文章编号: 1004-0609(2013)03-0679-08

## 固溶时效对 QAI9-4-3 铝青铜组织和性能的影响

林高用<sup>1,2</sup>,王 莉<sup>1</sup>,许秀芝<sup>1</sup>,曾菊花<sup>1</sup>

(1. 中南大学 材料科学与工程学院,长沙 410083;2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室,长沙 410083)

**摘 要:**采用 SEM、XRD、EDS、TEM、室温拉伸测试、硬度测试、摩擦学性能测试等分析手段,研究时效温 度和固溶温度对自行研制的 QAI9-4-3 铝青铜组织和力学性能的影响。结果表明,随着时效温度的降低或固溶温 度的升高,原 β 硬相区的马氏体特征越来越明显;固溶温度的升高还使 β 硬相区的面积率增大,使合金的抗拉 强度和硬度增大,但降低了伸长率。获得的最佳固溶时效工艺为:(910 ℃,3 h)固溶后水淬+(480 ℃,1 h)时效后 空冷。该状态下,合金中原 β 硬相区的显微硬度为 270HV,其与 α 软相的面积比为 71:29,使合金具有较好的 强韧性配合,抗拉强度为 887 MPa,硬度为 253HBS,伸长率为 7.3%,前两种性能分别较其挤压态合金的提高 了 22%和 33%;其摩擦因数仅略高于挤压态合金的,但磨损率较挤压态合金的降低了 27%,表现出较好的耐磨 性能。

关键词: 铝青铜; 固溶; 时效; 力学性能; 耐磨性能 中图分类号: TG166.2 文献标志码: A

# Effect of solution and aging treatment on microstructure and properties of QAI9-4-3 aluminum bronze

LIN Gao-yong<sup>1, 2</sup>, WANG Li<sup>1</sup>, XU Xiu-zhi<sup>1</sup>, ZENG Ju-hua<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. The Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of solution and aging treatment on the microstructure and mechanical properties of QAI9-4-3 aluminum bronze were investigated by SEM, XRD, EDS, TEM, tensile tests, wear tests, micro-hardness and macro-hardness tests. The results show that with the decrease of aging temperature or the increase of solution temperature, the martensite characteristics of the original  $\beta$  hard region becomes more obviously. The increase of solution temperature also results a higher area rate of the  $\beta$  hard region. Such structural characteristics lead to the increases of tensile strength and hardness, and the decrease of elongation. The best process of solution and aging is as follows: solution at 910 °C for 3 h, and then aging at 480 °C for 1 h. Under this condition, the micro-hardness of the original  $\beta$  region is 270HV, and the area rate of  $\beta$  to  $\alpha$  is 71:29, making the obdurability of the alloy preferable: tensile strength of 887 MPa, hardness of 253HBS and elongation of 7.3%. The two former properties are 22% and 33% higher than those of the extruded alloy. The friction coefficient is slightly higher than that of the extruded alloy, showing good tribology performance.

Key words: aluminum bronze; solution; aging; mechanical properties; wear resistance

铝青铜以较高的强度和优异的耐磨、耐蚀性能广 泛应用于飞机、舰艇等军用工业和家电、机械等民用 工业下的耐磨蚀零件。现代工业和高科技生产的快速发展对铝青铜构件的服役性能提出了更高的要求,发

收稿日期: 2012-04-28; 修订日期: 2012-12-12

基金项目: 国家"十一五"科技支撑计划资助项目(2009BAE71B01)

通信作者:林高用,教授,博士;电话: 13507422779; E-mail: mater218@163.com

展高强耐磨铝青铜逐渐成为一种趋势<sup>[1-3]</sup>。近年来,国 内外研究者主要通过添加合金元素、优化热处理工艺、 采用变质处理或对合金进行表面处理来提高其力学性 能和耐磨性能<sup>[1-6]</sup>。除了这些常规方法外,还有研究者 通过采用等通道挤压、喷射成形等新型成形方法来细 化晶粒和控制组织<sup>[6-7]</sup>,达到高强耐磨的目的。

在上述方法中,对合金进行热处理在可较大范围 内调整合金的性能,挖掘其应用潜力。现有对铝青铜 热处理的研究多集中在常规复杂铝青铜以及 Cu-14%Al-X高铝青铜<sup>[8-12]</sup>。与现有的高性能复杂铝青 铜相比,自行研制的QAl9-4-3铝青铜铝含量偏低,其 成形性能与QAl9-4铝青铜的相当,避免了缓冷脆性, 可挤制成各种规格的管棒材,且其挤制态强度可与 QAl10-4-4铝青铜的媲美,应用范围广。在前期研究 中已探明了影响该合金综合力学性能的4个热处理参 数的主次顺序为:时效温度、固溶温度、时效时间、 固溶时间。据此,本文作者探究时效温度和固溶温度 对合金组织和力学性能的影响,旨在通过热处理增强 合金的力学性能和耐磨性能,进一步扩大其应用范围。

## 1 实验

试验材料为自行研制的一种新型低铝青铜,命名为"QAI9-4-3 铝青铜",其实测成分(质量分数,%)为: 8.7Al,4.4Fe,3.4Ni,余量为铜。采用中频无芯感应 炉熔炼,在 880T 卧式双动挤压机上将铸锭挤压成管 材。挤制管的抗拉强度为 729 MPa,伸长率为 19.1%, 布氏硬度为 194HBS。

热处理试验在箱式电阻炉中进行。根据热处理温 度的作用主次顺序,先考察时效温度对合金的影响: 880 ℃,3h固溶,水淬,时效温度分别为430、480、 530、580 和630 ℃,均保温1h后空冷;再考察固溶 温度对合金的影响:固溶温度分别为820、850、880、 910 和940 ℃,保温3h,水淬,再在优化出的时效温 度下保温1h后空冷。

拉伸试验在 MTS 810 试验机上进行,速率为 2 mm/min。宏观硬度和显微硬度测试分别在 HB-3000B 布氏硬度计和 HMV-2T 维氏硬度计上进行。在美国 UMT-3 摩擦试验机上进行干摩擦磨损试验,为块对 柱的往复滑动摩擦,载荷为 100 N,速度为 240 r/min,时间为 1 h。铝青铜试样的尺寸为 25 mm×20 mm×10 mm。对偶件为 d10 mm 的 45 号钢柱体,经(840 ℃, 40 min)固溶处理,表面硬度为 58HRC。磨柱体和铝青 铜块均经 1 000 号砂纸打磨至  $R_a$ <0.15  $\mu$ m,试验前用

丙酮超声清洗。采用电子天平(精度为 0.01mg)测量铝 青铜的质量磨损。采用带有 GENESIS60S 能谱仪的 Sirion200 场发射扫描电镜、Tecnai G220 透射电镜和 Rigaku D/MAX-2500X 射线仪进行组织观察和物相及 微区成分的检测,其中透射电镜试样采用电解双喷法 制备,双喷液为 30%HNO<sub>3</sub>+ 70%CH<sub>3</sub>OH(体积分数), 温度为-30 ℃,电流为 50 mA。

## 2 结果与分析

### 2.1 时效温度对组织和性能的影响

2.1.1 显微组织

图1所示为合金在淬火态和不同时效温度下的显 微组织。结合 X 射线衍射和微区能谱分析结果,合金 在淬火态下的组织主要由  $\alpha$ -Cu 相、K-(Fe-Al)相和  $\beta'$ (Cu<sub>3</sub>Al)相组成。HASAN 等<sup>[13]</sup>根据相的形态和分布, 将铝青铜中的 K 相分为 K1、K1、K1和 K1相, K1为 AlNi 化合物,其他 3 种 K 相均为 Fe-Al 化合物。图 1 中近似球状的黑色相为  $K_{II}$ 相。 $\beta$  相是  $\beta \rightarrow \alpha + K_{II}$ 共析反 应受抑制而由残留 $\beta$ 相转变成的马氏体。从总体上看, 时效过程中合金的组织变化主要发生在原 $\beta$ 相区,而 α相区的变化很小。当时效温度为 430 ℃时,其组织 与淬火态的相似。随着时效温度的升高,原子活动能 力增强,β'相的针状马氏体特征逐渐消失,K<sub>m</sub>相从其 中以共格的形式析出,如图 2(a)所示。当温度升至 530 ℃时, 原β相区无明显马氏体特征, 而出现少量 α+Km 共析体。当时效温度为 630 ℃时, β'相全部变成 α+K<sub>m</sub> 共析体(见图 1(f)),且其形态随着离相界面的距离呈现 一定的变化。根据相变的热力学原理[14],在相界或晶 界处发生相变所需要的驱动力较小,因此相界或晶界 附近的 β'相最先发生共析分解,产物呈细小层片状整 齐排列(见图 2(b))。随着离界面的距离越来越远,共 析转变所需要的形核功增加,发生共析反应的难度增 大。根据能量最低原理,细层片状 a+K ... 共析体迅速粗 化,以减小系统的自由能。图 2(c)所示为 α+K<sub>II</sub>共析体 的衍射斑,其中α相为面心立方结构,Km相为体心立 方结构,两者呈 K-S 位向关系:  $[1\overline{1}0]_{\alpha} \| [1\overline{1}0]_{\kappa};$  $(00\overline{2})_{\alpha} \parallel (002)_{K}$  .

#### 2.1.2 力学性能

铝青铜中的各种物相中,  $\alpha$  相是铜基固溶体, 硬 度低, 但塑性好;  $\beta$ '相是  $\beta$  相的同素异形体, 呈马氏 体形态, 硬度较高, 但塑性较差, 两者都是以 Cu<sub>3</sub>Al 为基的固溶体; *K* 相属于强化相, 为一系列的 Al(Fe, Ni)



图1 淬火态和不同时效温度下的微观组织

**Fig. 1** Microstructures under queching state and different aging temperatures: (a) As-quenched; (b) 430 °C; (c) 480 °C; (d) 530 °C; (e) 580 °C; (f) 630 °C

化合物,硬度最高<sup>[11-13]</sup>。

图 3 所示为不同时效温度下合金组织中相的显微 硬度及合金的力学性能。可见,和淬火态相比,随着 时效温度的升高,原 β 相区的显微硬度先减小后基本 稳定。这是因为该相区的组织随温度的变化分别呈现 马氏体形态、无马氏体特征+弥散 Km相、层状 α+Km 共析体 3 种典型的组织形态,前者硬度最高。随时效 温度的升高,α 相上仅有极少量细小 Kw相析出,对α 相的硬度无明显影响。由于时效温度仅对合金原β相 区的组织有较大影响,而对α相、原β相区和K相的 面积率影响较小,因此,合金的硬度和强度也随着原 β 相区显微硬度的减小而降低,伸长率则增大。在试 验的固溶工艺下,当时效温度为480℃时,合金的抗 拉强度和硬度均处于较高的水平,且有一定的伸长率, 表现出较好的综合力学性能。

#### 2.2 固溶温度对组织和力学性能的影响

#### 2.2.1 显微组织

图 4 所示为合金经不同温度固溶后再在优化出的 时效温度下(480 ℃)保温 1 h 后的组织,也由α相、K



#### 图 2 原β相区的析出相及其衍射斑

**Fig. 2** Precipitated phases in original  $\beta$  region and electron diffraction pattern: (a)  $K_{III}$  phase; (b) Lamellar  $\alpha + K_{III}$  eutectoid at grain boundary; (c), (d) Electron diffraction pattern of  $\alpha + K_{III}$  eutectoid showing K-S orientation relationship between  $\alpha$  and  $K_{III}$ :  $[1\overline{10}]_{\alpha} ||[1\overline{10}]_{K}; (00\overline{2})_{\alpha} ||(002)_{K} (\bullet - \alpha_{hkl}; \circ - K_{IIIhkl})$ 



图 3 不同时效温度下合金的力学性能



相和 β'相组成。可见,由于时效温度较低,β'相未发 生共析转变,组织中无 α+Km共析体。固溶温度越高, 原 β 相区的马氏体特征越明显。当固溶温度较低时, 该区域(见图 4(a))无明显马氏体特征,仅有少量细小弥 散的 Km相从过饱和 β'相中脱溶析出;当固溶温度大于 850 ℃时,原 β 相区的部分区域呈现较明显的针状马 氏体特征(见图 4(b));当固溶温度为 940℃时,其组织 与淬火态的类似,但马氏体呈粗大板条状,自α相和 晶界插入基体中,原β相区还有较多 Km相呈颗粒状弥 散析出,形态也如图 2(a)所示。图 5 所示为不同固溶 温度下相的面积率。由图 5 可见,随着固溶温度的升高, *a* 相的面积率明显减小, *K* 相也在固溶温度大于 880℃时呈减少趋势, 而原  $\beta$  相区的面积率则增大。根 据 Cu-Al-Fe-Ni 四元相图,固溶温度越高,则有更多 的 *a* 相和 *K* 相转变成  $\beta$  相,  $\beta$  相在淬火冷却过程中来 不及发生  $\beta \rightarrow \alpha + K_{II}$ 共析分解反应,而转变成  $\beta'$ 马氏体。 因此,随着固溶温度的升高, $\beta'$ 相的量增大, 而 *a* 相 的量则减小。根据对合金组织演变过程的研究<sup>[8]</sup>, 在 试验温度范围内, *K* 相的面积率减少主要由  $K_{II}$ 相所 致。因此,固溶温度对低温时效组织中原  $\beta$  相区组织 形态和相的面积率均有较大的影响。



图 4 不同固溶温度下的低温时效组织

Fig. 4 Microstructures of alloy after solution at different temperatures for 3h and then aging at 480  $^{\circ}$ C for 1 h: (a) 820–850  $^{\circ}$ C; (b) 880–910  $^{\circ}$ C; (c) 940  $^{\circ}$ C



图 5 固溶温度对相面积率的影响

Fig. 5 Effect of solution temperature on area rates of phases after solution at different temperatures for 3h and then aging at 480  $^{\circ}$ C for 1 h

#### 2.2.2 力学性能

图 6 所示为合金经不同温度固溶和同一较低温度 时效(480 ℃,1h)后的力学性能。由图6可见,随着 的变化则很小。这是因为固溶温度越高, 原 $\beta$ 相区的 马氏体特征越明显,所以其硬度越高; α相中的 K<sub>N</sub>析 出相由析出强化变为固溶强化,对α相硬度的影响很 小。由于原β硬相区的面积率和显微硬度均和固溶温 度呈正比,致使合金的抗拉强度、硬度与固溶温度在 总体上也呈正比的关系,而伸长率则相反,但是在 820~880 ℃之间,合金的抗拉强度和伸长率还可能存 在一个拐点。这是因为如图 5 所示,随着固溶温度的 提高,  $\alpha$ 相的面积率减小,  $\beta$ 相的面积率和显微硬度均 增大,有利于提高合金的变形抗力,但是当固溶温度 升至 850 ℃, K<sub>W</sub>相全部固溶, α相中无 K<sub>W</sub>相,降低了 位错移动的阻力,大幅度提高了伸长率。可见,K<sub>W</sub>相 对合金的伸长率和抗拉强度有较大的影响, 对硬度的 影响则较小。总之,当固溶温度为910℃时,合金有 较好的综合力学性能:抗拉强度为 887 MPa,硬度为 253HBS, 伸长率为 7.3%。

#### 2.3 最佳热处理态下的力学性能和摩擦学性能

经前文对时效温度和固溶温度的逐步优化,获得 QAI9-4-3 铝青铜的最佳固溶和时效工艺为:经(910 ℃,3h)固溶,水淬,再经(480℃,1h)时效处理,空 冷。表1所列为合金经该工艺处理前后的力学性能和 摩擦学性能。由表1可见,与挤压态合金相比,合金 经最佳热处理工艺处理后,其抗拉强度和硬度分别提



图 6 固溶温度对合金力学性能的影响

**Fig. 6** Effect of solution temperature on mechanical properties of alloy after solution at different temperatures for 3 h and then aging at 480  $^{\circ}$ C for 1 h: (a) Micro-hardness; (b) Macro mechanical properties

高了 22%和 33%。

大量研究表明<sup>[6-9]</sup>, 铝青铜组织中相的种类、含量、 形状、分布及显微硬度对合金的性能有很大的影响, 热处理可以在一定范围内调整合金的组织与性能。试 验合金经最佳热处理工艺处理后,其组织中α软相的 面积率从 82%降至 29%, 原β硬相区的面积率及其显 微硬度均增大,有利于提高合金的硬度和抗拉强度, 且其晶粒尺寸虽然较挤压态增大了一倍,但仍处于较 低的范围(15~25 μm),组织中也有一定比例的α软相 (面积率为 29%),保证了合金的塑性。总之,试验合 金经最优热处理后拥有较高的抗拉强度、硬度和一定 的塑性,而这些力学性能指标对合金的摩擦学性能也 有积极的作用。

由表1可知,与挤压态合金相比,试验合金经最 佳热处理工艺处理后, 其摩擦因数虽然略微增大, 但 磨损率降低了27%,表现出较好的耐磨性能。图7所 示为合金热处理前后的表面磨损形貌。由图7可见, 挤压态下合金的磨损表面存在较大的凹坑, 磨屑边缘 存在裂纹,发生了严重的粘着磨损和轻微的疲劳磨损。 根据粘着磨损的发生机理[15],当粘结点的强度高于摩 擦副中较软金属的剪切强度时,破坏发生在离结合面 不远的软金属内,但当粘结点强度比两金属的剪切强 度高很多, 且粘结点面积较大时, 剪切破坏将发生在 一个或两个金属表层深的地方,产生大而深的凹坑。 合金在挤压态下的强度和硬度较低,容易使磨损过程 中的剪切破坏发生在离金属表层较深的地方,导致出 现严重磨损。合金在热处理态下的磨损表面存在较浅 的犁沟、颗粒状和小块状磨屑,部分犁沟侧面的犁皱 被撕裂,其主要磨损形式为轻微的磨粒磨损、粘着磨 损和疲劳磨损。这是因为合金在热处理态下的强度和

#### 表1 合金在挤压态热处理后的力学性能和摩擦学性能

**Table 1**Mechanical and tribological properties of the alloyunder extruded and heat treated conditions

State	σ <sub>b</sub> /MPa	σ <sub>S</sub> /MPa	$\delta$ /%	HBS	μ	$W_{g/}$ (10 <sup>-9</sup> ·N <sup>-1</sup> ·m <sup>-1</sup> )
Extruded	729	421	19.1	194	0.310	2.00
Heat treated	887	456	7.3	253	0.342	1.46



## 图 7 合金经热处理前后的表面磨损形貌

Fig. 7 Wear morphologies of alloy under different conditions:(a) Extruded; (b) Heat-treated

685

硬度较高,因此抵抗粘着磨损的能力强,部分脱落的 磨屑在循环载荷下不断强化,进而压入基体,导致轻 微的磨粒磨损。

铝青铜在磨损过程中,其磨屑产生的机理是:在 外加载荷的作用下,合金发生塑性变形,其内部产生 滑移,致使最后晶界附近存在较高的应力集中;当应 力达到一定值时,在晶界处产生裂纹,并在循环载荷 作用下扩展,导致剥落发生,形成磨屑<sup>[16]</sup>。经最优化 热处理后,合金的屈服强度和抗拉强度提高,一方面 增大了位错滑移的临界应力,使合金抵抗塑性变形的 能力增强,从而减少裂纹的萌生;另一方面也提高了 合金表面发生剥落的抗力,从而降低了合金的磨损率。 有研究者还认为<sup>[15,17]</sup>,对于受较大载荷的材料,要提 高其耐磨性能,需同时提高材料的硬度和韧性。试验 合金在最优化热处理态下的硬度和强度均处于较高的 水平,较挤压态的有较大幅度的提高,同时还有一定 的塑性,因而具有较好的减磨耐磨性能。

## 3 结论

1) 时效温度仅对原 β 相区的组织有较大影响。随 着时效温度的升高,该相区的马氏体特征逐渐消失, 有细小 Km相从过饱和 β'相中析出,β'相转变为 α+Km 共析体的程度增大,共析产物也发生粗化,导致合金 的抗拉强度和硬度显著降低,但提高了伸长率。随着 固溶温度的升高,合金中原β硬相区的面积率与显微 硬度均增大,对合金力学性能的整体作用趋势与时效 温度相反。

2) 获得的最佳固溶时效工艺为:(910 ℃,3 h)固 溶,水淬,再经(480℃,1h)时效,空冷。该工艺下, 合金中原β硬相区的显微硬度为270HV,该区域与α 软相的面积比为71:29,使合金具有较好的强韧性配 合,抗拉强度为887MPa,硬度为253HBS,伸长率为 7.3%,前两者种性能分别较挤压态合合的提高了22% 和33%。

3) 在最佳热处理态下合金的摩擦因数略高于挤 压态合金的摩擦因数,但其磨损率较挤压态合金的降 低了 27%,表现出较好的耐磨性能。合金的磨损形式 在挤压态下为严重的粘着磨损和轻微的疲劳磨损,在 热处理态下为轻微的磨粒磨损、粘着磨损和疲劳磨损。

#### REFERANCES

[1] 张 华, 张卫文, 夏 伟, 李元元. 高强耐磨变形铝青铜的热

处理工艺[J]. 华南理工大学学报: 自然科学版, 2002, 30(2): 91-93.

ZHANG Hua, ZHANG Wei-wen, XIA Wei, LI Yuan-yuan. Heat treatment technology of a high-strength wear-resisting wrought aluminium bronze[J]. Journal of South China University of Technology: Natural Science, 2002, 30(2): 91–93.

- [2] LI Wen-sheng, WANG Zhi-ping, LU Yang, GAO Yong, XU Jian-lin. Preparation, mechanical properties and wear behaviors of novel aluminum bronze for dies[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16 (3): 607–612.
- [3] 徐建林,王智平. 铝青铜合金的研究与应用进展[J]. 有色金属, 2004, 56(4): 51-54.
  XU Jian-lin, WANG Zhi-ping. Research and application situation of aluminum bronze[J]. Nonferrous Metal, 2004, 56(4): 51-54.
- [4] 李文生,王智平,路阳.高强耐磨铝青铜热处理工艺的研究[J]. 甘肃工业大学学报, 2002, 28(2): 26-28.
  LI Wen-sheng, WANG Zhi-ping, LU Yang. Research on heat-treatment process of a high-strength and wear-resistance aluminum alloy[J]. Journal of Gansu University of Technology, 2002, 28(2): 26-28.
- [5] CHEN Fu-xiao, LI He-jun, Guo Junqing. Predictive model of superplastic properties of aluminum bronze and of the superplastic extrusion test[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 499: 315–319.
- [6] GAO Lei-lei, CHENG Xian-hua. Microstructure and mechanical properties of Cu-10%Al-4%Fe alloy produced by equal channel angular extrusion[J]. Materials and Design, 2008, 29: 904–908.
- [7] KUDASHOV D V, ZAUTER R, MULLER H R. Spray-formed high-aluminum bronzes[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 477: 43–49.
- [8] JAHANAFROOZ A, HASAN F, LORIMER G W, RIDLEY N. Microstructure development in complex Nickel-Aluminum Bronze [J]. Metallurgical Transactions A, 1983, 14: 1952–1956.
- [9] CHBN Rui-ping, LIANG Ze-qin, ZHANG Wei-wen. Effect of heat treatment on microstructure and properties of hot-extruded nickel-aluminum bronze[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17(6): 1254–1258.
- [10] 李文生,路 阳, 袁利华, 王智平, 金玉花. 新型铝青铜 Cu-14Al-X 的热处理强化[J]. 金属热处理, 2006, 31(8): 71-75. LI Wen-sheng, LU Yang, YUAN Li-hua, WANG Zhi-ping, JIN Yu-hua. Heat treatment strengthening of a novel aluminum bronze Cu-14Al-X[J]. Heat Treatment of Metals, 2006, 31(8): 71-75.
- [11] ZHANG Da-tong, CHEN Rui-ping, ZHANG Wen-wen, LUO Zhong-quan, LI Yuan-yuan. Effect of microstructure on the mechanical and corrosion behaviors of a hot-extruded nickel aluminum bronze[J]. Acta Metallurgical Sinica, 2010, 23(2): 113–120.
- [12] SUN Yang-shan, LORIMER G W, RIDLEY N. Microstructure

and its development in Cu-Al-Ni alloys[J]. Metallurgical Transactions A, 1990, 21: 575–581.

- [13] HASAN F, JAHANAFROOZ A, LORIMER G W, RIDLEY N. The morphology, crystallography and chemistry of phases in as-cast nickel-aluminum bronze[J]. Metallurgical Transactions A, 1982, 13: 1337–1342.
- [14] 周善初. 金属热处理[M]. 长沙:中南大学出版社, 2005: 192-211.
  ZHOU Shan-chu. Metal heat treatment[M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 192-211.
- [15] 温诗铸. 摩擦学原理[M]. 北京:清华大学出版社, 2002: 301-330.

WEN Shi-zhu. Principle of tribology[M]. Beijing: Tsinghua

University Press, 2002: 301-330.

- [16] 高雷雷.等通道转角挤压处理铝青铜合金增强力学性能及摩 擦学性能研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2008: 90-98.
  GAO Lei-lei. Mechanical and tribological properties of aluminum bronze alloy produced by equal channel angular extrusion[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2008: 90-98.
- [17] ZHANG Wei-wen, LEO N T, Xia Wei, QIU Chen, CHEN Wei-ping. Influence of heat treatment on tribological behaviors of novel wrought aluminum bronze[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2002, 12(4): 770–774.

(编辑 何学锋)