

# 锻造和热处理综合条件 对Ti-679合金组织和室温拉伸性能的影响

西北工业大学 沈荣华 苏祖武 吕守明 阎大京  
四三〇厂 刘侠夫 芦克让 陈荣顺

## 前言

Ti-679是多组元近 $\alpha$ 型耐热钛合金,在450°C以下使用,主要用于喷气发动机压气机盘和叶片以及环形件等锻造零件。

目前,对国产Ti 679合金的锻造及热处理工艺虽有一些研究,但锻造及热处理综合条件对Ti-679合金组织及性能的影响,至今研究甚少,而实际生产中,锻造及热处理工序总是有机地结合在一起。

本文根据生产实际,采用正交试验方法安排了试验方案,研究Ti-679合金在摩擦压力机上锻造时,变形温度、变形程度、锻后冷却方式及热处理制度四个因素对合金组织及室温性能的影响,从而能在错综复杂的因素中分清因素的主次,揭示事物发展的内在联系,找出较优的生产工艺方案。

## 一、试验方法及条件

试验用的原材料为抚顺钢厂生产的 $\phi 22$ 毫米轧棒,化学成分列于表1中。典型的室温机械性能以及英国通用电器公司根据用户要求规定的压气机转子叶片和导向叶片等锻造零件的最低室温机械性能列于表2中。

表1 Ti-679合金原材料化学成分

元 素	Al	Sn	Zr	Mo	Si	Fe	C	N	O	H	Ti
重量 %	2.29	10.58	4.82	1.04	0.2	0.13	0.02	—	0.15	0.005	基

试验用的原材料经实测 $\alpha+\beta/\beta$ 相变温度为950°C。

本试验选用 $L_9(3^4)$ 正交表,安排九组试验方案,详见表3。

表2 Ti-679合金的室温机械性能

热处理制度	$\sigma_b$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\delta$ %	$\psi$ %
899°C, 1小时, 空冷+499°C, 24小时, 空冷	107.6	97	15	—
899°C, 1小时, 水淬+499~ 566°C, 12~24 小时, 空冷	133.6	119.5	10	—
英国通用电器公司规定的最低值				
899°C, 1小时, 空冷或油淬+ 499°C, 24小时, 空冷	98	91	10 (4D)	20

模锻温度选取900、940、980°C三个水平是为了考察 $\alpha+\beta$ 、近 $\alpha+\beta/\beta$ 和 $\beta$ 锻造对合金组织和性能的影响。变形程度因限于原材料直径小,选取35、45、55%三个水平。锻后冷却采取水冷、油冷、空冷三个水平。水冷及油冷的目的是为了考察形变淬火对合金组织和性能是否有显著影响。热处理制度采用双重退火(900°C,

1小时, 空冷+500℃, 24小时, 空冷)、油淬+时效(900℃, 1小时, 油冷+500℃, 24小时, 空冷)及水淬+时效(900℃, 1小时, 水冷+500℃, 24小时, 空冷)三个水平。

表 3 L<sub>9</sub>(3<sup>4</sup>) 正交试验方案表

因素 试验号	A	B	C	D
	模锻温度 ℃	变形程度 %	冷却方式	热处理制度
1	900	35	水冷	双重退火
2	900	45	油冷	油淬+时效
3	900	55	空冷	水淬+时效
4	940	35	油冷	水淬+时效
5	940	45	空冷	双重退火
6	940	55	水冷	油淬+时效
7	980	35	空冷	油淬+时效
8	980	45	水冷	水淬+时效
9	980	55	油冷	双重退火

将轧棒切成  $\phi 22 \times 85$  毫米毛坯, 在一台 50 千瓦箱式电炉中加热, 炉温达到规定值后保温 20 分钟。坯料在 300 吨摩擦压力机上一次锻压成形, 并按规定方式进行冷却。操作总时间不超过 25 秒。锻件经热处理后按图 1 所示部位切取拉伸试件及金相试片, 然后在电子拉伸机上进行拉伸试验, 并用 MIM-8 金相显微镜观察原材料及九组试验件的高倍组织。

锻模结构如图 2 所示。锻模上加放不同厚度的垫片, 以得到三种变形程度的锻件。

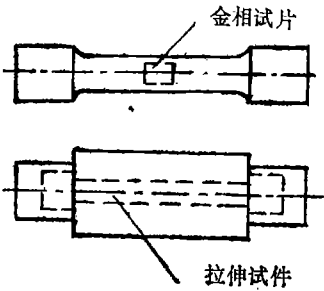


图 1 锻件取样部位

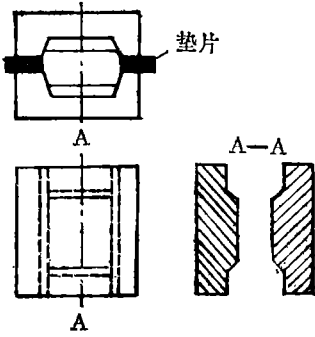


图 2 锻模结构简图

## 二、试验结果分析

九组试验所得的室温机械性能指标及各因素的变动平方和列于表 4。计算所得的方差分析数据列于表 5。各因素不同水平与各指标的关系如图 3 所示。

变形温度、变形程度、锻后冷却方式、热处理制度四因素对 Ti-679 合金室拉性能的影响为: 因素 D (热处理制度) 对  $\sigma_b$ 、 $\sigma_{0.2}$ 、 $\delta$  有高度显著的影响。因素 A (变形温度) 对强度有一定的影响, 但不及 D 因素显著。因素 A 对合金的塑性有较大的影响, 特别对  $\delta$  值有特别显著的影响。因素 C (锻后冷却方式) 对强度的影响不大, 但对塑性、特别是对  $\psi$  值有较显著的影响。因素 B (变形程度) 就本试验所取的三个水平 (35、45、55%) 来说, 对强度及塑性均无明显影响。这可能是三个变形程度数值较接近的缘故。

以上分析表明: 影响合金强度的主要因素是 D、A、影响塑性的主要因素是 A、D、C。根据表 4 各指标的 I、II、III 最大值, 可确定各因素的最优水平, 详见表 6。

经综合平衡, 可确定两个较优的生产工艺方案:  $A_1B_3C_1D_1$  和  $A_1B_3C_1D_3$ , 即模锻温度 900℃, 变形程度 55%, 锻后水冷, 热处理制度为 900℃, 1 小时, 空冷/500℃, 24 小时, 空冷; 模锻温度 900℃, 变形程度 55%, 锻后水冷, 热处理制度为 900℃, 1 小时, 水冷/500℃, 24

表 4 正交试验结果及各因素的变动平方和

因素组		A	B	C	D	$\sigma_b-100$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>		$\sum_{j=1}^3 y_{ij}$	$\sigma_{0.2}-100$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\sum_{j=1}^3 y_{ij}$	$\delta-10$ %	$\sum_{j=1}^3 y_{ij}$	$\psi-10$ %	$\sum_{j=1}^3 y_{ij}$					
1		1	1	1	1	21	24	22.5	67.5	11	17	15	43	6	3.3	6	27.3	24.5	78.8
2		1	2	2	2	37.5	41	37	115.5	30	33	30	93	-3.3	0.7	-4.3	6.5	21.3	34.7
3		1	3	3	3	35	39	36	110	29	31	27	87	1.7	0	0	18.5	21.8	63.2
4		2	1	2	3	38.5	38	37	113.5	32	29	29	90	-1.7	-1.3	1	5	9	30
5		2	2	3	1	19	19	34	72	10.5	12	20.5	43	4	3.3	-0.7	25.7	27	65.4
6		2	3	1	2	33	35	35	108	28	9	27	64	1.3	1	-1.3	1	22.5	24.8
7		3	1	3	2	35	31	17	83	22	20	10	65	-2.7	-3.7	-3	5	5	39.5
8		3	2	1	3	37	35.5	31	103.5	23	23	19	65	-3.3	-2.3	-2	5.5	9.5	25.7
9		3	3	2	1	17.5	16	16.5	50	9	7	7	23	1	1.3	2	9.8	15.7	39
总 和 T																			
$\sigma_b$		I 293 II 288.5 III 236.5 S 219	264 291 263 56	274 279 265 11	189.5 309.5	818		560	3		448.8								
$\sigma_{0.2}$		I 223 II 197 III 140 S 400.5	185 201 174 41	172 206 182 67.9	109 209 242 1065.7														
$\delta$		I 10.1 II 5.6 III -12.7 S 32.4	3.9 -7.9 7 13.8	8.7 -4.6 -1.1 10.6	26.2 -15.3 -7.9 108.9														
$\psi$		I 176.7 II 167.7 III 104.2 S 340.4	148.3 125.7 174.5 122.6	176.7 103.7 168.1 343.7	183.2 146.5 118.8 221.9														

注:

1.  $y_{ij}$ 为第*i*个试验条件下重复第*j*次的试验数据,  $i=1, 2, 3, \dots, 9, j=1, 2, 3$ .

2. *S*为各因数的平方和.

3. I、II、III分别表示对应于各列1、2、3水平的数据之和.

注:

1.  $y_{ij}$  为第  $i$  个试验条件下重复第  $j$  次的试验数据,  $i=1, 2, 3, \dots, 9, j=1, 2, 3$ .

2. S 为各因数的平方和。

3. I、II、III 分别表示对应于各列 1、2、3 水平的数据之和。

表 5 方 差 分 析 表

指标名称	方差来源	变动平方和S	自由度f	平均变动S/f	F	著 显 性
$\frac{\sigma_b}{\sigma_{0.2}}$	A	$\frac{219}{400.5}$	2	$\frac{109.5}{200.3}$	$\frac{3.4}{8.6}$	尚显著 特别显著
	B	$\frac{56}{41}$	2	$\frac{28}{20.5}$	$\frac{0.9}{0.9}$	
	C	$\frac{11}{67.9}$	2	$\frac{5.5}{34}$	$\frac{0.17}{1.5}$	
	D	$\frac{1732}{1065.7}$	2	$\frac{866}{533}$	$\frac{26.9}{22.8}$	特别显著 特别显著
	Se	$\frac{579}{421}$	18	$\frac{32.2}{23.4}$		
	Fa	$F_{0.05}(2,18)=3.6; F_{0.01}(2,18)=6$				
$\frac{\delta}{\psi}$	A	$\frac{32.4}{340.4}$	2	$\frac{16.2}{170.2}$	$\frac{6.8}{3.9}$	特别显著 显 著
	B	$\frac{13.8}{122.6}$	2	$\frac{6.9}{61.3}$	$\frac{2.9}{1.4}$	
	C	$\frac{10.6}{343.7}$	2	$\frac{5.3}{171.9}$	$\frac{2.2}{4}$	显 著
	D	$\frac{108.9}{221.9}$	2	$\frac{54.5}{111}$	$\frac{22.7}{2.5}$	特别显著
	Se	$\frac{44}{781}$	18	$\frac{2.4}{43.4}$		
	Fa	$F_{0.05}(2,18)=3.6; F_{0.01}(2,18)=6$				

小时，空冷。

根据正交设计法，可预估较优生产工艺方案可能得到的指标值（表 7）。估算结果表明， $A_1B_3C_1D_1$ 和 $A_1B_3C_1D_3$ 二个生产工艺方案得到的指标值均满足表 2 要求。 $A_1B_3C_1D_1$ 方案可使 Ti 679 合金获得较高的强度和良好的塑性， $A_1B_3C_1D_3$ 方案则可得到更高的强度值。

以上分析结果，也可直接从表 4 的试验数据中得到证实。九组试验中  $\sigma_b$  平均值大于

133.6 公斤/毫米<sup>2</sup>者有第二、第三、第四、第六、第八组。这五组试验的热处理制度为  $D_2$ （油淬+时效）和  $D_3$ （水淬+时效），锻造温度则包括了 900℃、940℃和 980℃三种规范，可见提高 Ti-679 合金锻件强度的主要工艺措施是热处理。资料〔3〕指出，在同一固溶温度和时效制度下，油淬和水淬试样的室温强度  $\sigma_b$  和屈服极限  $\sigma_{0.2}$  比空冷试样要高 10~17 公斤/毫米<sup>2</sup>。油淬和水淬对  $\sigma_b$ 、 $\sigma_{0.2}$  的影响效果大

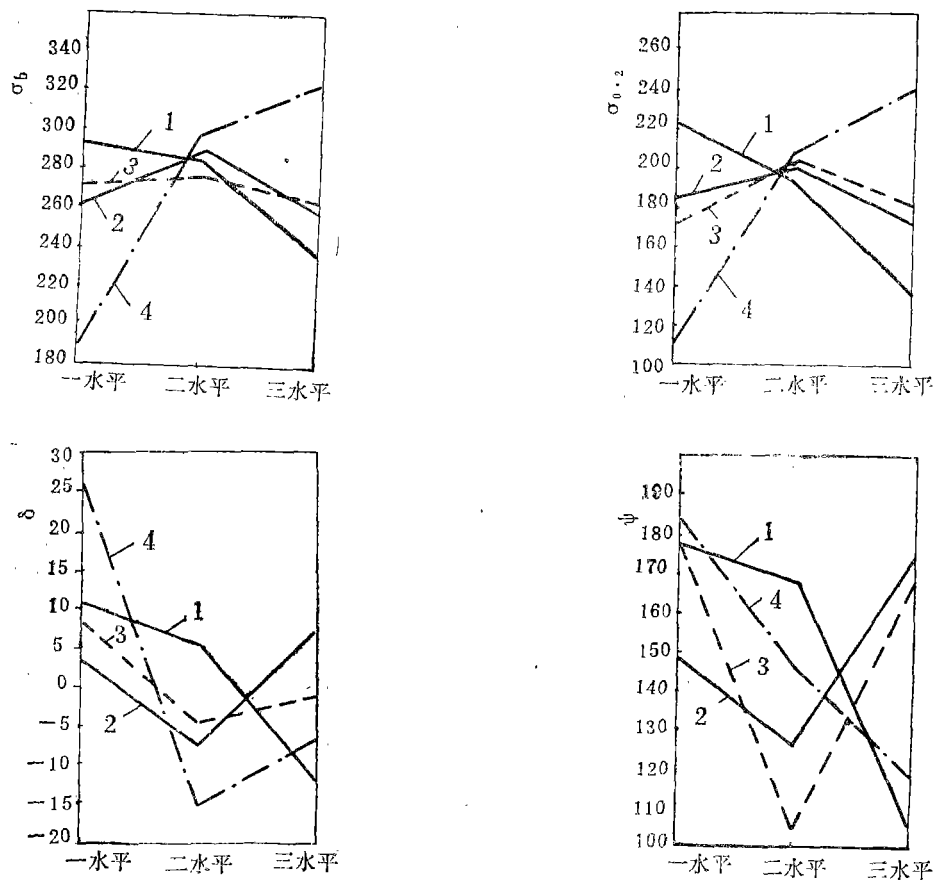


图 3 因素与强度、塑性指标关系图

1- 变形温度: 900°C, 940°C, 980°C; 2- 变形程度: 35%, 45%, 55%; 3- 锻后冷却方式: 水冷, 油冷, 空冷; 4- 热处理制度: 双重退火, 油淬+时效, 水淬+时效

表 6 因素主次及较优水平顺序表

指 标	因 素 主 次	较 优 水 平	较优水平的锻造及热处理工艺
$\sigma_b$	D、A、B、C	$A_1B_2C_2D_3$	900°C, 45%, 油冷, 水淬+时效
$\sigma_{0.2}$	D、A、C、B	$A_1B_2C_2D_3$	900°C, 45%, 油冷, 水淬+时效
$\delta$	D、A、B、C	$A_1B_3C_1D_1$	900°C, 55%, 水冷, 双重退火
$\psi$	C、A、D、B	$A_1B_3C_1D_1$	900°C, 55%, 水冷, 双重退火

致相当, 但资料〔2〕、〔3〕均指出, 油淬或水淬试样的塑性、蠕变暴露后的热稳定性以及断裂韧性较差, 而采用双重退火, 则可得到较好的塑性、蠕变性能和断裂韧性。这在选用热处理制度时应慎重考虑。

九组试验中,  $\delta$  平均值大于 15% 者仅有第

一组,  $\psi$  平均值大于 20% 者有八组, 其中尤以第一组的  $\psi$  值最高 (36%)。其原因主要是采用了锻后水冷及双重退火的工艺方案。试验表明, Ti-679 合金锻后水冷可提高合金的塑性。

纵观九组试验方案, 第一组和第五组工艺参数可使 Ti-679 合金获得较好的综合机械性

能,即模锻温度900~940℃,变形程度35~55%,  
 锻后水冷或空冷,双重退火。

件的模锻温度为900℃,组织中具有均匀分布  
 的等轴初生α晶粒。随变形程度的增加,初生α

表 7 四个指标的估算值

显著因素	$\sigma_b$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\delta$ %	$\psi$ %
A <sub>1</sub> D <sub>1</sub>	170.4>133.6	148.4>119.5	21.8>15	77.8>20
A <sub>1</sub> D <sub>3</sub>	216.2>133.6	192.8>119.5	10.5>10	77.8>20

Ti-679合金原材料的高倍组织见图4,九组试验锻件的横截面高倍组织见图5。原材料的组织很不均匀,经900℃和940℃模锻后,组织得到了较大的改善。第一、第二、第三组锻

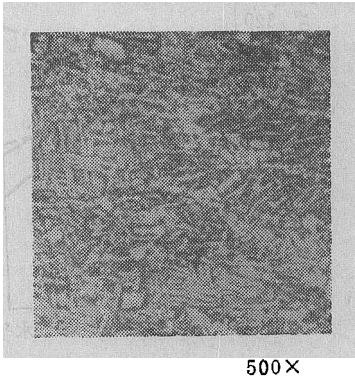


图 4 原材料横向高倍组织

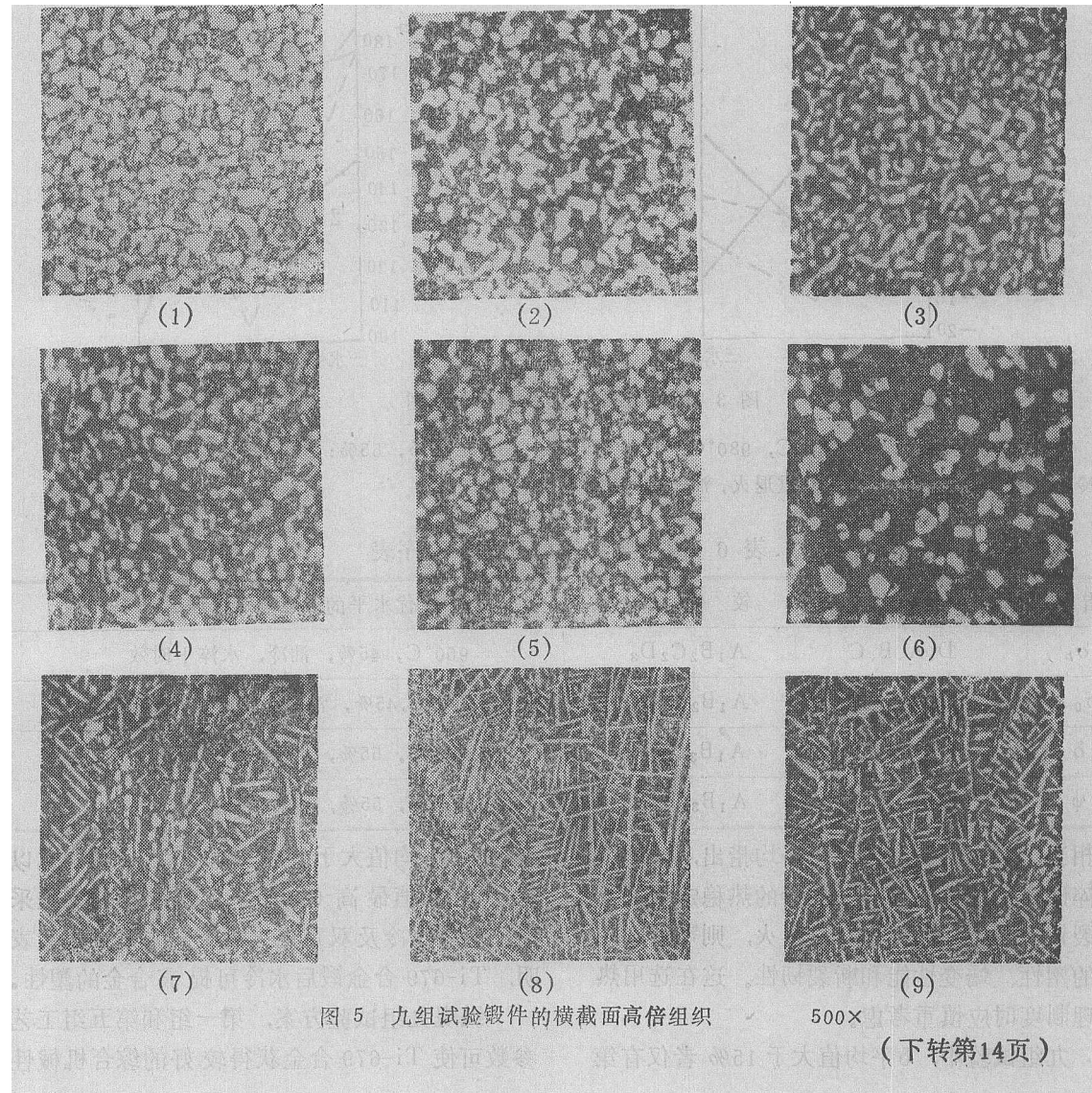


图 5 九组试验锻件的横截面高倍组织

500×

(下转第14页)

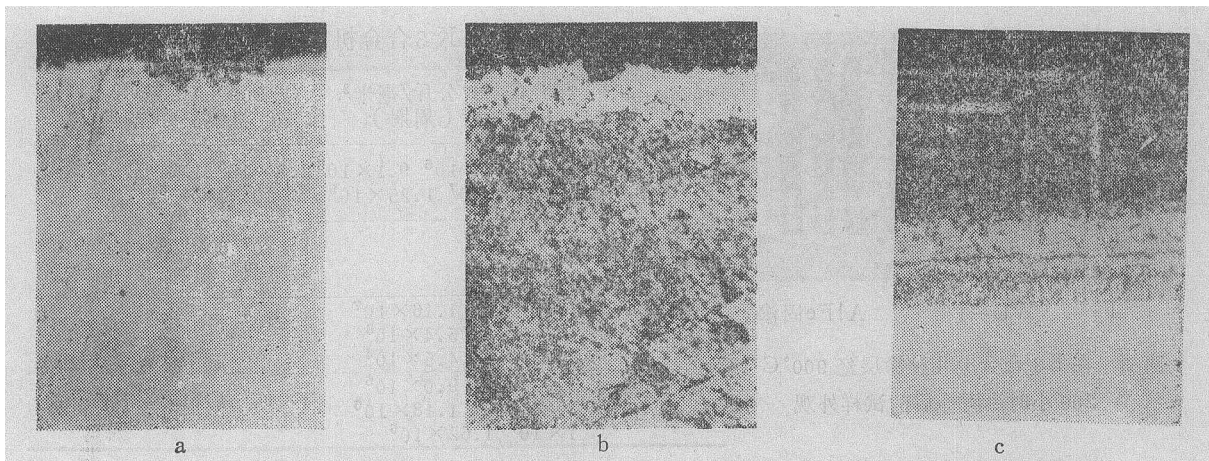


图 4 涡喷型发动机 200 小时试车后 GH37 叶片横断面金相图 500×

a. 无防护叶片表面的氧化坑      b. 无防护叶片表层合金元素贫化带      c. 用 WL-1 涂层防护的叶片

目前, WL-1 在原来基础上改变料浆中铝粉与硅粉的比例, 所获得的 WL-2 涂层的耐热腐蚀性能进一步得到提高。随着高温无机盐料

浆涂层在实际中得以应用, 它的工艺和性能也将在实践的考验中更趋完善。



(上接第6页)

晶粒变得更细小。其中第一组试件经双重退火后, 可清晰看到  $\beta$  转变组织中的  $\alpha$  相呈粗条状。由于初生  $\alpha$  相均匀分布在  $\beta$  转基体上, 所以合金具有良好的综合机械性能。第二组试件经油淬时效处理后,  $\beta$  转的数量大为减少, 塑性显著降低。第三组试件经水淬时效后已无  $\beta$  转, 而是从过冷的  $\beta$  相中析出细小的次生  $\alpha$  相, 所以合金强度比第一组的高, 而初生  $\alpha$  比第二组的细小, 故塑性高于第二组。第四、第五、第六组锻件的变形温度为  $940^{\circ}\text{C}$ , 合金组织中仍具有均匀分布的等轴  $\alpha$  晶粒, 但  $\alpha$  的相对量较  $900^{\circ}\text{C}$  的少。第七、第八、第九组锻件的锻造温度已高达  $980^{\circ}\text{C}$ , 在  $\beta$  相区进行锻造, 经热处理后, 初生  $\alpha$  相呈细条状, 形成网篮组织, 因此合金的塑性显著降低。随变形程度的增加, 粗大的原始  $\beta$  晶界有所消失。

### 三、结 论

1. 锻造温度对 Ti-679 合金的塑性有显著影响, 对屈服极限有较显著的影响, 对抗拉强

度的影响不大。

2. 热处理制度对 Ti-679 合金的  $\sigma_b$ 、 $\sigma_{0.2}$ 、 $\delta$  有高度显著的影响。

3. Ti-679 合金锻后水冷 (高温变形淬火) 可大大提高  $\psi$  值。

4. 变形程度在 35~55% 范围内对 Ti-679 合金的室温机械性能无显著影响。

5. Ti-679 合金较优的锻造、热处理工艺方案为: 模锻温度  $900^{\circ}\text{C}$ , 变形程度 55%, 锻后水冷; 热处理制度为  $900^{\circ}\text{C}$ , 1 小时, 水淬 (或空冷) /  $500^{\circ}\text{C}$ , 24 小时, 空冷。

本试验工作得到四三〇厂锻工车间及西工大 403 教研室方晓华同志的大力协助, 特表谢意。

### 参 考 文 献

〔1〕钛合金文集 (1978), 《钛合金文集编辑组》编, 上海科学技术文献出版社, 1978。

〔2〕第一届钛及钛合金会议文集 (第一册), 第一届钛及钛合金文集编辑小组编, 上海科学技术情报所, 1973。