

钛合金文集

(一九七五年)

钛合金文集编辑组 编

.2-53

上海科学技术情报研究所

TG 145.2-53

1975

前 言

我国冶金战线的广大工人，干部和技术人员在毛主席无产阶级革命路线的指引下，以阶级斗争为纲，坚持独立自主，自力更生，奋发图强，艰苦奋斗的方针，在钛及钛合金研制，生产和使用中取得了可喜的成绩。

1975年12月在广州市召开了第二届钛及钛合金会议，会上提出了80多篇研究报告，介绍了第一届钛及钛合金会议以来获得的有关钛及钛合金的金属学、合金研制、熔炼、粉末冶金、加工、焊接和回收等方面的研究成果；介绍了深入使用部门推广应用的具体实例。事实雄辩地说明，无产阶级文化大革命极大地促进了我国钛及钛合金生产、科研的发展。

随着揭批“四人帮”罪行的进一步深入，一个抓革命，促生产的新高潮蓬勃兴起，我国钛及钛合金的生产和科研工作也将出现一个新的跃进形势。为促进技术交流，由宝鸡有色金属研究所，冶金部金属研究所，上海钢铁研究所，抚顺钢厂和冶金部有色金属研究院共同审编了会议的部分报告，汇编成本文集。由于我们水平所限，缺点、错误在所难免，欢迎批评指正。

钛合金文集审编小组

6879/11

重 要 更 正

《钛的加工和应用实例》一书系由冶金部有色金属研究院广东分院组织有关科技人员译校。由于我们工作上的疏忽，在封面漏印了译校单位。特此慎重更正，并向译校单位和读者致歉。

上海科学技术情报研究所

一九七七年七月

目 录

一、合金研制:

Ti-5621S棒材研制	1
高强度钛合金ST1的研制	10
Ti-7Al-4Mo合金的研制	17
稳定 β 型耐蚀钛合金的工艺和性能	22

二、加工工艺:

等离子电子束熔炼	37
等温锻造超塑性试验	44
TC4钛合金挤压棒材	51
TC9合金挤压棒材	57
二辊穿孔、三辊热轧联合生产钛管工艺	65
增压模拉伸钛丝	70
TB2钛合金铆钉丝的研制	74
钛合金铆钉丝的研制	78
大面积钛-钢爆炸复合板的研制	83
钛及钛合金的焊接	90
Ti-679合金工艺、组织、性能的研究	95
杂质含量对纯钛机械性能及冷加工性能的影响	110

三、金属学:

TC4合金轧制棒材的全面性能	127
加热和冷却对TC4合金轧棒组织和性能的影响	137
加热温度和冷却对TC4组织和性能的影响	151
对锻造TC4合金的金相组织与力学性能关系的探讨	154
Ti-6Al-4V合金中的脆性缺陷	158

热处理对 TC9 合金轧棒组织与性能的影响168

TC9 合金热稳定性研究之二177

Ti-679 合金热稳定性研究189

四、粉末冶金及残钛回收:

氢化法制取钛粉氢含量的控制199

残钛粉末异型体等静压成型工艺203

粉末轧制钛板及其应用210

钛过滤器的研制216

废钛的电解精炼回收法222

五、其它:

国外高温钛合金的进展231

Ti-5621S 棒材研制

抚顺钢厂、沈阳有色金属加工厂、齐齐哈尔钢厂、
三机部六〇六所、冶金部金属研究所

一、概 述

Ti-5621S 是国外发展的至今尚未见到正式使用的一种高温钛合金。据报导,它可在 480°C 以下长期使用,在 510~540°C 之间短期使用。其蠕变强度超过 BT9 和 Ti-679 等高温钛合金。应力热暴露后室温塑性与 Ti-679 相近^[1,2,3]。

该合金的名义成分是 Ti-5Al-6Sn-2Zr-1Mo-0.25Si, 属于“近 α 型”钛合金。各元素的作用为, Al 稳定 α 相, 是固溶强化的主要元素, Sn、Zr 是“中性”元素, 在不同程度上, 以不同方式起着固溶强化作用; Mo 是同晶型 β 稳定元素; 少量加入 (1% 左右) 可提高蠕变强度和高温屈服强度, 而又可保持热稳定性; Si 是共析型 β 稳定元素, 一部分溶于 α 基体中起固溶强化作用, 一部分与钛等形成硅化物起弥散强化作用。该合金的化学成分见表 1^[4]。

表 1

元 素	Al	Sn	Zr	Mo	Si
含量%	4.50~ 5.50	5.00~ 7.00	1.50~ 2.50	0.50~ 1.00	0.15~ 0.35

元 素	Fe	C	O ₂	N ₂	H ₂	其余杂质
含量%	<0.30	<0.05	<0.15	<0.03	0.0125	<0.40

早期采用 4 公斤和 18 公斤铸锭研究结果表明: 室温拉伸性能、冲击韧性、450°C、500°C 蠕变强度和 400°C、500°C 高温持久强

度等能够满足喷气发动机压气机部件要求。无应力热暴露后室温拉伸延性较好。

在上述工作的基础上, 用 500 公斤锭, 试制了盘材、棒材、并做轧棒的扩大工艺性能试验。

二、熔炼、热加工和热处理

1. 熔炼

采用真空自耗电极二次熔炼方法。海绵钛杂质含量 (%) 是: Si 0.01, C 0.01, Fe 0.04, Cl 0.05, O₂ 0.04, N₂ 0.02。

首先按名义成分配料, 将 Al 块、Ti-Sn 中间合金车屑、海绵 Zr、Al-Mo 中间合金碎块及 Al-Si 合金车屑用 Al 箔包好与海绵钛一起在 1200 吨挤压机上挤成 $\phi 200 \times 1100$ 毫米电极, 将两支电极熔成 $\phi 280$ 毫米一次锭, 电弧电流 5200~6000 安。之后将两支一次锭重熔成 $\phi 380 \times 1010$ 毫米二次锭, 电弧电流为 6000~6600 安。

2. 热加工

(1) 开坯。在 β 区中进行。将“扒皮”后的合金锭, 预热后送罩式重油炉中加热到 1100°C, 在用 3 吨蒸汽锤锻成 250 毫米方, 再在 1050°C 下经二火锻成 75 毫米方坯。

(2) 轧制。首先在 990°C 下经二火初轧成 45 毫米方。最后在一列五座式 $\phi 250$ 轧机上, 按下列工艺制度轧成 $\phi 22$ 毫米棒材。

出炉温度: 980°C

加热时间: 65~70 分

终轧温度: 890~960°C

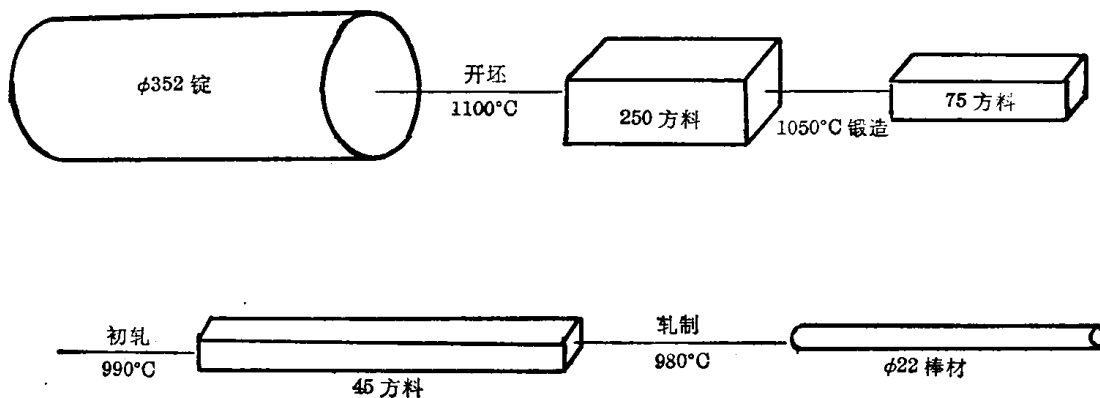


图1 Ti-5621S 棒材热加工流程简图

轧制孔型为菱-方-扁-立椭-圆孔型系，轧制总变形量约为81%。

热加工流程简图如图1所示。

3. 热处理

在硅碳棒炉中进行固溶热处理，制度是 $1000 \pm 15^\circ\text{C}$ 保温1小时后空冷。时效是在马弗炉中进行，制度是 $590 \pm 5^\circ\text{C}$ 保温2小时后空冷。

三、机械性能测量及结果

拉伸采用工作区尺寸为 $\phi 5 \times 25$ 毫米的试样。在Amsler 50吨材料试验机上进行试验。屈服前应变速率是0.02/分。用百分表测变形量，用作图法测 $\sigma_{0.2}$ 。高温拉伸温度变化控制在 $\pm 3^\circ\text{C}$ ，屈服前应变速率、变形测量、 $\sigma_{0.2}$ 测量与室温拉伸试验相同。

蠕变采用工作区尺寸为 $\phi 8 \times 100$ 毫米的试样。在T48型或蠕变试验机上进行试验。用差动变压器定时记录变形或蠕变后在工具显微镜上测残余变形。其测量精度分别为0.0001毫米和0.001毫米，用三支热电偶分别测量试样上、中、下各部位的温度。温度变化范围为 $\pm 2.5^\circ\text{C}$ 。

热稳定性。应力热暴露试样是采用工作区尺寸为 $\phi 5 \times 25$ 毫米的高温持久试样。在FC-20型高温持久试验机上进行应力热暴露。暴露后取下，不经任何处理进行室温拉伸，测量 σ_b 、 $\sigma_{0.2}$ 、 δ 和 ψ 。断裂韧性试样规格

是 $9 \times 18 \times 100$ 毫米的三点弯曲试样，用线切割机开槽，其深度为6毫米。疲劳预裂纹最初开裂恒应力为30公斤/毫米²，交变应力为 ± 23 公斤/毫米²，最后1毫米深时，交变应力降为 ± 15 公斤/毫米²。槽深加疲劳预裂纹深共为9毫米。热暴露后进行三点弯曲试验。

疲劳。室温、高温疲劳试样均采用 $R=14$ 毫米，危险截面直径 $d=7.52$ 毫米的颈型高温疲劳试样。试样在磨床加工后，曾用01号、03号砂纸在车床上以600转/分横向抛光。在PWC510WG型高速疲劳试验机上进行旋转弯曲试验。试样转速5000转/分。

缺口拉伸、冲击韧性和高温持久试验按常规进行。

按前述热处理工艺得到的各种机械性能结果如表2~表9所示。

表2 室温及高温拉伸试验结果

试 温 (°C)	拉 伸 性 能			
	σ_b (公斤/毫米 ²)	$\sigma_{0.2}$ (公斤/毫米 ²)	δ (%)	ψ (%)
室 温	114.9 117.1 112.8 115.1	103.3 105.3 101.5 103.4	16.1 16.4 17.4 14.6	38.7 38.3 38.1 39.1
室 温*	117.1 115.2 115.5 120.6	104.4 102.6 102.2 108.4	13.1 13.2 11.9 14.3	35.1 42.4 27.5 35.4
500	78.2 77.7 77.4 79.0	60.5 60.1 59.7 61.6	17.3 19.1 17.4 15.6	43.1 44.4 41.9 42.4

* 采用18公斤铸锭研究结果，表3~9亦同。

表3 缺口拉伸试验结果($K_t=4.2$)

试 温 ($^{\circ}\text{C}$)	σ_b^H (公斤/毫米 ²)		σ_b (公斤/毫米 ²)	σ_b^H/σ_b
室 温	184.2	185.7 183.0 184.1	114.9	1.60

表4 蠕变试验结果

试 温 ($^{\circ}\text{C}$)	应 力 (公斤/毫米 ²)	时 间 (小时)	残 余 变 形 (%)
450*	50	200	0.157(0.114, 0.200)
500	35	200	0.053(0.046, 0.082, 0.042)
500*	35	200	0.061(0.051, 0.060, 0.071)
500	40	200	0.107(0.113, 0.101)
550	20	200	0.242(0.137, 0.347)
550*	20	200	0.193(0.138, 0.247)

表5 高温持久试验结果

试 温 ($^{\circ}\text{C}$)	应 力 (公斤/毫米 ²)	时 间 (小时)	注
400*	70	>150	二 支 试 样
450	70	>500	二 支 试 样
500	60	>330	二 支 试 样
500	60	>389	其中一支 >500 小时

表6 应力热暴露后室温拉伸试验结果

暴露温度 (°C)	应 力 (公斤/毫米²)	时 间 (小时)	室 温 拉 伸							
			σ _b (公斤/毫米²)		σ _{0.2} (公斤/毫米²)		δ (%)		ψ (%)	
450	70	500	120.0	117.8 122.2	—		—		17.2	14.1 20.4
500	35	200	114.3	116.2 111.1 115.5	102.9	101.5 104.1 103.3	8.3	11.2 2.8 10.8	25.6	37.8 7.4 31.8
500*	0	200	115.5	115.2 115.9	103.9	105.1 102.4	9.0	10.1 7.9	24.7	33.6 15.8

表7 旋转弯曲疲劳试验结果(光滑)

试 温 ($^{\circ}\text{C}$)	在 N 循 环 下 σ_{-1} (公斤/毫米 ²)		
	10^5	10^6	$>10^7$
室 温	59	50	48
500	—	38	35

表8 冲击韧性试验结果^{a)}

试 温 (°C)	a_k (公斤·米/厘米 ²)
室 温	4.0(4.13, 3.66, 4.19)
室 温*	5.0(6.18, 2.36, 6.58)

a) 梅氏缺口试样 10×10×55 毫米

表9 热暴露前后断裂韧性^{a)}

暴露温度 (°C)	时间小时	K_{Ic} (公斤/毫米 ^{3/2})
未 曝 露		150.3(149, 160, 142)
500	200	115.6(119, 115, 113)

a) B=9 毫米, W=18 毫米, S=72 毫米

由表4及图2看到,蠕变性能是良好的。500°C、35公斤/毫米²、200小时后仅变形0.053% (三支平均), 稳态蠕变速率约为 $1.32 \times 10^{-4}\%$ /小时。蠕变强度显著地超过了研制目标(参见表9a), 但在同一应力下约比国外同型材料低两个拉森-米勒指数。(L-M 指数)。如图3所示。原因是我们的热处理制度与他们不同。他们是 β 热处理。与此相关的是, 高温屈服强度虽未达到研制

目标, 但比国外同型材料高5公斤/毫米²左右。应力热暴露后, 室温延性也高于研制目标和国外水平, 但热暴露后断裂韧性比国外同型材料低。这是由于两相区热处理, 初生 α 较多, 组织较细, 暴露前的断裂韧性比他们低的缘故^[5, 6]。其他机械性能均接近、达到或超过研制目标和国外同型材料水平。如表10所示。

四、金相和电子显微镜观察

对轧棒进行了低倍和高倍观察。观察了轧态组织的均匀性、取向性, 测初生 α 纵横的尺寸比。

不同固溶温度显微组织参数的测定。将 $\phi 22$ 毫米轧棒切成35毫米长若干段, 分别在970~1030°C范围内, 每隔10°C一支, 固溶1小时后空冷。为与机械性能试样处理条件接近, 也在590°C时效2小时, 再制备金相试样, 用任意截线法测初生 α 比例、尺寸、间距和原始 β 晶粒尺寸。

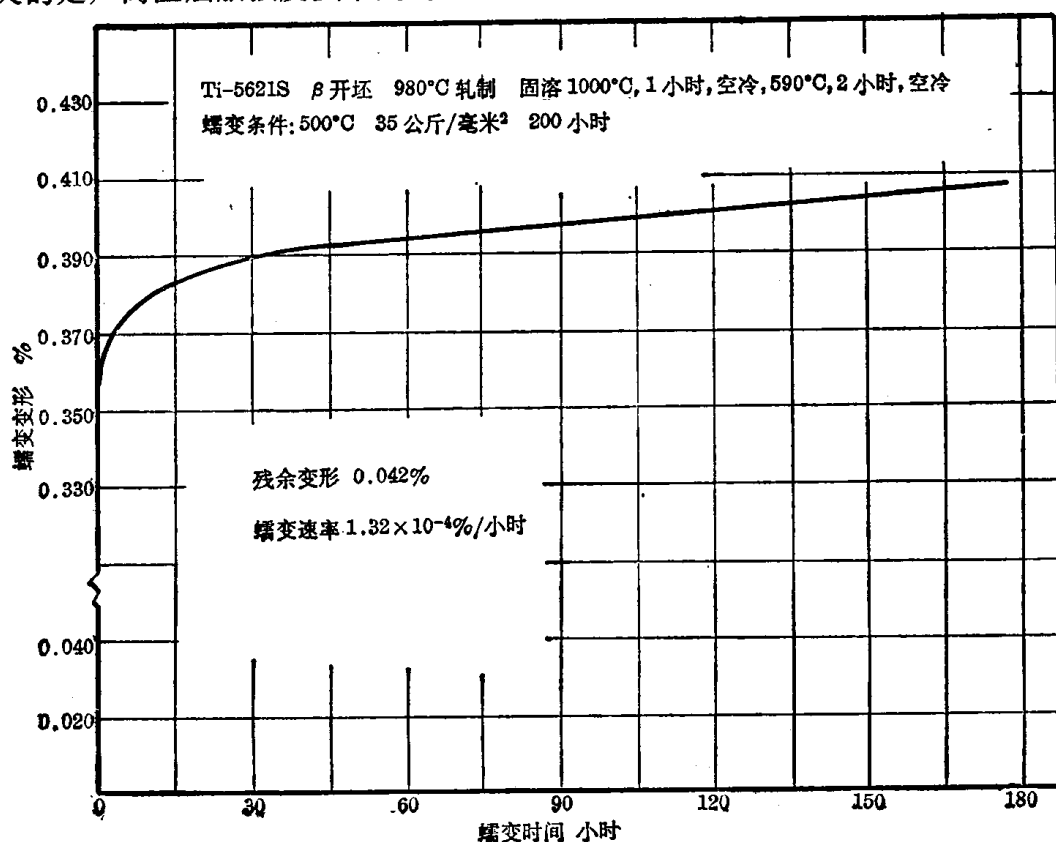


图2 Ti-5621S 蠕变曲线

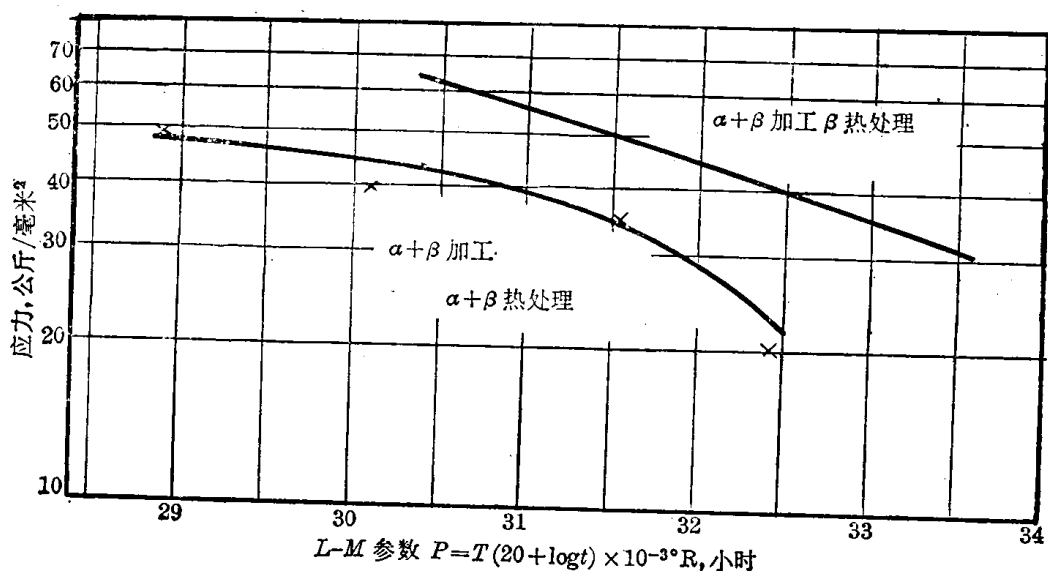


图3 Ti-5621S 蠕变 0.1% 的 L-M 曲线

表 10a 目标(A)结果(B)和国外水平(C)比较(强度指标)

温 度 (°C)	σ_b (公斤/毫米 ²)			$\sigma_{0.2}$ (公斤/毫米 ²)			$\sigma_{0.2/110}$ (公斤/毫米 ²)			σ_{100} (公斤/毫米 ²)			σ_{-1} (公斤/毫米 ²)		
	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C
室 温	110	114.9	104	100	103.3	89.5	—	—	—	—	—	—	50	48	49
500	80	78.2	70.0 ⁽¹⁾	70	60.5	55.0 ⁽²⁾	35	>35	>35 ⁽³⁾	60	>60	>60 ⁽⁴⁾	35	35	—

注: (1) 482°C 试验; (2) 482°C 试验; (3) 510°C、42 公斤/毫米²、150 小时、蠕变 0.11%; (4) 取自盘材。

表 10b 目标(A)结果(B)和国外水平(C)比较(延性和韧性指标)

温 度 (°C)	δ (%)			ψ (%)			a_k (公斤·米/厘米 ²)			热 曝 露 后 延 性					
										δ (%)			ψ (%)		
	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C
室 温	10	16.1	12	25	38.7	22	4	4	—	7	8.3 ⁽⁵⁾	11 ⁽⁶⁾	10	25.6	18 ⁽⁷⁾
500	15	17.3	—	35	43.1	—	5	—	—	—	—	—	—	—	—

注: (5) 500°C 35 公斤/毫米² 暴露 200 小时, (6) 510°C 42 公斤/毫米² 150 小时, (7) 同(6)

各种机械性能试样显微组织参数的测定; 各种机械性能试验后, 选择典型, 切取金相试样, 测定上述四个参数。

测定上述参数, 对于初生 α 取 15 个视场、对母相 β 晶粒取 25 个视场的平均值。主要在横截面上, 但也做若干纵截面测定, 以做比较。

电子显微镜观察。在未受应力的固溶、固溶时效试样和蠕变后的试样(受应力)切取 0.5 毫米厚的薄片, 粘在金属平面上, 用金相磨光机在流水冷却下磨到 0.1 毫米以下。用

参考资料^[7]所提供的方法进行化学预减薄, 并在甲醇 300 毫升、正丁醇 175 毫升和高氯酸 30 毫升的溶液中, 在电压 20 V、温度约为 -60°C 条件下进行电解减薄。减薄后, 在 JEM150 电子显微镜上进行透射观察, 工作电压为 100 kV。

金相及电子显微镜观察结果概述如下。

在轧棒的低倍组织上看到平行于轧向的流线, 高倍显微组织中初生 α 按轧向分布, 其纵横尺寸比约为 3。横截面上初生 α 无一定取向。如图 4 所示。

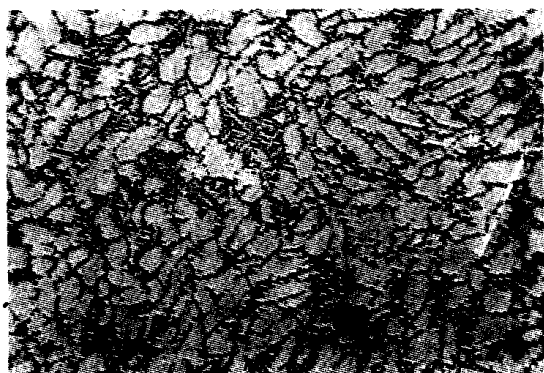


图4 Ti-5621S 980°C 轧制棒材的
显微组织 500×

不同固溶温度的显微组织参数测定结果如表 11 所示。轧制工艺相同,随固溶温度升高,初生 α 比例降低,初生 α 尺寸、间距和母相 β 晶粒截线尺寸变大。其中初生 α 比例对固溶温度比较敏感,在 970~1010°C 范围内几乎降低 1 倍。由于初生 α 间距 λ 与初生 α 比例 f 存在着如下关系:

$$\lambda = \frac{1-f}{n_L}$$

n_L 是单位长度结点数^[8]。因此, α 间距对固溶温度也比较敏感;但初生 α 尺寸对固溶温度却不敏感。母相 β 晶粒截线尺寸从 1000~1010°C 仅增大 1%。一旦超过 1010°C, β 晶粒尺寸便急剧增大。如表 11。1020°C 比 1010°C 的 β 晶粒增大 60%。显然,初生 α 的存在可以有效地阻止母相 β 晶粒的长大。

各种机械性能的显微组织参数测定结果如表 12 所示。在这里可以看到,冲击韧性、疲劳性能随初生 α 比例降低而降低;蠕变强度、断裂韧性随初生 α 降低而提高。其他性能与组织关系虽未系统考查,但我们曾在小

型试验时,采用与本实验相同的原料和相同加工及热处理工艺,获得了与本试验类似的显微组织(初生 α 比例为 28.6%)和相近的机械性能。如表 2、4、5、6、8 所示。于是可以按表 11、12 确定:初生 α 比例为 23~30% 的显微组织是获得较好综合性能的最佳组织,与其相应的固溶热处理温度是 1000±10°C。

这种组织的特点是:980°C 轧制后保留下来的初生 α ,由于固溶温度提高到 1000°C 而溶解一部分。保留下来的初生 α 互相分离并在魏氏组织基体中沿母相 β 晶界分布。固溶后空冷,冷却速率较低,沿母相晶界析出一层 α ,又将初生 α 一个一个连接起来,清晰地勾画出母相 β 的晶界。初生 α 在横截面上的尺寸在 3.6~33 微米之间,所观察的初生 α 尺寸大多为 7.3 微米,如图 6 所示。母相 β 晶粒截线尺寸在 3.6~47.1 微米之间,尺寸为 18.1 微米者出现次数最多,如图 5 所示。

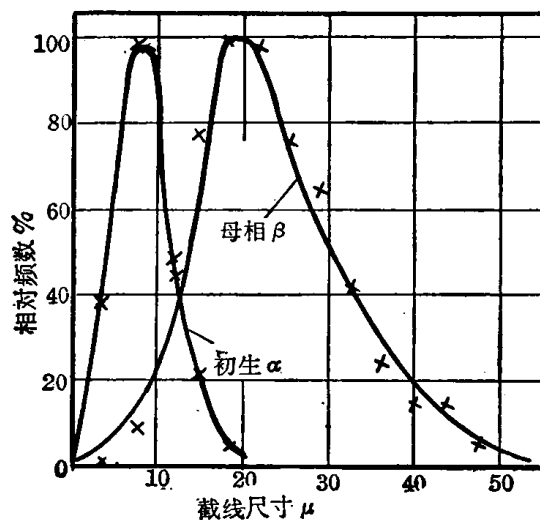


图5 初生 α 、 β 相晶粒尺寸统计分布曲线

表 11 不同固溶温度的显微组织参数

固 溶 温 度 (°C)	970	980	990	1000	1010	1020	1030
初 生 α 比 例 (%)	42.8	39.1	28.5	26.0	23.1	1.8	0
初 生 α 截 线 尺 寸 (微米)	5.4	5.6	6.2	6.6	6.7	7.9	—
初 生 α 间 距 (微米)	7.2	8.8	15.6	18.7	22.7	112.8	—
母 相 β 截 线 尺 寸 (微米)	—	—	—	20.3	20.5	33.1	43.5

表 12 Ti-5621S 机械性能与组织关系

机 械 性 能		初生 α 比例 (%) (纵/横) ⁽¹⁾	初生 α 尺寸 (微米) (纵/横)	初生 α 间距 (微米)	母相 β 晶粒 截线尺寸(微米)
拉 伸	室温 $\sigma_{0.2}=105.3$ 公斤/毫米 ² $\psi=38.3\%$	37.7/39.4	9.8/7.8	16.2/12.1	—
	500°C $\sigma_{0.2}=60.1$ 公斤/毫米 ² $\psi=44.9\%$	35.5/37.9	13.4/7.6	24.4/12.5	—
缺口拉伸 $\sigma_b^H=185$ 公斤/毫米 ² $\sigma_b^H/\sigma_b=1.60$		31.9	7.0	14.9	—
蠕 变	500°C 35 公斤/毫米 ² 200 小时 $\delta=0.046\%$	26.2	8.2	23.2	23.3
	550°C 20 公斤/毫米 ² 200 小时 $\delta=0.137\%$	14.3	7.9	48.0	62.0
	550°C 20 公斤/毫米 ² 200 小时 $\delta=0.347\%$	24.1	8.9	28.2	36.8
高温持久 500°C 60 公斤/毫米 ² >330 小时		39.5	10.1	15.3	26.6
应力暴露 500°C 35 公斤/毫米 ² 200 小时 $\psi=37.8\%$		28.5	8.3	20.7	24.0
疲 劳	室温 $\sigma=50$ 公斤/毫米 ² $N=8.6 \times 10^5$	0	—	—	387
	室温 $\sigma=50$ 公斤/毫米 ² $N=1.27 \times 10^6$	21.8/23.8	—	31.9/24.6	30.9/25.2
	500°C $\sigma=35$ 公斤/毫米 ² $N=8.95 \times 10^5$	3.1	—	—	256
	500°C $\sigma=35$ 公斤/毫米 ² $N>10^7$	26.4/22.8	16.2/7.3	45.1/24.9	32.8/28.5
冲 击 韧 性	室温 $\alpha_k=3.41$ 公斤·米/厘米 ²	0	—	—	410
	室温 $\alpha_k=4.13$ 公斤·米/厘米 ²	2.4	5.6	227	72.0
	室温 $\alpha_k=6.58$ 公斤·米/厘米 ²	27.5	5.6	14.8	—
断 裂 韧 性	未暴露 $K_{Ic}=149$ 公斤/毫米 ^{3/2}	36.0	7.6	13.7	—
	未暴露 $K_{Ic}=173$ 公斤/毫米 ^{3/2}	31.5	13.5	29.5	45.8
	未暴露 $K_{Ic}=189$ 公斤/毫米 ^{3/2}	0	—	—	333
	热暴露 500°C 200 小时 $K_{Ic}=115$ 公斤/毫米 ^{3/2}	26.9	6.5	18.7	—
	热暴露 500°C 200 小时 $K_{Ic}=145$ 公斤/毫米 ^{3/2}	0	—	—	343

注 (1) 未注明纵横者均用横截面测定。

(2) 18 公斤锭小型试验数据。

这种沿母相晶界分布约占 20~30% 的初生 α , 将 β 晶粒包围起来, 在高温固溶时有



图 6 Ti-5621S 棒材 1000°C 固溶 1 小时空冷, 590°C 1 小时空冷的显微组织 500 ×

力地阻止母相 β 晶粒的长大, 对保证热处理后的良好的综合性能也是十分有益的。典型组织如图 6 所示。

国外有人指出, Hylites50 和 |M|679 钛合金具有 20% 等轴 α 的显微组织可获得最佳综合性能^[9]。

用透射电子显微镜观察薄膜时, 在固溶时效试样和蠕变试样上看到矩形, 六角形和椭圆形弥散相, 其尺寸一般在 0.3 微米以下。它们分布于初生 α 中, 在魏氏 α 和 α - α 边界也可看到这种弥散相。对六角形相进行电子衍射, 发现其为四方晶格的 Ti_3Si 。在 500°C,

35 公斤/毫米² 应力下 200 小时的蠕变试样上,看到许多位错线和一系列位错露头点。电子显微镜薄膜透射和衍射图象如图 7、8、9、10 所示。在最初用 18 公斤铤试验时,曾在拉伸断口碳膜萃取试样上对弥散相做电子

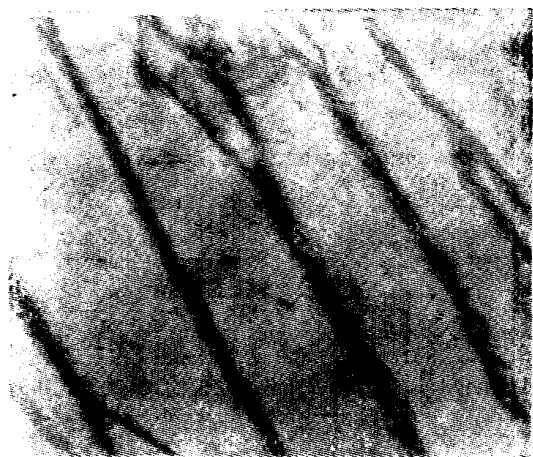


图 7 Ti-5621S 固溶、时效后薄膜透射电镜图象。17000×



图 8 Ti-5621S 500°C 35 公斤/毫米² 200 小时蠕变试样薄膜透射电镜图象 17000×



图 9 试样条件同图 8 15000×

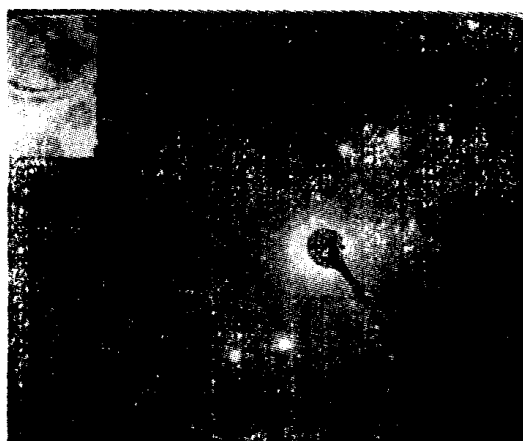


图 10a Ti-5621S 基体及 Ti₃Si 电子衍射花样(试样条件同图 8)

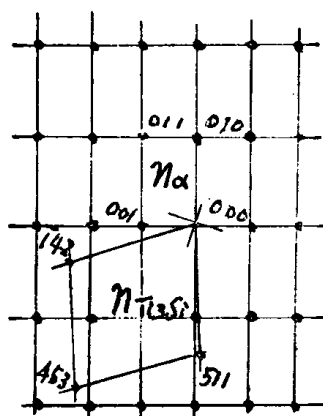


图 10b 图 10a 电子衍射花样指数化

$$n_{\alpha} = [100]$$

$$n_{\text{Ti}_3\text{Si}} = [2\bar{1}\bar{1}21]$$

衍射分析,大部分为 Ti₃Si 和 Zr₃Si。本次实验与前次实验互相印证。

五、讨 论

由前述试验结果得到下列几点认识:

1. Ti-5621S 高温钛合金,现今采用的 1050~1100°C β 开坯, 980~990°C 两相区轧制,高两相区 1000°C 固溶 1 小时空冷, 590°C 时效 2 小时空冷等一整套工艺是比较合理的。采用这样工艺可以得到满意的显微组织,从而得到较好的综合性能。但 1000°C 接近相变点,为稳妥计,可使固溶温度降到 990°C,只是蠕变强度可能降低一些。

2. 采用 β 热处理是不可取的。虽然这

样可以提高蠕变强度和断裂韧性,但由于在 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点以上加热使得 β 晶粒长得很大,疲劳强度、冲击韧性等性能显著降低而达不到研制目标;同时会使屈服强度降低,热盐应力腐蚀性能变坏^[10],结果是得不偿失。

3. 国外有人曾对 Ti-5621S 做电镜观察,并未见到有 Ti-Si 化合物^[11]。我们却观察并鉴定出 Ti-Si 和 Zr-Si 化合物。这可能是由于热加工工艺和热处理工艺制度不同造成的。国外采用的 β 加工两相区热处理,或两相区加工 β 热处理,而使 Ti-Si 化合物或者很小不能分辨;或者 Si 溶入 β 相中不形成化合物。

许多文献指出,含 Si 高温钛合金的硅化物是六方晶格的 Ti_5Si_3 、 $(\text{Ti}, \text{Zr})_5\text{Si}_3$ 或 Zr_5Si_3 。我们在 Ti-5621S 中测得硅化物,大部分为四方 (Ti_3P 型) 的 Ti_3Si 和 Zr_3Si 。这是因为他们分析的合金含 Si 和 Zr 量较高 ($\text{Si}>0.5\%$, $\text{Zr}3\sim5\%$)^[11,12]。而 Zr 含量愈高, Si 在 α 基体中溶解度愈低。由此造成了形成含 Si 比例较高的 Si-Ti 化合物的条件。我们过去曾对含 Si 量分别为 0.2%、0.35%、0.5% 改型 Ti-679 实验钛合金 (合金基体为 Ti-2.25Al-11Sn-5Zr-1Mo) 和含 5Zr 的其他含 Si 实验钛合金,用电子衍射方法分析硅化物,结果表明,含 Si 为 0.2% 的合金 Ti_3Si 型

化合物占大部分;含 0.35~0.5% Si 的合金, $(\text{Ti}, \text{Zr})_5\text{Si}_3$ 型化合物占大部分。还出现了含 Si 比例更高、结构近于 σ 相的大块状硅化物,但在这类合金中未发现 Ti_3Si 或 Zr_3Si 相。可见,在一定条件下, Ti-5621S 中出现 Ti_3Si 相,不是偶然的现象。

参 考 资 料

- [1] S. R. Seagle et al., The Science, Technology and Application of Titanium-, (1970), p. 1001.
- [2] 苏联钛合金手册
- [3] Aerospace Structural Metals Handbook, Vol. 2, C3711.
- [4] Mechanical-Property Data 5A-6Sn-2Zr-1Mo-0.25Si Titanium, AD 701114 (1970).
- [5] O. E. Shamblen, Met. Trans. Vol. 2, (1971), p. 277.
- [6] Engineering Data on new and emerging Structural Materials, AD 720278 (1970) p. 189.
- [7] M. J. Blackburn et. al., Trans AIME Vol. 239 (1967), p. 287.
- [8] W. Rostoker: Interpretation of Metallographic Structures (1965), p. 195.
- [9] M. A. Greenfield, et. al., Titanium Science and Technology (1973) Vol. 3, p. 1731.
- [10] H. R. Gray 同(9) Vol. 4, p. 2627.
- [11] K. C. Antony, Trans. AIME. Vol. 242, (1968), p. 1454.
- [12] P. S. Kotval. et. al., Met. Trans Vol. 3, (1972) p. 1308.

高强度钛合金—ST1 的研制

上海有色金属研究所

[提要] ST1 合金在淬火及时效状态下使用时, 室温抗拉强度不小于 120 公斤/毫米²。它是含 7% 的 α 稳定元素 Al 和 4% 的 β 稳定元素 Mo 的 $\alpha+\beta$ 两相钛合金, 即 Ti-7Al-4Mo。

本文叙述了 ST1 合金的加工, 热处理及其对组织性能的影响。实践工作表明, 采用较为合理的工艺路线, 可使 ST1 合金棒材具有细而均匀的等轴初生 α 相的组织, 而且有良好的综合性能。

一、合金制备

1. 熔炼

熔制本合金所用原料为二级海绵钛, 其 HB=121~130 公斤/毫米²。Mo 以 Al-Mo 中间合金的形式加入, 中间合金含 Mo 量为 40% 左右。配料比为 7% Al, 4% Mo, 余为 Ti。采用真空自耗二次熔炼, 一次熔炼时电流密度为 12.0 安/厘米², 二次熔炼时电流密度为 11.4 安/厘米²。

2. 锻造

ST1 合金相变点为 $1015 \pm 15^\circ\text{C}$ 。

为使该合金具有细而均匀的等轴初生 α 相的组织及良好的综合性能, 除铸锭开坯外, 一般都进行 $\alpha+\beta$ 锻造, 并使其在两相区有极大的变形。

由 $\phi 370$ 毫米之铸锭锻造成 50×50 毫米的方坯, 经三次中间加热, 每次变形量约为 65~70%。锻造时各面必须不断转换, 以便使变形尽可能均匀, 进而使铸造晶粒能充分破碎。

3. 轧制

锻造后的方坯经刨去表面氧化皮后轧制。为了使 ST1 合金能得到所期望的组织及

最佳性能, 务必使轧制温度控制在相变点以下。实验所采用的热轧温度为 $950 \sim 960^\circ\text{C}$, 变形量为 81.2~83.5%。

4. 热处理

ST1 合金的热处理包括退火, 固溶处理和时效。所有热处理加热均在箱式电炉内进行, 炉内温度波动不超过 $\pm 10^\circ\text{C}$ 。

1) 退火。本实验采用等温退火, 即加热到 780°C , 并在此温度下保温 1 小时, 然后以每小时 $150 \sim 160^\circ\text{C}$ 的速度炉冷到 560°C , 保温 12 小时, 再空冷。

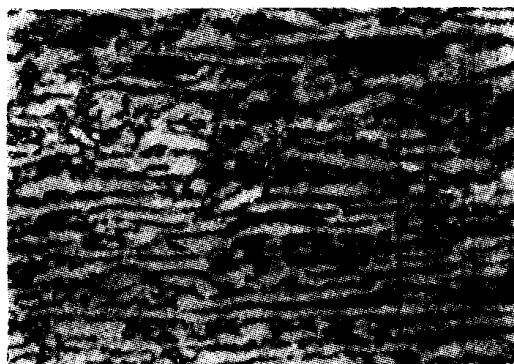
图 1 示出了 ST1 合金棒材加工状态和退火状态的显微组织。

ST1 是 $\alpha+\beta$ 两相合金, 由于 Al 含量较高, 在室温平衡状态下, α 相的数量占优势。

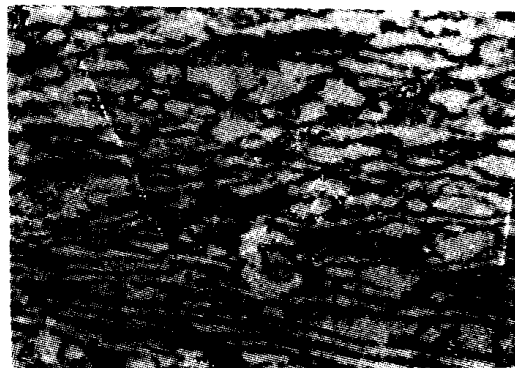
由图可见, 因退火温度接近或略高于热形变终了温度, 故热轧棒材的退火组织仅稍有改变。

热轧棒材加工状态和退火状态的机械性能见表 1。

2) 固溶及时效处理。ST1 合金固溶处理温度为 $920 \sim 980^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$, 保温 1~1.5 小时, 水冷。时效温度为 $570 \sim 650^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$, 保温 6~18 小时, 空冷。由于淬火时被保留下来的介稳定相在随后的时效过程中, 发生分



加工状态 1000×



退火状态 1000×

图1 ST1 合金棒材加工状态和退火状态的显微组织

表 1

试样编号 状态	室 温 机 械 性 能				
	σ_b (公斤/毫米 ²)	$\sigma_{0.2}$ (公斤/毫米 ²)	δ_5 (%)	ψ (%)	HRC
74-3-12 加工	111.7	100.7	14.8	44.7	37.0
74-3-4 退火	109.5	105.1	15.1	44.0	36.5

解而析出细小的呈弥散分布的 α 相。因此,其强度较退火状态提高约15~20公斤/毫米²。

剪切弹性模量: 4700 ~ 4900 公斤/毫米²。

比热及热膨胀系数: 分别见图2、图3。

电阻率: 合金电阻-温度曲线见图4。

二、主要性能

1. 物理性能

比重: 4.48 克/厘米³。

相变点: 1015±15°C。

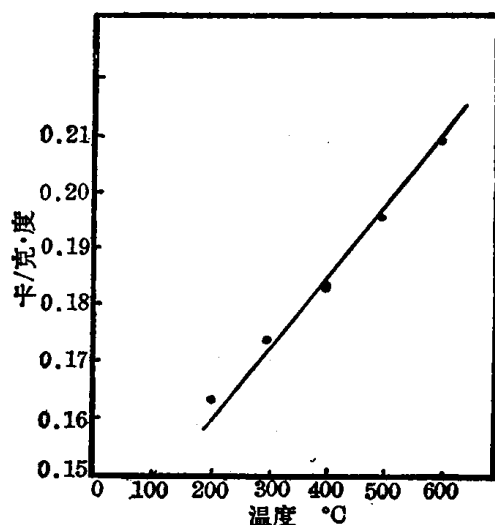


图2 ST1 合金比热与温度的关系

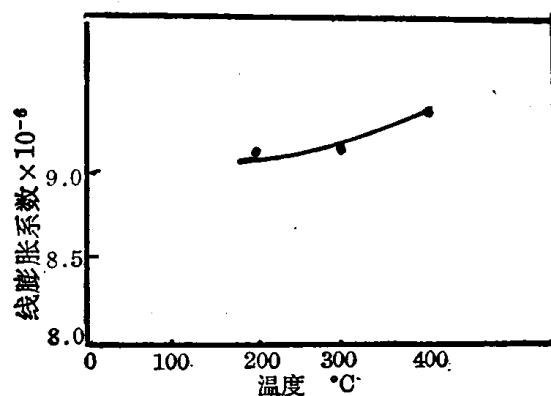


图3 ST1 合金热膨胀系数与温度的关系

2. 力学性能

ST1合金经970°C, 1小时, 水淬; 640°C, 12小时, 空冷后的室温机械性能列于表2。相应的显微组织示于图5。

300°C时的高温力学性能见表3。

-40~-43°C的低温力学性能见表4。

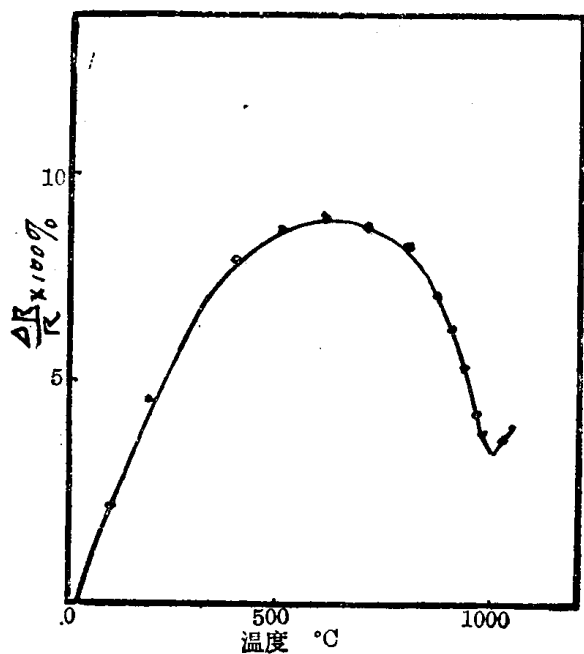


图4 ST1合金电阻-温度关系

表2 室温力学性能

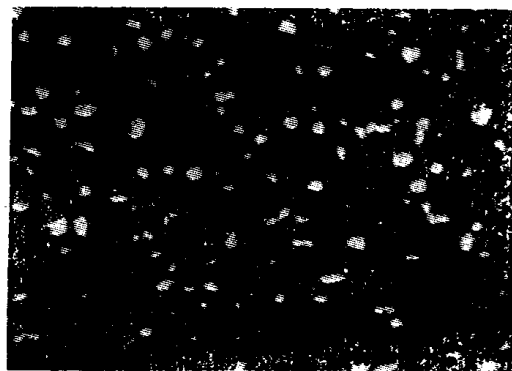
性 能	测 试 值
抗拉强度 σ_b (公斤/毫米 ²)	123.5
屈服强度 $\sigma_{0.2}$ (公斤/毫米 ²)	114.4
延 伸 率 δ_5 (%)	12.7
断面收缩率 ψ (%)	44.3
洛氏硬度 RC	41.0
冲击韧性 α_k (公斤·米/厘米 ²)	3.8
抗剪强度 τ (公斤/毫米 ²)	76.0
抗扭强度 τ_b (公斤/毫米 ²)	103.4
抗扭屈服极限 $\tau_{0.2}$ (公斤/毫米 ²)	84.0
抗扭比例极限 τ_p (公斤/毫米 ²)	75.0
缺口强度与无缺口强度比	1.15
抗压屈服强度 σ_{ca} (公斤/毫米 ²)	104

表3 300°C高温力学性能

性 能	测 试 值
抗拉强度 σ_b (公斤/毫米 ²)	98.2
屈服强度 $\sigma_{0.2}$ (公斤/毫米 ²)	88.2
延 伸 率 δ_5 (%)	14.1
断面收缩率 ψ (%)	64.0

表4 -40~-43°C低温力学性能

性 能	测 试 值
抗拉强度 σ_b (公斤/毫米 ²)	131.8
延 伸 率 δ_5 (%)	12.4
断面收缩率 ψ (%)	32.2



a. 金相照片 500×



b. 电子显微照片 24000×

图5 ST1合金经970°C, 1小时, 水淬;
640°C, 12小时, 空冷后的显微组织

三、热处理对合金组织及性能的影响

1. 淬火温度

不同淬火温度的合金显微组织示于图6。

由图可见,随着淬火温度的升高, β 相的数量不断增加,而初生 α 相的量则相应减少。当淬火温度为1030°C时已进入全 β 相区。970°C淬火的电子显微照片说明,在此温度淬火,针状马氏体 α' 相的数量已相当多。

图7示出了不同淬火温度与ST1合金室温拉伸性能的关系曲线。随着淬火温度的升高,抗拉强度和屈服极限都有较显著的增加,而塑性则稍有降低,且强度的增加较塑性的降低显著。而当取较低的淬火温度(如低于920°C)时,其性能和退火差不多,并无多大益处。而且从提高材料的韧性、改善扭转断口