



Москва, СССР, сентябрь 11—16, 1988

第55届国际铸造会议论文译文集

55^{me} CONGRES INTERNATIONAL DE Fonderie
55th INTERNATIONAL FOUNDRY CONGRESS
55. INTERNATIONALER GIESSERE IKONGRESS
55-й МЕЖДУНАРОДНЫЙ КОНГРЕСС ЛИТЕЙЩИКОВ

HOST: NTO MASH PROM MINSTANKOPROM

辽宁省机械工程学会铸造学会
沈阳大型铸钢研究所

前 言

1988年9月11日到16日在苏联莫斯科召开了第55届国际铸造会议，会议上宣读和印发的论文33篇。参加这次会议的有苏联、捷克、波兰、西德、匈牙利、东德、英国、美国、中国、日本等35个国家和地区的1150名代表。中国辽宁省机械工程学会铸造学会派出三名代表出席了这次会议。会议期间在莫斯科红色阵地举行了88年度国际铸造设备及材料展览会，并组织代表参观了有关工厂、院校、和研究所。

本届会议的主题是“在铸造中人类智能及其发展”，论文的内容涉及面广，包括：铁、钢、有色合金、造型材料、熔炼技术、检测与控制以及计算机应用等。其中①铸造合金方面涉及的论文较多，如苏联В.А.ИЛЬИНСКИЙ等，发表了在铁碳合金中树枝状偏析的规律性，是建立在电子结构分析及粒子间相互作用的基础上，它在合金组织和特性的形成中起着重要作用。又如埃及发表了在“铸态片状铝—铜合金共晶的球化处理文章，是利用退火或热压方法使铸铝—铜合金片状共晶球化来解决铸态延伸性低的问题。②造型材料方面又有新的进展。如捷克用再生料为基础的自硬的型砂生产大型铸钢件。研究以松散状态或液体的磷酸和石英砂或非石英砂为基础的用于生产上述铸件的自硬型砂。主要优点，冷却速度快、强度高、溃散性能好、对操作人员身体健康无影响。③熔炼方面如东德发表论文以天然气做为燃料，取代传统的熔炼方法的焦炭，其熔化率为每小时8到10吨，铁水温度可达1500度以上。法国介绍了20吨冲天炉上安装了电加热鼓风等离子喷枪，改善了二次增碳作用，风温在500°—1000°之间变化。④检测方面，如瑞典发表了铸造材料断裂力学的试验，实验包括：门槛值 ΔK_{th} ，断裂韧性 K_{Ic} 和恒幅疲劳裂纹扩展速率 da/dN —，作为循环应力强度范围 ΔK 的函数，并应用于球墨铸铁轴箱零件的设计。⑤计算机在铸造生产中得到了广泛的应用，如澳大利亚A.D.Miller等，提出铸件的最后凝固是通过将直接传热和凝固的基本物理定律，用于铸件保温冒口系统及其相关的铸型、冷铁、耐火砖管等，来模拟凝固过程。

为了使本届学术会议的成果在广大铸造工作者之间得到广泛的交流，促使我国科学技术的发展和生产水平的提高。辽宁省机械工程学会铸造学会与沈阳大型铸钢研究所组成编译组，将会上宣读印发的论文编译成《第55届国际铸造会议论文译文集》专辑出版，以便我国铸造工作者从中得到裨益，以振兴我国铸造科学技术的发展。

代表团成员：

吴廉伦（沈阳重型机器厂）

施廷藻（东北工学院）

王世元（沈阳铸造厂）

1989年6月

目 录

- 1 铁碳合金中微观偏析的规律性及开发新铸造工艺的可能性
.....〔苏联〕В.А.Ильинский等 (1)
- 2 片状石墨铸铁中形核及共晶团数的实验和模拟研究
.....〔比利时〕F.Mampdey (10)
- 3 片状石墨铸铁件壁厚与强度关系的新研究
.....〔奥地利〕W.Bauer等 (19)
- 4 碳、铬和钼含量对15或20%Cr白口铸铁件的凝固和显微组织的影响
.....〔巴西〕A.Sinatora等 (28)
- 5 铝合金低压砂型铸造—金属流动性和机械性能
.....〔荷兰〕H.Nieswaag (36)
- 6 用评价准数、对铝合金铸造性能进行研究
.....〔保加利亚〕I.W.Bakardschiew (43)
- 7 根据凝固时的膨胀力鉴定铁铸铁和铸钢
.....〔匈牙利〕G.Nandori等 (53)
- 8 铸态片状铝—铜合金共晶的球化.....〔埃及〕A.El—Ashram等 (63)
- 9 再生铝合金的缩松及其补缩范围.....〔芬兰〕C.Cingi等 (68)
- 10 现有铸造厂的改造和现代化.....〔瑞士〕W.Pech (83)
- 11 熔炼处理和向铸模浇注金属的磁动力装置.....〔苏联〕В.П.Полищук等 (91)
- 12 KO2000无焦燃气冲天炉的选择.....〔东德〕M.Brandt等 (99)
- 13 电渣坩埚熔炼与铸造新工艺.....〔苏联〕Б.Е.Патон等 (111)
- 14 等离子喷枪电加热鼓风冲天炉.....〔法国〕A.Girard等 (117)
- 15 合金元素Si、Mn、V、Cu和B对高铬白口铸铁组织和性能的影响
.....〔中国〕周庆德等 (124)
- 16 对双金属复合铸造材料(高铬白口铸铁—中碳铸钢)及其生产工艺研究
.....〔中国〕朴东学等 (131)
- 17 碳素钢、低合金和高合金钢铸件的有效性能与熔炼和脱氧工艺控制
.....〔捷克〕P.Levicsek等 (139)
- 18 在生产铸态G、S球墨铸铁薄壁铸件
 确定白口铁转化灰口铸铁的参数.....〔法国〕J.M.Schissley (152)
- 19 在古巴镍矿为基础球的墨铸铁球化剂的制备及其效果
.....〔苏联〕Б.И.Литовка...〔古巴〕Т.А.ЭАльфонсо (163)
- 20 具有不同成分的奥氏体回火球墨铸铁(ADI)及其所制齿轮的
 机械性能评价.....〔意大利〕A.Tiziani等 (168)

- 21 铸造材料的断裂力学试验.....〔瑞典〕 A.F.Blom 等 (179)
- 22 联合精炼铝及其合金的新方法试验.....〔意大利〕 L.Piras 等 (189)
- 23 $Al-Si6Cu2Mg$ 铸造合金用退和再稳定变质的可能性
.....〔波兰〕 M.Dudyk 等 (196)
- 24 用膨润土作型砂粘结剂大量生产铸件的新工艺
.....〔苏联〕 B.A.Сафронов 等 (205)
- 25 铸造方法及过程控制对高要求铸件能达到精度的影响
.....〔西德〕 E.Möllmann (213)
- 26 用于机械制造业大、中型铸件的具有乙二醇乙酸盐水玻璃混合料的
物理—化学和工艺性能.....〔苏联 波兰〕 С.Д.Тепляков 等 (227)
- 27 用再生料为基础的自硬砂生产大型铸钢件
.....〔捷克〕 R.Petřiková 等 (235)
- 28 壳芯铸造的铸型与熔体界面反映.....〔南斯拉夫〕 M.Trbizan (241)
- 29 精密铸造石膏型的烘干.....〔葡萄牙〕 J.L.M.Esperto 等 (247)
- 30 影响 V 法生产铸件表面粗糙度因素的分析.....〔印度〕 C.K.Jain 等 (252)
- 31 英国铸造行业的电子计算机应用述评.....〔英〕 J.F.Hill (264)
- 32 金属型铸造凝固过程的计算机模拟.....〔南朝鲜〕 J.K.Choi 等 (270)
- 33 凝固模拟—铸造业的一种实用手段.....〔澳大利亚〕 A.D.Miller 等 (279)

铁碳合金中微观偏析的规律性及 开发新铸造工艺的可能性

〔苏联〕В.А.ИЛЬИНСКИЙ

А.А.ЖУКОВ

Л.В.КОСТЫЛЕВА

摘 要 报告中,铁碳合金枝晶偏析的规律性是建立在原子结构、供给接受体特性和原子间相互作用的分析基础上的,这些规律对合金组织和性能的形成起着重要的作用。揭开了单相区加热的热处理总是使残余微观偏析程度降低及使铁碳合金均匀化等概念错误。

研究了完成理论分析的实际状况,对完善铸造工艺提出了新建议,即:确保获得均匀的珠光体——铁素体组织,提高铸钢和铸铁件的强度、工艺及使用性能,以及节省短缺的铁合金等等。

前 言 在非合金化的铸铁和铸钢中,锰、硅和这样一些《混入物》象铬、镍及铜一样,甚至含量微少时,对组织、工艺和强度性能的形成起着重要的作用。他们在铸造合金中比被变形合金中的影响更敏感,并且所有这些元素有明显的微观偏析倾向的特性。这些元素在固相中的低扩散性就决定了比较高的残留微观偏析程度,在正火或退火热处理后,微观偏析仍被保持着。

在铁碳合金凝固过程中,锰、铬和其它一些碳化物稳定元素,由于跟碳有较强的相互交换作用,所以同供给价电子的元素产生单方向偏析。可以看出 δ -铁素体或奥氏体枝晶同时贫Mn (Si)和贫C (正枝晶偏析)。

硅在这些合金中具有供体的特性,而且比碳更强,因为Si的3sp价电子离核心更远,并且被它的两个内层所屏蔽,而碳只有一个屏蔽层。

因此与铁形成化学键时, Si比碳有优势,而对于Si—C系合金中异类原子间特有的吸引力可能在Fe—C—Si系合金中成为有效的相斥力($\text{Si} \leftrightarrow \text{C}$)。在这种情况下,侵入的碳原子存在于每个Si原子周围的区域中是有害的。因此残留体积中碳原子的浓度增加,系统中的蒸汽压及溶液中这种元素的活性系数增大〔1〕。

低碳钢水中, C和Si的浓度不足以呈现 $\text{Si} \leftrightarrow \text{C}$ 的相斥力,但是在铁水中,他们对形成高浓度碳、低含量硅的亚微观空间起着相当大的作用,反过来也是一样。这种相互质量传递的形式象胶质溶液一样,使溶液的不均匀性得到强化和稳定。

在Fe—C—Si合金的凝固过程中,根据多元系中原子间相互作用时有效反作用力的特点,具有相同或不同质量传递符号的这些现象在微观偏析中得到加强。低碳钢中的碳

和二元亚共晶Fe—C合金中的碳一样，向液相偏析。硅以类似的方式进行偏析。其原因是，在二元Fe—Si合金中Si恰好富集在液相中(正微观偏析)，而在低碳钢中 $\text{Si} \leftrightarrow \text{C}$ 的排斥力的能量不足以破坏系统的这些原有特性，且凝固过程中固相晶粒(枝晶)中富Fe，液相中富碳和硅。此外低碳的含硅钢水中可能出现 $\begin{matrix} \text{Fe}-\text{C} \\ \diagdown \quad \diagup \\ \text{Si} \end{matrix}$ 三角型的类似碳化物的相互作用，Si和C的活性彼此降低。

当含碳量较高时，Fe—C—Si系完全按另一种方式进行。在这种情况下，由于 $\text{Si} \leftrightarrow \text{C}$ 相斥力的作用幅度增大，硅的微观偏析改变符号，但不是由正微观偏析变成逆微观偏析；而碳的微观偏析符号保持不变。因此亚共晶铸铁中，初生奥氏体枝晶是贫碳富硅的(Si的逆枝晶微观偏析)〔2〕。

铸铁中Si的逆微观偏析现象，在50年代几乎是同时被各国的许多学者首次观察到 (А. Хульгреном 和 О. Карлсоном, Ж.-К. Маржери 和 Ж. Шарбонье, А. А. Жуковым, Я. Н. Малиночкой, А. И. Яценко)。

但是，在很长时期内，对Fe—C—Si合金的富集区中由Si的正微观偏析变成逆微观偏析这一现象尚不清楚。

只是不久前，用显微X射线光谱的方法查明，碳钢中硅的正、逆枝晶微观偏析的界限大致在含碳量为0.35%时(需要特别强调指出，这是指含Si*量大约为0.5%的Fe—C—Si合金的残留微观偏析)。

图1所示是用直线扫描和MX50《Камебакс》电子微型测试器记录下来的硅和锰

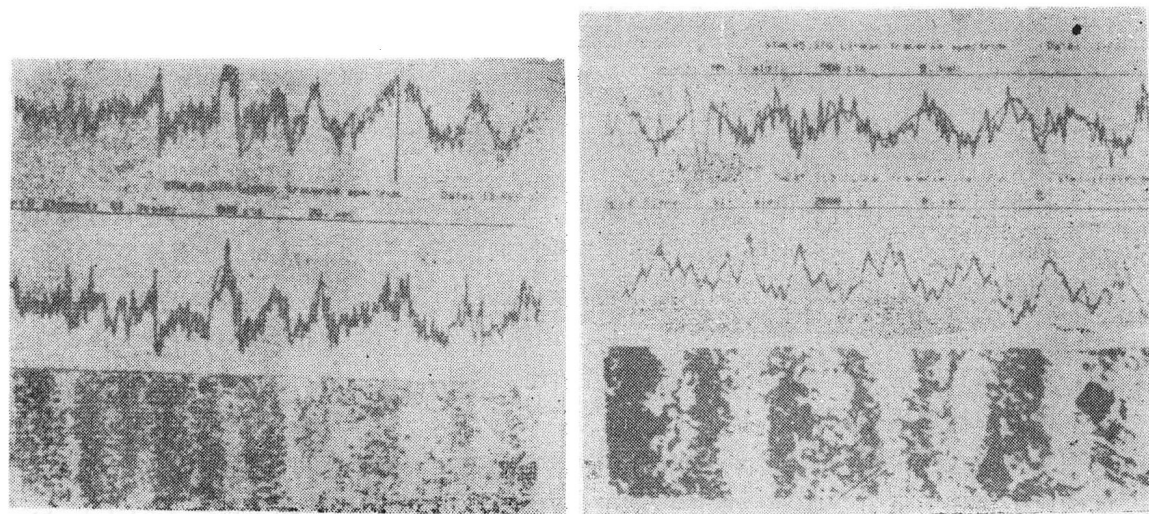


图1 低碳钢(a)和中碳钢(б)中硅和锰的残留微观偏析。

用Сберхоффера试剂腐蚀，X50

含量变化曲线图。对两种碳钢试料加以分析。对二次枝晶分枝进行横向扫描。两种钢中Mn向枝晶间区域的一方偏析。低碳钢中，硅的分布曲线随着Mn的分布曲线而变化：两个元素发生正微观偏析。而中碳钢的试料中，Mn的分布稳定，但是Si使偏析符号变成相反：碳和锰一起向枝晶间区域偏析，并由此将硅挤向了枝晶分枝中心区域。

* Si含量高时, 这个界限向碳浓度高的方向移动。

表1所示为某些铸钢和铸铁枝晶中心区和枝晶间区域之间的硅和锰的有效(即真实)分配系数 $K_{\text{有效}}^{\text{Si}}$ 和 $K_{\text{有效}}^{\text{Mn}}$ 值〔3〕。从列出的这些数据中看到, 上述硅的残留微观偏析符号变化界限确实超过含碳量相当于ZG35的钢。

表1

合金	元素含量1/8质量			有效分配系数	
	C	Si	Mn	$K_{\text{有效}}^{\text{Si}}$	$K_{\text{有效}}^{\text{Mn}}$
ZG09MnSi2	0.09	1.78	1.36	0.88	—
ZG15	0.15	0.45	0.71	0.91	0.75
ZG35	0.34	0.44	0.59	1.00	0.75
ZG45	0.48	0.45	0.62	1.10	0.75
ZG60MnSi2	0.65	1.99	0.92	1.20	—
可锻铸铁	2.60	0.85	0.65	1.51	0.85
灰口铁	3.15	2.07	0.53	1.60	0.90

这个观点不总是正确。

例如: 当金属被加热到 A_{c1} 和 A_{c3} 之间的温度时, 他的这些组成元素, 如硅总是要集中在没转变的 α 相中, 而锰集中在重新形成的 γ 相中。当然碳所起的作用和Mn一样, 两相系变成《极化的》。

单相固溶体中, 相似的《极化作用》表现的有些不一样。当单相系一开始就不均匀时(例如由于铸造合金的残留微观偏析所致的), $Mn \leftrightarrow C$ 的吸引力将碳汲到富锰的微观体内。

在局部平衡的条件下(即, 局部只是对碳而言, 其扩散性远远地大于Mn或Si), 枝晶分枝的中心区域与枝晶间区域之间的碳的相应分配系数可用以下形式表示:

$$K_{\text{局部平衡}}^C = \frac{N_c'}{N_c''} = \frac{(\gamma_c^{\text{Mn}})'}{(\gamma_c^{\text{Mn}})''} \quad (1)$$

式中 N_c' 和 N_c'' 相应地表示局部平衡条件下, 中心区域和枝晶间区域中碳的含量(原子百分率)。 $(\gamma_c^{\text{Mn}})'$ 和 $(\gamma_c^{\text{Mn}})''$ 表示碳相应的局部活性系数, 即: $\gamma_c^{\text{Mn}} = a_c / N_c \gamma_c^\circ$

这里 a_c 表示碳的热力活性, 而 γ_c° 表示碳在相应非合金化的Fe—C合金中活性系数。

公式(1)是在 $\mu_c' = \mu_c''$ 相等的条件下得到的, 因此 $a_c' = a_c''$ 。这里 μ_c 是碳的化学势。

局部活性系数 γ_c^{Mn} 与瓦格涅尔(Варнер的)相互作用参数的关系用下列形式表示:

$$L_{\text{Mn}} \gamma_c^{\text{Mn}} = \varepsilon_c^{\text{Mn}} N_{\text{Mn}}, \quad (2)$$

液态合金中, $\varepsilon_i^! > 0$ 的其它i类元素(即增加碳活性系数的)的作用与硅相似。由表2可见, 他们在铸铁和中碳钢里呈现逆枝晶偏析, 可是一些 $\varepsilon_j^! < 0$ 的j类元素其作用与Mn相似, 即他们发生正枝晶偏析。

铸铁中一些i类元素在凝固过程中起石墨化作用, 而j类元素则起白口化作用。

人们普遍认为, 决大多数情况下, 钢和铸铁基体的奥氏体化能使金属的均匀性有一定改善, 也就是能使残留微观偏析程度有所降低。

表2

元素	微观偏析区域*		有效分配系数 $K_{\text{有效}}$	
	枝晶分枝的轴	枝晶间区域	中碳钢	铸铁
Si	+	—	1.10	1.60
Ni	+	—	1.06	1.00
Cu	+	—	1.05	1.05
Mn	—	+	0.75	0.90
Cr	—	+	0.94	0.70
V	—	+	0.98	—

* 符号(+)表示富集; 符号(—)表示贫乏。

式中, $L_{\gamma} \gamma_{\text{C}}^{\text{Mn}} = \gamma_{\text{C}}^{\text{Mn}} - 1$, 如果 $\gamma_{\text{C}}^{\text{Mn}}$ 与基数区别不明显, 即当 Mn 的含量 N_{Mn} (原子百分率) 不高时。

由于 $\text{Si} \leftrightarrow \text{C}$ 相斥力的存在, 硅从富碳的微小体积中被置换出来。这导致被进入中心区的硅而置换出来的碳重新分配, 因而 Si 也重新分配等等。在所分析的局部平衡条件下, 一直达到溶体 (奥氏体或铁素体) 的最大极化作用的时候为止 (4)。达到这个最大量后 (图 2.a 中阶段 II 的终端), 就开始非常缓慢的均匀化, 其速度由 Mn 的扩散速度所控制。固溶体中锰的含量还没达到均匀时, 硅和碳的浓度也不均匀。

在这样的极化系中, Mn 的扩散速度比具有同样浓度梯度的类似二元系 Fe—Mn 中的 Mn 要低, 因为锰被碳强烈地固定着 ($\epsilon_{\text{C}}^{\text{Mn}} < 0$, 以及 $\epsilon_{\text{Mn}}^{\text{C}} < 0$)。

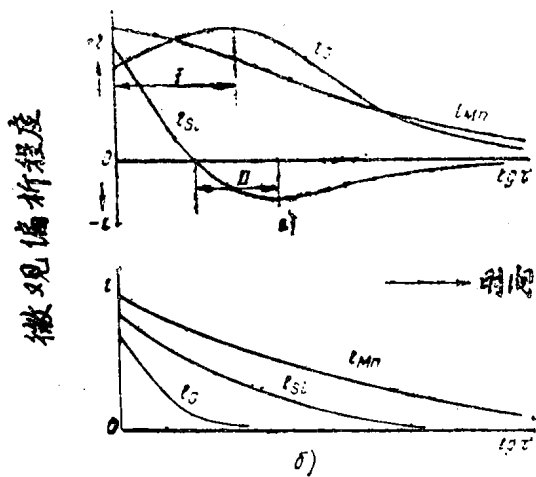


图 2 在退火过程中, 铸钢偏析的微观不均匀性的变化。
考虑到成分的相互作用是对的 (a), 而不考虑 (b) 则是不对的。

这个概念区别于早期被接受的概念, 根据概念, 每种元素按照本身的扩散系数 (原子的活动性) 使自己的浓度均匀化。直到现在人们才认识到 Fe—Si—Mn—C 系合金中碳总是首先均匀化, 然后是硅, 再后是锰 (图 2.6)。

铸钢在退火或正火加热时必须通过临界区间, 并且金属不可避免地发生第一类型 (在两相系中) 的某种极化。当最终达到奥氏体化所必需的温度时, 则发生第二类型 (在预先已经极化的单相系中) 的极化。因为许多热处理的形式奥氏体化必须进行短时间保温为前提, 如图 2.a 所示 I 和 II 阶段的发展。这就是说, 将来的多相异晶作用来代替系统的

均匀化。因此必须, 或者进行保温数十小时的高温完全扩散退火, 或者在这个计划中什么也不采取, 因为不彻底的办法只能使原始状态变坏。

对处于奥氏体状态时不同保温时间的铸铁进行的试验研究, 证实了上述理论概念的正确性。Fe—Si—Mn—C 合金加热到 $760 \sim 950^\circ\text{C}$, 开始加强了微观偏析不均匀性, 只有经过长时间保温才能使其向反方向转变。这是由表 3 所列出的实验数据中得出的结论。

在退火和正火的铸造碳钢中, 经常出现网状珠光体, 它是使最初金属状态的枝晶状再生而出现的。贫 Mn

表 3

合 金	热 处 理		元 素 含 量 %			
	温度 $^\circ\text{C}$	保温时间 小 时	Si		Mn	
			枝晶分 枝 轴	分枝间 (共晶体)	枝晶分 枝 轴	分枝间 (共晶体)
可锻铸铁	950	0.5	0.846	0.380	0.354	0.566
		1.0	0.865	0.016	0.335	0.587
		2.0	0.916	微量	0.331	0.611
		11.0	0.799	0.593	0.380	0.458
灰口铁	铸 态 时		2.080	1.250	—	—
		760 1.5	2.250	1.200	—	—

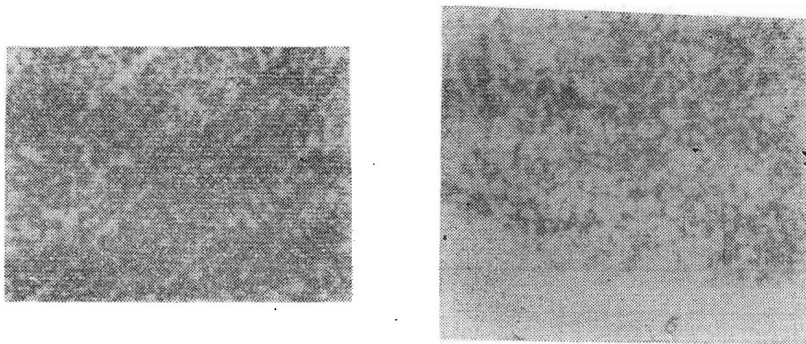


图3 中碳钢铸件正火后，枝晶已定向的组织 (a) 和均匀化的铁素体珠光体组织 (b)。
用Ниталем腐蚀，X100

的枝晶分枝中心区域有铁素体组织，可是枝晶间区域被珠光体占据。这种微观组织与原子间的吸引力或排斥力的联系以及有效作用即微观偏析和极化作用在文献〔5、6〕中已讨论过了。

在三维的区域中，网状珠光体起着脆性基体的作用，他与较高塑性的枝晶铁素体相互隔离分枝（图3,a）。因此这种材料的机械性能比符合 Шарпи原则的单一组织金属的机械性能低（如图3,b）。

低碳铸钢中，当 $\%Mn/\%Si$ 不高时网状珠光体结构可以防止。这符合于组元的极化作用还不太发达的非合金钢和低合金钢*，在这个情况下，用锰降低碳的活性可以平衡在奥氏体中提高 a_c 的硅的作用。因为图1.a上 锰和硅的分布曲线是同时出现的， $\%Mn/\%Si$ 比大致是常数，并且碳（形成珠光体的）与锰不能分开，这是因为硅的阻碍。

* 在Ni—Cr钢中，百分比 $\%Ni/\%Cr$ 不小于3，因为 $\epsilon_c^{Cr} = \epsilon_c^{Ni}$ 。在这里，和Mn—Si钢一样，一个元素提高 a_c ，可是其它元素使 a_c 降低。

在中碳钢中（参阅图1.6），对锰和硅的 a_c 相互平衡的这种可能性消失。由于极化作用的结果，不同的微观偏析区域中， $\%Mn/\%Si$ 比值明显地不同，并且铁素体具有优先向 $\%Mn/Si$ 低的初枝晶区分布的倾向（图3.a）。在这种情况下，为了防止偏析的极化作用的延展和保持单一的珠光体铁素体组织，只有一个办法——尽可能降低钢中Mn和Si的含量〔7〕。

在试验条件和工业条件下，对炉料成分中大量降低Si、Mn的ZG45铸钢进行了研究。冶炼出的钢水中，锰量不低于阻止硫对金属性能产生不利影响所必需的最低含量，且含量保持在0.28~0.35%之间，与此同时采用这种工艺节省很多合金：每吨合格铸件节省4~5 kg。

在ZG45铸造中碳钢中，锰和硅的降低致使塑性和冲击韧性有很大提高，并且在正、负温度下强度没有任何降低（表4）。

得出了用正常工艺方法冶炼的256炉和在金属中降低了锰、硅含量的231炉金属的机械性能统计结果。

同时也完成了拖拉机铸件在数十年使用中断裂的统计工作，并与这些件的含锰、硅量频率曲线进行对比，分析结果（图4）证明，在使用中失效的大多数是由于铸件中含

表 4

	元素含量 质量%		ZG45 机 械 性 能				
	Mn	Si			$\delta, \%$	$\psi, \%$	
批量生产的	0.7~0.9	0.35~0.45	697	571	14.2	22.7	30.4
试验的	0.30~0.45	0.20~0.30	706	576	17.4	26.1	35.7
			$\pm 1.3\%$	$\pm 0.9\%$	$\pm 22.7\%$	$\pm 15.1\%$	$\pm 17.4\%$

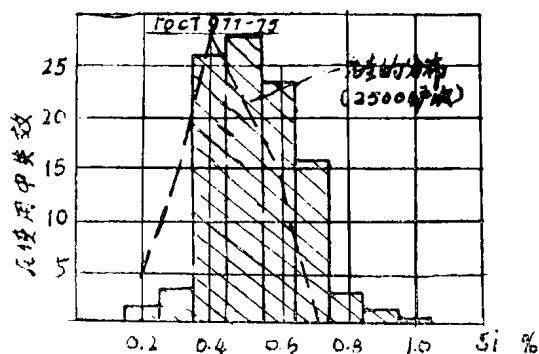
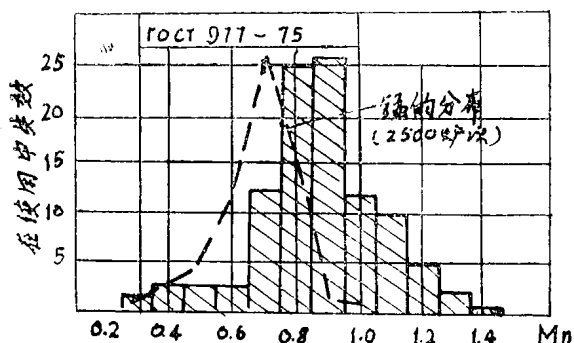


图 4 45号钢的化学成分与铸造另件在使用中断裂次数的相互关系

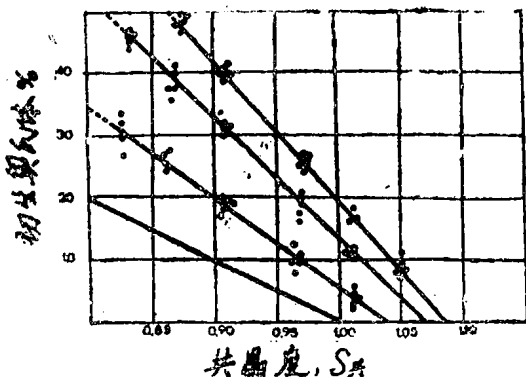


图 5 冷却速度对各种共晶特性铸铁中初生奥氏体量的影响：
1—平衡结晶过程 2~4—折算壁厚相应是25, 15
和10mm的铸件中。

锰、硅量高的原因。

得出的数据足以证明：如果对铸坯没有提出必须提高锰、硅含量的特殊要求（例如为了提高硬度、强度、耐磨性、淬透性及其它），直接采取降低钢中锰、硅含量的决定是奏效的。这时，由于组织均匀，金属具有较高的可塑性。

灰口铁的枝晶基础结构在这种材料机械性能的形成中起着重要的作用，这是因为初枝晶晶体是唯一的没被石墨片削弱的单一基元。这不仅适用于亚共晶，而且对于具有共晶组织的铸铁同样是正确的，虽然后者理论上不应该含有奥氏体初枝晶，但是由于不平衡的结晶总是形成剩余奥氏体（甚至在缓慢冷却的共晶铸铁中出现占体积5%的初枝晶，而在快速冷却时，其初枝晶量能提高到30%，图5）。

灰口铁的石墨相的立体结构是这样的：在每个共晶晶粒的边界，金属基体被梅花形石墨分枝强烈地分割开了（图6），由于这样的结果，灰口铁的塑性实际上是零，而强度特性主要是由未被石墨片破损的初枝晶和共晶晶粒边界所决定（8），显然，共晶晶粒越小，枝晶越大，灰口铁的强度性能就越高。遗憾的是，用一般金相分析方法不能评定灰口铁的这些重要特性。其它国家的标准基本上也存在这样的

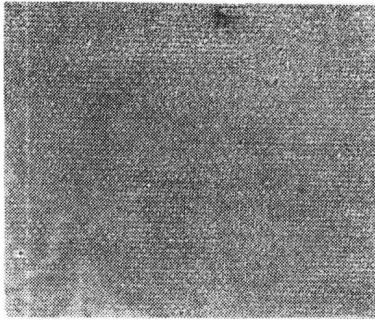


图6 灰口铁的共晶体晶粒中石墨相的形态。

采用显微X射线学, X1000

缺陷。

铁素体在灰口铁中一般被认为是不良的,因为它使强度性能降低,塑性变差。此外在退火过程中铁素体化的灰口铁脆性相——石墨增加。

与此同时铁素体至少可分为两种基本形式;正铁素体Ⅰ—高强度铸铁中,有片状石墨或者球形石墨,并分布于共晶的显微组织中;铁素体Ⅱ—带有未被结合起来的片状石墨,并且多半是沿着富硅的初枝晶分枝的中心区域出现〔9〕。

这两种形式的铁素体对片状石墨铸铁机械性能的影响有本质区别〔10、11〕。小于5%的铁素体Ⅰ对铸铁性能的影响甚至是有益的,因为这个相的塑性可以靠片状石墨尖端区的微变形使局部应力降低。与此相反,铁素体Ⅱ对灰口铁机械性能永远起不利影响,并象加强复合材料纤维一样,降低了用强化合成材料加固了的低强度共晶结构的强度。

3种不同牌号(位置1)的灰口铁退火后拉伸强度降低程度,如图7所示。在退火的第一阶段(图7位置2)形成铁素体Ⅱ使3种铸铁的强度发生最大限度的降低。同时在退火的第二阶段(图7位置3)又形成铁素体Ⅰ使铸铁强度仅降低很小。这是因为铁素体Ⅰ削弱了已经被片状石墨减弱的区域,片状石墨消除强化的作用比铁素体强得多。

因此,根据枝晶体和共晶体的体积比,枝晶分枝(Ⅱ型)中的铁素体消除强化的作用比共晶体(Ⅰ型)中的铁素体强15~20倍。正是由于这个原因,为了更充分利用铸铁的金属基体的强度潜力,很重要地是首先防止在枝晶分枝组织中形成铁素体。

稳定枝晶分枝中珠光体组织的可行方法之一是,用镍,特别是铜作为铸铁的加入合金元素。但是比较合理的方法是同时降低铸铁中硅和锰含量,目的是减小两个元素的极化作用,并使金属基体获得更均匀的组织。

这种办法的效果在实验条件下得到了验证,并在生产中成功地实施了。

为了试验,用试验室的感应炉熔炼了低锰和低硅铸铁(硫含量不超过0.06%)。试验的第一阶段在逐渐增加炉中锰浓度的情况下,观察铸铁的硬度,白口深度和强度极限的变化(图8左图)。然后保持在第一阶段終了时的锰含量情况下,向熔体加入碎硅铁合金。在这种情况下,被检查的性能值渐渐地回到原来水平,硬度除外,由于 α 相被硅合金化了,所以试验终止时的硬度比开始高一些(图8右图)。

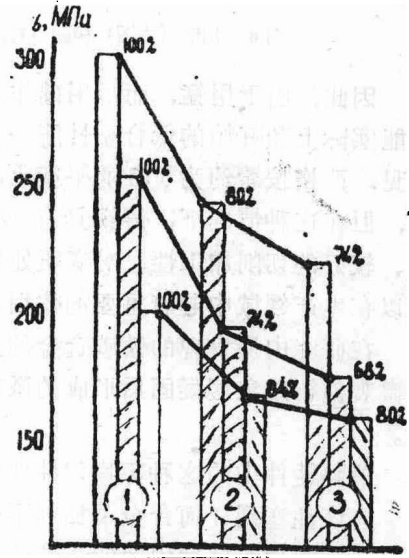


图7 退火后,珠光体基体的灰口铁的消除强化是由于树枝晶晶粒的铁酸盐化(2)和金属基体的完全铁酸盐化(3)的结果。

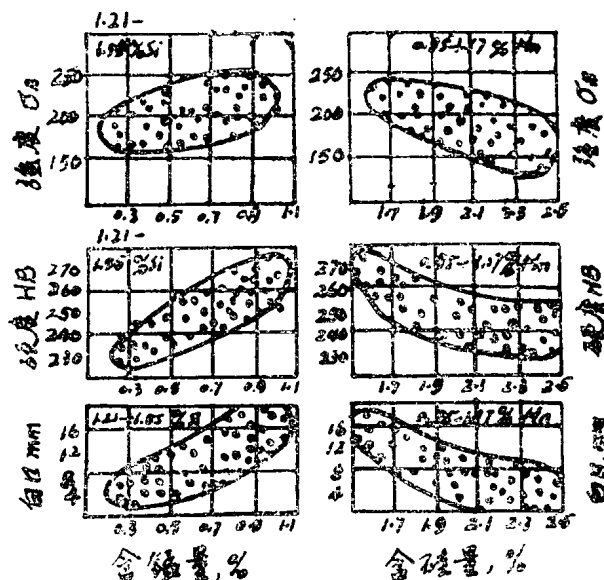


图8 用锰(左图)和硅(右图)作为依次加入合金元素时,灰口铁的性能变化。

因此,由于用锰,而后用硅作为铸铁的加入合金元素的两个依次阶段,金属的一些性能实际上和开始的低合金性能一样,但是后者具有一些较好的性能指标 σ_B/HB 。由此可见,严格按着约为1:3的平衡比,同时降低金属中硅和锰的含量,实际上强度性能不变,但在这种情况下,铸铁具有一整套附加优点,如象降低白口倾向、稳定珠光体组织、较好的切削加工性、对变质处理高的敏感性等等;由于节省锰铁合金和硅铁合金,所以在生产领域中起着重要的作用。

在研究中所发现的铁碳合金的最佳成分、最佳组织和最佳性能的热力学现象是建立在微观偏析现象同凝固后形成的微观和宏观不均匀多相组织的过程相互联系的基础之上的。

消除铸件中的这种不均匀性要比用铸造工艺方法防止其产生更困难。

应该注意到任何合金添加剂不受他提高或降低碳的活性的限制,由于微观偏析重新分布,微观偏析区域中碳的活性的不平衡性随着合金形成枝晶定向铁素体珠光体组织的倾向性的增加而增长。正因为如此,熔炼低锰、低铬、低硅的ZG45碳钢可以使它的微观组织均匀化,改善室温和负温度下的切削加工性和塑性。

锰、铬含量低的铸铁,在平衡降低硅的情况下获得新的热力学特性,即保持珠光体组织和高强度性能的情况下降低白口倾向,用来制造薄壁铸件是最受欢迎的。

研制的获得高性能铁碳合金的工艺由于主要的强化元素碳分布比较均匀,在许多企业中得到推广,并取得了很大的经济效益。

结 束 语

在一定时期内,合金中成分的微观偏析的形成理论和微观组织及机械性能的形成理

论是在不利用彼此的成果情况下同时发展的。同时这两种理论的基本原理具有共同的基础：电子的相互作用和元素的原子化学亲合性；用于工业合金典型的多元系热力学——宏观法。

报告中引证的对微观偏析，从一方面与铸钢铸铁组织和性能的形成之间相互联系，从另一方面的研究结果证明，这两个发展方向的综合不仅对铸造过程的综合理论的继续发展有益，而且开辟了铸造工艺新的可能性。 （参考文献11篇：略）

胡永波 译
孔宪令 校

片状石墨铸铁中形核及共晶团数的试验和模拟研究

〔比利时〕 F. Mampaey

摘 要 已研究出一种能计算片状石墨铸铁中共晶团数的模拟方法。其方法是在解导热传导方程时将形核现象与晶粒生长结合起来考虑。这种方法的特征是三个方面：以数值法处理潜热的释放；关于异质晶核分布的假设及用 Monte carlo 法对晶粒碰接效应的研究。

潜热的释放取决于片状石墨共晶的生长速度与过冷度的函数关系。一种新的有限差分法能以隐含方式解热传导方程同时解此方程。对于形核来说，假设金属中存在最小宽度平滑基底的固体质点才能形成具有临界半径的新晶粒。起异质晶核作用的各质点面宽度假设呈正态分布。

用这种方法进行模拟计算的结果与浇注不同重量的孕育及非孕育铸铁的共晶团数在 $8 \sim 4500/\text{cm}^2$ 之间的实验数据相符。模拟的凝固组织与试验的淬火组织一致。这种验证比试验和模拟的对比冷却曲线更精确。

1. 前 言

铸铁的凝固特性通过实验及模拟方法已被广泛地研究过。大部分模拟研究都是仅根据热力方程的数值解。这些计算结果导出了随时间函数而变的铸件和铸型的温度场。根据这些温度场可进一步推出对铸造厂有重大意义的结论。补缩区及可能存在缩孔的位置就是例子。

但是，当设想由模拟法预测共晶团数时，形核及晶粒生长现象应综合体现在模型中。对此问题仅发表过有限的几篇文章。

本文中，在解热流方程时，考虑了异质形核及晶粒生长。采用的有关方法及假设将更详细地介绍。其中有：

为隐式处理潜热的释放研制出的一种数值方法。

关于存在异质晶核的假设。

用 Monte carlo 法对晶粒碰接问题的解释。

通过这种方式，可得到计算片状石墨铸铁中的共晶团数的直接模拟方法。这些结果与浇注不同重量的孕育和非孕育铸铁的试验共晶团数作了比较。

2. 数 值 法

用有限差分法解热传导方程所采用的数值法用于一维情况已有介绍。只要采用交换方向法可以不加变化地扩展到二维和三维问题。由于本文中的试验模型为径向对称，

因此全部方程就可以用柱坐标表示。在此情况下, 热传导方程则为:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{t}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{E}{\rho c} \quad (1)$$

其中: T —温度, K ;

t —时间; S ;

r —径向坐标; m ;

$\alpha = \frac{R}{\rho c}$ —热扩散系数, m^2/S ;

R —导热系数; $W/k \cdot m$;

C —比热; $J/kg \cdot K$;

ρ —密度, kg/m^3 ;

E —热源; $T/m^3 \cdot S$;

用合适的有限差分方程代替偏微分方程 (1) 就得出如公式 (2) 所列的温度隐函数式:

$$A_i T_{i-1, n+1} + B_i T_{i, n+1} + C_i T_{i+1, n+1} = D_i + W_i \quad (2)$$

其中: i —关于空间的离散化;

n —关于时间的离散化;

$$A_i = \frac{\alpha \Delta t}{(\Delta r)^2} \left(1 - \frac{\Delta r}{2r_i} \right);$$

$$B_i = 1 + 2 \frac{\alpha \Delta t}{(\Delta r)^2};$$

$$C_i = \frac{\alpha \Delta t}{(\Delta r)^2} \left(1 + \frac{\Delta r}{2r_i} \right);$$

$$D_i = T_{i, n};$$

$$W_i = \frac{E_i \Delta t}{\rho_i C_i}.$$

当用交换方向法解多维问题时, 对于不能隐式解的其它维, 则 D_i 项将会有显温度成分。这就使公式 (2) 的表达式不变。对由各参元组成的铸件和铸型模型重复这种程序, 就得到一个有 N 个未知温度 T_i 和未知项 W_i 的 N 个三维方程组。以此式表示的方程组不可求解。当 i 为正在凝固的参元时, W_i 项代表潜热的成分, 可以表示成:

$$W_i = \frac{\Delta E s_{i, n+1} L}{C} \quad (3)$$

$$= -\frac{L}{C} S_{i, v} \Delta t - \frac{1}{V_i} \quad (4)$$

其中: $\Delta E s_{i, n+1}$ —当时间步长为 Δt 时, 参元 i 已凝固体积的百分率;

L —熔化潜热, J/kg ;

V_i —参元的体积, m^3 ;

S_i —与金属液接触的晶粒表面积, m^2 ;

ν —晶粒生长速率, m/S。

共晶晶粒生长速率可写成:

$$\nu = k_1 (T_E - T_{i,n+1})^2 \quad (5)$$

其中, T_E 是共晶温度, k_1 为常数, 等于 $8.65e^{-8}(\text{m/S } K^2)$ 。

(5) 式中, 未知参元以二次项出现。把 (4) 式, (5) 式代入 (2) 式中, 就得到仅有 N 个未知温度 T_i 但有幂指数 1 或 2 的 N 个方程组。这使方程组难于求解。对方程 (5) 式右边应用泰勒 (Taylor) 展开式可避免上述问题。这里应注意, 有限差分法本身就是以泰勒展开式为基础, 用于 (1) 式偏微分近似求值。因此, (5) 式就变成:

$$\nu = k_1 \{ (T_E - T_{i,n})^2 + 2(T_E - T_{i,n})(T_{i,n} - T_{i,n+1}) \} \quad (6)$$

将 (4) 式, (6) 式代入 (2) 式得出:

$$\Lambda_i T_{i-1,n+1} + B_i^* T_{i,n+1} + C_i T_{i+1,n+1} = D_i^* \quad (7)$$

其中: $B_i^* = 1 + 2 \frac{\alpha \Delta t}{(\Delta r)^2} + 2 \frac{L}{CV_i} S_i \Delta t k_1 (T_E - T_{i,n}) + T_{i,n} +$

$$2 \frac{L}{CV_i} S_i \Delta t k_1 \{ (T_E - T_{i,n})^2 + 2(T_E - T_{i,n}) T_{i,n} \}$$

将所有正在凝固的参元的方程式转换成 (7) 式的形式, 而并不正在凝固的参元的方程式仍保留 (2) 式的形式, 就可以得一组三维的方程组, 很容易用 Thomas 算法求解, 该解同时将热传导和潜热的释放纳入计算, 给出每一参元的温度。由于此方程完全是隐式, 所以不必遇到稳定边界。当时间步长为 Δt 时, 参元 i 凝固的百分数由下式给出:

$$\Delta E_{i,n+1} = \frac{1}{V_i} S_i \Delta t k_1 \cdot \{ (T_E - T_{i,n})^2 + 2(T_E - T_{i,n})(T_{i,n+1}) \} \quad (8)$$

3. 异质形核

在正常凝固条件下, 液态铸铁中发生异质形核。假设形核率为下式:

$$\frac{dI}{dt} = P_1 (N_0 - N) \exp\left(\frac{-P_2}{(\Delta T)^2}\right) \quad (9)$$

其中, N_0 是最初存在的单位体积起异质作用的基底质点总数, N 是已形核数, P_1 和 P_2 两参数可以看成常数, ΔT 是过冷度。

在试图模拟片状石墨铸铁中的共晶函数时, 采用 (9) 式进行的实际计算并不能得到满意的结果。这是从不能得到铸件中心和表面之间共晶函数的足够差数得出结论的。因此, 必定存在一些其它机理, 可以解释在不同重量的铸件中看到的共晶函数的实际分布。

异质形核的一般模型为平面上的球截体 (图 1)。片状石墨共晶 β 从平滑基底 S 上的熔体 α 中生长。这种模型可得到临界半径 r 的公式:

$$r^* = - \frac{2\alpha\sigma\beta\sin\theta}{\Delta G_v} \quad (10)$$

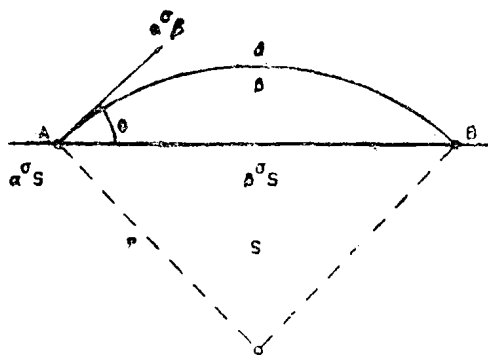


图1 非均质形核模型

$$\Delta B = 2r^* \sin \theta$$

最终得到:

$$\Delta B = - \frac{4\alpha\sigma\beta\sin^2\theta T_s}{\Delta H_s \Delta T} = k_2 \frac{1}{\Delta T} \quad (14)$$

采用其它不同于图1所示的模型, (13) 式的形式可能要修改。但是, 临界半径与基底的最小宽度间仍存在某种关系。

质点质地不同因接触角 θ 变化而影响最小宽度 ΔB 。因为还不清楚孕育剂是否同时引入了质地不同的质点, 本模拟仅考虑一种质点。对于某种类型的孕育剂, 例如石墨, 这一假定可以认为符合事实。但在其它情况下, 必须考虑 k_2 具有多个值。后者不会形成特殊问题。

目前提出的假设是: 临界半径为 r^* ((12) 式) 的新固体晶粒, 仅在熔体中存在最小宽度 ΔB ((14) 式) 的平滑基底的固态质点时才能形成。设金属液中各质点面宽呈正态分布。因此, 随着金属液变得更加过冷, 则临界半径的长度缩小, 从而就可得到更多的形核位置。其数目将按照 $(1 - \psi(t))$ 增加, $\psi(t)$ 是单位积累正态分布函数。

4. 等轴晶碰接的Monte Carlo法模拟

为解 (7) 式, 必须知道与熔体接触的晶粒表面积 S 。 S 等于各晶粒开始碰接前的球表面积。问题是测定晶粒何时开始碰接及随后凝固时表面积 S 如何变化。因为在温度均匀的一个单元里, 形核位置数和产生晶粒碰接完全是随机的。Monte Carlo法对解决这类问题提供了显而易见的方法。通过共晶片状石墨铸铁凝固期间的淬火试验可以观察到熔体中等轴生长的晶粒 (图2)。

在单元尺寸为 a 的立方体内, 数量为 M 的形核位置的分布是随机的。在每一位置上, 可以生长出球状晶粒。在模拟晶粒生长时, 对不在球内的立方体体积 V 是互相累加起来的。此体积相当于液相的体积。对自由表面也可以进行类似的累计。但是, 与晶粒接触的晶粒表面积 S 也可以从以下的关系式得到:

$$S = \frac{\Delta V}{\Delta R} \quad (15)$$

$$\text{又 } \Delta G_v = - \frac{\Delta H_s}{T_s} \Delta T \quad (11)$$

$$\text{即得 } r^* = - \frac{2\alpha\sigma\beta\sin\theta T_s}{\Delta H_s \Delta T} \quad (12)$$

其中: σ_{xy} — x 相与 y 相之间的界面能, J/m^2 ;

θ — 接触角;

ΔG_v — 体积自由能变化, J/m^3 ;

ΔH_s — 焓变;

T_s — 凝固温度;

临界半径 r^* 与平滑基底的宽度 ΔB 有关:

$$(13)$$