

北京图书馆藏

48723 /

难熔金属文集

(第二 届)

难熔金属文集编辑组编

.4

前 言

冶金工业部第二届难熔金属学术交流会议决定编辑出版《第二届难熔金属文集》，由宝鸡有色金属研究所、有色金属研究院、钢铁研究院、金属研究所、沈阳有色金属加工厂、中南矿冶学院等单位负责《文集》审编工作，并委托《稀有金属合金加工》编辑部负责出版工作。

根据会议推荐和编辑小组审查，本《文集》收集了钨、钼、钽、铌等金属及其合金熔炼、加工、焊接、涂层、应用等方面的科研报告和技术总结共29篇。

本《文集》的出版，将对加强学术交流、促进国民经济迅速发展起一定的推动作用，由于我们水平有限，缺点、错误在所难免；望广大读者批评指正。

6779/14

目 录

合 金

高比重合金的研究与应用	冶金部钢铁研究院 (1)
钼合金中的碳化物	沈阳有色金属加工厂 (9)
退火温度对Mo-0.5Ti-0.02C合金薄板组织和性能的影响	
.....	冶金部金属研究所、沈阳有色金属加工厂 (14)
C-103钼合金的研制	宝鸡有色金属研究所 (21)
电子束熔炼Nb-752合金锭纵向成分不均匀性的研究	冶金部金属研究所 (27)
Zr-2.5Nb合金的初步研究	宝鸡有色金属研究所 (40)

工 艺

高温感应烧炉钨发热体的制备和使用	冶金部钢铁研究院 (52)
高性能钨丝的研究	冶金部钢铁研究院 (56)
涂钛钨丝的研制	宝鸡有色金属研究所 (71)
粉冶阳极钨棒的研制	冶金部钢铁研究院 (77)
垂熔烧结钨棒轧制工艺	宝鸡有色金属研究所 (86)
宽钨箔轧制工艺	宝鸡有色金属研究所 (99) v
钼管加工及其再结晶	冶金部钢铁研究院 (103)
高碳 TZM 合金薄板的试制	沈阳有色金属加工厂 (111)

涂层、焊接

钼合金抗热震涂层的研究	冶金部金属研究所 (117)
加涂层焊接 Nb-752合金性能	冶金部金属研究所 (127)
高温抗氧化涂层的无损检验技术	宝鸡有色金属研究所 (138)
Cb-752 钼合金电子束焊接接头组织及性能研究 (二)	宝鸡有色金属研究所 (144)

钼 顶 头

铸钛钼合金顶头的综合性能	冶金部钢铁研究院 (150)
--------------	----------------

TZM 粉冶钼顶头的研究	冶金部钢铁研究院(159)
TZC 粉冶钼顶头的研究	宝鸡有色金属加工厂(170)
高能高速锻造粉冶钼顶头的研制	冶金部有色金属研究院宝鸡有色金属加工厂(188)

应 用

医用X射线管旋转阳极钨靶的研制	冶金部钢铁研究院(204)
钨坩埚在石英玻璃连熔炉中的应用	冶金部钢铁研究院(212)
钨—铜、钼—铜作黑色金属压铸模材料的研究	冶金部钢铁研究院(218)
锆在新型农药“西维因”生产上的应用	冶金部有色金属研究院(231)
非蒸散型锆—铝16合金消气剂的研制及在电真空工业中的应用	冶金部有色金属研究院(235)

综 述

国外难熔金属合金的近期发展	冶金部金属研究所(248)
国外难熔金属及合金在火箭、导弹和航天技术中的应用	七机部七〇八所(271)

T.T 300
4
2

b679/14

高比重合金的研究与应用

冶金部钢铁研究院

摘 要

用粉末冶金方法制备W-Ni-Fe高比重合金。研究了烧结温度与合金密度及金相组织等关系,讨论了试制W-Ni-Fe合金部件的工艺参数,测定了合金的物理机械性能。并成功地试制了钴⁶⁰治疗机的高比重合金屏蔽部件,最大尺寸外径达180毫米,高120毫米,重量45公斤。两年以来试生产了近百余个大小部件,重量大约四吨。经使用鉴定表明,工艺及产品质量都是稳定的。

一、前 言

在医疗器械工业中,钴⁶⁰治疗机是治疗肿瘤的主要设备,近年来又发展了电子直线加速器治疗机,但是,这些设备原来都采用铅作屏蔽,由于铅的密度只有11.35克/厘米³,使屏蔽部件体积庞大,更重要的是铅的使用强度和刚度都不理想,设备的某些关键部位必须采用更高密度的材料(>17克/厘米³)作屏蔽。金属钨的密度19.3克/厘米³,是我国富产元素,但是纯钨很难加工,高比重W合金却是具有密度高、易加工和有较高强度的理想材料。

据文献^[1,2,4]报导,高比重合金应用到工程上已有四十年的历史。高比重合金一般是指含90~98%W、少量Ni、Fe、Cu、Cr、Mo和Co等元素的三元合金,综合起来,主要是W-Ni-Fe和W-Ni-Cu两个系列。这些合金具有重要的工程性能:(1)密度高(17~18.5克/厘米³);(2)热膨胀系数低($4\sim6\times10^{-6}/^{\circ}\text{C}$);(3)容易加工;(4)导热性能好(0.2~0.3CGS单位);(5)强度较高(77~100公斤/毫米²)。广泛应用在射线的屏蔽方面,如同位素源的容器及放射性治疗的Y射线屏蔽等;用作惯性元件方面,如陀螺转子、飞机翼配重、自动手表振子等;用作电接触材料方面,如大负荷火花塞等;还用军工方面,如穿甲弹的弹芯等^[3,5,6],近年来在黑色金属压铸模具方面也得到了应用^[6]。此外,对高比重钨合金的若干理论问题,也开展了不少研究^[10,11,12]。十多年来,我国有些单位也开展了高比重钨合金的研制工作。

二、研制方案的选择

W-Ni-Fe与W-Ni-Cu合金的主要差别是前者强度较高,有微磁。在使用的原



A796100

料中钛粉便宜,且适合大量生产。从具体成分讲,W-Ni-Fe合金是两相结构,典型的组成是:含90~96%W, Ni/Fe比值为7:3时,一相是Ni-Fe-W固溶体相(大致成分为50%Ni-20%Fe-30W),也叫粘结相,熔点1465℃;另一相是W颗粒,溶解少量Ni与Fe(0.3%和0.8%)的硬质相^[6],合金中W含量主要影响烧结坯的密度。文献^[7]系统研究了Ni/Fe比值对合金性能的影响,W含量为95%,Ni/Fe比值为1时,合金强度、塑性都较好。并指出:烧结后的冷却速度对合金的强度、塑性影响较大,快速冷却(60℃/分)与慢冷(5℃/分)相比,合金的抗张强度与延伸率都高。文献^[1]也报导了同样的结果。高比重钨合金的制备工艺,都采用粉末冶金液相烧结法。原料是细颗粒钨粉、镍粉及铁粉,粒度3~5微米,干混料,加成型剂石蜡后,油静压机成型;或用Ni及Fe的硝酸盐与W粉固液法制备混合料,然后加石蜡油静压机成型,烧结温度1450~1480℃^[8,7]。在前人工作的基础上,根据Co⁶⁰治疗机对屏蔽部件的要求(密度>17克/厘米³;易于机加工和具有一定的强度),考虑生产条件的可能;选定了如下的研制方案:合金组成为95%W-2.5%Ni-2.5%Fe, W、Ni、Fe三种粉末干混→等静压成型→通氢钼丝炉烧结。

三、研制工艺与结果讨论

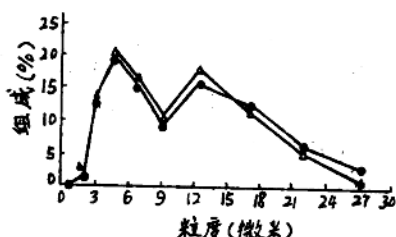


图1 W粉的粒度组成分布

粉, -200目。粉末化学成份列入表1。

1. 混料

试验中使用了株州硬质合金厂生产的工业纯W粉(牌号FW₂-1),平均粒度7~10微米(沉降法);Ni粉采用电解还原Ni粉, -200目,沉降法测定,平均粒度为8微米; W粉的粒度组成见图1。Fe粉有两种,前一阶段,使用羰基Fe粉,在试制大部件时,采用了价格便宜的轧钢厂用铁鳞还原的铁

粉末原料的化学成份(%)

表1

原 料	Cu	Mn	Mg	Si	Cr	Ni	C	S
羰基Fe粉	<0.005	<0.002	<0.002	0.012	<0.005	0.009	0.78	—
轧钢厂Fe粉	0.027	0.27	0.0064	0.14	0.0088	0.014	0.079	0.007
Ni粉	0.024	0.0067	0.056	0.025	—	—	—	—

根据材料的使用要求选择适合的混料方法。采用固液法制备的包复合金粉末,它使合金组份较均匀地混合,改善烧结合金结构和性能^[13],但是一般认为,干粉长时间混合,可以达到同样的效果^[7]。而后者操作简便,适合于大量生产。我们混料是在300×380筒型球磨机中干混的。不同混料时间的结果可认为,经过12小时后基本达到均匀。

混料12小时后，取样分析结果是：

编号	Ni (%)	Fe (%)
33—1	2.13	2.60
33—2	2.10	2.60

2. 成型

在高压缸内径为 $\phi 400$ 毫米的等静压机上压制成型。试样为 $\phi 25$ 的圆棒，成型压力2000公斤/厘米²，压制后生坯密度达到合金理论密度（18.1克/厘米³）的60%左右。成型的线收缩大约20%。压制大部件时，采用了橡胶套装粉，放入钢筒内定形，压制后的生坯在车床上粗整形，粉末利用率大约77%（压成的生坯，切成两个部件）。

高比重合金大部件的压制结果 表 2

坯料号	成品尺寸 (毫米)	装入料重 (公斤)	整形后生坯 尺寸(毫米)	单重 (公斤)	粉末利用率 (%)
1	$\phi 180(\pm 0.0) \times 120$	120	$\phi 215(\pm 0.0) \times 139$	45	77.5
2	$\phi 180(\pm 0.0) \times 120$		$\phi 215(\pm 0.0) \times 145$	48	
8	$\phi 140 \times 75$	62	$\phi 172 \times 90$	24	77.4
4	$\phi 140 \times 75$		$\phi 172 \times 90$	24	

3. 烧结温度对合金密度及性能的影响

为了确定适合的烧结制度，将试样冷装入炉，随升温过程在不同温度取样，测定了试样的线收缩率。结果见图2。当温度在1300℃以下时，试样收缩很小，说明烧结过程中主要发生粉末颗粒接触与表面氧化物的

还原。在1300℃以上时，收缩增1500℃液相出现后达到最大值，由于炉温到1500℃立即取样，没有保温，估计试样线收缩仍有所增加。总之，可认为这个阶段，完全是金属颗粒接触。在表面张力作用下隙孔，被填充，试样收缩增加，当达到液相出现温度时，收缩停止，密度达到最高值。因此可以认为坯料的烧结升温制度分为三个阶段是适合的。从室温到1000℃左右以及第二阶段即1000℃左右到1300℃，可较快升温；第三阶段即1300~1500℃，应较慢速升温。我们采取了下述升温制度：从室温到1000℃为2~2.5小时，1000~1300℃为2小时，1300~1500℃为2小时，在1500℃根据生坯尺寸，保温若干小时。没有发现烧结坯的宏观缺陷。选择适合的烧结温度对控制合金的密度、晶粒大小和机械性能有密切关系。作了1350°、1400°、1450°和1500℃不同烧结温度的试验，测定了合金的密度与硬度，结果示于图8。由图可见，烧结温度在1480~1500℃时，合金的密度17.5~18.0克/厘米³，硬度值Rc为23~27之间，合金的机加工性能良好。另一方面，从金相组织的观察中发现：烧结温度在1470℃时，已有液相出现，

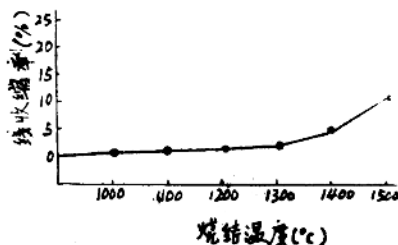


图2 烧结过程中试样的线收缩率

适合的。从室温到1000℃左右以及第二阶段即1000℃左右到1300℃，可较快升温；第三阶段即1300~1500℃，应较慢速升温。我们采取了下述升温制度：从室温到1000℃为2~2.5小时，1000~1300℃为2小时，1300~1500℃为2小时，在1500℃根据生坯尺寸，保温若干小时。没有发现烧结坯的宏观缺陷。选择适合的烧结温度对控制合金的密度、晶粒大小和机械性能有密切关系。作了1350°、1400°、1450°和1500℃不同烧结温度的试验，测定了合金的密度与硬度，结果示于图8。由图可见，烧结温度在1480~1500℃时，合金的密度17.5~18.0克/厘米³，硬度值Rc为23~27之间，合金的机加工性能良好。另一方面，从金相组织的观察中发现：烧结温度在1470℃时，已有液相出现，

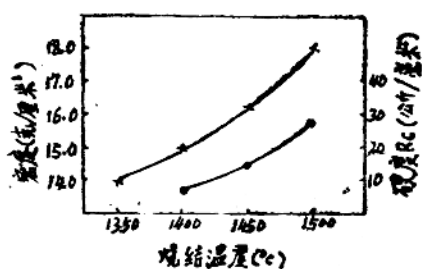


图3 烧结温度与合金密度和硬度关系

1—密度 2—硬度

率100旺，瓶氢汇流排管道供气，氢气露点-26℃。烧结结果列入表3。

高比重合金部件烧结前后尺寸变化

表3

坯料号	坯料尺寸(毫米)		线收缩率(%)		密度 (克/厘米 ³)
	烧结前	烧结后	径向	高度	
1	Φ215(±0.0) × 139	Φ180(±0.0) × 114	16.3	18	17.45
2	Φ215(±0.0) × 145	Φ180(±0.0) × 124	15.5	14.5	
3	Φ172 × 90	Φ147 × 75	14.5	16.6	
4	Φ172 × 90	Φ145 × 75	15.7	16.6	

4. 金相观察

不同温度烧结的合金试样作了金相观察。照片见图4。由图可见，烧结温度1470℃和1450℃的区别，一是前者孔隙减少，二是Ni-Fe固溶体相聚合，但是晶粒仍然是较细的。到1500℃时，W晶粒长大呈球形。Ni-Fe固溶相连成一起包围W晶粒(硬质相)。

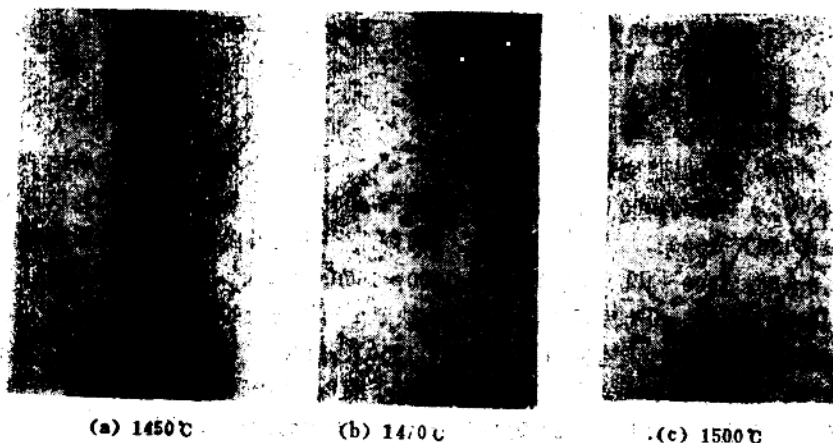


图4 不同烧结温度的金相组织，×200

为了确定固溶相（即粘结相）和硬质相的成份，曾作了电子探针检验，结果见表4。由

电子探针分析（半定量）结果（%）* 表4

成 分	W	Ni	Fe
粘结相（Ni-Fe固溶体）	12.5	45.3	42.2
硬质相（W颗粒）	96.2	1.9	1.6

* 电子探针分析给出三种成分的大致比例，上表是换算后的百分数，只供参考。

于提供的只是半定量数据，为了说明问题换算成百分数。由表列三种成份的百分数可以认为Ni/Fe比值都接近1:1，硬质相的主要成份是W。另外对三种温度烧结的W合金作了显微硬度测定。结果列入表5。由表5说明在烧结温度为1450°和1470°时，硬质相

不同烧结温度的合金显微硬度 表5

烧 结 温 度 (°C)	显 微 硬 度 (负荷10克)	
	硬 质 相	粘 结 相
1450	126	174
1470	196	211
1500	254	140

和粘结相的显微硬度值相差不大，是因为此时两相的晶粒都较细，混合分布，实际上无法分辨出两相的晶界；但是1500℃烧结时，

W颗粒长大，硬质相突出了，而Ni-Fe固溶体包围着W颗粒，硬度值相差将近一倍。考虑到液相烧结后的金相组织中，这两个硬度不同相的性能，用扫描电子显微镜检查了拉伸试样的断口，见图5。这是室温拉伸断口的边部，由照片看到，断裂发生在硬质相（W颗粒）和固溶相的晶界上，但也发现有个别穿晶断裂的解理面，说明提高晶界的性能是提高合金常温强度的主要途径，但是硬质相（W颗粒）也不能忽视。



图5 W合金的拉伸断口金相，×600

四、烧结高比重钨合金的性能

1. 密度为17.5~18.0克/厘米³。
2. 硬度HRC为23~27。
3. 热膨胀系数可分两部分：温度区间在0~500℃，使用Dp49膨胀仪测定（光学放

大原理) 误差范围 $\pm 0.1 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$; 温度区间为 $0 \sim -60^{\circ}\text{C}$ 及 $0 \sim 60^{\circ}\text{C}$ 。使用千分表膨胀仪测定, 误差范围 $\pm 0.15 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 。试验结果列入表 6。

钨合金的热膨胀系数 表 6

测试温度 ($^{\circ}\text{C}$)	热膨胀系数 $\alpha (\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C})$
$0 \sim -60$	-4.48
$0 \sim 60$	5.16
300	5.1
400	5.2
500	5.3

4. 磁性。采用闭合回路冲击法测定, 磁场300奥斯特。

剩磁 $B_r = 273$ 高斯,

矫顽力 $H_c = 8$ 奥斯特。

5. γ 射线吸收系数 (用 Co^{60} 源)

设备用非利浦剂量仪, 窄束条件下测量。未加吸收板为 $I_0 = 250$ 伦/4分, 加吸收板为 $I = 100$ 伦/4分。换算结果见表 7 (与铅比较)。

γ 射线吸收系数 表 7

吸收板	密度 (克/厘米 3)	直线吸收系数 μ (厘米 $^{-1}$)	半价层厚度 (厘米)
高比重钨合金	17.45	1.017	0.68
铅	11.35	0.58	1.2

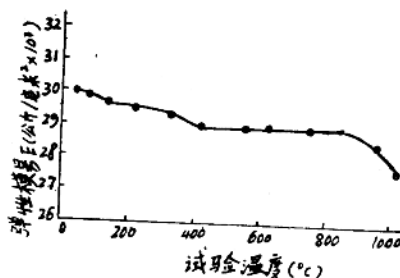


图 6 高比重钨合金不同温度的弹性模量

6. 弹性模量。采用声频横振法测量弹性模量, 结果如图 6 所示。

7. 强度。试样取自 $\phi 20$ 毫米烧结合金棒。拉伸试样尺寸为 $M10 \times 65$, 工作部分 $\phi 5 \times 30$ 毫米。结果列入表 8 中。

8. 冲击韧性。带缺口试样尺寸 $5 \times 10 \times 55$ 毫米。室温冲击值: 0.5 公斤·米/厘米 2

9. 机加工性能

高比重钨合金的拉伸强度 表 8

试 验 温 度 (°C)	抗 拉 强 度 (公斤/毫米 ²)
室 温	
200	50.5
500	20.0
1000	16.0

车：用BK-6或同类型硬质合金刀具。

钻孔：用高速钢合金钻头。

磨：sic砂轮，型号PTL46R₃A。

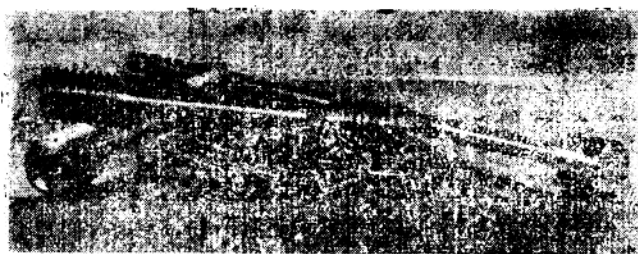


图 7 高比重钨合金机加工后的实物照片

五、应 用

本合金主要用作我国自行设计制造的“固定式远距离钴⁶⁰治疗机的屏蔽部件。图8是山东新华医疗器械厂生产的Co⁶⁰治疗机的照片。高比重钨合金装在机头部位，包括Co⁶⁰源防护块、准直仪、翼形防护组件和消半影块等部件，全部采用本合金。一九七四年无锡市江宁机械厂也按同类型号试制2台，并交付医院使用。西南医用设备厂也装配多台Co⁶⁰治疗机。此外，本合金还为“后装Co⁶⁰子宫癌治疗机”作防护叶片。还用作“低能子源荧光分析仪”的屏蔽元件等。图9、10是高比重钨合金部件的毛坯。



图 8 Co⁶⁰治疗机照片

六、结 论

1. 用粉末冶金方法制备了95%W-2.5%Ni-2.5%Fe合金，研究了烧结温度与合金



图9 Co⁶⁰源高比重钨合金防护块

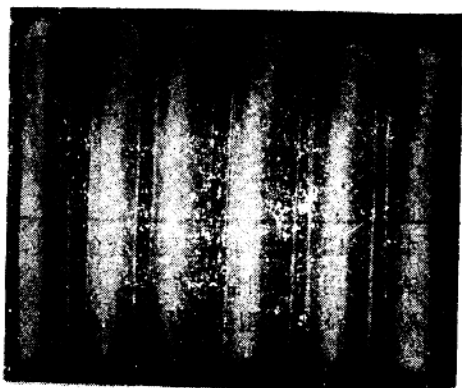


图10 后装Co⁶⁰治疗机防护叶片

密度及金相组织的关系。认为采用三种粉末干混、等静压成型的试样，在 $\sim 1500^{\circ}\text{C}$ 液相烧结后，可达到最高的相对密度98~99%。满足了Co⁶⁰治疗机的屏蔽部件要求。

2. 试验确定了生产Co⁶⁰治疗机钨合金部件的工艺参数：采用株州硬质合金厂生产的工业纯细W粉，电解Ni粉及轧钢厂生产的铁鳞还原Fe粉，混料时间12小时，成型压力 2000公斤/厘米^2 ，烧结温度 $\sim 1500^{\circ}\text{C}$ ，保温3~4小时，产品密度 $> 17\text{克/厘米}^3$ 。

3. 测定了95%W-2.5%Ni-2.5%Fe合金的物理和力学性能，该合金的机加工是不困难的。

4. 从这种合金试生产一百多个部件的结果看来，工艺可以基本定型，逐步转厂生产，以解决国家的需要。

参 考 文 献

- [1] 《Modern Development in powder Metallurgy》，Vol.3, 1966.
- [2] 《The Canadian Mining & Metallurgical Bulletin》，Vol.58, №636, P.413, 1965.
- [3] 《Powder Metallurgy International》，Vol.5, №3, p.125, 1973.
- [4] 《Powder Metallurgy》，Vol.20, №20, p156, 1967.
- [5] 《金属材料》，Vol.9, №5, p111, 1969.
- [6] 《金属材料》，Vol.12, №6, p27, 1972.
- [7] 《粉体および粉末冶金》Vol.10, №5, p189, 1963.
- [8] 日本厂商厂1973年来华技术座谈资料（科技情报所）。
- [9] 《AEC-Report Y-1675》，1969.
- [10] 《AD-288915》。
- [11] 《Trans. Met. Soc. of ATME》，Vol.227, p.1127, 1963.
- [12] 《Порошковая Металлургия》，№5, СТР.73及№6, СТР61, 1938.

钼合金中的碳化物

沈阳有色金属加工厂

徐振声 康桂荣

碳具有明显提高钼及其合金的再结晶温度和热强性的作用，已被人们重视。此外，碳对真空脱氧又是十分有利的。所以在钼合金中添加一定数量的碳，是目前国内外研制钼合金的一条重要途径。例如，为了提高Mo—0.5Ti合金的再结晶温度，采用加碳的办法，效果显著，而使TZM、TZC合金具有高的再结晶温度和高温强度，其中碳的加入是非常必要的。因此，对钼合金中碳的作用本质，应该有所了解。

现将我们在生产试制TZM合金中对碳的行为所做的观察作一概要总结，以供参考。

一、碳在中钼的行为

根据Mo—C状态图，可知常温下碳在钼中的固溶度很小。有的资料^[1]报导：在2100℃~2200℃时，碳在钼中能达到最大溶解度，但其值仅为0.02%（重量）；有的资料报导：在2500℃时，碳在钼中能达到最大溶解度，其值为0.04%（重量）。并且，由于钼和碳本身原子结构的不同，电子结构，电化学性质差异较大，以及晶格结构的特点和受加工造成晶格畸变等因素的影响，使碳在钼中的溶解，常以偏聚态存在。比如，碳进入变形钼的晶格中多集中分布在（111）面上^[2]。所以，碳在钼及其合金中主要以碳化物形式出现。由金相观察、X—光分析、不同制度热处理，显微硬度测定表明，TZM合金中存在的碳化物基本有三种类型：Mo₂C、TiC、ZrC。

Mo₂C在明场下观察为白亮色并稍带淡黄，暗场为暗黑色，偏振光下反映出具有较弱的各向异性。而碳化钛、碳化锆的金相特征仅能在腐蚀后的试面观察为较小弥散点状物。这也为X—射线分析所证实。同时对不同制度热处理的样品观察，Mo₂C、TiC、ZrC的变化情况所得结果是与资料^[3,10,···]基本相同。这些碳化物的数量多寡、形状、大小、分布位置以及变化情况与该合金所处状态有密切关系。

二、不同状态下的碳化物

1.在真空电弧炉熔炼的铸态TZM合金中，主要存在明显易见的Mo₂C相，其颜色为白亮稍带淡黄，以不同形状、大小不一分布于晶内，而在晶界上呈网链状分布，如图1，

同时在部分晶界处又有 Mo (Ti , Zr) 和 Mo_2C 的共晶存在, 如图2。

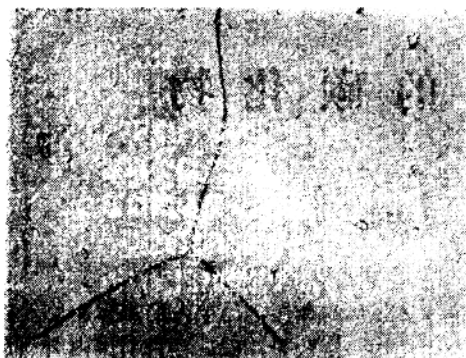


图1 铸态组织400×

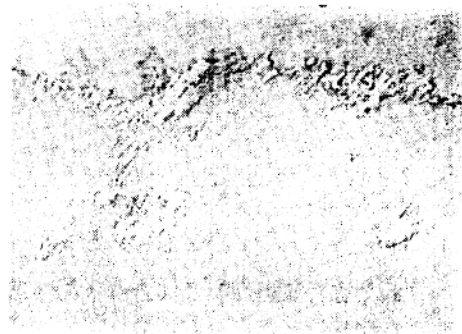


图2 铸态组织500×

2. 挤压后, 使铸态组织发生变化, Mo_2C 受到破坏, 特别是晶界处的共晶组织基本消除。如图3。

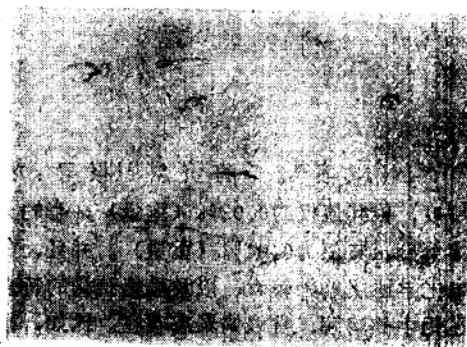


图3 挤压状态500×

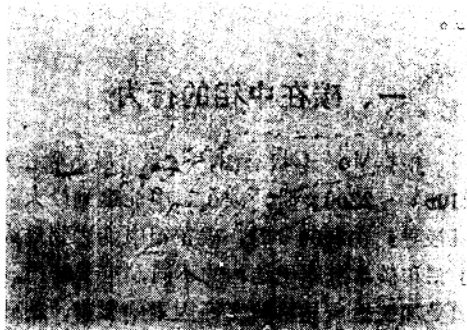


图4 锻造状态500×

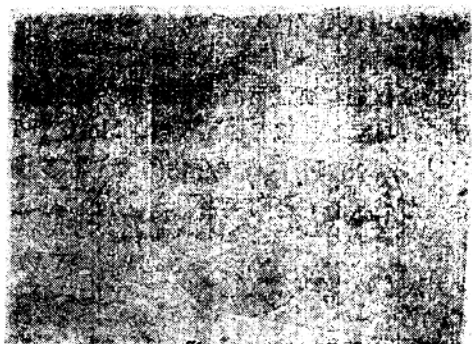


图5 热轧后经1400℃40分钟退火500×

3. 锻造加工, 可大大改善该合金的显微组织, 对碳化物尤其是 Mo_2C 的破碎十分明显, 见图4成群分布的小颗粒状物, 乃是大块 Mo_2C 锻造后破碎的结果。

4. 热轧可使 Mo_2C 进一步得到充分破碎和趋于均匀分布, 至使 Mo_2C 的显微形象失去明显特征。见图5。

5. 热处理

(1) 退火

高温退火，碳化物将明显发生溶解和沉淀现象。 Mo_2C 从 1600°C 开始发生溶解，而 TiC 、 ZrC 从 1600°C 开始以极为弥散的质点从基体中沉淀出来，如图6及图7所示。但加热至 2500°C 以上时，这些碳化物（ Mo_2C 、 TiC 、 ZrC ）基本上完全溶解。

(2) 固溶

该合金加热到 2500°C 以上并快速冷却后，可以使碳化物完全溶解并保留在铝的固溶体中；此时显微硬度变化不大，见图8。

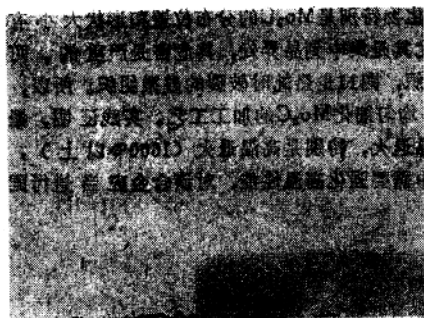


图6 挤压棒 $1600^\circ\text{C}/40$ 分退火 $500\times$

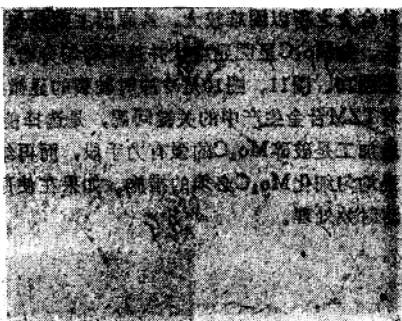


图7 挤压棒 $1800^\circ\text{C}/40$ 分退火 $500\times$

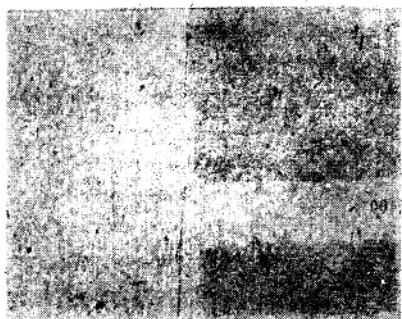


图8 铸态试样， 2500°C 以上温度固溶处理 $400\times$

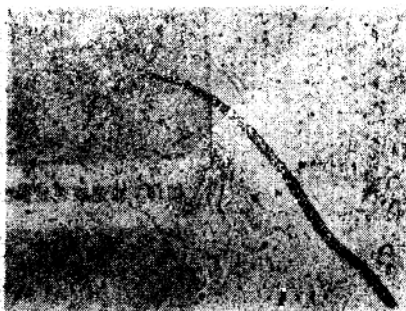


图9 图8试样 $1700\sim 1800/150$ 分时效 $400\times$

(3) 时效：

固溶处理后的试样，在 $1700\sim 1800^\circ\text{C}$ 保温150分钟后，碳化物 TiC 及 ZrC 明显呈细小均匀颗粒状从基体中沉淀出来，见图9，并引起显微硬度增加。此试样在固溶处理前后的显微硬度均在 $220\sim 230\text{kg/mm}^2$ 之间，而时效处理后的显微硬度（ $1700\sim 1800^\circ\text{C}/150$ 分）提高到 $250\sim 260\text{kg/mm}^2$ ，但是，硬度的提高并不显著，可能是过时效的原因。资料^[8]报导，固溶处理后的试样，在 $1600\sim 1650^\circ\text{C}$ 下时效，其硬度达到最高值。

三、碳化物的作用

加碳的钼合金提高了再结晶温度和热强性，其原因主要是碳以碳化物的形式存在，并以细小弥散状态均匀分布的结果。但是，碳化物这一有利作用的发挥，完全是在合理的生产工艺下取得的^[1]。否则碳化物将要显示出有害作用。许多资料^[5、6、7、8……]报导，碳不仅可使钼合金造成冷脆性，而且又可使钼合金产生热脆性。实践证明，生产这种合金之所以困难较大，其原因主要是与碳化物特别是 Mo_2C 的分布位置和形状大小有关。如 Mo_2C 呈明显块状并且不均匀分布，尤其是集中到晶界处，其危害是严重的，可见图10、图11、图10是冷冲时破裂的显微组织，图11是热轧时破裂的显微组织。所以，对TZM合金生产中的关键问题，是选择能够均匀细化 Mo_2C 的加工工艺。实践证明，锻造加工是破碎 Mo_2C 的强有力手段，而再结晶退火，特别是高温退火（1600℃以上），是均匀细化 Mo_2C 必须的措施。如果在使用中需要强化高温性能，对该合金应当进行固溶时效处理。

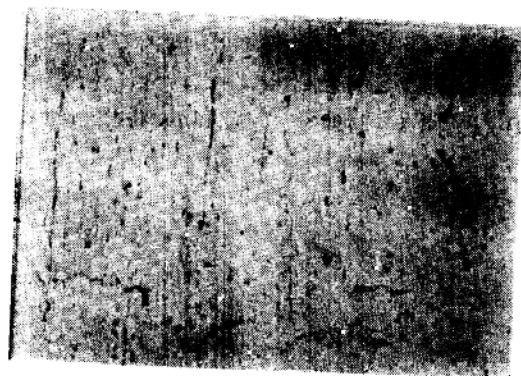


图10 冲型破裂显微组织400×

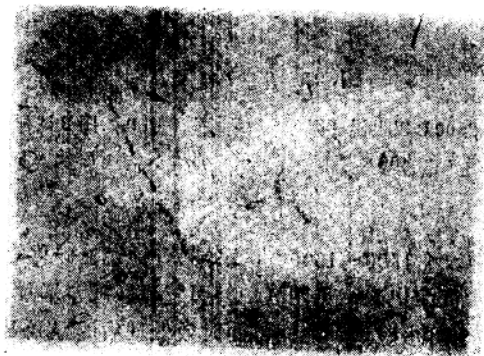


图11 孔型轧制破裂的显微组织400×

参 考 资 料

1. Четная металлургия № 6, 1969г. (96—103)
2. «Металловедение и термическая обработка металлов» № 7, 1970г.
3. Тугоплавкие металлические материалы для комбинской техники.
1965г.
Ю.в.вифимово.....перевод.
4. TZM铝合金薄板工艺总结
沈阳有色金属加工厂 1974年
5. Металловедение и термическая обработка металлов, № 10,
1968г. (2—5)
6. «Металловедение и термическая металлов»
№ 1, 1972г. (12—17)
7. Металловедение и термическая металлов
№ 1, 1968г. (21—24)
8. «Металловедение и термическая металлов»
№ 1, 1972г. (17—21)
9. 钼及钼合金金相图谱
沈阳有色金属加工厂
1975年
10. Структура и свойства тугоплавких металлов
Москва «Металлургия» 1974