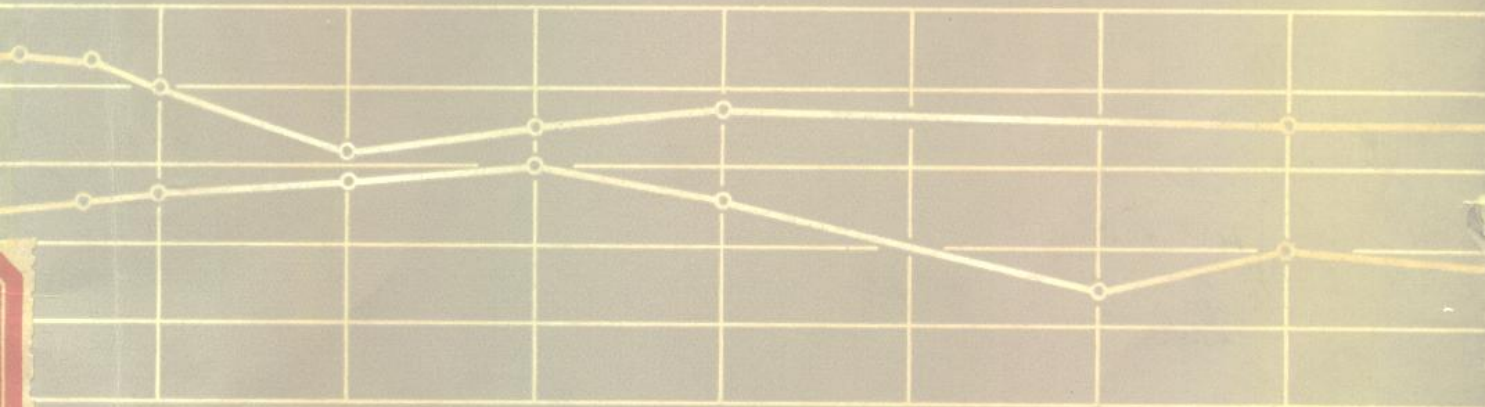


锅 炉 钢

的 性 能 和 应 用

第一机械工业部 上海发电设备成套设计研究所 编



上海科学技术出版社

锅炉钢的性能和应用

第一机械工业部 编
上海发电设备成套设计研究所

上海科学技术出版社

内 容 简 介

本书详细叙述了目前国内使用的锅炉钢管、钢板和相应的焊接材料的研制过程、生产工艺和应用中的性能,也介绍了有关锅炉钢材金属物理基础理论方面一些新的研究成果,如粒状贝氏体的形成及其对性能的影响,焊接再热裂纹的形成机理和解决途径;并列入了这些钢的大量性能数据。对冶金厂、锅炉制造厂、电厂的材料、工艺和设计人员有实际参考价值;也可供石油化工行业的设计和工艺人员、有关研究单位和高等院校的教师和学生参考。

锅 炉 钢 的 性 能 和 应 用

第 一 机 械 工 业 部 编
上海发电设备成套设计研究所

上海科学技术出版社出版

(上海瑞金二路450号)

新华书店上海发行所发行 上海商务印刷厂印刷

开本 787×1092 1/16 印张 4.75 字数 350,000

1981年2月第1版 1981年2月第1次印刷

印数 1—4,500

书号: 15119·2090 定价: (科五) 1.70 元

前 言

十多年来,我国研制和仿制了不少锅炉钢,其中大多数已列入国家标准和冶金部部颁标准,就钢种而言,目前已基本满足高压、超高压和亚临界锅炉制造的需要。有些钢种性能较好,如 12Cr2MoWVTiB、12Cr3MoVSiTiB 和 12MoVWBSiRe 钢的高温性能比国外低合金热强钢好,用做高温过热器和再热器,可使超高压和亚临界锅炉避免采用高合金奥氏体钢。近年来,在锅炉用特厚板的研究方面也取得了较大的进展。

冶金部和一机部有不少单位在锅炉钢方面做了许多研究工作,积累了大量的高温抗氧化、持久强度和蠕变强度数据,电力部的电厂也积累了一些运行后钢材的性能数据,这些资料很有参考价值。编写本书的目的就在于综合介绍国内锅炉钢的研究、生产和应用情况,为锅炉制造厂、冶金厂和电厂推广使用新钢种提供资料。但新钢种在推广使用过程中总会出现这样或那样的问题,尚有待于今后进一步试验和通过生产实践逐步解决。

本书文稿多数是请各试验研究单位撰写的,由我们整理。由于原稿多属试验报告性质,篇幅很多,因此,整理时作了较大的删改,部分稿件则根据几方面的原作重新编写。限于我们的水平,编写时难免有不妥之处,请予鉴谅。至于在金属学领域中有些不同见解,不同论点,书中仍予以保留,以期有助于广开思路,深入探索。

一九七三年,我们和有关汽轮机厂、电机厂合编了一本《汽轮机、锅炉、发电机金属材料手册》,近来有不少同志要求我们修订再版,现在已经着手进行这项工作。《锅炉钢的性能和应用》一书可以认为是这本手册中锅炉钢部分的详细补充,书中介绍了这些钢种的研制过程、冶金生产工艺,列入的数据亦较全,对材料和工艺人员有实际参考价值。

编者 陈孝方 赵中平

一九七九年十二月

目 录

一、低合金贝氏体钢 12Cr2MoWVTiB(102)	1
二、600~620°C 锅炉过热器和再热器用钢 12Cr3MoVSiTiB(II11)	35
三、无铬 8 号低合金热强钢 12MoVWBSiRe	64
四、综合性能好的热强钢 12Cr1MoV	85
五、620~680°C 用锰铬奥氏体热强钢 1Mn17Cr7MoVNbBZr(17-7MoV)	102
六、锅炉集箱和管道用钢 15MnPNbRe	116
七、锅炉汽包和压力容器用钢 14MnMoV	124
八、低合金强度钢 18MnMoNb	139
九、锅炉过热器吊挂用抗氧化钢 3Cr18Mn12Si2N(D ₁)	161
十、铬锰镍氮高温抗氧化钢 2Cr20Mn9Ni2Si2N(101)	168
十一、铁锰铝奥氏体抗氧化钢 2Mn18Al5SiMoTi	181
十二、紧固件用低合金热强钢 20Cr1Mo1VTiB	192
十三、高温紧固件用钢 20Cr1Mo1VNbTiB	207
十四、抗再热裂纹焊条 SG-2	219

一、低合金贝氏体钢 12Cr2MoWVTiB(102)

邓星临 王健生

12Cr2MoWVTiB 钢(简称 102 钢)是低碳、低合金贝氏体型热强钢,具有优良的综合机械性能和工艺性能^[1~9]。其热强性和使用温度超过国外同类钢种,在 620°C 达到某些铬镍奥氏体钢的水平,使我国高参数大型电站锅炉避免使用价格昂贵、工艺性稍差、运行中问题较多的铬镍奥氏体钢,这对降低锅炉成本、减少工艺困难、缩短制造周期和保证安全运行都有很大意义。

目前已有几千吨 $\phi 38 \times 4.5$ 、 $\phi 42 \times 3.5$ 和 $\phi 42 \times 5$ 毫米等规格的钢管用于数十台锅炉的高温段过热器和再热器,其中有 670 吨/时、410 吨/时和 220 吨/时锅炉。此外,正在试制 102 钢大口径管。

本文仅对 102 钢的合金化问题、热处理的影响和组织、性能作一介绍。

(一)关于 102 钢的合金化问题^[1,10]

102 钢是在 2% Cr-Mo-V-B 钢的基础上发展起来的。为了大幅度提高热强性,把工作温度提高到 600~620°C,采用了多元少量复合强化方法,即钨钼复合固溶强化,钒钛复合时效强化和硼的微量强化,同时加入铬和硅以提高其抗氧化性。《YB529-70》规定的 102 钢化学成分见表 1-1。

表 1-1 化学成分(%)

C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Ti	B	S, P
0.08~0.15	0.45~0.75	0.45~0.65	1.60~2.10	0.50~0.65	0.30~0.55	0.28~0.42	0.08~0.18	≤0.008	≤0.035

1. 钨钼复合固溶强化

近年来根据铬钼钢和铬钼钒钢固溶强化机理的研究^[11,12,13]指出,当固溶体中存在间隙原子时,钼是有效的固溶强化元素。文献[14]认为,对 1% 铬钢来说,最佳的含钼量是 0.5%。102 钢的研究表明,由于钼易于向碳化物富集,特别是在高温长期运行中易形成 M_6C 相,单用钼强化效果并不理想。当钢中的含钼量由 0.5% 提高到 1% 时,形成 M_6C 相的倾向就更大,强化效果反而下降(见图 1-1)。

钨在锅炉钢中用得较少。102 钢用钨钼复合强化效果比单用钼显著。620°C 的持久强度试验表明(图 1-2),当应力较高而断裂时间较短时,钨的强化作用不明显,当应力较低而断裂时间较长时,由于钨的强化作用,使持久曲线下降较为缓慢,持久强度显著提高。这正是 102 钢比苏联不含钨的 12X2MΦCP(12Cr2MoVSiB)钢持久强度高的主要原因之一。

这种复合强化也是交互作用的固溶强化。由于钨钼复合加入,固溶体的贫钼过程进行得较为缓慢。620°C 经 5000 小时时效后,碳化物中的钼由 30% 提高到 60%,而无钨的钢经 1000 小时时效后已有 50% 以上的钼进入碳化物。钨大部分在固溶体中,时效过程中贫化缓慢,经 5000 小时时效后仍有 70% 的钨在固溶体里。运行 5000 小时后由钢管的相分析

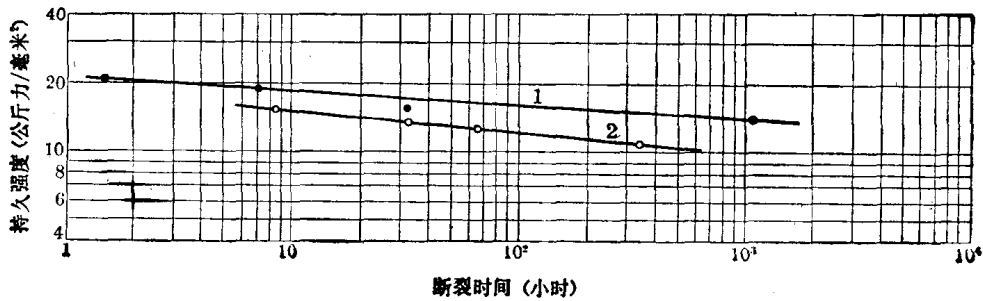
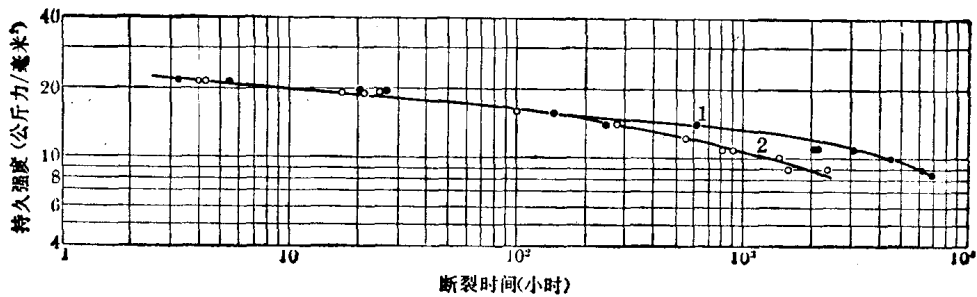


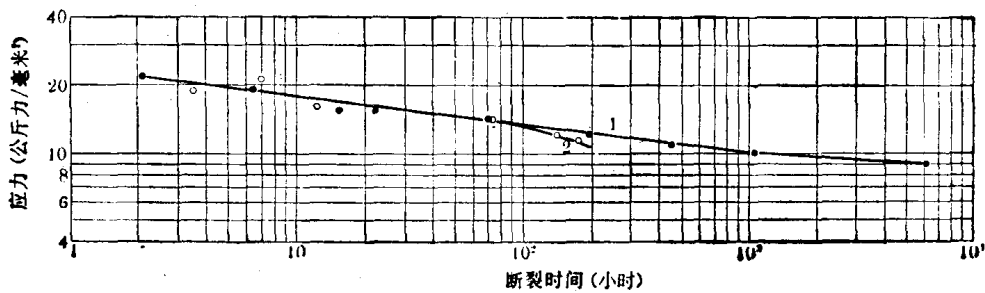
图 1-1 钼对 102 钢 620°C 热强性的影响

1—0.5% Mo; 2—0.9% Mo

热处理状态: 1025°C 正火加 770°C 回火



(a)



(b)

图 1-2 钨钼复合强化效果(620°C)

1—0.3% W; 2—<0.09% W

热处理状态: (a) 970°C 正火加 750°C 回火; (b) 1025°C 正火加 790°C 回火

表明, 90% 以上的钼已进入碳化物, 而在固溶体中的钼仍有 40% 以上。由于固溶体中的含钼量越来越低, 钼的强化作用相对来说就明显, 即复合强化的优点显示出来了。

文献[11]还指出, 高达 50% 的钼可溶于 V_4C_3 , 形成 $(Mo, V)_4C_3$ 。在 102 钢中也有类似的情况, 钨钼除有固溶强化作用外, 也参与碳化物强化。102 钢在正火加高温回火状态下, 约有 0.12~0.20% 的钼和 0.1% 的钨(均指绝对含量)在 $(V, Ti)C$ 相中。这些钼和钨是在 $(V, Ti)C$ 相析出过程中进入的, 在 600~620°C 时效过程中基本不变。这不但增加了强化相的数量, 也使强化相的成分复杂化, 从而增强了强化效果。

钼和钨在 $M_{23}C_6$ 相中含量很低。它们在固溶体中的贫化主要是由于形成 M_6C 相, 即 Fe_3Mo_3C 或 Fe_3W_3C 。这种相在时效初期就开始析出, 并逐渐成为钢中的主要沉淀相。经

10000 小时后,其析出过程才逐渐减慢。

研究了不同回火温度对钢的持久强度的影响后,知道在不含钨的钢中,持久曲线斜率随回火温度的升高而增大,而钨钼复合加入的 102 钢在较高温度回火后,长时间持久强度曲线的斜率反而减小,外推值得以提高。这是 102 钢的一个主要优点。

2. 钒钛复合时效强化

钒在钢中的弥散强化作用是众所周知的。文献[15]报导,对 1% Cr-Mo-V 钢的化学成分和性能关系的回归分析发现,钒与碳的比值和含碳量与钢的蠕变强度密切相关,当 $V/C = 1.5 \sim 2.1$ 和含 $0.2 \sim 0.25\% C$ 时有最佳的热强性。并且认为,蠕变强度在根本上受粗大的合金碳化物控制,因为它们扰乱了细小 VC 的分布;文献[16]认为,12Cr1MoV 钢的热强性和组织稳定性比 12Cr2Mo1 钢高,其原因是含钒钢中存在高度弥散的钒的稳定碳化物。

碳化物时效强化也是 102 钢的主要强化措施之一。钢中加入多种元素,形成含钛、钼和钨的 VC 相,作为 102 钢的主要强化相,其成分、尺寸、数量及粒子间距对钢的热强性有很大的影响。钢中的 MC 相是以面心立方间隙相 VC 为基体的固溶体碳化物,晶格常数与 VC 相接近,其中约有 35~40% 的钼和钨、9~12% 的钛。在长期时效过程中,它的成分和数量都基本上保持不变。这种钢中碳化物占有 70~90% 的钒、60~70% 的钛、约 25% 的钼和 15~20% 的钨。

钢中的钒和钛除了参与时效强化以外,余下的 10~30% 的钒在固溶体中,它们所起的作用究竟如何尚不清楚。剩余 30~40% 的钛有相当一部分是以 TiN 和 TiC_2S_2 (即 Y 相)夹杂物形态存在。钛是否也有固溶强化作用,我们没有研究过。有人指出^[17],钛与基体原子有相当强的交互作用,可以形成一种稳定的原子簇团,在一定温度及变形范围内与位错应力场交互作用,产生固溶强化作用。这一强化机理经高温长时保持后仍然有效。

根据相分析结果,碳化物中的铬主要以 $M_{23}C_6$ 形式存在,钨和钼除存在于 MC 相以外,主要处在 M_6C 中。对三个炉次的钢经 5000 小时时效,而后分析钢中碳化物的含量并作粗略的计算,三炉钢的 MC 相绝对含量大致相同,约为 $(0.62 \pm 0.02)\%$,但相对含量相差较大(见表 1-2 和表 1-3)。随着 MC 相相对含量的增加,持久强度直线上升(见图 1-3)。为提高 102 钢的持久强度,仅仅从增加 MC 相的绝对数量来考虑是不够的,还要降低 $M_{23}C_6$ 和 M_6C

表 1-2 试验钢的化学成分(%)

炉 号	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Ti	B	Al	N
3B4-397	0.12	0.45	0.50	1.96	0.48	0.31	0.38	0.07	0.0034	0.035	0.012
5B1-227	0.09	0.66	0.57	2.00	0.47	0.42	0.37	0.09	0.0033	0.034	0.010
5B1-228	0.09	0.66	0.57	1.98	0.49	0.51	0.38	0.10	0.0043	0.031	0.014

表 1-3 在 620°C 下经 5000 小时时效后碳化物的含量

炉 号	碳化物总量 (%)	各种碳化物绝对含量(%)			各种碳化物相对含量(%)		
		MC	M_6C	$M_{23}C_6$	MC	M_6C	$M_{23}C_6$
3B4-397	1.46	0.64	0.35	0.47	44	24	32
5B1-227	1.33	0.62	0.37	0.34	46.5	27.5	26
5B1-228	1.10	0.60	0.29	0.21	54.6	26.4	19

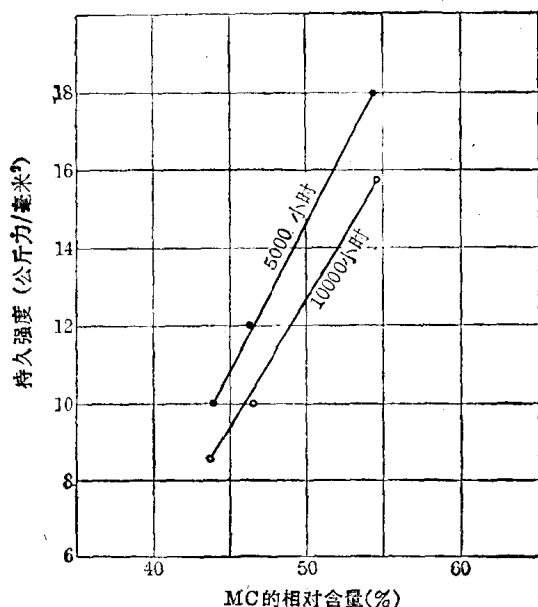


图 1-3 620°C 的持久强度与 MC 相相对含量的关系

由于 TiC 占据了一部分碳, 使有效强化相的数量反而减少, 对热强性不利。此外, 含钛量过高还会对钢的相变动力学和其他工艺性带来不利的影响。

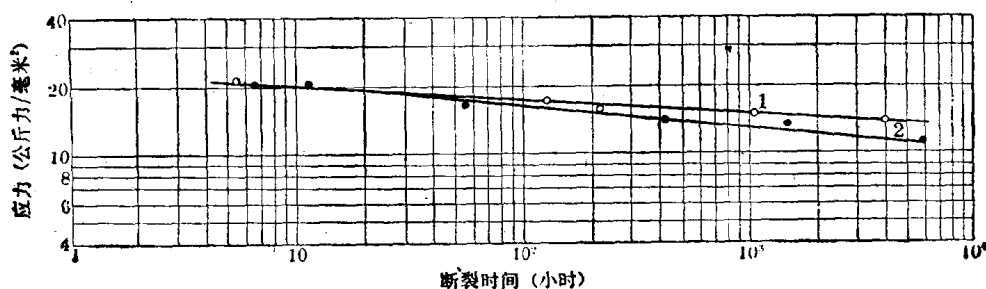


图 1-4 不同含钛量的钢在 620°C 时的持久强度

1—0.18% Ti; 2—0.21% Ti

热处理状态 1025°C 正火加 770°C 回火

基于上述分析, 钒和钛应与碳成适当的比例。但由于多方面因素的影响, 持久强度数据也不够充分, 因此在成分与性能关系的回归分析中没有发现这一比值与性能之间的对应关系, 有待于今后继续工作。

此外, 因 102 钢冶炼时钛比硼先加入, 故有定氮保硼作用。为了避免生成过多的氮化钛, 冶炼时应注意去气和脱氧操作。钛和硼也有良好的复合强化效果。

3. 铬和硅的作用

铬在低合金耐热钢中是最主要的抗氧化元素。在 620°C 时 102 钢表面形成多层结构的氧化铁皮, 内层为致密的 $\text{Cr}_2\text{O}_3 \cdot \text{FeO}$; 中层为 Fe_3O_4 ; 外层是较疏松的 Fe_2O_3 。这种氧化铁皮具有较好的保护性能。

铬也是重要的固溶强化元素, 它主要在固溶体中。在正火和高温回火后仅有 5~10% 的铬进入碳化物, 形成粗大的 M_{23}C_6 和 M_7C_3 型碳化物, 分布在晶界和晶内, 这种碳化物对热强性不利。即使经过长时期的时效, 铬在碳化物中的含量也几乎不增加, 这与 12Cr1MoV 钢

相的相对数量, 所以钢中碳和铬的含量都不宜过高。由于钼和钨在 MC 相中溶解度有限, 并容易形成 M_6C 相, 因而只增加钼和钨的含量也不能增加 MC 的相对含量, 反而可能带来不利影响。

提高钒和钛的含量使其与更多的碳结合是增加 MC 相相对含量的有效方法。研究了钛对 102 钢热强性的影响^[18], 把含钛量提高到规范的上限 (0.18%) 时热强性显著提高。应该指出, 这里还有硼在起作用。仅仅用增加含钛量的办法也不一定能提高热强性 (见图 1-4), 因为含钛量过高, 钢中形成单一的 TiC 相, 它的固溶温度在 1100°C 以上, 在现行的热处理规范下, 起不到析出强化作用, 而

长期运行后固溶体中铬的贫化形成鲜明的对照,反映出 102 钢多元复合强化的优越性。根据相分析后的粗略计算(见表 1-3),在 620°C 经 5000 小时时效后,三个炉号的试验钢中 $M_{23}C_6$ 含量分别为 0.47%、0.34% 和 0.21%。可见,钢中 $M_{23}C_6$ 越少,持久强度越高。

《YB529-70》中的 12MoVWBSiRe(即无铬 8 号)钢除了无铬和含稀土外,加入的其他合金元素与 102 钢相似,钢中没有各种铬的碳化物,只有 MC 型强化相。该钢在 580°C、10 万小时的持久强度达到了很高的水平(13~17.4 公斤力/毫米²)。这在热强钢合金化方面是一个很成功的创举。一般认为,随着钢中含铬量增加,其热强性降低。含铬量超过 2% 时,持久强度下降很快。近几年来根据国内的一些研究工作表明,含 4~6% 铬的钢强化是很困难的。

对 102 钢的化学成分和持久强度的回归分析表明,即使含铬量在 1.81~2.05% 这样小的范围内变化,它对持久强度的影响仍然很大,仅次于硼。

硅是 102 钢中另一个抗氧化元素。含硅量在 1% 以下对钢的热强性没有明显影响。由图 1-5 可以看出,三炉含硅量较高的钢持久强度试验点都位于散差带的中限。

对长时持久试样表面氧化层的金相观察还发现,抗氧化性的好坏与持久强度高低相一致,持久强度高的炉号其抗氧化性亦较好,而不单是取决于含铬量。可见钢的抗氧化性也受其他合金元素综合配比的影响。

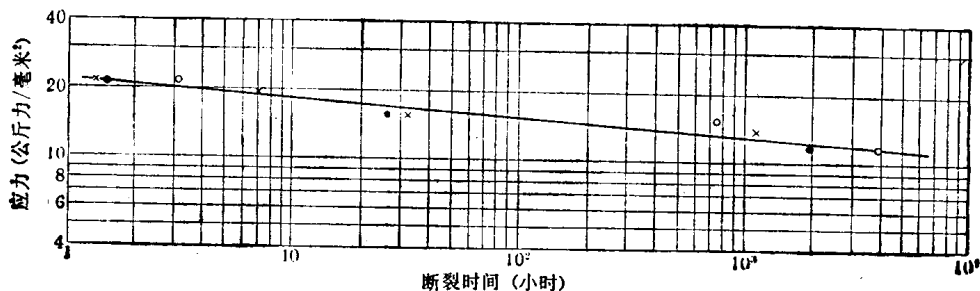


图 1-5 含硅量对 620°C 持久强度的影响

○ 0.94% Si ● 0.94% Si × 0.98% Si

4. 硼的作用

硼的含量虽然不高,在钢中却起着关键性作用。对 102 钢中硼的作用研究得还不多,只能作些定性分析,有待进一步作定量研究。

硼对钢的过冷奥氏体转变动力学有很大影响,它强烈地抑制钢中的铁素体转变,从而确保 102 钢在相当宽的正火冷速范围内得到单一的贝氏体组织。我们认为,对 102 钢,单一的贝氏体组织比铁素体加贝氏体组织有更高的热强性(下面将着重讨论)。从提高钢的淬透性出发,加入 0.002% 硼就够了,而 102 钢的含硼量为 $\leq 0.008\%$,加入这么多硼还有其他作用。

在高温蠕变条件下,钢的晶界是薄弱环节,因此,强化晶界是很重要的。一般认为,硼是一种强化晶界的元素。从自射线照相可观察到有关的论据^[19]。图 1-6 是 102 钢在 1030°C、1.5 小时正火状态下硼的自射线照片。可以看出硼在钢中基本上是均匀分布的。经 770°C 高温回火后,硼明显地偏聚在晶界(图 1-7)。但在 620°C 时效和经 10868 小时长时间的持久试验后,硼又趋向于均匀分布(图 1-8)。因此,在 620°C 左右使用时,102 钢中的硼对晶界的强化作用不是最主要的。

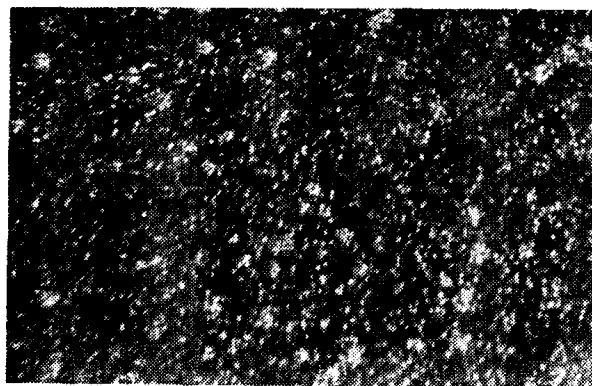


图 1-6 1030°C、1.5 小时正火状态
102 钢中硼的自射线照象 $\times 320$

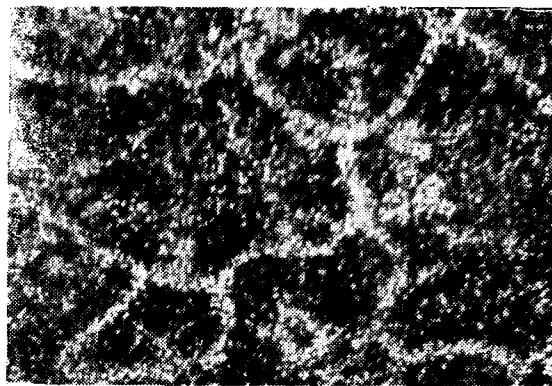


图 1-7 1030°C、1.5 小时正火加 770°C、3 小时
回火状态 102 钢中硼的自射线照象 $\times 320$

有人认为, 硼容易在面心立方的碳化物上析聚, 形成碳硼化合物。文献[20]指出, 在含硼的 0.5% 钼钢中有 $M_{23}(BC)_6$, 硼使 $M_{23}C_6$ 的晶格常数由 $10.537 \text{ \AA}$ 增加到 $10.584 \text{ \AA}$, 其中约有 25% 的碳被硼取代。还指出, 铬钼钒钢回火时硼进入 V_4C_3 , 使 V_4C_3 的晶格常数由 $4.155 \text{ \AA}$ 增加到 $4.195 \text{ \AA}$, 经持久试验后, 硼也不在晶界析聚, 而溶于 V_4C_3 。文献[21]亦提到, 在含硼的 1% Cr-Mo-V 耐热钢中形成了 $V_4(BC)_3$ 。硼进入碳化物, 改变了沉淀相与母相的界面能, 使碳化物复杂化, 从而使钢的热强性提高。102 钢碳化物的分析表明, $M_{23}C_6$ 和 VC 都富集了硼。我们认为, 102 钢中的硼主要是通过控制碳化物的分布和生长来起强化作用的。随着含硼量的增加, 对 (V、Ti)C 和 $M_{23}C_6$ 相的控制作用加强, 因此热强性提高。

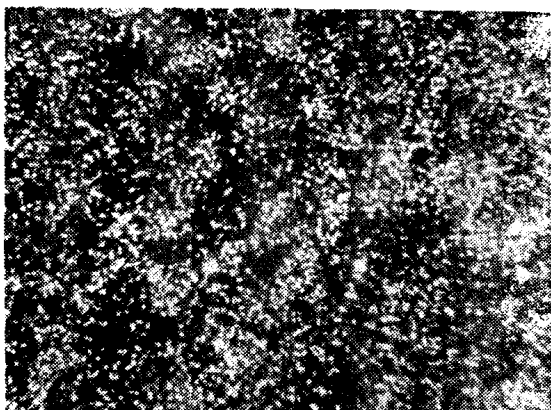


图 1-8 1025°C、1.5 小时正火加 770°C、3 小时
回火后, 在 600°C、14 公斤力/毫米² 下经 10868
小时持久试验后、硼的自射线照象 $\times 320$



图 1-9 1030°C、1.5 小时以 5°C/分速度冷
却, 102 钢中硼的自射线照象 $\times 320$

对析出相进行电解分离时发现, 102 钢在正火和正火加回火状态下, 都有极少量的 M_3B_2 型硼化物。在电子显微镜下, 正火状态的 M_3B_2 相为粗大的椭圆形颗粒, 而在回火过程中析出的 M_3B_2 则是细小的弥散相。文献[20]报导, 在含 40 PPM 硼的 12% 铬钢中有 M_3B_2 相, 它可溶解钼、铌、钒和钛等元素。可见, M_3B_2 型硼化物也是复杂的。目前, 我们尚未见到在低合金耐热钢中有 M_3B_2 相的报导。102 钢在正火后, 如果冷却速度很慢, 钢中的硼分布很不均匀, 严重聚集(见图 1-9), 其结果, 持久强度和冲击值都明显降低。电解分离表明, 在正火时缓冷, 钢中析出的 M_3B_2 相显著增加, 这种硼化物不稳定, 在 770°C 的回火过程中会发生

分解。钢中的含硼量越高,析出的 M_3B_2 相也越多。值得指出的是,这种 M_3B_2 相十分细小,在金相显微镜下观察不到。如为了提高钢的热强性而加入较多的硼,必须确保有足够快的正火冷却速度。因此,要把含硼钢用于厚壁大口径钢管,硼的含量应该限制在比较低的范围。

文献[22]研究了钛和钛-硼对 1.25% Cr-0.5% Mo 钢的影响。两者都能改善钢的持久塑性。当钢中不加硼时,钛对持久强度的影响是复杂的。当钢中磷是主要杂质时,加入钛反而使持久强度降低。当钢中有大量的磷、铅、锡时,加钛又能改善持久强度。当硼和钛复合加入时,不管在何种情况,都使钢的持久强度提高。文献[19]用硼与空位的交互作用来解释钛和硼复合加入时提高持久塑性的现象。

图 1-10 是 102 钢部分持久塑性的试验结果。可以看出,620°C 下断裂时间由 100 到 1000 小时持久塑性是下降的,大约在 3000 小时以后有回升的趋势。600°C 时与 620°C 时的持久塑性相比,出现最低值向长时间侧推移。总的来说,绝大多数炉号钢的持久塑性处于较高水平,所以,102 钢在高温长期运行不会由于塑性差而发生断裂,这可能是碳和硼复合作用所致。

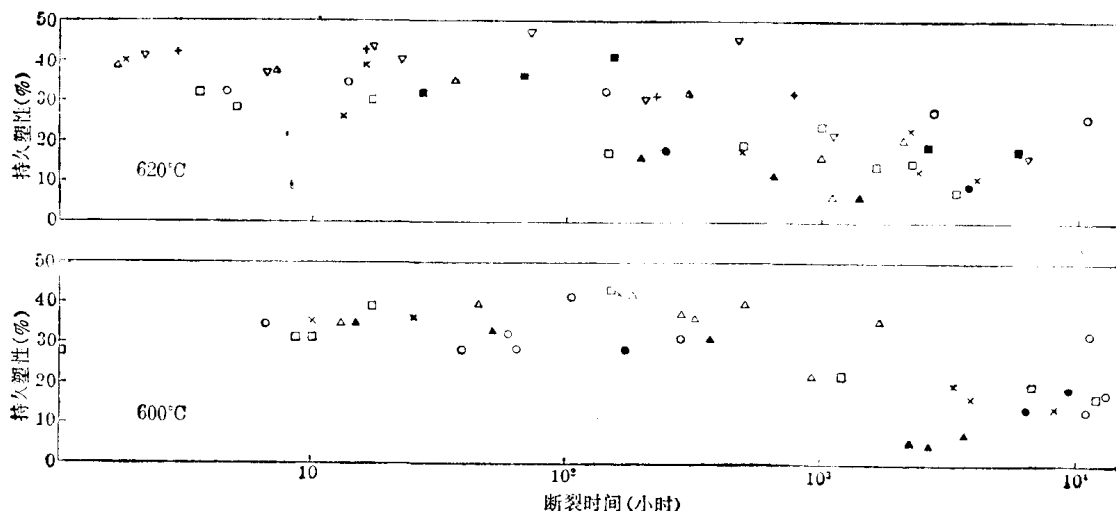


图 1-10 不同炉次 102 钢的持久塑性

(二) 热处理对组织和性能的影响

按《YB529-70》规定, 102 钢成品管的热处理规范是: 1000~1030°C 正火, 保温 30 分钟以上, 760~780°C 保温 3 小时回火。热处理后应该得到回火贝氏体组织。

目前各国锅炉管用钢具有单一贝氏体组织的较少, 有关组织和性能的关系也有不同结论。

对 2.25% Cr-1% Mo 钢的研究表明^[23], 回火粒状贝氏体在较低温度和较短时间有较高的热强性。而温度较高或时间较长时性能不及铁素体或铁素体加贝氏体组织。文献[24]认为, 粒状贝氏体在回火时形成的碳化钒沉淀相弥散度较大, 二次硬化率的幅度也较大, 比回火马氏体稳定, 但不及等温形成的铁素体的回火稳定性高。

而文献[25]则认为, 1% Cr-Mo-V 钢的回火粒状贝氏体有最佳的热强性。文献[16]指出, 铬钼钒钢正火加回火后, 得到铁素体和贝氏体组织, 为了得到需要的热强性, 正火后贝氏

体的含量应不少于 30%。最近,日本发展了一种低合金贝氏体钢^[20],它是在 1% Cr-1% Mo-0.25% V 的基础上提高碳和锰的含量,并加入 0.003% 硼。其初析铁素体的临界冷却速度为 300°C/时。热处理敏感性很小,正火冷却速度在 1400~300°C/小时范围内变化对高温性能影响不大。在 600°C 下、经过 10 万小时的持久强度达到 8.4 公斤力/毫米²,是 2.25% Cr-1% Mo 钢的两倍。

在国内,除了 102 钢以外,近年来研制的 II11 和无铬 8 号钢都是热强性较高的低合金贝氏体钢。

关于 102 钢热处理的几个关键性问题:

1. 奥氏体分解动力学曲线

用阿库洛夫仪配合金相法测定了 102 钢的奥氏体等温转变曲线(图 1-11)。可以看出,曲线有两个“鼻部”,中间是一个奥氏体稳定区。铁素体转变孕育期较长,而贝氏体转变孕育期很短。两个炉号的 α -曲线相差较大,这主要是化学成分的影响。钢的奥氏体连续转变动力学曲线是用膨胀仪配合金相法测定的(见图 1-12),其特点与奥氏体等温转变曲线相似。3B5-90 炉次出现先析铁素体的临界冷却速度(在 900~700°C 之间的平均冷却速度)为 31.4°C/分,而 3B5-19 炉次为 8.1°C/分。3B5-90 这炉钢含钛量接近上限,含碳量比较低,也就是说钛和钒含量与含碳量之比是所有试验炉号中最大的一炉,因而临界冷却速度也是最大的。因此对 102 钢来说,只要正火冷却速度大于 31.4°C/分,就可以得到单一的贝氏体组织。这种冷却速度在大生产中是完全可以做到的。

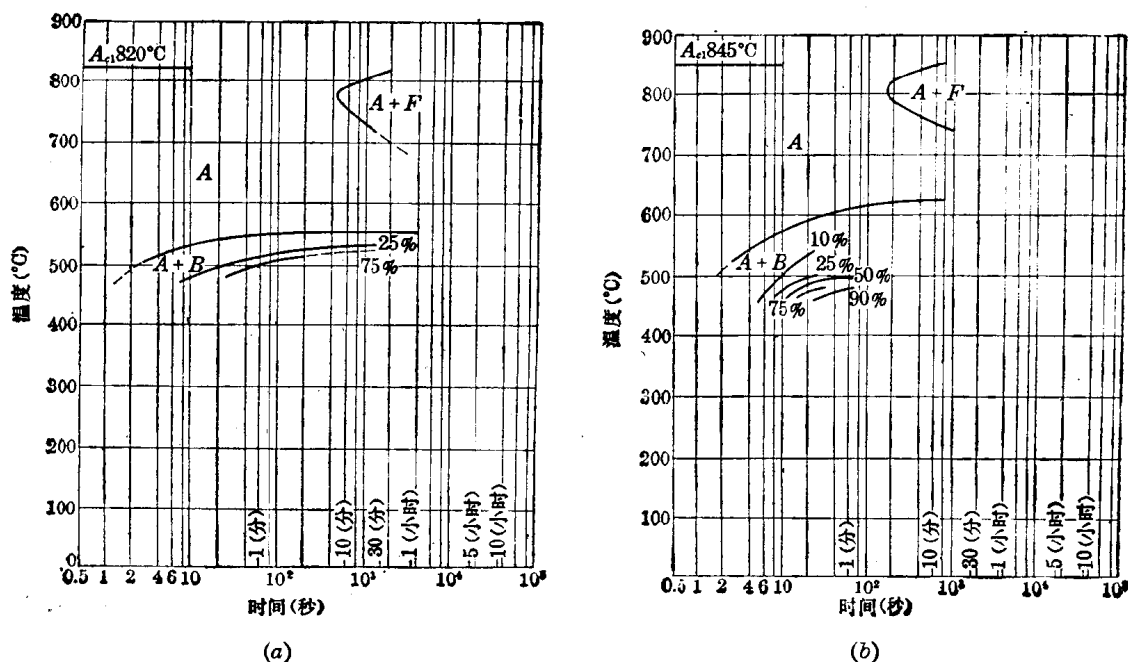


图 1-11 102 钢的奥氏体等温转变曲线

(a) 炉号 3B5-19; (b) 炉号 3B5-90; 原始状态: 锻造; 奥氏体化: 1030°C 保温 20 分

102 钢小试样水淬时可得到板条状马氏体,油淬时形成马氏体加少量粒状贝氏体。用硝酸酒精腐蚀试样,这二种组织很难区别。用 Vilella 试剂腐蚀后,再用 2% 硝酸酒精擦拭,则贝氏体显得较黑,而马氏体发亮,很容易鉴别。但是,由于 102 钢的贝氏体转变孕育期很短,在大生产中不可能获得单一的马氏体组织,因此,实际上使用的不是板条状马氏体组织。

如正火冷却速度低于上“鼻部”的临界冷却速度,钢中出现先析铁素体。随着冷却速度降低,铁素体量增加,晶界上还可能有大块碳化物析出。冷却速度慢到一定程度,贝氏体区可能完全封闭,得到铁素体加碳化物组织。

无论是采用长时间等温还是缓慢冷却的方法,试验中都没有发现珠光体组织。

总之,102钢的显微组织基本上有如下四种类型:(1)马氏体或马氏体加少量贝氏体;(2)贝氏体;(3)贝氏体加铁素体,或铁素体加贝氏体和碳化物;(4)铁素体加碳化物。在大生产中一般只遇到第(2)、(3)类组织,钢的回火组织中也只有回火贝氏体、铁素体和碳化物。因此,认为钢中有“珠光体”、“合金铁素体”及“条带状铁素体”等说法都是不正确的。

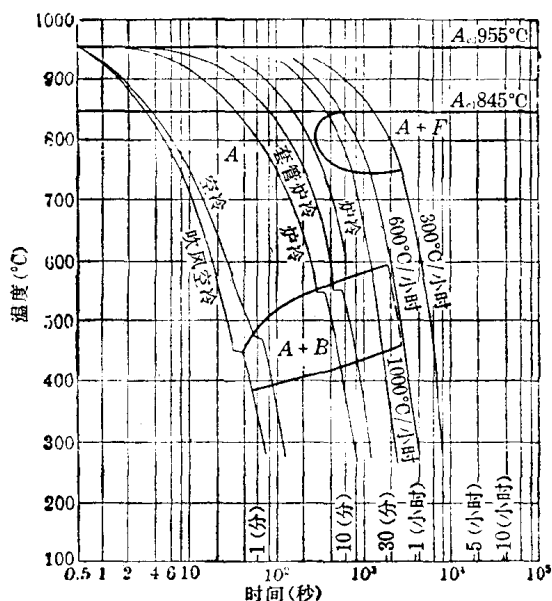


图 1-12 102 钢奥氏体连续转变曲线

炉号 3B5-90; 原始状态: 锻造; 奥氏体化: 1030°C 保温 10 分

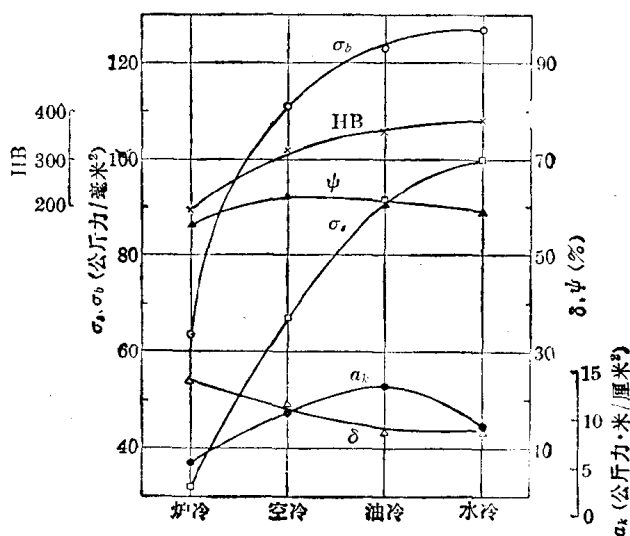


图 1-13 冷却条件对室温机械性能的影响

102 钢各种奥氏体转变产物的机械性能见图 1-13。不同冷却条件所获得的各种原始组织对室温机械性能有较大的影响^[27]。冷却速度越快,强度越高。退火状态得到铁素体和少量贝氏体加碳化物组织,强度和冲击韧性都很低。

2. 正火温度和时间的影响

由于化学成分等因素的影响,102 钢的临界点范围较宽(见表 1-4),有的炉次 A_{c3} 高达 1000°C。为保证不同化学成分的钢充分奥氏体化,现行标准规定的正火温度应调整到 1020~1050°C。

表 1-4 102 钢的临界点(°C)

炉 号	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}
5B1-228	845	1000	730	855
3B5-19	820	950		
3B5-90	845	950		

正火温度对钢的持久强度有很大影响。图 1-14 列出了同一炉钢(化学成分见表 1-16 的序号 4)三种正火温度处理的持久强度曲线。可以看出,低于规定的热处理规范(970°C)

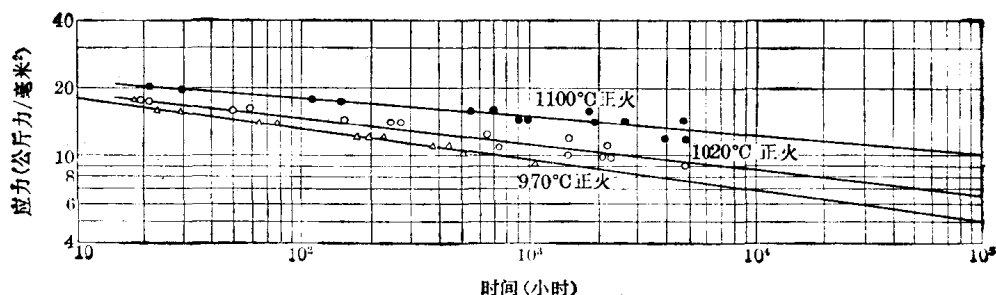


图 1-14 正火温度对 620°C 持久强度的影响

正火时, 整个持久强度的水平都很低, 曲线的斜率也大, 外推 10 万小时得到的持久强度值 ($\sigma_{10^5} = 5.28$ 公斤力/毫米²) 最低。当正火温度提高到 1100°C 时, 不但整个持久强度水平提高, 曲线的斜率亦减小, 外推 10 万小时持久强度达到 10.07 公斤力/毫米²。该炉钢在一般条件下热处理, 其性能是较低的。要提高 102 钢的持久强度, 充分发挥它的潜力, 提高正火温度是一个有效的途径。生产中应尽量做到这一点。

为了研究正火温度对钢的显微组织的影响, 用一个 1300°C 正火的试样与一般正火的试样作对比。电子显微镜观察表明^[27], 提高正火温度除了能使晶粒粗化外, 还使贝氏体的板条亦变得粗大(图 1-15)。更重要的是, 在一般正火温度下, 钢中存在着没有固溶的 $M_{23}C_6$ 、TiC 和 M_3B_2 相。例如, 在 1050°C 正火的试样中, 观察到粗大的球形 TiC 和长条形 $M_{23}C_6$ (图 1-16) 以及粗大的 M_3B_2 型硼化物(图 1-17)。这些粗大的析出相中钒、钛和硼等强化元素没有得到充分利用。当正火温度提高到 1300°C 时, 这些析出相大部分都溶解了, 只剩少量颗粒不大的析出相(图 1-15)。可见提高正火温度可以使未固溶的 TiC、 $M_{23}C_6$ 和 M_3B_2 相大大减少, 而在



图 1-15 1300°C、1.5 小时正火后的薄膜衍衬组织象 $\times 36000$ (粗板条贝氏体和少量细小未溶相)

回火时重新以弥散形式析出, 从而提高了强化效果。

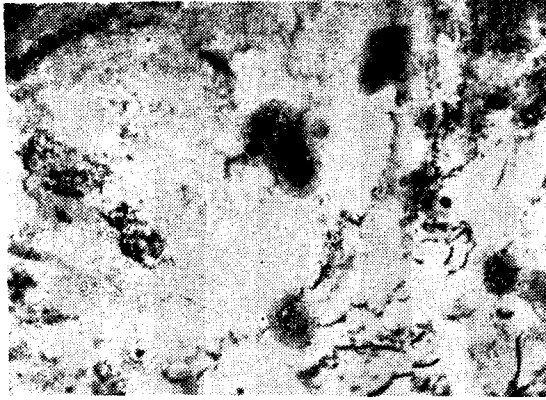


(a) 1050°C 正火后的薄膜衍衬图象 $M_{23}C_6$ (长条形) 和 TiC(球形) $\times 36000$



(b) 图(a)的 $M_{23}C_6$ 的(242)暗场象 $\times 36000$

图 1-16



(a) 1050°C 正火后的薄膜衍衬图象 M_3B_2 型硼化物 $\times 36000$



(b) 图(a)的 $M_3B_2(021)$ 的暗场象 $\times 36000$

图 1-17

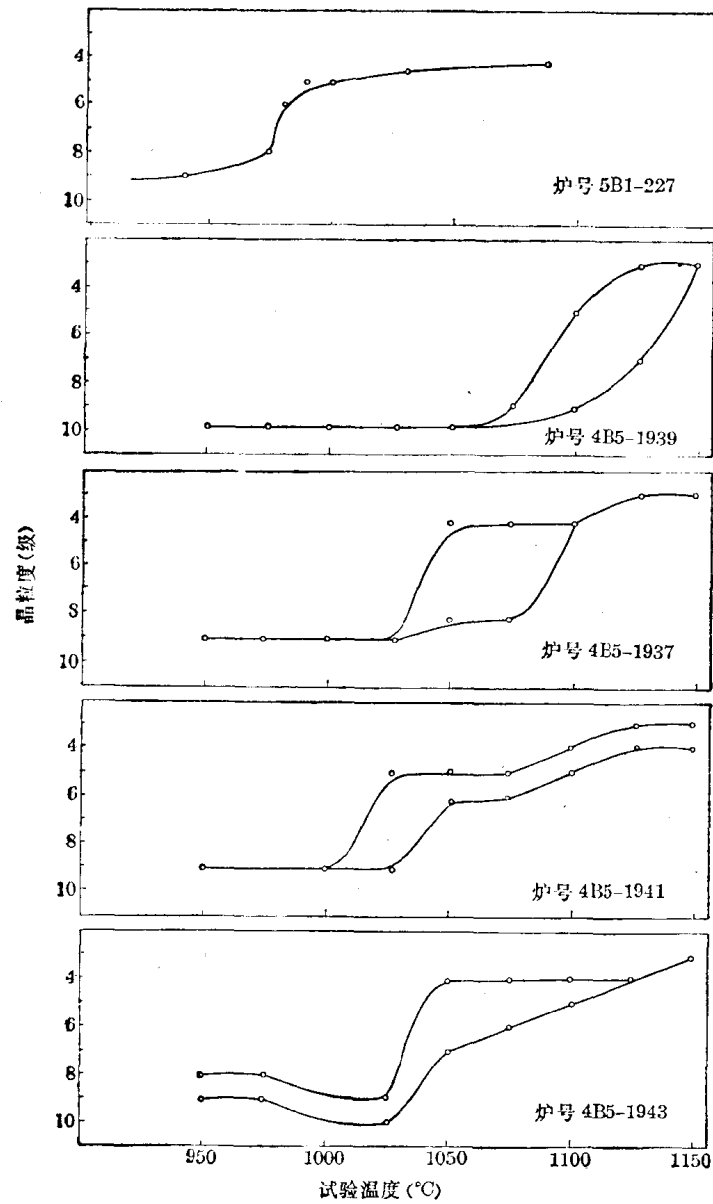


图 1-18 102 钢的晶粒长大曲线

正火温度对冷拔钢管实际晶粒度的影响见图 1-18。由于钢的化学成分和其他因素影响,不同炉号的钢晶粒长大的温度范围相差很大。在规定的正火温度范围内,可能得到不同的晶粒度,有的是粗晶,有的是细晶,还有混晶组织。类似现象在其他钢中(如 П11)也有发现,其原因尚待研究。

比较同一时期冶炼的 7 炉钢的持久强度发现(见表 1-16 中的 1~7),持久强度最高的炉号 2 和 1 晶粒最粗,晶粒细但较均匀的炉号 6 和 7 性能亦较好,性能最低的炉号 5 和 4 晶粒既细又有混晶(见表 1-5)。但其他时期冶炼的钢并不都符合这一规律。

表 1-5 晶粒度与 620°C 持久强度的关系

炉 号	1	2	3	4	5	6	7
晶粒度*	6~8	4~7	7~9	9~12	10~8	11~12	11~12
σ_{10^6} (公斤力/毫米 ²)	10.1	12.8	8.0	6.5	6.8	7.3	7.7

* 晶粒度用 400 倍检验,而后加 4。

粗晶贝氏体和细晶贝氏体形态上有所区别,粗晶贝氏体有较明显的方向性,经高温回火后在原始奥氏体晶内出现方向性的条纹花样(图 1-28);细晶贝氏体方向性不明显,特别是经高温回火后晶内条纹花样不很显著(图 1-29),有时容易误认为铁素体组织。

生产中还可能遇到在 A_{c1} 和 A_{c3} 之间保温后的转变产物,例如正火奥氏体化温度过低或热校正操作时得到的组织是贝氏体加铁素体(图 1-19)^[28],这种铁素体的形态不同于先析铁素体(图 1-20)。这样的组织性能不好,应尽量避免。



图 1-19 925°C 正火组织:
贝氏体加铁素体 ×500

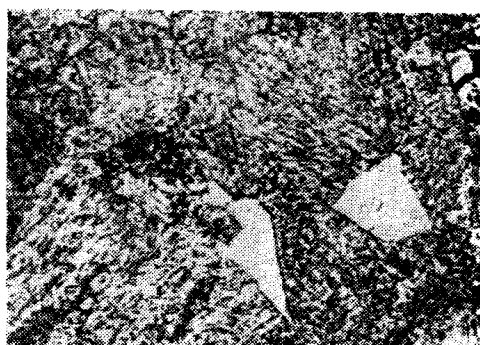


图 1-20 3B5-19 炉次, 1030°C 保温 10 分以 500°C
/小时冷却的组织: 贝氏体加铁素体 ×500

正火保温时间在 20~90 分钟范围内变化对显微组织、晶粒度和室温机械性能没有影响,但保温时间延长到 90 分钟可提高钢的热强性。图 1-21 列出了正火保温时间和钢的蠕变性能的关系。保温 20 和 40 分钟,蠕变性能相似,保温 90 分钟蠕变抗力有所提高。由于实际生产中钢管热处理长时间保温有困难,可以适当地提高加热温度。

3. 正火冷却速度的影响

在保证正火温度的前提下,只要冷却速度大于 α -曲线上“鼻部”的临界冷却速度,就可以得到贝氏体组织。不同冷却速度对机械性能和持久强度的影响见表 1-6 和图 1-22。

成品管热处理时从连续炉中出炉前温度有所下降,为了模拟这种生产情况,试验室采用从奥氏体化温度炉冷到 880°C 保温 5 分钟而后出炉空冷,结果也能得到单一的贝氏体组织,