

SiCp 增强 2024 铝基复合材料超塑性的研究 *

许晓静 陈康敏 戴峰泽 蔡 兰

(江苏理工大学机械工程系, 镇江 212013)

摘 要 对搅拌铸造法制备的 SiCp/2024Al 复合材料超塑性的预处理、力学行为、微观结构及变形机制进行了研究. 结果表明, 合适的强烈塑性变形是改善复合材料组织进而提高超塑性的有效方法: 经小挤压、热轧和冷轧后, 在温度为 823 K、初始应变速率为 $1.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸变形条件下, 超塑延伸率为 405%, 超塑变形机制为晶粒的适度长大、动态连续再结晶和适当的微量液相共同协调的晶界滑动: 液相不是该复合材料展现超塑性的必要条件.

关键词 SiCp/2024Al 复合材料, 超塑性, 变形机制

中图法分类号 TB331, TG115.2 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2002)05-0544-05

INVESTIGATION ON SUPERPLASTICITY OF SiC PARTICULATE REINFORCED ALUMINUM MATRIX COMPOSITE

XU Xiaojing, CHEN Kangmin, DAI Fengze, CAI Lan

School of Mechanical Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212013

Correspondent: XU Xiaojing, associate professor, Tel: (0511)8791295, Fax: (0511)8791739,

E-mail: xjxu@pub.zj.jsinfo.net

Sponsored by National Natural Science Foundation of China (No. 59631080)

Manuscript received 2001-08-16, in revised form 2001-12-25

ABSTRACT The superplastic pretreatment, mechanical behavior, microstructure and deformation mechanism of SiCp/2024Al composite fabricated by stirring casting were investigated. The results showed that severe plastic deformation is an effective way of improving microstructure and superplasticity of the composite. After extruded with a low extrusion ratio of 10:1, hot rolled and cold rolled, the composite exhibited a elongation of 405% at the initial strain rate of $1.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ at 823 K, and the superplastic deformation mechanisms were grain boundary sliding accommodated by a moderate grain growth, dynamic continuous recrystallization and a small amount of liquid phase. Liquid phase is not indispensable condition for the composite superplasticity.

KEY WORDS SiCp/2024Al composite, superplasticity, deformation mechanism

SiC 颗粒增强铝基复合材料具有高比强、高比模、高阻尼、耐高温、耐磨损、耐疲劳以及热膨胀系数小等一系列性能, 且制备成本低廉, 是一种具有广阔应用前景的新型材料, 但其塑性较低, 加工成形性能较差, 难以制造出形状复杂的工件, 如能使其实现超塑性对于解决加工成形困难、实现少甚至无切削加工具有重要实际意义.

为获得超塑性所需的致密细小组织, 目前国内外大都采用“大挤压(100:1)+轧制”的预处理工艺, 但该工艺在实际生产中受到限制^[1-5] 另外, 由于超塑性变形是一个十分复杂的过程, 其大延伸的获得是各种宏观行为与

微观行为综合作用的结果, 因此至今人们对超塑性变形机理的认识尚不充分^[6-15].

本文对搅拌铸造法制备的 SiCp/2024Al 复合材料的超塑性进行了较系统的研究, 包括预处理、宏观力学行为、微观组织结构以及宏观行为与微观行为之间的关联等, 以期对该材料的超塑性有一完整的认识, 并为超塑性金属基复合材料的制备提供科学依据.

1 实验方法

实验材料为搅拌铸造法制备的 SiCp/2024Al 复合材料, 增强相为磨料 α -SiC 颗粒, 平均尺寸为 10 μm , 体积分数为 12%. 基体 2024Al 的名义化学成分(质量分数, %)为: Al-4.26Cu-1.45Mg-0.71Mn-0.28Fe-0.24Si-0.067Zn-0.39Ti.

* 国家自然科学基金项目 59631080 资助

收到初稿日期: 2001-08-16, 收到修改稿日期: 2001-12-25

作者简介: 许晓静, 男, 1967 年生, 副教授, 博士

超塑性预处理包括挤压、热轧和室温冷轧。挤压工艺是: 温度为 723 K, 挤压比为 10:1。热轧工艺是: 轧制温度为 623 K, 热轧总变形量为 86%。冷轧工艺是: 轧制温度为室温, 冷轧方式为连轧, 冷轧总变形量为 50%。

超塑性拉伸试样沿着轧制方向取样, 长、宽、厚尺寸分别为 9, 6, 0.55 mm。采用岛津 DCS-2000 型拉伸试验机进行超塑性拉伸试验, 加热装置为三区控温电阻炉, 三区温度误差控制在 ± 1 K 范围内。超塑性拉伸试验在试样均温 20 min 后, 在恒定的拉伸速度下进行。

采用 Backofen 速率突变法测定应变速率敏感指数 m 值, 采用 JXA-840A 型扫描电镜观察断面和表面, 采用 Leica MEF4M 型光学显微镜观察金相组织, 采用 Philips CM-12 型透射电镜分析微结构, 采用 TA Instruments-DSC2910 型差示扫描量热计 (DSC) 慢速升温精确测定复合材料的初期熔化行为。

2 实验结果与讨论

2.1 预处理

图 1 为 SiCp/2024Al 复合材料在铸态和冷轧态时的金相组织, 从图中可以看出, 铸态的复合材料经挤压、热轧和冷轧后, 组织致密性和 SiCp 分布均匀性都得到显著提高, 值得注意的是, 冷轧时应采用连轧的方式, 否则复合材料易出现开裂。



图 1 SiCp/2024Al 复合材料金相组织

Fig.1 Optical microstructures of the SiCp/2024Al composite
(a) as-casted (b) as-cold rolled

图 2 比较了热轧态和冷轧态 SiCp/2024Al 复合材料的高温变形, 可以看出, 热轧态的复合材料无超塑性, 而冷轧态的复合材料则具有超塑性。

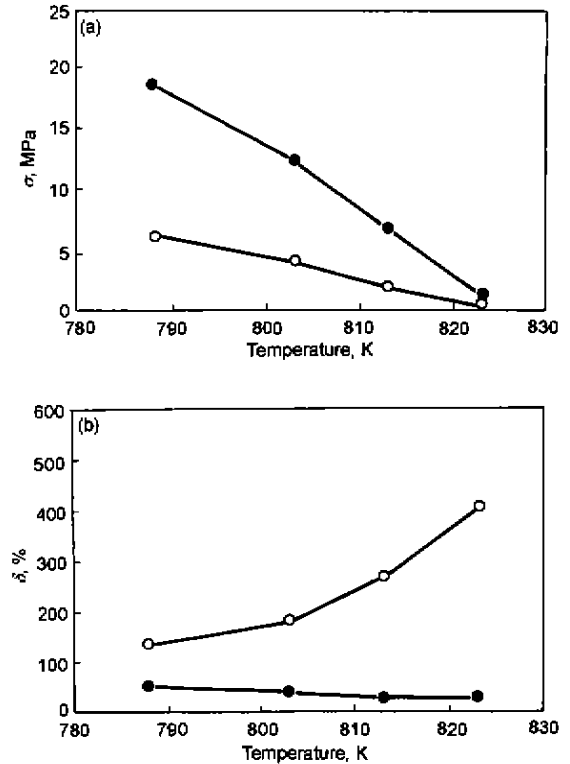


图 2 冷轧与热轧 SiCp/2024Al 的流变应力和断裂延伸率随温度的变化

Fig.2 Flow stress (a) and elongation (b) vs temperature for SiCp/2024Al composites by cold-rolled (—○—) and hot-rolled (—●—) treatments at initial strain rate of $1.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

综上所述说明, 合适的强烈塑性变形是改善复合材料, 的组织进而提高超塑性的有效方法。

2.2 力学行为

图 3 为 SiCp/2024Al 复合材料高温变形时流变应力和断裂延伸率随应变速率变化的曲线, 从中可以看出, 在温度为 803—823 K、初始应变速率为 5.7×10^{-4} — $1.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸变形条件下, 流变应力小于 10 MPa, 应变速率敏感指数 m 值大于 0.3, 断裂延伸率为 180%—405%, 其中 823 K, $1.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 为最佳超塑性变形条件, 此时得到的最大断裂延伸率为 405%, 显示出超塑性变形的典型的力学特征。

图 4 为 SiCp/2024Al 复合材料在最佳条件下超塑性变形时流变应力和应变速率敏感指数随应变变化的曲线, 可以看出: 流变应力随应变的增加发生显著增高, 其应变硬化系数 γ 值高达 1.5; 应变速率敏感性指数随应变的增加而降低, 但其数值始终大于 0.3。

图 5 为 SiCp/2024Al 复合材料在最佳条件下超塑变

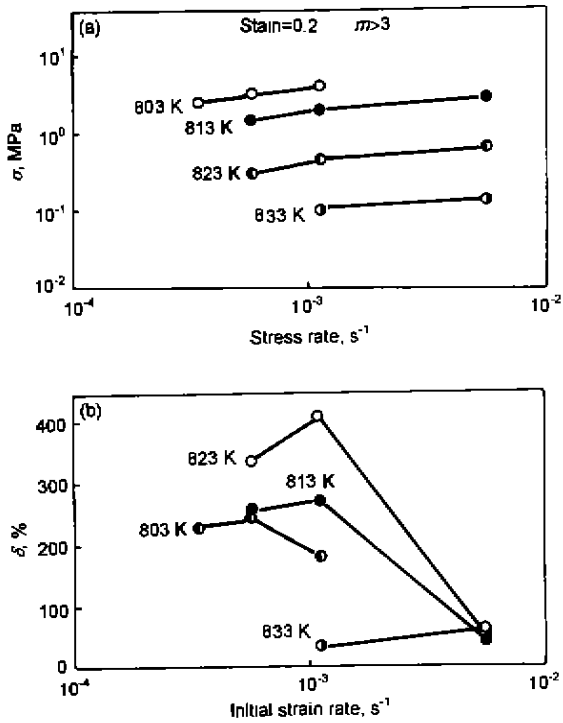


图3 SiCp/2024Al 复合材料流变应力和断裂延伸率随应变速率的变化
Fig.3 Variations of low stress (a) and elongation (b) with strain rate for SiCp/2024Al composite

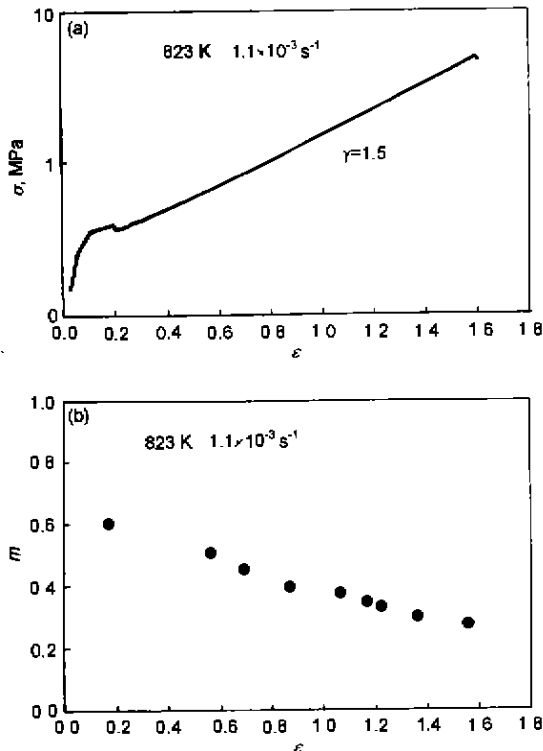


图4 流变应力和应变速率敏感指数 m 值随应变的变化
Fig.4 Variations of flow stress (a) and m -value (b) with strain for SiCp/2024Al composite

形前后的尺寸对比。可以看出, 在高的应变硬化和应变速率硬化作用下, 试样的局部颈缩得到抑制, 超塑性变形呈典型的均匀型变形。

2.3 变形机理

2.3.1 SEM 分析 图6为 SiCp/2024Al 复合材

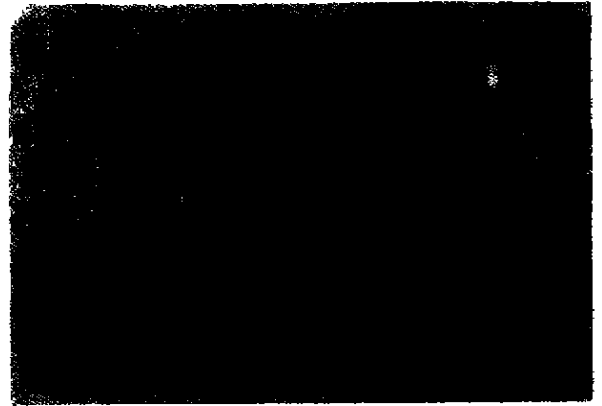


图5 SiCp/2024Al 超塑性变形前后的尺寸对比
Fig.5 A comparison of undeformed and deformed composite (823 K, $1.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 405%)

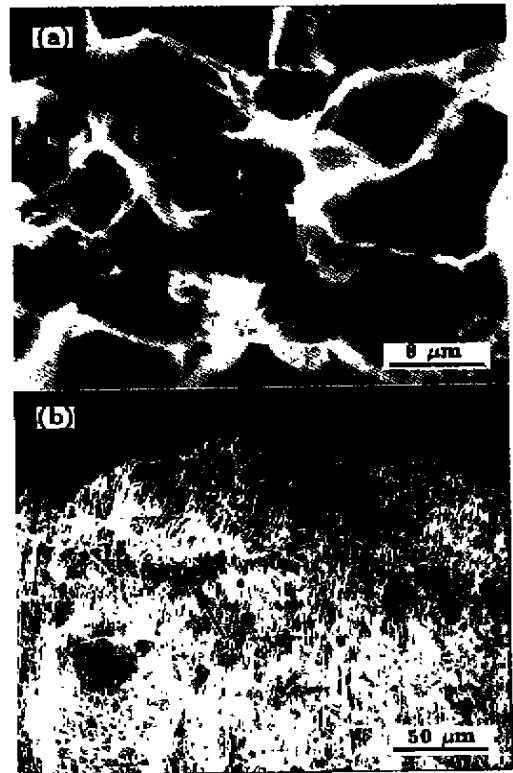


图6 SiCp/2024Al 超塑变形后断面和表面的 SEM 形貌
Fig.6 SEM images after superplastic deformation (823 K, $1.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 405%)
(a) fracture surface (b) surface (arrow showing a strip-like cavity parallel to specimen width direction)

料在最佳条件下超塑变形后的断面和表面形貌。可以看出：(1) 断面呈典型的沿晶断裂，晶界“圆滑”，证实晶界滑动是超塑性变形的过程；(2) 表面上分布有与试样宽度方向平行的条状孔洞 (图 6b 箭头处)，说明复合材料的最终断裂系孔洞发展所致。

2.3.2 OM 分析 图 7 为 SiCp/2024Al 复合材料在最佳条件下超塑变形后夹头区和变形区的金相组织，可以看出：夹头区的晶粒尺寸约为 $5\ \mu\text{m}$ ，而变形区的晶粒尺寸约为 $15\ \mu\text{m}$ ，说明超塑性变形诱发了晶粒长大。

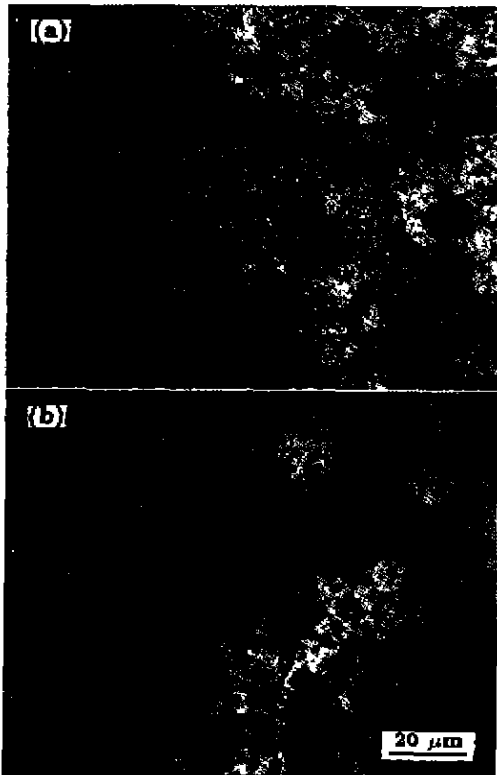


图 7 超塑变形后夹头区和变形区的 OM 组织

Fig.7 Optical microstructures of SiCp/2024Al after superplastic deformation, showing deformation induced grain growth (823 K, $1.1 \times 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$, 405%) (a) gripped zone (b) gauge deformed zone

关于超塑性变形诱发晶粒长大的现象，一般用图 8 所示的晶粒合并模型来解释。即在超塑变形的晶界滑动与晶粒转动过程中，当两个晶粒的位向变成相同时，这两个晶粒便合并为一个晶粒。

一般认为，晶粒长大对超塑性具有正反两方面的影响。一方面，晶粒长大使得晶界滑动变得困难，导致应变硬化，抑制了局部颈缩的发展，从而有利于获得大延伸；另一方面，晶粒长大所带来的应变硬化，加速了孔洞的萌生与发展，从而又有害于获得大延伸。

2.3.3 TEM 分析 图 9 为 SiCp/2024Al 复合材料在最佳条件下，超塑变形后夹头区和变形区的 TEM

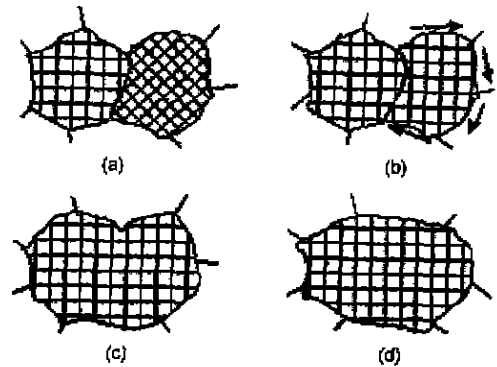


图 8 超塑变形过程中的晶粒合并模型

Fig.8 Schematic illustration of grain incorporation during superplastic deformation

(a) original structure (b) rotation of one grain (c) after coalescence (d) after boundary adjustment

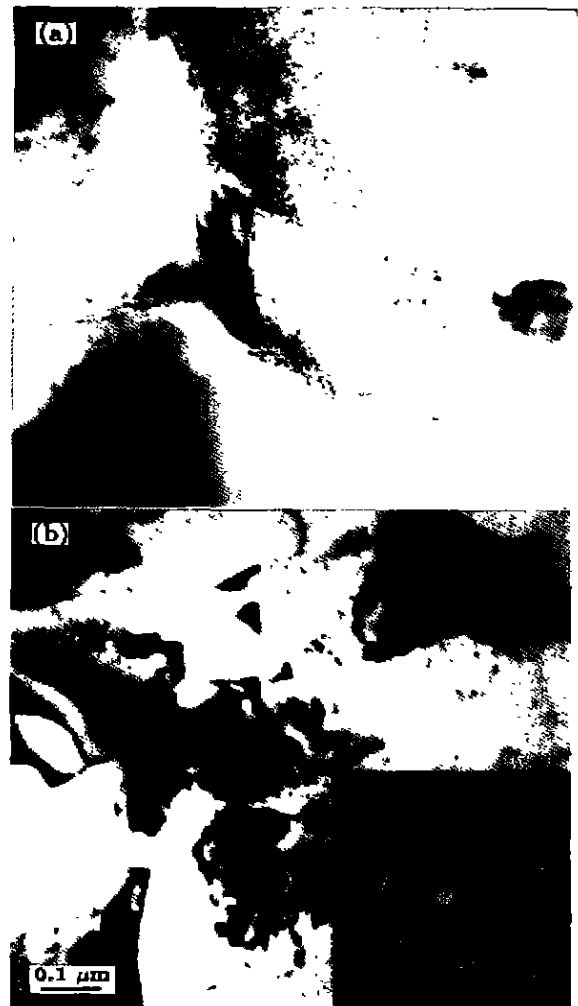


图 9 SiCp/2024Al 超塑变形后的 TEM 像

Fig.9 TEM images of SiCp/2024Al after superplastic deformation 823 K, $1.1 \times 10^{-3}\ \text{s}^{-1}$, 405% (a) gripped zone (b) deformed zone, showing deformation induced dynamic recrystallization

像。可以看出: 夹头区没有出现亚晶粒, 而变形区出现了亚晶粒, 电子衍射图表明亚晶粒间的取向差已高达约 10° , 但仍属不可滑动的小角度晶界, 说明超塑性变形诱发了未能完成的动态连续再结晶。

众所周知, Al 的层错能较高, 交滑移和攀移容易进行, 在热变形时常发生动态回复和动态连续再结晶。但是能够完成动态连续再结晶全过程的 Al 中, 一般含有 Zr、Li 或 Sc 等合金元素, 这些元素与 Al 形成具有共格关系且热稳定的 Al_3Zr , Al_3Li , Al_3Sc 等硬质点, 其尺寸细小、均匀分布在晶粒内部, 可有效地钉扎热变形时所引入的位错, 因此在完成动态回复之后能够较快地吸收钉扎位错, 促使动态回复的小角度晶界长大成可滑动的大角度晶界, 即较快地完成动态连续再结晶的全过程。实验材料中如添加 Zr、Li 或 Sc 等合金元素, 超塑变形后期的动态连续再结晶得以完成, 提供可滑动的大角度晶界, 应变硬化以及孔洞发展将得到缓和, 材料极可能会展现更高的断裂延伸率。

2.3.4 DSC 分析 许多研究表明, 液相对复合材料的超塑性具有显著影响, 适量的液相可大幅度降低流变应力、提高断裂延伸率^[1-3], 其原因是, 适量的液相能够适度弱化复合材料的界面结合, 使得复合材料在具有传递拉伸变形能力的前提下, 顺利地进行晶界滑动和界面滑动, 从而实现大延伸。

图 10 为 SiCp/2024Al 复合材料的 DSC 分析结果。可以看出: 复合材料的初始熔化温度为 $T_i=810.72$ K。经估算, 在最佳超塑性温度 823 K 时, 复合材料中的液相量仅为 0.44%(质量分数)。对照图 3 可知, 适当的微量液相有利于本研究复合材料的超塑性, 但不是其展现超塑性的必要条件。

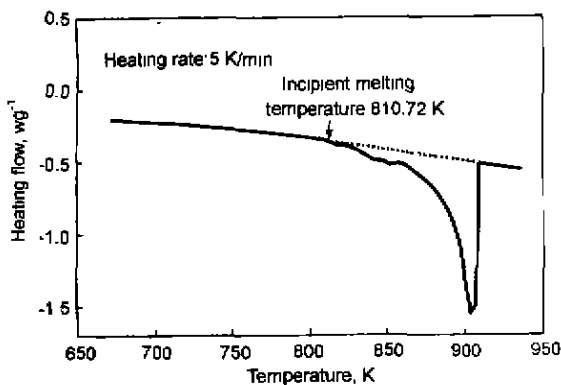


图 10 DSC 分析结果

Fig.10 DSC curve for the SiCp/2024Al composite

从以上宏观力学行为的测定、微观组织结构的观察和 DSC 的分析中可以看出, 该复合材料超塑性变形的主要机制可描述为晶粒的适度长大、动态连续再结晶和适当的

微量液相共同协调的晶界滑动。

3 结论

对搅拌铸造 SiCp/2024Al 复合材料超塑性的预处理、力学行为、微观结构及变形机制进行了研究, 得到下列结论:

(1) 合适的强烈塑性变形是改善复合材料组织进而提高超塑性能的有效方法。

(2) 经 10:1 挤压、623 K 热轧和室温冷轧后, 在温度为 823 K、初始应变速率为 $1.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸变形条件下, 断裂延伸率为 405%。

(3) 复合材料在超塑变形过程中发生了晶粒长大、未能完成的动态连续再结晶、应变硬化和均匀变形等现象, 其最终断裂系孔洞发展所致。

(4) 适当的微量液相有利于超塑性, 但液相不是该复合材料出现超塑性的必要条件。

(5) 超塑性变形的主要机制可以描述为晶粒的适度长大、动态连续再结晶和适当的微量液相共同协调的晶界滑动。

本研究得到上海交通大学金属复合国家重点实验室的赵昌正、顾明元、施忠良、张 荻、吴人洁等老师的大力帮助, 在此表示衷心感谢。

参考文献

- [1] Imai T, Tochigi I, Ai K, L'Esperance G, Hong B D. *Scr Metall Mater*, 1996; 34: 1627
- [2] Imai T, L'Esperance G, Hong B D, Kojima S. *Scr Metall Mater*, 1995; 33: 1333
- [3] Mabuchi M, Imai T, Higashi K. *J Mater Sci*, 1993; 28: 6582
- [4] Mabuchi M, Imai T, Kubo K, Higashi K, Tanimura S. *Mater Lett*, 1991; 12: 330
- [5] Wei Z, Zhang B L, Wang Y W. *Scr Metall Mater*, 1994; 30: 1367
- [6] Jeong H G, Hiraga K, Mabuchi M, Higashi K. *Scr Metall Mater*, 2000; 42: 479
- [7] Xu X J, Zhang D, Shi Z L, Zhao C Z, Wu R J. *Acta Metall Sin(English Lett.)*, 1998; 11: 275
- [8] Xu X J, Zhao C Z, Zhang D, Shi Z L, Wu R J. *Trans Nonferrous Metals Soc Chin*, 1999; 9: 500
- [9] Xu X J. *Aerosp Mater Technol*, 1999; 5: 41 (许晓静. 宇航材料工艺, 1999; 5: 41)
- [10] Nieh T G, Wadsworth J. *Mater Sci Forum*, 1997; 233-234: 383
- [11] Mishra R S, Bieler T R, Mukherjee A K. *Acta Metall Mater*, 1997; 45: 561
- [12] Langdon T G. *Mater Sci Forum*, 1997; 233-234: 47
- [13] Mabuchi M, Higashi K. *Mater Trans*, 1999; JIM 40: 787
- [14] Mabuchi M, Higashi K. *Int J Plast*, 2001; 17: 399
- [15] Liu R G, Jiang H M, Jiang Y, Peng F L, Yin F L, Zhang H Z. *Acta Metall Sin*, 1996; 32: 1244 (刘润广, 蒋浩民, 姜 勇, 彭福林, 尹福林, 张宏征. 金属学报, 1996; 32: 1244)