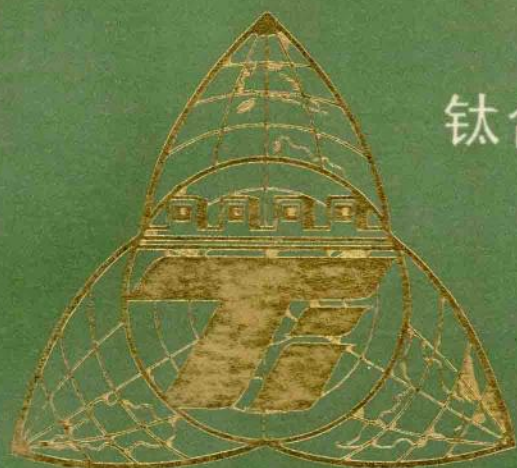


钛科学与工程

第六届全国钛及
钛合金学术交流会文集



原子能出版社

TAI
KEXUE
YU
GONG
CHENG

钛科学与工程

第六届全国钛及钛合金会议文集（3）

1987. 9. 17~21 西安

原子能出版社

内 容 简 介

本文集反映了近三年来我国钛科学和钛工业的发展情况及有关的科研成果。内容包括：1. 钛科学与钛工业的发展动向，2. 钛合金化、相变、强度、腐蚀、疲劳、蠕变、断裂、形变及微观机理研究，3. 关于海绵钛生产、钛的熔炼、铸造、压力加工与热处理工艺研究及新技术开发，4. 钛的机械加工、焊接、成形、腐蚀防护、钛设备制造，5. 钛在航天、航空、海洋开发、化工、医疗等部门的应用。

本文集供从事钛合金科研与生产的工程技术人员和使用钛及钛设备的有关技术人员阅读，对大专院校有关专业的师生也是一本很好的参考书。

本文集分册出版。

责任编辑	张太贤（宝鸡稀有金属加工研究所） 吴爱珍（稀有金属材料与工程编辑部）
编 辑	王廷鑫（稀有金属材料与工程编辑部） 张振兴（稀有金属材料与工程编辑部） 王宗贤（稀有金属材料与工程编辑部）

钛科学与工程

第六届全国钛及钛合金学术交流会文集（3）

原子能出版社出版

（北京2108信箱）

宝鸡市人民印刷厂印刷

（宝鸡市解放西路74号）

新华书店北京发行所发行·新华书店经售

☆

开本787×1092 1/16 印张17 字数330千字

1987年8月北京第一版·1987年8月宝鸡第一次印刷

印数1—1000

统一书号：15175·887

ISBN-7-5022-0032-0/T·4

目 录

一、原材料、熔炼、铸造及加工

钛合金的激光自淬火快速凝固研究	张 奇 王世洪等 (1)
真空非自耗熔铸钛的实验与研究	姚世义等 (5)
制坯工艺对Ti-6 Al-4 V模锻件组织的影响	张恒华 尹维城 (10)
TCII合金锻件锻压工艺研究	栗喜君 (13)
钛合金等温精密模锻件收缩率的计算方法	王家宝等 (16)
新型高强度高韧性高淬透性钛合金的超塑性研究	黄礼平 刘渭贤 (18)
Ti-10V-2 Fe-3 Al合金超塑性的研究	刘伟民等 (20)
TC 4 钛管旋压中的一些问题	贾文铎 (24)
TCII钛合金的工艺塑性	吴雪鲁等 (29)
$\alpha + \beta$ 魏氏组织在单轴拉伸时的形变特点	凌 华等 (33)
TC 4 合金薄板工艺研究	蒋 励等 (39)
TA 2 薄板的双向拉伸试验研究	曾成滋等 (44)
$\phi 80 \sim 120 \text{mm}$ 大规格TC 4 钛合金轧棒组织不均匀性的改善	朱益藩等 (48)

二、粉末冶金、爆炸复合及焊接

TiNi系液相烧结过程研究	田奇盛等 (51)
新型粉末钛球阀的研制	丁健等 (56)
爆炸焊接-轧制法制取钛-钢-不锈钢三层复合板	颜学柏等 (59)

三、腐蚀、防护、成形制造

钛合金在硫酸介质中的腐蚀磨损	姜晓霞等 (63)
含TiC的烧结钛合金腐蚀行为的研究	李树泉等 (67)
钛基表面阳极氧化膜的分析	程云君等 (72)
镍钛合金的耐磨性研究	王宏良等 (76)
TCII钛合金深孔钻削工艺试验	何企青 (81)

四、合金化、组织、性能

Ti+Mn (Fe, Co, Ni) 二元系富Ti端特征参数的变化规律	王孔探 (87)
结构合金Ti-5 Al-2 Mo-3 Zr的研究	邓永瑞等 (92)
船用高强铸造钛合金研究	范玉利等 (97)
Ti50Ni45Cu5记忆合金的马氏体相变晶体学	李永森等 (102)
NiTi形状记忆合金的“全程”形状记忆效应	周守理等 (105)

热循环对TiNiCu形状记忆合金相变的影响	刘果宗等	(107)
氢对Ti-15Mo合金形变行为影响的研究	杨柯等	(109)
TC11合金高温变形后β相的静态再结晶	杨全民等	(112)
用电流细化α-Ti再结晶晶粒的研究	徐振声等	(116)
Ti-22合金的弹性及弹性各向异性	朱玉斌等	(118)
Ti-10V-2Fe-3Al合金的固溶时效相转变与机械性能研究	段珺等	(123)
时效处理对47121β钛合金组织和性能的影响	汪建林	(127)
金属镉与TC4钛合金接触时的低周疲劳试验	周爱梅等	(131)
Ti-6Al-4V合金在水中的疲劳裂纹扩展	高树浚等	(136)
介质作用方式对TC4钛合金腐蚀疲劳性能的影响	蒙良等	(140)
TC4钛合金耳片元件的疲劳特性	刘俊洲	(143)
退火处理对TC4合金冲击韧性的影响	王孔探等	(147)
TA2合金高温变形行为的研究	潘雅琴 杨昭苏等	(152)
TC6钛合金亚β变形不均匀性与显微组织的关系	陈玉秀等	(157)
TC6合金加热制度对组织和性能的影响	金以美等	(159)
Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo合金的组织性能	吕反修等	(163)
TC9钛合金热锻工艺、显微组织和力学性能之间的关系	刘贤	(166)

五、钛的应用

钛合金铆钉冷铆工艺研究	梁仪志	(171)
减速伞舱梁用TC11钛合金	孟莉萍等	(177)
镍钛合金无绞链人工肘的设计和临床应用	郭文正等	(180)
微孔钛合金牙根种植的动物实验研究	肖光裕 张正德 汪阿冬	(184)

六、摘要

国外钛和钛合金的发展现状及展望	庞洗	(187)
钛合金锻压件的氢脆性	王鸿钧等	(187)
钛合金高、低速变形中剪切带的形成	陈玉秀等	(187)
用真空自耗凝壳炉直接回收钛废料的 研究	张俭等	(188)
钛合金稳定化退火	陈思觉	(188)
Ti-6Al-4V锻件的模锻	尹维城等	(188)
航空用TB2钛合金铆钉丝材加工工艺研究	王成等	(189)
试论钛合金等温/热模锻造最佳工艺参数及其它	杜忠权	(189)
TC4合金棒材锻压工艺研究	栗喜君	(189)
TiFeMm、TiFeMn的自耗电极真空电弧熔炼	赵彤等	(190)
钛合金精锻叶片的工艺控制	张连增等	(190)
航空发动机用ZT4传动机构壳体及轴承壳体熔模石墨精密铸件试验	盛永渔等	(190)
用钛铸型铸造钛铸件的实验与应用	姚世义	(191)
不同锻造工艺对两种钛合金超声波传播特性影响的研究	潘建华等	(191)
海绵Ti-Mo中间合金的应用研究	张翥等	(191)

由钛铸锭直接锻造板坯的工艺路线的探讨·····	段家禄(192)
钛带成卷退火工艺的研究·····	杨文甲(192)
对TC1板材“β脆”的探讨·····	杨文甲(192)
残钛回收应用——废钛板代钛铁冶炼不锈钢·····	王润生(192)
钛合金边料在冶炼含钛钢种中的应用·····	熊国锋(193)
具有超塑性的Ti-6Al-4V合金管材的研制·····	冯玉珩(193)
热轧长轧件侧弯研究·····	顾文才(193)
TC9钛合金大型环材的锻造·····	胡宗式(194)
TC4钛合金模锻和热处理工艺参数的优化·····	苏祖武等(194)
TC6大型铸锭的合金元素均匀化的控制·····	沈国雄(194)
铸锭预锻工艺对TC4合金薄板组织性能的影响·····	蒋励等(195)
相似模型方法在钛粉脱氢工艺中的应用·····	赵峰等(195)
释汞吸气剂用钛粉的研制·····	赵峰等(195)
热等静压(HIP)机及其在钛制品方面的应用·····	张英才等(196)
钛粉末冶金紧固件·····	金志一等(196)
国外钛合金粉末冶金进展·····	汪松林(196)
工业纯钛容器的氩弧焊·····	李晓耀(197)
钛铸件的补焊·····	张金林(197)
TC4钛合金电子束焊接工艺及其性能·····	王连山等(197)
TC4钛合金超塑成形及超塑成形/扩散连接组合工艺·····	理有亲等(197)
钛及钛合金的焊接·····	赵英坤(198)
钛气瓶等离子弧焊接时的焊缝成形问题·····	王者昌等(198)
采用阳极氧化工艺对钛制工艺品及钛制器械表面的着色装饰·····	高申福等(199)
酸洗清除波音飞机钛锻件表面α脆化层的试验研究·····	张垣华等(199)
钛化合物的CBC合成·····	宁兴龙等(199)
消除TC11钛合金叶片手工抛光烧伤的热处理试验·····	熊月华等(200)
TA2M钛板的成形极限曲线·····	周维贤(200)
两相钛合金叶片抛光磨烧金相分析·····	孙雪征(200)
FR系列钛合金材料热成形防护润滑剂·····	李光远等(200)
钛合金钻削测力试验·····	苗德蒸(201)
我国真空制盐钛复合板蒸发室的设计与应用·····	邓昭菊(201)
钛合金结构件切削加工质量控制·····	魏翠燕(201)
用多目标评价法优选端铣刀的几何角度·····	西北工业大学等(202)
用层次分析法优选端铣刀的几何角度·····	何琼儒(202)
钛及钛合金海水腐蚀试验·····	王相润等(202)
钛电解槽中低价钛离子平均价的测定·····	熊松煌等(203)
TC9钛合金整流叶片氢、氧、氮气体含量研究·····	郑松渔(203)
Ni-Ti形状记忆合金的应力-应变特性及其显微结构·····	张一等(203)
Ni-Ti形状记忆合金的变形行为及其组织特征·····	金嘉陵(204)
稀土元素Ga对IMI829合金组织的影响·····	陈杜娟等(204)

Ti-55合金的力学与物理性能·····	刘羽寅等(204)
钛合金中的界面相·····	林永新等(204)
某些钛基金属玻璃的研究·····	高逸群等(205)
氮化钛粉末材料的无标X射线定量相分析·····	王超群(205)
间隙元素碳、氧对 α_2 相析出的影响·····	韩东等(206)
稀土元素La对 α_2 相析出的影响·····	杨锐等(206)
Ti-3Ni-1Mo合金组织结构和耐蚀性的探讨·····	彭宏珍等(206)
稀土钇对铸造钛合金耐蚀性能的影响·····	彭宏珍等(207)
组织和显微组织对Ti-6Al-4V超塑性的影响·····	白秉哲(207)
钛及钛合金海水腐蚀的电化学研究·····	胡耀君等(207)
7715C耐热钛合金持久极限的探讨·····	成月珍等(208)
合金元素含量对TC11合金性能的影响·····	朱益藩等(208)
Ti-7Al-4Mo合金界面层的研究·····	魏海荣等(208)
钛合金的高温金相观察及研究·····	郭继延(209)
热处理对TC11钛合金组织中硅化物析出规律及形态的影响·····	孟亮等(209)
Ti-10V-2Fe-3Al合金的显微组织及机械性能·····	段珺等(209)
薄壁焊接钛管性能的研究·····	杨文甲(210)
TC4合金板材 K_{II} 曲线的试验研究·····	杨永安(210)
7715合金中 α'' 相与合金的超塑变形·····	崔保坤等(211)
热强钛合金中的亮条分析·····	孙雪征(211)
贮氢钛合金在热能贮存与转换中的开发应用·····	金志一(211)
稀土元素钇对IMI829合金组织和性能的影响·····	唐仕生等(212)
NiTi合金中的析出相及其影响·····	张一等(212)
不同含氧量的TC4合金蠕变特性的研究·····	朱金元等(212)
机械式双向拉伸试验仪的研制·····	茹长渠等(213)
TA2板双向弹性模量 E_u 的研究·····	殷翀等(213)
稀土Nd对钛合金耐热性的影响·····	刘羽寅等(213)
形状记忆合金Ti ₄₅ Ni ₅₂ Fe ₃ 的电阻记忆现象·····	饶建锡等(214)
粗大初生 α 相对TC9钛合金力学性能的影响·····	孙雪征(214)
金属镉与TC4钛合金接触时的低周疲劳试验(I)——液态镉脆研究·····	陈历喜等(214)
TC4材料在不同温度下的常规力学性能与断裂韧性换算初探·····	王光华等(215)
显微组织对Ti-5Al-2.5Fe合金断裂韧性的影响·····	王卫民等(215)
彩色金相技术在钛合金组织分析中的应用·····	沈桂琴等(215)
在光的干涉作用下钛及其合金的彩色薄膜·····	高申福(216)
钛合金快艇舢装部件舵的应用研究·····	李树坝等(216)
Ti-0.3Mo-0.8Ni合金在真空制盐工业中的模拟应用研究·····	李佐臣等(217)
钛合金结构件在飞机上的应用·····	陈海英(217)
双重嵌入式假关节成形术·····	李德伦等(218)
某涡扇发动机用钛总结·····	张振民(218)
钛板松质骨联合应用修复下颌骨缺损·····	王永海(218)

钛材应用要求的探讨——试述钛制板式热交换器的推广应用.....徐重远(219)

人体对钛合金生物适应性观察.....郭文正等(219)

钛镍合金矫形棒治疗脊柱侧弯症.....卢世壁等(220)

钛在纯碱工业中的应用.....洪晓嫣(220)

钛镍记忆合金冷拉丝材的性能及应用.....金永柏等(220)

TC4钛合金飞机结构承力件的设计.....王 彤(221)

钛微粉填料牙科复合树脂.....于欣毅等(221)

医用镍钛形状记忆合金——一种新颖的生物医学工程.....杨海波等(221)

钛系新材料及其应用.....任铁梅(222)

钛合金的激光自淬火快速凝固研究

张 奇 许嘉龙 章靖国 王世洪

(上海钢铁研究所)

(北京航空学院)

一、引 言

近十多年来,快速凝固技术已在铁基、镍基、铝基合金中得到广泛应用,但钛合金快速凝固研究还刚刚开始^[1~4]。目前利用激光自淬火改善表面组织结构和成分以提高钛合金性能的研究颇受重视。本文用透射电镜对激光自淬火纯钛、近 α 、 $\alpha+\beta$ 和 β 型钛合金进行研究,特别是对 β 型和近 β 型Ti-Mo合金的精细组织进行了研究,以便探索快速凝固改善钛合金组织性能的潜力和实用性。

二、实验过程

本实验用碘化钛、高纯铝条、纯铁和硼粉等为原料,按纯钛、Ti-10Zr、Ti-6Al-4V、Ti-2Fe、Ti-0.8Si、Ti-1.8B、Ti-6.5Mo、Ti-15Mo、Ti-9Mo、Ti-10V-2Fe-3Al及Ti-10Al、Ti-19Al、Ti-4.5Si名义成分配制,在真空下电弧加热熔化,然后铸成 $\phi 20\text{mm}$ 圆锭。在 $\phi 20 \times 8\text{mm}$ 试样上直接进行激光自淬火处理。采用连续 CO_2 激光,功率为 1.5kW ,束斑半径为 0.8mm 。试样固定在一个可变速移动的平台,移动速度 $v=10\sim 100\text{mm/s}$ 。激光处理采用直、侧吹氩气保护以免试样表面熔化区污染。为了增加对激光的吸收及改善实验结果的重现性,对试样表面进行了黑化处理。

通过显微硬度测定、扫描电镜、透射电镜、X射线衍射分析和电子探针、俄歇电子能谱仪分析等,研究自淬火处理的试样。透射电镜样品是采用在薄膜某一面(除熔化区外)涂上绝缘漆,再进行双喷电解减薄的方法制备,将试样封入抽成高真空(10^{-4}Torr)的石英管中进行热处理。

三、实验结果和讨论

1. 熔区的形貌和凝固组织

激光自淬火处理能在钛合金表面形成深达 0.3mm 熔化区,随着扫动速度减慢,熔区的深度减小程度大于宽度的减小。在各类钛合金的熔区内没有发现任何微裂纹,且熔区表面较为平整。

熔区底部主要是由基本垂直于熔区边界的柱状晶组成,柱状晶宽度随扫动速度即熔区的冷速增加而变小。在未熔化基体中, β 晶粒和柱状晶保持外延生长的特征,在介稳 β 钛合金中

• $1\text{Torr} = 133\text{Pa}$

明显表现出这种生长特征。在熔区和热影响区之间存在有约几个微米厚的无特征层（图1，图版1），这是由于凝固刚开始时，温度梯度与凝固速率之比相当大的缘故。

随着熔区内冷速的增加，各类钛合金组织细化程度不同，Ti-2Fe，Ti-3Ni合金中马氏体尺寸显著细化，硬度值迅速增加，而Ti-6Al-4V、Ti-0.8Si合金组织细化却并不明显（图2，图版1）。

2. 熔区的成分

研究表明，整个熔区成分均匀一致，但各类合金仍以枝晶方式凝固而没有发现无扩散凝固区存在，故熔区内还存在着微观成分偏析。表I为Ti-15Mo合金在不同扫动速度下的微观偏析分析结果。可见快速凝固大大地改善了钛合金成分偏析，偏析比（SR）由铸态的1.28降低到1.04。

3. 熔区的形状、尺寸和冷速

假设激光束的功率具有高斯分布形式：

q = \frac{p\eta}{2\pi r^2} \exp\left[-\frac{(x-vt)^2+y^2}{2r^2}\right] \tag{1}

上式中q是功率密度，v为试样移动速度，r为激光束半径，p为入射功率，η是表面吸收率。该源在半无穷大三维空间中产生的温度分布T（x，y，z）为：

T(x,y,z) = \frac{p\eta}{\rho c} \int_0^\infty \frac{\exp\left\{-\left[\frac{(x+vt')^2+y^2}{2r^2+4\alpha t'} + \frac{z^2}{4\alpha t'}\right]\right\}}{\sqrt{\pi^3\alpha t'}(2r^2+4\alpha t')} dt' \tag{2}

式中ρ为密度，c为比热，α为热扩散系数。把Ti-15Mo合金有关的热物理参数代入，用（2）式求出熔区的宽度和深度（表I）。

用作者发展的可在小型计算机上实现的计算机模拟法^[6]，计算出的熔区宽度、深度也列于表II中。可以看到计算机模拟值和解析法计算值相一致，与实验测量值相符。

表 I Ti-15Mo合金熔化区显微偏析

扫动速度 (mm/s)	显 微 偏 析			
	C _{枝晶干}	C _{枝晶间}	ΔC	SR
10	15.7	14.42	1.28	1.09
30	15.02	14.16	0.86	1.06
60	15.26	14.61	0.65	1.04
铸锭	17.60	13.75	3.85	1.28

ΔC=C_{枝晶干}-C_{枝晶间}

表 II Ti-15Mo合金熔区宽度与深度

扫动速度 (mm/s)	熔区宽度 (μm)			(熔区深度μm)		
	模拟值	计算值	测定值	模拟值	计算值	测定值
10	1900	1905	1990	289	307	265
30	1583	1611	1570	172	176	160
60	1245	1210	1330	121	120	118
80	1058	1016	1180	85	88	104

表Ⅱ 熔区冷却速度

扫动速度 (mm/s)	冷却速度 $\times 10^4$ (K/s)		
	估算值	模拟值	计算值
10	1.2	1.1	1.0
60	4.9	5.8	5.6
80	5.7	6.9	7.0

由实验测得Ti-15Mo合金熔区内枝晶间距, 根据Z. Kattamis提出的冷速与胞状树枝晶间距之间的经验关系^[6], 可估算不同扫动速度下熔区的冷速(表Ⅱ)。

应用运动高斯热源模型, 从(2)式或计算机模拟的温度均可求得熔区边界处温度梯度 $\frac{\partial T}{\partial x}$, 冷速就可从下式求得:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial T}{\partial x} \cdot \frac{\partial x}{\partial t} = v \frac{\partial T}{\partial x} \quad (3)$$

4. 自淬火Ti-Mo合金精细组织

(1) Ti-6.5Mo合金

Ti-6.5Mo合金自 β 相区淬火形成典型的正交 α'' 马氏体, α'' 相的存在使合金软化, 硬度值低($HV_{100g} = 215$), 但经激光自淬火处理, 硬度提高($HV_{100g} = 380$), 显微组织转变成细小的六方 α' 马氏体和少量的 β 相。

(2) Ti-9Mo合金

Ti-9Mo合金中钼含量稍低于Ti-Mo系的临界浓度, 自 β 相区淬火形成 $\beta + \omega$ 混合组织。但激光自淬火后组织为正交 α'' 马氏体及少量 β 和 ω 三相组织。 α'' 马氏体片内存在有孪晶, 孪晶面通常为 $\{111\}$ ortho(图3, 图版1)。图4(图版1)示出了具有弯曲条纹亚结构的 α'' 马氏体, 其对应的电子衍射斑点发生了分裂。在熔区内还发现有细而直的条纹亚结构 α'' 马氏体(图5, 图版1)。在实验的高能激光束照射下, 试样表面区域有一个大的温度梯度, 这导致了剧烈的应力和应变。而在惯习面上的分切应力能提供部分相变驱动力。因此在激光自淬火快速凝固过程中合金的Ms温度上升。

此外, 在 α'' 马氏体片内观察到存在有调幅结构(图6, 图版1), 一般在一个 α'' 马氏体片内只有二个方向的调幅结构, 相应的电子衍射斑点沿二个方向拉长, 并呈星芒状。调幅结构一般受阻于 α'' 马氏体片或孪晶界面。

由Ti-Mo系自由能曲线(图7)可知: α'' 的自由能曲线必须在成分 C_1 处与 α' 曲线光滑连接(图7)。随着点阵参数向b c c结构变化, α'' 自由能将通过一个最大值, 然后向着 β 相自由能曲线下降。 α'' 与 β 相自由能曲线相交点对应的温度定义为 T_0 , 对应的成分 C_3 则为形成 α'' 马氏体最高成分, 在该成分范围内由于 α'' 自由能低于 β 相, 故形成正交结构的 α'' , 合金成分低于 C_1 则形成六方结构的 α' 马氏体。 α' 相向上凹和 α'' 向下凹的自由能曲线光滑连接势必在成分 C_2 处存在有拐点, 同样可推测在另一侧还存在类似的拐点, 位于成分 C_4 处。因此在成分 $C_2 \sim C_3$ 间正交马氏体 α'' 片内将发生调幅分解。

本实验的自淬火冷速还不足以完全抑制合金的原子扩散, 当在Ms温度以下冷却, 即在正交 α'' 马氏体片内发生调幅分解。

Ti-Mo合金(钼含量4~8 wt%)快速自淬火形成的 α'' 组织与 β 相区淬火形成的 α'' 马氏

体相比有一个明显的差别， β 相区淬火形成的全部为正交 α'' ，而没有残余bcc- β 存在，但自淬火则为 α'' 马氏体及少量 β 和淬火 ω 混合组织。

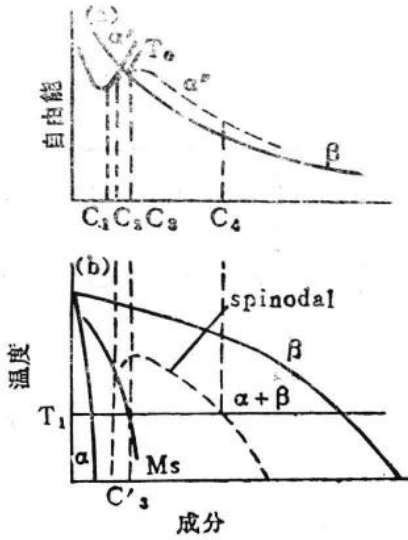


图7 α' , α'' , β 相自由能曲线及Ti-Mo系平衡相图

低于400℃时效， α'' 马氏体形貌基本无变化，衍射花样分析表明， α'' 马氏体的正交畸变已逐渐减弱，而 α'' 马氏体片内的调幅结构稍有粗化，残留的 β 相上不断有细小的 ω 析出。500℃时效已发生了 $\alpha'' \rightarrow \alpha''_{\text{富}} + \alpha$ 转变，细针状 α 相在 α'' 马氏体片内弥散析出，细针的长轴位于(001)方向。 α 相呈细针状，导致相应的衍射斑点拉长，[100]ortho平行于斑点拉长方向。细小的针状 α 析出强化了合金。550℃时效都转变为 α 和 β 两相组织。 β 相区淬火形成的 α'' (Ti-4~8wt%Mo合金)在高温时效时，非连续析出在原 β 相界处，形成层片状 $\alpha + \beta$ 两相组织。J.C.Williams^[7]认为在Ti-Mo二元系中，550℃/15min时效就开始了不断消耗 $\alpha + \alpha''_{\text{富}}$ 而形成 $\alpha + \beta$ 组织的胞状反应。显然自淬火形成的 α'' 在高温时效时其显微组织变化规律与之不同。

由Ti-15Mo合金熔区中片状相的形貌，可以看到大部分片状相已断裂成几段，且片有细而密的条纹亚结构。本实验采用样品双倾台操作，结合几何构图法已初步确定片状相的晶体点阵为面心正交、点阵参数分别为 $a = 4.0 \text{ \AA}$ ， $b = 4.2 \text{ \AA}$ ， $c = 4.3 \text{ \AA}$ 。

在透射电镜下已观察到熔区中枝晶组织，电子衍射花样分析表明，相邻枝晶之间的位向差相当小。

300℃和400℃时效，在 β 相基体上已有 ω 析出，在相同的时效条件下析出 ω 相的尺寸一般较原始态为 β 相区淬火的要大。低于400℃时效，熔区内片状相的形貌、尺寸及晶体结构和位错组态并无变化，但500℃时效，片状相则大为变小，且大部分已消失，同时已有极少量细小针状的 α 在 β 相晶内析出，而原始态为淬火的，这时并没有 α 相析出，仍为 $\beta + \omega$ 组织。可见激光自淬火处理加速了 ω ， α 相时效析出的动力学过程。高于550℃时效转变成细小的 $\beta + \alpha$ 两相组织， α 相以魏氏组织形态析出。

四、结 论

1. 激光自淬火处理能在钛合金表面形成深达0.3mm的熔化区，熔区内无任何微裂纹，且表面较为平整，故可利用激光自淬火改善钛合金表面的耐磨性、耐腐蚀性。
2. 熔区内结晶一般以胞状/树枝状方式进行，显微成分偏析大为改善，偏析比(SR)由铸态的1.28降低到1.04。
3. 熔区宽度、深度和从枝晶间距估算的冷速与运动高斯热源模型的计算结果相符。

• $1 \text{ \AA} = 10^{-10} \text{ m}$

4. 激光自淬火 Ti-Mo 合金的 M_s 温度上升, Ti-9 Mo 合金中形成了正交 α'' 马氏体, Ti-6.5 Mo 合金中出现了六方 α' 马氏体。

5. Ti-15 Mo 合金中出现了面心正交结构, 点阵参数 $a=4.0 \text{ \AA}$, $b=4.2 \text{ \AA}$, $c=4.3 \text{ \AA}$ 的片状相, 500°C 时效时, 将不断溶解而消失; 快速淬火未能抑制 Ti-9 Mo 合金的 α'' 马氏体片内的调幅分解。

6. 自淬火快速凝固加速了 ω , α 相时效析出的动力学过程, 高温时效形成细小的 $\alpha+\beta$ 两相组织。

参 考 文 献

- [1] M. Cohen, Proc. 2nd Int. Conf. on Rapid Solidification Processing, P.1, 1980.
- [2] J. J. Rayment and B. Canton, Proc. 2nd Int. Conf. on Rapid Solidification Processing, P. 155, 1980.
- [3] A. R. Cox et al., Superalloys Metallurgy and Manufacture, P.45.
- [4] N. J. Grant, J. of Metals, V.34, No. 1, P.20, 1982.
- [5] 张奇, 冶金部第二届非晶态合金及应用学术讨论会文集, 第11页, 1986.
- [6] Z. Kattamis, Laser in Metallurgy, Conf. Proc. Met. Soc., AIME, P. 1, 1981.
- [7] J. C. Williams and B. S. Hierman, Met. Trans. V.1A P.2648, 1970.

真空非自耗熔铸钛的实验与研究

姚世义 文 杰

(沈阳部队总医院)

一、前 言

钛和钛合金具有比重小、强度高和耐腐蚀等优点。近些年来国内外已将钛和钛合金作为生物材料用于人体上, 如医用件的钛骨和人体关节等。为此, 我院在黎明机械公司帮助下研制了一台医用真空铸钛炉, 其有效浇注量为 $1 \sim 5$ 公斤, 专门用于铸造人体各部位需要的钛铸件。该炉也可铸造工业上用的小铸件。我们用非自耗方法开炉150次, 使用TA3和TC4料, 已铸出人体骨和关节等200余件。现将我们在实际工作中用非自耗方法熔铸钛的实验与研究情况作一介绍。

二、非自耗熔铸方法的优点

真空非自耗熔铸方法与自耗熔铸钛的方法比较, 有如下优点:

1. 可以降低对原材料的要求, 节省钛材。过去我们铸造钛的人体骨和关节等都是用自耗电极熔铸的。这就必须先选用适合需要的成品钛棒料, 再按需要的规格经机加工成自耗电极。这样一来, 部分钛就被加工成车屑和剩余的料头。用非自耗方法熔炼不需特制的电极,

可用边角碎料、车屑、料头或切下的冒口、浇道等铸造出合格的铸件。铸件的成本就大大下降，同时又节省钛材。

2.易于根据铸造需要调节钛浇铸温度。自耗电电极熔铸时钛液温度一般不易调节，但非自耗电熔铸时可根据铸型材质的不同或铸件形态的各异选用合适的钛浇铸温度。除通过调整熔化电流外，主要是延长熔化时间，一般熔化时间愈长则钛液温度愈高。

3.操作简易方便，非自耗电熔铸的方法容易掌握，操作方便安全。非自耗电熔铸方法的优点在于将碎料装满坩埚，起弧后在坩埚上口处完全可以清楚地观察到弧的长短和异常情况。这对操作者十分有利。在掌握熔化电压时还可不断通过调整非自耗电电极的下降速度与熔融金属的距离使弧正常。高温区集中在坩埚的中央，所以非自耗电熔铸的方法比较安全可靠，容易掌握。

4.计算用料量、熔化时间和电流量迅速简便。非自耗电熔铸的用料量，可先根据铸件重量加预留的浇冒口钛料的重量，称取需要的钛料。再根据熔铸的钛料量定出熔化的电流量和熔化时间，同时根据原料熔点和铸造的需要，通过熔化电流大小来调节熔化速度。

5.非自耗电熔化时飞溅很少。电流不特别大时，基本上无钛液飞溅，钛液面非常平静，这对保护观察窗玻璃，保证不影响铸件质量和节省钛料都有好处。

6.易于调配合金成分。在配制金属合金时，先将各金属成份称取后混合均匀装炉。根据各金属熔点不同，调节熔化时间、电流量和电弧长短以便防止金属蒸发过多而影响合金成份的比例。也可将合成的金属合金铸成一定形状或铸成自耗电电极进行二次熔铸，以防偏析。同样，用非自耗的方法也可将碎块或车屑铸成自耗电电极再使用，这样不需增加设备，可自产自耗电电极。

三、工作原理和非自耗电电极

1.工作原理

本炉是以电弧为热源的一种现代化真空熔铸设备。熔铸时是以非自耗电极为阴极，以坩埚和坩埚内装的被熔材料（钛或钛合金碎块或车屑）为阳极。接通电源后，把非自耗电电极移到离坩埚内被熔材料（阳极）适当距离时便产生电弧，这时应迅速将电压调整到正常熔化状态。熔化电流增加，电弧产生的温度也升高，被熔材料就会迅速熔化形成熔池，当熔池量达到铸造需要的量时迅速进行铸造。

2.非自耗电电极应具备的条件和材质

非自耗电电极应具有高熔点、良好的电子发射、较高的导热与导电性和适当的机械强度，医用铸件还需考虑对人体无害的材质才能充当非自耗电电极。国外一般常用的非自耗电电极的材质有钨、钼、石墨和钽等高熔点材料，钽的电子逸出功最小，但钽价格很高；石墨较经济，但石墨比钨发射性更差，产生的电弧不易集中；我们现在用钨棒作为非自耗电电极，性能良好。

3.非自耗电电极的组装和冷却

选用的钨棒长190毫米，直径19毫米，钨棒上端头部车光使与铜保护头密合接触，并用两个螺丝相对固定。铜保护头有螺纹与水冷铜电极杆下端的螺母相接，在铜保护头和水冷铜电极杆下端加一层3毫米厚的不锈钢隔热板，以减少高温向炉子上部辐射，从而保护密封胶圈。经长期使用，这种组装效果一直很好。钨极不直接水冷，而是通过水冷铜电极杆和铜保

护头再传给钨极本身，如图 1 所示。

4. 非自耗电极头端形态

非自耗熔铸时如何使电弧不偏移，电弧在坩埚正中是很重要的。为了解钨极端头形态对弧产生的影响，我们把钨极端面作成三种不同的形状，即凹面形、截面形和尖形三种，如图 2。

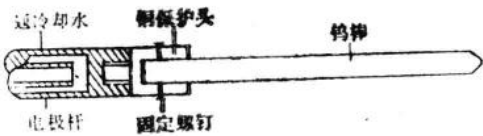


图 1 非自耗电极组装示意图



图 2 三种形状的钨头示意图

经实验证明，尖形产生的弧形较好，弧在坩埚的正中，如有偏移也比较容易调整。

5. 非自耗电极的烧损和钛液的污染

在非自耗熔炼时，大家最关心的是非自耗电极对被熔金属的污染问题。为了了解这个问题，我们进行了较精确的钨棒烧损的测量和铸件中钨含量的测定。150炉次的非自耗熔铸全是用一根钨棒作为非自耗电极进行的。钨棒原长190毫米，直径19毫米，呈圆柱状，表面光滑。每用数炉次后进行一次长度测量和称重。熔铸150炉次后，总共减少钨量是91克。每炉都是熔化1300克钛料（TA3），平均每炉钨极失重0.6克，这样除钨尖受高温蒸发外，混入钛液的钨量就很少。如果不考虑钨的蒸发，钨耗量全部混入钛液中，则平均混入率为0.046%。日本东洋铝业公司用直径8毫米钨棒作为非自耗电极，用石墨作坩埚，熔化电流为2000安，熔化5分钟，一次熔炼3公斤海绵钛，耗钨量14.55克，不考虑钨的蒸发，钨耗量全部混入钛液中，则平均混入率是0.485%。我们的耗钨量大大小于这个数字，这可能与钨极直径较大有关，钨耗量如表 1 所示：

表1 钨电极耗量表

称重次数	1	2	3	4	5	6	合计
钨电极使用次数	22	13	13	45	36	31	150
钨耗量（克）	14.5	6.5	7.5	28.3	17.8	16.4	91.0
平均每炉钨耗量（克）	0.66	0.50	0.58	0.63	0.49	0.53	0.60
钨平均混入率（%）	0.051	0.038	0.044	0.048	0.038	0.041	0.046

注：每炉熔铸钛重量1300克；钨平均混入率 = $\frac{\text{钨耗量}}{\text{浇注量}}$

如果钨电极很短，再加有效的水冷却，污染程度就更小。150炉次熔铸过程中，钨电极头端一直光滑，无明显缺损、裂纹或破损现象。也未发现有钨的碎片或小块落入钛液中或沉入坩埚底部凝壳中。

钛铸件含钨量的测定是以TA3铸件作样品，经中国科学院金属研究所，用S₄-10型扫描电子显微镜、X射线能谱仪分析，给出该铸件中含钨量为0.1%以下。为了进一步确定钛铸件的含钨量，中国科学院金属研究所又用电子探针定量分析了TA3铸件，其含钨量仅为0.01%。根据上面的测定结果，钨非自耗电极对钛铸件的污染是可以忽略的。

四、真空设备与熔铸条件

1. 医用真空铸钛炉的基本结构

本炉炉体呈圆形，为卧式，由双层不锈钢焊接而成，真空室长600毫米，直径600毫米。它是由自耗和非自耗熔铸机构、等离子电子束枪、真空系统、电控系统、气动系统、供氩系统、压铸系统、水冷系统、阳极装置、闪频装置、电极传动装置、坩埚和铸型加温炉等组成（图3）。

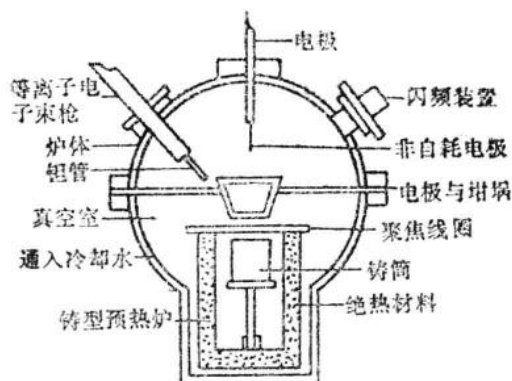


图3 医用真空铸钛炉内部结构示意图

2. 自耗和非自耗熔炼

有水冷铜坩埚和石墨坩埚两种，有效浇铸量1~5公斤。最大工作电流2000安，空载电压80伏，工作电压30伏。自耗电极直径30~40毫米，长450毫米。非自耗电极直径19毫米，长190毫米。电极下降速度0~34毫米/秒，电极气动上升速度200毫米/秒，浇铸速度2公斤/秒，坩埚翻转速度105°/秒，热态真空度 5×10^{-3} 毫米汞柱*，冷态真空度 5×10^{-4} 毫米汞柱。达到可以工作的抽气时间8分钟。

3. 等离子电子束枪

最大功率30千瓦，熔化金属重量范围1~500克。电源输入电压380伏，输出电压25~80伏，输出电流200~800安。高压引弧电源输入电压380伏，高压引弧电压600伏。聚焦线圈输入电压220伏，输出电压0~50伏，输出电流0~2安。氩气工作压力1公斤/厘米²。枪体最大升降距离为200毫米。升降速度为175毫米/分。枪体与炉壳之间绝缘电阻不小于20兆欧。钽管有内径5毫米，外径7毫米、长80毫米和内径9毫米、外径12毫米、长120毫米两种规格。

4. 铸型加温炉

为保证细小铸件(0.2毫米厚度)的质量，除设有氩气压铸系统外，还在真空室内中间稍前方底部安装了铸型加温炉，以保证铸型在需要的温度下浇铸，铸型加温炉内径100毫米，深300毫米，工作温度可达800~1000℃，加热功率是4.32千瓦。铸造前先将铸型放入加温炉内，用可控硅温度控制器自动控制所需要的炉温和保温时间，当铸型预热加温达到可以铸造的温度时，则立即开始熔化铸造。铸造过程中加温炉可不停止供电，继续保持所需温度，使铸型无冷却的机会，以保证铸造顺利进行。另外铸型加温炉还可给各类金属铸型加热和保温，以保持钛熔液在金属型腔内良好的流动。

5. 熔化电流和弧电压的实验观察

电流和电压是熔炼的重要参数。非自耗熔化的电极不需要连续下降，而弧电压相对比较稳定，并且容易调整和掌握熔化时电压的高低。一般熔化时电压调整在30伏左右较好，因这时弧的形态和长度适中，熔化温度最高。这里应特别指出的是，不必要地提高熔化电压，使电弧过长只能增加电能的消耗，而不能更多地提高温度和加快熔化速度。因电弧过长，热量

* 1毫米汞柱 = 133.322Pa

大量向炉内散发，弧温大量损失，虽然增加了熔化功率，但不能更好地提高熔化温度。

五、操作方法

1. 装炉和引弧料

先将边角的钛切成坩埚能装下的小块，清洗干净，彻底干燥后再使用。我们每次装炉称取钛料时，参考坩埚凝壳厚薄称取再加的钛量，预计能倒出1200~1300克钛液为准。向坩埚内放料时应尽量使料块密集，料块不能超出坩埚上口，否则开始熔化的钛料可能从坩埚上口向外溢出造成部件损坏。但初起弧区，即坩埚中心上部处的钛料不应太大，如引弧区钛料块太大，大的钛块与非自耗电电极一旦接触时易发生短路而不起弧，甚至发生意外情况。

2. 电弧的观察和掌握

在电弧熔炼中，观弧是一项十分重要的细致工作，弧的观察和控制直接影响铸造的成败。非自耗熔炼时，起弧开始于坩埚上口，可直接从观察窗清楚地看到弧的形态、长短和电极到被熔材料的距离。因此，非自耗操作危险性小，比较容易操作。并因非自耗电电极下降不需要很快，根据熔池形成情况适当下降电极，维持正常弧电压和弧的长度即可。这里应特别指出，开始引弧时电流不应太大，否则会把钛块冲出坩埚之外，并发出响声。弧柱在阴极和阳极之间基本上呈圆柱状并稍微呈钟形形态分布。在熔化电流1000安、弧电压30伏时，则弧长约有30毫米，弧柱中部直径约有17毫米左右，这些是正常弧的指标。弧的异常情况基本上和自耗熔炼相似。非自耗弧的长短可随时调整，掌握好弧的位置，尽量使弧在坩埚正中。

六、结 语

本文介绍了用非自耗的熔铸方法进行钛熔铸的实验和应用情况，提出了非自耗电电极的材质、组装和水冷问题，并对非自耗电电极污染方面作了测量研究。评述了非自耗熔铸的条件和方法。非自耗熔铸与自耗熔铸方法相比有许多优点，能节省大量经费和钛材。

本文经东北工学院魏海荣教授审阅，在此致谢。