

合金铸铁年度述评

K.R.Erkrath

一、一般概况

众所周知,合金元素可改变铸铁稳定系和准稳定系的共晶温度。但其含量很少时,实际上并不计及这种影响,因为它们的作用为其他元素含量的波动和分析误差所掩盖。然而,P.Magnin和W. Karz^[1]就是考查了少量的Si、Cr、P、Mn、Ti、Al、S和Si+Cr对纯

铁碳合金所起的影响。所用的测试手段为微分热分析仪。用接近共晶碳量的铁水制作成小的三角白口试样,将该试样迅速加热到熔化温度,速度之快,务使其来不及发生石墨化。通过这样的加热方法可获得准稳定系的共晶温度,随后的缓慢冷却又可获得稳定系共晶温度,表1列出它们的结果。

表1 含少量其他元素时,二元铁碳合金的稳定系和准稳定系共晶温度

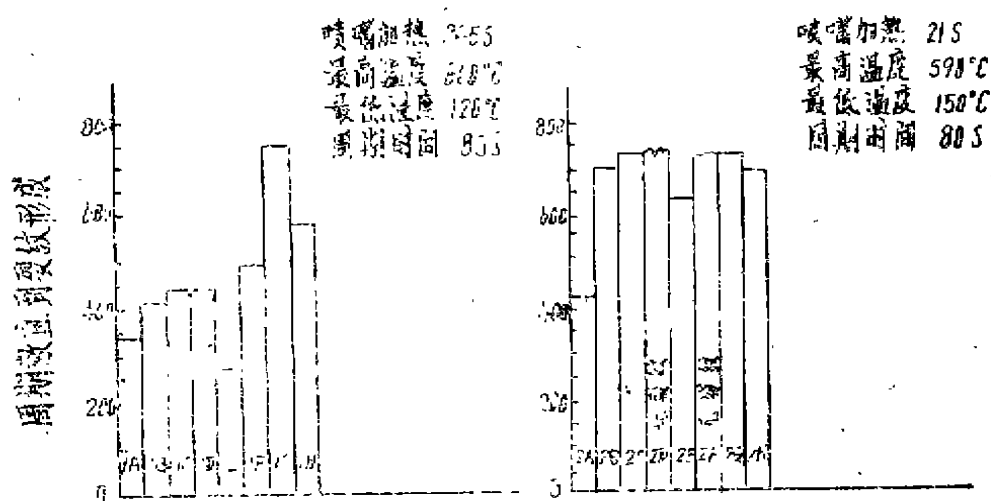
合 金	稳定系Te (℃)	准稳定系Te (℃)	温 度 差 $\Delta T_e(K)$
Fe-C共晶	1154.5	1147.1	7.4
Fe-C-Si0.1%	1155.2	1145.8	9.4
0.5%	1157.0	不 定	不定
Fe-C-P100ppm	1153.9	1147.1	6.8
0.1%	1152.1	1145.0	7.1
Fe-C-Cr300ppm	1153.3	1147.3	6.0
0.5%	1150.2	1148.5	1.7
Fe-C-Mn0.1%	1154.2	1147.3	6.9
0.6%	1150.6	1146.0	4.6
Fe-C-Ti100ppm	1153.5	1146.7	6.8
0.2%	1150.3	1147.0	3.3
Fe-C-Al500ppm	1156.6	1147.6	9.0
0.2%	1159.5	1149.1	10.4
Fe-C-S50ppm	1154.9	1146.9	8.0
100ppm	1152.1	1145.0	7.1
Fe-C-Si-Cr0.1%	1153.9	1145.4	8.5
(Si/Cr=1) 0.5%	1150.9	1143.2	7.7

P. G. Sismanis^[2]等人在研究各种铁合金在钢水中的溶解性能时,还对铌铁在铸铁铁水中熔解进行了试验。他们确认当感应炉熔池温度大约在1700℃时,切断电流,熔池无电磁搅拌,FeNb的熔解速度是非常缓慢的,如FeNb球直径为10mm,熔解需要18分钟,直径为50mm,完全熔解需要80分钟以上。

二、灰铸铁

众所周知,铸铁材料的温度交变稳定性取决于负荷种类。在多数情况下,含碳量高的灰铸铁因其弹性模量低,热传导性能好,理应有良好的温度交变稳定性,却由于其强度低,该优势不能发挥。这种缺点可以通过添加合金得到补偿。J. V. Dawson和A. M. Sage^[3,4]报导了添加钒合金后的结果。在相当于GG20的铁基中添加各种不同的合金元素,比较它们的作用,尽管钒量高达

0.51%,但在6mm厚的板状试样上不产生白口。在3mm板状试样上,加入Ca1%后,就能防止白口。钒元素突出的特点是能充分细化石墨,由此能改善机械加工的表面质量。钒的碳化物对刀具不会造成磨损。笔者在两组含碳分别为3.2%和3.65%、含硅分别为2.5%和2.4%的铸铁中,加入钒最多至0.5%,研究其温度交变稳定性,并与加入Mo 0.5%的铸铁作比较。抗拉强度和弹性模量值如图1所示。奇怪的是钼无任何作用。温度交变试验是在BCIRA—试验条件下制成的杯形试样上进行的。倒立着的杯形试样的底部经过加工,厚为7mm,外部用喷嘴加热,内部用压缩空气冷却,经过一定次数的冷却周期,会产生裂纹。图1给出了在各种不同条件下进行的两组试验结果。在这两组试验中都证明高碳和用钒制成的合金铸铁效果较好。



号	1A	1B	1C	1D	1E	1F	1G	1H	号	2A	2B	2C	2D	2E	2F	2G	2H
C(%)	3.2	3.2	3.2	3.2	3.6	3.6	3.6	3.6	C(%)	3.2	3.6	3.6	3.6	3.6	3.6	3.6	3.6
V(%)	—	0.5	0.5	—	—	0.5	0.5	—	V(%)	—	—	0.5	0.5	0.5	0.3	0.5	0.3
Cu(%)	—	—	1.2	—	—	—	1.2	—	Cu(%)	—	—	—	1.0	0.3	1.0	—	—
Mo(%)	—	—	—	0.5	—	—	—	0.5	Mo(%)	—	—	—	—	—	—	1.0	—
Rm(N/mm ²)	254	352	361	302	156	210	255	169	Rm(N/mm ²)	265	147	273	260	248	197	259	246
弹性模数	127	144	148	139	102	113	118	108	弹性模数	130	102	125	120	117	112	121	124

图1 合金元素对高、中碳量灰铸铁温度交变性能的影响,
测试方法为BCIRA杯形试验,用两种热循环

K. G. Daves^[6]等人的试验目的是为了寻求适用于制造金属型的铸铁材料, 试验结果也为铸铁材料提供了一些共同关心的温度交变稳定性的信息。在浇注金属型铸件时, 带入的热量与金属型材料无关, 仅取决于浇注铁水的热容量和铸件的种类。金属型表面的温度取决于散热, 即取决于所用的金属材质的热传导性能, 它们表面温度为500~600℃。进行计算, 应用文献^[6]所介绍的方法来确定温度交变性能, 试样是一个外径50 mm、内径19 mm、厚14 mm的空心圆环。试样外部用20 mm宽的线圈进行感应加热30秒, 内部用水冷却90秒。监控表面温度和输入能量。经过500~5000次以上的热循环, 试样产生裂纹。使用这种方法进行两个系列的试验。在第一系列试验中, 通过变动输入能量, 把表面温度恒定调控在600℃; 第二系列试验中, 输入能量保持恒定, 其表面温度在500~750℃之间变动。因为根据所研究的铸铁导热性不同, 所研究的非合金和低合金灰铸铁、球铁、蠕墨铸铁的化学成分及其结果都归纳在表2之中。此表说明, 试验条件极大地影响铸铁的特性和优劣顺序。表面温度恒定时, 球铁和合金灰铸铁强度温度变化具有很高的稳定性。输入能量恒定时, 导热性起了作用, 导致表面温度各不相同。非合金和加钼0.5%的灰铸铁的表面温度为500~580℃, 铬-钼合金灰铸铁和蠕墨铸铁为600~640℃, 球铁为730~750℃。温度的作用是决定性的。灰铸铁GG1~4效果最好。其中以GG1为首。球铁、蠕墨铸铁以及GG5灰铸铁因导热性能低早期便已出现热裂, 奥氏体8号球铁却完全没有裂纹。珠光体组织比铁素体和铁素体、珠光体混合组织有较好的抗热裂性能。以GG1、GG3和GGV6和GGG8铸铁制成金属型进行比较试验, 其优劣顺序即按此顺序排列。奥氏体GGG8球铁不会发生热裂, 这表明用它制成的金属型是永久性的。

J. R. Hitchings等人^[7]的研究课题是灰铸铁中的钛与氮、氧和硫的互相作用。钛可用于防止铁水中生成氮气孔, 钛最宜以含钛废钢铁、钛铁和含钛硅铁的形式加入。钛首先同氧和硫结合, 然后同氮发生反应生成碳氮化合物。这些碳氮化合物以典型的析出物形态出现。这种碳氮化合物对铸铁制动轮和制动毂表现出特别良好的性能。氮、钼和钒的互相作用可引起硬度变化。已析出的碳氮化合物几乎不再同氧或硫发生反应, 对石墨形状也没有影响。

碲可明显地促使形成白口, 因此有时以铸型涂料的形式用以促成表层白口或凸缘白口。G. J. Chen^[8]等认为, 用钴的碲化物制成的涂料比单用纯碲的效果好。因为钴的碲化物有较高的熔点, 反应均匀, 难于氧化, 并且很少被铁水带到铸型其他部位去。

文献^[9]指出碲污染的危害。用含Te 0.25~0.32%的废铜加入至1.8% Cu的铸铁中, 铁水中名义含碲量约为0.005%。这些含量不仅在铸件本体, 而且在楔形试块上也能显著地促进白口。楔形试块上形成的白口与使用的造型材料无关, 因此碲白口化的作用并不是如想象的那样, 是与多量氧互相作用的结果, 也即并非非湿型铸造的铸件才优先产生白口。

三、球 铁

V. Dawson和A. M. Sage^[4]报导了关于钒对铁素体铸铁, 重点是铁素体球铁的影响。由钒引起的共晶碳化物, 在含硅2.5%和最高含钒量为0.5%的铸铁中可通过加热而分解, 所以在铁素体基体中, 过量存在着弥散分布的钒碳化物。按图2所示, 在常温下的强度和硬度都有明显的升高, 只有延伸率和冲击韧性略有降低。如同时加入钒和镍还会产生更好的效果。如同所有能提高屈服极限的元素都能提高冲击韧性的临界转变温度一样, 钒也有此作用。还可采用钒的脆变系数VF进行比较。VF定义为转变温度的

表 2 在两种不同条件下各种铸铁的温度交变试验的结果

铸 铁 牌 号	化 学 成 份 (%)		显微组织 I ₍₁₎	在600℃时的试验 循 环 数		在输入恒定能量时所进行的试验		
	C Si Mn	其它成份		总 计	开始出现第 一条裂纹	最 高 温 度 (℃)	总 计	循 环 数 出现第一条裂纹
GG	1.1	3.6 2.5 0.8		P, 10 F	2500	1000	5000	>5000 (3)
	1.2			P, 10 F	4500	2000	4800	>4800
	1.3		+Cu	P, 10 F	2500	1500	2500	>2500
	2	3.5 2.6 0.4		F, 10 P	2500	1000	5000	>5000
	3	3.6 1.9 0.7	0.8Cu	100 P	2500	1500	5000	>5000
	4.1	3.5 2.4 0.8	0.5Mo	P, 30 F	2500	1500	5000	>5000
4.2		+Cu	P, 30 F	2500	2500	4500	>4500	
5.1	3.3 1.6 0.6	1.0Mo, 0.2Cr	NF, C	2500	1000	—	5000	500
5.2		+Cu	NF, C	2500	2500(2)	640	2500	500
6.1	3.6 2.1 0.3	Mg Ti	50P, 50F	2500	1000	630	1500	1500
6.2			50P, 50F			600	3500	1500
6.3		+Cu	P, 30 F	2500	500	—	3000	500
7.1	3.5 2.5 0.3		F, 20 P	2500	2500(2)	750	4500	1000
7.2		+Cu	P, 10 F	2500	1500(2)	750	4500	500
7.3		+Cu	P≤5 F			730	1600	500
8	GGG—NiSiCr3552		A	没有裂纹				

注: (1) P—珠光体, F—铁素体, NF—针状铁素体, C—碳化物, A—奥氏体

(2) 只有小裂纹

(3) 在5200次循环后增加能量输入使最高温度上升至630℃, 在5200次循环后出现裂纹

增量（开尔文度）与0.1%屈服极限的增量。这些系数（表3）表明，钒镍合金铸铁具有良好的特性。其原因是钒显著细化了铁素体。交变弯曲强度与设想的相反，与0.2%屈服点大体上成正比增加。加钒后蠕变强度略有提高，但与添加Mo0.5%相比，相差甚远。

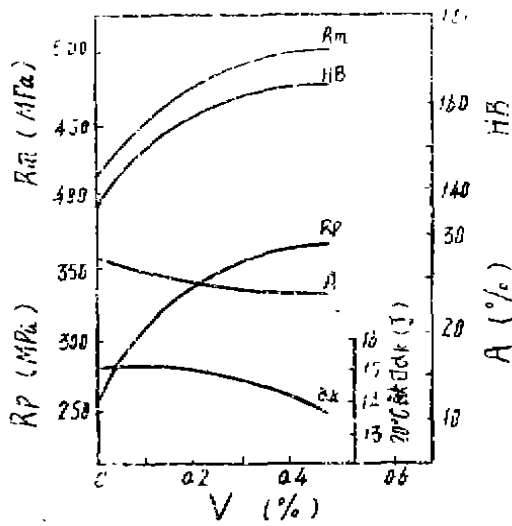


图2 在常温下钒对铁素体球铁性能的影响
R. Boenpi 和 F. Weinleng [11] 在 Mn、Cu、Ni 和 Cr 的合金铸铁中研究了合金元素的显微偏析。众所周知，Mo、Cr 和 Mn 富集在残余铁水中，而 Si、Cu 和 Ni 则富集在石墨球周围以及枝状晶的心部。偏析系数是在砂型铸造的试棒上和在内径为 15 mm 的石英管中铸出的试棒上得出的。后者以 1 K/s 速度进行冷却，至凝固后期再进行水冷。两种方法测得的值完全一致。表 4 为砂型

表 4 砂型浇注试棒的合金元素含量

元素	平均值 (%)	附在球状石墨上 (1) (%)	在残余铁水中 (2) (%)	比例 (2)/(1)
Mn	1.34	0.92	2.62	2.85
Cu	1.36	1.87	0.37	0.20
Cr	0.50	0.28	2.58	9.21*
Mo	0.83	0.23	43.2*	1.88*
Ni	0.83	0.98	0.54	0.55
Si	2.45	2.63	1.25	0.47

*有碳化物析出

试棒测得的数据。

下述两个文献报导了有关高硅蠕墨铸铁的热稳定性。I. Ripasan [14、15] 在前文的基础上，又继续研究了当硅含量在 4~6%、铬含量至 2.5% 时，对蠕墨铸铁性能的影响。加铬比单独加硅可显著提高铸铁的抗氧化能力和耐磨性。此外，铬还可提高抗拉强度，其缺点是硬度也明显升高。相应地降低了加工性能和韧性。G. Horle [16] 等人建议用含有 Si4% 和 Mo0.5% 的合金蠕墨铸铁铸造歧排气管。与长期以来被人们采用的，由 GGG—SiMo51 球铁制作的排气管相比，蠕墨铸铁具有弹性模量小，因而形变倾向小的优点，对热强度的要求便不必很高，钼含量就可以少，以致使铸件在铸态下，就可以形成铁素体基体。蠕墨铸铁比相应的球铁切削性能也要好些。

表 3 借助脆变系数 VF 表示的合金元素对铁素体铸铁缺口冲击韧性临界转变温度的影响

添加的合金	脆变系数 VF
V0.48%+Ni 0.54%	0.26
V0.48%+Ni 1.03%	0.21
V0.48%+Ni 1.99%	0.32
V0.48%+Cu 1.07%	0.34
Si0.53%+Ni 1.0%	0.67
Mo0.42%+Ni 1.0%	0.73

四、等温处理的球墨铸铁

本年度又有许多贝氏体球铁的论文发表,但其中不少文献是原作者在一定程度上所作的整理和加工。

值得一提的是由 I. Riposan 等人出版书名力贝氏体铸铁的图书,该书汇总了有关贝氏体球铁的320篇论文,加上作者本人的试验结果,是该领域中集资料之大成。本书除涉及铸态或热处理态贝氏体球铁之外,还涉及到贝氏体基体的灰铸铁、蠕铁、珊瑚石墨铸铁及可锻铸铁。该书是用罗马尼亚文写的。

D. J. Moore^[18]等人在25 mm厚的球铁板上研究非合金及含镍或钼的贝氏体球铁,确定其组织与在拉伸试验中所测得的各项性能之间的关系。等温转变分别在371℃和316℃进行,以取得上贝氏体和下贝氏体。为了叙述奥氏体的组织及其在等温转变中的发展过程,他们应用稳定的奥氏体及其含量以及非转变奥氏体及其含量来表达,后者的提法比非稳定化奥氏体更确切。贝氏体转变主要分三个阶段进行。在第一阶段仅有少量的奥氏体,由于其含碳量的增加而稳定,大部分奥氏体在随后冷却到室温时转变成马氏体,从而降低塑性。在第二阶段不转变成铁素体的全部奥氏体,由于含碳量增加而稳定,这时塑性最大。在第三阶段由于碳化物的析出,塑性再度下降。因此,旨在取得最大塑性的热处理,在其第二阶段的处理过程中,必须尽量使不稳定的奥氏体含量减少。图3给出了某些铸铁的试验数据。另一方面,如图4所示,由于稳定奥氏体含量的增加,屈服强度降低,把第一阶段终了至第三阶段开始之间的时间间隔称作“操作口”,在该期间内可容进行技术上的优化。合金元素可使各个阶段的界限有所变迁。加入锰主要是延长第一阶段的转变时间。因此,在存在偏析时,如图5所示,可出现与第二阶段重叠的情况。由于提高奥氏体化的温度而增加了的奥氏体的含碳量,又会增强这种重叠效果。因此,在

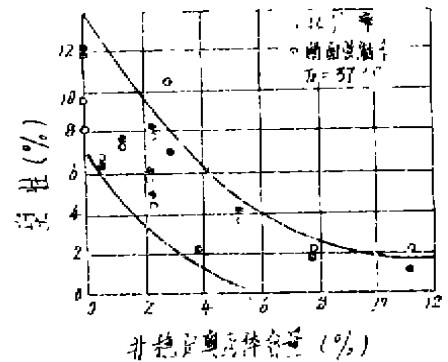


图3 在927和871℃奥氏体化时和在371℃等温转变时,在含Mn0.13~0.44%的非合金化贝氏体球铁的非稳定奥氏体含量与延伸率、断面收缩率的关系

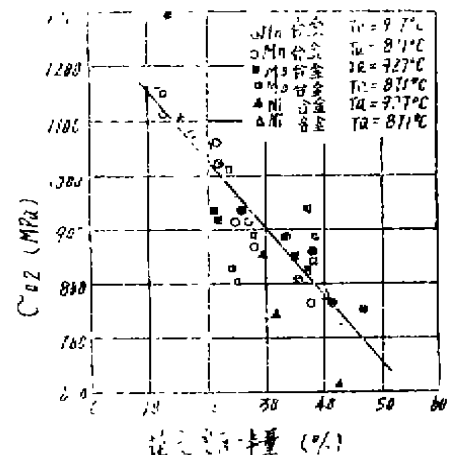


图4 在371和316℃等温转变以后的稳定奥氏体量与屈服强度的关系

第二阶段开始前,第一阶段已全部终了的操作口将明显变窄。当然在下贝氏体转变时,这种观点仅在限定的范围内适用,因为在第二阶段这种转变进行得异常缓慢。为了得到尽可能高的塑性,只要长时间保温,使在第一阶段终了时,非稳定奥氏体含量达到1%以下。气孔和夹杂等铸造缺陷以及碳化物析出物,如钼铸铁中的钼碳化物等,会降低韧性值。

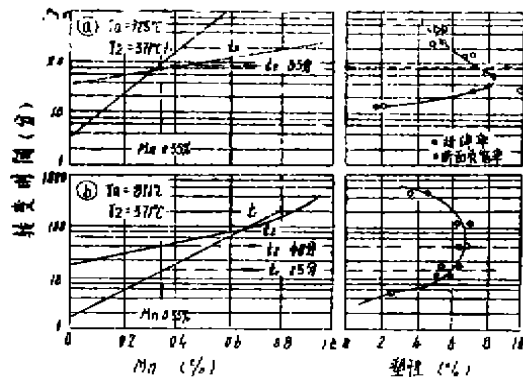


图5 含锰量及奥氏体化温度与操作口的关系, 以及含Mn0.36%的球铁在371℃的等温转变时的转变时间与延伸率和断面收缩率之间的关系
t₁、t₂分别表示第一、第二阶段等温转变終了

H. Santos和F. Viana^[10]研究了热处理对含Cu0.7%、Ni0.4%、Mo0.2%和Mn0.2~0.3%贝氏体球铁性能的影响。他们认为, 这个品种的球铁在淬透性和机械性能方面, 可以代替价高的Ni1.5%和Mo0.3%铸铁。以最佳的上、下贝氏体热处理制度进行热处理, 即在860℃奥氏体化, 然后分别在380、340和300℃等温转变, 由此所得的常规强度性能完全满足W52文件中所规定的GGG80B、90B和120B球铁性能以及美国球铁协会建议的1、2、3类铸铁性能。此外, 又测定了其弯曲疲劳强度, 应力曲线如图6所示。这些数值都在已知报导范围内, 但它的缺口敏感性都明显地低。

贝氏体厚壁球铁件需要大量的合金元素, 但合金元素易形成偏析, 造成麻烦, T. Shiokawa曾试图用分级冷却来解决这个问题。将Mo0.3%和Ni或Cu<1%的铸铁制成的壁厚70~200mm、重30~300kg的铸铁件, 首先急冷到80~300℃, 然后升温至375℃进行等温转变。急冷至250℃可以获得最佳结果, 但急冷至80℃、即M_s点以下温

度, 也能获得相当高的延伸率。这种方法在刀具热处理中得到广泛的应用。M. Gagne对含Cu1%和Mo0.3%并在360℃的温度下进行上贝氏体处理的厚壁铸铁件, 研究锰、硅对其性能的影响。最高硅量至3.2%对性能具有良好的影响, 但不能改善淬透性也不能减轻因壁厚的增加给性能带来的不良影响。锰虽然能提高淬透性, 但在厚大断面内由于偏析, 形成脆化带, 使厚断面性能降低。

P. K. Buhr和G. Morin^[22]报导了某些伴生元素和微量元素对贝氏体球铁性能的影响。他们确认Cr0.06%、V0.06%、Ti0.05%和Sb0.03%的微量元素对25mm厚的基尔试块经上贝氏体处理后的性能没有明显影响。

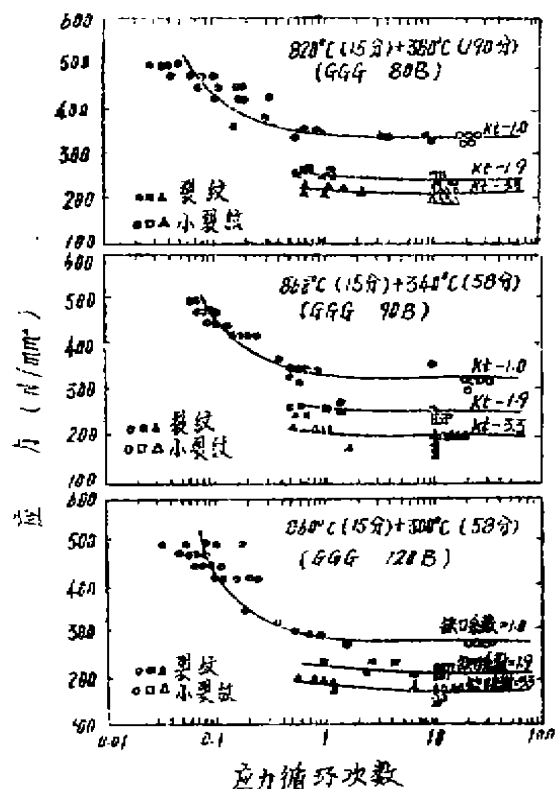


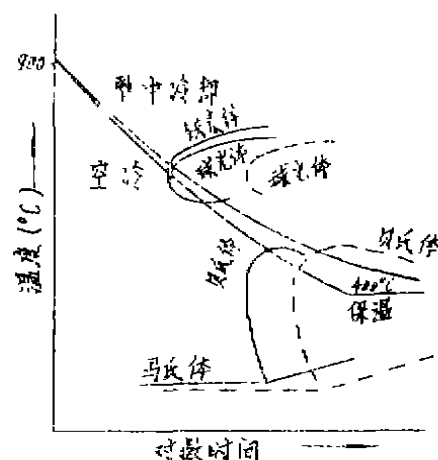
图6 与德国VDGW52规定的GGG80B、90B和120B相应的三种Cu—Ni—Mo合金贝氏体球铁在各种不同缺口系数时测得的应力曲线图

在生产贝氏体球铁时,热处理需要消耗大量费用,因此应充分利用铸件余热,即铸件采取热打箱,利用本身的热量进行等温处理。C.F.Wilfordung^[23]等人报导了有关这方面的研究。他们的试验是在25mm厚的基尔试块和在12mm厚的Y型试块上进行的。铸件落砂后放在箱式电炉中,在900℃保温30分,因为如文献^[24]所报导的那样,如果落砂后马上冷却,会恶化淬透性,得不到良好的性能。370℃的等温淬火是在盐浴炉或者流态床中进行的。由此得到的性能不比用一般热处理所达到的性能差,且处于贝氏体球铁性能的正常范围内。根据能量平衡计算,用此方法,每吨优质铸件可节约能量约200kM·h。在其后一系列的试验中,铸件在900℃落砂后马上空冷,并在冷至400℃时将其包裹在蛭石类的绝热材料中,使其缓慢冷却通过贝氏体转变区。图7给出了在砂型中冷却和高温落砂、空冷和用蛭石包裹缓慢冷却得曲线。试样在蛭石中缓慢冷却通过贝氏体相变温度区(图8)。当含Mn0.25%时,为了避免形成珠光体,须提高合金含量,Ni1.6% Cu0.9%和Mo0.65%。图7所载的机械性能值是不低的。贝氏体铸铁的这种制造方法,不需热处理设备的投资,对生产厂有一定吸引力。铸造厂在接受高强度铸件或耐磨铸件的临时订货时,采取这种方法能明显降低成本。

非合金或低合金球铁铸件实施等温淬火时,由于淬透性很低,很容易形成多量的珠光体,而不是所希望的贝氏体。M.Wickins^[25]有意识地制成这种铸铁组织,并对机械性能做了调查,他确认即使上贝氏体转变失败,仍可获得约4%的延伸率和1000MPa以上的抗拉强度。如果是下贝氏体,则延伸率不变,抗拉强度在多数情况下稍有下降。但若贝氏体化完全时,仍可得到较好的机械能。

贝氏体球铁可因高温装炉和有目的的回火处理而改变其组织。T.Podralski^[26]等人以贝氏体钢和贝氏体球铁为对象,进行

现代铸铁 一九九一年 第四期



Rm(MPa)	A(%)	Rm(MPa)	A(%)
775	5.7	794	5.0
922	5.7	855	3.6

合金	
Ni 1.02%	1.60%
Cu 0.65%	0.90%
Mo	0.65%

图7 两种不同球铁的基尔试块经砂型冷却及落砂后包裹在蛭石中所得的ZTU图及机械性能

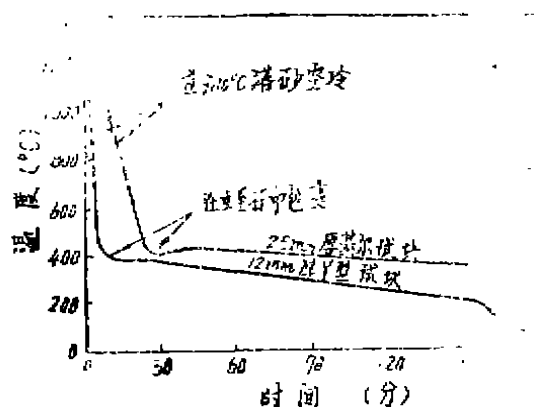


图8 25mm厚基尔试块和12mm厚的Y试块包裹在蛭石中形成的冷却曲线

200~500℃和0.3~4小时的回火试验。结果表明,不管是铸铁还是铸钢,都随着回火时间延长和回火温度升高,奥氏体的含量均减

少到零,与此同时延伸率明显下降,强度也略有下降。铝、镍和铜等合金元素能提高奥氏体的稳定性,在转变过程中不可完全避免不产生铁素体—碳化物混合物。

J. Fargues^[27]等人将贝氏体合金可锻铸铁,在200℃下回火长达1000小时,获得与贝氏体球铁类似的结果。回火可降低上贝氏体中的奥氏体含量,因而使延伸率和缺口冲击韧性下降。表5综合了这些试验结果。但是,下贝氏体本来奥氏体含量就较少而且

脆,因而对回火没有明显的敏感性。

J. M. Schissler^[28]等人用含Mn0.08%和1.0%的球铁在380℃的上贝氏体区进行等温转变,并以这种球铁为对象在400℃以下进行回火试验。他们发现,锰合金球铁在回火后的冷却时,在偏析区内除了会出现铁素体—碳化物混合物外,还可生成马氏体。这就是所谓的二次马氏体,铸铁中含Mn0.08%时,不会出现这种二次马氏体。

表5 两种合金贝氏体可锻铸铁回火试验的结果,在900℃的流态床中进行1小时的奥氏体化和在365℃的盐浴池中进行2.5小时的等温淬火。

序号	转变温度 (℃)	回火时间 (h)	奥氏体含量 (%)	抗拉强度 R_m (MPa)	延伸率 A (%)	缺口冲击值 α_k (J)	硬度 HB	等温转变后有否 重大变化 R_m A α_k HB
A	300	0	10	1245	<1	4.3	394	
		200	8			3.7	397	- - + +
		1000	6	1263	<1	3.2	404	
B	300	0	13	1349	1.7	4.6	406	
		1000	7	1331	<1	3.0	410	- + + -
	365	0	44	883	4.8	9.9	282	
		200	38			7	303	
		500	23			4.6	331	+ + +
		1000	10	1120	1.3	3.1	354	

*) 十有
一无

	C(%)	Si(%)	Mn(%)	S(%)	P(%)	Mo(%)	Cu(%)
A	2.50	1.55	0.25	0.05	0.02	0.30	1.50
B	2.50	1.50	0.24	0.04	0.02	0.60	1.60

I. Graf^[29]提供金相证据,证实Cu 0.92%、Ni0.36%和Mo0.38%的低合金贝氏体球铁可以变形加工而形成马氏体。这种铸铁在830℃下加热30分钟然后在375℃的盐浴中保温25分等温淬火,所获得的奥氏体为30~40%。应力变形马氏体可用硝酸乙醇—亚硫酸氢钾腐蚀,紧接着更以活性的氧化铁

涂层而清楚地显现出来。奥氏体部分很明亮,针状铁素体则以橙黄色占优势,新生成的针状马氏体呈棕色,形成鲜明的对照。从材料的塑性变形区直到断裂处都能形成应力变形马氏体。拉伸试验时,试样的拉断应力为650MPa,断裂时马氏体的含量为2.5~3.0%,这意味着,最初所含的35%的奥氏体中有8%

发生了转变。在压缩试验中,形成25%的变形诱致的马氏体,在切削加工时,也出现变形诱致的马氏体,但不能将全部的加工硬化都归结为马氏体形成之故。例如用400转/分的速度车削时,在离表面100 μ m的深度上可以看到硬度升高,但仅在30~40 μ m的表面层内才有马氏体生成。其他加工条件下也可以得到类似的结果,这时马氏体层的厚度一般为10~25 μ m,约为全部硬化层的1/3。钻孔时生成马氏体层厚度为10~20 μ m,只是硬化层的1/4。

在耐磨材料国际学会上,就贝氏体耐磨性能发表了一系列的论文。Liuping^[30]等人用钢销圆盘法研究了上贝氏体非合金球墨铸铁的滑动磨损情况并与相应的贝氏体钢进行了比较,钢比铸铁耐磨,因为球铁的表面较软。在10.5N的载荷条件下,经短时间的奥氏体转变,至第一阶段終了,铸铁的耐磨性最高,载荷上升到19.5N时,则经较长时间的贝氏体转变至第三阶段的耐磨性较高,其原因与奥氏体生成变形诱致的马氏体的稳定性不同有关。

E.P.Fordyce^[31]等人也在250、300和350℃温度下,滑动速度为0.5~2.0米/秒的钢销圆盘法,研究含铜贝氏体球铁的磨损情况。此外,为了进行比较,还用经过油淬的铸铁和两种耐磨调质钢进行了耐磨试验。磨损引起的材料损失随着滑动速度的升高而减少。马氏体铸铁的耐磨性能最好,比硬度为H_v810的含C1%的调质钢还高。随着硬度的降低,即贝氏体铸铁从下贝氏体向上贝氏体转变时,耐磨性也下降。当滑动速度高达2 m/s时,所有种类的铸铁耐磨性都很好。上述种种不同现象,是由于在试样表面上形成了各种不同的氧化层、马氏体层以及白口层所致。

G-Z Lu和H.Zang^[32]以激光淬火后的贝氏体球铁为对象,在阿姆斯特伦双圆盘机上研究了磨损情况,铜-钼合金铸铁在上贝

氏体中含有约30%的奥氏体。通过激光淬火可形成约45%的奥氏体,它在石墨球周围,表现为牛眼状碳化物。这种奥氏体的形成就象球铁焊接受热区所发生的变化一样,经短时间的局部加热,球状石墨周围的基体熔化,并充足地增碳至共晶成份。当承受载荷磨损时,两种状态下的奥氏体含量,会随载荷的增加而减少。只是激光淬火时奥氏体的减少,比单一的贝氏体更为明显。但这两种状态下的最低奥氏体量均为10%。通过激光淬火,不仅能改善贝氏体的耐磨性,而且也能提高珠光体铸铁的耐磨性,但激光淬火的贝氏体性能尤佳。

S.Shibutau^[33]等人研究了含Cr1.2%或V1.48%的贝氏体球铁对金属间的滑动磨损和磨料磨损的抵抗力,与非合金与低合金球铁及两种耐磨钢作了比较。下贝氏体是在240℃进行等温淬火的,整体硬度为R_c50~33,其中铬碳化物和钒碳化物的硬度最高。所有情况下基体的显微硬度约为H_v660。奥氏体含量最高的是铬铸铁,为26.6%。其他铸铁则根据合金元素含量的不同,含奥氏体为15~23.4%。含铬铸铁的冲击韧性只有不含碳化物铸铁的一半,含钒铸铁的冲击韧性与含铬铸铁大体相当。含铬铸铁耐磨性最好,钒铸铁次之。

S.Ostling^[34]报导了贝氏体球铁的新用途,即用GGG90B合金贝氏体球铁制造铁道车辆转向架上的对轮轴承箱,其优点是在不损害性能和可靠性的前提下,能明显地减轻重量和降低成本。

由J.Fargues等人^[35]叙述了用贝氏体合金可锻铸铁制成的电缆拉紧器,铸铁含C2.5%、Si1.5%和Mn0.28%,再加Cu1.52%和Mo0.57%。在含Mo0.3%时不能获得充分的淬透性。热处理制度如下:在960℃时保温20小时,在760℃时保温11小时,在660℃时保温11小时,接着在900℃时进行奥氏体化,并在365℃的盐浴池中经过

2.5小时的等温转变。所得到的基体组织为上贝氏体,其抗拉强度约为1000MPa,0.2%屈服极限为700~810MPa,延伸率为4.6~7%,在-30℃缺口冲击功为5~7J。

五、高合金铸铁

A. Reynaud等人探讨了含Ni35%的奥氏体球铁组织,尤其是石墨形状和性能(SN35按法国标准协会标准A32-301(符合相应的德国标准1692GGG-Ni35))。这种铸铁存在的问题是,析出的不是球状石墨,而主要是团状石墨。使用 $\phi 5\sim 56\text{mm}$ 各种直径的试棒,以确定不出现退化石墨的界限。图9表示了这个结果。此外由孕育剂和球化剂所带入的微量的钨、钼或稀土金属,能在铸铁中生成系数大于1cm的团状石墨。另一方面由于有少量的干扰元素,主要是铅能促使生成片状石墨。这种铸铁的白口化倾向很小,孕育处理与普通球铁相同。他们还进一步研究了这种球铁的补缩性能、机械性能和耐磨性等。

奥氏体铸铁含镍量高是造成成本提高的重要因素。因此G. Cox研究了用低于标准规定的镍含量制造奥氏体基体球铁的可能性。含Mn3~5%、Ni3~10%、Cu0~2%的低镍球铁时,在980℃油淬就可得到全部奥氏组织。当合金元素含量在各个范围的上

限时,空冷也会生成奥氏体,但这时它的机械性能低于油淬铸铁。这种含镍量少的奥氏体铸铁具有很高的韧性,抗拉强度为580MPa,0.1%屈服极限为310MPa,缺口冲击吸收功47J。它们的强度大于GGG-NiCr202或GGG-NiMn234铸铁的标准强度。性能最好的是贫锰富镍合金铸铁。因为锰能促使生成特殊的碳化物。贫镍铸铁的耐腐蚀性能比非合金球铁高,但比达到标准规定的奥氏体铸铁低。由于奥氏体稳定元素的含量较少,所以很容易出现加工硬化现象。尽管如此,其耐腐蚀性并不高,可作为在韧性方面有特殊要求的铸件来使用。

含Si1.5%的铸铁在酸性物质中的抗腐蚀性能十分突出。但是高硅铁很脆和易于吸收气体,因此需要更多的经验和知识才能产生出无裂纹和无气孔的铸件。合金铸铁制造的两个令人瞩目的大型铸件,在1988年Achema展览会上展出过。它们是英国北海排酸泵上的两个零件:叶片及外壳。这个硅合金铸铁件制造的大型水泵外壳,其管径为600mm。为了避免高硅合金铸铁出现裂纹,可用复合方式铸造生产。在大型离心铸铁管上,内层用高硅合金铸铁,外层用奥氏体球铁制造,在此场合高硅铸铁更能显示出它的优点。同样这种铸铁可以在净化稀硫酸和蒸气装置上使用。

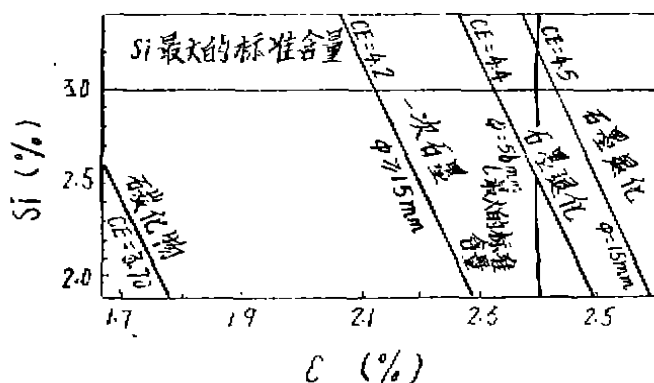


图9 在含镍35%的奥氏体球铁中,硅含量、碳当量和壁厚与不出现球状石墨范围之间的关系。

(参考文献35种,略)

原载Giesserei 1990(2): 244~251

张德勋 译

潘振华 校