

北京航空学院

# 科学报告会论文集

庆祝建校三十周年

第一分册 材料科学与工程类

1982.10

# 前 言

建校三十年来，我院科研工作遵循党的方针政策，密切结合教学，取得不少成果，在此基础上，总结出了一批有一定理论价值与实践意义的学术论文。

战斗在祖国各地的校友们，在为实现我国四个现代化这一伟大历史任务的过程中，同样做出了可喜的成绩，此次他们热情响应母校三十周年校庆征稿的号召，把自己多年来从事教学、科研与工程技术实际工作中所积累起来的宝贵经验，进行理论总结，书写成文，投寄我院。

为隆重纪念我院三十周年校庆日，加强院内外的学术交流与联系，我处特编辑这套校庆论文集。文集刊载本院与校友近期科研成果或技术总结的详细文摘。为节省篇幅，在编辑时将作者原列参考文献删去。

论文按专题分类出版：

1. 材料科学与工程类
2. 无线电电子学类
3. 自动控制类
4. 发动机类
5. 飞行器与力学类
6. 计算机类、管理工程类、情报学类
7. 制造工程类
8. 数理类
9. 机械设计类
10. 医疗类、体育类
11. 社会科学类
12. 大学生论文集

由于编辑出版力量有限，时间也较仓促，难免有遗漏和不妥之处，欢迎批评指正。

北京航空学院 科研处

1982年10月

# 第一分册 材料科学与工程类

## 目 录

1. 微分热分析与马氏体点的测定  
.....金属物性小组 (1)
2. 织构钛合金 $x$ 射线定量相分析  
.....王世中 蒋民敏 (8)
3. 钛合金BT3—1的相结构分析  
.....钛合金小组 (16)
4. DIGM的形态学  
.....李崇谟 (24)
5. 铝合金铸态断裂特征  
.....陈昌麒 (37)
6. 激光表面处理的加热分析  
.....姜骥凤 王征祥 (43)
7. 空气添加有机液体渗碳的气氛研究  
.....张建华 (50)
8. 双边切缝试样应力强度因子及其在高温蠕变裂纹扩展中的应用  
.....姜伟之等 (59)
9. 第三基本型Griffith裂纹位错模型公式的简化推导方法  
.....赵敬世 (65)
10. 两种超强钢在3.5%NaCl溶液中的裂纹萌生  
.....徐伯庆等 (70)
11. 金属疲劳断口的宏观定量分析  
.....钟群鹏 范世民 (78)
12. 稀释氮气的氮化问题  
.....章子元 (85)
13. 等温淬火介质冷却能力的研究  
.....许昌淦 张永安 (91)
14. 接触疲劳过程中的残余应力及力学条件的讨论  
.....孙希桐 臧鑫士 (97)
15. 用DCB试样研究不同极化条件下应力腐蚀裂纹内部的溶液化学及电化学行为  
.....朱立群 翟金坤 (102)
16. 30CrMnSiNi2A超高强钢应力腐蚀断裂中的电化学研究  
.....朱永星等 (107)
17. 镀锌层的显微组织及其冶金性质  
.....章葆澧 宋惠芬 张琦 (110)

18. 用电化学方法测量各种钢材中氢的扩散系数  
.....翟金坤 (116)
19. 单向复合材料的拉伸破坏模式与拉伸强度  
.....白淑贞 卢艳 (125)
20. 用“双层薄片分析法”评价环氧—碳纤维等复合体系固化工艺  
.....刘士昕 (132)
21. 混杂复合材料几个力学行为的估算与实验  
.....宋焕成 崔盛瑞 余顺海 (139)
22. 全同立构聚丁烯—1注射成型制品中皮层的结晶形态  
.....过梅丽 (149)
23. 一次成型环氧—酚醛(锌)玻璃钢蜂窝夹层结构雷达天线罩  
.....殷立新 (156)
24. 复合材料直升飞机旋翼浸带机研究  
.....栗成金 (163)
25. 某些塑料的差示扫描量热分析  
.....高家武 (171)
26. 石膏模精密铸造  
.....铸铝班 (176)
27. 论硅酸乙酯粘结剂的胶凝  
.....朱承兴 (179)
28. 无余量精密铸造用新模料的研制  
.....陈冰 张建平 (184)
29. 关于定向凝固过程中显微孔穴形成的模化  
.....季道馨 (191)
30.  $Er_2O_3-ZrO_2$ 系固溶体的烧结  
.....孙宏荣 (197)
31. 95%氧化铝瓷活化钼—锰法金属化机理研究  
.....刘建华等 (205)
32. 炭素浸渍铝合金复合材料的试验研究  
.....刘竞秀 (209)
33. 晶体转动分析  
.....李春志 (213)
34. 焊接1Cr18Ni9Ti不锈钢对晶间腐蚀倾向的影响  
.....杜尚杰 (219)
35. 复合挤压力的上限解  
.....吴诗博 (225)
36. 定量研究铝合金LD2晶间腐蚀敏感性的方法  
.....洪文蔚 (231)

37. 实际产生的不寻常的马氏体	洪文蔚 (238)
38. 对高温合金锻件粗晶问题的探讨	陈诗荪 王承屏 (243)
39. 钢中合金元素在氮化中的行为	周一志 宫秀敏 (252)
40. 某型号发动机 9—12 级轮盘尺寸长大的分析与研究	龚光荣 (261)
41. 不锈钢的电位—时间曲线与钝化工艺的选择	郝传智 (273)
42. 稀土元素对变形镁合金影响的研究	范靖亚 (280)
43. 航空仪表中气氛腐蚀与防护研究	曹磊 (285)
44. 船舶与海洋工程材料腐蚀试验方法的选用	曾庆福 曹庆国 (291)



# 微分热分析与马氏体点的测定

材料科学与工程系 金属物性小组

众所周知，测定钢的马氏体点 $M_s$ 有许多方法，如金相法，膨胀法，磁性法，电阻法，热分析法，近来有人又用声发射法。每种方法各有特色，相互补充，可以使点的测试更加准确，这无论在理论上和实际生产中都是重要的。本文不准备逐一分析各种方法，只介绍一下目前比较陌生的微分热分析法。

## 一、微分热分析的原理

所谓热分析包括普通热分析、差热分析、微分热分析三种。普通热分析只是测定试样温度 $T$ 和时间 $t$ 的关系，它是以连续变化的曲线上出现平台或拐点来判断相变点；示差热分析（即差热分析—— $DAT$ ）是测量被测试样和标样在同一加热或冷却条件下温度差（ $\Delta T$ ）的变化来判断相变点，它所测量的是 $\Delta T$ 和 $t$ 曲线；而微分热分析（亦称导数热分析）测定的是试样加热或冷却的温度随时间的变化率和时间的关系曲线，即 $\frac{dT}{dt}$ — $t$ 曲线。如果采用 $x$ - $y$ 记录仪记录，则可以试样温度 $T$ 为横坐标， $\frac{dT}{dt}$ 为纵坐标，做出 $\frac{dT}{dt}$ — $T$ 曲线，从而可以直接找出相变温度。图（a）（b）（c）分别是三种热分析所测的典型曲线。

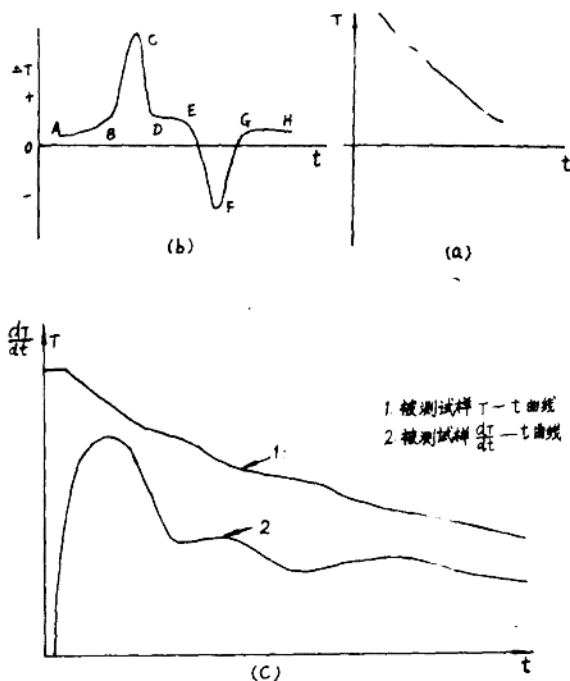


图1 热分析三种典型曲线

从普通热分析测  $T-t$  曲线变为微分热分析测  $\frac{dT}{dt}-t$  曲线的关键是靠微分器来完成的。

图2是微分器原理图。由图可见，通过微分电容  $C$  的电流可以表示为  $\frac{dQ}{dt}$ ， $Q$ —电量，且  $Q = CE_\lambda$ ，则  $\frac{dQ}{dt} = \frac{dCE_\lambda}{dt}$ ，由运算放大器工作原理知：

$$-\frac{dCE_\lambda}{dt} + \frac{E_{出}}{R} = 0$$

$$\therefore E_{出} = -RC \frac{dE_\lambda}{dt}$$

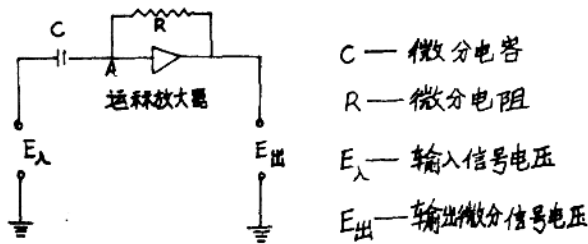


图2 微分器原理图

即微分器输出电压  $E_{出}$  等于输入电压（热电偶输入的热电势）的变化率乘以因子  $RC$ （微分增益）。这样，借助于微分器把  $T-t$  曲线变为  $\frac{dT}{dt}-t$  或  $\frac{dT}{dt}-T$  曲线，从而实现了微分热分析。

那么，又如何根据  $\frac{dT}{dt}-t$  曲线来判断相变点呢？我们以  $12CrNi3A$  钢空冷（大约  $6^\circ C/秒$ ）为例说明一下微分热分析相变点的判据。

可以证明，高温炽热试样在稳定介质中的冷却规律近似服从指数衰减规律即

$$T = T_A e^{-\frac{t}{\gamma}}$$

式中  $T_A$ —初始温度； $\gamma$ —介质冷却能力；  
 $t$ —时间； $T$ —温度。

因此，当试样本身没有相变潜热出现，且介质冷却能力稳定（即近似常数）时， $\frac{dT}{dt}-T$  曲线是直线，其斜率为  $-\frac{1}{\gamma}$ 。 $\frac{dT}{dt}$  曲线，在时间较短时（即  $t$  小）也应是近似的直线。图3为标样 *Pyros*（无相变）合金空冷时的  $\frac{dT}{dt}-T$  和  $\frac{dT}{dt}-t$  曲线。实验表明上述分析是正确的

的。

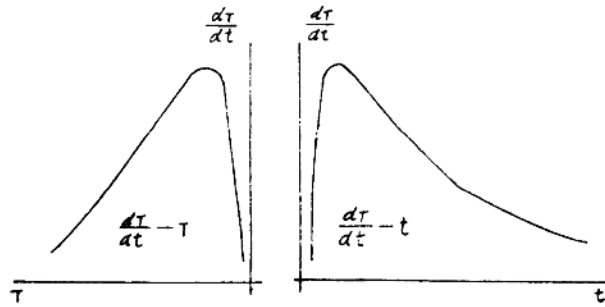


图3 标样PYROS合金微分曲线

当试样有相变发生时，则在  $\frac{dT}{dt}-t$  曲线（或  $\frac{dT}{dt}-T$  曲线）上便发生与无相变直线的偏离，其偏离大小与相变热效应大小有关，有时这种偏离可在曲线上造成“峰”和“谷”。

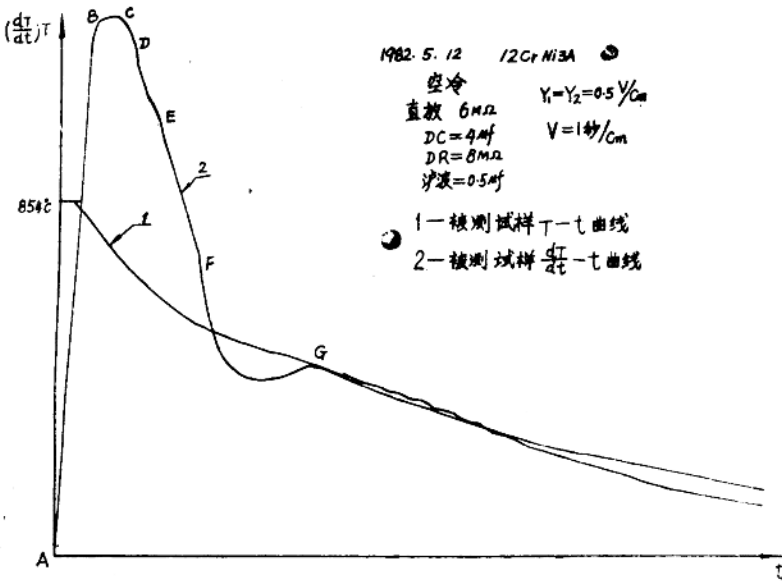


图4 12CrNi3A空冷微分曲线

图4是12CrNi3A空冷的微分曲线和温度—时间曲线。当炉子拉开，试样冷却速度不断增加，直到  $\frac{dT}{dt}$  最大值B点，微分曲线出现平台，说明此时冷却速度保持不变，从C点开始稳定状态下冷却，但到D点，试样冷却速度比正常冷却再度下降，说明有相变潜热出现，与金相配合分析，此乃是先共析铁素体析出开始点，以后转变量减小，潜热减小，冷却速度稍有回升，自E点开始恢复稳态冷却速度，直到F点，这一段为过冷奥氏体稳定区。以后冷



速又急剧下降，待相变量减小，潜热减小，使冷却速度又有回升。由于热效应变化较大，使微分曲线形成“谷地”。直到G点贝氏体转变结束。从微分曲线上的点可对应到温度—时间曲线上找出相应的相变点温度。由 $T-t$ 曲线和 $\frac{dT}{dt}-t$ 曲线比较可知，微分热分析提高了测定相变点的灵敏度和精度。

## 二、热分析仪的结构

图5是自制热分析仪的外貌照片。仪器分为三部分：直流电源、差热分析、微分热分析。

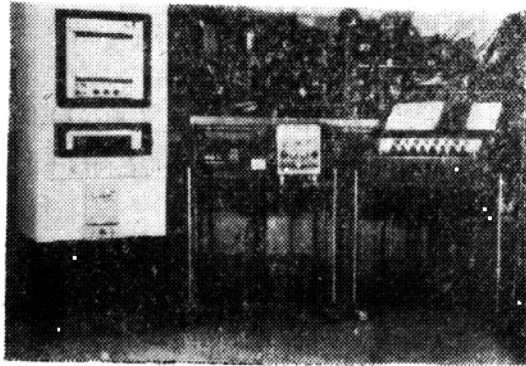


图5 自制热分析仪外貌

直流电源采用稳定度较高的差分稳压电路，其具体线路如图6所示。稳定比可达10000以上。

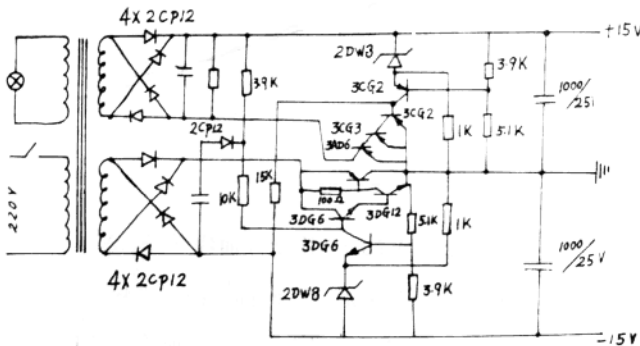


图6 热分析仪电源线路图

示差热分析部分，实际上是一个放大器和一个低通滤波器，如图7所示。

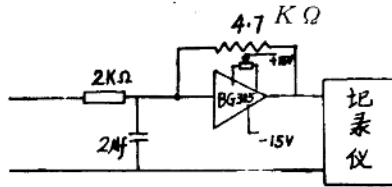


图7 示差热分析线路图

另一部分即为微分热分析部分，其结构示意图如图8。以上各级皆采用BG305运算放大器构成。放大级实际放大倍数为500倍。微分级的微分电容为， $0.5\mu f$ ， $1\mu f$ ， $4\mu f$ 三档，微分电阻为 $8M\Omega$ ， $6M\Omega$ ， $3M\Omega$ ， $1M\Omega$ 四档，校正电容为 $0.33\mu f$ ，校正电阻为 $510K\Omega$ 。校正电容，校正电阻以限制微分噪声。此时微分器的过渡时间由微分增益和校正参数共同决定。根据计算，运算放大器组成的微分级过渡时间最小为0.5秒，最大低于5秒。根据冷却速度大小，合理选择参数，以保证其过渡时间较多的小于该冷速下初始相转变的孕育期。有源滤波器可以改善曲线的平滑性，减小干扰，且提供部分增益效果。本仪器在选择微分最大增益时，使用记录仪12.5伏档，噪声小于 $100mV$ 。

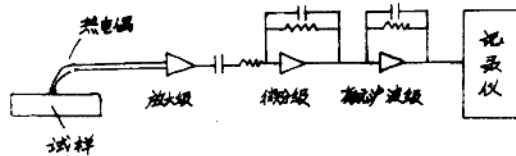


图8 微分热分析仪结构示意图

根据测试温度范围可选择铂铑—铂热电偶或镍铬—镍铝热电偶。当选择铂铑—铂热电偶时，其直流放大器反馈电阻要选最大值 $8M\Omega$ 或者调整输入电位器，以满足输入信号有足够的输入值。

若使用镍铬—镍铝热电偶测温，对于低合金钢测试M<sub>s</sub>点，参数可选择：直流放大器反馈电阻为 $3M\Omega$ ，微分电容 $1\mu f$ ，微分电阻 $3M\Omega$ ，滤波电容 $0.5\mu f$ 。此时微分器过渡时间约为1秒。这适于孕育期在3秒以上的合金钢（临界冷却速度在 $100^\circ C/秒$ 左右）。若钢的马氏体转变临界冷却速度更快，其参数可选择的更小。

### 三、马氏体点M<sub>s</sub>的测定

测定M<sub>s</sub>点的试样规格如图9所示。

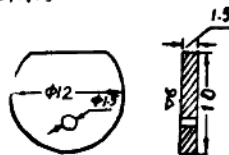


图9 试样形状（表面镀铂）

冷却所用介质，对于临界冷却速度高的钢，可采用喷干冰（固态二氧化碳），临界冷却速度低的（小于 $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ）可吹高压氮气。用水淬火时，如不采取措施，由于水的沸腾作用，使记录曲线受到严重干扰，甚至无法判断 $M_s$ 点，因此，不宜采用。

炉温的控制采用PID调节器和TCA型任意程序给定器。

图10，图11，图12分别为50CrVA，12Cr2Ni4A，12CrNi3A钢测 $M_s$ 点微分曲线，并给出了马氏体转变的 $M_s$ 和 $M_f$ 点。

综上所述，采用微分热分析测定 $M_s$ 点，较其它方法简便易行。无膨胀法的机械传动滞后，尤其适宜高冷却速度下相变点的测试，其误差在 $\pm 7^{\circ}\text{C}$ 以内。缺点是冷却速度较小时（约小于 $6^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ），测相变点不宜采用微分热分析，因为微分增益过大，干扰已使微分曲线无法判断相变点。

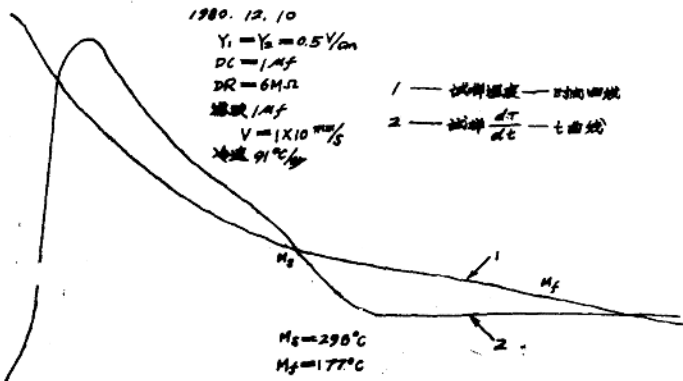


图10 50CrVA钢吹高压氮气  $\frac{dT}{dt}$ —t曲线

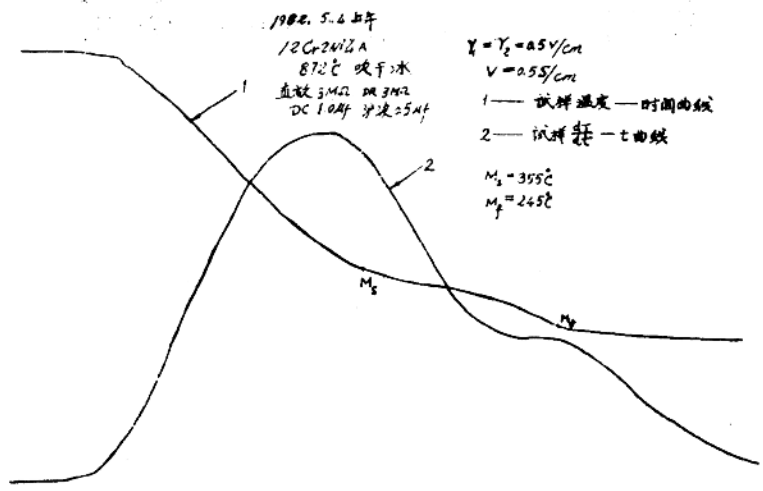


图11 12C,2N,4钢测 $M_s$ 点微分曲线

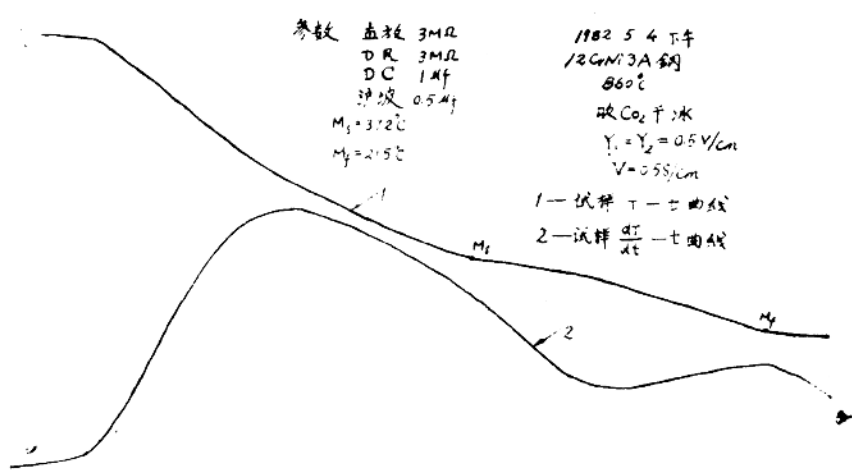


图12 12CrNi3A钢测 $M_s$ 点微分曲线

# 织构钛合金X射线定量相分析

材料科学与工程系 王世中 蒋民敏

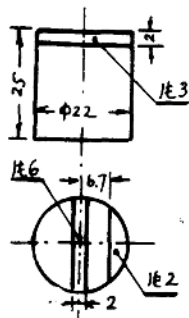
## 一、引言

合金相分析有多种方法，常用的方法有三种：定量金相法、电解剥离法、 $x$ 射线法。就钛合金而言，由于次生 $\alpha$ 相与 $\beta$ 相间隔太小，定量金相法处理比较困难；电解剥离法误差小些，但做起来麻烦；而 $x$ 射线法比较简便，如果样品中没有织构，其结果也较理想。所以，一般研究工作者喜欢用 $x$ 光方法。 $x$ 射线法中最为省事的是直接对比法——即选择两相衍射线条中靠近的两条线的积分强度进行对比。在无织构材料中选择任何两条线计算的结果都相同。但钛合金的织构问题比较严重，采用单根 $\alpha$ 和 $\beta$ 线条直接对比会造成很大偏差。有人采用多面体的柱状试样，对每个面都用三根 $\alpha$ 线条 $[(100), (002), (101)]$ 和一根 $\beta$ 线条 $(110)$ ，计算相含量，取平均值，以图消除织构的影响，但数据很分散，平均的意义不太明确。为对织构进行修正，曾提出各种方法\*，(1) 把用来计算的线条强度折合成无织构状态的强度，然后进行对比。*Gullberg*在对钢中残余奥氏体进行测定时得到满意的结果。(2) 首先计算出与试样表面平行的 $(hkl)$ 面出现的几率，再把织构线条的强度折算成非织构线条的强度，然后进行计算。此方法的关键是计算几率时采用哪一种几率公式。另外，苏联一些钛合金工作者愿意采用 $\alpha(102)$ 和 $\beta(200)$ 对比进行 $\beta$ 相含量的计算，但若不排除织构的影响，结果仍不可靠。

## 二、实验

本文的主要目的是探讨用 $x$ 射线衍射方法测定织构钛合金 $\beta$ 相含量的可能性。因此实验中只选一种合金。本实验使用BT9热轧棒材 $\phi 22 \times 50$ 和 $\phi 22 \times 25$ ， $980^\circ\text{C}$ 保温30分钟，空冷至室温，再热到 $530^\circ\text{C}$ 保温6小时，空冷。

1. 将 $\phi 22 \times 50$ 试棒车成 $\phi 10 \times 50$ 进行电解剥离相分析。
2. 将 $\phi 22 \times 25$ 试棒按图示部位切割成 $10 \times 18 \times 2\text{mm}$   $x$ 射线衍射试样。砂纸磨光，然后电解抛光以消除应力层。
3. 将 $\phi 22 \times 25$ 试棒线切割后的余料锉成粉末；过筛320目，密封在玻璃管中。真空度约为 $10^{-4} - 10^{-6}$ 托，再 $530^\circ\text{C}$ 加热6小时，空冷，以消除应力，然后进行 $x$ 光衍射。使用国产BD-78型衍射仪。



## 三、计算公式和实验结果

当两相合金受到 $x$ 光照射时，某一相任一 $(hkl)$ 面反射线积分强度为：

\* 王超群：“结构试样X射线定量相分析”。

$$I = I_0 \frac{\lambda^3}{32\pi R} \cdot \frac{e^4}{m^2 \cdot C^4} \cdot \frac{1}{v^2} \cdot N |F|^2 \cdot \frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta \cos \theta} e^{-2M} \cdot \frac{1}{2\mu_{\text{混}}} \cdot \Delta V \quad (1)$$

如果考虑的是钛合金中的 $\alpha$ 和 $\beta$ 相，则 $\beta$ 相含量为：

$$C_\beta = \frac{1}{1 + \frac{R_\beta \cdot I_\alpha}{R_\alpha \cdot I_\beta}} \quad (2)$$

其中

$$R = \frac{1}{v^2} \cdot N \cdot |F|^2 \cdot \frac{1 + \cos^2 2\theta}{\cos \theta \cdot \sin^2 \theta} \cdot e^{-2M}$$

$N$ ——多重性因数；

$v$ ——晶胞体积；

$F$ ——结构因数；

$\frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta \cos \theta}$ ——角因数；

$\theta$ ——选用计算的 $(hkl)$ 面反射角；

$e^{-2M}$ ——温度因数。

下面把实验中能够出现的全部 $\alpha$ 线条和纯 $\beta$ 粉末线条的 $N$ 和 $R$ 计算值列于表1中。

表1 钛合金R的计算值

线条号	HKL	N	R*	R	线条号	HKL	N	R*	R
1	$\alpha(100)$	6	3.73	22.38	11	$\alpha(202)$	12	0.192	2.35
2	$\alpha(002)$	2	11.59	23.15	12	$\alpha(104)$	12	0.17	2.04
3	$\alpha(101)$	12	7.45	89.42	13	$\alpha(203)$	12	0.48	5.25
4	$\alpha(102)$	12	0.965	11.58	14	$\alpha(211)$	24	0.42	10.03
5	$\alpha(110)$	6	2.11	12.64	15	$\alpha(114)$	12	0.55	6.65
6	$\alpha(103)$	12	1.09	13.02	16	$\alpha(105)$	12	0.43	5.16
7	$\alpha(200)$	6	0.31	1.86	17	$\alpha(204)$	12	0.15	1.8
8	$\alpha(112)$	12	1.12	13.41	18	$\alpha(300)$	6	0.62	3.72
9	$\alpha(201)$	12	0.795	9.54	19	$\alpha(213)$	24	0.56	13.35
10	$\alpha(004)$	2	9.09	18.2					

线条序号	HKL	N	R*	R
1	$\beta(110)$	12	11.26	135.14
2	$\beta(200)$	6	3.21	19.23
3	$\beta(211)$	24	1.49	35.78
4	$\beta(220)$	12	0.9	10.8
5	$\beta(310)$	24	0.651	15.62

表中  $R^*$  为  $\frac{R}{N}$ ,  $R^*$  值要在 Gullberg 公式中用到。

采用下述五种方法计算 BT9 试样的  $\beta$  相含量。前四种均为  $x$  射线衍射方法, 检验哪种方法更适合于计算织构钛合金的相含量。最后的电解剥离法暂时作为标准。各种方法简单介绍如下:

### 1. Gullberg 方法

这个方法基本出发点是把有织构的  $\alpha$  和  $\beta$  线条强度折成无织构时的强度, 然后使用公式 (2)。令  $I$  和  $I^0$  分别表示修正强度和实测强度, 则

$$I_a^{\alpha} = \left( \frac{N_n}{\sum N_i} \cdot R_n^* \cdot \sum \frac{I_i^0}{R_i^*} \right)_a \quad (3)$$

$$I_m^{\beta} = \left( \frac{N_m}{\sum N_j} \cdot R_m^* \cdot \sum \frac{I_j^0}{R_j^*} \right)_\beta \quad (4)$$

其中

$I_n$  —— 第  $n$  根线条修正后强度;

$N_n$  —— 第  $n$  根线条多重性因数;

$I_i^0$  —— 第  $i$  根线条实测强度;

$\sum N_i$  和  $\sum \frac{I_i^0}{R_i^*}$  是对实际上出现的每一线条  $i$  的多重性因数和强度与  $R^*$  之比求和。

将  $I_a^{\alpha}$  和  $I_m^{\beta}$  代入公式 (2), 即可求出  $\beta$  相含量。

### 2. 反极图法

这个方法是首先计算出选用的  $(hkl)_\alpha$  和  $(hkl)_\beta$  面平行于试样表面的几率  $P_{(hkl)_\alpha}^*$ 、 $P_{(hkl)_\beta}^*$ , 然后用实测强度  $I_{(hkl)_\alpha}^0$ 、 $I_{(hkl)_\beta}^0$  除以  $P_{(hkl)_\alpha}^*$  和  $P_{(hkl)_\beta}^*$  得



$$I_{(hkl)}^a = \frac{I_{(hkl)}^0 \alpha}{P_{(hkl)}^* \alpha}, \quad I_{(hkl)}^{\beta} = \frac{I_{(hkl)}^0 \beta}{P_{(hkl)}^* \beta}$$

再将  $I_{(hkl)}$  代入 (2) 式, 即可求出  $\beta$  相含量。

我们能够找到的几率公式有三种:

$$(1) P^* = \frac{I_{(hkl)}^0 \cdot \sum I_{(hkl)}^t}{I_{(hkl)}^t \sum I_{(hkl)}^0} \quad (5)$$

其中:

0 —— 实测状态;

t —— 粉末状态。

$$(2) P^* = \frac{n \cdot (I^0/I^t)}{\sum (I^0/I^t)} \quad (6)$$

其中:

n —— 实验中出现并用来计算的线条数, 其他符号意义同上。

$$(3) P^* = \frac{(\sum N) \cdot I_{(hkl)}^0 / I_{(hkl)}^t}{\sum (N \cdot I_{(hkl)}^0 / I_{(hkl)}^t)} \quad (7)$$

式中各字母表示的意义同上。

用上述方法计算的结果列入表 2。

### 3 多面体平均值法

由于取自零件不同部位的试样表面结构情况不同, 有人建议把试样制成多面体, 对每个面用  $(100)_a$ ,  $(002)_a$  和  $(101)_a$  与  $(110)_\beta$  进行直接对比计算出  $\beta$  相含量。然后取平均。用不加修正的强度直接对比求出  $\beta$  相含量列于表 3 中 1—4 行。同时将同样状态的多面体 BT 31 试样测定结果列在表 4 中 (数据引自 102 专业 77 届毕业生钱宗琦论文)。

### 4. 粉末法

粉末衍射得到的结果列在表 3 第五行中

### 5. 电解法

用电解法得到的  $\beta$  相含量为 14%。这种方法得到的数据基本上是稳定的, 估计误差在 2%。对电解剥离下来的  $\beta$  相粉末进行 x 射线衍射表明, 其中只有极少量的  $\alpha$  相, 可以忽略。

## 四、讨 论

1. 粉末法 (见表 3 第五行) 用三根  $\alpha$  相线条计算得到  $\beta$  相含量时, 使用  $(002)_a$  计算结果特别低。原则上  $(101)_a$ ,  $(002)_a$ ,  $(100)_a$  三条线强度比应为相应的  $R$  值之比, 即 100 : 26 : 25。但从表上看到  $\alpha(002)$  之强度特别高。这是  $(002)_a$  计算  $\beta$  相含量低的原因之一。估计和粉末的质量有关。由于这种原因, 上述各种方法中要求用粉末数据之处都用理论强度 (常数

表2 各种修正方法计算结果

几率	1	2	3	4
$\beta$ 相含量	$P^* = \frac{I^0 / \sum I^0}{I^1 / \sum I^1}$	$P^* = \frac{n \cdot (I/I^1)}{\sum (I^0/I^1)}$	$P^* = \frac{(\sum N)(I^0/I^1)}{\sum (N \cdot I^0/I^1)}$	均分强度方法
试样号片	$C_{\beta}^* = \frac{1}{1 + \frac{R_{\beta}}{R_{\alpha}} \frac{\sum I_{\beta}^0 \cdot \sum I_{\alpha}^1}{\sum I_{\beta}^1 \cdot \sum I_{\alpha}^0}}$	$C_{\beta} = \frac{1}{1 + \frac{n_{\beta}}{n_{\alpha}} \frac{\sum (I_{\alpha}^0/R_{\alpha})}{\sum (I_{\beta}^1/R_{\beta})}}$	$G_{\beta} = \frac{1}{1 + \frac{\sum N_{\beta} \cdot \sum (I_{\alpha}^0/R_{\alpha}^*)}{\sum (I_{\beta}^1/R_{\beta}^*)}}$	$C_{\beta} = \frac{1}{1 + \frac{\sum R_{\beta}}{\sum R_{\alpha}} \cdot \frac{\sum I_{\alpha}^0}{\sum I_{\beta}^1}}$
片 2 (外侧面)	12.75%	$n_{\beta} = 4$ 时 20.09% 11.17%	16.06%	9.47%
片 6 (内侧面)	20.35%	26.41%	22.69%	15.22%
片 3 (端中心)	27.55%	22.34%	31.73%	21.09%
片 3 (端边缘)	23.98%	16.96%	22.46%	18.14%
平均	21.16%	21.45%	23.24%	15.98%

\*\*：计算过程中用的是 $\alpha(101)$ 与 $\beta(110)$ 。粉末试样粒度为320目。