

前 言

湖南省航空学会、湖南省宇航学会于1980年12月6日~10日联合召开了首届学术年会。参加会议的有湖南省三机局系统、七机局系统、省民航局、驻省空军、国防科技大学等有关单位。大会共交流45篇论文、报告。为促进交流,经过各专业组的推荐,选出了11篇论文、报告出版了这本论文集。

国防科学技术大学情报资料研究室

一九八二年六月

目 录

1. 马氏体 $\rightleftharpoons$ 奥氏体相变钢制锻件晶粒度
可靠细化方法及其机理的探讨……………吴力钧 彭筱峰 (1)
2. 光——光引电转轴数据采集系统方案探讨……………朱征云 蒋道生 (14)
3. RF80 系统恒温风速仪的研制……………李逢春 彭湘晖 (36)
4. 渐开线圆柱齿轮齿形系数拟合多项式……………章永锋 (61)
5. 四种黑色金属硬度与强度的换算
——为贯彻 HBo-94-77 进行的验证试验……………曾翠娥 蔡斌文 (80)
6. 放气对多级轴流压气机性能的影响……………李锡平 (92)
7. 纯数学化简法……………张继桓 (105)
8. 压铸模设计与铸件质量的关系……………潘佑平 执笔 (115)
9. 火箭的气动计算及结果分析……………李春忠 刘淑渭 (127)
10. 跨音级涡轮的气动设计……………石 靖 韩鉴元 潘扬烈 (146)
11. 带有冷却孔的叶片外型设计的 B 样条方法
……………赵玉琦 刘鼎元 肖宏恩 詹廷雄 (158)

马氏体 $\Rightarrow$ 奥氏体相变钢制锻件晶粒度 可靠细化方法及其机理的探讨

吴力钧 彭筱峰

提 要 本文概述了金属及合金的晶粒度对制件的 σ_s 、 AK 、 σ_{-1} 及 K_{Ic} 的影响,特别是钢的本质晶粒度对 K_{Ic} 的影响明显。

试验及生产实践说明:晶粒细化的历史经验不完全可靠。相变温度 A_{c1} 以上的加热速度对晶粒度有决定性的影响。每一个钢号有一个获得可靠细晶粒的临界加热速度。利用相变再结晶及栅控理论的联合作用来细化晶粒,于再结晶温度至 A_{c1} 点间的温度预热适当保温后,转入盐槽中加热淬火,可以消除粗晶遗传性,修复锻件的粗化温度满足细化晶粒临界加热速度的要求,从而得到简单而可靠的细化晶粒方法;并对其机理进行了分析和论述,同时挽救了数万元因晶粒度不合格的I、II类锻件。

一、引 言

众所周知,钢材或合金的晶粒度对 σ_s 、 AK 、 σ_{-1} 及 K_{Ic} 等机械性能有明显的影晌。钢材及其所制锻件的本质晶粒度对最终热处理后的晶粒度有重大影响。据资料[1]介绍,最终热处理后的晶粒度均为7~8级的两熔炉钢制件,但其本质晶粒度7级比7~3级的 K_{Ic} 值高25%,说明本质晶粒度对产品的服役能力有决定的 K_{Ic} ,影响显著。

航空用合金结构钢40CrNiMoA, 38CrMoA1A和马氏体热稳定不锈钢1Cr12Ni2WMoVNb(Gx—8)及其所制锻件应是本质细晶粒钢,都要求重要成件的实际晶粒度和本质晶粒度为ASTM5~8级。确保使用对钢材及锻件的非金属夹杂物有严格的要求。为使钢材的非金属夹杂物达到要求,广泛采用电渣或真空重熔,使钢的纯洁度大大提高,但是技术条件未规定的少量的某些阻止晶粒长大的合金元素如Al、Ti、V、Nb、等因而大大减少,锻件的热工艺参数若控制不适当,某些炉批钢及其所制锻件,按YB27—77规定检查,常出现本质或锻件本身的晶粒度不合符合要求。为适应生产需要,从热处理角度找出可靠的工艺条件来改善已制锻件的不良晶粒度以满足技术要求,这就是要探讨的问题。

二、晶粒细化历史经验的实践检验

当钢材或锻件出现晶粒度不符合 ASTM5~8 级时,人们往往利用“钢在加热中的相变再结晶”来改善晶粒度,一般采用一次或多次常规或高温正火[2]、[3]、[4],但生产实践结果,时常出现:

(1) 40CrNiMoA 钢的本质晶粒度不合格,见表 1 所示。

表(1)40CrNiMoA 钢制 I 类锻件曲轴前半部经常规正火及高温回火后锻件的晶粒度为 -1~1 级,再次采用不同工艺条件正火后,本质晶粒度均不合格。

表 1

再次正火处理条件		晶 粒 度 (级)	
温度 (°C)	时间(小时)	正 火 后	YB27—77处理后的本质晶粒度
950	2	6~7+15% 的 2~4	1~4级 >10%
	2	8~7	2~4级占 25%
	4	8+个别 4 级	2~4级占 25~30%
980	2	7~8+少量 6 级 +个别 4 级	约 15% 的 大于 4 级
	4	6 级+个别 4 级	大于 4 级的超过 10%
10000	2	7~8	5% 的 2~1 级
	4	7~8	15% 的 4~1 级
1020	2	7~8	50% 的 2~0 级
	4	7~8	约 30% 的 2~1 级
两次正火 1050 + 950	各 4	7~8	40% 的 1~3 级
		6~8	30% 的 2~4 级
三次正火 1050 + 950 + 880	各 4	7~8	30% 的 2~4 级
		6~8	50% 的 2~4 级

(2) 38CrMoA1A 和 1Cr12Ni2WMoVNb 钢及其锻件,其淬火温度均超过本质晶粒度检查规定温度,前者为 $940 \pm 10^{\circ}\text{C}$,而后者为 $1150 \pm 10^{\circ}\text{C}$,实际晶粒度严重粗化或混晶,不符合要求。

(3) 按试验室晶粒细化合格条件进行生产, 其实际或本质晶粒度仍不符合要求。如 40CrNiMoA 钢制Ⅱ类模锻件付连杆, 锻批号 79—2, 第一次正火后本质晶粒度不合格, 再按试验室的试验合格条件正火+高温回火后, 锻件的晶粒度为 8~7 级, 但检查本质晶粒度有 20~30% 的 1~4 级仍不合格。

又如 38CrMoA1A 及 1Cr12Ni2WMoVNB 钢制Ⅱ类锻件, 按锻件技术条件取样, 进厂复验晶粒度均合格, 但按复验的热处理条件生产, 晶粒度不合格, 38CrMoA1A 钢制汽缸的晶粒度出现大于 10% 的 3~1 级, 而 1Cr12Ni2WMoVNB 钢制后轴颈的晶粒度出现 10% 以上的 3~2 级的粗大混晶。再按[4]规定条件 1050℃ 正火后仍不合格。

为了满足要求有人利用“栅控理论”来改善晶粒度, 进行合适的预备热处理, 使在晶界上析出一定数量和适当分布的细小质点如 A1N 或碳化物等来阻止晶粒长大。晶粒粗大不合格的钢或锻件:

(一) 抚钢意见: 意见[5]于 1200℃ 高温正火及高温回火(40CrNiMoA 钢 710℃, 38CrMoA1A 钢 770℃) 析出 A1N 质点, 阻止按 YB27—77 规定加热制度引起的晶粒粗化, 从而使本质晶粒度检查合格, 但锻件于 1200℃ 高温正火后的晶粒度更粗化, 从 4~3 级粗化达到 -1 级, 最终调质处理更不能获得合格的晶粒度, 抚钢办法只解决试样的本质晶粒度检查可以合格, 但给最终热处理带来更坏的粗大晶粒。

(二) 大冶钢厂意见: 40CrNiMoA 钢于 $A_{c1} - 20^\circ\text{C}$ 以下进炉, 而后以 $10^\circ\text{C}/10$ 分钟速度缓慢升温到 880℃ 然后随炉升温到 930℃ 保温 3 小时后水冷。

(三) 148 厂主张 40CrNiMoA 钢件于 $\leq 300^\circ\text{C}$ 进炉后, 随炉升温到 930℃, 保温 3 小时后水冷。

(四) 550 厂意见: 40CrNiMoA 钢件于 A_{c1} 以下进炉, 随炉升温到正常淬火温度保温后冷却。

对于淬火温度低于 880℃ 的 40CrNiMoA 等钢, 慢升温主要有利用相变再结晶细化晶粒过程的形核及相变前析出一定量阻止晶粒长大的细小质点, 实践结果锻件本身的晶粒度均可细化达到 ASTM5~8 级要求, 但再按 YB27—77 的规定检查本质晶粒度仍不合格, 40CrNiMoA 钢试验结果见表 2。

表 2 40CrNiMoA 钢不同热处理细化后的晶粒度。从复验化编 78A260 供应状态钢棒上取样(20×20×60)的试验结果。

38CrMoA1A 钢制汽缸, 半成品调质处理, 进炉后炉温低于 770℃, 而后随炉升温至淬火温度 $940 \pm 10^\circ\text{C}$, 保温后冷却, 晶粒度有超过 10% 大于 3 级粗晶, 不符合要求。

1Cr2Ni2WMoVNB 钢制压气机盘等低于 740℃ 进炉后于 740℃ 保温 2 小时然后随炉升温至淬火温度 1150℃, 适当均温后冷却检查晶粒度 3 级的粗晶粒超过 10% 不符合要求。

已知经验实践结果均未能达到修复锻件的奥氏体粗化温度, 不能保证最终热处理后的晶粒度和 K_{1c} 值达到应有水平。

[6]主张利用在临界温度区间 ($A_{c1} \sim A_{c3}$) 重复快速加热, 使钢的晶粒度超细化, 直接用电接触法加热钢棒, 以大于 $1.5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的加热速度快加热到 A_{c3} 以上, 停留很短时间(30秒)使钢棒的晶粒度从 6 级细化到 11 级以上。但锻件的形状不均匀, 不可能采用。

表 2

序号	办法来源	热 处 理 制 度	晶 粒 度 (级)	
			处 理 后	YB27-77的本质晶粒度
1	YB27-77 及重检	供 货 状 态	4~3	1~2级为主及 少量 3~4 级
2	常规正火	850℃, 40 分空冷		50%的 3~1 级
3	抚 钢	高温正火 1200℃ 空冷 高温回火 710℃, 200' 空冷	-3~1	少量 5 级 个别 0 级
4	大冶钢厂 700~880℃ 慢升温	700℃进炉以 10℃/1分 速度阶梯升温 至 880℃ 后随炉升温至 930℃ 保 3 小 时后水冷	7~6	5~4
			7~6+少量 3 级	5~4
5	148 厂随炉 慢升温	≤300℃进炉, 随炉升温至 930℃, 保 3 小时后水冷	6~7	15%的 1~3 级
6	550 厂 随炉慢升温	≤300℃进炉, 随炉升温 至淬火温度 保温后油冷	6~7	10~15% 的 1~3级

三、晶粒度热处理细化可靠方法探讨

众所周知, 快速加热相变再结晶和栅控理论, 均能细化晶粒。据此联合作用, 在最终调质处理同时进行细化处理。调质处理的淬火工艺是于再结晶温度至 A_{c1} 点的温度下适当保温, (40CrNiMoA 钢 $690 \pm 10^\circ\text{C}$, 38CrMoA1A 钢 $760 \pm 10^\circ\text{C}$ 及 1Cr12Ni2WMoVNb 钢 $740 \pm 10^\circ\text{C}$ 在电炉中保 2~4 小时) 析出阻止晶粒长大的细小质点, 而后快加热 (盐槽中) 通过 ($A_{c1} \sim A_{c3}$) 至淬火温度保温后冷却。

考虑到车间接试验合格的工艺条件进行生产而晶粒度仍有不合格的, 其主要差别在于加热速度不同, 为弄清相变区 A_{c1} 点以上的加热速度的影响并考查所提方法是否有效, 进行试验及生产考查。

40CrNiMoA 钢。

(a) 高温金相试验

从原材料进厂复验化编为 77A52 所锻晶粒度已粗化为 -1~1 级的曲轴前半部上取样, 在高温金相显微镜上用不同加热制度加热至淬火温度, 加热过程中观察晶粒度的变化, 试验结果见表 3。

表 3 40CrNiMoA 钢相变区加热速度对晶粒度的影响

17#——加热速度 $15^\circ\text{C}/\text{分}$, 淬火温度下保温 3 分与 3 小时均一致。

26#——加热速度 $8.3^\circ\text{C}/\text{分}$

38#——加热速度 $1.25^\circ\text{C}/\text{分}$ ——慢加温

表 3

序 号	加 热 制 度			晶 粒 度	图
	680~700℃	700—→850℃		级	图 片
	保 温 时 间	加热时间	加热速度		
1	30分	10分	15℃/分	3 分	17 [#]
				180分	
2	不 保 温	18分	8.3℃/分	2 分	26 [#]
3	不 保 温	120分	1.25℃/分	3 分	38 [#]

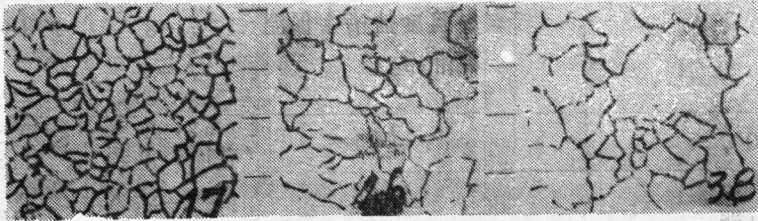


图 1 高温金相不同加热速度的晶粒度

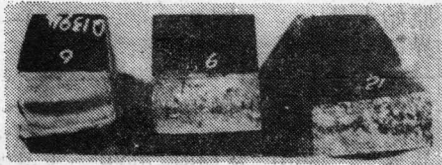


图 2 断口 Q1394. 1:1

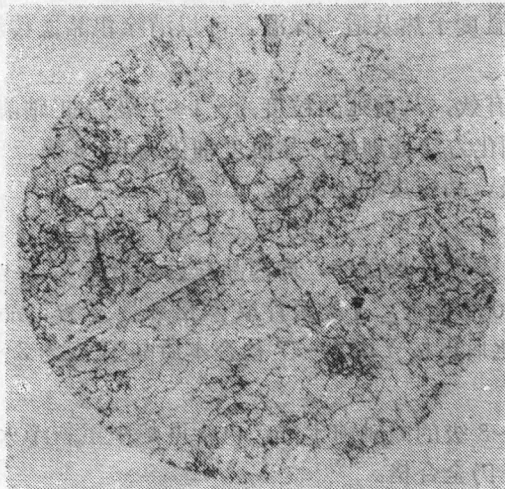
Q1394—12[#] 1280℃ 过热。Q1394—9[#] 1280℃ 过热后盐槽加热淬火细化。Q1394—6[#] 1280℃ 过热后经电炉予热转盐槽加热细化。

图 3 粗晶遗传性 Q1364 保留原有粗大晶界

(b) 不同加热速度试样对比试验

从供货状态的晶粒度及本质晶粒度均不合格复验化编为 78A260 的钢棒上取样, (20×20×60 及 80×50), 以供货态与 1280℃ 过热态, 相变温度区盐槽中快加热与电炉中慢加热, 盐槽中加热又分为经过电炉予热与不予热进行对比试验, 结果见表 4

表 4

编号	试样状态	预 备 处 理		细化处理办法	晶 粒 度 (级)	
		加热办法	处理后的晶 粒 度		细 化 后	YB27—77 后本质晶粒度
1	供货状态 晶粒度为 4~3级			直接放入淬火温度的盐槽中保温后冷	7—8	6-7-5+6~10% 的 4~3 级
2				电炉予热后转入淬火温度盐槽中保温后油冷	7—8	6~5
					7—8	7-8+少量6~5
					7—8 φ80试样	7~5
3	过热态1280℃			同 1	7—8 *有原大晶界	断口过热见图 2 Q1394 的9 [#]
4	40分空冷晶粒度 3 级断口严重			同 2	7—8	断口良好见图 2 Q1394 的6 [#]
5	重过热见图 2 Q1394 中的 12 [#]	电 炉 中 常规加热 淬 火	6~8级有 原始大晶 界*	同 2	8—9	8~6
						7~8
		盐槽中 加热淬 火同 1	7~8级 有原始大 晶界*	电炉中慢加热： 550厂及148厂办法	7~8 有原始 大晶界*	5~7级及 15%的4~3级 5~7及15% 的4~3级

* 见图 8 Q1364

试验说明: 40CrNiMoA 钢相变点 A_{c1} 以上的加热速度大于 15℃/分, 能使晶粒细化合格。于 A_{c1} 点稍低温度予热及适当保温, 可以消除粗晶遗传性[7]。

(c) 零件试样考核

考查细化方法是否有效, 从前述晶粒度为 -1~1 级的曲轴前半部锻件上, 切取长 100mm 的一段按所提细化方法处理后, 晶粒度细化为 9~8 级, 细化后按 YB27—77 检查本质晶粒度为 8~6 级, 晶粒度细化良好。

(d) 锻件生产考核

有五种 11 批 I、II 类锻件数百件, 均因晶粒度不合格, 详见表 5, 按所提细化方法处理后, I 类锻件 100% 检查, II 类锻件取双倍数量检查, 晶粒度均达到 ASTM 的 9~8 级或 7~8 级, 细化后再按 YB27—77 检查本质晶粒度为 8~7 级或 6~7 级, 全部细化良好。

晶粒度细化达到 9~8 级的曲轴前半部, 再于电炉中重新淬火后晶粒度为 7~8 级, 其本质晶粒度为 5~7 级仍全合格。

表 5 40CrNiMoA 钢锻件晶粒度不合格情况。

表 5

序号	锻件名称	批数	实际晶粒度	本质晶粒度
1	H6曲轴前半部	2	大于10%的1~4级	30~40%的4~1级
2	H6浆轴	1	约20%的1~4级	50%的4~2级
3	WJ—6涡轮轴	1	约15%的1~4级	30~40%的4~1级
4	WJ—6弹性轴	1	约15%的2~4级	20~30%的4~2级
5	H5—付联杆	3	约60%的3~4级	20~30%的4~1级

(e) 电炉中快加热生产考核

有尺寸为 372×260 的中间齿轮架Ⅰ类锻件，电渣钢炉批号 77—1804/79P80—84 工厂复验本质晶粒度为 2~4 级，重取用 880°C 保 5 小时水冷检查实际晶粒度有 25% 的 3~2 级晶粒度均不合格，为降低成本满足生产需要，取 723—335 子炉号 6 件，粗加工（如图 4）后调质处理的淬火工艺，按下述办法进行：

于再结晶温度至 A_{c1} 点间的温度下予热保温 3.5~4 小时后转入 $950\sim 10^\circ\text{C}$ 的 RJX-75-9 电炉中，入炉后于 $850 \pm 10^\circ\text{C}$ 保温 90 分钟油冷并按需要温度回火，调质后的晶粒度为 6~7 级，横向冲击 $AK = 14 \sim 16 \text{Kg-M/cm}^2$ 。再按 YB27—77 检查本质晶粒度靠表面为 4~5 级，最大截面的中心部位为 3~5 级。锻件本身的晶粒度是合格的而本质晶粒度不合格。锻件最大截面处中心比靠近表面的本质晶粒度还差些，但比复验所得的要好些，原有严重混晶基本改善，说明相变温区 A_{c1} 以上的加热速度还不够快，要将装炉温度从 950°C 提高至 1000°C 或 1050°C 作进一步试验。

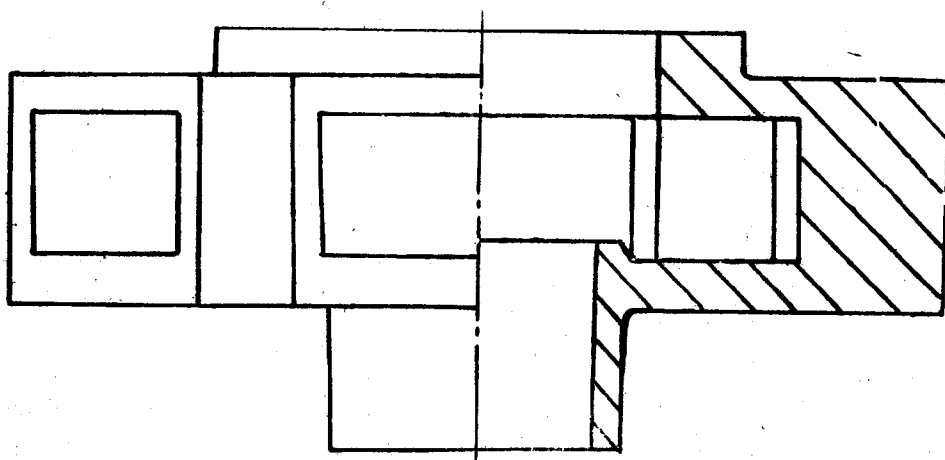


图 4

(f) 电炉中予热后慢加热试验

79—2 批的付联杆，为降低成本满足生产需要，调质处理的淬火工艺按下列办法：于再结晶温度至 A_{c1} 点间的温度下予热 2~3 小时，而后以 $10^\circ\text{C}/10$ 分钟阶梯慢升

温至 820℃ 后随炉升温至淬火温度 850℃ 并保温后油冷和按需回火。

锻件本身的晶粒度调质前为 8~7 级，调质后为 6~8 级，调质后按 YB27—77 检查本质晶粒度为 5~6 级 + <10% 的 4 级。晶粒度均合格，但有 4 级粗晶若锻件调质前的晶粒度比 5~7 级粗大将如何呢？尚待进一步考查。调质后的晶粒度及本质晶粒度与前述盐槽快加热细化方法相比均较差。

相变温区慢加热前不予热，本质晶粒度不合格（4 级以上粗晶大于 15%）为确保晶粒度良好特别是本质晶粒度也合格，使 K_{lc} 值达到应有水平，所提盐槽加热细化方法是最可靠的。

(1) 38CrMoA1A

(a) 淬火加热温度和保温时间对晶粒度的影响

从两炉批汽缸上切取试样(20×30×100)试验，数据见表 6

表 6

热处理前 晶 粒 度	№	热 处 理 制 度				晶粒度 (级)
		进炉温度	至淬火温度940℃的加热时间	加热速度	940℃保温时间	
1~4级 及 4~5级 各50% (A920)	1	730℃	120 分	≈8℃/分	4 小时	3—2
	2	750℃	90 分	10.4℃/分	4 小时	4~5
	3	810℃	60 分	15.6℃/分	6 小时	4~5
	4	840℃	30 分	31℃/分	4 小时	6~5
	5	940℃	10 分	>31℃/分	4 小时	6~5
	6	940℃	3 分	>31℃/分	8 小时	6
5 ┌ 6 级 A573	7	730℃	120 分	≈8℃/分	4 小时	4—3
	8	750℃	90 分	10.4℃/分	4 小时	5
	9	810℃	60 分	15.6℃/分	6 小时	5
	10	840℃	30 分	31℃/分	4 小时	5—6
	11	940℃	10 分	>31℃/分	4 小时	5—6
	12	940℃	3 分	>31℃/分	8 小时	5—6

试验说明：38CrMoA1A 钢于相变点 A_{c1} 以上的加热速度大于 15℃/分，能细化晶粒合格，反之小于 10℃/分 晶粒粗化，快热至淬火温度后的保温时间增加一倍，晶粒度还是良好的。

(b) 钢材过热晶粒粗化后，细化方法考核

从工厂复验化编 76A74，含铝量 0.85% 的钢棒上切取 试样(20×20×60)，于电炉中 1300℃ 过热并 950℃ 淬火后，其晶粒度为 0—1 级，断口严重过热，按所提方法细化

处理后，晶粒度为 6~7 级及 6~8 级，严重过热断口基本消除。

(c) 生产考核

Ⅰ类锻件汽缸批量大，为适应快加热需要采取高温装炉，以提高相变区的加热速度。通过 20 多炉批锻件考核，严重混晶完全消除，结果见表 7

表 7 淬火加热速度对晶粒度的影响

表 7

处 理 前			细 化 处 理 工 艺							
炉批号	原加热工艺	晶粒度(级)	炉号	进 炉	降温时间	降温至	升温时间	加热速度	淬火温度	晶粒度(级)
A634	~430'油冷 940℃进炉 15'→750℃左右 105'→940℃×400'	4~5+	A646	1070℃	15分	850℃	45分	15.5℃/分	940℃ 430'油冷	6~5
		约25%的 2~3级	A693	1050℃	15分	850℃	45分	15.5℃/分	同 上	5~6
			A688	1030℃	15分	800℃	105分	≈8℃/分	同 上	5~6+15%左右的2~3级
6~7+约 20%的 2 级		A712	1050℃	10分	850℃	35分	20.7℃/分	930℃, 430'于35~55℃的水冷	6~7	
2~4及 5~7各50%		A761	1100℃	10分	850℃	60分	13.3℃/分		5级+少量 6 级	
4~5+>10% 的 3 级	A781	1100℃	10分	850℃	60分	13.3℃/分	5级+<10% 的 4 级			
5+约 15% 的 2~3 级	A782	1100℃	10分	850℃	60分	13.3℃/分	5+<10% 的 4 级			

通过试验及生产考核使 38CrMoA1A 钢晶粒细化的合适加热速度大于 15℃/分。

(3) 1Cr12Ni2WMoVNb 马氏体不锈钢

(a) 相变温度区间(760~820℃)不同加热速度下的晶粒度

(1) 取晶粒度 4~3 级的 Ⅰ类锻件后轴颈(锻件批号 74P62)切取试样(20×20×50)在电炉中加热试验，Ac₁ 以上加热快者，晶粒细化，结果见表 8

表 8

№	热 处 理 制 度				晶 粒 度(级)
	预 热	加热时间	最终热处理	加热速度℃/分	
1	740±10℃ 2 小时	3 分	850℃130'油冷	37	5~4
2		60分	“ ”	1.8	4~3~2~5
3		120分	“ ”	0.9	3~2~4
4		8 分	1050℃130'油冷	39	5~4
5		120分	“ ”	2.6	3~2~4~1
6		180分	“ ”	1.7	2~3~1~4

(2) 取晶粒度已经细化为 5~4 级的随炉温加热至淬火温度(1150℃)晶粒又粗化, 结果见表 9

表 9

№	热 处 理 制 度				晶粒度 (级)
	预 热	加热时间(分)	淬 火 温 度	回 火	
7	740℃ 5 小时	165	1150℃ 10分油冷	740℃ 6 小时空冷	4~5
8	740℃ 5 小时	360	1150℃ 10分油冷	740℃ 6 小时空冷	3~4

(b) 从后轴颈上切取一段试验, 取晶粒度不同粗化试样, 按所提方法细化处理, 粗晶粒均细化良好。结果见表10

表 10

细 化 工 艺	晶 粒 度 (级)	
	细 化 前	细 化 后
电炉予热, 740℃ 保 2 小时转入 1000℃ 盐槽中, 于 15 分钟加热至 1150℃, 保 30 分钟油冷十回火	3—4	5—6+少量 4 级
	4—3—2—1	6—7+少量 5 级
	3—2—4	6—7+少量 5 级

通过试验说明经电炉予热后转入盐槽快加热能细化晶粒合格。

(c) 生产考核

涡浆 6 的后轴颈及 - 级和 + 级压气机盘共 13 个锻批, 用所提方法处理, 晶粒度均细化合格。数据见表11

表 11

零 件 名 称	锻 件 熔 批 号		细 化 处 理 740→1150℃ 的加热时间	晶 粒 度 (级)	
	熔 号	锻 批 号		细 化 前	细 化 后
后 轴 颈	13—993	74P58	10~12分	3—4+25%的 2 级	6~5
	13—994	74P62		3—4+15%的 1 级	6~5
	14—897	74P64		2~4	6~5
+ 级压 气机盘	84T330	79P175	25分	3~5	5~4+10%的 3 级
		79P175	12~15分	3~5	
					5~4
- 级 压 气 机 盘	84T333	78A263	8~10	基本晶粒 4~5级 3~2级 约占20%	6~7
		78A262			
		78A336			
		78A325			
	86—133	79A130			

通过试验说明要求晶粒度为8~4级的 G_{x+8} (1Cr12Ni2WMoVNb钢)锻件于740℃至淬火温度加热速度大于35℃/分而加热时间不超过12分钟可使粗晶细化合格。

12Cr2Ni4A及18Cr2Ni4WA钢制渗碳零件,晶粒或组织粗大,按所提方法细化良好。

GCr15钢制内外环,于1040℃细化碳化物处理后,晶粒度从7~8级粗化为5级左右,再按所提方法使晶粒度细化达到10~11级。

四、晶粒度细化方法的机理探讨

人们熟知加热相变可以细化晶粒,但实践说明相变温度区 A_{c1} 以上的加热速度或过热度对细化影响很大,АП古里耶夫[8]把过热度从17℃提高到77℃,测得结晶参数 Π (晶核数)增大260倍,而结晶参数 G (晶粒成长线速度)仅增加40倍。在相变温区快加热,使 Π 的增加远大于 G 的增加,可使晶粒细化。

栅控理论可以细化晶粒。孔歇尔[9]指出:退火温度对钢中AIN含量起决定性影响,AIN含量600℃时为0.005%,700℃时为0.01%,而900℃以上反而急剧下降。日本学者[10]、[11]指出:小于0.1 μ 的弥散质点碳化物或氮化物是GCr15钢再加热时获得超细奥氏体的晶核。

于再结晶温度至 A_{c1} 间的温度予热及适当保温可起下列作用。

(1)析出阻止晶粒长大的碳化物或氮化物(AIN)等细小质点,并作为 $\alpha \rightarrow r$ 相变时形核,增大结晶参数 Π 。

(2)予热可减小 A_{c1} 加热至淬火温度的温差,相对增大相变温度区的加热速度,即相对提高了过热度,增大了相变驱动力。

(3)予热后基本消除了内应力,特别是第二和第三类应力,这就大大降低了原粗晶的界面能和畸变能,提高了原粗晶相变前的自由能(或讲温度),有利于奥氏体逆相变[12]、[13]、[14] $\alpha \rightarrow r$ 转变的形核和扩散及逆相变前针状组织的球化。

(4)予热改变了原粗晶的位向关系,从而解决了粗晶的遗传性[7]。

马氏体或贝氏体的晶体结构为体心正方(b 、 C 、 T),马氏体(α') $\rightarrow$ 奥氏体(r)的位向关系[15]、[16]按 $K-S$ 机制逆相变为 $[110]\alpha' // [111]r$, $[1\bar{1}\bar{1}]\alpha' // [\bar{1}\bar{1}0]r$ 马氏体的惯析面,中碳含量的钢为 $(111)r$, $(225)r$ 。

贝氏体 $\rightarrow$ 奥氏体的位向关系[16]、[17]按西山机制逆相变为 $[\bar{1}10]\alpha // (111)r$, $[110]\alpha // (211)r \dots$ (上贝)。按 $K-S$ 机制逆相变为: $[011]\alpha // (111)r$, $[1\bar{1}\bar{1}]\alpha // (10\bar{1})r$, $[2\bar{1}\bar{1}]\alpha // (\bar{1}2\bar{1})r \dots$ (无碳贝及下贝)。其惯析面:上贝氏体为 $[111]r$,下贝氏体为 $[225]r$,无碳贝氏体为 $[111]r$ 。

于再结晶温度至 A_{c1} 间的温度予热和适当保温后,转变为珠光体及少量铁素体,晶体结构为体心立方(b 、 c 、 c)。珠光体 $\rightarrow$ 奥氏体的位向关系[17]按 $r \rightarrow \alpha$ 逆相变为 $[110]\alpha // (111)r$, $[111]\alpha // (110)r$,其惯析面为 $[001]r$, $[101]r$ 。

予热的作用,前面已有实践数据说明了,还举例进一步说明:

复验化编78A260的40CrNiMoA钢,按YB27-77检查本质晶粒度及工厂办法检

查实际晶粒度均不合格，严重混晶，经予热后淬火重新作晶粒度均合格，数据见表12

表 12

№	标 准	热 处 理 制 度	晶 粒 度
1	YB27—77	930℃保 3 小时水冷	1~2级为主及少量 3~4级
2	予热后按 YB27—77	予热 690+20℃ 保 2 小时转 入 930℃ 保 3 小时水冷	6~7级
3	湘江机器厂检查 实际晶粒度办法	880℃ 保 5 小时水冷	20%4~5级 20~25%3~1级
4	予热后按 3	予热 690+20℃ 保 2 小时转 入 880℃ 保 5 小时水冷	7~8级

经电炉予热后转入盐槽中加热，能使 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变钢的严重粗晶或混晶细化良好。相变温度区 (A_{c1} 以上) 加热快，使晶粒细化占主导地位。但予热是破坏原粗晶的必要条件。不予热则原粗晶的界面能和畸变能不能减少，且晶内和晶界上的细小质点相对来说就很少，这就不利于奥氏体逆相变细化晶粒的形核和扩散，逆相变前的针状组织不能改善或球化，晶体位向关系不能改变，则粗晶的遗传性[7]不能破坏，故仍保有原粗晶的大晶界或粗晶。

40CrNiMoA 钢于 700—800℃ 区间慢加热，使粗晶的界面能和畸变能有所降低，析出一些阻止晶粒长大并可作为相变形核的细小质点，主要是有利于扩散相变，因而使晶粒细化。由于位向关系基本未改变，仍保有原粗晶的大晶界或粗晶，（见表 4 实践对比数据）。说明未能修复锻件的粗化温度。若于 700℃ 时进行予热和适当保温，细化效果就较好些。

从理论上和实践上进行分析和对比，细化效果是以电炉予热后转入盐槽中快加热的最好。其次是予热后于 ($A_{c1} \sim A_{c3}$) 慢加热，试样试验晶粒细化合格。但尚待生产考核。最后是慢加热可使锻件的晶粒细化合格，但本质晶粒度就不一定合格。

四、结 论

通过以上 6 个钢号的试验及生产多批实践考核说明：

(1) 相变温度区 (A_{c1} 以上) 的加热速度，对晶粒度的细化有决定性的影响。

高温金相是研究此影响的好方法。

每个钢号有一个获得细晶粒的临界加热速度 40CrNiMoA 及 38CrMoA1A 合金结构钢为 $\geq 15^\circ\text{C}/\text{分}$ ，而 1Cr12Ni2WMoVNb 钢的淬火温度很高，临界加热速度应 $\geq 35^\circ\text{C}/\text{分}$ 。盐槽加热可以满足此临界加热速度的要求。

(2) 于再结晶温度至 A_{c1} 间的温度下予热，并适当保温能很好地解决粗晶遗传性问题。

(3) 所提出细化晶粒度的方法，可于最终调质处理时合并进行，也可作为予备热处理，方法简单，效果可靠。

试验数据的取得，是车间及科内不少同志辛勤劳动的结果。高温金相承蒙中南矿冶

学院韩得伟和谭雪成同志的大力支持取得的，在此表示感谢。

参 考 文 献

- [1] 《40CrNiMoA 钢的本质晶粒度对其使用状态实际晶粒度和断裂韧性的影响》西北工业大学科技资料总字 627 期 1978 年 6 月。
- [2] 《合金结构钢本质晶粒度与合金元素铝、锻造工艺、热处理工艺间的关系》，红原铸锻厂内部资料 1979 年 4 月。
- [3] 《38CrMoA1A、40CrNiMoA 结构钢过热断口试验小结》湘江机器厂 内部资料。1979 年 12 月。
- [4] 《1Cr12Ni2WMoVNb (Gx—8) 热稳定不锈钢热处理工艺说明书》三机部 621 所内部资料 1977 年元月。
- [5] 《航空用合金结构钢直接法晶粒度质量研究报告》抚顺钢厂 1979 年 12 月。
- [6] 《合金钢超细晶粒处理》钢铁研究院 1979 年 3 月。
- [7] Морфология Аустенита образующего при Нагреве стали с исходной Мартенситной или бепнитной структурой.
В Д Саловский, В. М. Умова.
- [8] А. П 古里耶夫《钢的热处理》东北工学院金相热处理教研组译。机械工业出版社。1956 年。
- [9] 《工业用钢》孔歇尔著 1957 年冶金工业出版社。
- [10] 《热处理译文集》(一)河北工学院 1977 年。
- [11] 《热处理译文集》(二)天津市科技交流站 1978 年。
- [12] 《铁と钢》田村今男等 1976 年 62 卷 №11
- [13] 《铁と钢》西山善次等 1976 年 62 卷 №2
- [14] 《铁と钢》松田昭一等 1974 年 62 卷 №2
- [15] 《马氏体相变与马氏体》徐祖耀 科技出版社 1980 年。
- [16] 《金属固态相变》北航 102 教研室 1979 年 12 月。
- [17] 《近代金属学基础》湘大金属材料教研室，1980 年 5 月。

光—光引电转轴数据采集系统方案探讨

朱征云 蒋道生

提 要 为解决航空发动机、工业汽轮机之类大型旋转设备的轴数据检测,文章提出了一种新颖的光——光引电转轴数据采集系统方案。该方案是采用光储能和光信息传递的方式实现引电的。跟其他诸引电方式的系统比较,它具有结构简单、精度高、应用转速范围广、抗电磁干扰性强、对被测系统负荷小、易于静校及经济性好诸优点,是一种值得探讨的新方案。

文章对常用的测扭方案和引电方案作了简单的介绍和述评;对本方案作了比较详细的分析论证,并给出了具体设计。此外为扩展本方案的使用范围,文章还提出了光——电容和光——无线电引电方案,作为本方案的补充和发展。

前 言

随着航空发动机、工业汽轮机和 10000 马力级船用发动机的发展,需要检测大量的旋转部件的参数,诸如:叶片动应力、叶片和轮盘的溫度、转轴扭矩以及压力、位移等,通称轴数据。为此,相应地发展了滑环、水银、电容、多绕组旋转变压器、感应和无线电遥测等引电方式的转轴数据采集系统。然而随着轴转速的提高和对测量要求的提高,上述诸方式或多或少地存在一定的困难和局限性。

为了满足航空发动机及其试验设备的需要,在详细研究上述诸方案的基础上,又从人造卫星电源技术和光通讯技术上得到启发,提出一种新型的光——光引电转轴数据采集系统。

系统原理是:地面能源以光能的形式照射到粘结在旋转部件上的硅光电池组,由它变换成轴电子系统和光发射器件所需要的电能;轴电子系统又将按装在旋转部件上各传感器所检测到的信息变成电脉冲,激励光发射器件,以光的形式将信息传输到地面,由地面测试设备给出测试结果。

跟其他方案相比较,光——光方案具有应用转速范围宽、精度高、抗电磁干扰性强、对被测轴负荷小、易于静校和经济性好等优点,是一种值得探讨的新方案。

本文以高速转轴测扭为对象,全面评述各常用测扭方案和引电方案,并详细论证光——光引电转轴数据采集系统,并给出具体设计。

一、常见各测扭方案的述评

弹性轴受扭时，其剪切应力和给定长度上的扭角分别为

$$S_g = \frac{16T}{\pi d^3} \quad (1)$$

$$\theta = \frac{32 \cdot L \cdot T}{\pi d^4 \cdot E_s} \quad (2)$$

式中， T ：扭矩 (Lb-in)， d ：轴径 (in)， L ：轴上给定长度。 E_s ：材料弹性剪切模量 (psi)。

因此，扭矩测量通常分为两大类，一类是检测轴受扭变形所引起的物理参数的变化，如应变测扭、磁致伸缩测扭；另一类是检测被测轴已知长度上的扭角变化，如光电测扭、电容测扭等。

1. 电磁感应——音轮测扭

在轴的给定长度上按装二只齿数为 z 的相同音轮；在音轮的同一径向平面内按装相应的拾音头，见图 1。

转轴受扭，二音轮之间出现相对角位移 θ ；那么两只拾音头感应输出的电信号之间的相位差 ϕ 为

$$\phi = z \cdot \theta \quad (3)$$

由电子仪表测出 ϕ ，即可求得被测扭矩。

这种方案特点是成熟、可靠、精度高达 0.2~0.3%、非接触测量，且能在恶劣环境条件下工作。典型产品有日本 DSTP 系列、英国 DPM-380 系列；国内有洪江仪表厂、上海仪表所等单位的产品。然而这种方案静校时，需将拾音头相对音轮旋转，故要一套附加的传动机构，从而结构复杂、成本增加。此外，由于音轮是铁磁材，对被测轴负荷大，因而限制了它在高转速系统和小功率系统的应用。

2. 光电测扭

(1) 脉冲方式

原理同音轮法测扭，区别仅在于用周边均布狭缝的铝制圆盘代替音轮；用光源和光敏接收器件代替拾音头而已，见示意图 2(a)。

此法的优点是简单、精确、对被测轴负荷

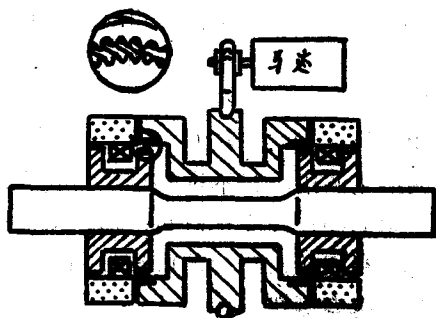


图 1

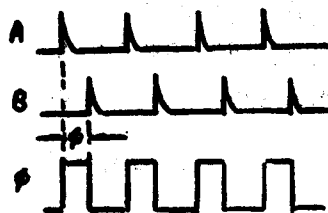
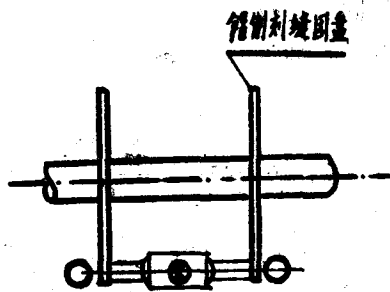


图 2a