

铝合金超塑变形研究进展

赵俊 黎文献 肖于德 余琨

(中南大学材料科学与工程学院,长沙 410083)

摘要 综述了铝合金材料超塑变形的研究现状和进展情况。着重介绍了高应变速率下铝合金超塑性的基本特征,探讨了铝合金超塑变形机理,介绍了铝合金超塑性的应用情况。超塑铝合金是性能优良,具有广泛用途的新型材料,随着高应变速率条件下铝合金超塑变形研究的深入,将不断提高铝合金生产的经济效益和实用性。

关键词 铝合金 超塑性 高应变速率

Advances in Research on Aluminum Alloy Superplasticity

ZHAO Jun LI Wenxian XIAO Yude YU Kun

(College of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083)

Abstract The current status of research on superplasticity of aluminum alloys is reviewed. Superplasticity properties under high strain rate conditions are described and superplastic mechanism of aluminum alloys are discussed. Superplastic aluminum alloys with good properties are a new group of materials that have wide potential applications.

Key words aluminum alloys, superplasticity, high strain rate

金属超塑性现象在1920年被发现,近几十年来,超塑性已经成为材料学的一个重要分支。一般认为,金属和合金在一定条件下,其流变应力的应变速率敏感性指数 m 值大于 0.3,显示特大延伸率的能力称为超塑性。

金属超塑性的宏观变形特点是大延伸、无颈缩、流变应力低以及易成形。与一般的塑性变形在外观特征、金相组织以及变形机制等都有很大区别。从外观上看,超塑性变形表现为宏观均匀变形。变形后的样品表面平滑,没有起皱、凹陷、微裂及滑移痕迹等现象。从金相组织方面观察,经变形后原来的等轴晶组织仍为等轴晶,晶粒有一定程度的长大,带棱角的晶界圆弧形。从变形机制上看,超塑变形时,晶界行为起了主要作用,如晶粒转动、晶界滑移等。

除早期的共晶、共析合金外,超塑性材料的品种和数量有了大幅度的增加。除了最早发现的 Zn-Al 合金、Pb、Sn 基和后续研究开发的 Mg 基、Al 基、Cu 基、Ni 基、Fe 基合金外还有陶瓷功能材料,陶瓷复合材料,金属间化合物,金属基复合材料^[1,3]等。铝及其合金具有比重小,导热导电性能好,耐腐蚀等优点,是广泛应用的材料,在已发现的超塑合金中,铝合金占了 1/3 以上。铝合金超塑性的研究在超塑性研究领域占有极其重要的地位。

1 铝合金超塑变形的发展

1960年,美国的 David 发现 Al-33%Cu 共晶合金在 500°C 时可得到 200%的延伸率,是最早实现超塑性的铝合金。而后其他一些共晶合金,如 Al-Si, Al-Cu-Mg 等合金在一定的条件下也获得了超塑性。70年代日本的松木等和英国的 Stowell 等开发出了主要的超塑 Al-Cu 系铝合金,促进了超塑性铝合金的发

展,并已投入应用^[4]。

近十几年来,铝合金的超塑性研究有了新的进展,主要的铝合金系列有:纯铝、Al-Ca、Al-Cu、Al-Cu-Mg-Zr、Al-Ca-Mg、Al-Mg(-X)(X=Mn、Cu、Si、Zr、Sc等)、Al-Zn-Mg(-Zr)、Al-Li(-Zr)。其中,一些新型的铝合金,通过添加稀土元素或者 Sc、Zr、Ti 等过渡族元素,大大提高了合金的超塑性^[5~7]。如 Al-Mg-Li-Zr、Al-Zn-Mg-Zr 等合金不但能在一定条件下呈现较高的超塑性,而且具有较好的综合力学性能。Al-Zn-Mg 合金是铝基超塑性合金的工业常规材料,在航空工业中应用较多。在该合金中添加稀土元素或者过渡族元素 Zr,细化了显微组织,提高了合金的超塑性,其中最大的延伸率可达 1014%^[6,7]。01420 (Al-Mg-Li-Zr) 合金是一种中强超轻合金,具有较好的抗腐蚀性能和优良的焊接性能,按照常规的形变热处理细化晶粒的方法,可以获得 950%的延伸率, m 值达到 0.78,是目前 01420 合金最佳的超塑性能^[8]。Al-Ca-Zn 是一种新型的 Al 基超塑性合金,它比重量轻、抗腐蚀能力强,作为一种中等强度的铝合金,已开始应用于军事或民用工业中。

另外,在粉末冶金铝合金和铝基复合材料中超塑性的发现,进一步推动了超塑成型技术的发展。

2 高应变速率超塑性变形铝合金

在超塑性研究领域,超塑性能否在工程中得到实际应用仍然是一个重要研究课题。目前,大多数超塑合金的塑性成形是在较低的应变速率,较高的温度下完成的,这给工业化生产和广泛应用带来了大的障碍。因此,为了更好地满足工业生产的需要,希望材料能在相对低的温度、高应变速率下获得好的超塑性。这就使得对于在较低温度、高应变速率条件下超塑性的研究

赵俊: Tel: 0731-8830261 E-mail: junzhao2000@sina.com

与技术开发成为研究的一个重要方向。目前,主要的高应变速率超塑性材料就是铝合金和铝基复合材料。

高应变速率超塑性概念最早是在1984年,Nieh研究SiC/2124铝合金复合材料和机械合金化材料IN9021时提出来的。日本标准协会提出在应变速率大于 $10^{-2} s^{-1}$ 时获得的超塑性称为高应变速率超塑性。这种应变速率要大于常规材料的塑性变形速率($10^{-4} s^{-1}$)而接近热变形的速率($10^{-1} \sim 10^{-2} s^{-1}$)。有研究表明^[9],甚至在大于 $10^0 s^{-1}$ 的应变速率下也可以获得超塑性。

铝合金的超塑性属细晶超塑性,晶粒细化及细晶粒的热稳定性对超塑性铝合金十分重要。超细晶粒是铝合金获得高应变速率超塑性的重要组织条件。常规的铝合金具有超塑性,一般要求晶粒尺寸在 $10\mu m$ 左右。K.Higashi教授的研究表明,晶粒尺寸要在 $5\mu m$ 以下,才可能使铝合金具有高应变速率超塑性。因此采用先进的生产制备工艺以及其它细化晶粒的方式均能使材料获得高应变速率超塑性。图1表示了铝合金晶粒尺寸与变形速率和超塑性的关系。图中可见,晶粒尺寸在约 $10\mu m$ 时,对传统的金属材料而言,在 $10^{-5} \sim 10^{-3} s^{-1}$ 的应变速率下可获得超塑性。随着晶粒尺寸的减少,可以在较高的变形速率下,使一些铝合金获得超塑性。

表1列出了一些已有报导的典型的高应变速率超塑性铝合金材料。从表中可见,同一种合金经不同制备工艺形成的晶粒尺寸不同,最佳的超塑应变速率和性能也会发生改变。

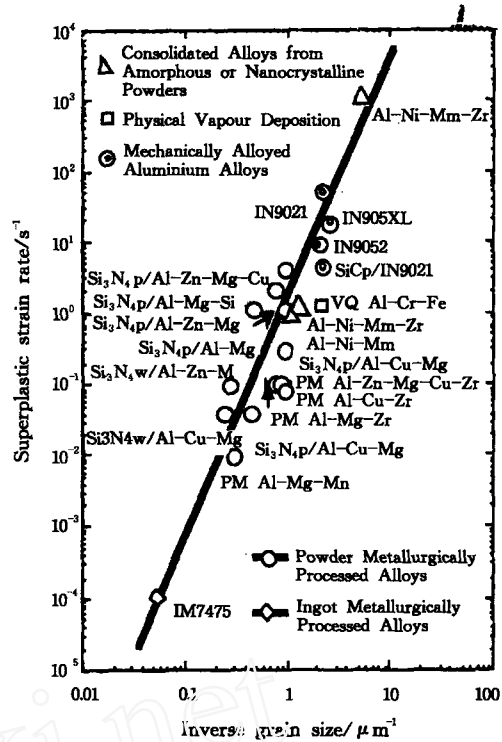


图1 新型工艺制备的铝合金晶粒尺寸与变形速率的关系

表1 高应变速率超塑性铝合金及其性能

材 料	温度 /K	应变速率 /S ⁻¹	流变应力 /MPa	晶粒尺寸 /μm	m 值	延伸率 /%	文献
Al-Cu-Zr	753	3×10^{-3}	9	5	0.4~0.5	1270	[14]
2124-Zr	748	3×10^{-1}	35	1	0.5	490	[14]
7475-Zr	793	10^{-1}	11	2.5	0.6	600	[14]
7475-Zr	793	3×10^{-1}		1.3		900	[14]
7075-Zr	689~823	1×10^{-1}		2.0		1000	[13]
Al-Mg-Zr	773	10^{-1}	21		0.3	570	[14]
Al-Mg-Cr	689~848	1×10^{-1}				800	[13]
Al-Mg-Mn	798~823	3×10^{-2}				550	[13]
Al-Cu-Zr	743	10^{-1}	25		0.3	480	[14]
Al-Cu-Mg-Fe-Ni	803	2.8×10^{-1}		<3	0.2	240	[10]
Al-Mg-Sc	748	1.4×10^{-2}		<1	0.5	1130	[12]
Al-Li	843	1.4×10^{-1}	5.5	<4	>0.3	250	[22]
Al-Li-Mg-Cu-Zr	763~853	3		4		250	[13]
Al-Li-Ce	803	8×10^{-2}				410	[11]
Al-Si	803	10^{-1}	5.3	1.4	0.5	275	[14]
Al-Si-Cu	793	10^{-1}	0.5		0.48	390	[14]
Al-Ni-Mm	885	1	15	1	0.5	650	[14]
Al-Ni-Mm-Zr	873	1	15	0.5	0.5	650	[14]
Al-Mg-Li-Zr	623	10^{-2}	85	1.2		1180	[14]
Al-Cu-Zr	573	10^{-2}		0.5		970	[14]
Al-Cr-Fe	898	1	20	0.5	0.5	505	[14]
Al-Ti	848	1×10^{-1}		1.5		307	[13]
Al-Cu-Li-Mg-Zr	673~773	1×10^{-3}		2.0		660	[13]
Al-Zn-Mg-Cu-Zr	73	2×10^{-3}		5.0		1400	[13]

由于晶粒细化是获得各种高应变速率超塑性材料的关键,所以研究铝合金高应变速率超塑性,在一定程度上就是研究如何获得超细晶粒的合金。一些铝合金用铸造冶金的方法可获得晶粒细小组织。例如:2618A Al-Cu-Mg-Fe-Ni 耐热锻造铝合金,经锻造、固溶处理、温轧等一系列形变热处理工艺后,平均晶粒尺寸小于 $3\mu\text{m}$,在 530°C , $2.8 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 的条件下获得超塑性^[10]。在成分相当于三元共晶体 $\alpha + \text{CaAl}_4 + \text{CaSi}_2\text{Al}_2$ 的 Al-7.3%Ca-1%Si 合金中发现有高应变速率超塑性。在热轧和以大的变形量冷轧时,形成细小晶粒组织,在变形速率增加到 $1.2 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 之前,合金的延伸率随变形速率增加而增加^[15]。为了研究用传统方法细化晶粒,提高超塑性能,A. Gholinia 等采用 2 次形变热处理的方法使 Al-Mg-Cr 合金获得了 $1\mu\text{m}$ 的细晶^[16]。

除了普通铸造冶金的方法获得超塑性铝合金外,由于粉末冶金和其它先进的加工方法,如:热机械处理,快速凝固粉末冶金,机械合金化,物理气相沉积(PVD),等倾角挤压或等倾角加工,复合锻造,循环挤压等使晶粒细化^[15,17,18],高应变超塑性将获得更好的发展。

机械合金化即通过机械粉碎的方法使金属颗粒不断粉碎、细化、均匀化,最终获得超细合金粉末,然后经烧结、挤压、轧制等工艺获得晶粒超细的粉末冶金材料。机械合金化可获得 $350 \sim 500\text{nm}$ 甚至尺寸更小的晶粒,并且该方法生产的材料热稳定性高,可以在高温下保持长时间而不发生晶粒长大。如:采用该方法制备的 Al-Ni-MM(混合稀土)-Zr 合金可获得明显的高应变速率超塑性。材料的晶粒尺寸都小于 $5\mu\text{m}$,弥散分布的 Al_3Zr 粒子有效地阻止了合金的晶粒长大。

Al,CrFe 合金通过物理气相沉积获得的晶粒尺寸在 $0.1\mu\text{m}$

左右,基体上均匀分布的富铁的第二相的尺寸在 $3 \sim 5\mu\text{m}$ 左右,当温度升高时,晶粒尺寸会长大,但仍然很细小,该材料仍具有较好的高应变速率超塑性^[14]。

用粉末冶金方法制备的高应变速率超塑性铝合金,通常向铝合金中添加微量锆元素。例如:Al-Mg-Zr 合金由于 Zr 的有利影响,即从过饱和固溶体中析出大量细小弥散的 Al_3Zr 质点,在超塑性变形的动态再结晶中阻碍了晶粒的长大,经快速凝固和随后的热机械处理后,在 10^{-2} s^{-1} 的应变速率下达到了 600% 的超塑性^[17]。

等倾角挤压就是指样品在 2 个形成 Φ 角且等横断面的挤压模具中进行挤压。如:用等倾角挤压方法,将铸造 Al-Mg-Li-Zr 合金置于大应力应变下可获得约 $1\mu\text{m}$ 的晶粒。该合金在 623K ,应变速率为 10^{-2} s^{-1} 条件下,拉伸至延伸率为 1180% 时还未断裂^[19]。而 Al-3%Mg 合金在经过等倾角挤压严重变形后,最终可获得 $0.2\mu\text{m}$ 的晶粒^[18]。

经不同的制备工艺,晶粒尺寸和应变速率的关系如图 2 所示。图 2 中重叠部分椭圆形的虚线圈表示晶粒尺寸和铸造铝合金经等倾角加工后能获得的最佳超塑应变速率的范围。另外,在铸造和粉末冶金工艺之间没有明显的边界,但是一些粉末冶金合金可用等倾角挤压工艺获得超细晶粒,从而可在高应变速率下获得超塑性。

值得重视的是,有研究表明,经热机械加工的 5083 Al-Mg 合金在相对低的温度(250°C , 低于熔点的 50%)和 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率下获得了 400% 的超塑性^[20]。关于材料在低温高应变速率下的超塑性的研究将越来越受到重视,这将对材料的工业化生产及应用带来巨大的经济效益和更广阔的前景。

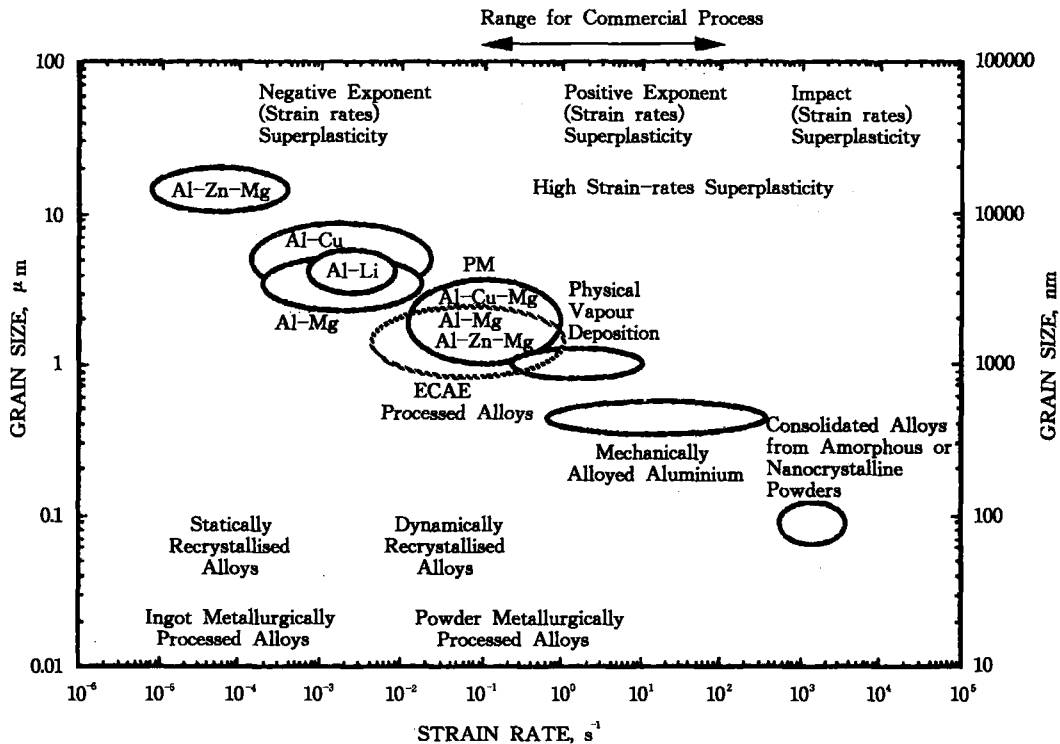


图 2 不同制备工艺下晶粒尺寸和应变速率的关系

3 铝合金超塑变形的机理

对于超塑性机理的研究早在1945年就已报道^[1]。由于超塑性现象本身的复杂性,虽然对超塑性机理及加工工艺等进行了大量的研究,但至今未能有完善统一的理论。随着对超塑性研究工作的深入,各国的材料研究学者也提出了多种新的见解和工艺制度。

铝合金超塑性属于细晶超塑性,据大量的实验和理论研究,对微晶组织超塑性变形机理的一些比较一致的看法是:晶界滑动和晶粒转动;扩散蠕变理论;位错滑移理论。在超塑变形过程中,应该是这些机理综合作用的结果,而且在超塑性流动的不同阶段中起主要作用的机理是不同的。

在最佳的变形速率范围内,一般认为晶界滑动是超塑成形的主要机制。晶界扩散作用将随速度的降低和晶粒度的减少而增大。对于铝合金等细晶超塑性材料,晶粒越细,其表面积越大,有利于晶界滑动;晶粒越细小,等轴性越好,产生的空洞尺寸也就越小,晶粒的转动和滑动就越容易,从而合金的超塑性就越好^[1,2]。

超塑变形过程中,晶界滑动总会在晶界三角区或材料增强相与基体的相界处产生应力集中,使滑动受阻,如果材料的变形继续进行,就需要一个协调过程。一些研究认为,晶界滑动的协调机制是位错滑移和扩散流动。Ball和Hutchinson提出:应力集中通过障碍晶粒内位错的产生而缓和,位错通过晶粒而塞积到晶界上,当应力达到一定程度时,塞积前端的位错沿晶界攀移而消失以及小角度晶界吸收位错,使晶界取向差迅速增加,内应力得到松弛,晶界滑动继续进行。晶界滑动过程中的晶界转动不断地改变晶内滑移最有利的滑移面以阻止晶粒长大。

在应变速率较低的区域,扩散蠕变机制的作用增大。超塑性流动在理论上可看作应力场中每个原子作定向位移的结果,这种变形称作扩散蠕变。Nabarro-Herring扩散蠕变理论认为在拉伸应力作用下,晶界上空位的化学势能产生局部的变化:垂直于拉伸轴的晶界处于低能状态,平行于拉伸轴的晶界处于高能状态。此时必然会引起空位从高位能区向低位能区的移动来平衡这种差别。相反地,与形成空位移动的相反方向会出现原子流,因此产生物质迁移和塑性流动,从而导致晶粒的变形和重排^[1,2,21]。一般情况下,扩散蠕变可以在晶界附近发生,也可以在晶粒内发生。多晶材料的扩散蠕变可能导致晶界滑动,此时,这种滑动是一种协调作用。

一般认为晶界和晶粒的变形对高应变速率超塑性有一定的影响^[22]。随着应变速率的提高,快速的晶界滑动,在三角晶界处引起的应力集中来不及借助位错的运动有效松弛,在外力作用下晶粒发生变形,通过这种晶粒变形,晶界取向可以向切应力最大的方向进行一定的调整,使变形继续进行。

另外,Nieh和Wadsworth^[14]指出细晶是实现超塑的必要条件,但不是充分条件。在一些材料中发现液相调节晶界滑移机制。材料变形时大部分的形变能转化为热能。高应变速率超塑变形时,产生的热量来不及散失,可能导致材料在液-固两相状态下变形。液相的存在就如润滑剂一样,使晶粒和第二相颗粒之间的滑动更容易进行,从而使材料的变形能力大大提高。Nieh^[23]等认为在液相体积分数较小时,细小的固相尺寸才能使固相间的界面产生高的毛细管作用力,使单位面积上的液相减少和分布

均匀。在固相间的粘着力不发生显著下降的情况下,材料可能表现出高应变速率超塑性。对于高应变速率超塑性的变形机制还有待进一步研究。

4 铝合金超塑变形的应用

研究铝合金超塑性的目的在于利用其成形零件或结构件,特别是成形难加工的材料和复杂形状的零部件,如曲面、浮凸、刻字等,可大大降低成本并提高构件的使用性能。国外将金属超塑性成形技术用于生产,特别是用于航空、航天等结构件^[24]。

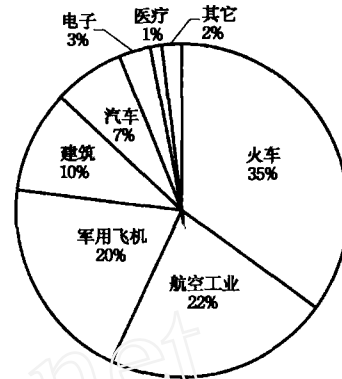


图3 铝合金超塑成形制品的市场分布状况

由于超塑合金在出现超塑性现象时,其塑性极好,变形能力很强,因此可以制造出形状复杂的工件。超塑性合金的变形抗力低,因此可以采用低廉、新型或超轻的成型设备。超塑性成型能保证非常小的公差配合,因此能减少加工费用,节约材料。超塑合金的显微组织很细,晶粒均匀,因此获得的产品力学性能较好。这些优点使超塑性在工业上受到青睐。图3为铝合金超塑成形制品的市场分布状况。

总之,超塑铝合金是具有广泛用途的新型材料。随着高应变速率超塑变形研究以及塑性加工技术的不断深入,将给超塑铝合金的发展带来巨大的推动力,给社会生产带来更大的经济效益。

参考文献

- 何景素. 金属的超塑性. 北京: 科学出版社, 1986: 4
- [苏]O A 卡依勃舍夫著. 金属的塑性和超塑性. 王燕文译. 北京: 机械工业出版社, 1982: 22
- 林栋梁, 单爱党. 先进材料的超塑性研究进展[J]. 上海金属, 1996, 18(5): 18
- [日]东键司. 实用铝合金的超塑性(上). 顾景诚译[J]. 轻金属, 1991, 6: 60
- Maeng D Y, Lee J H, Hong S I, et al. Microstructure and mechanical properties of rapidly solidified Al-7wt%Mg-X (X=Cr, Zr or Mn) alloys [J]. Mater Sci Eng A, 2001, 311: 128
- 刘玉梅, 高玉芹. 稀土量不同的 Al-Zn-Mg 合金超塑性变形中的第二相状态[J]. 吉林大学自然科学学报, 1996, 11(4): 68
- 赵友昌, 郭晓梅. 含微量稀土元素的 Al-Zn-Mg 合金超塑性变形机制[J]. 材料科学进展, 1992, 6(2): 93

- 8 李献民,崔建忠,等. 01420 合金的超塑性行为[J]. 材料研究学报, 2000,4(3):318
- 9 王仕勤,张力宁,何武强. ZA65 及 SiCp/ZA65 材料高应变速率超塑性[J]. 机械工程材料, 1997,21(6):20
- 10 崔建忠,王中,刘勇,等. 温轧态 2618A 铝合金高应变速率超塑性的研究[J]. 材料科学与工艺,1994,2(3):34
- 11 马勤. 温轧态稀土铝锂合金高应变速率超塑性[J]. 甘肃科技纵横,2002,31(3):31
- 12 Nieh T G, Hsiung L M, Wadsworth J, et al. High strain rate superplasticity in a continuously recrystallized Al-6% Mg-0.3%Sc alloy [J]. Acta Mater,1998,46(8):2789
- 13 徐海卫,程晓农,许晓静. 高应变速率超塑性铝基材料的研究现状和展望[J]. 江苏大学学报,2002,23(3):67
- 14 Higashi K. High stain rate superplasticity in Japan [J]. Mater Sci Tech,2000,16:1320
- 15 Hobakob И И [俄]. 谢肇揆译. 铝合金的高速超塑性[J]. 轻金属,1994,5(4):55
- 16 Gholinia A, Humphreys F J, Prangneu P B. Processing to ultrafine grain structures by conventional routes [J]. Mater Sci Tech,2000,16:1251
- 17 Grimes R, Dashwood G J, Hamson A W, et al. Development of a high strain rate superplasticity [J]. Mater Sci Tech, 2000(16):1334
- 18 Hayes J S, Keyte R, Prangnell P B. Effect of grain size on tensile behaviour of submicron grained Al-3wt%Mg alloy produced by severe deformation [J]. Mater Sci Tech,2000, 16:1259
- 19 Berbon P B, Furukawa M, Horita Z, et al. Application of ECAC for producing superplastic Aluminum alloy [J]. Miner Metal Mate Soc/AIME,1998,2:173
- 20 Hsiao I C, Su S W, Huang J C. Evolution of texture and grain misorientation in an Al-Mg alloy exhibiting low-temperature superplasticity [J]. Metal Mater Trans A,2000, 31A:2169
- 21 刘志义. 超塑性变形的三维晶粒重排研究[J]. 稀有金属材料与工程,1995,24(5):28
- 22 李志民,王中. 快凝 PM Al-Li 合金高应变速率超塑性变形机制[J]. 西安工业学院学报,2001,21(3):250
- 23 Nieh T G, Wada Worth J, Mai J. A Pheological view of High-strain-rate superplasticity in alloy and metal-matrix composites [J]. Scripta Matall Mater,1992,26:703
- 24 黄世民. 铝合金超塑成形的研究和进展[J]. 铝加工技术, 1994,4:1
- 25 Keniaki Osada. Commercial applications of superplastic forming [J]. Mater Proc Tech,1997,68:241

(责任编辑 石咏)

(上接第 23 页)

- 11 Lee H L, Lim H J, Kim S, et al. Thermomechanical properties of β -Sialon synthesized from kaolin [J]. J Am Ceram Soc, 1989,72(8):1458
- 12 Gilev V G. IR spectra and structure of Si-Al-O-N phase prepared by carbothermal reduction of Kaolin in nitriding atmosphere [J]. Inorg Mater, 2001,37(10):1041
- 13 张宏泉,等. 碳热还原氮化高岭土合成 Sialon 粉末[J]. 中国有色金属学报,1998,8(1):140
- 14 邱克辉,等. 由高岭土合成 β -Sialon 粉料的探讨[J]. 材料科学与工程,1996, 14(3):40
- 15 黄莉萍,等. 以高岭土制备 β -Sialon 粉料[J]. 硅酸盐学报, 1991,19(1):11
- 16 张宏泉,等. 用不同粘土矿物合成 Sialon 粉末的研究[J]. 中国陶瓷, 1998, 34(1): 16
- 17 Sugahara A, Kuroda K, Kato C. Synthesis of β -Sialon from a montmorillonite-polyacrylonitrile intercalation compound by carbothermal reduction [J]. J Am Ceram Soc, 1984,67(11):C247
- 18 Hrabe Z, Komarneni S, Malla P, et al. Pillared montmorillonite clay as a raw material for the synthesis of β -Sialon [J]. J Mater Sci,1992, 27: 4614
- 19 Panda P K, Mariappan L, Jaleel V A, et al. Carbothermal reduction of sillimanite [J]. J Mater Chem,1996,6(8):1395
- 20 洪彦若,孙加林,等. 非氧化物复合耐火材料[M]. 冶金工业出版社,2003,64
- 21 孙俊民,等. 以煤矸石为原料制取赛隆陶瓷[J]. 煤炭加工与综合利用,1998,4:17
- 22 Umebayashi S, Kobayashi K. Materials reaction-sintered from volcanic ash and Al powders in N_2 [J]. J Am Ceram Soc Bull, 1975,54(5):534
- 23 Degtyarev E V, Boyarina I L, Puchkov A B, et al. A method for fabrication sialon [P]. USSR Inventor's Certificate No. 1054333, Otkr Izobr,NO. 42,1983
- 24 刘克明,等. 高炉渣合成 Ca- α -Sialon-SiC 粉的热力学分析及工艺优化[J]. 北京科技大学学报,2001,23(5):404
- 25 Rahman I A, Salsh M I. The formation of β -Sialon in the carbothermal reduction of digested rice husks [J]. Mater Lett, 1995,23:157
- 26 Hanna S B, Ghoneim N M. Formation of β -Sialon from kaolin and rice hulls [J]. Interceram,1986,5:42
- 27 曹林洪,等. 工艺条件对粘土碳热还原氮化合成 β -Sialon 粉体的影响[J]. 耐火材料,2001,35(5):252
- 28 Gilbert J E, Mosset A. Preparation of β -Sialon from coal-mine schists [J]. Mater Res bull,1997,32(10):1441
- 29 张广荣,等. β -Sialon 粉体合成过程中温度的作用[J]. 无机材料学报, 1996,11(1): 58
- 30 Van Dijen F K, Metselaar R. Reaction-rate-limiting steps in carbothermal reduction processes [J]. J Am Ceram Soc, 1985, 68(1):16
- 31 都兴红,等. β -Sialon 粉料的合成过程及催化剂的选择[J]. 材料导报,1997,11(6):37
- 32 万隆,等. 高岭土的化学组成对碳热还原-氮化法合成 β -Sialon 粉末的影响[J]. 硅酸盐学报,1999,27(1):116

(责任编辑 石咏)