

等通道转角挤压 Al-Cu 合金的冲击性能*

房大然^{1,2)} 段启强²⁾ 黄崇湘²⁾
吴世丁²⁾ 张哲峰²⁾ 李家俊¹⁾ 赵乃勤¹⁾

1) 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300072
2) 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室, 沈阳 110016

摘要 对铸态 Al-0.63%Cu 和 Al-3.9%Cu(质量分数)合金进行等通道转角挤压处理,研究了 Al-Cu 合金冲击性能的变化。结果表明,等通道转角挤压增强了 Al-0.63%Cu 合金的冲击性能;而对于 Al-3.9%Cu 合金,虽然晶粒细化和第二相的弥散分布使其强度增加,但较多的第二相 θ (Al_2Cu) 未提高其冲击性能。该合金的冲击吸收功与其静力韧度有关。

关键词 Al-Cu 合金, 等通道转角挤压, 冲击性能, 静力韧度

中图分类号 TG146.2, TG111.7 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2007)12-1251-05

IMPACT PROPERTIES OF Al-Cu ALLOY SUBJECTED TO EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING

FANG Daran^{1,2)}, DUAN Qiqiang²⁾, HUANG Chongxiang²⁾, WU Shiding²⁾, ZHANG Zhefeng²⁾,
LI Jiajun¹⁾, ZHAO Naiqin¹⁾

1) School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300072
2) Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: ZHANG Zhefeng, professor, Tel: (024)23971043, E-mail: zhfzhang@imr.ac.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.50571102 and 50625103)

Manuscript received 2007-04-16, in revised form 2007-07-12

ABSTRACT Impact properties of the casting Al-0.63%Cu and Al-3.9%Cu (mass fraction) alloys subjected to equal channel angular pressing (ECAP) were investigated. It is found that the impact properties of Al-0.63%Cu alloy were enhanced after ECAP, while for Al-3.9%Cu alloy, its impact toughness was not improved due to more θ (Al_2Cu) phases, although the tensile strength increased because of grain refinement and dispersive precipitation of the second-phase. It is shown that the impact toughness is dependent on the static toughness of the Al-Cu alloys.

KEY WORDS Al-Cu alloy, equal channel angular pressing (ECAP), impact properties, static toughness

等通道转角挤压 (ECAP) 技术是近年来发展起来的一种新的材料制备方法^[1]。该技术使材料通过模具中两个截面相等并以一定角度相交 (通常是 90°) 的通道,在通道交截处产生较大的剪切变形,而且由于截面积不变,可以对材料进行多次挤压。该方法制备的材料晶粒尺寸通常在 100 nm—1 μ m 之间,称为亚微米晶材料^[2]。对 ECAP 制备的亚微米晶材料力学性能的研究目前主要集中于拉伸和疲劳方面^[3-10]。实验表明,亚微米晶材料的拉伸强度增加,但延伸率通常降低。在一定的温度下,一

些材料表现出超塑性行为。在循环变形中,亚微米晶材料通常表现为循环软化。此外,应力疲劳寿命提高,而应变疲劳寿命降低。ECAP 后的退火处理可以改善其应变疲劳性能。然而,到目前为止,很少见到 ECAP 材料冲击性能方面的研究,只有关于 Al-Si 合金 ECAP 后冲击性能提高的报道^[11,12]。

Al 及其合金是世界上应用最为广泛的有色金属材料,具有很多优良的特性,如密度小、比强度高、良好的耐腐蚀性能、良好的塑性和加工能力、优良的铸造性能和焊接性能等^[13]。铝合金按其所含的主要合金成分可分为 Al-Mg 系、Al-Si 系和 Al-Cu 系等。上述铝合金中,Al-Cu 合金是在航空产品上应用较广的合金,主要用于承受大载荷的结构件。本实验选用 Cu 元素含量不同的两种 Al-Cu 合金,研究 ECAP 处理后合金的冲击性能以及 Cu 含量

* 国家自然科学基金项目 50571102 和 50625103 资助

收到初稿日期: 2007-04-16, 收到修改稿日期: 2007-07-12

作者简介: 房大然, 男, 1977 年生, 博士生

的差别对合金冲击性能的影响. 另外, 对瞬间动载荷作用下的冲击性能与常见的静载拉伸性能间的关系也进行了探讨.

1 实验方法

实验材料采用铸态 Al-0.63%Cu 和 Al-3.9%Cu(质量分数) 合金锭. 用线切割法从铸锭上切取直径 10 mm、长 80 mm 的圆棒, 用于挤压. ECAP 在室温下进行, 所用的挤压模具两通道间的夹角是 90° . 每次挤压后将棒料沿着挤压轴按同一方向旋转 90° 后再进行下一次挤压, 即采用 B_C 路径^[14]. 挤压次数分别为 1, 2, 4 次. 将不同挤压道次的合金棒加工成拉伸试样和冲击试样. 试样轴向平行于挤压方向. 拉伸试样长 50 mm, 其中标距部分长 14 mm, 截面积 $3\text{ mm}\times 5\text{ mm}$. 冲击试样为 $5\text{ mm}\times 5\text{ mm}\times 50\text{ mm}$ 的无缺口试样. 拉伸实验使用 MTS 858 Mini Bionix 试验机. 冲击实验在 Zwick/Roell RKP450 试验机上进行.

合金组织用 S360 型扫描电镜 (SEM) 和 JEM-2000FX II 型透射电镜 (TEM) 来观察. 用于 SEM 观察的试样在体积比为 1 : 5 的高氯酸乙醇溶液中电解抛光, 电压为 13—15 V, 抛光时间为 1—2 min. 制备 TEM 试样所用的双喷电解液是 30% 的硝酸甲醇溶液, 双喷温

度约为 $-30\text{ }^\circ\text{C}$.

2 实验结果

2.1 ECAP 前、后合金的组织与拉伸性能

图 1a 是铸态 Al-0.63%Cu 合金的组织. 由图可见, 合金的平均晶粒尺寸大约为 $400\text{ }\mu\text{m}$. 此外, 在铝固溶体中分布着很少的点状 θ 相 (Al_2Cu). 与 Al-0.63%Cu 合金相比, 铸态 Al-3.9%Cu 合金的晶粒要小一些 (大约为 $100\text{ }\mu\text{m}$). 另外, Al-3.9%Cu 合金中有更多的 θ 相, 主要沿晶界分布, 如图 1b 所示.

图 2 给出了 ECAP 4 道次后合金的 TEM 照片. 从图 2a 和 b 可以看出, 由于多次 ECAP 过程中的剪切作用, Al-0.63%Cu 和 Al-3.9%Cu 合金的晶粒都细化到了亚微米级别. 此外, 从图 2c 可以看到, Al-3.9%Cu 合金中原来沿着晶界分布的粗大的 θ 相已经被挤碎, 成为了弥散分布的小颗粒, 其中一些 θ 相的颗粒尺寸在 100 nm 以下.

两种合金 ECAP 后拉伸强度和塑性的变化如图 3 所示. 从拉伸应力 - 应变曲线可以看出, Al-0.63%Cu 合金的延伸率好于 Al-3.9%Cu 合金, 但其抗拉强度较低. 可见, 由于 Cu 元素含量的不同, 造成了两种合金性能的差异. 此外, 两种合金的抗拉强度都随着 ECAP 道次的

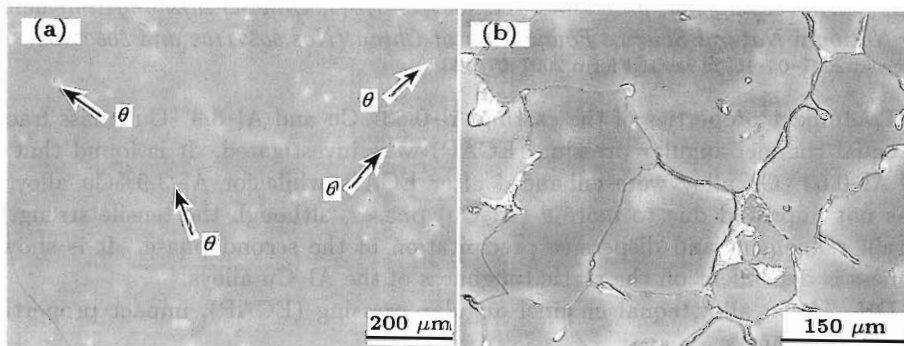


图 1 铸态 Al-0.63%Cu 和 Al-3.9%Cu 合金组织

Fig.1 Microstructures of the casting Al-0.63%Cu alloy (a) and casting Al-3.9%Cu alloy (b), average grain sizes are about $400\text{ }\mu\text{m}$ and $100\text{ }\mu\text{m}$, respectively, little amount of θ (Al_2Cu) particles distributed in grains for the former and more amount of θ phases distributed along boundaries for the latter

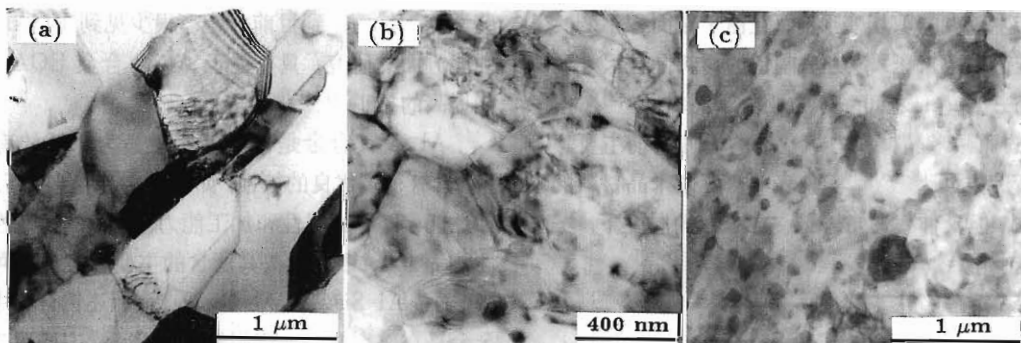


图 2 Al-0.63%Cu 和 Al-3.9%Cu 经 ECAP 4 道次后的 TEM 照片

Fig.2 TEM micrographs of Al-0.63%Cu alloy (a) and Al-3.9%Cu alloy (b, c) ECAPed for four passes, grains refined to submicrometer level, more θ phases along boundaries broken to a size below 100 nm

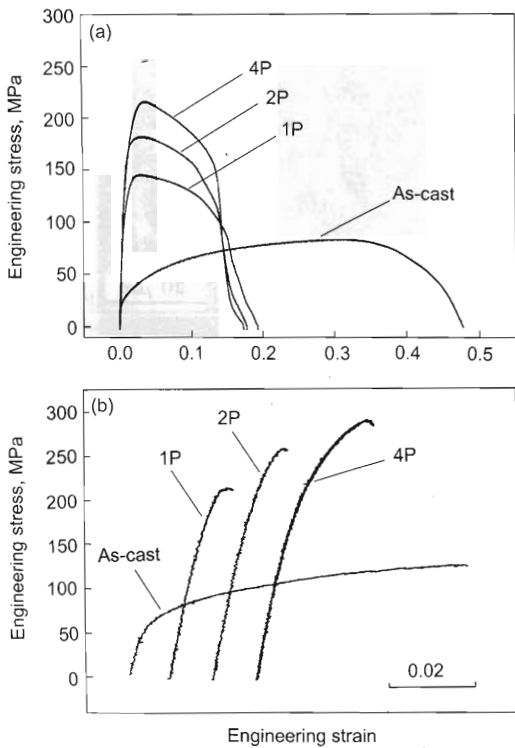


图 3 Al-0.63%Cu 和 Al-3.9%Cu 合金的拉伸应力 - 应变曲线
Fig.3 Tensile stress-strain curves of Al-0.63%Cu alloy (a) and Al-3.9%Cu alloy (b) before and after ECAP for different passes

增多而增加，而延伸率在挤压一次后明显减小，此后随着 ECAP 道次的增加变化不大。这种强度和塑性的变化趋势与大多数 ECAP 处理的材料类似 [3,4,15-18]。Dalla 等 [19] 认为，承受多次 ECAP 的材料在拉伸时，其加工硬化速率降低的趋势减缓，这就有利于更大的塑性变形，因此，合金挤压一次后，再继续挤压其延伸率未减小。由图 2 中合金的组织可知，合金的强化主要缘于晶粒细化和 Al-3.9%Cu 合金中第二相的弥散分布。

2.2 ECAP 对合金冲击性能的影响

图 4 为 Al-0.63%Cu 和 Al-3.9%Cu 合金样品冲击之后的形貌照片。从图 4a 可以看出，铸态和 ECAP 不同道次的 Al-0.63%Cu 合金样品在冲击载荷作用下只发生了弯曲而未断裂。而 Al-3.9%Cu 合金各道次挤压样品均发生断裂，如图 4b 所示。

图 5 显示合金样品单位面积的冲击功 a_k 随 ECAP 道次的变化。可以看到，两种合金铸态时的 a_k 值相差不大 ($\approx 23 \text{ J/cm}^2$)。随着 ECAP 道次的增加，Al-0.63%Cu 合金的 a_k 值增加；ECAP 4 道次后 a_k 值为 46 J/cm^2 ，增加了 1 倍。而对于 Al-3.9%Cu 合金，ECAP 1 道次后， a_k 值明显降低；继续挤压， a_k 值又增大；ECAP 4 道次后，试样的 a_k 值与铸态时相当。另外，尽管 Al-0.63%Cu 合金没有断裂，但 ECAP 之后试样的冲击功都要大于 Al-3.9%Cu 合金。因此，ECAP 明显增强了铸

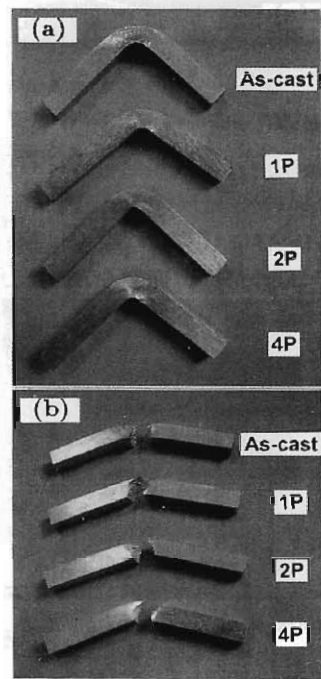


图 4 不同 ECAP 道次的 Al-0.63%Cu 和 Al-3.9%Cu 合金试样冲击后的形貌
Fig.4 Morphologies of the casting and ECAP treated Al-0.63%Cu alloy (a) and Al-3.9%Cu alloy (b) after impact test

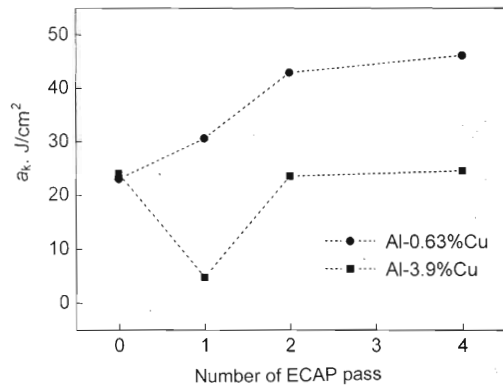


图 5 合金的冲击功随着 ECAP 道次的变化
Fig.5 Dependences of impact toughness of two Al-Cu alloys on the number of ECAP passes

态 Al-0.63%Cu 合金的冲击性能。

2.3 冲击断口形貌

图 6 是 Al-3.9%Cu 合金的冲击断口形貌。如图 6a, b 所示，铸态合金的断口很粗糙，显示出较多的脆性断裂特征，图 6c 显示断口上有大的 θ 相。而挤压 4 道次后的合金断口组织比较均匀、致密 (图 6d)，而且可观察到较多韧窝 (图 6e)。可见，ECAP 处理使合金组织细化，而且更加均匀。另外，在断口上分布着较多的小尺寸 θ 相，如图 6f 所示，说明断裂容易沿着这种硬脆的第二相发生。

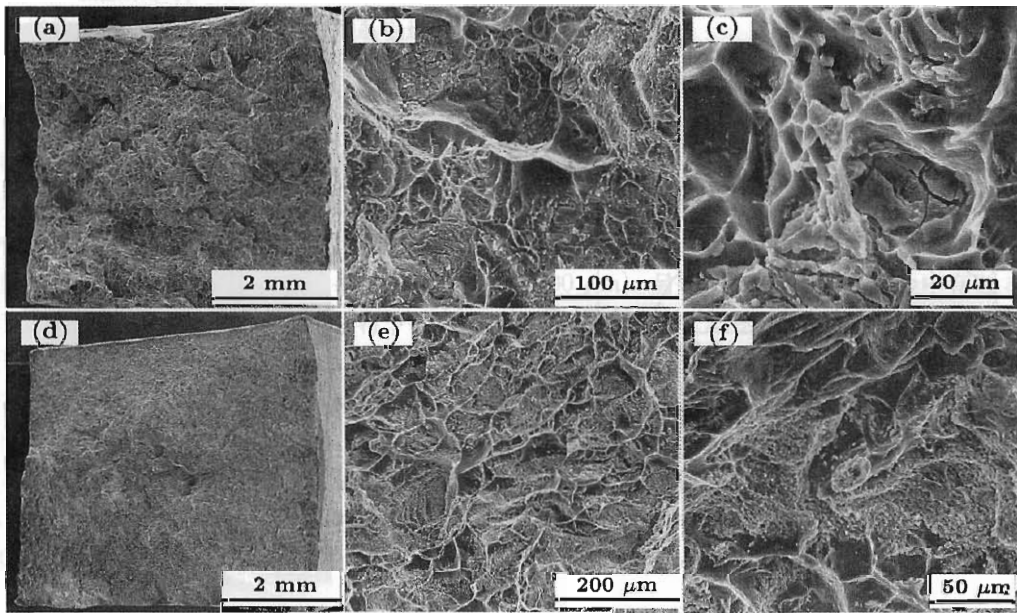


图 6 Al-3.9%Cu 合金的冲击断口形貌

Fig.6 Low and high magnified fractographs of Al-3.9%Cu alloy as-cast (a—c) and ECAPed for 4 passes (d—f), θ phases appeared in the two fracture surfaces, after ECAP the fracture surface compacted and evened, more dimples existed

以前的一些关于冲击断裂的研究曾提到了裂纹在第二相粒子处形成和扩展的现象^[20,21].

3 分析和讨论

3.1 冲击性能与拉伸强度和塑性的关系

在对 Al-Si-Cu 合金冲击性能的研究^[21]中发现,冲击功随着拉伸强度和延伸率的增加而增大.对 Al-Zn-Mg 合金的研究^[22]表明,其冲击功随着硬度的增大而减小.可见,材料的冲击性能与拉伸性能等相关.

如图 5 中所示, Al-0.63%Cu 合金的 a_k 值随着 ECAP 道次的增加而增大,这与图 3 中该合金的抗拉强度随着 ECAP 道次的变化规律是一致的.另外, Al-0.63%Cu 合金的强度比 Al-3.9%Cu 合金的强度低,但是冲击性能却明显好于 Al-3.9%Cu 合金.这说明冲击性能的好坏不仅与材料的强度有关,也应该涉及到材料的塑性,即与其静力韧度有关.

图 7 示出了合金的静力韧度随着 ECAP 道次的变化情况.静力韧度 U 是拉伸应力-应变曲线与应变轴所围的面积,是反映材料综合力学性能的指标^[23],如下式:

$$U = \int_0^{\varepsilon_f} \sigma d\varepsilon \quad (1)$$

式中, σ 为流变应力, ε_f 为断裂时的总应变.在 ECAP 材料力学性能的研究中,静力韧度很少被提及.由图 7 可以看到, ECAP 处理的 Al-0.63%Cu 合金的静力韧度要大于 Al-3.9%Cu 合金,这与 a_k 值是一致的.而且, Al-3.9%Cu 合金的静力韧度也是挤压一次后减小,而后继续挤压又增大.这种变化规律与 a_k 值随着 ECAP 道

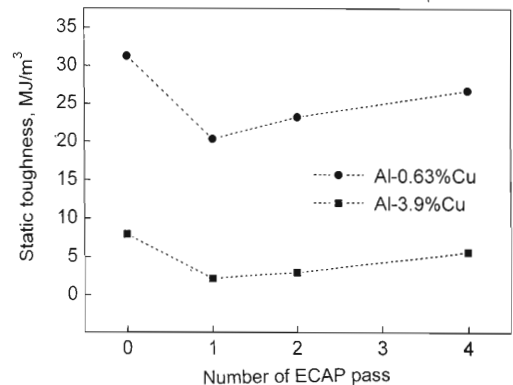


图 7 合金的静力韧度随 ECAP 道次的变化

Fig.7 Dependence of static toughness of Al-Cu alloys on the number of ECAP passes

次的变化是相同的.可以认为,材料的冲击性能和静力韧度之间存在着一定的对应关系,即静力韧度增加,则 a_k 值也增加.但应注意, Al-0.63%Cu 合金的静力韧度随着挤压道次的变化规律与 a_k 值不一致.这是因为 Al-0.63%Cu 合金试样没有断裂,所得数据不是确切的冲击功.因此,改善材料的冲击性能需要兼顾材料的强度和塑性,提高材料的综合力学性能.

3.2 第二相对冲击性能的影响

图 8 是 Al-0.63%Cu 和 Al-3.9%Cu 合金的 X 射线衍射 (XRD) 谱.在 Al-0.63%Cu 合金的衍射谱中,没有探测到 θ 相 (Al_2Cu) 的衍射峰;而在 Al-3.9%Cu 合金的衍射谱中可以看到明显的 Al_2Cu 相的衍射峰.这表明

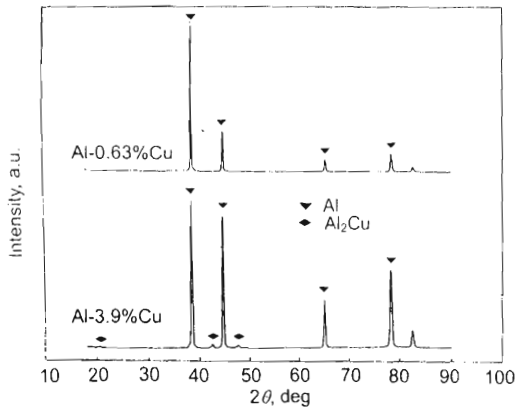


图 8 Al-0.63%Cu 和 Al-3.9%Cu 合金的 X 射线衍射谱

Fig.8 XRD patterns of Al-0.63%Cu alloy (a) and Al-3.9%Cu alloy (b)

Al-3.9%Cu 合金中的 θ 相含量大于 Al-0.63%Cu 合金中的 θ 相含量。由于组织中第二相含量的不同，造成了两种合金力学性能的差异。两种合金经同样的 ECAP 处理后，Al-3.9%Cu 合金由于含有较多的 θ 相，其冲击性能要比 Al-0.63%Cu 合金差。从冲击断口也可看到，断裂容易在第二相处发生。因此，铸态 Al-Cu 合金中的第二相不利于冲击性能。

然而，在对 Al-Si 合金的研究^[11,12] 中发现，多次挤压引起的第二相弥散分布显著地提高了合金的冲击性能。目前通过对 Al-3.9%Cu 合金 ECAP 处理，同样使第二相弥散分布，其冲击性能却未得到改善。这是由于 Al-Si 合金的挤压是在加热状态下进行的，除了强度提高外，合金保持了一定的塑性；而本实验是在室温下进行，虽然第二相的弥散分布使合金强化，但室温下的挤压使合金的塑性大大降低，造成静力韧度值减小从而影响了冲击性能。因此，首先要保证材料具有高静力韧度，才能提高冲击性能。

4 结论

(1) 等通道转角挤压增强了铸态 Al-0.63%Cu 合金的冲击性能。

(2) 晶粒细化和第二相弥散分布使 Al-3.9%Cu 合金的强度增加，但没有改善其冲击性能。

(3) Al-3.9%Cu 合金含较多的第二相 θ (Al_2Cu)，致使其冲击性能不如 Al-0.63%Cu 合金。断口观测表明，

断裂容易沿着第二相发生。因此，铸态 Al-Cu 合金中的脆性第二相不利于提高冲击性能。

(4) 合金的冲击性能与静力韧度有关。要提高冲击性能，需要保证材料具有高的静力韧度。

参考文献

- [1] Segal V M. *Mater Sci Eng*, 1995; A197: 157
- [2] Valiev R Z, Langdon T G. *Prog Mater Sci*, 2006; 51: 881
- [3] Fang D R, Duan Q Q, Zhao N Q, Li J J, Wu S D, Zhang Z F. *Mater Sci Eng*, 2007; A459: 137
- [4] Zhao Y H, Liao X Z, Zhu Y T, Valiev R Z. *J Mater Res*, 2005; 20: 288
- [5] Horita Z, Furukawa M, Nemoto M, Barnes A J, Langdon T G. *Acta Mater*, 2000; 48: 3633
- [6] Lee S, Utsunomiya A, Akamatsu H, Neishi K, Furukawa M, Horita Z, Langdon T G. *Acta Mater*, 2002; 50: 553
- [7] Zhang Z F, Wu S D, Li Y J, Liu S M, Wang Z G. *Mater Sci Eng*, 2005; A412: 279
- [8] Fang D R, Zhang P, Duan Q Q, Wu S D, Zhang Z F, Li J J, Zhao N Q. *Adv Eng Mater*, 2007; 9: 860
- [9] Vinogradov A, Hashimoto S. *Adv Eng Mater*, 2003; 5: 351
- [10] Mughrabi H, Hoppel H W, Kautz M. *Scr Mater*, 2004; 51: 807
- [11] Ma A B, Suzuki K, Nishida Y, Saito N, Shigematsu I, Takagi M, Iwata H, Watazu A, Imura T. *Acta Mater*, 2005; 53: 211
- [12] Ma A B, Suzuki K, Saito N, Nishida Y, Takagi M, Shigematsu I, Iwata H. *Mater Sci Eng*, 2005; A399: 181
- [13] Polmear I J. *Light Alloys*. London: Edward Arnold, 1981: 45
- [14] Iwahashi Y, Horita Z, Nemoto M, Longdon T G. *Acta Mater*, 1998; 46: 3317
- [15] Horita Z, Fujinami T, Nemoto M, Langdon T G. *J Mater Process Technol*, 2001; 117: 288
- [16] Kim W J, Chung C S, Ma D S, Hong S I, Kim H K. *Scr Mater*, 2003; 49: 333
- [17] Shin D H, Park K T. *Mater Sci Eng*, 2005; A410-411: 299
- [18] Máthys K, Gubicza J, Nam N H. *J Alloys Compd*, 2005; 394: 194
- [19] Dalla T F, Lapovok R, Sandlin J, Thomson P F, Davies C H J, Pereloma E V. *Acta Mater*, 2004; 52: 4819
- [20] Menzemer C C, Srivatsan T S, Al-Hajri M, Ortiz R. *Mater Sci Eng*, 2000; A289: 198
- [21] Li Z, Samuel A M, Samuel F H, Ravindran C, Doty H W, Valtierra S. *Mater Sci Eng*, 2004; A367: 111
- [22] Gür C H, Yıldız İ. *Mater Sci Eng*, 2004; A382: 395
- [23] William D, Callister J. *Fundamentals of Materials Science and Engineering*. New York: John Wiley & Sons Inc, 2001: 164