

鉛-2* 合金的熔煉、加工和機械性能

从已發表的一些著作中可知，鉛及鈹合金的性能在很大程度上決定于很多因素，例如熔煉條件，成份，熱處理等等。

本研究所持的目的係檢驗不同作者公布之鉛-2 合金來數據的再現性。

大家都知道，鉛作為反應堆的結構材料是起着重要作用的。例如用于非均勻反應堆中鈾棒的把手，均勻反應堆中的鈾的容器，均可以由鉛制成。除對慢中子有良好的有效截面積之外（俘獲截面為 0.18 ± 0.01 巴恩/原子）〔1〕，鉛還具有高的腐蝕穩定性，高的機械性能以及良好的加工性能。這些性能中的某些性能可用合金化的方法加以改進。多量的碳和氮會降低其在水蒸氣中的腐蝕穩定性。當含氮量等於0.005%時，就已經對鉛的性能顯出不利的影響，而當氮量為0.01~0.02%時，實際上鉛就不能使用了。隨著氮含量的增加鉛對鉛的抗腐蝕性有良好的影響，同時還因為錫具有相對較小的熱中子俘獲截面（0.65 巴恩/原子）〔1〕，所以可以較大量地採用它。如果將錫加入已經具有良好的抗腐蝕性能的鉛中，則其抗腐蝕性不會有顯著的提高。如果把合金元素加入抗腐蝕性能低的鉛中，那麼這對提高其抗腐蝕性是一個極端重要的方法。當在鉛中存在着氮、碳和鉛這些雜質的情況下，錫的加入是有特殊大的越性。當加入錫時，它的每一個百分數可以消除0.03% N_2 〔2, 3〕的不良影響，當合金含5% Sn 及0.15% N_2 時，尚具有腐蝕穩定性。同時它可以經過焊接（進行氬弧焊），而不致失掉其腐蝕穩定性。但是，錫的加入量超過5%時就會對上述性能產生不良的影響〔4〕。如果只需穩定抗腐蝕性能而不要求提高強度的話，在雜質濃度小的情況下（氮、氧、硅、鎂等），的錫含量不一定需要5%。然而，大家知道，Zr-Sn合金的性能比純鉛性能還低〔2〕。在此種情況下於腐蝕過程中形成緊密連接的氧化膜（相反地也形成易分解的粉末狀的鉛氧化膜），它具有低的热傳導性能，以致降低了反應堆中的冷卻作用。加入少量的鈹、鎳和鉻就會消除這種不利的影響〔5〕。

鉛-2**即是屬於重要的工業含錫鉛合金，它已經在某些反應堆結構中得到了應用（例如在中功率60000 仟

瓦的 ЦИПИНГПОРТ 反應堆中）。鉛-2 合金最適用作鈾的散熱元件膜的材料。

除鉛之外，這種合金還含有1.3~1.6% Sn; 0.07~0.20% Fe; 0.05~0.16% Cr 和 0.03~0.08% Ni。Fe+Cr+Ni 的總含量應為0.23 到 0.32%〔8〕。雜質的極限含量列於表1〔7〕。

鉛-2合金中雜質的極限含量 表 1

雜 質	含量, %	雜 質	含量, %
Al	0.005	Mn	0.005
B	0.00005	Mo	0.005
C	0.05	N	0.006
Cd	0.0005	Pb	0.01
Co	0.001	Si	0.01
Cu	0.005	Ti	0.005
Hf	0.02	V	0.005
Mg	0.002	W	0.005

工藝、物理和化學性能

電極的製備：用連續擠壓法製造圓柱形電極，並在擠壓過程中加入合金元素（對於每100 克的合金）。所採用的鉛含有0.015% Hf，在質量上符合供作反應堆材料應用的要求。

熔煉：重量約為70 公斤的錠子是在氬氣保護氣體中當壓力為300~400 公厘水銀柱高，電流為1500 安培和電壓為30 伏，用二次熔煉的方法得到的。澆鑄後錠子的硬度 H_B （載荷30 公斤）平均為235 公斤/公厘²。

化學成分：分析結果說明，在錠子的頭部和底部所含元素（錫例外）沒有多大的差別（表2）。

鑄造鉛-2合金化學分析結果 表 2

元 素	含 量, %	
	錠子頭部	錠子底部
Sn	1.0	1.28
Cr	0.085	0.085
Fe	0.060	0.064
Ni	0.075	0.074

在鉛-2合金條材加工過程中所進行的分析指出，合金中存在以下雜質：

試樣1: 1.3% Sn; 0.1% Cr; 0.09% Ni; 0.06%

* Nowikow A., Pfeiffer I., Z. Metallkunde, 48 (8), 479~482(1957)

** 合金系由“Вестингауз электрик корпорейшн”公司制定

Fe。

試样 2: 1.2% Sn; 0.1% Cr; 0.08% Ni; 0.06%

Fe。

熱軋: 將經過車外圓的直徑為 80 公厘的鉛錠, 在真空中放入白鐵制成的包皮里, 在 800°C 下軋制成板材。然後去掉白鐵包皮, 將板切成兩部分並測量其布氏硬度 (載荷 30 公斤, 球的直徑為 2.5 公厘)。平均硬度等於 220 公斤/公厘²。根據資料上的數據, 鉛的熱軋板硬度為 210 公斤/公厘² [8]。

退火: 使經熱軋的包有白鐵包皮的板材在 850°C 下進行 1 小時退火, 並在爐中冷卻。經過此過程之後的硬度 H_V (載荷為 10 公斤) 為 210 公斤/公厘²。

各種規範退火後試樣的拉伸試驗結果

表 3

	硬 度 公斤/公厘 ²	$\sigma_{0.2}$ / 公斤/公厘 ²	σ_b 公斤/公厘 ²	$\delta, \%$ ($l=20$ 公厘)
850°, 1 小時, 爐冷	212(+3/-6)	34	41	25
750°, 1 小時, 爐冷	214(+10/-8)	37	43	25
750°, 20 小時, 爐冷*	207(+6/-8)	37	43	20
650°, 1 小時, 爐冷	210(+3/-4)	35	40	22

* 陶馬斯和弗爾賽爾特別推薦這個退火規範 [8]。

根據陶馬斯和弗爾賽爾的數據 [7], 鉛-2 合金的硬度為 187 公斤/公厘², 然而他們採用的卻是非常純的鉛 ($H_R=90$ 公斤/公厘²)。根據其他作者的數據 [5], 軟鉛的硬度 (H_V) 等於 210 公斤/公厘², 這很好地符合於我們所得到的數值。上述結果說明, 我們所用的退火溫度

對最後的硬度沒有多大的影響。這一點可以這樣來解釋, 即在相應的溫度下, 加熱和冷卻時間比保溫時間大 3 倍。

在拉伸試驗前, 於 650° 溫度下進行了 2 小時退火 (爐冷)。試驗結果列於表 4。從這些數據中得知, 我們所得到的鉛-2 合金的強度與文獻數據相符合。

各種規範退火後試樣的機械性能試驗結果

表 4

性 能	本研究的結果 (650°, 2 小時, 爐冷)	[7] 的結果 (750°, 20 小時, 爐冷)	[8] 的結果 (850°, 1 小時, 爐冷)
硬度 H_V (載荷 10 公斤), 公斤/公厘 ²	208(+3/-5)	187	210
$\sigma_{0.2}$, 公斤/公厘 ²	40(+3/-2)	31~32	45.6
σ_b , 公斤/公厘 ²	45(+2/-1)	52~53	58.0
$\delta, \%$ ($l=20$ 公厘)	28(+4/-8)	28~31*	42*

* 試樣的計算長度 (l) 不詳

深沖: 在 850°C 下經 1 小時退火後具有硬度 $H_V=206$ 公斤/公厘² (載荷 10 公斤) 的 0.5 公厘厚的板材, 通過深沖 (Эрексен, 杯突試驗) 所得到的沖壓深度值為 8.6~9.5 公厘。

導熱性: 在 24.6 和 25.0°C 時, 導熱性為 0.032, 相當於 0.0381 卡/公分·秒·度。這個數值大致符合於工作 [9] 所得到的, 即 25°C 時等於 0.146 瓦特/公分·度 (0.0349 卡/公分·秒·度)。

熱膨脹: 我們用熱膨脹方法測定了溫度從 20 到 700°C 範圍內鉛-2 合金的熱膨脹系數, 其值為 $5.6 \cdot 10^{-6}$ /度。根據其他一些研究者的數據, 這個值稍微大些, 在相同的溫度範圍內其值等於 $6.5 \cdot 10^{-6}$ /度 [7, 8]。但是, 大家知道, 鉛的膨脹是各向異性的。例如, 對於純鉛 (0.005 原子% Hf) 沿着 C 軸方向的膨脹系數為 $6.39 \cdot 10^{-6}$, 而沿着垂直此軸方向的膨脹系數為 $5.64 \cdot 10^{-6}$ [10]。除此之外, 膨脹還強烈地取決於鉛的加工 [11]。

和杂质在铅中的含量。

显微组织的研究

圖1a所示为铅和钛合金的典型显微组织，它具有提藍網的形状和显而易见的第二相。圖1b-r是在850和650°退火后铅-2合金板材的显微组织。在750°(保温1小时，爐冷)退火后的显微组织与650°退火后的显微组织(圖1, r)非常相似。特别值得注意的是圖1b(850°退火，保温1小时，爐冷)中的粗晶粒。除掉白亮相之外，在一切情况下都具有黑相，关于这点在文献中也提到过。但到目前为止还未能准确地确定这个相的成分；显然，它对机械性并没有什么影响[7]。

$\alpha-\beta$ 转变 为了进行研究曾采用了厚度为0.2公厘的铅-2合金的变形板材。合金是用二次再熔煉法得到的重为200克的錠子，其成分：0.01% Hf；1.5% Sn；0.1% Cr；0.12% Fe；0.05% Ni。試样在氬气流中緩慢加热并在400和600°保温30分鐘。在显微镜下观察到

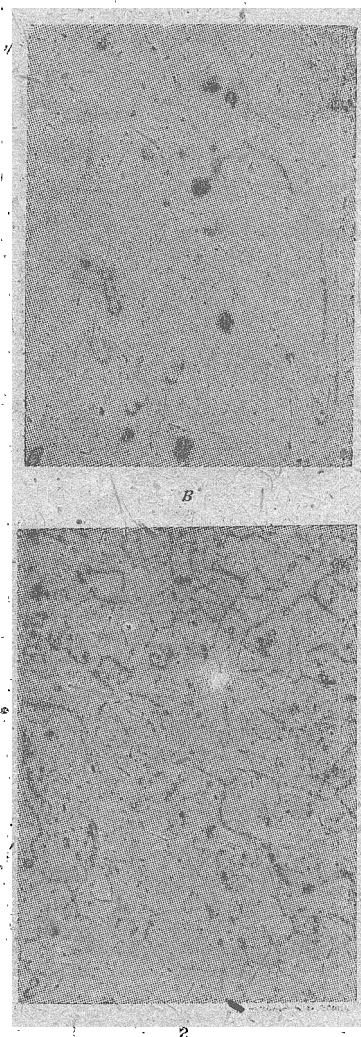


圖1 鉛-2合金的显微組織

a—鑄态， $\times 540$ ；b—850°退火(1小时)，爐冷， $\times 180$ ；r—850°退火(1小时)，爐冷， $\times 540$ ；r—650°退火(1小时)，爐冷， $\times 180$

显微组织的变化。原始状态，也就是未腐蚀的变形板材经过电解抛光后为一粗糙的表面(圖2a)。在400和600°下改变保温时间并没有引起在显微组织中显著的变化。在850与950°之間出现了第一批再结晶组织的晶粒边界，在1000°时它们更为清楚(圖2b)。基体组织变得更为细致；这可能是由于表面扩散的结果所致。随着温度的升高扩散的强度也有所增加。即使是采用專門的腐蚀方法也没能观察到在650, 850和1000°退火后第二相的存在。可以预测，在此种情况下热腐蚀是没有效用的。可是在钛板材中，经过再结晶后一經热溶液腐蚀細晶組織立即就会呈现出来，而在铅板材中只有当它们的晶粒長大以后才能显著的呈现出来。

为了确定 $\alpha-\beta$ 的转变点，曾进行了显微组织的偏光观察。很好地查定出由六方組織向体心組織的过渡



a



b



c



圖2 在較高溫度下鉛-2合金的显微組織
a—原始状态, $\times 90$; b— 1000° , $\times 90$; c— 870° , $\times 90$; d— 850° , $\times 80$

(860°)。对于純鉛来讲转变溫度一般在 $860\sim 900^{\circ}$ 範圍內, 并且取决于其它元素的含量。鉻[12], 鉄[13]和鎳[14]的加入可降低转变溫度, 但是錫能提高转变溫度[15]。在鉛-2合金中这两組元素的作用以相应的程度加强着。

加热到 1100° 后試样重新緩慢冷却。此刻的 $\beta-\alpha$ 过渡观测的相当明显, 其特征是針狀的析出(圖2, b), 它和鈦相似首先在晶粒边界上析出, 然后再布滿整个晶粒的面积(圖2, c); 由此形成了与馬氏体相似的組織。第一批針狀在 870° 时形成。

結 論

在本著作中究研了鉛-2合金的熔煉、加工、机械性能及其組織。得到了与其他作者相符合的数据。

王仁智譯自“現代冶金学問題”58年第1期

更 正

本刊今年第六期內“現代的高溫冶金学”一文中, 誤將“位錯”印为“錯位”, 特此更正。