

宇航用 D6AC、D6AE 超高强度钢管试制总结

万 鸿

一、前 言

自五十年代末期出现了D6AC超高强度钢以来,由于这种钢具有高的强度/密度比、良好的可加工性和可焊性以及简单的热处理制度等优点而受到了宇航部门的极大重视。美国宇航工业使用多种超高强度钢,但在强度、破断韧性、抗应力腐蚀、加工性能与成本等方面却认为D6AC钢为最好。D6AC钢的抗应力腐蚀比H11, 4330和4340钢都高,在相同条件的

介质中,其它超高强度钢件不到200个小时就断裂,而D6AC钢件超过300小时还不会断裂。D6AC钢经压力加工成板材或锻制件,它的壁(板)可薄至 $\pm 3.0\text{mm}$,这就是说,它的加工塑性良好。据不完全统计,美国在七十年代所生产的300多种各类型战略和战术导弹和火箭壳体包括各种助推器,基本选用超高强度钢D6AC经锻造、深冲或压延焊接而成圆筒,再经旋压

质处理后的D6AE可得到高于D6AC(真空+电渣工艺)的 K_{Ic} 值。因此,常压+电渣冶炼D6AE钢的工艺应该说是一个很有前途的工艺。

二、中合金含Cr $\approx 5\%$ 超高强度钢是从含Cr $\approx 3\%$ 逐渐演变而来的。由于这类钢具有优于低合金超高强度钢的耐热性,因而在宇航用钢中占有很大比例。这类钢不仅在宇航工业中大量使用,在冶金工业上的使用也在快速发展,例如冶金工业的热模具和轧钢、轧管机组上的主要工具等都已采用了这个钢种。

三、沉淀硬化型和马氏体时效钢的发展较快,目前已经在各国得到工业性应

用。就它们的使用可靠性及强度级别来看,它们是目前宇航工业中较理想的材料之一。但是,它们的合金元素含量较高,价格较昂贵,冶炼工艺也较复杂,今后要扩大应用范围,努力降低成本便是最根本的问题之一。

四、基体钢直至目前尚未做为商品工业性应用,仅处于扩大半工业性研制阶段。由于它采取了工具钢的基体强度以及合金结构钢的塑性和韧性特点,在今后发展中有可能不仅仅是超高强度钢系列中的重要组成部分,而且也可能成为工模具用钢的主要钢种之一。

成筒体，最后再焊接前后封头而成壳体，如图1。

近年来，我国宇航工业在飞速发展，常用壳体超高强度钢已不能满足需要，因而从美国引进D6AC超高强度钢，用以制造宇航壳体。1977年国家决定将研制D6AC大口径超高强度宇航壳体无缝钢管的任务交给我厂完成。我们根据我厂设备条件采用了两种工艺进行试制。一种工艺是真空感应加电渣重熔冶炼D6AC钢，再一种是用我厂非真空3T电弧炉冶炼电极加电渣重熔的D6AE超高强度钢。这两种钢经我厂周期轧机进行穿孔、延伸、轧制，而后再经我厂热扩径机扩径为 $\phi 593 \times 23 \times 3300\text{mm}$ 大口径壳体的管。试制的结果表明，我们所采用的这两种工艺是可行的，成品达到了设计要求和国内外水平。但是，我们所取得的成果是初步的，而且我们所取得的成果和许多兄弟单位的热情帮助是分不开的。为此，我们向有关兄弟单位表示衷心的感谢。

二、宇航壳体管试制工艺之选择

近年来，国外宇航壳体超高强度钢大都采用两次熔炼，即母材熔炼和重熔。目前，一次熔炼的最重要手段是碱性电弧炉和大型真空感应炉，还有等离子炉也在发展；而二次重熔工艺最主要手段是真空自耗炉和电渣重熔。真空感应炉是在真空下熔炼，它能严格控制合金中活泼元素Al、Ti等的含量，进而保证合金的性能、质量和稳定性。真空冶炼有利于去除气体和夹杂物，因而冶炼出来的合金中 H_2 、 O_2 、 N_2 和夹杂物的含量都较低，有害杂质元素和Pb、Bi、Te、Ca、Cu等在真空中可以得到挥发。但是，真空冶炼时在钢液和坩埚耐火材料之间会发生某些化学反应，致使合金在一定程度上受到沾污，因而在钢锭浇铸凝固时存在普通铸锭工艺所具有的一些缺陷。

真空自耗重熔是在五十年代中期开始应用于合金钢和高温合金的生产。由于它克服了普通铸锭缺点，能获得较高质量的钢锭，使合金具有良好的组织和性能，因而应用得很广泛。据1969年统计，美国二十几家公司共有真空自耗炉80多台，每年生产能力高达22.5万吨。

电渣重熔是五十年代在苏联大电渣焊基础上发展起来的。它是利用电流通过渣层产生的电阻热来熔化自耗电极的金属母材。液体金属以溶滴形式经渣层下落至水

冷结晶器中的金属溶池内，钢锭由下而上逐步结晶。电渣重熔一般是在大气下进行，也可以用氩气保护。重熔时，合金得到进一步精炼，夹杂物通过渣洗和在溶池

图1 经压延和焊接而发动制成的火箭机壳体

中上浮而被除去。重溶时应控制较浅的金属熔池，以获得均匀和偏析较小的高质量钢锭，其柱状晶与锭轴间的夹角很小。重熔后钢的各种性能都有较大提高，夹杂物含量降低并呈分数的均匀分布，消除了各种宏观和显微缺陷。电渣炉设备简单，成本低，钢锭表面光滑，还可铸成各种形状的锭型。电渣重熔工艺自六十年代以来，美国和西欧各国都给予极大重视，电渣炉的数量增长很快，参看图2。

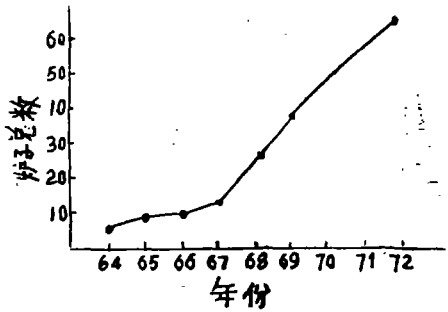
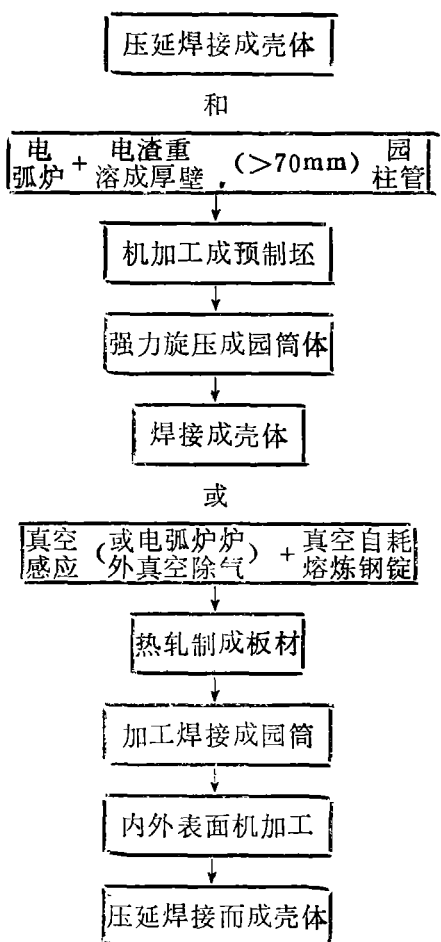
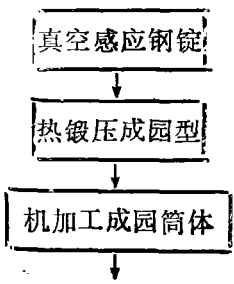
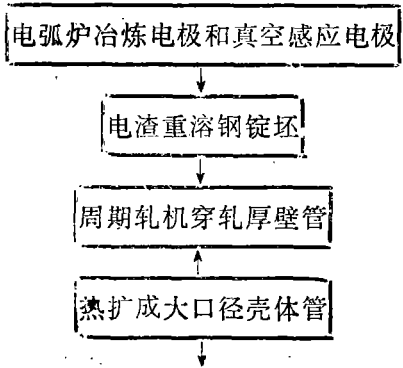


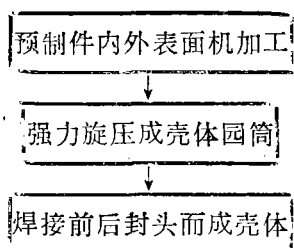
图2 世界各国电渣炉增长情况示意图 (苏联不包括在内)

在超高强度钢的生产中，提高钢质强韧化综合性能的主要途径就是降低钢中夹杂物和气体含量。国内外在生产宇航壳体中大都围绕解决这个问题来编制工艺线，特别是成型工艺无不着重考虑降低钢中气体含量，提高钢的强韧化综合性能等问题。目前世界各国生产宇航壳体采用了下列工艺：



我们在对国内外宇航壳体生产工艺进行了研究的基础上，根据我厂生产条件，为保证顺利完成宇航壳体的试制任务，我们确定的试制工艺线为：





我们认为，电弧炉冶炼加电渣重溶工艺，对于降低钢中的夹杂物和气体含量都

有良好效果，特别是电渣锭经过周期轧机轧制成厚壁管，而后再由热扩工艺经三次九道扩径变形而成壳体的管，这一工艺线既能提高钢质的强韧化性能，也能够使成品管的纵、横方向的性能完全一样，这就是说，这一条工艺线能保证成品的双轴线性能良好。

三、宇航壳体管轧制参数之确定

根据我厂试制宇航壳体管所选择之生产工艺线，为了给周期轧机的轧制和其后的热扩径工艺提供轧制参数，我们进行了必要的试验研究。试验过程中，我们克服了设备条件差等困难，以热压缩和高温扭

转方法对D6AC钢进行了热塑性试验。我们进行热压缩试验是在真空自耗电极锭上切取了十个试样，车削加工为 $\phi 30 \times 47\text{mm}$ （ -0.1mm ）圆柱，加工表面为 $\nabla 6$ ，试样的化学成份为：

成份 炉号	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	V	Mo
11G—64	0.445	0.72	0.28	0.005	0.014	0.52	0.99	0.10	1.07

在进行热压试验时，上下夹板予热至 400°C 。为防止试验过程中温度降低太快，我们将试样用石棉绳包缠，并在试验过程中用喷咀加氧燃烧保温。试样分批加入箱式热处理炉内，待温度升至试验温度后保温30分钟，迅速取出，放置在200T静压力材料试验机上压缩，压下量为20mm，压后空冷至室温，观察了试样有无裂纹的情况，详见表1所示。在压缩过程中，我们注意观察了试样在压下量为10mm和20mm处的压力吨位，因而掌握了试样的可塑性能如图3所示。

从图3可以看出，D6AC钢的热压缩试验中，当温度在 850°C — 1050°C 这个范围内时，如果体积的变形量均为10mm，

则温度每升高 50°C ，压力就依次降低为20T、1T、2T、8T；如果体积变形量为20mm，则温度每升高 50°C ，压力就依次降低为19T、9T、4T、17T。从这种情况看出变形体积相同而变形压力波动很大，说明在 850°C — 1050°C 加热温度范围内，D6AC钢组织结构的变形还受多种因素影响，因而变形不均匀，压力波动很大。但是，当温度在 1000°C — 1050°C 和 1050°C — 1100°C 时，如果体积变形量为10mm，则温度每升高 50°C ，压力都是降低8T；如果体积变形量为20mm，则温度每升高 50°C ，压力都是降低17T。这就是说，这个温度范围内，D6AC钢内部组织结构奥氏体已均匀化，受力后变形均匀，受

热 压 缩 试 验 结 果

表 1

试 样 编 号	试 验 温 度(°C)	压缩10mm 压力 (T)	压缩20mm 压力 (T)	实测压缩 量mm	试 验 时 间	压后试样结果
0	850	50	100	19	1'12"	无裂纹
2	900	30	81	20.8	1'12"	"
3	950	29	72	20	1'09"	"
4	1000	27	68	20.5	1'05"	"
5	1050	19	51	20.5	1'11"	"
6	1100	11	34	19	1'04"	"
7	1150	9.5	33.5	20.5	1'09"	"
*8	1200	8.5	40.5	20	1'04"	微裂纹
**9	1200	7.5	32.0	19	1'08"	无裂纹
20	1250	5.0	26.5	19	1'	细微发纹

* 8号试样为炉温升至1200°C时加入，保温30'，数据偏高。

**9号试样与8号试样同批加入，因8号结果偏高，故又以9号重作1200°C试验，实际保温时间为1小时。曲线中取9号试验结果。

力相等。但这时的变形压力还不是最低的，当温度在1100°C—1250°C，由于加

小。从图3曲线上也可以看出，这时两种变形量曲线相平行，表明了变形均匀，塑性良好。但是，温度达到1250°C时，压缩试样上表面出现细小发纹，在显微组织中晶粒粗大，晶界边沿开始氧化，这是钢材过热所致。所以温度如再继续升高，对于D6AC钢的变形是极为不利的。

我们对D6AC钢进行热压缩的同时，还进行了高温扭转试验。高温扭转试验是在真空电极坯上切取试样分为两组。第1组是在真空坯上取样加工成试样。第2组是在 $\phi 290\text{mm}$ 的真空坯上切取加工样。该加工样以1200°C加热1°20'，然后在3吨汽锤上锻为140×140mm方坯，终锻温度为950°C，锻造时间为5分钟，锻压比大

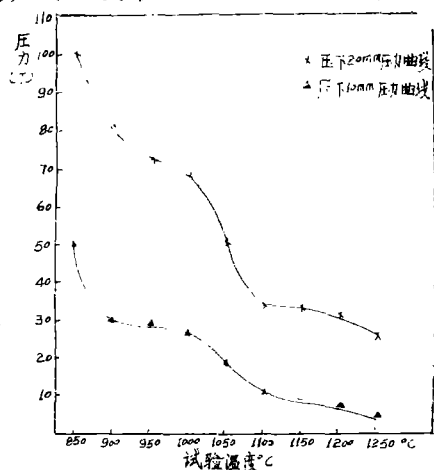


图 3 热压塑性试验曲线

热奥氏体已均匀化，变形所需压力才最

试样坯的化学成份

表 2

试样组别	炉号	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	V	Mo
1	11G—66	0.42	0.64	0.32	0.008	0.015	0.54	0.94	0.10	0.90
2	11G—64	0.445	0.72	0.28	0.005	0.014	0.52	0.99	0.10	1.07

于4.5，锻后堆冷至室温，然后切取并加工成试样。试样坯的化学成份见表2。

高温扭转试验在50kgM（采用10kgM负荷）扭转试验机上进行，转速每分钟为/转，即360度，利用管式炉加热，电子电位差计控温。炉内试样温度由303电位差计逐

一测定。试样在850°C、900°C、950°C、1000°C、1050°C、1100°C、1150°C、1200°C、1250°C、1300°C、1350°C等试验温度下保温40分开扭，其结果列于表3。

热扭转试验的目的在于判断钢材塑性

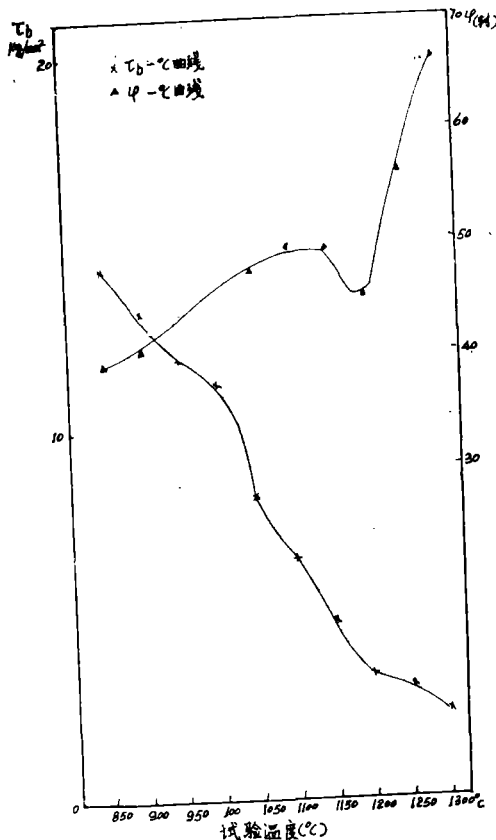


图4 真空电极锻坯高温扭转试验曲线图

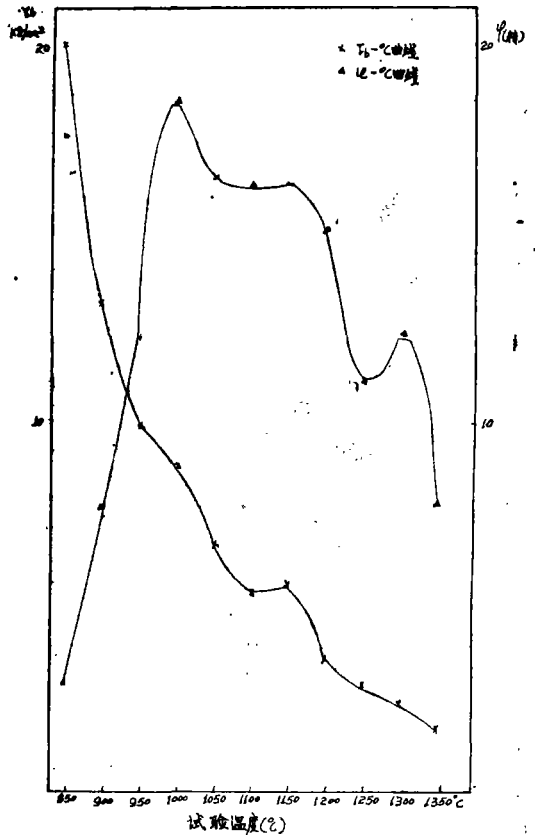


图5 真空感应电极坯高温扭转试验曲线图

扭 转 试 验 结 果

表 3

试 样 编 号		试 样 直 径 d (mm)	试 验 温 度 及 保 温 时 间	扭 矩 Mb (kgm)	转 角 ψ	扭转强度Jb kg/mm ²
第 一 组	20	10	850°C + 40'	3.92	3转	20.00
	22	10	900°C40'	3.43	7 " 240°	13.03
	23	10	950°C40'	1.91	12 " 50°	9.75
	25	10	1000°C40'	1.72	18 " 200°	8.78
	26	10	1050°C40'	1.31	16 " 170°	6.68
	27	10	1100°C40'	1.05	16 " 89°	5.37
	28	10	1150°C40'	1.10	16 " 120°	5.61
	29	10	1200°C40'	0.70	15 "	3.57
	30	10	1250°C40'	0.57	11 "	2.91
	32	10	1300°C40'	0.48	12 " 100°	2.45
33	10 ⁻⁰⁸	1350°C40'	0.35	7 " 300°	1.75	
第 二 组	00	10	850°C40'	2.80	39转60°	14.28
	2	10	900°C40'	2.57	40 " 20°	13.10
	3	10	950°C40'	2.32	43 " 340°	11.82
	4*	10	1000°C40'	2.2	78 " 60°	11.20
	5	10	1050°C40'	1.6	47 " 70°	8.15
	6	10	1100°C40'	1.28	49 " 60°	6.52
	7	10	1150°C40'	0.95	49 " 20°	4.85
	8	10	1200°C40'	0.79	44 " 150°	3.35
	9	10	1250°C40'	0.62	56 "	3.16
	10	10	1300°C40'	0.47	66 "	2.40

* 4号试样定端被卡着转角不准。

的良好区域，以便为钢材提供可靠的轧制参数。钢材的良好塑性区域就是钢材的扭转角度最大而扭转强度最低、扭矩最小的温度范围。D6AC钢在 1100°C — 1250°C 这个温度范围之内的综合塑性最好，见图4和图5。我们在高温扭转中所切取的两组试样中，第一组试样的扭矩 M_b 为 1.05 — 0.57KgM ，扭转角度为 11 转— 16 转 89° ，扭转强度(T_b)为 5.37 — 2.91kg/mm^2 ；第二组试样在 1100°C — 1250°C 时，热扭矩 M_b 1.28 — 0.62kg—M ，扭转角度为 49 转 60° — 56 转，扭转强度(T_b)

为 6.52 — 3.16kg/mm^2 。D6AC钢在 1100°C — 1250°C 这个温度范围内，扭转角较大，扭转强度最低。当温度升到 1300°C 时，扭转角达到峰值，钢的塑性便开始下降，这就是塑性极限值。同时在热塑性压缩试验中也发现温度超过 1250°C 时，试样上就有微小发纹产生，这也意味着塑性下降。所以，对于D6AC钢的热压缩和高温扭转都不宜选择 1300°C 这个温度区域。

D6AC钢在 1100 — 1250°C 温度范围内；扭转变形均匀而且平直光滑，转动角

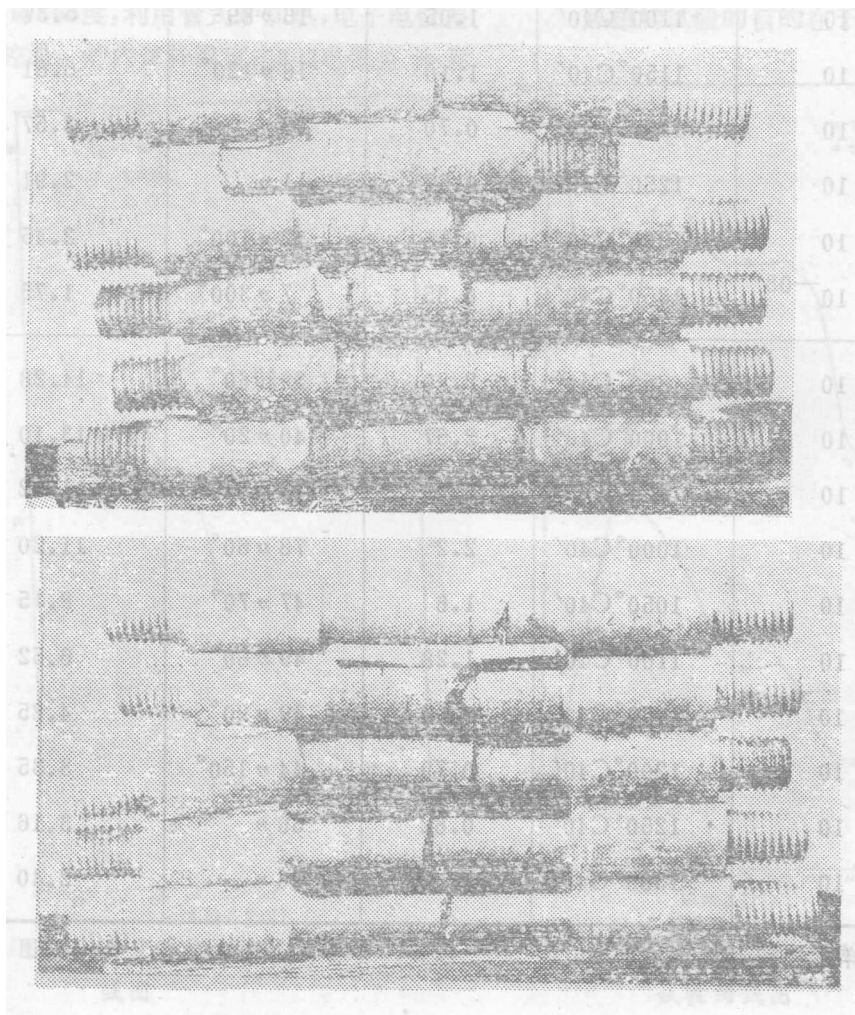


图6 经热扭转后第I组试样

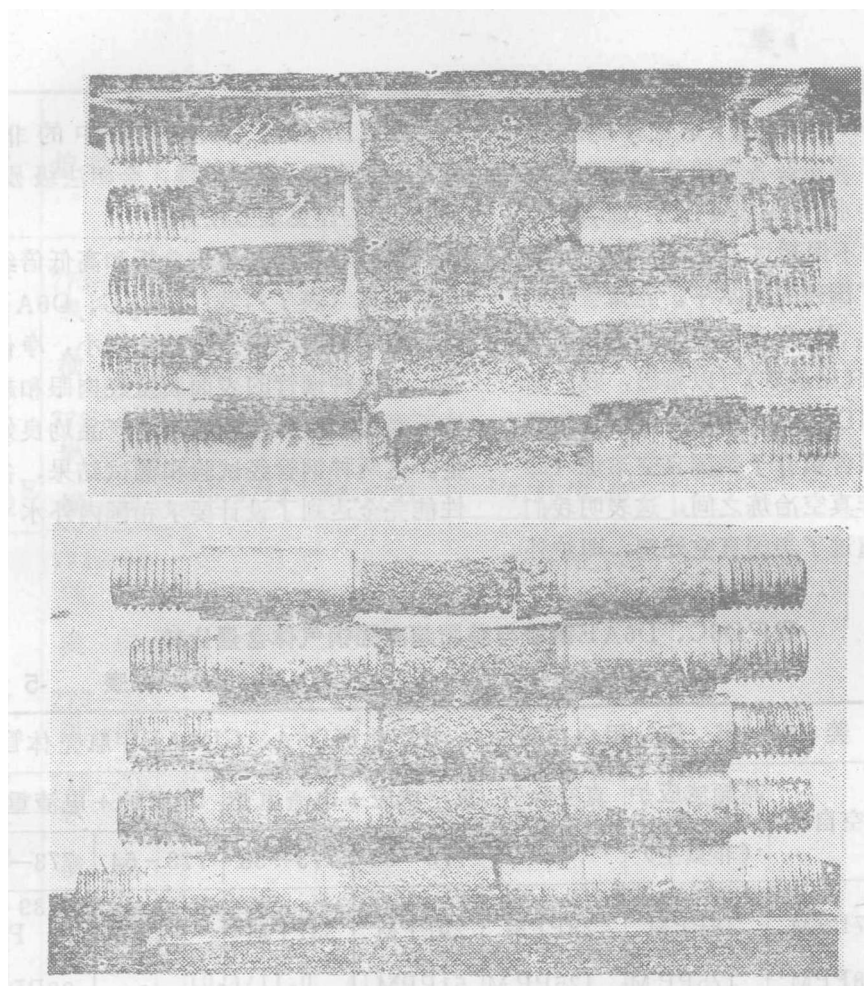


图7
经热扭转后第II组试样

度也增高，这说明在这个温度范围内蠕变性能良好。但当蠕变应力大时，晶界处就产生应力集中，结果便出现尖锐的楔形孔洞而断裂，这是一种明显的蠕变断口，可见图6和图7。实践证明，D6AC和D6AE钢最佳变形温度范围是1100—1250℃。

我们根据热压缩与热扭转试验参数对我厂D6AC钢和D6AE钢热加工工艺制定

为钢锭预热1000℃，炉温1250—1280℃，保温3—5小时，开始变形（穿孔、旋压、轧制、热扩、锻）温度为1150—1200℃，终轧（扩）温度大于950℃，变形后进行空冷。这一热加工制度为我厂试制D6AC和D6AE壳体管提供了可靠的热变形参数。

四、宇航壳体管用钢的冶炼及其轧制工艺

冶炼工艺。我们试制D6AC和D6AE钢采用了冶炼其它低合金超高强钢相同的工艺和设备。我们采用真空感应电极锭和

我厂3吨电弧炉所冶炼的非真空电极锭在2吨电渣炉上进行电渣重溶成2吨重的八角钢锭。这两种工艺对合金的主要成份都控

制到比较满意的水平。

在轧成D6AC和D6AE钢管后,经检验结果,其化学成份及各项性能指标都完全达到了设计要求,详见表4所示。从表中可以看出,S、P不但超过了设计要求,S元素还大大超过了国外先进水平。壳体管中气体元素O₂、N₂、H₂含量与美国同类型超高强度钢相比较(见表5)可以看出,我厂所试制D6AC和D6AE钢管中的气体含量虽有差别,但其含量介于美国真空熔炼(二次真空)与非真空冶炼之间,这表明我们的试制工艺超过了美国真空处理,即炉外

真空除气工艺水平。

我厂D6AC、D6AE钢管中的非金属夹杂物含量完全一样,金相法级别均为0.5级,详见表6所示。

根据非金属夹杂物分析和高低倍组织观察结果(表7),我厂D6AC、D6AE钢管的组织均匀,夹杂物分布细小,净化度高。这两种钢管的表面质量经肉眼和超声波无损探伤检验,各炉批号产品均良好合格。这两种钢管经试验和测试结果,各种性能完全达到了设计要求和国内外水平。

我厂D6C、D6AE钢管与美国超高强钢气体含量比较

表 5

工艺比较 气 体	美 国 宇 航 用4340钢			我厂生产D6A、CD6AE宇航壳体管			
	真空自耗	高频感应炉	真空除气	真空感应 + 电渣重熔		电弧炉 + 电渣重熔	
		(非真空)		773—53	773—58	773—54	773—55
O ₂	17PPM	48PPM	28PPM	20PPM	33PPM	32/33 PPM	28/39 PPM
N ₂	28PPM	175PPM	125PPM	51PPM			80PPM
H ₂	0.8PPM	4.5PPM	1.5PPM		1.3PPM		1.3/1.4 PPM

我厂D6AC、D6AE、钢管非金属夹杂物含量

表 6

夹杂物 含 量 号	非 金 属 夹 杂 物							
	重 量 法						金 相 法	
	CaO%	Al ₂ O ₃ %	MgO%	FeO%	SiO ₂ %	总量%	[S] 物	[O] 物
D6AC 773—53	痕	0.0023	0.00022	0.00007	0.0013	0.0039	0.5	0.5
D6AE 773—54	0.00008	0.0023	0.00014	痕	0.0013	0.0038	0.5	0.5

我厂D6AC和D6AE钢管表面、高、低倍质量

表 7

炉 批 号	表 面 质 量	无 损 探 伤	高 倍 夹 杂		低 倍 检 查	
			氧 化 物	硫 化 物	一般疏松	塔形发纹
773—54*	良 好	完 好	0.5	0.5	0.5	无
773—55*	”	”	”	”	”	无
773—53	”	”	”	”	”	无
773—58	”	”	”	”	”	无
773—59	”	”	”	”	”	无
773—61	”	”	”	”	”	无
773—62	”	”	”	”	”	无

*——电弧炉 + 电渣重熔D6AE壳体的其余为真空感应 + 电渣重熔D6AC壳体的。

周期轧管工艺。热扩管要求由周期轧机提供尺寸为 $\phi 330 \times 43 \times 6$ 米以上的管坯,每米管坯的理论重量为305kg。按照这个要求,用于周期轧机轧制的钢锭重量必须大于2100kg。我厂实际冶炼的11支八角形钢锭,其尺寸为 $\phi 500 \times 1440 \sim 1460$ mm,平均锭重1.95吨,其中最重1500mm,最重2.05吨。

根据我们所作热塑性试验证明,D6AC钢在1200~1250℃这个温度范围内的热塑性能最佳,我们据此制定了D6AC和D6AE钢的锻造、周期轧制、热扩径等热加工制度。根据这个热加工制度,我们对D6AC、D6AE钢锭在周期轧机轧制时按下列制度加热:预热温度为1000℃±,炉内温度为1260~1280℃,保温5—7小时,开始变形温度(开轧)为1100~1200℃,终止变形温度(终轧)为950~1000℃。

钢锭加热后进行冲孔,但考虑到钢锭

重达1.95~2.05吨,在不调正冲孔机支持杆位置的情况下,为防止冲孔后杯形料过长,故拟定使用 $\phi 250$ 的冲头,并准备了相应的冲杆、水套、导向环等工具。但是,实际试制生产中,为了节约时间,仍使用了 $\phi 270$ 的冲头,冲孔时在模内撒了石墨粉,以保证芯棒的顺利脱出。

冲孔后的环形坯在盘式炉再加热,出炉钢温1200~1250℃,加热时间1.5小时左右,延伸机负荷达4000—4400安培,比碳钢增大30%,但延伸机工作正常。延伸后的毛管在周期轧管机上轧制,开轧温度为1100—1200℃,终轧温度为950—1000℃,喂入量为20—25mm,与一般合金结构钢的轧制制度相同。

热扩径工艺。周期轧机轧制的D6AC钢管5支,D6AE钢管2支,尺寸都达到了设计要求。这7支管子扩径前都置于步进炉内加热,加热炉温为1260—1280℃,

加热2—3小时,二火(次)三火(次)加热为50'—1小时左右。扩径程序编制以三火(次)九道扩径成型,扩径负荷正常。所扩制的成品管尺寸为:内径 $\phi = 540-546$ 和 $542-545\text{mm}$,壁厚 $S = 14.85-31\text{mm}$,长度 $L = 1260-3800\text{mm}$,每根成品管重

量 $W = 407-1565\text{kg}$,椭圆度均不大于 5mm ,完全达到了设计要求。从扩径变形情况可以看出,D6AC和D6AE超高强度钢的热加工性能良好,在热扩径机上亦可按一般合金结构钢工艺进行扩制。

五、我厂D6AC和D6AE钢管的性能

我厂D6AC和D6AE钢管经过了一系列的实验和测定。从所得的数据证明,其性能达到了设计要求,某些方面甚至超过了美国和国内试制生产的D6AC和D6A钢壳体的水平。根据美国国家报告AD729807中D6AC钢分别为低韧性 $K_{Ic} 106-177\text{kg}-\text{mm}^{-3/2}$,中韧性 $K_{Ic} 177-248\text{kg}-\text{mm}^{-3/2}$,高韧性 $K_{Ic} 283\text{kg}-\text{mm}^{-3/2}$ 左右。美国以真空冶炼D6AC钢轧成板材再制造宇航壳体时,D6AC钢高温回火的 K_{Ic} 为 $294.4-304\text{kg}-\text{mm}^{-3/2}$;美国制造北极星导弹及大力神Ⅲ号固体发动机壳体时,用D6AC钢制造直径为三米左右(120")的发动机壳体,用 $1524 \times 50 \times 9779\text{mm}$ (60"×2"×386")板材卷筒焊接,然后旋压而成壳体〔正火:926°C保温30分钟空冷;淬火:871°C保温30分钟油冷,回火538°C保温4小时空冷〕,屈服强度 $\sigma_{0.2} 151\text{kg}/\text{mm}^2$,极限强度 $\sigma_b 166\text{kg}/\text{mm}^2$ 、断裂韧性 $K_{Ic} 260-304\text{kgmm}^{-3/2}$ 。美国真空D6AC旋压壳体的 $\sigma_{0.2} 146-149.5\text{kg}/\text{mm}^2$ 、 $\sigma_b 159-162\text{kg}/\text{mm}^2$ 、 $\delta\% 13-14$ 、 $\psi\% 44-50$ 、 $\sigma_H 0.89-0.96$,非真空D6A旋压壳体的 $\sigma_b 151-160\text{kg}/\text{mm}^2$ 、 $\sigma_{0.2} 139-151\text{kg}/\text{mm}^2$ 、 $\delta\% 12$ 、 $\psi\% 35$ 、 $\sigma_H 0.71-1.0$ 。我国在1976年所试制的D6AC钢, $\sigma_{0.2} 145-150\text{kg}$

$/\text{mm}^2$, $\sigma_b 157-162\text{kg}/\text{mm}^2$, $\delta\% 14$, $\psi\% 57$, $K_{Ic} 303-306\text{kg}-\text{mm}^{-3/2}$, $\sigma_H 1-1.3$ 。而我厂所试制D6AC和D6AE超高强度钢管的各项性能指标与国内外同类超高强度钢比较并不逊色,下面分别叙述我厂D6AC、D6AE钢管的性能。

1、D6AC钢的裂纹敏感性。

D6AC钢的裂纹敏感性较强,为在生产和加工过程中避免产生裂纹和白点,我们在试制前曾作裂纹敏感性能试验。试验是在D6AC真空钢锭上切取试样,经锻压机加工为 $40 \times 40 \times 40\text{mm}$ 的立体等边三角形。这个试样放置在箱式炉中加热至 $1200^\circ\text{C} \pm 5^\circ\text{C}$,保温40分钟,然后分别在室内地面上和空中的铁丝网上进行两种不同条件的冷却,30个小时后用平面磨床磨光,未发现裂纹现象。后来我们又将真空感应钢锭加热到 1250°C ,在3吨汽锤上锻打成 $140 \times 140 \times 1500\text{mm}$ 方坯,开锻温度 1200°C ,终锻温度 950°C 左右,锻后用堆冷和空冷两种方式冷却,同样未发现裂纹和白点。我厂所生产重量2吨的电渣八角锭773—57在318周期轧机上试轧成 $\phi 330 \times 18 \times 8500\text{mm}$ 的管子,终轧温度 $950-1000^\circ\text{C}$ 左右,在空气中冷却,70个小时后用肉眼和超声波检查,这根管子仍然没有裂纹和白点。根据上述试验,我们制定了热加工后在空气中冷却的方案。我厂318轧

机所轧制的10支 $\phi 330 \times 43 \times 6000\text{mm}$ 钢管,以及热扩径的七支 $\phi 594-583 \times 14.85 \sim 30 \times 3300\text{mm}$ 大口径钢管都是采用空冷方式,并经肉眼和超声波探伤检查,所有管子都没有裂纹和白点。

一般说来,轧材纵向性能高于横向性能,同时由于钢材最薄弱地方所存在的气体以及夹杂物所产生变形流线或带状组织,因而在空冷时,裂纹便沿压延或轧制方向开裂。但是,我厂生产壳体管工艺线是经电渣重熔、深冲孔、强力旋压延伸、周期分段锻轧、然后热扩径,三次加热、九道变形扩径,特别是热扩径金属变形不是沿纵向延伸而是横向扩张,所以在扩径管高倍和低倍组织中观察不到变形流线和带状结构组织。我们所作试验表明,我厂生产的壳体管横向性能与纵向性能完全一致,有的横向性能还高于纵向性能,因此,即使在热加工中有热应力存在,根据金属变形特点,这也不致于产生裂纹和白点。

一般认为,钢中产生裂纹和白点主要是由于钢中有气体存在,特别是氢气对中碳低合金超高强钢的影响极大。超高强钢在热加工后进行空冷,热应力很大,钢结构组织受力最薄弱处的气体扩散聚集所产生热应力集中,就使钢中产生白点或裂纹。一般认为钢锭表面100—160mm左右处的金属与更深层或中心内部的金属切向与纵向塑性差异很大。由于金属中所含气体比表面饱和度更高,金属的切向塑性低于纵向塑性,但如保温12个小时左右,金属内部的氢含量可以降低,这样就可以在不降低金属原有强度级的情况下而获得切向与纵向塑性的一致性。但是,我厂所生产宇航壳体管坯的壁厚小于100—160mm,尤其是

经过周期轧制和热扩径的高温加热,保温时间已远远超过12个小时,因而我厂所生产D6AC、D6AE钢管空冷时无裂纹现象产生。

2、切削加工性能。

D6AC和D6AE超高强钢壳体管与其它超高强钢一样,在热加工后的空冷过程中要产生硬度很高的结构组织,造成切削加工的极大困难。我们在D6AC和D6AE壳体管773—58,和773—54(外径 $\phi 582 \pm 589.6\text{mm}$,壁厚最薄为17mm)切取800mm长的一段放置在1.5米井式回火炉中进行低温退火,所用的加热制度为680—690°C,保温5—7小时,在炉内以每小时小于30°C的温度逐渐冷却到300°C以下,再随炉冷却(或空冷),然后测得硬度HB为248—255。

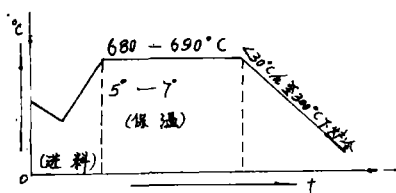


图8 软化工艺曲线图

退火后的这两个批号的管子使用C6110型机床切削加工成壳体管坯。加工所用刀具为YT15合金刀片,刀口角度5°左右,与加工一般较硬工件相同。冷却液为碱性皂化液。粗加工车速为30转/分,进刀量为0.15mm/转,进刀深度为3—4mm。精加工车速为60转/分,进刀量为0.1mm/转,进刀深度为2mm左右。加工时,调正管子中心,以最薄壁处为基准点。在切削过程中经5次校正工件,调正内外壁厚和距离长短,切削而成为内径 $\phi 556$ 、壁厚10—12mm壳体管坯,完全达到了设计要求。事实证明,D6AC和D6AE

超高强度钢管，只要经软化退火（见图8），其切削加工性能良好，可用加工普通工件的方法进行加工。

3、D6AC和D6AE钢管的物理临界点。

为了验证我厂试制非真空电弧炉加电渣重熔D6AE钢及真空感应加电渣重熔D6AC钢的基本性能是否达到设计要求，我们选用了D6AC773—58与D6AE773—

54钢管，以下列相同的热处理制度进行处理：

退火：680—690℃，保温5—7小时，炉冷<30°/H；

正火：900℃，保温1小时空冷；

淬火：880℃，保温1小时油冷；

回火：550℃，保温2小时空冷。

热处理后，两种工艺试制成管子的临界点和膨胀系数基本上一样（见表8）。

D6AC、D6AE钢管的物理临界点和膨胀系数

表 8

炉批号	临界点				$\alpha \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 100—550℃
	Ac ₁	Ar ₁	Ac ₃	Ar ₃	
773—54	770℃	380℃	800℃	485℃	15.2
773—58	772℃	390℃	799℃	497℃	15.2

4、D6AC和D6AE钢管的晶粒长大倾向性。

我们按国家标准YB27—64氧化法测得D6AC和D6AE钢管的本质晶粒度为7—6级（见图9），完全达到国家标准要求。对于晶粒长大倾向性，我们采用不同温度的加热制度，保温3小时，用金相法测定其晶粒度大小。测试结果见表9。我

厂D6AC、D6AE钢管加热温度在1000℃以下时，其晶粒相同，都是本质细晶粒钢。当温度在930—1000℃时，晶粒度仍在6级以上，而当温度达到1100℃时，只有部分晶粒长大，尚有相当大一部分仍是细晶粒组织，这表明D6AC和D6AE钢管过热敏感性能小。

我厂D6AC、D6AE钢管的晶粒长大倾向性

表 9

晶粒度级别 炉批号	加热温度			
	930℃	950℃	1000℃	1100℃
773—54	7—6	6—7	6	5—6
773—58	7—6	6—7	6	5—6

我厂D6AC、D6AE钢管用不同温度淬火后的机械性能

表10

炉批号		G11—64	D6AC77—58	D6A773—54
热 处 理 制 度	退火:	680—690°C 保温5—7小时	退火: 680—690°C 保温5—7小时	退火: 680—690°C 保温5—7小时
	正火:	900°C保温1小时	正火: 900°C保温1小时	正火: 900°C保温2小时
	回火:	550°C保温2小时	回火: 550°C保温2小时	回火: 550°C保温2小时
	淬火:	840°C, 860°C, 880°C, 900°C 920°C,油冷1小时	淬火: 840°C, 860°C, 880°C, 900°C, 920°C油冷1小时	淬火: 840°C, 860°C, 880°C, 900°C, 920°C油冷1小时
机 械 性 能	$\sigma_{0.2}$ kg/mm ²	141/144 145/146 150 141/142 146/146	147/144.5 145.5/146 148.5/148 144/142 142/141	146/146 147/148 150/151.5 152/148 149/142
	σ_b kg/mm ²	148/152 154/155 158/160 154/155 157	159/157 159.5/159.5 163.5/166 160/158 159/159	157.5/157 159.5/161 163.5/160.5 164.5/162.5 162.6/162
	$\delta\%$	3.5/11 12/12 2.8 7.5/11 13	13/10.6 12/12.4 13.4/12 10/13.4 13.2/13	12.8/13.6 13.6/12.6 11.2/8.2 12.6/14 14.6/11.6
	$\psi\%$		49.5/44 45.5/47 47/41.5 26/46.5 48/48.5	48/51 49.7/44 37.5/22 47.7/51 52/54
能	α_k kg—M /Cm	4.12/3.34 3.34/4.12 3.38/4.62 3.75/2.53 3.38/3.85	4.8/5.4 5.5/5.1 5.1/5.31 7.2/5.2 5.1/5.4	8/6.7 11/7 6/6 6/7.75 7.77/6.47
	HRC	44.5/45 45.5/45.8 47/47 46.5/46.5 46/46.5	47/47 47/47 47/46 47/47	42.5/43 44/44.5 43/44 43.5/44 43/43.5



图9 773-54D6AE本质晶粒度7—8级

5、不同淬火温度对机械性能的影响。D6AC和D6AE钢管在一定温度范围内加热可以更好使奥氏体(A)组织均匀化,以保证调质后具有高强韧性能,更能满足大型宇航壳体综合性能的要求。我们将D6AC和D6AE钢管以相同热处理制度进行对比试验,所采用的淬火温度为840°C、860°C、880°C、900°C、920°C,在临界温度AC₃以上的40—120°C范围进行加热,保温1小时进行油冷,然后再用设计要求的550°C进行高温回火,保温2小时空冷,我们所测得的机械性能列于表10。

我厂真空感应管与非真空管以不同温度淬火后,其机械性能比之于真空感应冶炼的D6AC钢采用锻造制成宇航壳体的机械性能还要更好。我厂试制的D6AC和D6AE钢管以不同温度淬火后,机械性能没有显著波动,组织均为索氏体,断口均为纤维状断口。真空感应D6AC钢没有经过我厂工艺,而按同样大小锻压比锻成试样料,按设计要求用880°C进行淬火,用550°C进行高温回火,屈服强度可以达到设计要求,但极限强度却达不到,而且塑性

和韧性都很差。由此足见,我厂D6AC、D6AE钢经周期轧机轧制再经热扩径而成壳体管坯这一生产工艺是可行的,它所生产成品管的综合性能是良好的。

我厂D6AC、D6AE钢管以不同温度淬火后的结果还表明,它们的淬火温度范围较宽,而且温度略高,对于提高超高强度钢管的塑性和韧性就更加有利,为保证D6AC和D6AE钢管具有足够的强韧性能,其淬火温度以选用880—900°C为最好(见图10)。

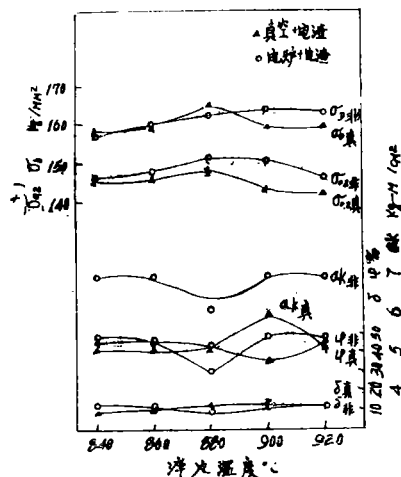


图10 淬火温度对调质机械性能的影响(经900°C正火1小时空冷,淬火后550°C回火2小时空冷)

6、D6AC和D6AE钢管的淬透性。

我们对D6AC与D6AE钢管按GB220—63末端淬透性试验法进行了试验。

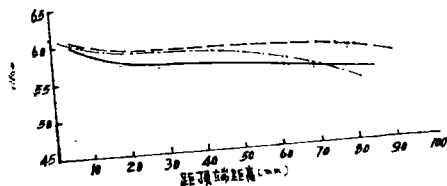


图11 我厂D6AC和D6AE壳体管淬透性曲线图

末端淬透性试验法的淬透深度就是半马氏体层（50%M+50%屈氏体区域）至表面的距离。我们对D6AC、D6AE钢管上进行端淬试验后，整个端淬试样长度上硬度没有明显变化，试样被完全淬透，

这说明试样最小冷却速度高于钢的临界速度。因此，D6AC和D6AE钢管的淬透性能是良好的（图11）。当然，它们的等温临界转变还有待于进一步试验研究。

7、低温冲击韧性。

按照宇航壳体的使用要求，D6AC壳体管应具有良好的低温冲击韧性值。我厂所试制D6AC和D6AE钢管经分别取样进行了热处理，然后将试样在室温、0°C、-20°C、-40°C等温度下进行冲击试验，所得结果示于图12。

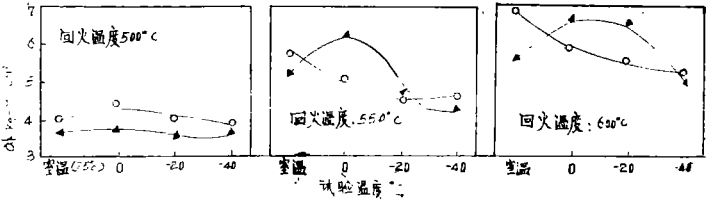


图12 试验温度对ak值的影响
 正火：900°C 1小时 空冷
 淬火：880°C 1小时 油冷

我厂D6AC、D6AE钢管低温冲击韧性 表11

炉批号	试验温度	回火温度			
		500°C	550°C	600°C	
D6AC 773—58	室温25°C	3.5 / 3.75	5.1	5.25 / 5.88	
	0°C	3.7 / 3.75	5.0 / 7.38	6.22 / 7.0	
	-20°C	3.38 / 3.63	4.38 / 4.88	5.0 / 8.0	
	-40°C	3.25 / 4.06	4.13 / 4.38	4.38 / 5.25	
D6AE 773—54	室温25°C	3.9 / 4.0	5.55 / 5.8	6.5 / 7.25	
	0°C	4.31 / 4.36	4.75 / 5.25	5.5 / 6.25	
	-20°C	3.9 / 4.0	3.44 / 5.0	5.5 / 5.5	
	-40°C	3.75 / 3.9	4.5 / 4.65	5.0 / 5.38	

从图16和表11可以看出,两种钢管在相同工艺和试验温度下的低温冲击值差别不大。我厂D6AC和D6AE钢管在室温下的冲击值 α_k 值大于 5kg-M/cm^2 ,完全达到了设计规定的要求。D6AC钢管在低温 -40°C 时的冲击值 α_k 值大于 4kg-M/mc^2 ,D6AE钢管的 α_k 值甚至达到了 4.5kg-M/cm^2 。当试验温度下降时,D6AE钢管的冲击韧性值始终保持平稳下降,而D6AC钢管的冲击值却有较大波动,这说明D6AE钢管低温韧性比D6AC钢管为好。

8、不同回火温度对D6AE钢性能的影响。这一试验中,我们制取了三组不同试样,第一组试样在真空感应钢G11—64上切取600mm锻压为 $140\times 140\text{mm}$ 方坯,锻压比大于4.5;第二组试样是在真空感应锭加电渣重熔D6AC钢试制的773—58、773—53、773—59壳接管上切取;第三组试样在非真空电弧炉加电渣重熔D6AE钢试制的773—54、773—55的壳接管上切取。

每组试样中按国家标准GB228—63、GB229—63制作 K_{Ic} 值试样、抗拉强度试样、梅氏冲击试样和缺口抗拉试样,其中 K_{Ic} 值试样按金属材料平面应变断裂韧性标准试验法(ASTM—E399—74)之规定制成平直三点弯曲试样。所有试样在热处理前均留有0.5—0.7mm的加工余量。热处理后用磨床磨去余量,达到标准抗拉试样 $\phi 10\text{mm}$ 、冲击试样为 $10\times 10\times 50\text{mm}$ 、 K_{Ic} 值试样为 $12.5\times 25\times 100\text{mm}$ 和 $10\times 20\times 80\text{mm}$ 、缺口试样开口为 60° 、R角为0.1mm。这些试样按照设计要求的加热制度进行,每组试样分别以200、250、300、350、400、450、500、550、600 $^\circ\text{C}$

等温度进行回火处理,保温均为2小时,空冷。D6AC和D6AE钢用不同回火温度处理后,其 K_{Ic} 值有所不同,详见图13所示。

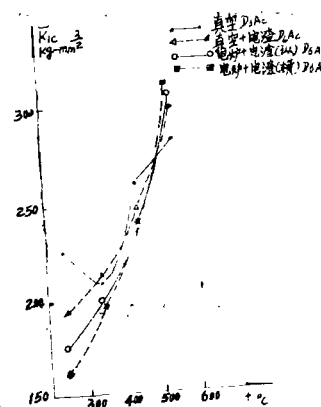


图13 不同回火温度对D6AC和D6AE钢 K_{Ic} 的影响

热处理的目的是为了改善钢的结构组织性能,而采用不同温度回火则是为了得到一种良好组织结构和综合强韧性能。我厂D6AC和D6AE超强度钢管与其它任何一种超强度钢一样,淬火后在低温回火时是回火马氏体和少量残余奥氏体组织,在显微镜下观察,回火马氏体为条状和片状形态。片状色较深,主要是析出极细小弥散碳化物的片状回火马氏体易受侵蚀,断口为韧性断口,见图14和图15,这种组织强度高,韧性低。

在中温回火时,得到回火屈氏体组织仍然是以条状或片状马氏体的形态为基本特征。渗碳体颗粒极细小,断口为韧性断口,见图16和17。这种组织综合性能差。

高温回火时得到回火索氏体组织,它的金相组织特征为铁素体和粒状渗碳体,铁素体为等轴状和针状形态,断口为韧性断口,见图18和19。这种结构组织综合强韧性能良好。

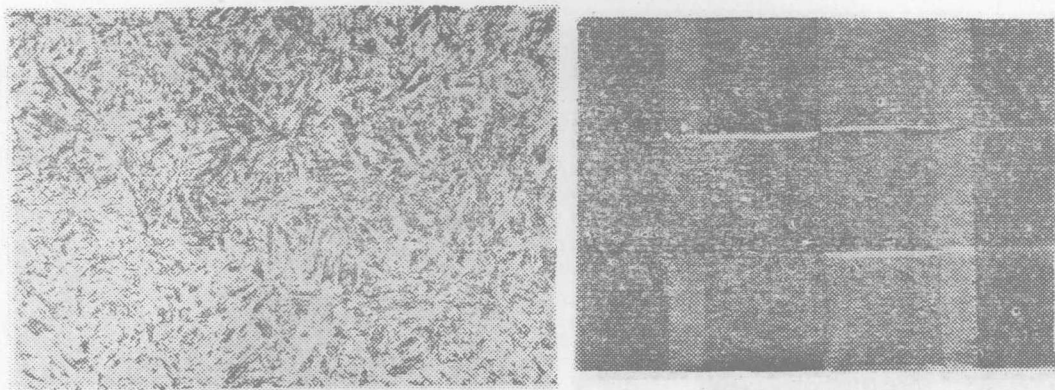


图14 D6AC钢管低温回火组织与断裂韧性断口

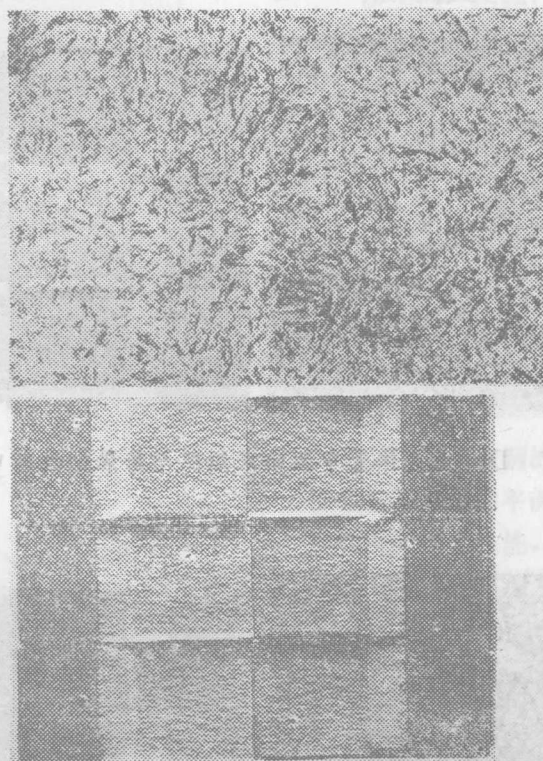


图15 D6AE钢管低温回火组织与断裂韧性断口

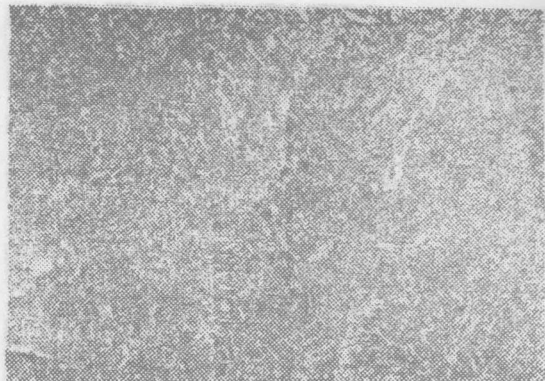
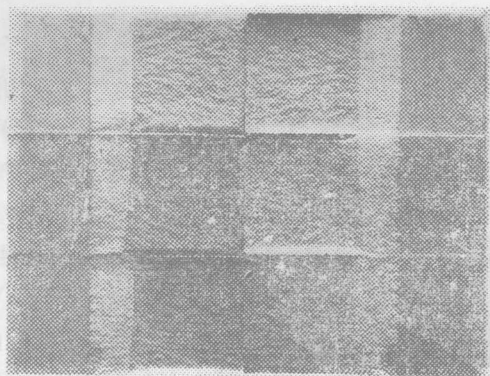


图16 D6AC钢管中温回火组织与断裂韧性断口

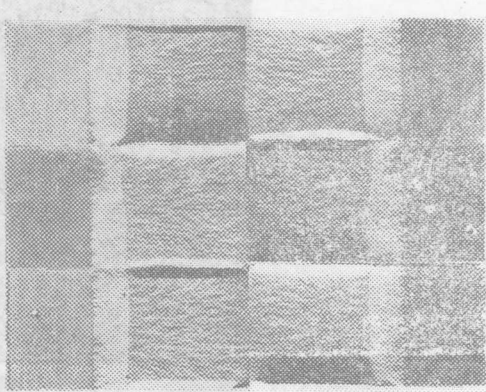
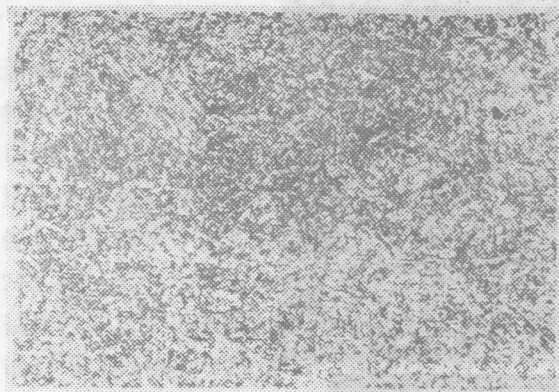


图17 D6AE壳体管中温回火组织与断裂韧性断口

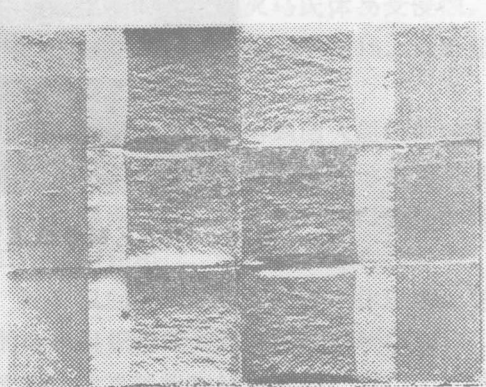
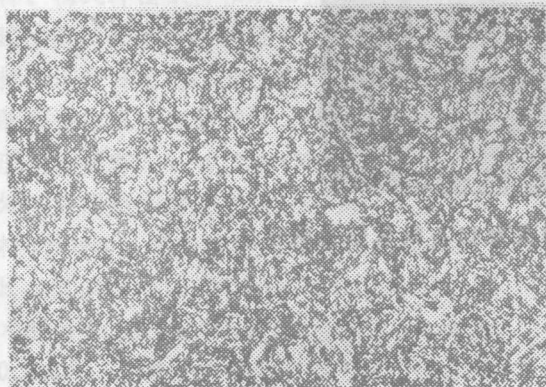


图18 D6AC钢管高温回火组织与断裂韧性断口

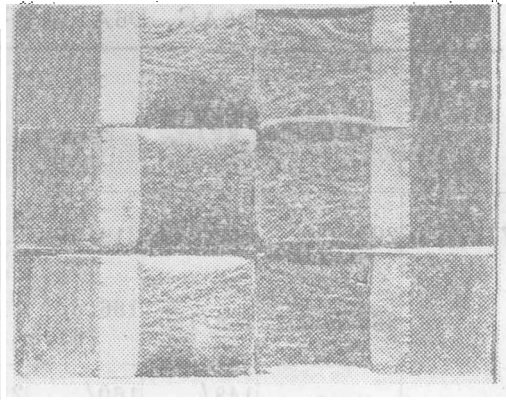
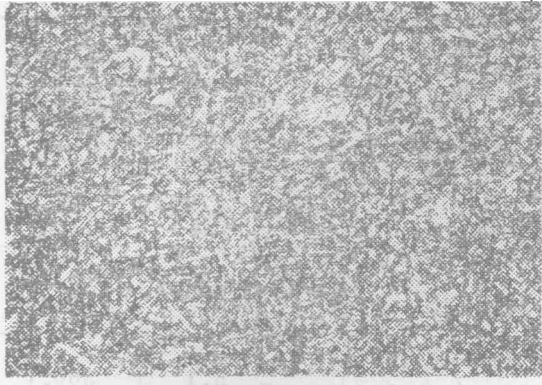


图19 D6AE钢管高温回火组织与断裂韧性断口

用不同温度进行回火处理后,我厂试制的D6AC和D6AE钢管综合强韧性良好,在高温550°C回火时综合性能最佳,完全达到了设计要求,详见表12和图20。

结 论

1、我厂D6AC、D6AE超高强度钢管试制成功的事实说明,我们所采用的工艺线既是实用的,也是经济的,它具有一定的发展前途。

2、宇航用钢的强度提高必须与其延性和韧性等特性平衡。为了得到超高强度钢的良好综合性能,根据我厂试制D6AC、D6AE钢管的实践,我们认为最佳淬火温度应为880—900°C,最佳回火温度应为550°C±5°C,最佳热变形温度应为1100—1250°C(钢温)。在这些温度范围内,超高强钢可以取得各项性能的最佳值。

3、对于超高强度钢来说,必然是通过各种途径和手段尽量提高其强、韧化性能。但是,超高强度钢中加入Ni、Mo、Cr、V等低合金元素对于强化钢的结构、组织的作用是有限的,即是当要求 K_{IC} 值大到超过 $300\text{kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ 时,对于屈服

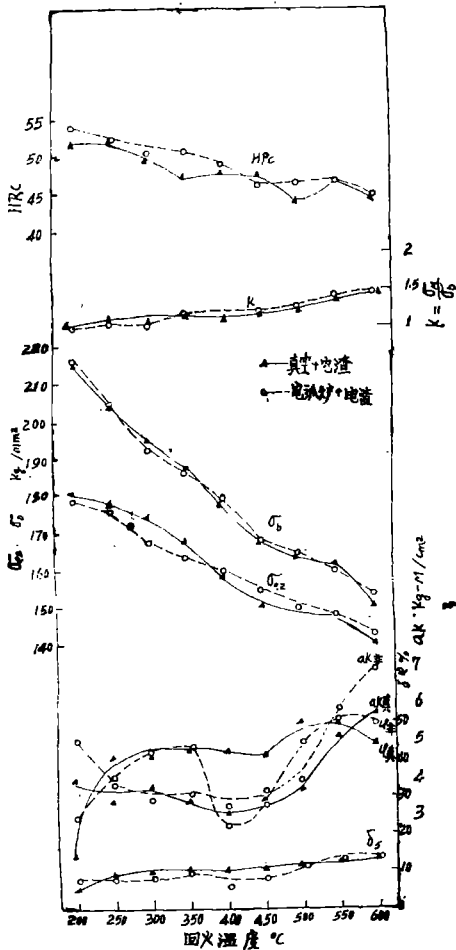


图20 不同回火温度下D6AC、D6AE钢和管的机械性能(退火后经900°C正火,1小时空冷,880°C,1小时油冷)。

D6AC、D6AE钢管不同回火温度的力学性能

表12

炉批号	回火温度	$\sigma_{0.2}$ kg/mm ²	σ_b kg/mm ²	σ_N	K	$\delta_s\%$	$\psi\%$	α_k kg-M/Cm ²	kic kg-mm ^{-3/2}
773—58	200-250°C	180/176	219/204	219/ 221.5	1.01 / 1.09	5.3/ 9.5	14.3/ 40.8	4/3.4	195.6
	350-500°C	168/150	186.5/ 163.5	218/ 205	1.17 / 1.32	11/ 11	42/45	3.9/3.7	213.3/ 248.5
	550°C	148/ 148.5	160/ 163.5	216.5/ 225	1.35 / 1.38	12/ 13.4	51.5/ 47	5.1	300.1
	600°C	141/140	150.5/ 150	223/ 216	1.48 / 1.44	12/ 14.5	45.5/ 52	5.3/5.9	
773—59	550°C	151/150	164/165			11.4/ 15	48.5/ 48.5		317.18
773—53	550°C	154/ 155.5	162.5/ 163			13.6/ 12.4	53/ 53.5	5.1/5.5	311
773—54	200-250°C	179/ 176.3	216.5/ 204.8	224.5/ 212.8	0.94 / 1.04	7.8/8	24.5/ 35	5/3.9	176.5 (163.9*)
	350-500°C	164/ 150.8	186.3/ 165	221.8/ 213.8	1.18 / 1.3	9.5/ 11.5	43/ 44.5	3.5/4	237.7 (238.3*)
	550°C	149/ 143.3	160.5/ 163.8	230.5/ 225	1.44 / 1.46	12.8/ 13.5	50.3/ 50	5.7/6.9	307.4 (313.4*)
	600°C	145/ 141.5	154/ 153.4	222/ 228	1.44 / 1.48	13.5/ 13.5	55/54	7.3/6.5	
773—55	550°C	154/ 155.5	161.1			12.9/ 13	44.5/ 47	5.7/5.4	339.2
G11—64	200-250°C	168.5	204/206	200.3/ 214.3	1.06 / 1.4			4.1/4.3	227.5
	350-500°C	158/ 144.8	183.5/ 158.5	199.3/ 209.8	1.16 / 1.32	12	45.5	4/4.6	209.5/ 261.5
	550°C	152/152	166.5/ 164.5	221/ 221	1.33 / 1.43	15.5/ 11	49.5/ 32	4.87/5.4	283.5
	600°C	146	160/158	200/ 200.5	1.25 / 1.26			5.38/ 4.62	

*——为横断裂韧性K1C值

电渣重溶 D6AC、D6AE 超高强度钢试制小结

钟 朴 然

前 言

D6AC系宇航用低合金超高强度钢，它不仅具有很高的强度，而且具有优良的机械性能、物理性能、化学性能和工艺性能等。它的用途广泛，是实现国防现代化急需的一个十分重要的钢种。

1977年我厂接受了采用真空感应坯试制电渣重熔超高强度钢D6AC的任务。我们根据我厂当时生产条件制定了试制方案，其后用极短时间完成结晶器改造和取气体试样试验等冶炼前的各项准备工作，

最后在1.65吨的500锭型结晶器内成功地炼出了重达1.9吨以上的大电渣锭。同时，我们还大胆地采用电弧炉铸坯试制电渣重熔D6AE钢的新工艺，其结果生产出了完全符合要求的D6AE钢。这两批电渣锭经有关单位和我厂检验，钢锭表面质量良好，钢质优良，完全符合试制要求。为了更好的发展宇航壳体用钢的生产，特将此次试制电渣重熔D6AC和D6AE钢的情况小结如下。

强度和极限强度就不能同时要求达到具有更高的值。实际上，宇航用钢承受破坏的性能既取决于静态强度、延伸性、韧性、动疲劳和静疲劳等特性，而且也与不同的使用状态密切相关。宇航上的不同用途就要求超高强度钢具有良好的不同综合性能。我厂所试制D6AC、D6AE超高强度钢的屈服强度为 $140-150\text{kg/mm}^2$ ，极限强度为 $160-165\text{kg/mm}^2$ ，延伸率 ≥ 10 ，断面收缩率为 $30-50$ ，梅氏冲击值为 $5-6\text{kg}\cdot\text{m/cm}^2$ ，断裂韧性 $300\sim 339\text{kg}/\text{cm}^{3/2}$ 。这些性能指标范围与国外

的相一致，有的还超过了国外指标。因此，我厂D6AC、D6AE钢管完全能满足目前国内宇航壳体的要求。据此，我们认为今后用我厂工艺线成批生产宇航壳体管业已具备了条件。

4、我厂D6AC、D6AE钢气体含量虽然与国外用真空除气法的含量不相上下，但却略高于国外二次真空熔炼钢的气体含量。今后，应当在我厂工艺线上采取炉外脱气和在钢中吹氩气等措施进一步降低气体含量，以便为宇航工业提供更优质的超高强度宇航壳体钢管。