如表八。

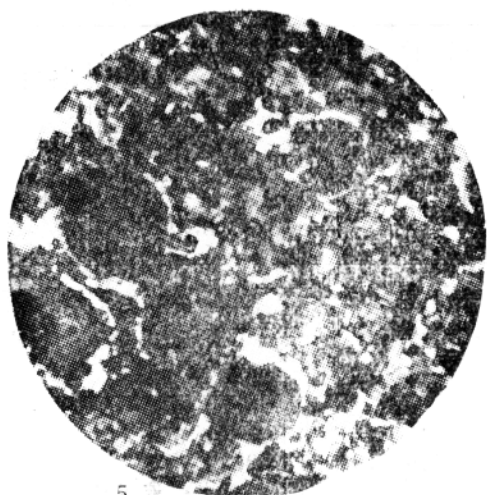
表八

球化剂 牌 号	Mg%	Re%	Si%	牌 号	C%	Si%	Mn%	P%	S%
延吉 6 [#]	7—9	5—7	40—42	Q T 60—2	3.29	2.65	0.43	<0.08	0.025

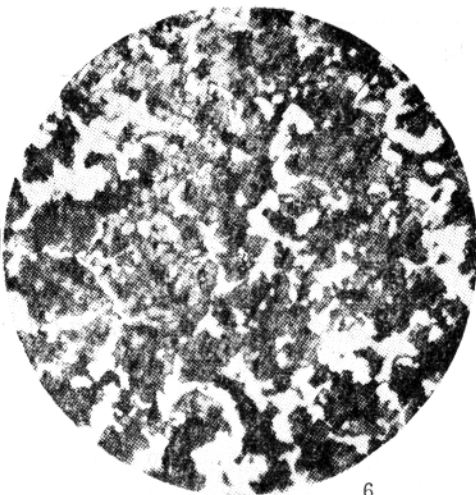
②完全奥氏体化后降温正火热处理，正火温度与性能及组织的关系

完全奥氏体化温度取910℃，随炉冷至某一温度保温1.5小时，然后空冷，并径550℃回火，各组的金相组织及性能如表九及图10、11所示。

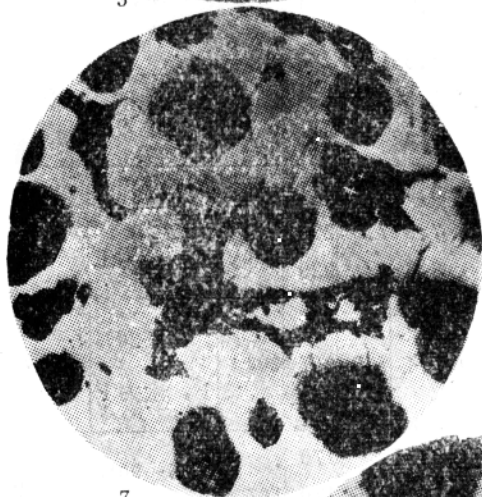




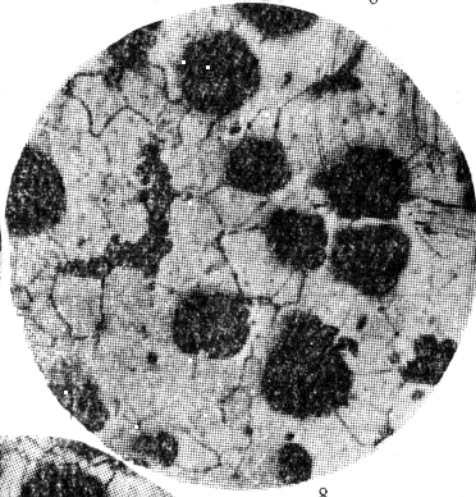
5



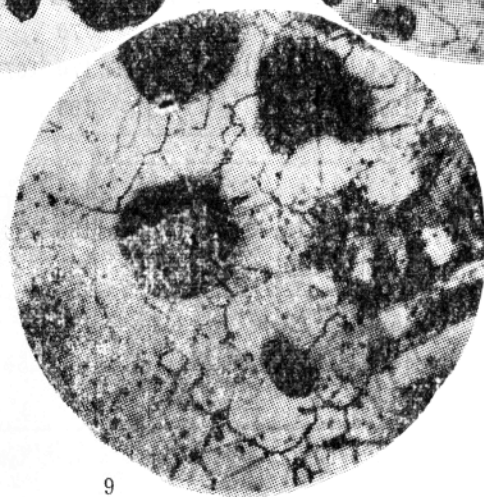
6



7



8



9

图 10

表九

编号	热处理工艺	机械性能						金相组织	备注
		σ_b kg/mm ²	δ %	α_k	H_b				
1	910℃ 2.5 空	89.3	5.0	5.2	276			1% F, 余为 P	③断外
		89.5	88.3	3.2	4.1	4	4.7		
		86.1				4.9	255		
2	910℃ 2.5 880℃ 1.5 空	82			5.8		255	5% F, 余为 P	①断外
		84	83.7	4.4	4.5	6.0	5.9		
		85		4.6			255		
3	910℃ 2.5 860℃ 1.5 空	79		3.6		6.0	255	5—7% F, 余为 P	
		80	79	5.0	4.53	7.0	6.0		
		78		5.0		5.0	269		
4	910℃ 2.5 840℃ 1.5 空	77.5		4.8		6.6	269	7—9% F, 余为 P	③断外
		74.5	76	3.6	4.2	5.6	5.53		
						7.4	255		
5	910℃ 2.5 820℃ 1.5 空	74.2		4.8		6.5	241	10—12% F, 余为 P	
		74.8	74.5	5.7	5.5	7.8	7.0		
		74.5		5.9		6.8	229		
6	910℃ 2.5 800℃ 1.5 空	70.8		5.8		6.5	197	15—20% F, 余为 P	③断外
		63.2	67	4.2	5.0	7.4	7.0		
							207		
7	910℃ 2.5 780℃ 1.5 空	43.5		22.6		9.85	170	85—90% F, 余为 P	
		45.6	45.6	16	18	9.2	9.5		
		47.8		15.4			163		
8	910℃ 2.5 760℃ 1.5 空	49.4				12.2	156	95—98% F, 余为 P	①断外
		43.5	45.8	18.8	19.8	11.7	11.95		
		44.6		20.8			156		
9	910℃ 2.5 740℃ 1.5 空	45.2		23.6		12.2	156	95—98% F, 余为 P	
		44.4	44.8	18.8	21.2	11.7	11.95		
							163		

注：正火空冷后，均采用550℃回火2小时工艺。F表示铁素体，P表示珠光体。

910℃完全奥氏体化之后，随炉冷却进入状态图中奥氏体，铁素体，石墨三相共存