

U270.4
001

铁路科技图书出版基金资助出版

铁道机车车辆铸钢件 断裂分析图谱

林华寿 赵宜 编著

中国铁道出版社

2000年·北京

序

1994年4月,我有幸被聘担任林华寿研究员主持的“铸钢件断裂分析图谱”课题鉴定委员会主任委员,得到学习的机会。与会专家、学者一致建议将此成果整理成图谱出版,为我国铸造业的科技进步做贡献。不久就欣闻中国铁道出版社已将其列入出版计划。

现在问世的这本图谱是在戚墅堰机车车辆工艺研究所20多年从事铸钢件缺陷及断裂分析,积累了丰富资料的基础上,对用宏观检验、金相显微镜、扫描电镜及X射线能谱仪等现代化检测手段获得的近千幅图片、资料进行反复分析研究,认真筛选,并将其分类整理,使之系统化后编著而成的。图谱中展示的400多幅图片和失效分析实例均取自于铸钢生产第一线,具有典型性,并且对缺陷的特征、产生原因、防止措施及其对断裂的影响都作了简要说明与分析。这对判断铸钢件的缺陷类型及断裂特征,从而改进工艺,提高铸钢件质量,具有重要的指导作用。这本图谱也从一个侧面反映戚墅堰机车车辆工艺研究所在铸钢方面的研究工作是很深入的,对科技档案资料的管理水平是很高的。

当然这本图谱也是林华寿研究员及其同事心血的结晶,是厚积薄发的范例。令人痛惜的是林华寿研究员未见到这本图谱问世就与世长辞了。这本图谱成了他对铁路科技事业和铸造事业的最后贡献。林华寿研究员1952年毕业于唐山交大冶金系,长期从事金属材料 and 工艺研究。特别是在铸钢和铸铁研究上,他勇于创新,解决了许多重大问题,取得了突出的成绩,在铁路系统内外均有很高知名度。我就是于60年代初,阅读他在科技刊物上发表的文章而熟知先生名字的,后来多次到戚所学习,搜集资料,有机会当面请教先生。他学识之渊博,治学之严谨,待人之坦诚,使我和同行们都很敬佩。与戚所研究人员、领导谈起林华寿研究员,对他的高尚人品、学识都有口皆碑,十分推崇,他堪称知识分子的楷模,令我们永远怀念。

中国铁道学会常务理事、材料工艺委员会主任
北方交通大学校长

王金华

1998年5月

前 言

随着铁路运输的不断发展,对机车车辆的需求量日益增大,其结构与使用条件也越趋复杂。摇枕、侧架、构架、车钩及钩尾框等铸钢件均为机车车辆中的关键部件,在使用中承受多种应力的综合作用,工况恶劣复杂。由于设计、材料及制造工艺等方面的原因,它们在运行中,因载荷环境及铸钢中存在的各种缺陷,常常不可避免地出现偶发断裂事故,给铁路运输造成不同程度的损失。

大量的失效分析证实,机车车辆铸钢件的断裂失效与其在生产过程中的冶炼、浇注、造型、清砂、清理及热处理等工序中产生的各种缺陷密切相关。开展铸钢件的缺陷及断裂失效分析,研究其缺陷和失效产生的原因,以求避免同类事故的重演,对保证机车车辆运行中的安全性和可靠性,具有十分重要的意义。

《铁道机车车辆铸钢件断裂分析图谱》是一本较系统地分析我国铁道机车车辆用铸钢件因铸造缺陷引起断裂失效的金相图谱,是在大量的失效分析基础上,经过多年的收集、整理而完成的。本图谱内容比较丰富,图例典型,分析切合实际。为机车车辆系统从事铸钢件产品设计、生产和金相分析等工作人员,正确地进行铸钢件质量分析,改进热加工工艺,提供了一本很有实用价值的技术资料。

本图谱承蒙北方交通大学校长王金华教授撰写序言。在图谱编著过程中,得到了宋又杰、何大炎、李贵琦、郭维汉、杨届平、刘章大、蒋克、赵建明等同志的具体指导和帮助。徐罗平同志为本图谱中的断裂失效分析进行了大量的扫描电镜分析工作;方斌、贺光耀、杨琦、杨伟刚、卢南雁、侍继香、顾刚、徐莉、刘学军、卢俊平等同志提供了宝贵的图片或资料;还得到机车车辆工业系统内 20 多家机车车辆厂的大力支持和帮助。铁道部戚墅堰机车车辆工艺研究所张昌骐教授和上海机械制造工艺研究所唐镇南高级工程师对书稿进行了审阅并提出了许多宝贵意见,在此一并表示感谢。

本图谱是试图用金相分析的方法对铁道机车车辆铸钢件生产中各种缺陷的产生原因及其对断裂的影响进行简要的概括和分析的一次尝试。由于编者的水平有限,难免存在许多不足之处,恳请提出批评意见。

编 者

1998 年 5 月

目 录

第一章 铁道机车车辆铸钢材料	1
第一节 分 类	1
1 铸造碳钢	1
(1)化学成分	1
(2)力学性能	1
2 低合金铸钢	2
(1)化学成分	2
(2)力学性能	2
第二节 ZG230-450 铸钢	3
1 基本元素对力学性能的影响	3
(1)碳	3
(2)硅和锰	3
(3)硫	4
2 热处理及其金相组织和力学性能	5
(1)热处理工艺概况	5
(2)金相组织和力学性能	6
第三节 低合金铸钢	7
1 合金元素在低合金铸钢中的作用	8
(1)常用合金元素的作用	8
(2)微量合金元素的作用	9
2 机车车辆用低合金铸钢的主要钢种	10
(1)发展概况	10
(2)机车车辆用低合金铸钢的主要钢种	10
3 低合金铸钢件的热处理	12
第二章 铸钢件生产工艺及质量检测	13
第一节 铸钢件生产工艺概况	13
1 炼钢工艺	13
(1)电炉及炉料	13
(2)供 电	14
(3)熔化期作业	14
(4)氧化期作业	15
(5)还原期作业	15
(6)出钢加铝	16
2 铸造工艺	16

(1)型砂及耗砂量	16
(2)造 型	16
(3)浇注系统及浇冒口	17
(4)浇 注	17
3 铸件清理	17
(1)落砂清理	17
(2)切除浇冒口	17
(3)精整和焊补	18
4 热 处 理	18
(1)热处理炉	18
(2)热处理工艺	18
第二节 铸钢件质量检测	19
1 无损检测	19
2 化学成分分析	19
3 力学性能试验	20
(1)常规力学性能试验	20
(2)无塑性转变温度 NDTT 测定	20
(3)断裂性能测定	20
(4)疲劳性能测定	20
(5)耐磨性测定	20
(6)实物整体试验	20
4 低倍组织检验	21
(1)酸蚀试验	21
(2)硫 印	21
5 金相检验	21
6 断口分析	21
7 铸钢件缺陷主要类型	21
第三章 铸钢中非金属夹杂物	25
第一节 冶炼时产生的夹杂物	25
1 锰铁、硅铁脱氧产生的夹杂物	25
2 复合脱氧剂脱氧产生的夹杂物	28
3 加铝沉淀脱氧产生的夹杂物	30
第二节 凝固析出的夹杂物	35
第三节 外来夹杂物	39
1 合金炉料烧损形成的夹杂物	39
2 二次氧化夹杂物	40
3 耐火材料类夹杂物	44
第四节 非金属夹杂物对铸钢件质量的影响	44
1 对铸钢件金相组织及力学性能的影响	44
2 引起铸件的热裂	45

3 引起箱形截面铸件的水爆裂纹·····	45
4 热裂或焊补热影响区易产生割裂、焊裂的脆断·····	45
第四章 结晶组织、铸态组织及热裂·····	52
第一节 结晶组织·····	52
第二节 水爆清砂后的铸态组织·····	55
1 小于 A_{r1} 水爆清砂或砂模内冷却铸件的铸态组织·····	56
(1)铸件表层组织·····	56
(2)铸件心部组织·····	56
2 $A_{r3} \sim A_{r1}$ 区间高温水爆清砂铸件的铸态组织·····	61
3 大于 A_{r3} 高温水爆清砂铸件的铸态组织·····	64
4 具有铸态组织铸件的断裂实例·····	67
(1)魏氏组织的13号车钩钩舌·····	67
(2)经高温水爆清砂的13号车钩钩舌·····	69
(3)铸态组织的15号尾框·····	70
第三节 铸钢件的热裂·····	71
1 外热裂·····	71
2 内热裂·····	78
3 缩沉热裂·····	81
第五章 铸钢件孔洞类缺陷·····	84
第一节 缩 孔·····	84
第二节 缩 松·····	89
第三节 漏 箱·····	93
第四节 气 孔·····	93
1 皮下气孔·····	94
2 微形开口气孔·····	96
3 内部气孔·····	99
4 局部气孔·····	103
5 夹砂气孔·····	106
第六章 芯撑对铸钢件断裂的影响·····	108
第一节 芯撑熔合不良对铸钢件断裂的影响·····	108
第二节 劣质钢丝组合芯撑所引起的水爆清砂裂纹·····	111
第三节 芯撑表面镀层对断裂的影响·····	113
1 镀锡芯撑·····	113
2 镀铜芯撑·····	119
第七章 水爆清砂裂纹及其遗传影响·····	120
第一节 正常水爆清砂裂纹·····	120
1 正常水爆清砂裂纹特征·····	120
(1)水爆清砂裂纹宏观特征·····	120
(2)水爆清砂裂纹面的微观形貌·····	122
(3)水爆清砂裂纹金相特征·····	123

2 铸造缺陷导致的正常水爆清砂裂纹	127
第二节 高温水爆清砂裂纹	131
1 沿晶岩石状断裂	131
(1)沿晶岩石状断裂特征	131
(2)影响高温水爆清砂沿晶岩石状断裂的因素	134
2 朽木状断裂	138
第三节 水爆清砂的遗传影响	141
1 水爆清砂残余应力引起的断裂	141
2 水爆清砂裂纹旁边及末端的铁素体内孪晶	141
3 水爆淬火硬化后的脆性断裂	143
4 滞后氢脆断裂	144
第八章 清理工艺对铸钢件断裂的影响	146
第一节 氧乙炔气割	146
第二节 电弧气刨	149
第三节 风动冷铲	151
第四节 电焊焊补	154
1 电焊焊补区组织	154
2 焊补区的裂纹及马氏体	156
3 焊补缺陷引起的断裂实例	158
第九章 ZG230-450 铸钢的热处理组织	161
第一节 正常热处理组织	161
1 退火热处理组织	161
2 堆垛正火热处理组织	165
3 吹风正火热处理组织	167
第二节 偏低温度热处理的组织	171
1 略低于 A_{c1} 温度热处理的软化组织	171
2 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 之间亚温热处理的残余铸态组织	173
(1) $A_{c1} \sim A_{c3}$ 之间亚温退火热处理的残余铸态组织	173
(2) $A_{c1} \sim A_{c3}$ 之间亚温正火热处理的残余铸态组织	181
3 高于并接近 A_{c3} 温度热处理的铸态遗传组织	187
第三节 铸件表面脱碳层组织	191
1 正火热处理的脱碳层组织	191
2 退火热处理的脱碳层组织	193
第四节 双层组织	195
第五节 回火组织	197
第六节 过热及过烧组织	200
第十章 低合金铸钢的金相组织	202
第一节 铸态组织	202
第二节 残余铸态组织	207
第三节 铸态遗传组织	210

第四节	退火组织·····	212
第五节	正火或正回火组织·····	214
第六节	淬回火组织·····	223
第十一章	异常化学成分对铸钢件断裂的影响·····	225
第一节	含碳量偏低及低温脆断·····	225
第二节	锰硫比偏低及岩石状脆断·····	227
第三节	高磷脆断·····	229
第四节	高锡脆断·····	231
第五节	高铜脆断·····	236
第六节	高铝脆断·····	238
第十二章	机车车辆铸钢件断裂失效分析实例·····	243
第一节	摇枕及侧架断裂失效分析·····	243
1	转8型摇枕断裂失效分析·····	243
2	转3型摇枕断裂失效分析·····	246
3	侧架断裂失效分析·····	251
第二节	车钩断裂失效分析·····	254
1	13号车钩钩体断裂失效分析·····	254
2	13号车钩钩舌尾部断裂失效分析·····	257
3	13号车钩钩舌内腕断裂失效分析·····	259
第三节	尾框断裂失效分析·····	263
1	13号尾框断裂失效分析·····	263
2	15号尾框断裂失效分析·····	266
第四节	其他铸钢件断裂失效分析·····	268
参考资料	·····	271

第一章 铁道机车车辆铸钢材料

铸钢材料适用范围非常广泛,而铸钢件则是铸造成形工艺和铸钢材料的结合,它既获得用其他工艺难以得到的复杂形状、又能保持钢具有的各种性能。铁道机车车辆中的许多工况条件恶劣、形状复杂并承受多种作用力的关键部件,如车钩、尾框及走行部位和承载部位的摇枕、侧架、构架、轮心、发电机座、柴油机机体等都用铸钢制造。

铁道机车车辆用铸钢件年产量约 17 万 t,占全国铸钢产量的五分之一。在过去相当长的时间内,机车车辆用铸钢件主要采用 ZG25 碳素铸钢制造,一般工程用铸造碳钢的新国标 GB 5676—85 实施后,该牌号铸钢改为 ZG230-450 铸钢。目前,ZG230-450 铸钢件仍占全路铸钢件产量的 60% 以上。随着列车牵引重量的增大和运行速度的提高,ZG230-450 铸钢的性能已不能适应机车车辆运行的要求,为了进一步提高铸钢件的综合力学性能,必须采用低合金铸钢。从 1979 年开始,经有关科研单位和工厂的共同努力,先后研制了多种低合金铸钢,基本形成了机车车辆用低合金铸钢系列。

第一节 分 类

铁道机车车辆用铸钢的种类较多,按照其化学成分进行分类,可分为铸造碳钢和低合金铸钢等两大类。

1 铸造碳钢

我国于 1985 年参照 ISO 标准制订了一般工程用铸造碳钢的标准 GB 5676—85,在此基础上于 1989 年又制订一般工程用铸造碳钢件标准 GB 11352—89。上述标准将铸造碳钢按强度分类成相应的牌号,对化学成分只规定了上限,在保证强度要求的条件下,由生产厂根据具体情况确定。这种按强度分类的方法有利于安排生产。随着我国铁路运输的不断发展,对机车车辆的质量提出更高要求。为了严格控制机车车辆用铸钢件的质量,贯彻实施铸钢件新国标,铁道部根据铁道机车车辆用铸钢件生产和使用特点,于 1991 年制订严于国标的 TB/T 1464—91《铁道机车车辆用碳钢铸件通用技术条件》,其要点如下:

(1) 化学成分

TB/T 1464—91 标准中铁道机车车辆用铸造碳钢的化学成分见表 1-1。与国标 GB 11352—89、GB 5676—85 相比,化学成分的限制更严,C、Si、Mn 等元素含量均规定了上下限,并以 C、Si、Mn、P、S、Cu 元素含量为验收依据。同时也明确规定了碳含量上限每降低 0.01%,允许增加锰 0.04%,但锰的最高含量不超过 1.20%。

(2) 力学性能

机车车辆用铸造碳钢的力学性能见表 1-2,与国标 GB 11352—89、GB 5676—85 不同之处是规定必须检测室温下的 A_{KV} 值。

表 1-1 机车车辆用铸造碳钢的化学成分(%)

牌 号	C	Si	Mn*	P,S ≤	残 余 元 素 ≤					
					Ni	Cr	Mo	Cu	V	总量
ZG200-400	0.12~0.20	0.20	0.30~0.80	0.04	0.30	0.35	0.20	0.30	0.05	1.0
ZG230-450	0.20~0.30	~0.50	0.50~0.90							
ZG270-500	0.30~0.40	0.20								
ZG310-570	0.40~0.50	~								
ZG340-640	0.50~0.60	0.60								

* 碳含量上限每降低 0.01%, 允许增加锰 0.04%, 锰最高含量不超过 1.20%。

表 1-2 机车车辆用铸造碳钢的力学性能

牌 号	σ_s 或 $\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	A_{KV} *(J)
	最 小 值				
ZG200-400	200	400	25	40	30
ZG230-450	230	450	22	32	25
ZG270-500	270	500	18	25	22
ZG310-570	310	570	15	21	15
ZG340-640	340	640	10	18	10

* A_{KV} 为室温下的冲击吸收功(V型缺口试样)。

2 低合金铸钢

为使机车车辆用铸钢件材质由碳素铸钢向低合金铸钢过渡, 实现铸钢产品更新换代, 向国际铸钢标准靠拢, 目前机车车辆用低合金铸钢参照执行美国铁道协会(AAR)铸钢标准。

(1) 化学成分

机车车辆用低合金铸钢的化学成分见表 1-3, 并以 C、Si、Mn、P、S、Cu 元素含量为验收依据(AAR 无 Cu 含量要求), 其他元素成分由生产厂选择确定(供需双方另有规定时除外)。

表 1-3 机车车辆用低合金铸钢的化学成分

牌 号	C	Si	Mn	P	S	Cu**	其他元素
	最 高 含 量(%)						
B 级钢	0.32	1.50	0.90*	0.040	0.040	0.30	允许加入, 由制造厂选择
C 级钢			1.85				
D 级钢							
E 级钢							

* 对于 B 级钢, 碳含量上限每降低 0.01%, 允许增加锰 0.04%, 锰最高含量不超过 1.20%。

** 根据我国铁道机车车辆铸钢件技术条件的规定, 含铜量应小于等于 0.30%。AAR 铸钢标准无此项要求。

(2) 力学性能

机车车辆用低合金铸钢的力学性能见表 1-4。

表 1-4 机车车辆用低合金铸钢的力学性能

牌 号	热处理 规范*	σ_s (MPa)	σ_b (MPa)	δ_4^{**} (%)	ψ (%)	A_{KV}		HB	
						试验温度(℃)			
						最 小 值			
B 级钢	ZH 或 ZH+H	262	482	24	36	- 7		20	137~208
C 级钢	ZH+H, C+H	414	620	22	45	- 18 - 40		20 27	179~241
D 级钢	C+H	586	723	17	35	- 40		27	211~285
E 级钢	C+H	689	827	14	30	- 40		27	241~311

* ZH—正火;C—淬火;H—回火。

** 拉伸试样的直径为 13mm,标距为 50mm。

第二节 ZG230-450 铸钢

铸钢件在机车车辆部件中占有很大比重,如车钩、尾框、摇枕、侧架及客车的整体构架、机车柴油机机体等。这些部件在性能上一般要求具有一定的强度以承受机车车辆上部的荷重;并具有相当的塑性及韧性以防止脆性断裂,确保行车安全。此外,所用铸钢材料必须具有良好的铸造性能和焊接性能。

ZG230-450 铸钢具有中等强度和较好的塑性及冲击韧性。其铸造性能良好,如热裂倾向小,流动性好,气体及非金属夹杂物易浮出,收缩性也小;焊接性能良好,如碳当量较低,焊补前不需预热;切削性尚可。因此,多年来广泛地应用于机车车辆用铸钢件。

1 基本元素对力学性能的影响

ZG230-450 铸钢的力学性能主要由其金相组织所决定,而金相组织则是由化学成分、结晶条件和热处理工艺所决定。在 ZG230-450 铸钢的化学成分中,除铁以外,主要包括碳、硅、锰、磷和硫等五种基本元素。下面分述这些元素对其力学性能的影响。

(1) 碳

ZG230-450 铸钢的含碳量为 0.20%~0.30%,铁路工厂一般控制在 0.23%~0.28%。在五种基本元素中,对该铸钢的金相组织和力学性能起主要作用的是碳。碳在铸钢中主要以渗碳体形式存在于珠光体中。珠光体是由渗碳体以细片状分散地分布在软韧的铁素体基体上而形成的机械混合物,是碳素铸钢的主要强化相。珠光体具有较高的强度和硬度,但塑性较差。随着含碳量的增加,珠光体的数量逐渐增多,因而强度、硬度上升,塑性与韧性下降。

(2) 硅和锰

硅与锰主要是炼钢过程中随脱氧剂进入钢中,既是炼钢的剩余元素,也是铸钢中必要的有益元素。

ZG230-450 铸钢中含硅量一般小于 0.5%,均可固溶入铁素体中。硅具有去除钢液中氧

的作用,在炼钢中主要是作为脱氧剂使用的。在该含量范围内,硅对 ZG230-450 铸钢的力学性能无明显影响。

锰在钢中是有益元素,锰在钢中一部分固溶于铁素体中,另一部分形成含锰合金渗碳体 $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$; 增加珠光体的数量,改善了钢的力学性能。锰也具有去除钢中氧的作用,在炼钢中可作为脱氧剂使用。锰同时可以减弱钢中硫的有害作用。因此,锰在低含量时,其主要作用是用于钢的脱氧和减弱硫的有害作用,对力学性能的影响不大;当锰达到一定量时,随着含量的增加,可显著提高钢的强度和冲击韧性。但 ZG230-450 铸钢规定锰含量上限为 0.90%,同时规定了锰含量上限每增加 0.4% (最高为 1.20%),需将碳含量上限下降 0.01%。当锰含量为 1.20% 时,碳含量最低仅为 0.225%,又削弱了碳元素的作用。所以,ZG230-450 铸钢的锰碳比 (Mn/C) 应控制在 3 左右。

(3) 硫

硫是炼钢时不能除尽的有害元素,它在钢水中与铁形成熔点为 1190°C 的 FeS , FeS 又与 Fe 形成熔点更低 (989°C) 的共晶体。由于硫是偏析系数很大的元素,所以当钢水凝固接近完成时,钢中的硫几乎全部富集到枝晶之间的剩余钢液中,并最后形成 Fe-FeS 共晶体,分布于钢的晶粒边界上。由于硫共晶的强度低而且脆,恶化了钢的力学性能。当铸件凝固收缩强烈时,硫共晶也会引起铸件在铸造应力作用下发生热裂。如果钢水脱氧不好,钢中含氧量高时,则钢中的硫将与铁及氧化亚铁形成熔点更低 (940°C) 的三元共晶 (Fe-FeS-FeO) (图 1-2-1),这种共晶对钢的危害更大。

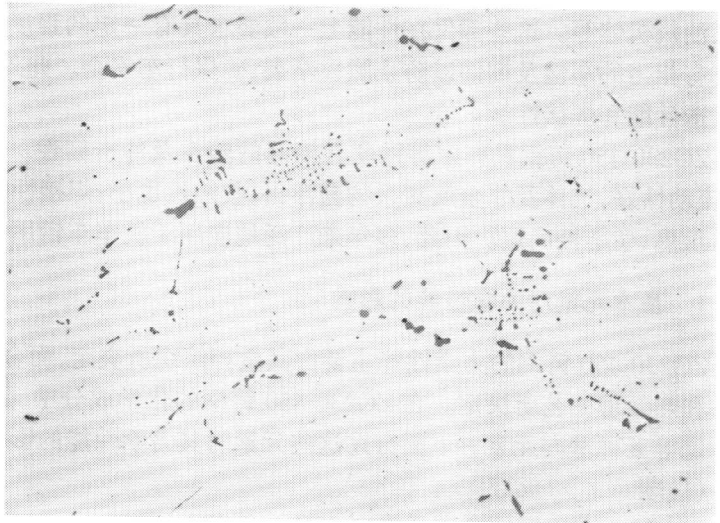


图 1-2-1

OMI 100×

(Fe-FeS-FeO) 三元
共晶。

钢中加锰以后,锰与硫化铁作用生成硫化锰。因为硫化锰能大量地溶解硫化铁,所以硫化锰与硫化铁结合成以硫化锰为基的 $m(\text{MnS}) \cdot n(\text{FeS})$ 复杂硫化物。这种复杂硫化物在钢液中的溶解度非常小,比重也比钢液小,容易上浮到炉渣中去除,减小了硫的有害作用。因此,必须在钢中保持足够的含锰量,才能确保锰起到去除硫的作用。含锰量须根据钢中的含硫量确定,其间关系可用“锰硫比”表示,铁路工厂生产 ZG230-450 铸钢时,其锰硫比 $(\text{Mn}/\text{S}) > 20$ 。因此,锰含量应控制在 0.60% 以上,而硫含量则在 0.030% 以下。

(4) 磷

磷也是钢中的有害元素。当钢中磷含量小于 0.05% 时,磷可固溶于钢中;若钢中的磷含

量较高时,便形成 Fe_2P 在晶界上析出(图 1-2-2),使钢的塑性和冲击韧性显著下降。

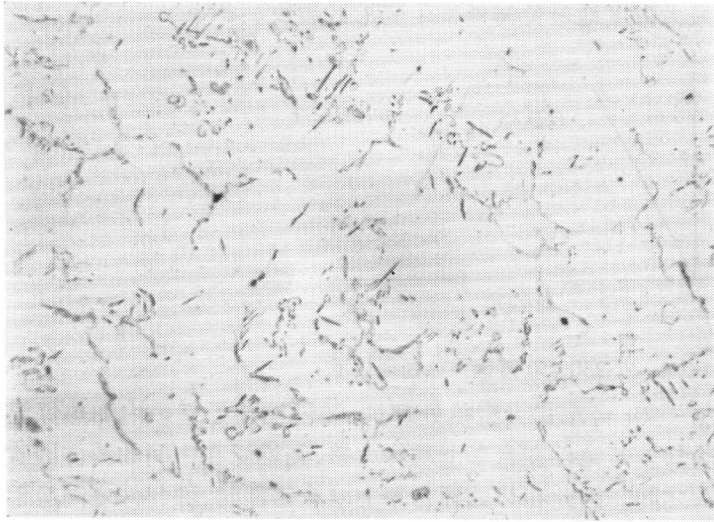


图 1-2-2 OMI 100×

沿晶界或在晶内析出的 Fe_2P 。

2 热处理及其金相组织和力学性能

(1) 热处理工艺概况

ZG230-450 铸钢含碳量中等,在铸态下易形成魏氏组织(图 1-2-3),其力学性能较差。通过热处理可以改善金相组织,提高其综合力学性能。热处理还能消除铸件的残余应力,避免铸件在使用过程中发生变形和裂纹。

ZG230-450 铸钢件主要采用退火、正火或正火 + 回火等工艺进行热处理。热处理规范:随炉加热至 $900 \pm 20^\circ\text{C}$,保温 4h(图 1-2-4)后冷却,冷却方式根据各厂具体条件选择炉冷(退火)、堆垛空冷(堆垛正火)、吹风空冷(吹风正火)等。

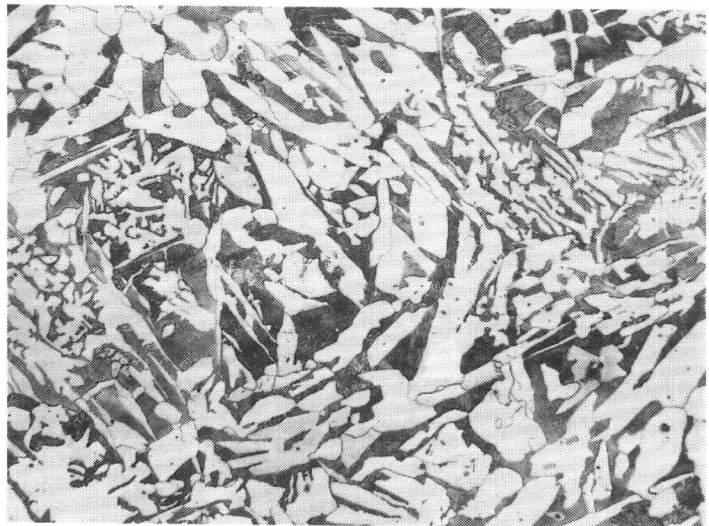


图 1-2-3 OMI 100×

ZG230-450 铸钢的铸态魏氏组织。

由于部分铁路工厂的铸钢热处理厂房房顶为木结构,为了安全,只能采用炉内冷却的退火热处理,待炉冷到 200~300℃ 以下时方可出炉,在空气中进一步冷却到室温。此外,有些结构特别复杂的铸件也采用退火,能最大限度地避免铸件发生变形或裂纹。

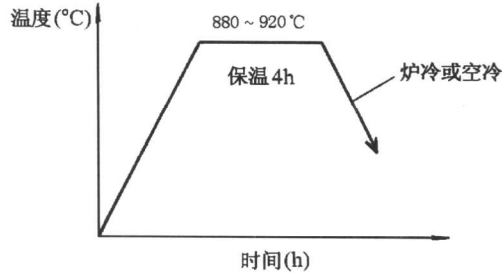


图 1-2-4 ZG230-450 铸钢件热处理规范

铁路工厂普遍采用容量为 20~30t 台车式大型热处理炉,铸件在热处理炉内加热保温后出炉,用鼓风机对铸件强制吹风冷却。若铸件在台车上堆放太挤,则堆垛在中间的铸件因吹不进风,其冷却速度介于退火与正火之间。因此在热处理台车上堆放铸件时,件与件之间应架空留有空隙,以利通风,达到正常正火的冷却速度。由于正火后铸件的内应力比退火要大,对于一些重要零部件可采取在正火后加以回火的热处理工艺。

(2) 金相组织和力学性能

ZG230-450 铸钢的金相组织由铁素体和珠光体组成。因热处理方法不同而使其存在各种组织形态,包括正火(图 1-2-5)、堆垛正火、退火(图 1-2-6)、残余铸态、遗传影响组织等。各种组织形态与其力学性能的关系如表 1-5 所示。

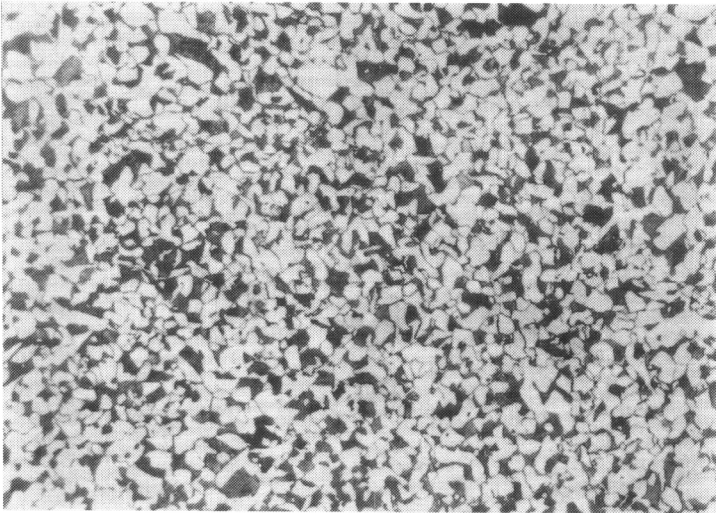


图 1-2-5 OMI 100×

典型的正火组织。细小块状铁素体与珠光体均匀分布。

图 1-2-6 OMI 100×

典型的退火组织。由网状珠光体和铁素体组成。

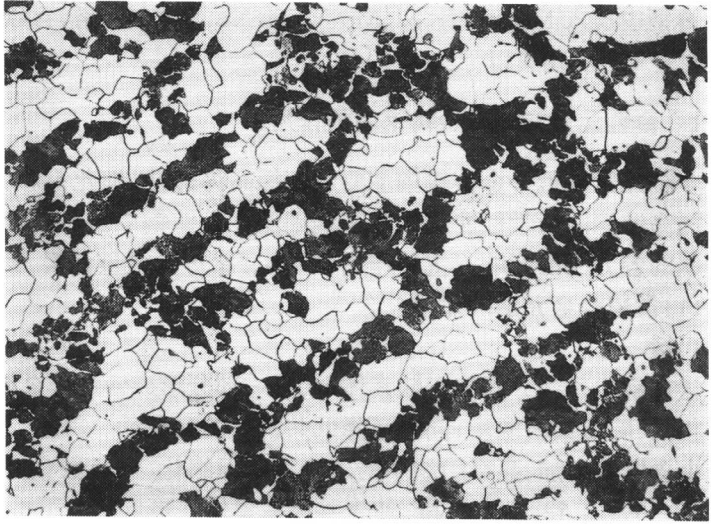


表 1-5 ZG230-450 铸钢各种组织与其力学性能的关系

组织形态		热处理温度 (℃)	σ_b (MPa)	σ_s (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	A_{KV} (J)
铸态组织	高温水爆 ($>A_{r3}$ 入水)	/	647	/	3.0	3.5	11.5
	正常水爆 ($<A_{r1}$ 入水)	/	617	/	7.0	8.0	14
	砂型冷却	/	544	/	13.5	14.4	/
热处理 欠缺 组织	铸态软化	$\leq A_{c1}$ 回火	461	/	18	34	19
	残余铸态	$A_{c1} \sim A_{c3}$ 退火	484	/	22	37	/
	残余铸态	$A_{c1} \sim A_{c3}$ 正火	557	/	20	33	22
	遗传影响	$\geq A_{c3}$ 退火	472	252	30	47	38
	遗传影响	$\geq A_{c3}$ 正火	536	297	28	47	37
正常组织	退火	$> A_{c3}$ 炉内退火	510	314	30	53	40
	堆垛正火	$> A_{c3}$ 堆垛冷却	544	321	29	48	38
	吹风正火	$> A_{c3}$ 吹风正火	549	332	29	50	42

注：表中数据为实验室试验数据。

第三节 低合金铸钢

机车车辆用低合金铸钢是在不改变机车车辆铸钢件的结构、尺寸和基本不改变工厂现有生产设备的前提下，在碳素铸钢的基础上加入少量的合金元素，并通过合理的热处理工艺来提高其综合力学性能。机车车辆用低合金铸钢除要求具有一定的强度和低温冲击韧性外，还需具有较好的焊接性能，这样就需将钢的含碳量保持在较低的水平。为此，一般在机车车辆用低

合金铸钢中加入 Mn、Si、Cr、Ni、Mo、V、Ti、Nb 等合金元素,含碳量控制在 0.32% 以下,合金元素总量控制在 3.0% 以下。

1 合金元素在低合金铸钢中的作用

合金元素在低合金铸钢中主要起到提高淬透性、细化晶粒及固溶强化等三方面的强化作用来提高铸钢的力学性能。机车车辆用低合金铸钢中常用合金元素有 Mn、Si、Cr、Ni、Mo 等,其对钢的各方面的影响起主导作用;V、Ti、Nb 等为微量元素,其在钢中仅起辅助作用。

(1) 常用合金元素的作用

1) 锰

锰在钢中一部分固溶于铁素体中,另一部分形成含锰合金渗碳体 $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$,它能扩大奥氏体相区,降低共析温度;同时还降低共析点的含碳量。因此,在相同含碳量及冷却速度下,随着钢中含锰量增加,显微组织中的珠光体不但细化,而且数量亦增多,从而导致钢的强度和硬度提高。另外, A_{r3} 温度下降,使先共析铁素体在更低温度下析出而细化。

锰最主要的作用是能显著地提高钢的淬透性。由于锰能显著降低过冷奥氏体分解速度并使珠光体转变温度(A_{r1})下降,使过冷奥氏体发生珠光体转变的领先相—— $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ 成核困难,原子扩散速度减慢,因而使转变孕育期加长,C 曲线向右移动,使临界淬火速度显著减小,提高了淬透性。此外,锰使 M_s 点下降,淬火后显微组织中的残留奥氏体数量增多,改善钢的塑性。

锰的不利因素是增大钢过热敏感性和易产生偏析(图 1-3-1)及回火脆性。

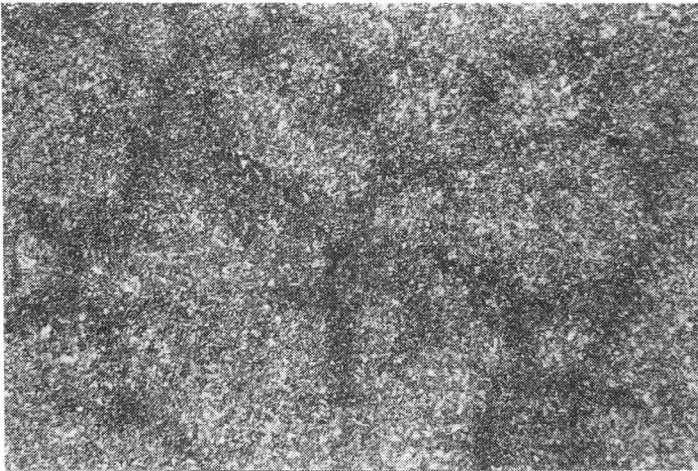


图 1-3-1

OMI 100×

ZG27SiMnV 钢。由于锰的偏析作用,沿树枝晶间产生由极细珠光体组成的网状组织。

2) 硅

硅在钢中不形成碳化物,只形成固溶体。当其含量超过 0.5% 时,它在铁素体中产生固溶强化作用,尤其提高钢的屈服强度;同时亦可细化珠光体。

硅在提高钢的淬透性方面作用较差,但它与其他元素一同加入钢中时,其作用要比它们单独使用时要大得多。因此,在低合金铸钢中,硅总是与其他元素配合使用。

当钢中硅含量过高时,硅在铁素体中会减少有效滑移系,并促进晶界碳化物析出,降低钢的塑性和韧性。

3) 铬

铬既能固溶于铁素体中,又能与钢中的碳形成多种碳化物。铬是缩小奥氏体相区的元素,在奥氏体中的扩散速度较小,加上铬与碳的结合能力大,降低了碳的扩散速度,因而使过冷奥氏体分解的孕育期延长,减小转变速度,使C曲线向右移动,提高钢的淬透性。

随着钢中含铬量的增加,C曲线不仅右移,而且珠光体转变和贝氏体转变曲线发生分离,形成了双C曲线。

由于铬的提高淬透性和固溶强化作用,能提高钢在热处理状态下的强度和硬度;在铬含量小于2%时,还具有提高钢的塑性作用。因而广泛地用于低合金铸钢中。

铬在钢中的不利方面是增大回火脆性。

4) 镍

镍在钢中只形成固溶体,而不形成碳化物。镍是扩大奥氏体相区元素,它固溶于钢中,降低钢的临界冷却速度,提高钢的淬透性。同时,镍使钢的共析点左移,在相同含碳量下,能获得更多的珠光体。

通常在低合金铸钢中,镍对钢的强化作用不显著,其主要作用是明显改善钢的低温韧性,使韧性—脆性转变温度下降,这种作用在诸合金元素中居为首位。

5) 钼

钼在钢中既可固溶于铁素体中,又能形成碳化物。钼可使C曲线右移,从而显著地提高钢的淬透性。钼的另一重要作用,就是使C曲线的珠光体转变部分与贝氏体转变部分发生分离,使钢能在连续冷却中获得贝氏体。

钼作为单一合金元素存在于钢中时,增加回火脆性。当它与其他导致回火脆性的元素如Cr、Mn等配合使用时,却可降低或抑制回火脆性。

6) 铜

铜是扩大奥氏体相区元素,它在钢中不形成碳化物,固溶量也不大。铜在铁素体中的溶解度较小,700℃为0.52%,室温下仅为0.2%;溶解过剩的铜,以较纯的铜质点析出。因此在低合金铸钢中一般应控制在0.3%以下。

(2) 微量合金元素的作用

1) 钒

微量的钒在钢中可起到细化晶粒、提高钢在加热中的晶粒粗化温度及固定钢中的氮和碳等作用。上述作用主要是通过钒在钢中形成高熔点的 V_4C_3 及VN质点来实现的。这些质点在凝固过程中起外来晶核作用而细化晶粒;在热处理的加热中,可机械地阻碍奥氏体晶粒长大,而细化热处理后的显微组织。

钒的这一系列作用使钢的力学性能得以改善,尤其是能提高钢的屈强比(σ_s/σ_b)。因此,在低合金铸钢中常将钒与锰配合,用钒来克服锰使奥氏体晶粒粗化的不利倾向。但钒含量不宜过高,一般控制在0.07%~0.20%。

2) 钛

钛与氮、氧及碳均有较强的结合能力,是一种用于固定钢中氮和碳的元素。铸钢中加入微量的钛(约0.02%~0.05%),在钢液中形成高熔点的TiC和TiN,它们能起外来晶核的作用,细化铸态组织,提高铸钢件的强度及塑性。在热处理的加热中,由于钛在钢中所形成的TiC极为稳定,有机械地阻碍奥氏体晶粒长大的作用,从而保证钢在热处理后能获得细晶组织。

利用钛对氮的结合力大于铝,可固定钢中的氮(形成高熔TiN),从而可以防止由于加铝过