

第二屆和平利用原子能國際會議文獻

反應堆材料及冶金學

2

中國科學院原子核科學委員會編輯委員會編輯

科學出版社出版

科学出版社出版 (北京朝阳门大街 117 号)
北京市书刊出版业营业许可证出字第 061 号

中国科学院印刷厂印刷 新华书店总经售

1961 年 6 月第 一 版 书号: 2361 字数: 113,000
1961 年 6 月第一次印刷 开本: 787×1092 1/16
(京) 0001—4,500 印张: 4 1/4 插页: 4

定价: 0.64 元

目 录

P/2230 鈾、鈾及其合金的某些物理性質·····	(1)
P/2193 $\text{UO}_2\text{—Al}_2\text{O}_3$, $\text{UO}_2\text{—BeO}$, $\text{UO}_2\text{—MgO}$ 二元状态图·····	(15)
P/2055 在常温与增高温度条件下含鋇和鈮的二元与三元鋇合金的机械性能·····	(25)
P/2044 鋇及其合金的高温力学性質及在水,蒸汽及气体中之抗腐蝕性·····	(33)
P/2052 在中子照射的作用下金属結構材料机械性能的变化·····	(64)

鈾、鈳及其合金的某些物理性質*

С. Т. 葛那培也夫斯基 (Колосовский)
А. С. 柴衣莫夫斯基 (Займовский)
Б. М. 李維脫斯基 (Левитский)
Ю. Н. 索古尔斯基 (Сокурский)
Н. Т. 契鮑他列夫 (Чеботарев)
Ю. В. 鮑勃可夫 (Бобков)
П. П. 叶果罗夫 (Егоров)
Г. Н. 尼古拉也夫 (Николаев)
А. А. 伊万諾夫 (Иванов)

前 言

随着核子工业的发展,出现了一些新的材料可以作为核燃料,但在大多数的情况下,这些材料的物理性质还不知道。

反应堆的释热元件工作于剧烈的放热情况下,并受到热应力、周期变化的温度以及射线等作用。因此,必须要了解制造释热元件的材料之主要物理性质。

在研究释热元件的芯棒过程中得到了大量关于鈾、鈳及其合金的资料。这个报告中将提及其中某些部分。

1. 金屬鈳的某些物理性質

有关鈳的物理性质的研究已有许多著作,已发表的资料收集在文献[1,2]中。本报告是讲述有关鈳物理性质的某些补充内容。

а. 相变热

关于鈳的变化热,除了 $\alpha-\beta$ 的变化外,在文献中未有记载,曾经研究了鈳在相变时所需的潜热,这种研究是在微型真空量热器中进行的,这些研究结果列在表1中。

表 1 鈳在相转变时的热和温度

相的转变	$\alpha-\beta$	$\beta-\gamma$	$\gamma-\delta$	$\delta-\eta$	$\eta-\epsilon$	ϵ -液体
转变温度 $^{\circ}\text{C}$	122	211	315	440	460	635
转变时所需潜热 卡/克	3.2 ± 0.5	0.7 ± 0.1	0.8 ± 0.1	~ 0.0	1.6 ± 0.3	3.3 ± 0.5

在表中列出的 $\alpha-\beta$ 转变时的数据(精确到含有实验误差)与文献[1]中的相符。

б. 鈳的弹性

* 第二届和平利用原子能国际会议文献, A/CONF/15/P/2230, 苏联, 原文: 俄文。

鈰的弹性是在室温下用共振方法测定。杨氏模数 E 和剪切模数 G 是用 230°C 时的 α 鈰试样来测定的, 得到下列的弹性常数。

$$E = 9.1 \times 10^3 \text{ 公斤/厘米}^2; \quad G = 3.8 \times 10^3 \text{ 公斤/厘米}^2,$$

用这些数据算出的泊松比 $\mu = 0.21$ 。

II. 鈰与鈰合金的磁特性

金属鈰和鈰的磁化率曾经多次加以研究(例如, 参阅文献 [3, 4, 5]), 然而对含有其他元素的合金磁化率研究得很少, 由于这样, 于是就对含有鈰, 鈰与其他元素之间的化合物磁化率进行了研究。一般的测定磁化率方法是把试样设置于不同的磁场中, 按其上所受的作用力求求得。合金系中某些研究结果将在下面讲到。

鈰与鈰, 鈰及鈰之间的化合物的磁化率列于表 2 中*, 而磁化率的浓度关系表示在图 1 中, 正如从这个图中所看到的, 含有大量鈰和鈰化合物的原子磁化率很大, 并且随着化合物中鈰含量的增加而显著地减少。这种变化可以用鈰与鈰本身由于磁矩消失来解释, 而这种磁矩的消失是由于金属鈰的电子进入鈰或鈰的 $3-d$ 电子壳层而引起的。在鈰-铜, 鈰-锌, 鈰-铝等固溶体中^[6]以及在鈰-鈰系^[7]中这些类似的规律性早已发现。为了消除鈰的磁矩需要比鈰更多一些的鈰原子, 这一点与鈰有较大的第三层电子壳层未填满程度相符合, 并且还意味着, 这一系列金属化合物中的鈰以一定量的电子数给予 $3-d$ 壳。当化合物引入适量的鈰时, 磁化率的增加是与鈰的磁矩影响有关。鈰与鈰, 鈰, 鈰的化合物磁化率的倒数 $1/x_g$ 与温度的关系表示在图 2 中, 这些化合物的磁化率受温度的影响较小, 显然与原子之间发生了强烈的相互转变有关。

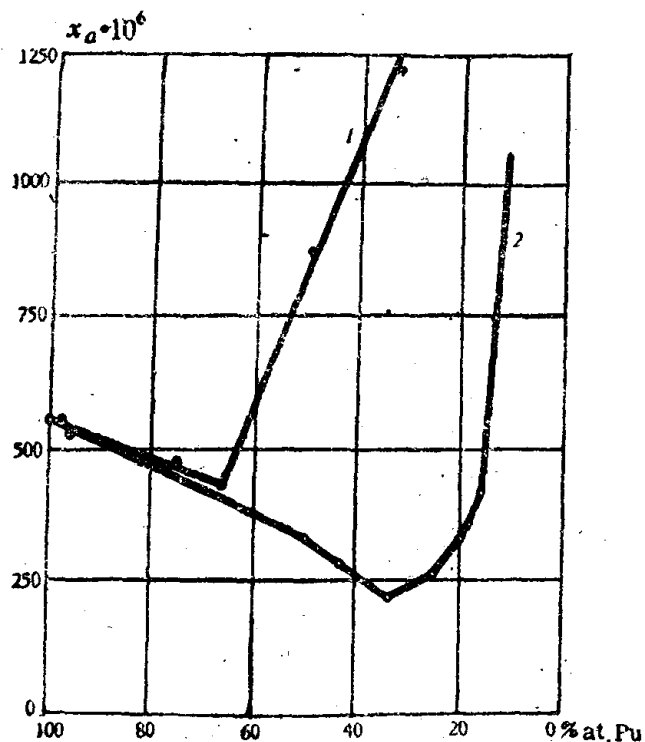


图 1 在室温下含鈰(1)和鈰(2)的鈰合金的顺磁磁化率

* 为了便于比较, 在表 2 中所列出的鈰顺磁性的磁化率是取 20°C 时的数值。Ni 是取 500°C 时的数值, 也就是高于居里温度。

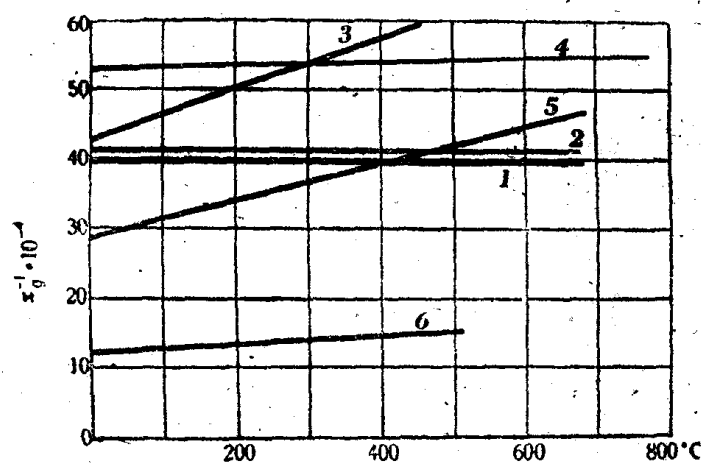


图 2 某种钷化合物顺磁磁化率与温度的关系
1—— Pu_2Co ; 2—— Pu_2Co ; 3—— PuNi ; 4—— PuNi_2 ; 5—— PuNi_3 ; 6—— PuMn_3

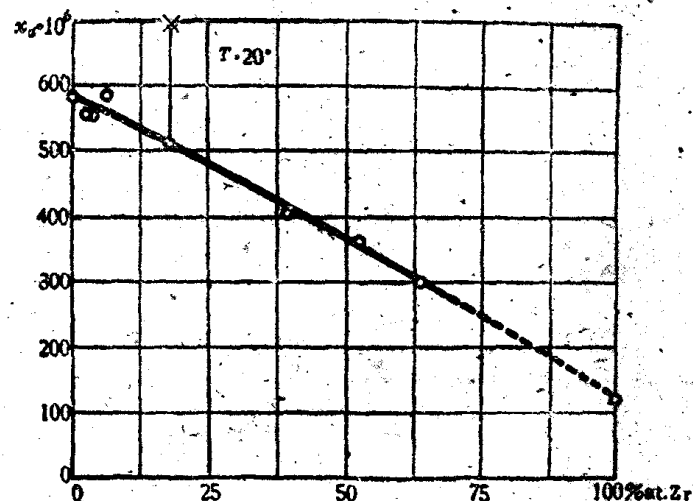


图 3 含锆的钷合金之顺磁磁化率:
○——带结构的合金; δ ——钷相; $\times$ ——化合物 Pu_3Zr

在图 3 中,指出了钷锆合金的磁化率与合金中锆的浓度的关系,钷-锆合金在 δ -相时的磁化率与锆的浓度成正比地减少。 Pu_6 , Zr 金属化合物的磁化率比在 δ -相对具有相同成份的化合物大 1.4 倍。

铀与钴、镍、锰的金属化合物的磁化率列于表 3 中。铀与钴化合物的磁化率在所研究的温度范围内很好地遵守居里-凡沙定律。

这些化合物的磁化率数值、居里常数和按照这些常数算出的磁矩列在表 4 中。显然所得到的磁矩数值指出在这些金属化合物中的铀是四价。

在表 5 中列出了说明化合物 UBe_{13} 和 PuBe_{13} 的磁化率数据。这些化合物和磁化率也遵守居里-凡沙定律。但带有说明所谓分子场特征的一个不大的常数 $\theta(70-80^\circ\text{K})$ 。这一化合物的这种温度与磁化率关系,看来与 PuBe_{13} 和 UBe_{13} 的晶格内铀和钷原子相互之间距离的悬殊有关,因此它们之间的相互作用不得不减弱。

对钷与铁的化合物进行研究证明了 PuFe_2 这种化合物是铁磁性物质。 PuFe_2 的磁性温度与温度的关系如图 4 所示。从图上可知这种化合物的居里温度等于 360°C ,也证明了

表 2 鈾与鈷、鎳、錳的化合物的順磁磁化率

序号	化 合 物	結 构	在 20°C 时順磁磁化率	
			宏观的磁化率 $x_g \cdot 10^6$ 电磁单位, 克 ⁻¹	原子的磁化率 $x_a \cdot 10^4$ 电磁单位, 克原子 ⁻¹
1	Pu (α)	菱型	2.4	570
2	Pu ₆ Co	о. п. 四边型, U ₆ Mn 型	2.3	490
3	Pu ₃ Co	—	2.5	480
4	Pu ₂ Co	六边型, Fe ₂ P 型	2.4	430
5	Pu Co ₂	г. п. к., MgCu ₂ 型	10.5	1250
6	Pu Ni	—	2.4	490
7	Pu Ni ₂	г. п. к., MgCu ₂ 型	1.9	220
8	Pu Ni ₃	—	2.7	280
9	Pu Ni ₄	—	3.6	350
10	Pu Ni ₅	六边型	4.8	430
11	Pu ₂ Ni ₁₇	六边型, Th ₂ Ni ₁₇ 型	15.4**)	1200
12	Ni (500°)	г. п. к.	45	2620
13	Pu Mn ₂	г. п. к., MgCu ₂ 型	7.8	930

* 每一克原子的平均磁化率 x_a , 按公式 $x_a = x_g(\alpha A + \beta B)$ 計算, 这里括弧中用平均原子量代入。

** 类似組成 δ -相的磁化率按合金 PuNi₅ + Pu₂Ni₁₇ 磁化率来确定。

表 3 鈾与鈷、鎳、錳的化合物的順磁磁化率

序号	化 合 物	結 构	在 20°C 时順磁磁化率	
			宏观的磁化率 $x_g \cdot 10^6$ 电磁单位克 ⁻¹	原子的磁化率 $x_a \cdot 10^4$ 电磁单位 克-原子 ⁻¹
1	U (α)	菱型	1.72	410
2	U ₆ Co	о. п. 四边型, U ₆ Mn 型	~2*)	~420
3	U Co	о. п. к.	2.3	320
4	U Co ₂	г. п. к., Cu ₂ Mg 型	3.2	380
5	U ₆ Ni	о. п. 四边型, U ₆ Mn ₄ 型	~2	~420
6	U ₇ Ni ₉	—	2.2	310
7	U Ni ₂	六边型, MgZn ₂ 型	2.6	340
8	U ₆ Mn	о. п. 四边型	~2*)	~420
9	U Mn ₂	г. п. к., Cu ₂ Mg 型	~6**)	~700

* 采用 Кауфман 和 Гордон 的数据^[8]。

** 测定的是 U₆Mn + UMn₂ 合金的磁化率。

PuFe₂ 的磁化曲綫。图 5 表示的就是其中的一条, 該化合物的饱和磁化强度为 1200 高斯/莫尔。

PuFe₂ 和 UFe₂ 是共晶的, 有趣的在于这两种化合物都是鉄磁性物质。Кауфман 和 Гордон 阐明了 UFe₂ 的鉄磁性(見参考文献[8])。本文作者同样也研究过这种化合物

表 4 鈾鋁金屬間的化合物的順磁磁化率

化合物	結 構	溫度 20° 時順磁磁化率		進行研究的 溫度間隔°C	磁化率的溫度關係	鈾磁矩*) μ_B	鈾價
		宏觀磁化率 $x_g \cdot 10^6$ 電磁單位 克 ⁻¹	原子磁化率 $x_a \cdot 10^6$ 電磁單位 克-原子 ⁻¹				
UAl ₂	正交型 $a = 7.811 \text{ \AA}$ Cu ₂ Mg	8.43	2460	20—800	$x_g \cdot 10^6 = \frac{3820}{T+160}$	3.0	IV
UAl ₃	立方型 $a = 4.827 \text{ \AA}$ Au Cu ₃	4.85	1540	20—800	$x_g \cdot 10^6 = \frac{4580}{T+700}$	3.5	IV
UAl ₄	菱型 $a = 4.41 \text{ \AA}$ $b = 6.27 \text{ \AA}$ $c = 13.71 \text{ \AA}$	6.14	2120	20—650	$x_g \cdot 10^6 = \frac{3760}{T+320}$	3.2	IV

*) 所求出之鈾磁矩數據不考慮 U 及 Al 離子抗磁性的修正值。

表 5

化合物	宏觀磁化率 20°, $x_g \cdot 10^{16}$ 電磁單位克 ⁻¹	磁化率的溫度關係	鈾和鈮的磁矩 μ_B
U Be ₁₃	12.0	$x_g \cdot 10^6 = \frac{4350}{T+70}$	3.5
Pu Be ₁₃	2.4*)	$x_g \cdot 10^6 = \frac{900}{T+80}$	1.7

*) PuBe₁₃ 的順磁磁化率的數值可用含有少量鐵磁性混合物的樣品獲得。但應除去由於混合物的影響所產生的相應的誤差。

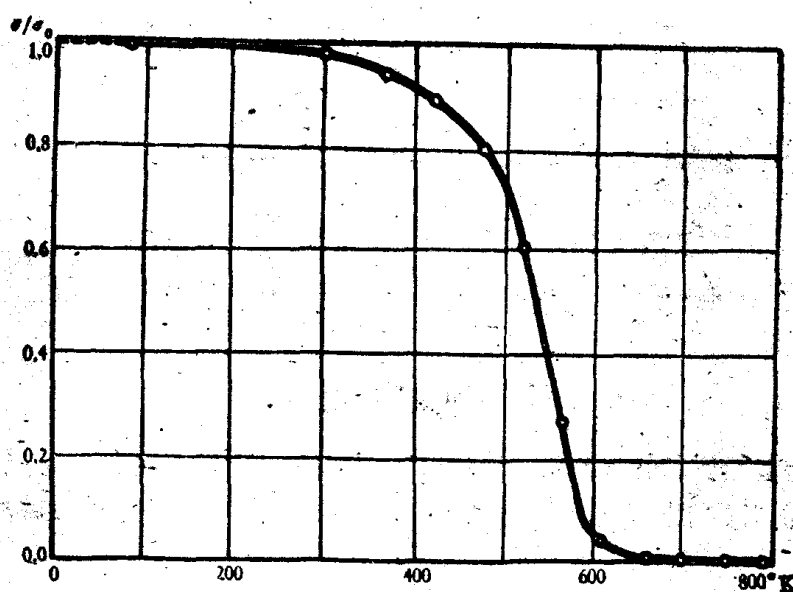


圖 4 化合物 PuFe₂ 磁化強度與溫度的關係

的磁性。

該化合物(UFe₂)的居里溫度是-80°C,也作出了磁化曲線,其中有一條已表示在圖 6 上。

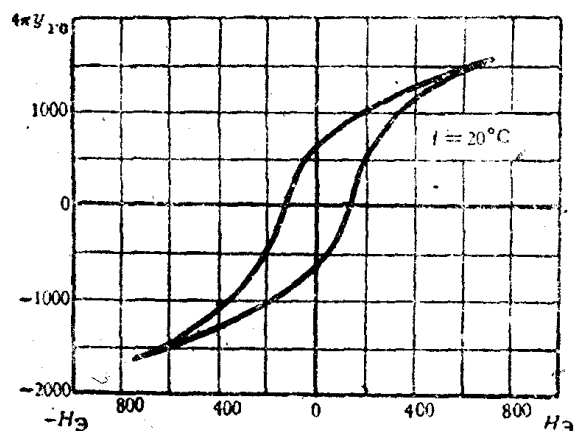


图 5 化合物 PuFe_3 的磁滞曲线

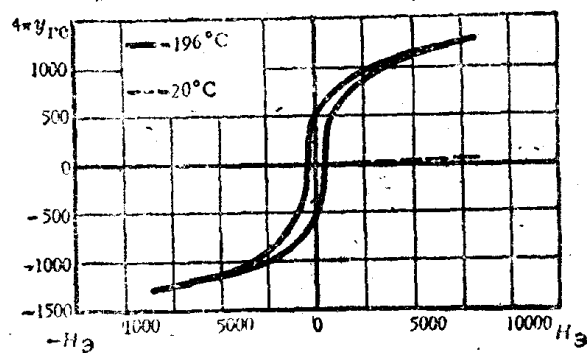


图 6 UFe_3 化合物的磁滞曲线

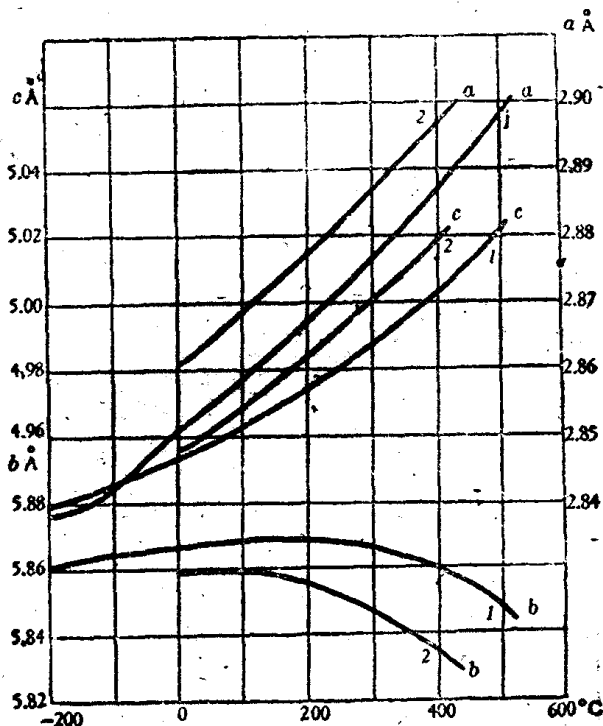


图 7. α -铀和 α -相铀合金(含 15%at. 钚)的晶格轴向间距与温度的关系,
1— α 铀; 2— α 相铀合金(含 15%at. 钚)

III. 金属铀的某些物理性质

对金属铀的物理性质曾作过很详细的研究,研究工作有许多已发表了,关于这方面的评论也有很多(见参考文献[9,10])在本报告中只阐述铀性质的某些新的资料.

a. 热膨胀

关于 α -铀的热膨胀系数除已发表的许多资料以外(参考文献[9,11])还有关于铀与钚的 α 相合金的热膨胀的资料.

图 7 和表 6 是 α -铀与铀钚 α 相合金(其中钚按原子数之比为 15%)研究结果的比较. 在 α 铀的晶格中溶入钚原子后,就会引起下列的轴向间距的变化,温度增加时将使轴向间距 a 和 c 增加,而使轴向间距 b 减小. 晶格中的钚原子增多,同样使得 α 相的热膨胀的各

表 6 α -铀及 α -相铀钍合金(钍原子数为15%)的热膨胀平均系数

	温度间隔 $^{\circ}\text{C}$	$\alpha_a \times 10^6$	$\alpha_b \times 10^6$	$\alpha_c \times 10^6$
$\alpha \rightarrow \text{U}$	20—300	28.8 ± 1	-0.4 ± 1	23.5 ± 1
	20—500	32.9 ± 1	-6.3 ± 1	27.6 ± 1
α -相铀钍合金, 钍原子数15%	20—300	30 ± 4	-8 ± 4	29 ± 4
	20—400	32 ± 4	-12 ± 4	32 ± 4

相异性增加, 沿轴向 b 负的热膨胀系数 α_b 按其绝对值增大。

对图 7 的曲线进行研究后, 利用最小平方方法就可以得出当温度区间为 $0-500^{\circ}\text{C}$ 时 α -铀晶格间距的公式:

$$a = 2.8522(1 + 21.7 \times 10^{-6}T + 2.2 \times 10^{-8}T^2);$$

$$b = 5.8650(1 + 8.5 \times 10^{-6}T - 2.8 \times 10^{-8}T^2);$$

$$c = 4.9536(1 + 16.7 \times 10^{-6}T + 2.1 \times 10^{-8}T^2);$$

对于铀钍合金(含钍原子量15%)得到如下的公式:

$$a = 2.861(1 + 26.2 \times 10^{-6}T + 1.4 \times 10^{-8}T^2);$$

$$b = 5.859(1 + 1.9 \times 10^{-6}T - 3.0 \times 10^{-8}T^2);$$

$$c = 4.956(1 + 25.2 \times 10^{-6}T + 1.6 \times 10^{-8}T^2);$$

式中 a, b, c 为 α 相晶格间距, 以 $\text{\AA}$ 为单位, T 为温度 $^{\circ}\text{C}$ 。

在研究 α -铀的热膨胀系数时, 曾经发现, 当温度增高时, α 铀的某些衍射线的强度之比有所改变。

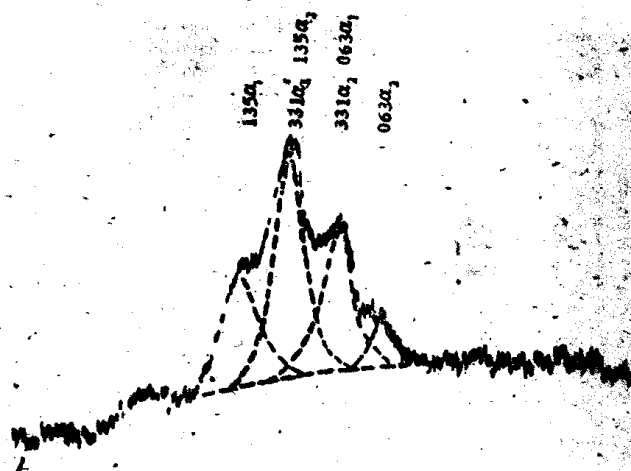


图 8 显微照象仪曲线, 表示 α -铀加热在 $20-500^{\circ}$ ($1-20^{\circ}$, $2-500^{\circ}$) 时绕射线(063)和射线(135)和(331)的强度变化关系

图 8 为显微照象仪曲线组, 这些曲线取自 α 铀伦琴底片(底片是在 20° 和 500° 温度下借助镍辐射摄制的)。各个最大值面积(用虚线划的)的比较和测量是考虑在 135 和 331 线强度应当经常相等, 这样就证明了线 063 的强度是按 135 和 331 线强度的比例而增长的。

在计算了所有影响强度的因素之后, 看出强度的变化, 与结构因素的变化有关, 在 α -铀中(12)结构因素按下式求得:

$$F = 4f \sin 2\pi ky \text{ (当 } k \text{ 为奇数时); } F = 4f \cos 2\pi ky \text{ (当 } k \text{ 为偶数时),}$$

式中 f —原子比 (атомный фактор)。

结构因素的变化仅仅是因 α -铀晶格的内参数 y 变化所引起的。

计算的过程说明了温度由 20° 上升到 500°C 时 α -铀的内参数 y (внутренний параметр y) 由 $y = 0.107 \pm 0.003$ 增长到 $y = 0.115 \pm 0.003$ (500°C 时)。

α -铀晶格可以认为是畸形的六角形晶格, 它主要向 b 轴方向伸延(图 9)。 α -铀的 b/a 比等于 2.056, 这样就比六角形晶格的正菱形轴线比值大 16%, 间隔层的原子(原子 II 和 IV 见图 9)在所处的紧密的六角晶格中同样也有位移(这位置见图 9 中用 P 点表示的)。

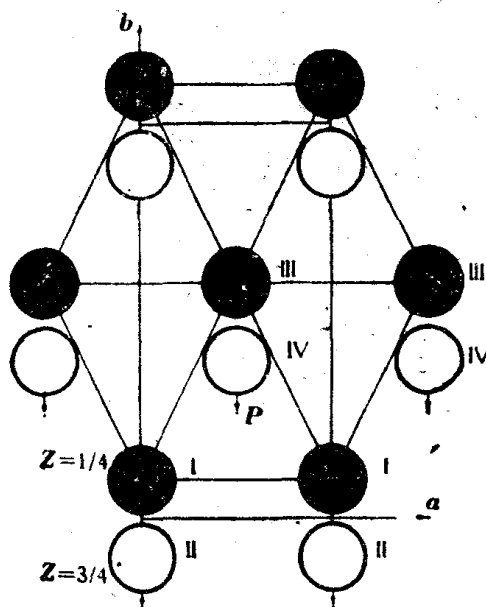


图 9 α -铀晶格在(001)平面上的投影

沿轴向 b 间距的缩短和随温度升高引起的内参数的增长, 使 α -铀晶格结构同紧密的六角形晶格结构更加相似, 并且减弱 α -铀晶格中原子之间的距离的差异。特别有益的就是 α -铀晶格间距的变化会引起游离原子在其中的消失(растворение), 如铈(见上述)和钼(见下章)即为如此。可见温度的提高, 或是在 α -铀的晶格中引入游离的原子, 都能减弱形成共价键的趋势, 同时铀晶格的结构更近乎对称。

6. 弹性模量和铀的内摩擦

用谐振法测定弹性模数。试样是用 γ 相退火的铀研磨成, 在经过机械加工后, 试样在 γ 相中退火, 以消除剩余的应力, 其中之一的 α -铀试样其标准弹性模量与温度的变化关系, 表示于图 10。

在图 10 上也表示了铀的内摩擦与温度的关系。内摩擦是根据频率为 $800 \sim 1180$ 赫兹。

茲的横向振动的衰减时间来测定的。图 10 中内摩擦最大值的产生是因为发生了相变。内摩擦超过 350，显然与颗粒边缘的展性有关，这些数据符合于在 300—350° 下用显微镜观察的颗粒本身变形到晶界变形的过程，同时也符合高于这一温度时颗粒状铀试样的蠕变速度产生猛烈增加的现象^[13]。可见 α -铀的均匀内聚性温度是在 300—350° 范围内。

B. 导热性

铀的导热性是用相对定值法在 100—500° 的温度范围内求得。研究的结果证明，按各种工艺制作的试样的导热性，根本没有什么不同，图 11 中列举有片状铀、 γ -区铸成的铀和粉末热压的铀之导热性。密度为 18.7 克/厘米³金属陶瓷制铀的导热性实际上符合于用别种方法获得铀的数据，而密度为 18.0 和 18.13 克/厘米³的试样导热性显然要低一些。

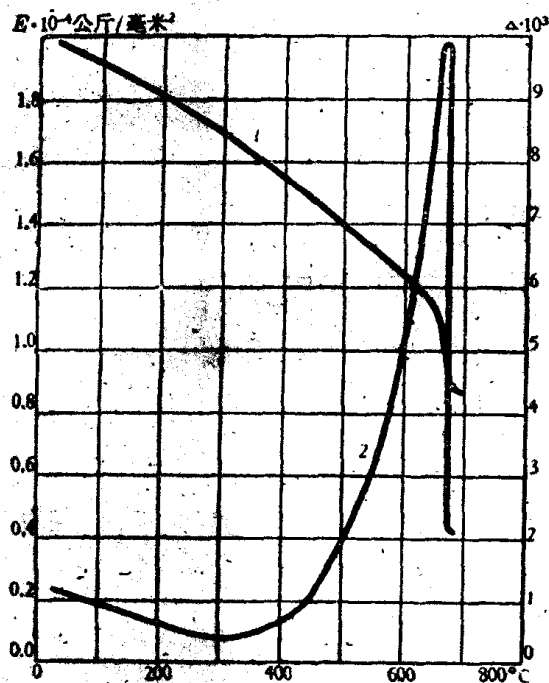


图 10 铀的标准弹性模数(曲线1)和内摩擦(曲线2)与温度的关系

λ 卡/厘米·秒·度

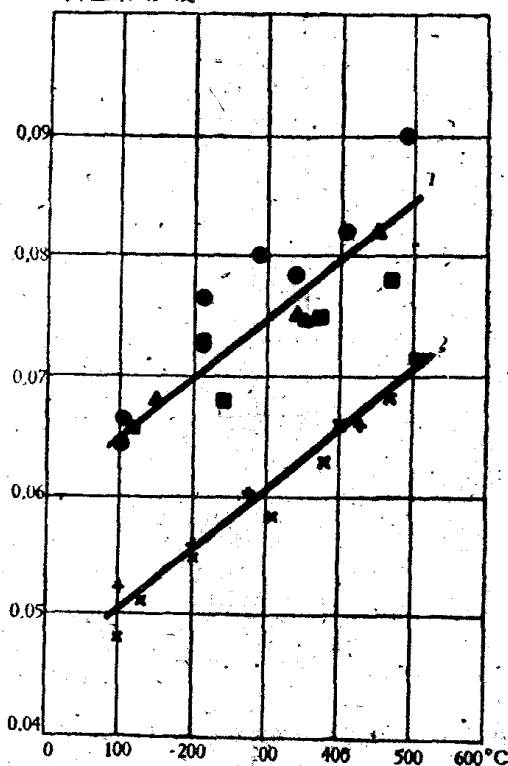


图 11 α -铀的导热性与温度的关系: 1. ●——铸造的(U重99.78%); ▲——740°在水中淬火(重99.66%U); ■——用热压取得的金属陶瓷制铀, 密度为18.7(重99.9%U). 2. +——用热压取得的金属陶瓷制铀密度为18.13(重99.6%U, 氧重0.3%). ×——用热压法取得的金属陶瓷制铀密度为18.0(U重99.9%).

IV. 含铀的铀合金的结构和物理性质

a. 铀铍的状态图

对铀铍系统的研究曾写过不少的著作，铀铍的相态图最初由蒲菲勒发表^[14]。这一图表基本上正确地反映出高热区的性质和界限，而在这个图上却没有与低温有关的区域。后来，许多工作者研究了这类合金 γ -相在经受低温变化时的性质^[15,16,17]，然而，这些著作中的[15,16]所介绍的状态图在 γ -相蜕变(распад)性质方面本身之间有着本质的区别。图 12 引证有本报告作者所获得的铀铍状态图。

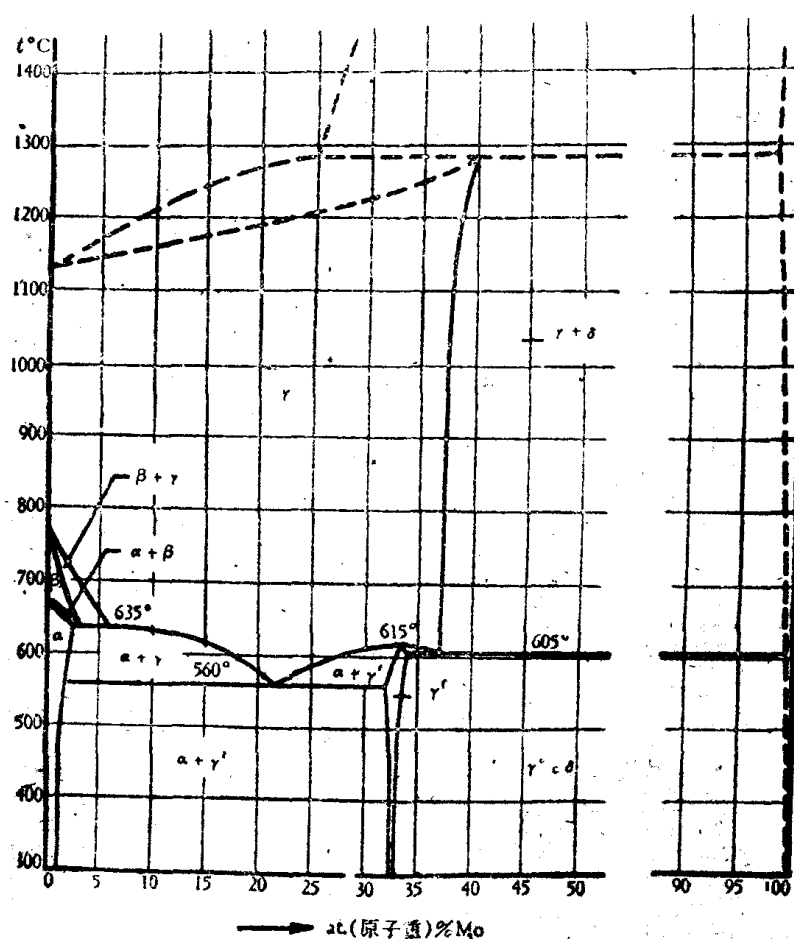


图 12 铀钼相态图

规定 γ -相铀中的钼的最大浓度在 900°C 时大约为 37at.% (原子量)。这时,在室温下 γ -相晶格间距的数值变化与钼的含量有关,并且适应于方程式。

$$a = 3.481 - 0.00333C(\text{\AA})$$

式中 C —钼的浓度 at.%。

β -铀中钼的最大溶度为 3 at.% (温度在 635°C 时)。

一定量的钼(不到 2.4at.%)能溶于 α -相铀中,图 13 中载有 α -铀晶格间距 (период решетки)与合金中钼含量的关系。钼的溶解会显著地引起轴向 b 的间距的缩短,而此时轴向 a, c 的变化却比较小。这种变化与上述的溶有钍的 α -相铀中晶格间距的变化相类似。

在 560°C 时, γ -相经受共析体的蜕变(эвтектоидный распад) $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma'$ (U_2Mo)。共析点浓度符合于钼的 $\sim 21.6\%$ (原子重)。

U_2Mo 相态具有 Cr_2Al 型的结构,其四角形晶格间距为 $a = 3.420 \text{\AA}$, $c = 9.859 \text{\AA}$ 。这一相的主要格子孔是按高度构成的 γ -铀的格子孔。 γ' -相晶格中原子的位置符合于铀和钼原子调整后的位置。每四层铀原子有二层钼原子。原子的座标如下:

$$2Mo: 000; 1/2, 1/2, 1/2.$$

$$4U: 00Z; 00\bar{Z}; 1/2, 1/2, 1/2 + Z; 1/2, 1/2, 1/2 - Z.$$

晶格内参数 $Z = 0.329 \pm 0.002$ 。关于 γ' -相结构的类似数据是由赫尔特曼(Хэлтман)获得的^[18]。

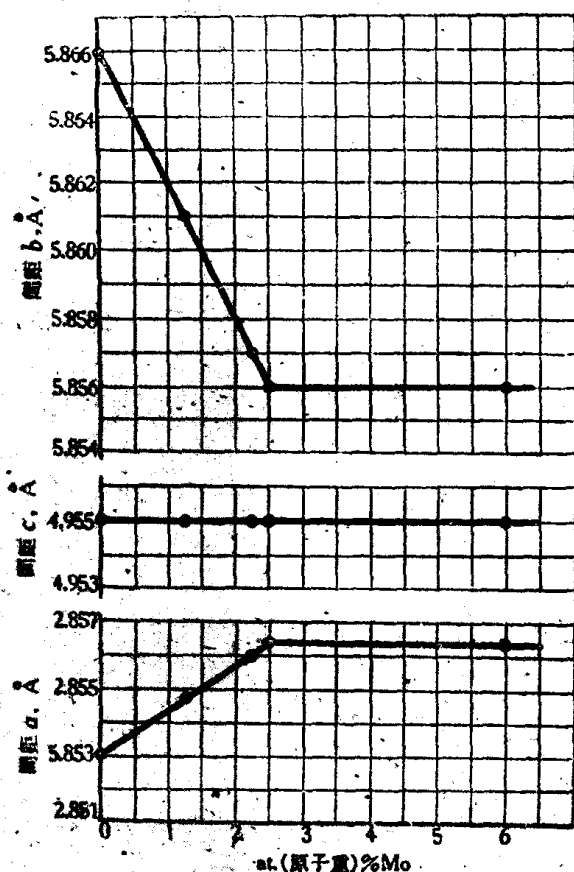


图 13 α 相的晶格间距与钼在其中溶量的变化关系

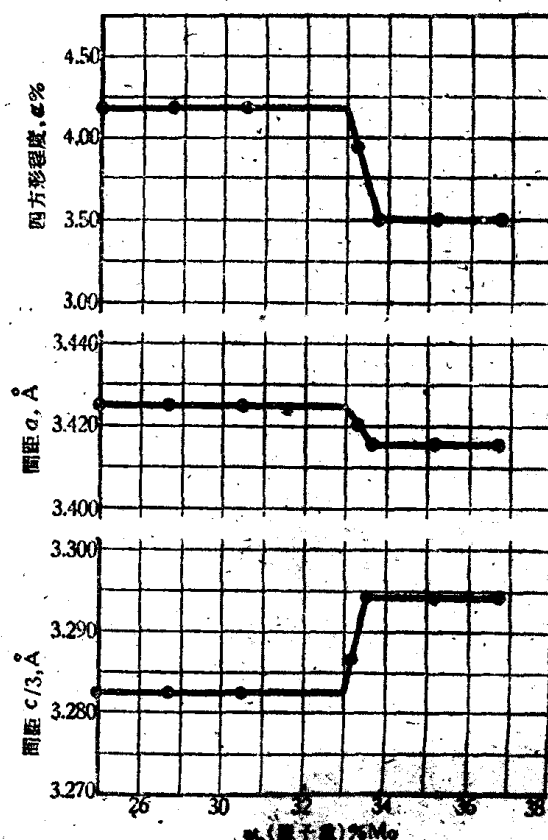


图 14 晶格间距 $a, c/3$ 和 $\alpha = \frac{a-c/3}{a}$ 值依据于钼的浓度变化关系

U_2Mo 相在状态图上有比较不大的均质区。过多地加入钼的含量以致偏差于用化学计算的组成, 这就会大大破坏结构的调整作用, 因此晶格接近于立方形体。如果 γ' -相晶格与 γ -相立方结构的偏差程度以 $\alpha = \frac{a-c/3}{a}$ 来表示, 那么由于上述变化将使 α 值减小(图 14), 调整性遭到破坏的过程同时也产生温度的升高, 在 $560-575^\circ$ 以上(图 15)。温度在 615° 时, 调整性破坏的过程完全停止。

6. 在含有钼的铀合金中 γ -相的结构

这项研究工作是用含钼(重9%)的铀合金薄片(箔)进行。这一薄片是用冷轧的方法获得, 其压缩率为 97.6%, 研究的结果确定了极的图形 (полюсная фигура) 见图 16。相应的理想定向见表 7。

γ -相结构在含钼(重9%)的铀合金中基本上同于冷轧 α -铁的结构。

表 7 含钼的铀合金冷轧薄片中的 γ -相晶体方位

方位序号	定向显明程度	与轧延面一致的平面	与轧延方向一致的方向	与轧延方向成垂直的方向
1	强	(001)	[110]	[110]
2	强	(112)	[110]	[111]
3	弱	(111)	[112]	[110]

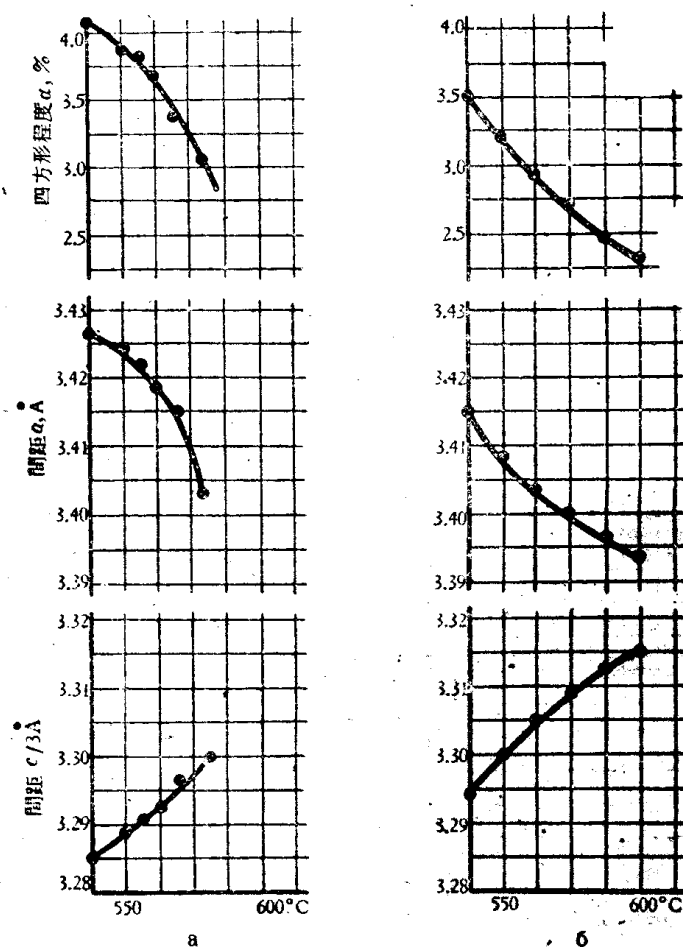


图 15 晶格 a 与 $c/3$ 和 $\alpha = \frac{a-c/3}{a}$ 值依据于温度的变化关系
 a) 含钼(重14%)的铈合金; b) 含钼(重18%)的铈合金

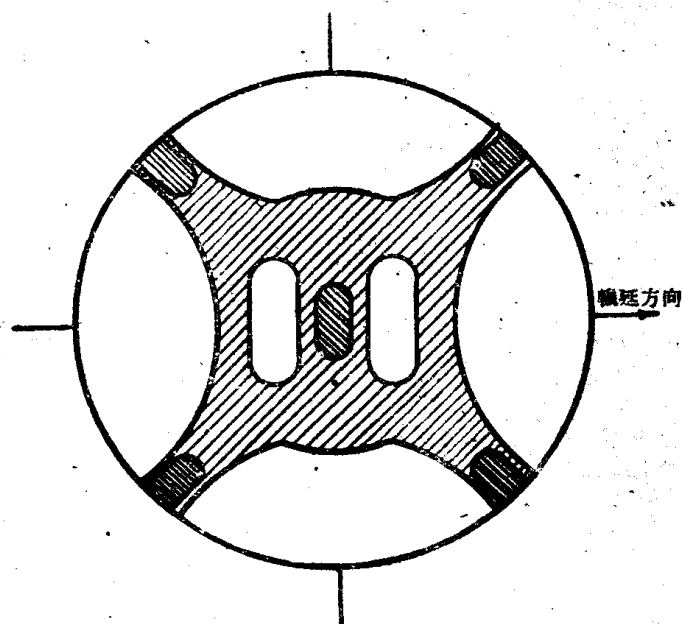


图 16 含钼(9%)的铈合金冷轧片的磁极形(001)

Б. γ -相衰变时含钼的铀合金中结晶图形的定向

为了确定与原 γ -相有关的铀 α -相和 U_2Mo 相的结晶图形的定相,在带有9%重量的钼并具有上述结构的合金薄片,在其共析体分解的情况下以500°C进行淬火,历时50小时,用X-射线研究了共析体分解的产物,发现这些产物同样具有良好的定向,以描形投影法表明了它们的定向与 γ -相晶体的原定相的相互关系。分析了在铀 α 相和 γ 相的相应原子面和在 U_2Mo 中的原子排列,从而能够确定共析体分解 $\gamma \rightarrow \alpha + U_2Mo$ 过程中结合原子面的性质。结合原子面的选择是考虑到当旧相与新相的结合表面具有最相同的原子排列时,最小的表面能量形成。在共析体分解情况下,确定了下列相的相互之间的定向关系:

I. γ -相和 U_2Mo 的相互定向

$$(001)U_2Mo \parallel (001)\gamma; (100)U_2Mo \parallel (100)\gamma.$$

II. 铀的 γ 相与 α 相的相互的定向

$$(010)\alpha \parallel (112)\gamma \text{ 或 } (110)\alpha \parallel (112)\gamma;$$

$$[100]\alpha \parallel [111]\gamma \quad [012]\alpha \parallel [111]\gamma.$$

从上述数据中可看出, U_2Mo 相保持着 γ -相最初的结晶方位。这一种相的产生是因为再分配了原始晶格中的原子,并且在浓度符合 U_2Mo 成份的那些晶格中调整了他们的位置。

Г. 含钼重 0.6% 的铀合金中相变的结晶图

含有 0.6% 重量钼的铀合金中在 $\alpha \rightleftharpoons \beta$ 平衡相转变条件下的相互定向是用冷轧薄片来确定的,该薄片具有 α -铀一般的结构。这薄片经 670°C 的淬火处理。同时,在这温度下大约一分钟的时间就能阻止 β -相颗粒的增长。用这种方法所确定的 β -相状态同样具有优越的结晶定向,与 α -相的最初结构作比较,正与上述情况相同,并可确立 α -铀和 β -铀结晶的相互定向:

$$(100)\alpha \parallel (001)\beta; [012]\alpha \parallel [110]\beta.$$

对于低温下过冷的 β -相铀马氏体,转变为含钼的铀合金中的 α -相的结晶图定向,所获得的数据不同于文献中所载的资料。这很可能与研究变化的温度范围的区别有关,与加料不纯影响有关。

Д. 钼铀合金的某些物理性质。

对钼铀合金物理性质的研究是用不同含量的钼合金来进行的,以确定出它的弹性、导热性、热膨胀和其他等性质。

关于含钼重 9% 的合金,把它在物理性质上的某些数据来作为本报告的举例。

图 17 为这一合金的标准弹性模量与温度的关系。弹性模量是应用谐振法在经受 γ -相中的均质退火的试样和低于共析体温度进行退火的试样上确定的。这一合金 γ -相标准弹性模量大大低于 α -纯铀的标准弹性模量。在连续退火至共析线以下时,合金的弹性模量会因为 γ -相衰变而增加,而 γ -相蜕变又引起了 α -相颗粒的补成。

图 18 的曲线表明含钼 (重 9%) 合金的导热性与温度的变化关系。这一图上还载有 C. T. 康诺伯也夫斯基等人的关于导电性与温度关系的数据,以及劳伦茨按这些实验数据所计算出的数字。从这一图中可看出,对于这一合金得出了一条魏德曼-弗兰茨定律,在温度间隔的研究中,劳伦茨数的变化是相当小的。

含钼 (重 9%) 合金的热膨胀系数在 20—500° 的范围内,根据下式变化:

$\alpha = 11.6 \times 10^{-6} + 0.28 \times 10^{-8}T$,
 式中 T ——温度 $^{\circ}\text{C}$.
 热膨胀系数平均值在20—300 $^{\circ}$ 和20—500 $^{\circ}$ 相应地等于 12.0×10^{-6} 和 12.3×10^{-6} .

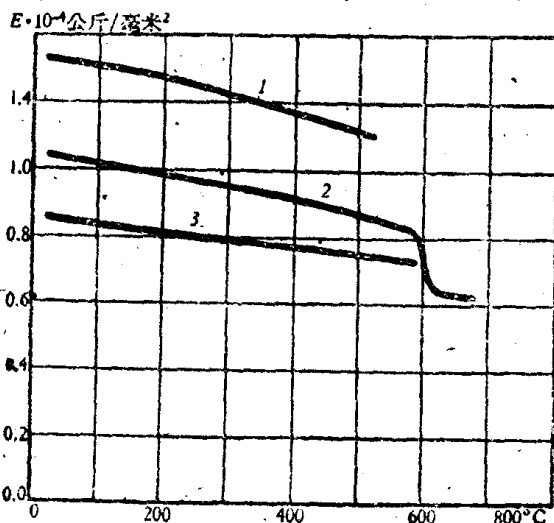


图 17 含钐(9%重)的铀合金的标准弹性模量与温度的关系

- 1——在500 $^{\circ}$ 时退火后历经100小时;
 2——在520 $^{\circ}$ 退火后历经11小时;
 3——在 γ -相退火后

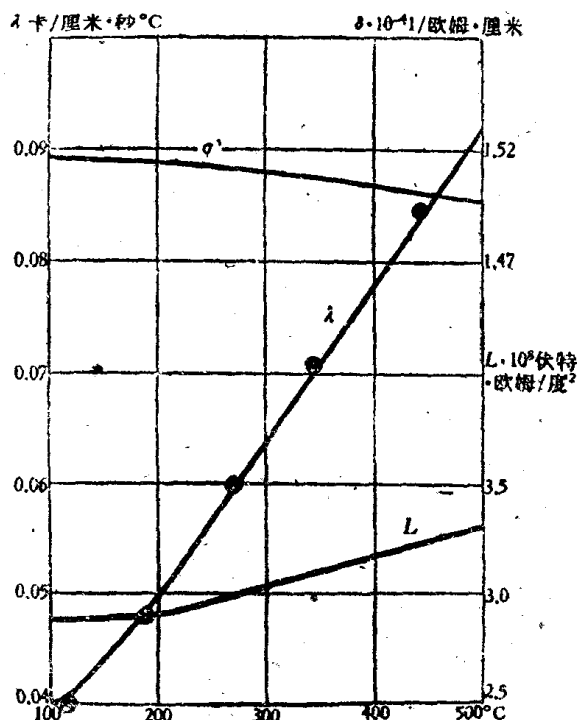


图 18 含重量9%钐的铀合金(在900 $^{\circ}\text{C}$ 时历时5小时的退火) γ -相导热性与温度的关系图上同样也表明导电性与温度(20)的变化关系和按这些数据所求出的劳伦茨数

参 考 文 献

- [1] Goffinberry E. Progr. in Nuclear Energy, V, 1. Metallurgy and Fuels. 1956.
- [2] Bagley K. Q. Nucl. Engng., 2, 461—468 (1957).
- [3] Конобеевский С. Т. "Диаграммы состояния некоторых систем на основе плутония". Доклад на сессии АН СССР по мирному использованию атомной энергии. Заседание отделения химических наук. Москва (1955) (стр. 362).
- [4] Dawson J. K. Journ. Chem. Soc., Oct., 3393 (1954).
- [5] Bats L., Hughes D. Proc. Phys. Soc., B67, 28—38 (1954).
- [6] Дорфман Я. Г. Магнитные свойства и строение вещества. Москва, (1955) (стр. 326).
- [7] Bats L. Proc. Phys. Soc., B69, 997 (1956).
- [8] Данные Кауфмана и Гордона взяты из работы Бейтса. (Bats L., Hughes D. Proc. Phys. Soc., B67, 28—38 (1954).
- [9] Фут. Доклад: "Физическая металлургия урана". Доклады иностранных ученых на Женевской конференции по мирному использованию атомной энергии "Металлургия ядерной энергии и действие облучения на материалы". Москва (1956), (стр. 89—175).
- [10] Nichols R. W. Nucl. Engng., 2, 355 (1957).
- [11] Bridge J., Schwartz C. M., Vaghan D. Journ. of Met., 8, 1282—1285 (1956).
- [12] Jacob C. W., Warren B. E. Journ. Am. Chem. Soc. 59, 2588 (1937).
- [13] Сергеев Г. Я., Титова В. В., Николаева З. П., Каптельцев А. М., Колобнева Л. И. "Влияние технологии изготовления на структуру и свойства урана". Доклад, представленный на Вторую конференцию по мирному использованию атомной энергии. (1958).
- [14] Pfeil P. C. L. Journ. Inst. of Met., 77, 553—570 (1950).
- [15] Tucker C. W. Journ. Inst. of Met., 78, 760—762 (1951).
- [16] Селлер Г. Уран и его сплавы. Ядерные реакторы т. ш. Материалы для ядерных реакторов, Москва (1957) (стр. 278).
- [17] См. например, статью Bleiberg M. L., Jones L. J., Lustman B. Journ. Appl. Phys., 27, 1270 (1956).
- [18] Hiltman E. K. Acta Cryst., 10, 166 (1957).
- [19] Butcher B. R. Nature, N4383, 817 (1953).
- [20] Конобеевский С. Т., Правдюк Н. Ф., Дубровян К. П., Левитский В. М., Пантелеев Л. Д., Голянов В. М., Атомная энергия 4, 33—43 (1958).