

# 铜基弹性合金的发展现状

三〇三所 彭令 冶金部标准所 李震夏

弹性元件是一种量大面广的基础元件,在各工业部门尤其是国防工业部门占有非常重要的地位。航空工业中使用弹性元件的仪表占航空仪表的百分之四十;飞机大气参数系统、火力控制系统、冷气液压系统、高空救生系统以及发动机燃油调节系统等等,都离不开弹性元件。由于弹性元件的精度、寿命和可靠性主要取决于材料性能的优劣,所以,弹性材料的研究受到国内外的普遍重视。铜基弹性合金具有较好的导电、导热和耐腐蚀性能,在较小的负荷下具有较大的弹性变形,因此被广泛应用于各种仪表弹性元件,如吊丝张丝、片簧盘簧、触点弹簧、压力弹簧管、膜片膜盒、波纹管以及谐振弹性元件等。近年来,各国致力于合金理论、强化机制和加工工艺诸方面的研究,不但研制出了大批性能新颖的高强度铜合金,还推广了微合金化、二次淬火形变热处理、微双相处理和分段时效、动态时效等一系列新的强化手段,发展十分迅速。本文仅就国内外铜基弹性合金的发展现状,扼要综述如下。

## 国外发展的新合金及其性能

近年来国外铜基弹性合金的发展明显表现出两个特点:一是新发展的合金多属于弥散硬化型的,而且普遍采用各种形变热处理工艺作为新合金的强化手段;二是注重经济效果,偏重发展无铍的合金系。众所周知,在弥散硬化型的铜合金中,铍青铜的综合性能最好,美中不足的是铍青铜成本高,故使用范围受到一定的限制。因此,各国很重视寻找一种工程性能和铍青铜相似而价格比较便宜的合金。

六十年代以来,苏联在铜镍铝系和铜锌系基础上添加Cr、Mn、Si、V、Mg等元素,研制出了156、131、538、卡明罗(Камелон)、卡明林(Камелин)及30白铜等一批新型弥散硬化高强度铜合金。这些合金不含铍,某些性能却优于铍青铜,可部分代替铍青铜用作各种弹性元件。由于取代了昂贵的铍元素,部分合金还通过扩大锌含量,以锌代铜,以锌代锡,使材料的成本大幅度降低。(金属铍价约为铜的228倍;国产锌价也仅为锡价的18%左右。)表1对比了这些新合金与铍青铜、磷青铜和锌白铜的性能。它们之间的耐腐蚀性能比较如图1所示。

据称卡明林和156合金是这批苏联铜合金中最值得推荐的。卡明林合金属于铜镍铝系,添加了Cr和Mn,是一种时效硬化型合金。其强化处理规范是970~980℃淬火、530℃时效

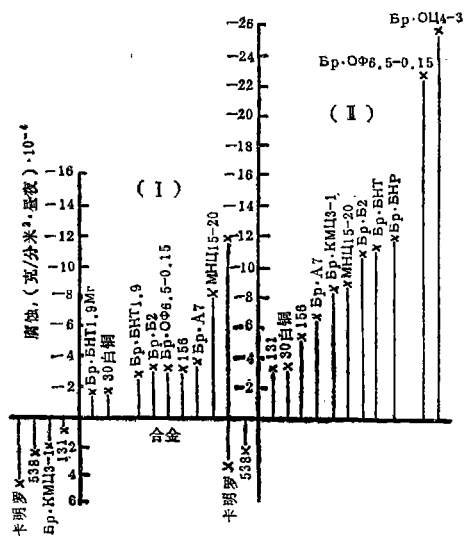


图1 铜基弹性合金在潮湿气氛(I)与海洋性气氛(II)中的耐腐蚀性能

表 1 新合金与铍青铜、磷青铜和锌白铜的物理机械性能对照

性 能	合 金 牌 号 或 代 号								
	БрБ2	131	538	卡明罗	БрОФ6.5-0.15	卡明林	156	МНЦ15-20	30白铜
$\sigma_b$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>	115~160	120~125	130	150	90~92	110	90~100	80~94	120~125
$\delta$ , %	1.5	2.5	2	1.5	2	4	2	0.5~1.5	0.5~1.5
$H_v$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>	360	330~360	380	420	190~220	310	250~300	230~270	360~400
$\sigma_{0.005}$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>	90~115	90~97	95	110	45~55	80~90	80	65~70	110
$E \cdot 10^3$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>	12~13	14	14	14.5	10~11	12.5	12	11~12.5	14
$\rho$ , 欧姆·毫米/米 <sup>2</sup>	0.07	0.13	0.23	0.35	0.15	0.22	0.1	0.26	0.22
非对称弯曲循环 次数, $\sigma_0=55\sim 60$ 公斤/毫米 <sup>2</sup> , N	$7 \cdot 10^4$	$10^6$	$2 \cdot 10^5$	$2 \cdot 10^5$	$2 \cdot 10^5$	$10^5$	$10^5$	$10^5$	$3 \cdot 10^5$

注: 所列性能为合金最大强化状态时的性能;

淬火+30~40%变形+时效(БрБ2、131、538、卡明罗、卡明林、156合金);

退火+60~80%变形+再结晶前的退火(БрОФ6.5-0.15、МНЦ15-20和30白铜)。

或在淬火后经冷塑变形再时效。时效过程中析出尺寸为60~1000 Å的强化相NiAl质点。若以80%的变形量进行形变热处理, 强度和弹性极限可分别达105和100公斤/毫米<sup>2</sup>, 接近铍青铜而大大高于МНЦ15-20和БрОФ6.5-0.15。尤其是该合金在形变热处理时随着变形量增加不但强度增高, 而且塑性也增加, 这是其它铜合金所不具备的一种独特的工艺性能。由于合金冷热塑变能力俱佳, 故可制成厚度仅1~1.5微米的箔材。该合金于170℃、70公斤/毫米<sup>2</sup>应力下进行松弛试验, 其应力下降不超过6~8%, 故能用作这种条件下长期工作的弹性元件。该合金还被推荐用在低负荷产品上取代铍青铜。

156合金是一种Cu-Zn-Al-Ni-Si-Mn系复杂黄铜。合金中锌含量高达18~20%, 成本不仅大大低于铍青铜, 也低于锡青铜, 而强度、弹性和加工性能却远优于БрОФ6.5-0.15、БрОФ4-0.25和БрОЦ4-3等合金。在海洋性气氛中, 该合金的抗腐蚀稳定性甚至优于铍青铜。它被推荐在某些受力较小、外形复杂的小负荷零件上代替铍青铜使用。在苏联这批新铜合金中, 156合金是其中最成熟的一种, 早在1970年就被正式列入全苏国家标准(见

ГОСТ15527-70和ГОСТ17521-70)。由于它具有优越的性能和突出的经济效益, 近几年在苏联受到大力推广。表2是ГОСТ15527-70规定的该合金化学成分; 其物理机械性能列于表3。

表2 ЛАHKMц75-2-2.5-0.5-0.5  
合金的化学成分

主要成分, %						杂质*, %, 不大于					
Cu	Al	Ni	Si	Mn	Zn	Pb	Fe	Sb	Bi	P	总量
73.0 ~ 76.0	1.6 ~ 2.2	2.0 ~ 3.0	0.3 ~ 0.7	0.3 ~ 0.7	其 余	0.05	0.10	0.005	0.002	0.01	0.5

\* 表中未标明的杂质均计入杂质总量中。

表3 ЛАHKMц75-2-2.5-0.5-0.5  
合金的主要性能

合金处理规范	$\sigma_b$ 公斤 毫米 <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ 公斤 毫米 <sup>2</sup>	$\delta$ %	$\psi$ %	$H_v$	$\rho$ 欧姆/ 毫米 <sup>2</sup> / 米 <sup>2</sup>
780℃, 30分淬火	54.0	22.4	48.4	61.4	—	0.137
淬火加500℃, 2小时时效	70.0	46.6	25.5	41.4	—	0.105
50%变形	88.3	85.0	8.0	38.5	—	—
50%变形, 350℃ 2小时时效	103.0	101.0	3.5	10.9	—	0.095
40%变形, 350℃, 2小时时效	—	—	—	—	294	—

注: 合金标准弹性模量E为12000~11500公斤/毫米<sup>2</sup>。

另外三种新合金——卡明罗，538和131合金强度比卡明林和156合金高，它们最大的特点是热稳定性好，在250℃高温下使用仍能保持足够的弹性和很高的导电性能，甚至在500~600℃下还能保持50~60公斤/毫米<sup>2</sup>的强度，这在铜基弹性合金中可算是绝无仅有（铍青铜的使用温度一般不超过100~150℃）。因此，它们被推荐用作250℃温度下及腐蚀性极强的介质中工作的汽压表弹簧和受力弹簧，或取代铍青铜用作其它敏感弹性元件；另外也可用作500~600℃下瞬时服役的结构材料。卡明罗和538合金成分的组元含量比为：Ni：Al：Cr：Mn=0.64：(0.13~0.15)：(0.08~0.1)：0.12。131合金的化学成分与此相近，但不含锰而代之以硅，目的是为了降低合金的电阻；此外还大幅度降低了镍含量。其它组元的比例大致不变。

30白铜是一种新型白铜合金，化学成分是13.5~16.5%Ni、28~32%Zn、0.2~0.4%Si，余为铜。它与MHI15-20相比，提高了锌含量而降低了铜含量，成本大大降低而强度却优于MHI15-20，耐腐蚀稳定性比后者要高出

3~4倍。用它代替后者可以改善弹性元件的可靠性，还易于在空气中进行钎焊或熔焊。

Cu-Ni-Si系合金是日本60年代开始研制、70年代初实际应用的耐蚀铜弹性合金。Cu-Ni合金素以耐蚀著称，但缺乏作为弹性材料所必需的疲劳强度；加入少量硅即可使Cu-Ni合金产生时效硬化效果而显著提高疲劳性能。西畑三树男等人作过一系列的研究。该系列已有多种合金列为日本专利，各专利提出的基本成份相同，即10~40%Ni、0.3~3%Si。日本电信电话公司采用的是Cu-20Ni-0.55Si合金，镍含量较低。日本用这些合金代替磷青铜和锌白铜作接插元件与电器弹簧等。

美国近年着重发展了Cu-Ni-Sn系和Cu-Fe系合金。其中各牌号的化学成分及主要性能列于表4。

据美国Olin公司黄铜分部最近介绍，当前美国铜合金的发展状况是由下列五种被认为是低成本高性能的标准铜合金来代替电气和电子工业中使用的各种铜合金：

1. 194合金（Fe2.1~2.6%、P0.015~0.15%、Zn0.05~0.20%、Cu97%以上）已用

表 4 美国新型高强度铜合金的成分及特性

合 金 牌 号		195	619	638	688	725
化 学 成 分 %		Cu 96.95	Cu 86.9	Cu 95	Cu 73.5	Cu 88.2
		Fe 1.55	Fe 4.0	Al 2.8	Zn 22.7	Sn 2.3
		Co 0.85	Al 9.1	Si 1.8	Co 0.4	Ni 9.5
		Sn 0.55		Co 0.4	Al 3.4	
		P 0.1				
导 电 性	IACS, %	50	10.5	10	18	11
	(兆欧姆·厘米)	0.293	0.061	0.058	0.105	0.064
屈 服 强 度 公斤/毫米 <sup>2</sup>	半 硬	—	56	62	49	46
	全 硬	60	72	71	68	51
	特 硬	68	77	77	77	60
退火温度, °C		455	535	450	325	600
退火屈服强度 公斤/毫米 <sup>2</sup>		33	42	38	33	15
疲 劳 强 度 10 <sup>6</sup> ·公斤/毫米 <sup>2</sup>		20	18~20	25	26	—

来代替包铜的不锈钢（通讯电缆护套）、镉青铜和铬青铜（电气开关元件）、铍青铜（电气用接线柱）、磷青铜（保险夹）和42号铁镍合金（半导体附件）。

2. 195合金已在电连接器中代替磷青铜和铍青铜。

3. 664合金（84%Cu、1.3~1.7%Fe、0.025%Sn、0.015Pb、余为Zn）已用来代替锡黄铜、磷青铜和包铜不锈钢。

4. 688合金用于代替黄铜、锡黄铜、磷青铜、锌白铜和铍青铜。

5. 638合金已用来代替磷青铜和几种低合金不锈钢。

西德也生产了688合金，对应牌号为S23。

美国的725合金属于低温退火强化型，特点是疲劳强度和高温抗蠕变性能很好，杨氏弹性模量与刚性弹性模量都高，有利于弹性元件的小型化。在西德相应的牌号是L49合金。日本神户制钢所也仿制了这个合金，取名CAC 92。

美国Riverside Metals公司在725合金基础上又研制了一种Cu-9Ni-6Sn合金（又称8596）。该合金于825℃淬火、经75~95%冷塑变形，时效后弹性极限 $\sigma_{0.01}$ 超过120公斤/毫米<sup>2</sup>同时还具有很高的塑性（ $\psi > 50\%$ ）及抗腐蚀稳定性。它的强度超过铍青铜，而且工艺性能好，成本也低（约为铍青铜的1/3），很适于仪器仪表工业推广应用。

Cu-Sn-Mg系合金是英国锡研究所(TRI)研制的，典型成分为5%Sn、0.1%Mg，余为铜。它属于时效硬化型，强度介于铍青铜和锡磷青铜之间。它被推荐用在导电弹簧上取代铍青铜。

## 铍青铜的发展现状

铜合金中综合性能首屈一指的是铍青铜，它在各国备受推崇，研究最多。第二次世界大战前，它主要用于航空仪表，现在已经深入原子能、航天和无线电电子技术各部门，应用日

趋广泛，历久不衰。美国还打算在计算机和各种配电设备中扩大它的应用。铍青铜的产量逐年增长，据报导，美国1973年的消费量为7000吨，比1972年增长40%，74年又比73年增长了10%。国外金属铍的产量绝大部分都用于铍青铜的生产，若以铍的产量来估算，2000年以前预计生产318吨铍，这就是说要生产大约16000吨铍青铜。目前我国铍青铜板、带材年产约80吨，管、棒、线材年产约40吨，铍铜合金每年的总产量也不过120吨左右，差距之大，可见一斑。

表5和6列出了美英德日等国铍青铜的化学成分和主要特性。苏联铍青铜的化学成分与主要性能列于表7和8。

表 5 西方常用铍青铜的化学成分

牌 号	标准目录	组元含量, %			
		Be	Co	Co+Ni+Fe	其它
CuBe <sub>2</sub>	SAE CA172; CDA 172; DIN 17666 Wnr. 2, 1247; BS2870- CB 101; JISH 3270; ISO DR 546	1.8~ 2.0	≥0.2	≤0.6	余为Cu
CuBe <sub>1.7</sub>	SAE CA170; CDA 170; DIN 17666 Wnr. 2, 1245 BS 2870- CB 101; JIS H 3130 ISO DR 546	1.6~ 1.8	≥0.2	≤0.6	余为Cu
CuCoBe	SAE CA175; CDA 175; DIN 17666 Wnr. 2, 1285; ISO DR 546	0.4~ 0.7	2.4~ 2.7	—	余为Cu
CuCoAgBe	SAE CA176; CDA 176	0.25~ 0.5	1.4~ 1.7	—	0.9~ 1.1Ag 余为Cu

铍青铜的沉淀硬化效果与铍含量有关：含Be1%左右时开始有实际硬化效果；含2~2.5%Be时硬化达到峰值；当铍含量超过2.5%时，

表 6 西方常用铍青铜带材的机械-物理性能

合金状态时效规范	$\sigma_b$	$\sigma_T$	$\sigma_c$	$\delta$	$H_R$	$H_v$	$1/\rho, \cdot 10^4$
	公斤/毫米 <sup>2</sup>	公斤/毫米 <sup>2</sup>	公斤/毫米 <sup>2</sup>	%	公斤/毫米 <sup>2</sup>		欧姆 <sup>-1</sup> ·厘米 <sup>-1</sup>
Cu-2% Be							
淬 火	42~45	20~25	10~14	36~60	45~78(B)	90~150	9.7
1/4 硬	53~62	42~56	28~42	15~35	68~90(B)	130~185	9.1
1/2 硬	60~70	53~63	39~49	5~25	88~96(B)	180~220	8.6
硬	70~84	67~79	49~60	2~8	96~102(B)	220~250	8.6
淬火, 315°C 3小时时效	116~134	98~119	70~88	3~10	36~41 (C)	350~400	12.5
1/4硬, 315°C 2小时时效	123~140	105~126	77~95	2.5~6	38~42 (C)	370~415	12.5
1/2硬, 315°C 2小时时效	130~148	112~134	84~102	1~5	39~44 (C)	380~440	12.5
硬态, 315°C 2小时时效	134~151	115~137	88~109	1~3	40~45 (C)	390~450	12.5
Cu-1.7% Be							
淬 火	42~55	20~25	10~14	35~60	45~78 (B)	90~150	9.7
1/4 硬	53~62	42~56	28~42	15~35	68~90 (B)	130~185	9.1
1/2 硬	60~70	53~63	39~49	5~25	88~96 (B)	180~220	8.6
硬	70~84	67~79	49~60	2~8	96~102(B)	220~250	8.6
淬火, 315~330°C 3小时时效	105~127	91~112	60~81	3~12	33~38 (C)	330~370	12.5
1/4硬, 315~330°C 2小时时效	112~130	95~116	67~84	2.5~8	35~39 (C)	345~380	12.5
1/2硬, 315~330°C 2小时时效	119~137	102~123	74~91	1~6	37~40 (C)	360~390	12.5
硬态, 315~330°C 2小时时效	127~141	109~130	77~98	1~5	39~41 (C)	380~400	12.5
Cu-Co-Be							
淬 火	36~39	14~21	7~14	20~35	20~45 (B)	70~90	11.4
1/2 硬	42~53	35~49	21~35	5~10	65~76 (B)	120~145	14.2
硬	49~60	42~56	28~42	2~8	78~88 (B)	150~180	14.2
淬火, 480°C 3小时时效	70~84	56~70	42~56	8~15	92~100(B)	190~250	25.6
1/2硬, 480°C 2小时时效	77~91	67~84	49~63	5~12	95~102(B)	205~260	27.4
硬态, 480°C 2小时时效	77~91	70~84	53~67	5~12	95~102(B)	205~260	27.4
硬态, 高电导性的时效	53~63	35~53	21~42	5~15	78~88 (B)	150~180	34.4
硬态, 最大强化的时效	84~105	77~98	56~77	1~5	97~104(B)	235~270	27.4

不但加剧合金组织的不均匀性,使性能恶化,而且使成本提高。因此,在改善铍青铜性能的同时尽量降低含铍量,一直是各国铍青铜发展的总趋势。英、美自1952年、西德自1956年、苏联自1960年、我国自1968年先后都将高强度铍青铜的铍含量降至2.0%左右或更低。近年来,西方各国出于经济效益考虑,一方面致力于不含铍的新合金研制,同时又利用多种添加元素综合强化发展低铍的多元系合金。例如日本新研制的两种合金:一是含4.5% Al、1.5% Be与下列

表 7 苏联铍青铜的化学成分\*  
(ГОСТ18175-77)

合金牌号	含 量, %			
	Be	Ni	Ti	Mg
БрБ2	1.8~2.1	0.2~0.5	—	—
БрБ2.5**	2.3~2.6	0.2~0.5	—	—
БрБНТ1.7	1.16~1.85	0.2~0.4	0.1~0.25	—
БрБНТ1.9	1.85~2.1	0.2~0.4	0.1~0.25	—
БрБНТ1.9Мр	1.85~2.1	0.2~0.4	0.1~0.25	0.07~0.13

\* 所列全部合金都含有(不大于)0.15% Si、0.15% Al、0.005% Pb、0.15% Fe。

\*\* 按TV482196-72。

表 8 苏联铍青铜的机械-物理性能 (ГОСТ1789-70)

加工 状态	带 材 厚 度 毫 米	$\sigma_b$	$\sigma_{0.002}^*$	$E^*$	$\delta \%$	$H_v$	$\mu^{**}$ ,毫米
		公斤/毫米 <sup>2</sup>					不小于
淬火 (软态)	0.15~0.25	40~60	12~15	11000~12000	$\geq 20$	$\leq 130$	8
	$>0.25$	—	—	—	$\geq 30$	—	—
淬火加时效	0.15~0.25	110~150	58~60	—	—	$\geq 330$	—
	$>0.25$	115~150	—	—	$\geq 2.0$	—	—
变形30~40% (硬态)	0.15~0.25	60~90	44~50	—	—	$\geq 170$	3
	$>0.25$	65~95	—	—	$\geq 2.5$	—	—
变形加时效	0.15~0.25	115~160	80~85	—	—	$\geq 360$	—
	$>0.25$	120~160	—	—	$\geq 1.15$	—	—

Бр·БНТ1.7

变形30~40% (硬态)	0.15~0.25	60~95	38~40	11000~12000	—	$\geq 150$	3
	>0.25	—	—	—	$\geq 2.5$	—	—
变形加时效	0.15~0.25	110~150	60~65	12000~13000	$\geq 2.0$	$\geq 340$	—

Бр·БНТ1.9

淬火 (软态)	0.15~0.25	40~60	12~15	—	$\geq 20$	$\leq 120$	8
淬火加时效	0.15~0.25	110~150	62~65	12000~13000	—	$\geq 330$	—
	>0.25	115~150	—	—	$\geq 2.0$	—	—
变形30~40% (硬态)	0.15~0.25	60~90	45~50	11000~12000	—	$\geq 160$	3
	>0.25	65~95	—	—	$\geq 2.5$	—	—
变形加时效	0.15~0.25	115~160	90~95	12000~13000	—	$\geq 360$	—
	>0.25	120~160	—	—	$\geq 1.5$	—	—

\* 样品为0.3毫米厚带材。

\*\* 艾立克逊深冲值。样品为0.10~0.25毫米厚条材和带材。

注：按 TY482196-72规定，БрБ2.5合金淬火并时效后， $H_v \geq 340$ ，厚0.2~0.3毫米带材 $\sigma_{0.002} \geq 60$ 公斤力/毫米<sup>2</sup>。表 9 微合金化铍青铜及其表面  
活性组元的含量

合金	表面活性 组元含量 %	合金	表面活性 组元含量 %
БрБ2Ф	P 0.05	БрБНТ1.9МгФ	Mg 0.1, P 0.03
БрБ2Мг	Mg 0.1	БрБНТ1.9ка	Ca 0.005
БрБ2Мг2	Mg 0.25	БрБНТ1.9ка2	Ca 0.006
БрБНТ1.9Мг	Mg 0.1	БрБНТ1.6ка3	Ca 0.018
БрБНТ1.9Мг2	Mg 0.2	БрБНТ1.7Мг	Mg 0.09
БрБНТ1.9Мг4	Mg 0.4	БрБНТ1.7Мг2	Mg 0.16

元素之一的合金：2%Sn、0.5%Zn、0.5%Cr、1%Zr、0.8%Ni、2%Ti。该合金800℃淬火、变形20%，时效后 $H_v = 366 \sim 399$ ， $\sigma_{0.005} = 87.5 \sim 103.1$ 公斤/毫米<sup>2</sup>。第二种合金成分相近，含4%Al、1%Be、0.4%Co、0.5%Ee、0.7%Zn、1%Ni、0.5%Cr、0.8%Ti、0.2%Mg、0.3%Sn及0.5%Zr。它于800℃淬火、30%变形，然后300℃时效2.5小时， $H_v = 381$ ， $\sigma_s = 137$ 公斤/毫米<sup>2</sup>。

苏联铍青铜的发展方向主要是所谓微合金

化处理的研究,也就是在现成的标准合金中添加微量表面活性元素以补充合金化。这种方法的原则就是添加组元的原子具有最小的统计学原子力矩。根据这一原理,诸如镁、钙、磷等元素都可算作铍青铜的表面活性元素。通过对БрБНТ1.7、БрБНТ1.9和БрБ2三种合金微合金化研究的结果证明,性能比原标准成分的合金有显著提高。表9所列是各种微合金化铍青铜及其表面活性组元的含量。这

些合金按最佳规范时效以后的平均性能见表10。

过去铍青铜的性能一直稳定在原有水平而难以提高,现在通过微合金化并采用形变热处理新工艺取得了可喜的突破。1974年苏联为投产添加微量镁元素补充合金化的铍青铜专门制订了Cu-Be-Mg系((MB-2)标准,即OCT 95206-74。1977年新牌号БрБНТ1.9Мr铍青铜被正式列入全苏国家标准ГОСТ18175。

表 10 按最佳时效规范处理后的微合金化铍青铜的平均性能

微合金化组元的含量  %	$\sigma_{0.002}$  公斤/毫米 <sup>2</sup>	$H_v$	$\rho$  欧姆·毫米 <sup>2</sup> /米	20°C负载时的 $\varepsilon_{残}10^3\%$		
				1000小时 (静态的)	循环10 <sup>5</sup> 次(周期的)	
					$\sigma_0$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\varepsilon_{残}$
БрБНТ1.9						
(БрБНТ1.9)	65	360	0.062	14.0	65	6.3
0.02 Mg	71	375	0.064	8.3	70	5.2
0.05 Mg	75	380	0.065	7.7	70	3.8
0.1 Mg	79	390	0.066	5.8	70	2.3
0.12 Mg	79~80	390	0.066	5.8	70	2.2
0.13 Mg	79~80	390	0.067	5.8	70	2.2
0.2 Mg	77	380	0.066	6.5	70	3.0
0.4 Mg	75	370	0.069	10.5	70	5.0
0.1 Mg+0.03 P	80	390	0.065	5.3	70	2.0
0.005 Ca	76	375	0.062	6.3	80	3.2*
0.006 Ca	78	380	0.06	6.0	80	3.0*
0.018 Ca	79	390	0.059	5.7	80	2.8*
БрБНТ1.7						
(БрБНТ1.7)	40	340	0.059	7.6	45	13.1
0.09 Mg	65	360	0.062	2.8	45	4.3
0.16 Mg	60	350	0.064	4.5	45	6.0
БрБ2						
(БрБ2)	59~60	350	0.060	14.5	65	6.5
0.05 Mg	63	360	0.061	—	—	—
0.1 Mg	73	375	0.064	5.0	65	2.4
0.25 Mg	72	360	0.065	—	—	—

\* 所列数据为循环 $10^4$ 次的。

注: 在静态松弛下 $\varepsilon_{残}$ 值的大小, БрБНТ1.9的 $\sigma_0=80$ 斤/毫米<sup>2</sup>, БрБНТ1.7的 $\sigma_0=45$ 公斤/毫米<sup>2</sup>,

БрБ2的 $\sigma_0=70$ 公斤/毫米<sup>2</sup>。

从此微合金化铍青铜获得了工业应用。最近，Ж. П. Пастухова 及 А. Г. Рахштадт 等人主张进一步精简铍青铜的牌号品种，认为同时生产性能十分相近的三种牌号，即 БрБНТ1.9、БрБНТ1.7 和 БрБ2，尤其是 БрБ2.5 很不合理。如用强度最高的 БрБНТ1.9Мг 新合金来统一铍青铜的成分，无论对冶金或仪表制造等应用部门都是可行并颇有益处的。这当然不是容易的事，困难主要来自应用部门的习惯。尽管 БрБ2.5 合金从 ГОСТ 上废除已达二十年之久，但仪表部门依旧袭用至今，直到 1972 年苏联仍制订有该牌号的技术条件 ТУ 482196-72。这种情形不但苏联有，我国亦如此。

值得注意的是，苏联至今没有发展高导电铍青铜系列（我国亦同）。这是因为苏联有镁青铜（БрМг0.3、БрМг0.5、БрМг0.8）、镉青铜等高导电铜合金和 156、538、卡明林、卡明罗等一批新合金可以满足不同使用对象，经济效果比铍青铜要节省得多，又适于苏联的资源条件。

## 积极推广更有效的强化 处理新工艺

六十年代以来，形变热处理（T.M.T.）在高强度铜合金中获得广泛应用。T.M.T.（又称热机械处理）综合利用了形变强化和相变强化，将压力加工与热处理工艺相结合，使成型工艺同取得最终性能有效地统一起来。近代位错理论认为：合金化强化、相变强化和形变强化三者虽然工艺大不相同，但本质一样，就强化机制而言都是由于增加了金属中的缺陷密度（空穴、位错、堆垛层错或夹杂等），造成了有利于抵抗外加应力的组织状态，从而改善了金属的强度。如果在已知成分的合金上合理地综合利用上述三种强化工艺，可以获得更佳的强化效果。这就是用合金化和形变的方法引进大量位错，再用热处理方法使这些位错牢固地钉扎起来，从而达到更高的强度及塑性韧性水

平。

近年来苏联又推广了二次淬火、分段时效和动态时效新工艺，英国推广了“微双相”处理技术，日本也开始在铍青铜生产中采用温加工技术，这些都是基于 T.M.T. 技术而衍生发展起来的新工艺。

传统的 T.M.T. 工艺往往在强化合金的同时也明显降低合金的塑性，给下道变形或成型工序造成困难。新的二次淬火形变热处理方法可以使材料在高度强化的同时提高塑性，它对小断面元件或半成品特别适用。该方法与传统的 T.M.T. 的区别仅仅在于合金塑性变形后增加一次快速淬火，促使塑性变形中产生的大量位错重新排列，形成稳定的多边化结构，然后再时效处理。图 2 是传统的 T.M.T.（a）和二次淬火的形变热处理（b）两种工艺对照的示意图。二次淬火新工艺不仅能使合金获得足够的塑性，而且能提高合金的短时静力强度与持久强度，还能改善弥散硬化合金的耐热性及抗疲劳性能，抗弛豫性能也比一般淬火回火处理后的高。

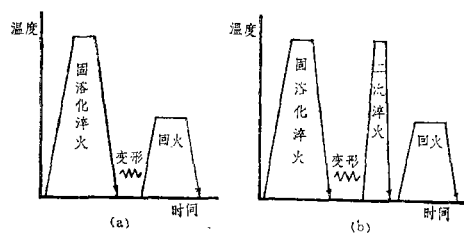


图 2 传统的与二次淬火的 T.M.T. 工艺示意图

分段时效是将弥散硬化型合金先于较低温度进行预时效，然后于较高温度再一次时效。这样做可促使析出的弥散强化相分布更合理、析出质点更多，从而获得更大的强化，尤其显著提高抗应力松弛与疲劳强度。据报导苏联 БрБНТ1.9 及 БрБНТ1.9Мг 采用分段时效最佳规范是：210℃ 1 小时（第 I 阶段）和 335℃ 1 小时 10 分钟（第 II 阶段）。



据说分段时效工艺用于铍青铜还能有效地抑制铍青铜的晶界效应。苏联对添加微量磷元素的BpB2合金进行了试验：第Ⅰ阶段时效为150℃8小时，第Ⅱ阶段为360℃1小时，结果金相组织表明晶界反应量正常，不但未发生过时效，而且性能显著提高。不言而喻，这一点颇有实用价值。我国目前生产的铍青铜往往在标准工艺（320℃2小时）下进行时效就出现大量的晶界反应，使性能恶化。美国认为铍青铜时效的晶界反应量应控制在3~5%才算正常，而国产QBe2料在标准工艺下通常要大大超过。

分段时效稍加改进，只要在第Ⅰ阶段时效过程中给材料施加一定的应力，便发展为所谓动态时效新工艺。动态时效最先在ЭИ702（36HXTЮ）ЭП51（36HXTЮМ5）及ЭП52（36HXTЮМ8）等不锈钢类弹性合金中获得广泛应用，不久推广到铜弹性合金领域。这种新工艺可以显著提高合金的弹性极限、抗松弛性能和疲劳强度。如ЭП52合金经1050℃淬火、750℃回火2小时，然后在100公斤/毫米<sup>2</sup>应力下于450℃补充回火1小时，它的 $\sigma_{0.001}$ 达130公斤/毫米<sup>2</sup>。若采用普通的750℃2小时时效的方法，弹性极限仅为80公斤/毫米<sup>2</sup>；而且其耐蚀性比动态时效的几乎要低两倍。铍青铜经770℃淬火、320℃时效4小时，然后在100公斤/毫米<sup>2</sup>应力下于200℃补充时效1小时，弹性极限可达95公斤/毫米<sup>2</sup>，而采用通常的方法不过才70公斤/毫米<sup>2</sup>。增加动态时效中的应力负荷可进一步提高弹性极限和屈服极限。但也会同时引起蠕变量的增加，这对合金是不利的。为此，负荷应力的增加应按强化程度分阶段成比例地合理进行。

微双相处理技术是英国六十年代研制IN629合金（15%Ni、28%Zn、13%Mn余为Cu）时首先采用的一种新工艺。其原理是对 $\alpha+\beta$ 两相合金进行一定量的冷塑变形，在能产生一定再结晶的温度下进行时效，同时产生 $\beta$ 相的沉淀。这样， $\beta$ 相质点既可促进再结晶晶粒的成核，又能阻碍晶粒的长大，从而使最终组织

获得超细晶粒及弥散细小的第二相质点，合金的性能尤其是疲劳强度也随之获得显著改善。合金在时效中还可得到高塑性而易于变形加工，这也是制造形状复杂的产品所需求的特性。

最近，日本汤浅荣三等人在Cu-Be合金中推荐了一种温加工新技术。所谓温加工就是把T.M.T.的中间工序冷塑变形改在时效温度进行，变冷加工为温加工，然后再时效。这样做据说有如下优点：

1. 由于温加工使时效硬化与加工硬化的效果互相叠加，从而得到更高的硬度。

2. 温加工后再时效有加工硬化残存，比正常时效或冷加工后时效可获得更高的硬度，且达到最大硬度的时效时间也短。据认为这是由于温加工所导致的位错（从而促进了沉淀过程）造成的或者是由于形成类似GP区的偏析（从而阻碍位错位移）造成的。

3. 温加工后时效所达到的最大硬度值与时效温度和加工率无关，几乎是恒定的。

4. 温加工的时效硬化主要是由于形成GP区使 $\gamma'$ 相和 $\gamma$ 相的析出受到抑制的作用。

铜基弹性合金的迅速发展，无论在新材料研制或变革强化工艺等方面，所涉及的问题非常广泛，内容极为丰富，限于篇幅不可能逐一介绍。此外，生产中有些重要问题国外报道了不少新的研究成果，例如形变热处理过程中残余应力的大小与分布规律、铍青铜弹性元件的热处理变形问题等等，都值得重视和探讨。

