

1980

核材料会议文集

原子能出版社

1980核材料会议文集

原子能出版社出版

(北京 2108 信箱)

重庆印制一厂印刷

(枇杷山后街 87 号)

新华书店北京发行所发行·新华书店经售

☆

开本 $787 \times 1092 \frac{1}{16}$ · 印张 $17\frac{3}{8}$ · 字数 411 千字

1982年9月第一版·1982年9月第一次印刷

印数 0,001—1,300 · 统一书号: 15175·410

定价: 2.15 元

内 容 简 介

本文集是一九八〇年十一月于成都召开的中国核学会核材料技术交流会会议资料的一部分。全文集共收入报告 33 篇，包括核燃料及燃料元件、结构材料（铝、锆、不锈钢及耐蚀合金等）、石墨及其它有关内容。

本文集可供核材料研究、试制和使用部门的工程技术人员阅读，亦可供大专院校有关专业的师生参考。

编 者 的 话

一九八〇年十一月，于成都召开了中国核学会核材料学会成立大会暨学术交流会。

会议收到学术报告近三百篇。这些报告分别在大会和各专业组进行了交流。会议决定将有关报告编辑成文集出版。因文集篇幅所限，只能收入少量报告。收入文集的报告是各专业组推荐，由核材料学会编委会决定的。此外，还有一些很好的报告，因为这样那样的原因未能收入文集，希作者原谅。

文集内容大致按不同材料的类型依次编排，各篇文章中所用的术语、符号、单位等，全文集未求统一。限于编辑水平，文集中一定会有不少缺点和错误，敬请指正。

文集编辑小组

1981年4月

目 录

铀-钛合金的胀缩性能	黄赞流 (1)
铀管的 α 相挤压	曲国芳 (8)
金属铀棒的织构	杨继先 金治清 唐宝光 刘智敏 吴 宇 闫景林 (14)
过共晶铝-铀合金的离心铸造	赵世忠 (23)
铀-氢化锆燃料中铀的分布	西南反应堆研究设计院锆-铀合金氢化专题组 (31)
二氧化铀燃料芯块制造过程中的几个问题	李国良 (37)
二氧化铀烧结体的等温晶粒长大	戴受惠 孔卫东 霍 苍 许林水 邱邦臣 苏素兰 张绥生 (44)
燃料元件棒的电子束焊接	任德芳 王西京 (52)
高温气冷堆燃料颗粒热解碳包覆层的结构和性能	清华大学工物系 核能所三室 (59)
堆用铝合金的腐蚀性能	中国科学院原子能研究所铝合金腐蚀试验组 (69)
合金元素对 306 铝合金性能的影响	任福长 高云震 (78)
锆-2合金在过热蒸汽中氧化转折机理	周邦新 (87)
织构对锆-4管机械性能的影响	李士江 (99)
激光脉冲法测量锆和锆合金的热学性能	应诗浩 吉忠昌 (108)
Zr-2.5Nb 合金及其压力管	张孝全等 (117)
静液挤压Zr-2.5Nb合金的织构、应力与氢化物取向的关系	北京有色金属研究院锆组 (124)
反应堆用不锈钢的应力腐蚀断裂和耐应力腐蚀不锈钢及耐蚀合金的近期进展	陆世英 (129)
26-1超纯高铬铁素体不锈钢的性能	姚汉武 刘春翔 韩桂荣 阎福广 文燕 (138)
18-5Nb 双相不锈钢的性能	王欣增 陆世英 李丕钟 王 洁 (147)
18-5Nb 双相不锈钢的 TIG 焊接性能	胡明锁 彭日辉 薛恩臣 刘廷材 张晓岩 (157)
新 13 号和新 14 号合金的性能	朱尔谨 陆世英 李祥民 秦彩云等 (162)
压水堆蒸发器合金管的腐蚀行为	毛振国 李文清 赵正莲 (171)
某些不锈钢和钴基合金在高温水中的磨损特性	黄崇明 陈建廷 邓开明 孙连峰 (178)
高压氦气保护点焊	陈增祥 陈本鑫 吴新民 张鸣娟 黄明清 吴德蕙 (187)
00Cr25Ni5Ti 双相不锈钢的组织 and 性能	李丕钟 陆世英 王欣增 王 洁 王祖塘 纪晓春 陈淑芬 (196)
00Cr18Ni5Si2Mo3Nb 双相不锈钢的耐蚀性	王祖塘 纪晓春 (207)
钢的辐照脆化	邢修三 (214)
石墨的辐照性能	陆金汉 于忠良 唐炯然 (220)
石墨粘接	周昌炽 杨德统 冯嘉尤 尤引娟 张 斌 递忠信 张秉忠 (228)
石墨的碳氢化合物气体浸渍	朱钧国 梅红芳 郭桂菊 邹彦文 王庆敏 (234)

用高压电镜研究高纯镍电子辐照空洞体胀·····	傅嘉禄 赵卓雍 (239)
某些材料在钠介质中的动态腐蚀·····	中国科学院原子能研究所钠腐蚀组 (248)
金属铀棒晶粒度超声检测·····	郭成彬 赵文奇 孟广礼 朱国胜 毛群林 (258)
Ag-In-Cd 合金研究 ·····	北京有色金属研究院 (266)

铈-钛合金的胀缩性能

黄 赞 流

摘 要

本文介绍了用膨胀法测量不同成分的铈-钛合金及非合金铈的胀缩特性。比较并分析了合金元素钛对铈胀缩性能的影响；同时也研究了 γ 相淬火的铈-钛合金在不同温度的时效过程中其体积的变化规律，并对其机理作简单分析。

一、引 言

富铈的铈-钛合金以其合金含量少，并具有较好的抗氧化性和高的强度而得到广泛应用。热膨胀性能是材料的重要物理性能之一。本文介绍了用膨胀仪测量不同成分的铈-钛合金及非合金铈胀缩性能的结果，并分析了合金元素钛对铈胀缩性能的影响。

铈-钛合金的力学性能与热处理条件有很大关系，而淬火合金的时效工艺对合金力学性能的影响更大。因此，我们也研究了 γ 相淬火的铈-钛合金，在不同温度的时效过程中尺寸的变化，并对其胀缩机理作初步分析。

二、试 验 程 序

(一) 试样的制备

1. 熔铸

将铈与合金元素钛置于锆酸钙涂层的石墨坩埚中，在真空感应炉内，于 10^{-4} — 10^{-5} 毫米汞柱的真空下加热到1400℃，保温30分钟，停电，炉冷。然后将合金锭在真空炉内漏铸成圆柱状锭。

2. 热处理条件

将锭放在氩气氛的电炉内进行热处理，热处理条件如下：

样 品	热 处 理	温 度, ℃	保温时间, 小 时	冷 却
合 金 铈	退 火	620	2	炉 冷
非合金铈	淬 火	750	1	水 淬
	回 火	620	2	炉 冷
合 金 铈	淬 火	800	1	水 淬
	回 火	380	4	炉 冷
合 金 铈	淬 火	800	1	水 淬

3. 加工

在经过热处理的坯料中部取样,沿锭子的横方向加工成直径为4毫米,高为20毫米的试样。用于研究时效过程中尺寸变化的样品,是沿一个管状铸件的纵向方位切取的。

4. 成分分析

对合金元素和13个主要杂质元素进行了分析,钛含量在表1中给出,以重量百分比表示。其余杂质元素的总含量小于500ppm。

(二) 测量条件

1. 所用设备及主要参数

实验中所用设备为德制UBD万能膨胀仪,其精度可以测到 5×10^{-3} 毫米;最高使用温度为1150℃;最大电流为7.3安培。所用的真空装置为JK-100型的高真空抽气机组,其极限真空为 2×10^{-6} 毫米汞柱。实验温度是通过密封于真空电阻炉内的镍铬-镍铝热电偶,由补偿导线引接到UJ36型(准确度等级为0.1级)的电位差计上进行测量的。

2. 方法及条件

用膨胀仪记录下试样在加热和冷却时的胀缩轨迹。试样加热和冷却在 7×10^{-5} 毫米汞柱的真空下进行。升、降温速度由主机配套的可调变压器控制。在20—850℃热循环中,试样的升温速度 $\leq 4^\circ\text{C}/\text{分}$;降温速度 $\leq 3^\circ\text{C}/\text{分}$;在相变点附近的升温速度控制在1—2℃/分;在观测淬火合金的时效过程中,温度波动在 $\pm 1^\circ\text{C}$ 以内。用已知线膨胀系数的黄铜作标准试棒,被测试样与标准试样的胀缩轨迹由膨胀仪的光学系统作照相记录。

三、结果分析

将15个铀-钛合金试样在20—800℃进行热循环,测出各个试样的相变温度。计算出表征试样胀缩性能的主要物理参数。为了比较起见,也对4个非合金铀试样进行同样测量。由于试验重复性好,因此仅列举具有代表性胀缩曲线(图1-5),主要结果摘录于表1。从实

表1 非合金铀及铀-钛合金在20—850℃的热膨胀数据

试样成分, % (重 量)	热处理条件	起始相变温度, ℃				平 均 线 膨 胀 系数, 10 ⁻⁶ /℃			相变体积的变 化, $\frac{\Delta V}{V}, \%$		试验后样 品长度的 变化, %
		加 热		冷 却		α	β	γ	$\alpha \rightarrow \beta$	$\beta \rightarrow \gamma$	
		$\alpha \rightarrow \beta$	$\beta \rightarrow \gamma$	$\gamma \rightarrow \beta$	$\beta \rightarrow \alpha$						
U	淬火-退火	670	775	765	650	19.1	16.1	21.1	0.9	0.3	0.42
U	退火	672	780	772	650	16.0	18.9	23.1	1.1	0.3	0.52
U-0.18Ti	淬火-退火	672	760	750	640	17.3	18.4	18.5	0.8	0.5	0.18
U-0.18Ti	退火	665	765	730	640	17.8	24.7	14.0	0.5	0.3	0.15
U-0.57Ti	淬火-回火	675	725	675	650	17.1	21.1	22.3	0.9	0.6	-0.08
U-0.57Ti	退火	677	730	670	635	18.3	18.0	18.0	1.4	0.7	—
U-0.8Ti	退火	672	725	不	665	16.0	25.0	21.2	0.9	0.7	0.08
U-0.8Ti	淬火-回火	670	725	明	660	17.4	25.2	18.0	0.9	0.8	0.04
U-1.37Ti	退火	675	725	显	665	18.6	30.0	20.0	0.9	0.9	0.06
U-1.37Ti	淬火-回火	672	725		660	18.8	30.0	25.0	0.9	0.9	-0.08

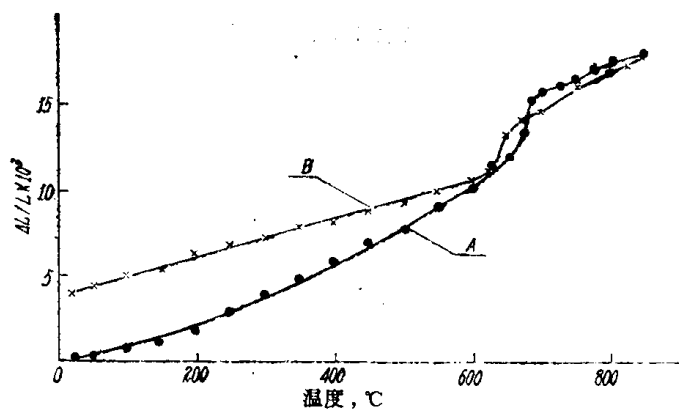


图1 非合金铀（退火）的胀缩曲线
A为加热曲线；B为冷却曲线。

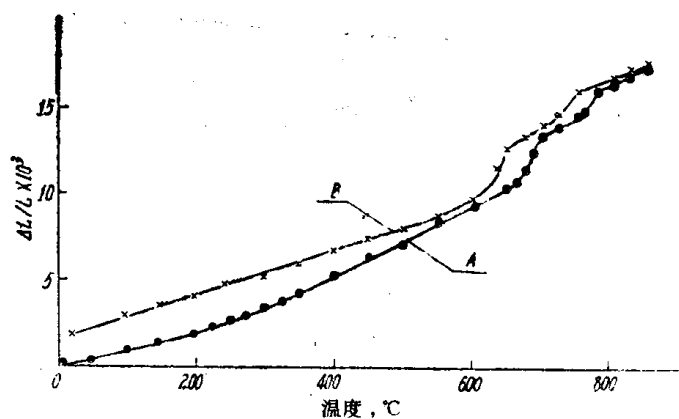


图2 铀-0.18%钛（退火）合金的胀缩曲线

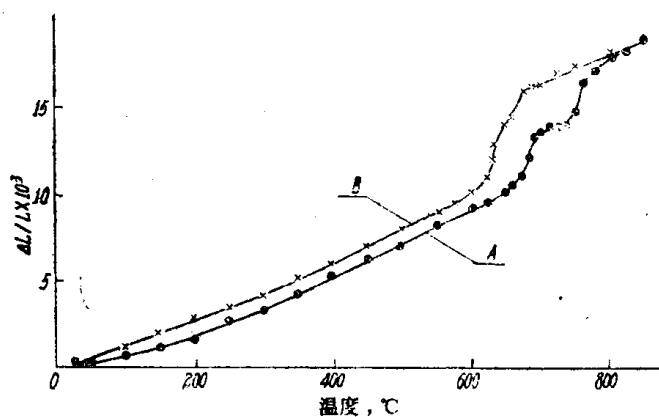


图3 铀-0.57%钛（退火）合金的胀缩曲线

验结果看出，对同一成分的试样，退火或淬火-回火处理，对膨胀性能无明显的影响。5个淬火的和1个退火的铀-钛合金试样在时效过程中的胀缩特性，即在一定温度下试样的相对长度随时效时间的变化示于图6中。

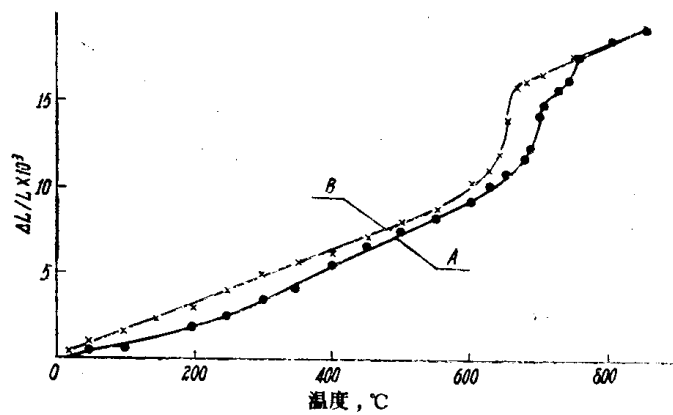


图4 铀-0.8%钛(淬火-回火)合金的胀缩曲线

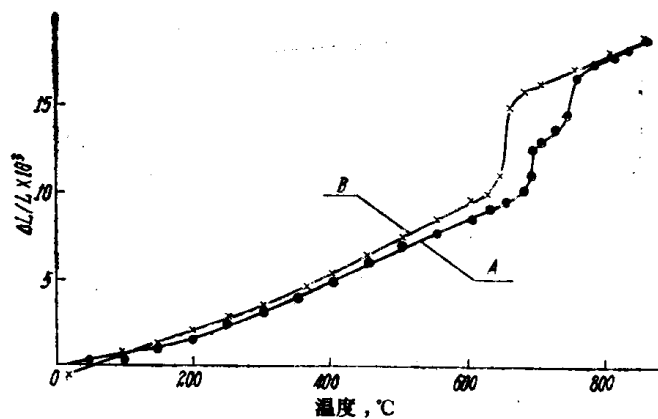


图5 铀-1.37%钛(淬火-回火)合金的胀缩曲线

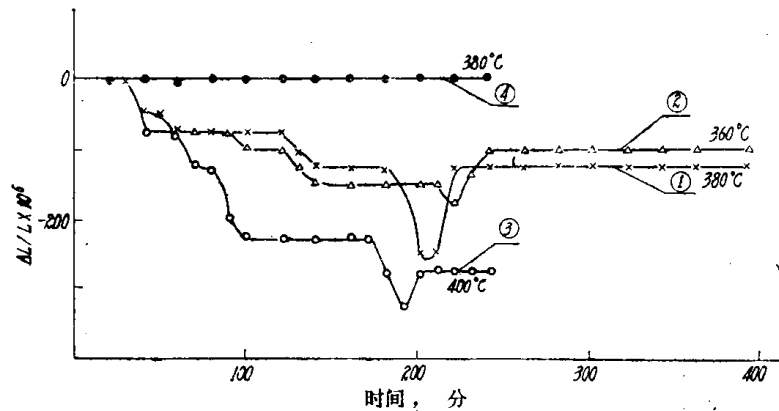


图6 铀-0.57%钛合金的时效胀缩曲线
曲线①、②、③为淬火样品, ④为退火样品。

(一) 铀-钛合金的胀缩性能

1. 合金元素钛对铀相变温度的影响

正如杂质会改变其他物理性质一样, 金属铀中的钛含量也会强烈地影响其相变温度^[1]。

(1) 少量的钛对 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变起始温度无明显影响。从表1中看出, 非合金铀 $\alpha \rightarrow \beta$ 为 670°C 和 672°C , 这个结果与文献[2]、[3]综合报道的相变点基本符合(见表2)他们的结果

表 2 铀的相变温度^[2]

研 究 者	$\alpha \rightleftharpoons \beta$			$\beta \rightleftharpoons \gamma$		
	加 热	冷 却	平 均	加 热	冷 却	平 均
Saller	667.1	657.7	662.4	772.1	766.7	769.4
Footc	—	—	668	—	—	774
Blumenther	671.6	662.7	669	—	—	—
Ames ^①	660 $\pm$ 2 690 $\pm$ 2	658 $\pm$ 5 695 $\pm$ 5	662 $\pm$ 3	776 $\pm$ 5 786 $\pm$ 3	772 $\pm$ 5 761 $\pm$ 3	774 $\pm$ 4
Duwez	—	—	662	—	—	772

① Ames 数据中, 斜线以上为相变开始温度, 斜线以下为相变完全时的温度。

是用其他方法测定的。而含钛为0.18%—1.37%的合金, 除一个样品外, 其相变起始点均在670℃—675℃之间。这与非合金铀的基本相同, 与U-Ti系相图^[4]的结果也是一致的。按照相图, 钛不影响 $\alpha \rightarrow \beta$ 的转变温度。

(2) 钛对 $\beta \rightarrow \gamma$ 开始转变的温度显现出影响。非合金铀为775℃或更高, 含钛为0.18%的合金为760℃—765℃, 而含钛0.57%—1.37%的合金几乎都在725℃。根据U-Ti相图, 含钛量在 β 相极限溶解度以内的合金, 其 $\beta \rightarrow \gamma$ 相变开始温度随钛含量的增加而降低。文献[4]报道, 不同作者发表的钛在 β -U中的最大溶解量为0.15%和0.31%。所测量的含钛为0.18%的样品, 看来属于 β 相溶解范围之内, 测得 $\beta \rightarrow \gamma$ 相变温度介于非合金铀和U-Ti系的共析温度之间是合理的。从相图可知, 含钛量高于 β 相最大溶解度的合金, 其 $\beta \rightarrow \gamma$ 相变开始温度即为 $\gamma \rightleftharpoons \beta + \text{U}_2\text{Ti}$ 共析反应的温度。Knapton^[4]和Udy^[4]报道的共析温度分别为723℃和718℃。而我们测得0.57%—1.37%钛合金的 $\beta \rightarrow \gamma$ 相变起始点是725℃, 与Knapton的结果更接近。

(3) 冷却时, 相变滞后严重。在冷却过程中, 与非合金铀相比, 铀-钛合金中的钛是使其相变滞后的主要原因。从表1可以看出, 随着钛含量的增加, 相变滞后也随之严重。对于含钛量为0.8%和1.37%的合金, $\gamma \rightarrow \beta$ 的相变点不明显。钛的存在可使 γ 相趋于稳定, 所以观察不到明显的 $\gamma \rightarrow \beta$ 转变温度。文献[1]报道, 当铀与锆、钛等金属元素形成合金时, $\beta \rightarrow \gamma$ 就会受到极大的抑制, 以致在冷却时, γ 相直接转变为 α -铀。本实验与这一结果相符。

2. 合金元素钛对线膨胀系数的影响

在 α 和 γ 相区的线膨胀系数, 铀-钛合金与非合金铀之间没有明显的差别; 但在 β 相区的线膨胀系数, 则有随钛含量增加而增加的趋势(见表1)。

3. 合金元素钛对相变体积的影响

除个别样品外, 非合金铀与不同成分的铀-钛合金相比, $\alpha \rightarrow \beta$ 的相变体积没有什么差别; 但 $\beta \rightarrow \gamma$ 的相变体积则有随钛含量增加的趋势。

4. 试样的尺寸稳定性

从图1-5和表1可以看出, 铀-钛合金经过热循环后, 长度变化很小。随着钛含量的增加, 其稳定性越好。如0.57%钛以上的铀-钛合金比含0.18%钛的合金的长度变化小2倍; 比非合金铀小5—6倍。钛使铀晶粒细化, 这是铀-钛合金热稳定性好的原因之一。

(二) γ 相淬火的铀-钛合金在较低温度时效的胀缩特性

对含0.57%钛在800℃淬火的5个合金试样, 在360℃、380℃和400℃的温度下进行时效

效, 观察试样在时效过程中的胀缩特性, 作出试样的相对伸长随时间的变化曲线(图6)。为比较起见, 对一个经过620℃退火的样品在380℃保温的结果也列入图中。

1. 共同点

所有淬火试样的相对长度都随时效时间而变化: 起初有一段孕育期, 长度不发生变化。随着时效时间的增加, 尺寸逐渐收缩, 到一定的时间, 出现一个长度的最小值; 而后, 随着时效时间的延长, 试样的长度反而增加, 即产生膨胀。当膨胀到一定值时, 其长度不再随时间的延长而变化。但其尺寸均未恢复到开始时效的长度, 即产生时效体积收缩现象。

2. 不同点

试样长度的最小值、收缩到最小尺寸所需要的时效时间、其长度达到水平值的时间和水平值的高低都与时效温度成正比, 即时效温度愈高, 试样长度收缩到最小值所需要的时间和达到水平值的时间就愈短, 最小值愈低。如时效温度400℃与380℃相比, 尺寸收缩到最小值的时间减少了10分钟, 最小值低30%, 达到水平值的时间提前20分钟; 比360℃减少20分钟, 最小值低85%, 达到水平值的时间提前30分钟。

3. 退火样品的时效结果

用一个没有经过 γ 相(在800℃)淬火, 只经620℃退火, 含钛量与上述淬火试样相同, 即0.57%钛的样品, 在380℃保温4小时, 其长度没有发生什么变化(见图6), 这说明时效过程中尺寸变化是 γ 相淬火的铀-钛合金的特点。

4. 铀-钛合金时效时其胀缩机理的初步分析

含0.57%钛的铀-钛合金试样在 γ 相进行淬火, 形成含钛过饱和的 α -U马氏体^[5]。在360℃—400℃时效过程中, 从淬火马氏体中析出 U_2Ti 沉淀。根据文献[5]报道, 伴随着 U_2Ti 的沉淀, 原 α -U晶格常数 b 不断产生收缩, 达到某一最大收缩值后, 收缩开始减少(即发生相对膨胀)。并且出现最大收缩值的时间是与时效温度成反比的。所以在膨胀仪上观察到宏观试样长度缩短。长度缩到最小时, 说明合金中 U_2Ti 沉淀到达最大值, 相应于晶格常数 b 收缩到极小值; 随着时效时间的加长, 由于析出了弥散的 U_2Ti , 合金试样的长度又开始增加; 直到析出过程趋于完成, 长度不再改变。从图6可以看出, 试样终究未能膨胀到开始时的长度。经过时效的试样, 由于体积收缩, 密度将增加。这一个铀-0.57%钛的铸件, 从 γ 相淬火后测得的密度值与经380℃时效4小时后测得的密度值相比较, 后者比前者提高了0.15%。以上结果与实际相符。

四、结 论

1. 合金元素钛对铀的 $\alpha \rightarrow \beta$ 开始相变温度无明显影响; 但对 $\beta \rightarrow \gamma$ 的开始相变温度有影响, 即钛在 β 相区的溶解度范围内, 随钛含量的增加而降低; 当高于其极限溶解度范围时, $\beta \rightarrow \gamma$ 的相变温度是其共析反应温度。

2. 钛是使铀合金冷却时相变温度滞后的主要因素, 当铀中含0.8%钛以上, $\gamma \rightarrow \beta$ 相变不明显。

3. 经历20℃—850℃的热循环, 铀-钛合金长度的变化比非合金小。

4. 经过800℃淬火的铀-0.57%钛合金在360—400℃的等温过时效过程中, 合金的体积不断发生收缩, 收缩到最大值时又开始相对膨胀, 最后达到平衡值。这个最大收缩量, 与时

效温度成正比，达到最大收缩和平衡值的时间及平衡值的高低与时效温度成反比。

最后，对进行样品制备以及协助这项试验工作的有关同志表示感谢。

参 考 文 献

- [1] E. H. P. 科德芬克著,《核原料》编辑部《铀化学》翻译组译, 铀化学, 第23页, 原子能出版社, 1977年。
- [2] Charles, D. Harrington et al., Uranium Production Technology p299, 1959.
- [3] J. H. GITTUS, URANIUM, p261, 1963.
- [4] Fronk A. Rongh et al., Constitutional Diagrams of Uranium and Thorium Alloys, p77—79, Addison-Wesley Publishing Company Inc.
- [5] John, J. Bure et al., Physical Metallurgy of Uranium Alloys p561, Brook Hill Publishing Company, 1976.

铀管的 α 相挤压

曲 国 芳

摘 要

本文叙述了在 α 相挤压铀管时, 挤压温度和挤压速度对产品金相组织、织构和挤压力的影响。试验中选用了420~450℃、540~580℃、600~630℃三个温度区间; 5~10毫米/秒、20~30毫米/秒、50~60毫米/秒三个挤压速度。结果表明: 在低温、高速挤压的条件下, 产生裂纹的几率较多; 而高温, 高速挤压的管出现裂纹的几率反而少。文中对产生这一现象的原因进行了探讨。通过金相检查及织构测量表明挤压温度和挤压速度对铀管的金相组织及织构影响很大, 在不同的管及管的不同部位上, 可以得到六种不同的金相组织; 高速挤压会使铀发生相变, 甚至进入 β 相。文中介绍了挤压温度和挤压速度对挤压力及起始压力与流动压力比值的影响。参照有关数据, 按古布金公式、别尔林公式及经验公式对挤压力进行了计算, 并把计算值和实测值进行了比较。看来后一公式比较简便、实用。

一、引 言

由于挤压工艺和其他金属压力加工工艺相比, 具有一系列优点, 所以它已成为加工铀及其合金的重要方法之一。关于铀的挤压, 在文献中已有不少介绍^[1,2]。本工作着重考察了在 α 相挤压铀管时, 挤压温度和挤压速度对挤压管的金相组织, 织构及挤压力的影响, 并对挤压压力的计算进行了探讨。

试验中所用的挤压坯是由管状铸锭加工而成。坯料外径为73.5毫米、内径为36.5毫米、长度为110~115毫米, 采用的挤压比为10.3。为防止铀加热时氧化和改善润滑条件, 在挤压坯表面镀上一层0.15~0.25毫米厚的铜层。

所用铀锭系工业纯, 其主要杂质含量大致如下: 碳——0.017~0.069%; 铁——0.004~0.027%; 硅——0.005~0.028%; 铝——0.004~0.01%; 镍——0.002~0.01%。

二、挤压参数对挤压裂纹及金相组织的影响

挤压温度和挤压速度是挤压工艺中的重要参数。试验中选用了420~450℃、540~580℃、600~630℃三个挤压温度区间及5~10毫米/秒、20~30毫米/秒、50~60毫米/秒三个挤压速度(挤压柱塞移动速度)进行了挤压试验。

坯料加热是在X-15型箱式电阻炉中进行的, 采用铬-铝热电偶及电子电位差计对炉温进行测量和控制。加热前, 在镀上铜层的管状毛坯表面涂上水质胶体石墨, 待石墨阴干后, 将毛坯放到炉内加热, 加热时间大致为40分钟。

挤压是在600吨立式挤压机上进行的。通过调整节流阀, 控制挤压速度; 用专门的①级压力表测量挤压力。采用70%汽缸油加30%胶体石墨作为挤压润滑剂。

表 1 挤压裂纹与挤压温度和挤压速度的关系

挤压温度, ℃	试样个数	产生裂纹个数	产生裂纹或然率	裂纹按挤压速度分配			
				挤压速度, 毫米/秒	试样个数	裂纹个数	或然率
420~450	9	3	0.33	50~60	3	2	0.67
				20~30	4	1	0.25
				5~10	2	0	0
540~580	10	2	0.2	50~60	3	1	0.33
				20~30	3	1	0.33
				5~10	4	0	0
600~630	8	0	0	50~60	2	0	0
				20~30	1	0	0
				5~10	4	0	0

表 1 列出了在不同的挤压温度和挤压速度条件下, 挤压铀管时, 产生裂纹的情况。低温、高速挤压时, 在管的前端产生裂纹的几率较高。在所有的温度条件下, 低速挤压时, 未见有挤压裂纹发生。有两根管是在 α 相高温区(600~630℃), 采用了很高的挤压速度进行挤压的, 但也没有挤压裂纹发生。看来这是由于在较高的温度下进行挤压时, 变形热很快把整个变形区加热到 γ 相, 金属重新得到较均匀的组织, 使产生裂纹的几率减少。图 1 所示的金相组织可以证明这一点。

产生挤压裂纹管的金相组织很不均匀, 内层常是具有相变特征的粗大晶粒, 而外层是细的再结晶晶粒(见图 2)。但并不是所有出现粗晶粒的管都有挤压裂纹。

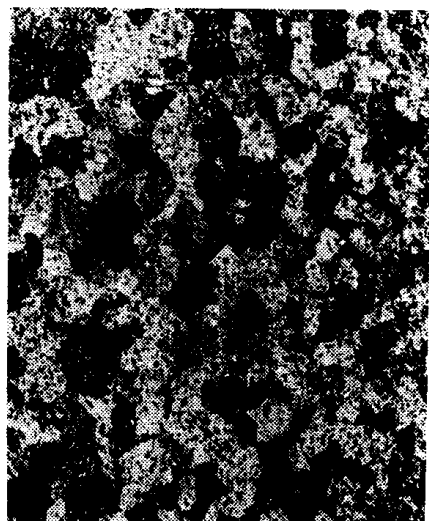


图 1 相变组织 (26×)

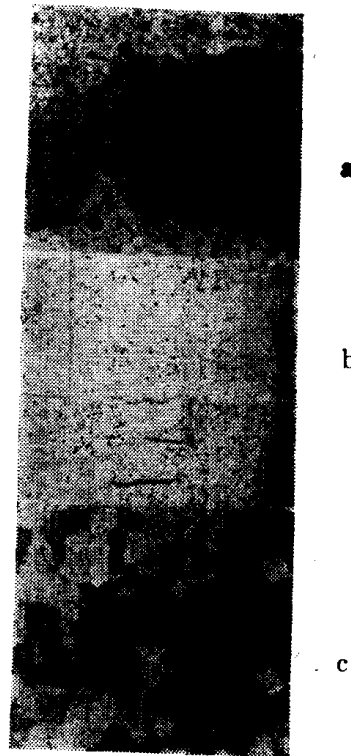


图 2 挤压管的裂纹及其金相组织

(挤压温度: 580℃; 挤压速度: 46毫米/秒)

a. 裂纹内层(120×); b. 裂纹(1×); c. 裂纹外层(600×)。

根据金相观察可以看到因挤压温度和挤压速度不同, 在管的不同部位可以得到以下几类金相组织:

1. 纯变形组织, 这类组织通常出现在中、低速 (20~30毫米/秒及 5~10 毫米/秒) 挤压管的头部;

2. 变形加再结晶组织, 这类组织通常出现在低速 (5~10毫米/秒) 挤压管的中部、尾部及高速 (50~60毫米/秒) 挤压管的头部;

3. 纯再结晶组织, 这类组织多出现在低温 (420~450℃)、高速 (50~60 毫米/秒) 及中温 (540~580℃)、中速 (20~30毫米/秒) 挤压管的中部和尾部;

4. 纯相变组织, 在540℃以上, 进行高速 (50~60毫米/秒) 挤压, 可以得到这类组织, 根据宏观晶粒外形呈放射状来判断, 有的可能已进入 γ 相;

5. 相变加再结晶组织, 在低温 (420~450℃)、中温 (540~580℃)、高速 (50~60毫米/秒) 及高温 (600~630℃)、中速 (20~30毫米/秒) 挤压管的中部, 可以得到这类组织;

6. 相变加再结晶加变形组织, 在430℃中速 (20~30毫米/秒) 及 620℃低速 (5~10毫米/秒) 挤压管的同一截面上, 也得到过这种很复杂的金相组织。

通过对夹杂物的检查, 可以明显看到夹杂物是沿变形方向呈条状分布。

通过对挤压管进行的组织检查, 发现下述现象:

1. 三种挤压温度

(430℃、550℃、620℃) 所得的组织类型没多大差别, 其轴向组织都是 (010) 和 (110), 而以 (010) 为主, 但在低温挤压时, (110) 极密度较小 (见图3a), 而高温挤压时, (110) 极密度较高 (见图3b);

2. 挤压速度由 5 毫米/秒增加到 60 毫米/秒, 并没有引起组织的明显变化, 只是 (110) 极密度有所增加, 在某些高速 (50~60毫米/秒) 挤压的样品上, 所测得的组织, 不具有 α 相变形轴的特征, 其组织呈混乱取向, 即具有“相变”组织的特点 (见图3c);

3. 挤压管的头部、中部和尾部均为 (010) 和 (110) 混合组织, (010) 极密度在头部偏高, (110) 极密度在中部和尾部偏高;

4. 管的径向组织, (100) 占优势;

5. 管的切向组织, (001) 占优势。

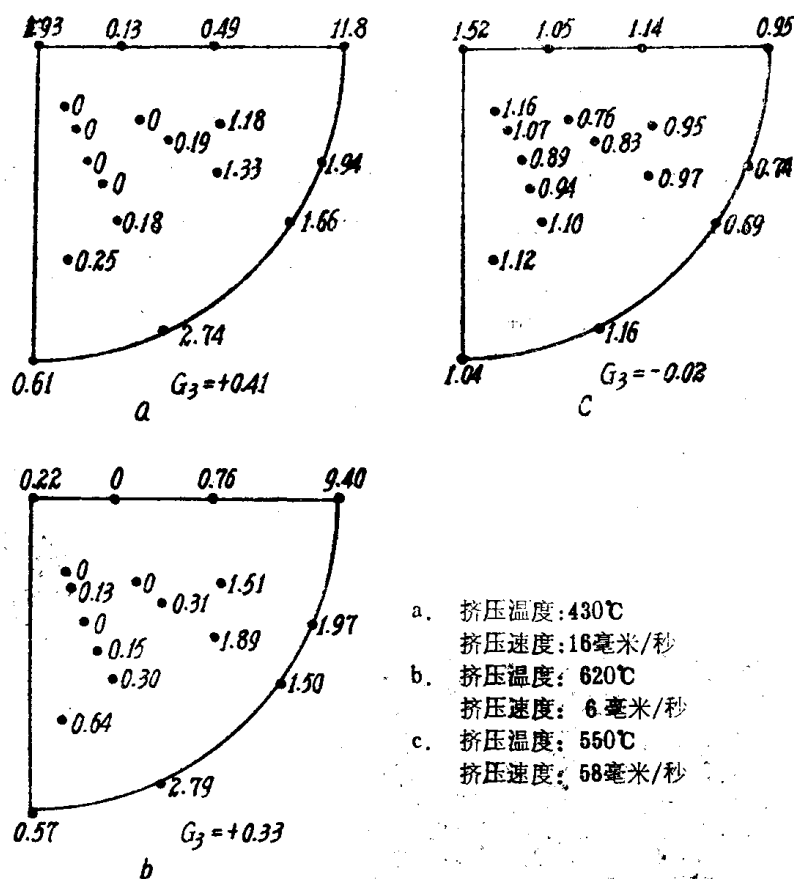


图3 α 相挤压轴的轴向组织

根据上述观测, 可得出以下结论:

1. 挤压温度和挤压速度对挤压管的金相组织和组织影响很大, 尤其当采用高的挤压速度时, 变形热会使处于变形区的金属温度猛烈升高, 甚至发生相变。按金属变形时的热量排出率及单位变形功^[3]计算得出, 在440℃挤压金属铀时, 温度可升高225℃; 在550℃挤压时, 温升可达214℃; 在620℃挤压时, 温升可达200℃。实际观测也证实了这一点。在 α 相进行高温、高速挤压时, 铀管温度可上升到800℃左右。这和金相及组织检查结果是一致的。

2. 金相观察及组织测量都表明, 铀管在挤压变形过程中的温度分布是不均匀的, 通常头部温度较低, 中部和尾部较高。另外, 沿管的同一断面的温度分布也是不均匀的, 在同一断面常可以观察到几种金相组织并存。若挤压速度较高, 在挤压管的同一断面形成两相金属, 就可能造成挤压裂纹。若热效应足够大, 使铀重新成为单相金属(β 相或 γ 相), 则也可避免产生挤压裂纹。

3. 挤压管的头部温度较低, 变形量较小, 有时原有的铸造晶粒还没有完全打碎。

三、挤压力分析

在试验过程中, 对挤压力进行了测量, 测量出挤压每根管时的起始压力 $P_{\max}$ 及流动压力 $P_{\min}$ 。由图4可以看到随挤压温度的升高, 挤压力($P_{\max}$ 及 $P_{\min}$)有所降低。

起始压力和流动压力的平均比值为1.35, 并且这比值随挤压速度的提高而有所减少(参看图5)。这个结果和文献[4]的报道是一致的。 $P_{\max}/P_{\min}$ 比值和挤压速度的关系, 可以这样说明: 慢速挤压时, 坯料墩粗充满挤压筒的时间较长, 由于坯料和模具接触, 使坯料前

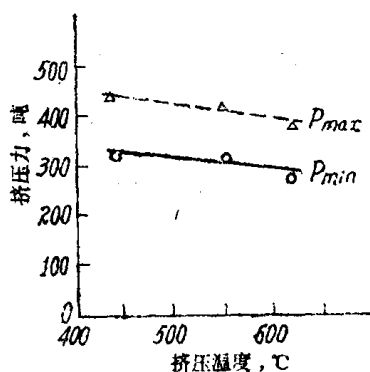


图4 挤压力和挤压温度的关系

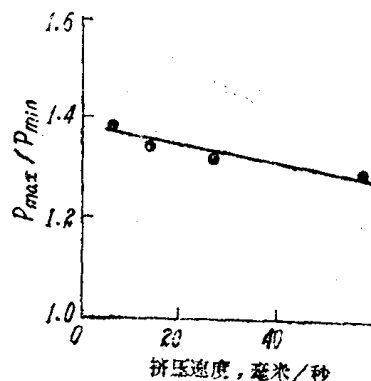


图5 $P_{\max}/P_{\min}$ 比值和挤压速度的关系

端受到较大的冷却, 因而起始压力($P_{\max}$)较高, $P_{\max}/P_{\min}$ 的比值也比较大; 高速挤压时, 虽然会使金属得到较大的温升, 但由于相变而不会使铀的变形阻力有多大减少, 所以也就观察不到流动压力($P_{\min}$)的降低, 相反, 有时还略有升高。

挤压力可以根据相应的计算公式求出。为了比较这些公式的适用性, 我们选用了古布金公式^[5], 别尔林公式^[6]及经验公式^[1]进行了计算。把计算值和实测值进行了比较, 结果列于表2。

根据表2中的实测压力和计算压力的比值($P_{\max}/P'_{\max}$, $P_{\max}/P''_{\max}$, $P_{\min}/P'_{\min}$)可以看出: 古布金公式和别尔林公式所得结果相差不多, 在低温时计算值偏高, 在高温时偏低; 根据文献[7]提供的挤压金属铀棒的挤压常数, 按经验公式($P_{\min}=FK\ln\mu$)计算出