

# Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag合金的超塑性变形

肖代红 宋 旻 陈康华

(中南大学粉末冶金国家重点实验室,长沙 410083)

**文 摘** 研究了 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag合金板在 400~520 以及应变速率为  $1 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-1} / s$  下的超塑性变形能力及其变形机制。结果显示,轧制态的 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag合金在 500 及应变速率  $5 \times 10^{-4} / s$  时的最大伸长率为 320%,应变速率敏感系数  $m$  达到 0.58。高应变速率下超塑性变形过程中主要机制为晶界滑动,协调机制则是空洞的形核长大与断裂。

**关键词** Al-Cu-Mg-Ag合金,超塑性,变形机制,显微组织

## Superplasticity Deformation of Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag Alloy

Xiao Daihong Song Min Chen Kanghua

(State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083)

**Abstract** Superplastic behavior and deformation mechanism of the sheet of Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag alloy is investigated at temperatures ranging 400 - 520 and strain rates ranging  $1 \times 10^{-4} - 1 \times 10^{-1} / s$ . Rolled Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag alloy has excellent superplasticity with the maximum elongation to failure of 320% at 500 and strain rate of  $5 \times 10^{-4} / s$ , and the strain rate sensitivity exponent  $m$  is as high as up to 0.58. The dominant deformation mechanism in high strain rates is grain boundary sliding, while the main accommodation mechanism is cavity nucleation, its growth and fracture.

**Key words** Al-Cu-Mg-Ag alloy, Superplasticity, Deformation mechanism, Microstructure

### 0 引言

超塑成形由于其低变形抗力、高伸长率的特点,易于成形复杂件,在工业中得到了广泛应用。Al-Cu-Mg-Ag铝合金是一种较新材料<sup>[1~5]</sup>,其在航空航天工业中的应用将越来越多,为了提高其锻件精度和节约原材料,对大型复杂构件采用超塑性精密成形很有必要。人们对铝合金超塑性的研究很多,也取得了显著成果<sup>[6~7]</sup>,但对 Al-Cu-Mg-Ag铝合金超塑性研究还没有公开的报道。本文研究了 Al-Cu-Mg-Ag合金板在 400~520 的超塑性变形特性,为该合金的工业化生产提供参考。

### 1 实验

试验合金名义成分为 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.5(Mn, Zr, Ti)(质量分数),其中 Mn, Zr, Ti以中间合金加入,而其它元素均采用高纯物加入。合金通过真空熔炼氩气保护浇铸成为 188 mm × 78 mm × 19 mm 的铸锭。铸锭在 500 匀化退火后,先热轧

成约 3.5 mm 厚的板材,经空冷后,再经过冷轧,最终得到厚 2 mm 板材。

拉伸测试在带高温炉的岛津 AG-100KNA 试验机上进行,采用 8 mm × 4 mm × 1.4 mm 的板状标样。拉伸应变速率为  $1 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-1} / s$ ,测试温度为 400~520。测试试样均为 3 个,取平均值。高温拉伸试验按照 GB4338—84《金属高温拉伸试验方法》进行。在 NEOPHOT-2 型光学显微镜上对轧制态及高温变形态组织进行观察,采用 JSM-6360 扫描电镜对高温拉伸后的断口进行显微组织分析。

### 2 结果与分析

#### 2.1 拉伸试验

对轧制后未经退火处理的合金进行拉伸测试,得到的应力—应变曲线如图 1 所示。在 475 及应变速率为  $5 \times 10^{-4} / s$  时,合金的伸长率超过 200%;在 500 及应变速率为  $5 \times 10^{-2} / s$ ,合金的伸长率同样超过 200%,显示出该合金具有超塑性。在变形的早期

收稿日期:2006-12-18

作者简介:肖代红,1971 出生,副研究员,主要从事铝合金组织与性能研究

阶段,出现明显的硬化,达到最大应力后,流变应力开始降低。在 500~520℃,应力的变化较为平稳,直至断裂。当应变速率为  $5 \times 10^{-4}$  /s时,随着拉伸温度的提高,伸长率相应的提高,到 500℃ 达到最大,超过了 300%。在相同温度(500℃)不同的应变速率进行拉伸时 [图 1 (b)],随着应变速率的提高,合金断裂时的伸长率增大,到  $5 \times 10^{-4}$  /s时达到最大,伸长率达到 320%;应变速率进一步增大到  $1 \times 10^{-3}$  /s时,伸长率又降低,当应变速率为  $1 \times 10^{-1}$  /s时,伸长率降低到 150%。同时从图 1 看到,应变速率的增大伴随着最大应力增大。令人注意的是,本试验中的合金板材在高应变速率下 ( $5 \times 10^{-2}$  /s),仍显示出超塑性,这对实际生产是很有效的,因为高应变超塑性对降低生产成本、提高生产效率为率很有利,目前已引起人们的广泛关注<sup>[8]</sup>。

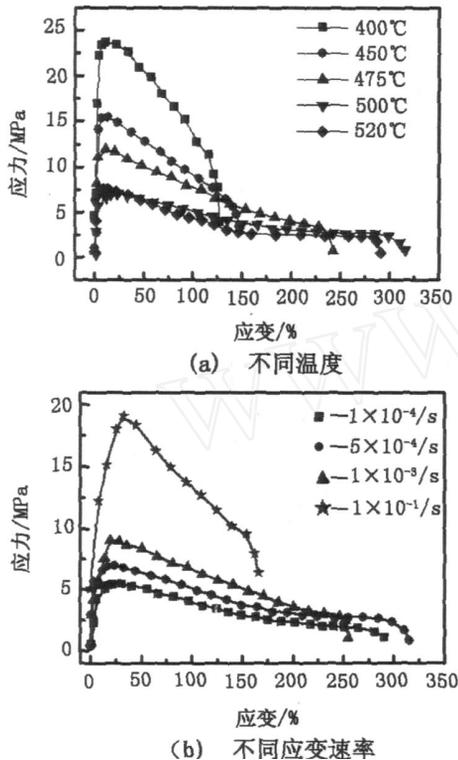


图 1 合金在不同条件下的应力—应变曲线  
Fig 1 Effect of temperature and strain rate on stress-strain curves for as-rolled alloy

利用 Backofen 应变速率突变法<sup>[9]</sup>测定并计算在 500℃ 时,不同初始应变速率下的应变速率敏感系数  $m$  值,同时确定相应的流变应力随应变速率的变化(图 2)。从图中看到,  $m$  值可分为典型的三个阶段,在中间阶段(应变速率为  $1 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-3}$  /s;  $m$  值为 0.4~0.58),合金的伸长率超过 250%,显示出轧制态的 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag 合金板具有超塑性行为。

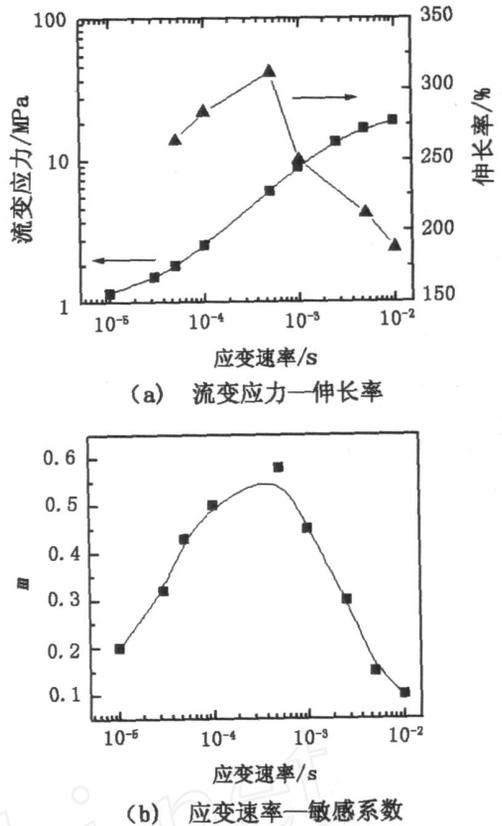


图 2 流变应力和敏感系数  
随应变速率的变化

Fig 2 Variation of flow stress, elongation-to-failure and coefficient of strain rate sensitivity ( $m$ ) with strain rate

## 2.2 显微组织

轧制态合金高温变形前后的光学显微组织如图 3 所示。轧制态合金板的晶粒沿轧制方向排列。经 500℃ 以  $5 \times 10^{-4}$  /s 应变速率拉伸后(伸长率为 320%),晶粒发生粗化,晶界明显,形成了很大尺寸的空洞,呈现出了空洞形核、长大及连接的过程 [图 3 (b)],表明了试样经大量塑性变形后,将发生晶间拉开而造成晶间断裂。经过 500℃ 以  $5 \times 10^{-2}$  /s 应变速率拉伸后 [图 3 (c)],和轧制态相比,组织中出现尺寸不同的空洞,晶粒尺寸明显减小,表明高应变速率拉伸时,晶粒发生了细化,这可能是应变速率较高时相应的流变应力较大,动态再结晶容易发生。

为了确定高温超塑性变形过程中,合金板材的组织变化,取拉伸变形后的试样断口附近的轧面做扫描电镜观察,并与未变形合金进行比较。结果显示,当应变速率为  $5 \times 10^{-4}$  /s 时,在 400℃ 拉断后,合金的晶粒发生相对滑动;450℃ 时,SEM 显示晶粒成等轴状 [图 4 (a)],同时也出现空洞;而在 500~520℃ 时 [图 4 (b)、(d)],看到有大量的丝状物质,EDS 分析表明,丝状物质的形成是由于在接近熔点的温度下,低

熔物质聚集到晶界上,使晶界局部熔化,晶界上包含许多固液共存的黏性相,黏性相一方面对晶界滑移起协调作用,在高温下晶界参与变形过程中被拉成丝状的形态;另一方面在应力的作用下,很容易形成孔洞。实质上,液相的出现提高了晶界滑移的能力,通过固

液共存相来传递应力,应力集中容易得到松弛。在500 以  $5 \times 10^{-2} /s$  的高应变速率拉伸时,晶粒仍显示出等轴状 [图 4(c)],晶界发生滑移,同时出现许多空洞,这些空洞连成一片,形成了裂纹。

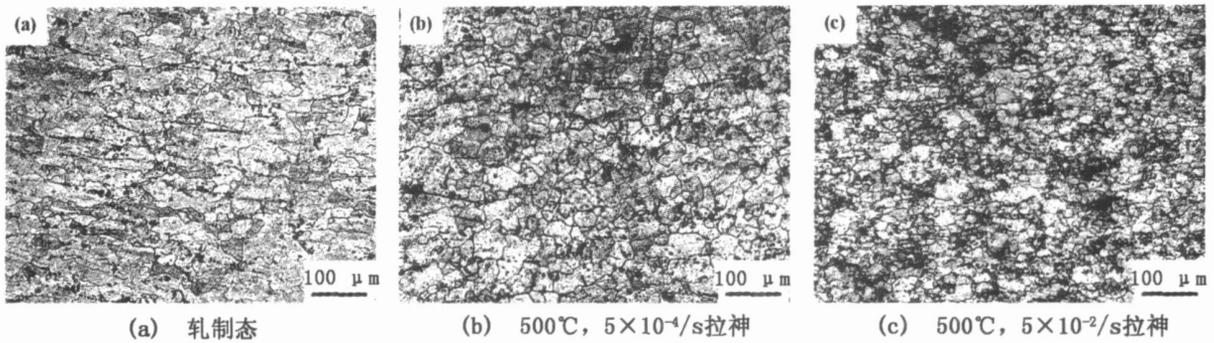


图 3 高温变形前后合金的金相组织

Fig 3 Optical micrographs of alloys before and after deformation at high temperature

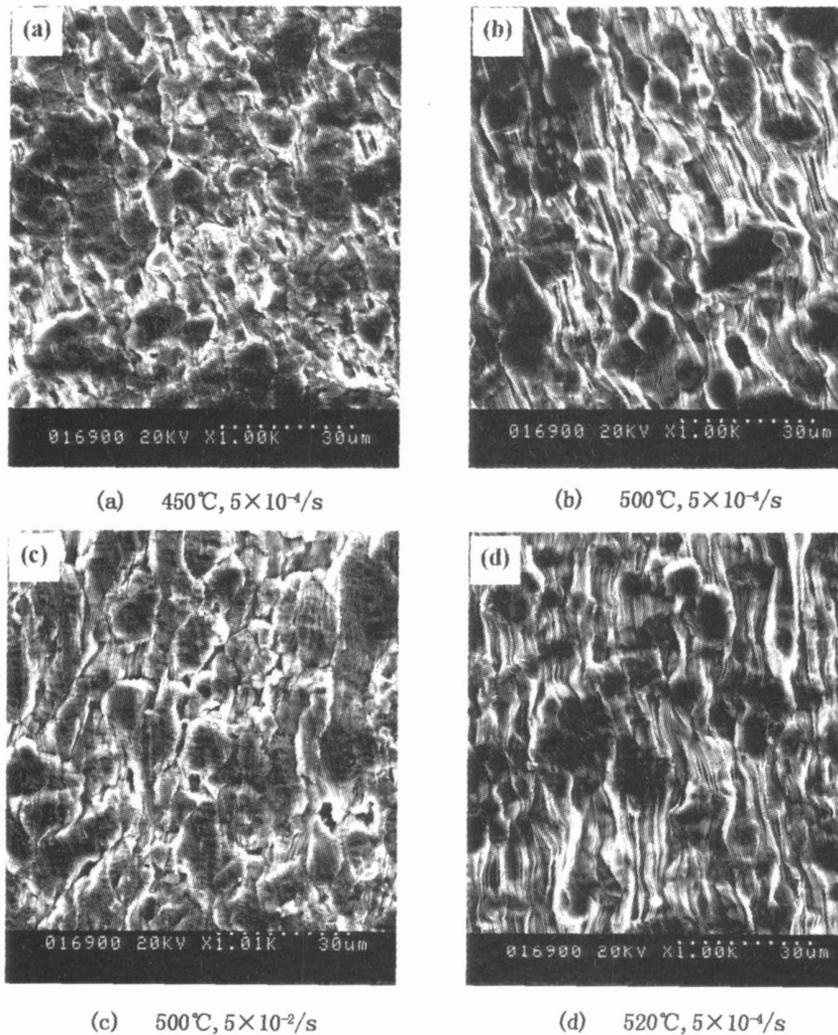


图 4 试样拉断后,断口附近轧面的 SEM

Fig 4 Microstructures observed on specimen surfaces after superplastic deformation

对经过不同温度和应变速率变形后的断口进行 SEM 分析 (图 5), 结果显示, 断裂形式均以沿晶界断裂为主, 断口上显示出空洞。在低应变速率 ( $5 \times 10^{-4} / \text{s}$ ) 时, 随着温度的升高, 空洞尺寸增大。在 500 时 [图 5(c)], 断口上出现丝状物质, 这是由于晶界上的低熔点共晶体在高温下发生局部熔化所产生的, 520 时的断口上的丝状物质更为明显。但同时也看到, 在相同温度下 (500), 随着应变速率的提高, 断口的特征发生了某些变化, 例如在应变速率为  $5 \times 10^{-2} / \text{s}$  时 [图 5(b)], 断口主要表现为韧窝型

特征, 而丝状物质却未发现。对拉伸试样空洞形貌的观察结果表明, 在试样变形量较小时, 合金基体内主要为尺寸较小的 O 型空洞; 随变形量的增大, 试样中开始出现一些尺寸较大的 V 型空洞, 在变形量  $> 100\%$  后, 可以明显看出空洞沿拉伸方向长大和连接的趋势。另外, 在试样变形量较大时, 基体内不但有尺寸较大的空洞出现, 同时也有尺寸较小的空洞存在, 说明在超塑变形过程中, 不但有空洞的长大和连接, 同时也有新空洞不断形核。

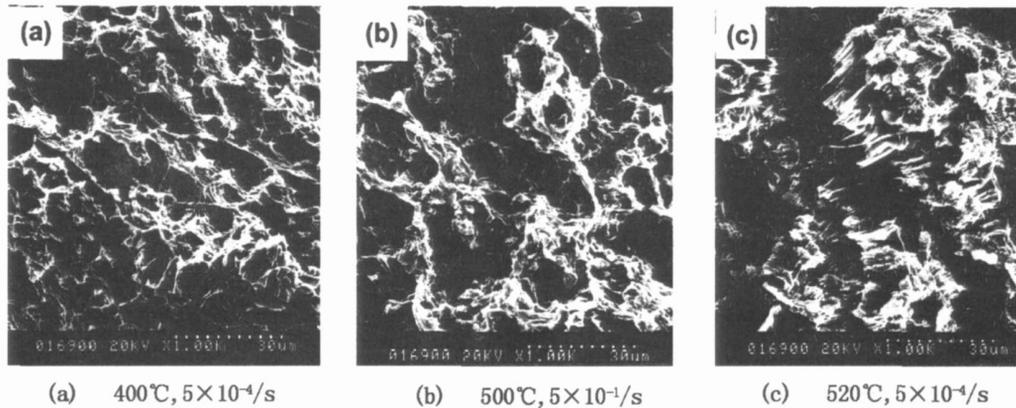


图 5 轧制态合金板材在不同条件下拉伸后断口 SEM

Fig 5 Tensile fracture surfaces of rolled alloys under different conditions

### 2.3 超塑性变形机制

从实验结果看到, Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag 合金板材在 450 及应变速率  $10^{-3} / \text{s}$  时, 显示出较好的应变性能。在 500、 $5 \times 10^{-4} / \text{s}$  拉伸条件下, 合金的最大伸长率达到 320%, 表明轧制态的合金板材在某些条件下能显示出超塑性。利用这种超塑性现象, 可以把 Al-Cu-Mg-Ag 合金制成工业所需要的构件。

在超塑性变形区域 (图 2), 合金板材的变形与传统材料的超塑性变形不一样, 传统的超塑性变形是由于晶界滑移产生的<sup>[10-11]</sup>, 导致晶粒的重新排布, 使样品在宏观上得到拉伸变形, 而晶粒本身不发生明显的变形。而本实验合金的超塑性变形一方面由于晶粒晶界滑移, 使晶粒的重新排布, 另一方面, 由于在高温及高应变速率拉伸时, 显微组织发生再结晶, 晶粒发生细化, 正因为晶界滑移及晶粒细化的作用, 使得 Al-Cu-Mg-Ag 合金在高应变速率下能产生超塑性变形。

一般来说, 在超塑性温度范围内, 伸长率随温度的升高而增加, 而流动应力则相应降低, 这是因为随着温度升高, 提高了原子的自由能, 降低了临界切变应力, 促进了晶界滑移以及晶界扩散能力。当

达到最佳超塑性温度时, 这种效应最大。另一方面, 随着温度的继续升高, 将促使晶粒长大, 当超过临界温度时 (接近铝合金的过烧温度), 强化相大量溶解, 晶粒严重长大, 将导致超塑性指标急剧下降。

由于晶界及晶粒所发生变化的不同, 宏观上呈现出不同的断口形貌。高应变速率下, 由于在高温下存在时间短, 动态再结晶细化的晶粒来不及长大, 部分晶界上少量液相的产生, 形成了被黏性层 (固液共存相) 包围的晶粒团簇, 黏性层在变形中起到一定的协调作用, 但并不成为主要承受变形的结构, 沿晶断裂主要发生在未存在液相的晶粒间。低应变速率下, 由于在高温下存在时间长, 晶粒长大, 大量晶界上都出现液相, 变形过程中, 黏性层容易承受剪应力, 尤其接近断裂时, 黏性层更容易成为承受变形的主体, 断口上有许多的胡须状物质, 即是被拉断的黏性层相。

### 3 结论

轧制态 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag 合金在 500 及应变速率  $5 \times 10^{-4} / \text{s}$  时获得最佳超塑性, 最大伸长率为 320%; 应变速率敏感系数  $m$  达 0.58。高应变速率下, Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag 合金板的晶粒发生细化, 主要超塑性变形机制是晶界滑动, 但同时空洞的形核长大及断裂是其辅助机制。

## 参考文献

- 1 Polmear IJ, Couper M J. Design and development of an experiment wrought aluminum alloy for use at elevated temperatures Metallurgical Transactions, 2000; A19 (4): 1 027
- 2 肖代红,王健农,陈世朴.微量 Ag对 Al-5.3Cu-0.8Mg合金组织和耐热性能的影响.机械工程材料, 2003; 27 (1): 38
- 3 Xiao D H, Wang J N, Ding D Y. Effect of Cu content on the mechanical properties of an Al-Cu-Mg-Ag alloy Journal of Alloys and Compounds, 2002; 343 (1/2): 77
- 4 肖代红,王健农,丁冬雁.稀土 Ce对铸态 AlCuMgAg合金耐热性能的影响.特种铸造及有色合金, 2004; (4): 20
- 5 夏卿坤,刘志义,余日成等.均匀化退火对 Al-Cu-Mg-Ag系合金组织和性能的影响.热加工工艺, 2006; 35 (4): 8
- 6 黄明宇,王典钧,陆惠生.供应态 LD10铝合金的超

塑性试验研究.轻合金加工技术, 1998; 26: 33

- 7 许晓静,王伟.工业供应态 LY12铝合金的超塑性.宇航材料工艺, 2002; 32(3): 44
- 8 Lee S, Berbon O B et al Developing superplastic properties in an aluminum alloy through severe plastic deformation Materials Science and Engineering, 1999; A272(1): 63 ~ 72
- 9 Backofen W A, Tumer L I, Avery D H. Superplasticity in an Al-Zn alloy. ASM Trans, 1964; 57: 980
- 10 Liu J, Chakrabarti D J. Grain structure and microtexture evolution during superplastic forming of a high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy Acta Materialia, 1996; 44: 4 647
- 11 Hasegawa H, Komura S, Utsunomiya A et al Thermal stability of ultrafine-grained aluminum in the presence of Mg and Zr additions Materials Science and Engineering, 1999; A265 (1/2): 188

(编辑 任涛)

(上接第 36页)

速率和失水量比未涂保护层的 IMC 的失水速率和失水量要小的多,其电形变性能较好。对于完全润湿的外部密封的 IMC,油层把 IMC 包裹起来起到隔离环境的作用,使得 IMC 中具有较多的水来形成水合离子以及满足形变时离子传输介质水的需求,从而有较多的水合离子在电压作用下迁移。在未密封的 IMC 样品膜的一端加负载电压时,IMC 裸露在空气中,由于自由水的挥发和电极端水电解作用,两者共同导致了 IMC 中的含水量急剧降低,水团簇尺寸减小,离子传输受阻;同时 IMC 大量失水导致膜的柔韧性变差,也同样加剧了其顶点最大位移和连续形变次数的减小。

表 3 涂保护层前后 IMC 的形变性能比较

Tab 3 Deformation performance of IMC with and without protective coating

IMC	顶点最大位移 /mm	连续形变次数
涂密封油	50	37
未密封	33	28

## 4 结论

(1)经二次化学沉积制得的 Ag-Nafion 基 IMC

的电形变效果比一次化学沉积的好,在 1.25 V 电压下其最大形变角度约为 46°;银在基体膜内部呈梯度分布。

(2)对于 Ni-Ag/Nafion 基的 IMC, Ni 均匀致密地分布在 Ag-Nafion 膜的表面,形成一层较厚的双金属电极层,有效地降低了其表面电阻。

(3) IMC 的形变次数和顶点最大位移与其失水率密切相关,在 IMC 表面涂装密封油能有效降低其失水率,提高了其电形变性能。

## 参考文献

- 1 Wang Y, Bachman M, Li G P et al Low-voltage polymer-based scanning cantilever for in vivo optical coherence tomography. Optics Letters, 2005; 30 (1): 53 ~ 55
- 2 罗玉元,李朝东,张国贤.基于离子聚合物金属复合材料 (IMC)的柔性致动器研究.中国机械工程, 2006; 17 (4): 410 ~ 413
- 3 王海霞,余海湖,李小甫等. Pt-Ni/Nafion 膜电致动材料的制备及性能研究.武汉理工大学学报, 2004; 26 (12): 5 ~ 8
- 4 Nemat-Nasser S, Wu Y. Comparative experimental study of ionic polymer-metal composites with different backbone ionomers and in various cation forms Journal of Applied Physics, 2003; 93 (9): 5 255 ~ 5 267

(编辑 吴坚)