

# 退火温度对 Al-Mg 合金拉伸性能和显微组织的影响

张宇玮<sup>1</sup> 潘清林<sup>2</sup> 杜志惠<sup>1</sup> 陈永来<sup>1</sup> 单群<sup>1</sup>

(1 航天材料及工艺研究所,北京 100076)

(2 中南大学,长沙 410083)

**文 摘** 通过硬度、拉伸性能测试和金相组织观察,研究了不同退火温度对含和不含 Sc 的 Al-Mg 合金组织和性能的影响。结果表明:添加 Sc 明显提高了 Al-Mg 合金的强度,抑制了合金形变组织的再结晶,高温退火后 1570 合金中仍弥散分布的  $Al_3(Sc, Zr)$  粒子质点造成其较高的再结晶温度及拉伸性能。

**关键词** Al-Mg 合金,退火温度,拉伸性能,显微组织

## Influence of Annealing Temperature on Tensile Properties and Microstructure of Al-Mg Alloys

Zhang Yuwei<sup>1</sup> Pan Qinglin<sup>2</sup> Du Zhihui<sup>1</sup> Chen Yonglai<sup>1</sup> Shan Qun<sup>1</sup>

(1 Aerospace Research Institute of Materials & Processing Technology, Beijing 100076)

(2 Central South University, Changsha 410083)

**Abstract** The effects of Sc on microstructure, recrystallization temperature and mechanical properties of Al-Mg alloy were studied by optical microscope, hardness measurement, tensile testing and TEM techniques. The results show that Sc can improve the mechanical properties effectively, prevent the recrystallization of Al-Mg alloy, The dispersed secondary  $Al(Sc, Zr)$  phase precipitated from  $\alpha(Al)$  is coherent with the matrix after high temperature annealing resulting in high recrystallization temperature and tensile properties of 1570 alloy.

**Key words** Al-Mg alloy, Annealing temperature, Tensile properties, Microstructure

### 0 引言

Al-Mg 合金具有良好的焊接性、耐蚀性和塑性,其中 5A06(LF6) 抗拉和屈服强度分别为 340 和 180 MPa<sup>[1]</sup>,已无法满足新一代航天器的需求。 $Al_3Sc$  微粒在基体中弥散分布使 Al-Mg-Sc 合金变形加工的产品再结晶温度、强度提高。1570 合金是在 5A06 合金中添加 Sc,其半成品在退火态或热加工态的屈服强度达 280 ~ 300 MPa,并具有良好的焊接、抗蚀性能<sup>[2-12]</sup>。

本文研究了 Al-Mg 系合金在加工后退火过程中其组织和拉伸性能的变化。

### 1 实验

#### 1.1 材料

1570 板材为 2 mm 冷轧板,变形量为 60% ~ 70%;5A06 合金为 2 mm 半硬态板材。所有力学性能试样沿垂直与轧制方向截取,经不同退火工艺

(100 ~ 550℃,时间 1 h)退火处理后进行拉伸试验。

#### 1.2 试验

在 ZDM10t/91 试验机上进行拉伸性能测试,按照 GB228.1—2010 进行拉伸试验。硬度采用 BUEHLER MICROMET 5104 型显微硬度计进行测量。金相样品经氟硼酸水溶液电解抛光后在光学显微镜下观察。在 PHILIPS 透射电子显微镜下进行透射观察和分析,加速电压为 100 kV。试样先采用线切割切取 0.2 mm 左右薄片,然后用砂纸磨成 40 ~ 60  $\mu m$  厚的薄膜,最后用双喷电解减薄器减薄试样,电解电压为 75 V,电解液为 90% 冰醋酸+10% 高乙酸,温度为 -20℃。

### 2 结果与分析

#### 2.1 退火温度对硬度和拉伸性能的影响

图 1 是不同温度下退火 1 h 后不同合金硬度与退火温度的关系。

收稿日期:2011-11-21

作者简介:张宇玮,1973 年出生,高级工程师,主要从事有色金属材料及工艺研究。E-mail:Z1420@sohu.com

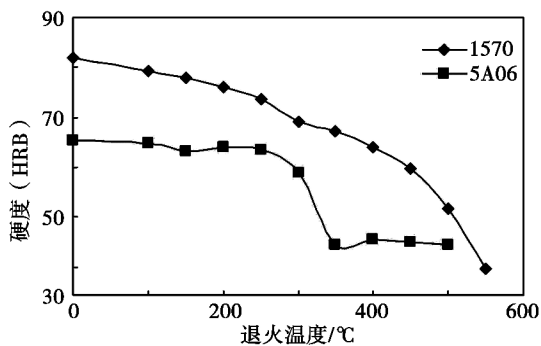


图1 合金的硬度 HRB 随退火温度变化曲线

Fig. 1 HRB of 1570 and 5A06Y2 alloys versus annealing temperatures

1570 合金硬度随着退火温度逐渐下降,在 450°C 之后急剧下降,而 5A06 合金的硬度在 250°C 之后急剧下降,在 350°C 之后硬度变化很小。

表 1 为不同温度退火下合金的拉伸性能测试结果,可以看出:随着退火温度的升高,两种合金的抗拉和屈服强度逐渐减小,而伸长率逐渐升高。此外,5A06 合金在高温下的抗拉强度与室温相比有大幅度下降,加入微量的 Sc 和 Zr 的 1570 合金在较高的温度下仍保持较高的强度。

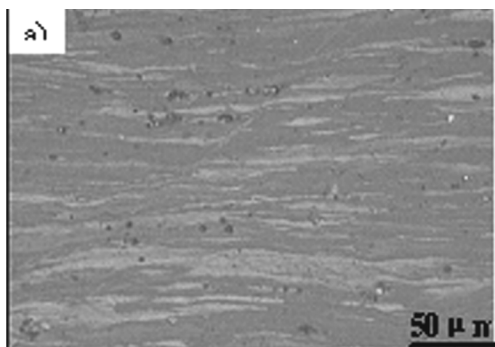
表 1 不同退火温度下材料拉伸性能测试结果

Tab. 1 Summary of tensile properties of materials annealed at different temperatures

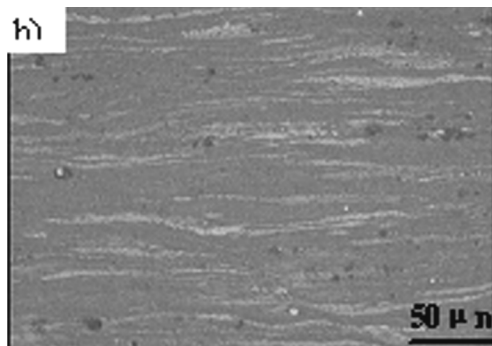
退火参数	1570			5A06		
	$\sigma_{10.2}/\text{MPa}$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\delta_5/\%$	$\sigma_{10.2}/\text{MPa}$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\delta_5/\%$
100°C/1h	413	490	8.7	306	434	13.1
150°C/1h	381	474	11.0	297	427	12.0
200°C/1h	352	469	13.1	293	429	13.4
250°C/1h	339	450	12.1	289	428	13.8
300°C/1h	326	429	12.9	263	400	15.7
350°C/1h	296	416	16.0	175	358	26.9
400°C/1h	279	409	16.1	177	357	26.0
450°C/1h	251	399	15.8	174	356	27.2
500°C/1h	209	373	16.6	172	348	27.8
550°C/1h	146	317	30.0	121	261	17.9

## 2.2 退火温度对合金金相组织的影响

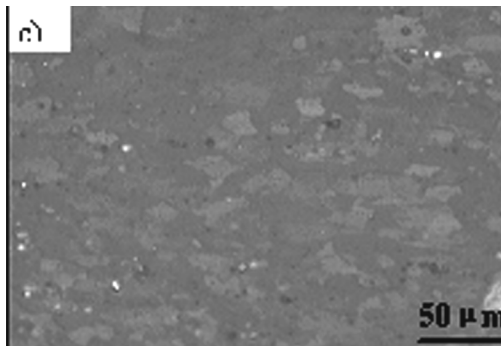
从图 2 可看出,5A06 合金<250°C 退火处理后,仍为纤维状组织;经 300°C/1 h 退火处理,合金部分再结晶;经 350°C/1 h 退火处理后,合金完全再结晶,形成了细小均匀的晶粒;经 500°C/1 h 退火处理后晶粒明显长大。



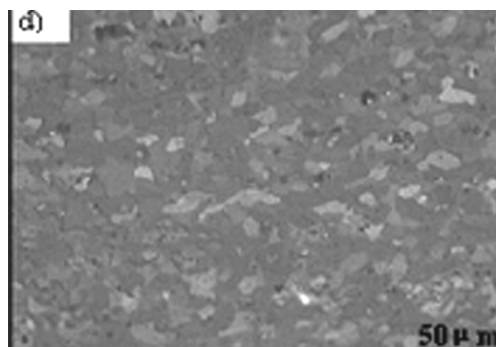
(a) 原始板材



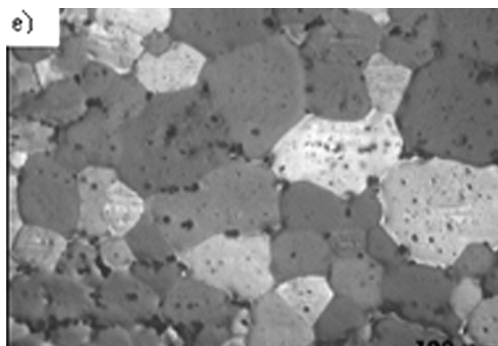
(b) 250°C/1 h



(c) 300°C/1 h



(d) 350°C/1 h



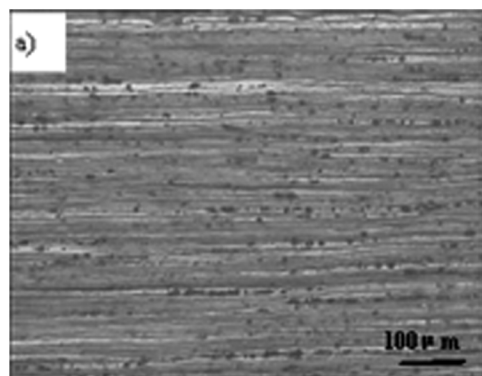
(e) 500°C/1 h

图 2 不同退火处理状态 5A06 合金的金相组织

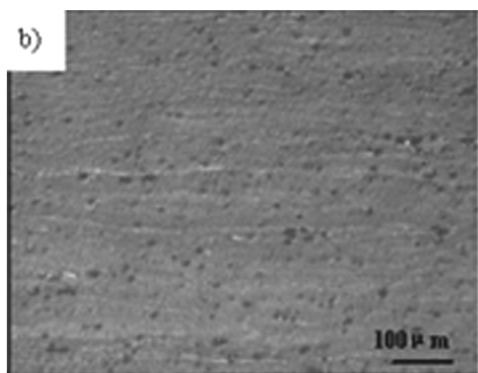
Fig. 2 Metallographs of 5A06 alloy annealed at different temperatures

从图 3 可以看出,1570 合金在 400°C 之前退火处理未发现明显的再结晶现象,晶粒仍保持明显的轧制方向取向,退火温度升至 450°C 时[图 3(c)],基体在局部区域才开始发生再结晶,形成细小的再结晶晶粒,但大部分区域仍然是纤维状轧制变形组织;经 500°C/1 h 退火处理后,已发生了完全再结晶,而且再结晶晶粒有所长大。

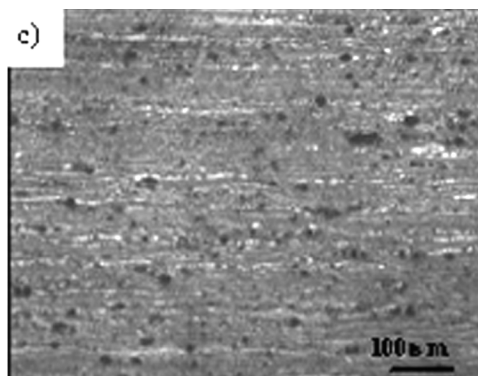
大,但比5A06合金500℃/1 h退火的晶粒尺寸小得多。比较图2和图3可知在Al-Mg合金中添加微量Sc后,再结晶温度提高了150℃以上。



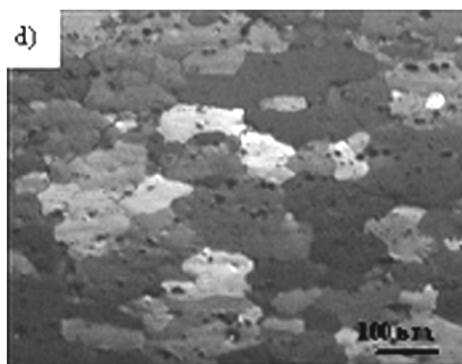
(a) 原始板材



(b) 400℃/1 h



(c) 450℃/1 h



(d) 500℃/1 h

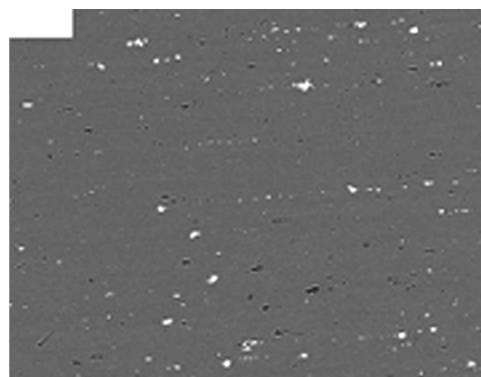
图3 不同退火处理状态1570冷轧态的金相组织

Fig. 3 Metallographs of 1570 alloy annealed at different temperatures

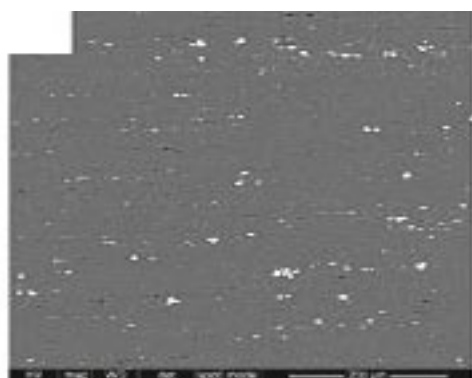
### 2.3 退火后SEM组织观察

5A06合金经退火处理后SEM高倍组织见图4。结果表明,5A06合金基体中第二相粒子基本沿合金轧制变形方向分布,如图4(a)所示。图4(b)表明经过250℃/1 h的退火处理后,基体中第二相粒子仍沿合金轧制变形方向分布,与图4(a)相比第二相粒子数量有所增加。

如图5(a)所示,当退火温度升高到500℃时,第二相粒子数量增加,分布较均匀,形貌较规则,主要为类球状、方块状、三角状。经能谱分析[图5(b)~5(d)],主要为 $Al_6(Fe,Mn)$ 相。1570合金经退火处理后SEM高倍组织见图6。



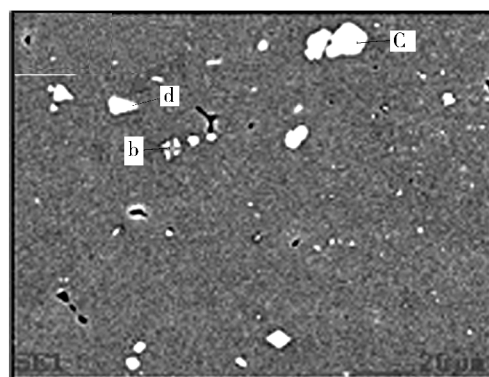
(a) 5A06



(b) 250℃/1 h

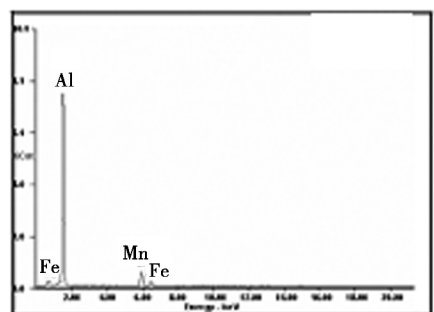
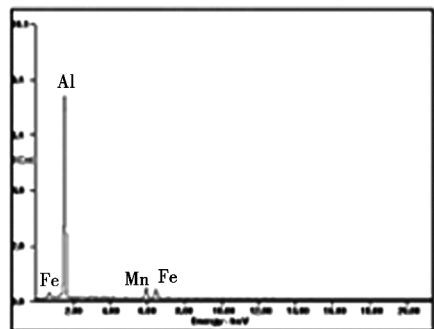
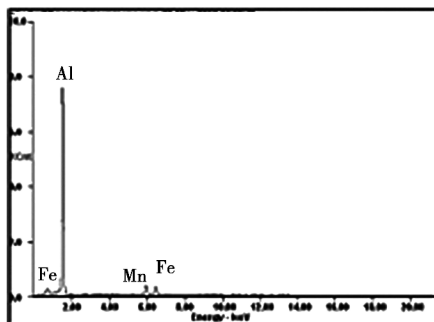
图4 5A06合金的SEM高倍组织

Fig. 4 Microstructure of 5A06 alloy annealed at different temperatures



(a) 500℃/1 h

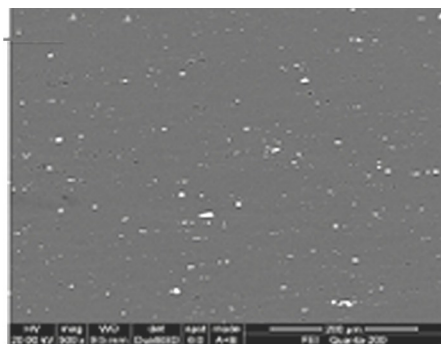




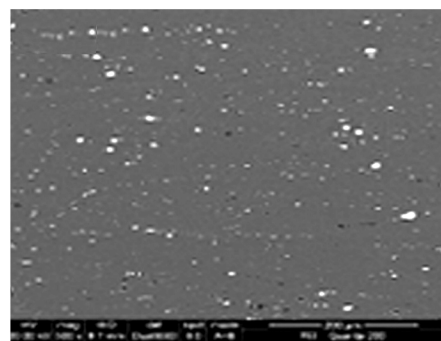
(b) ~ (d) Energy Dispersive Spectrometry

图5 5A06 合金高倍组织能谱

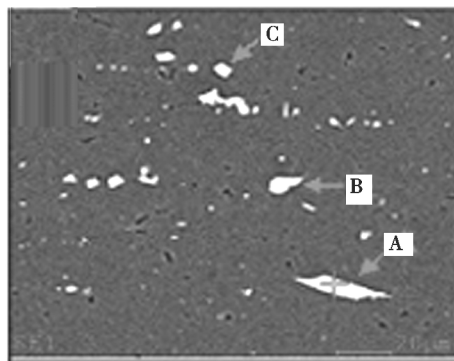
Fig.5 Energy Dispersive Spectrometry of 5A06 alloy



(a) 冷轧



(b) 250°C/1 h



(c) 500°C/1 h

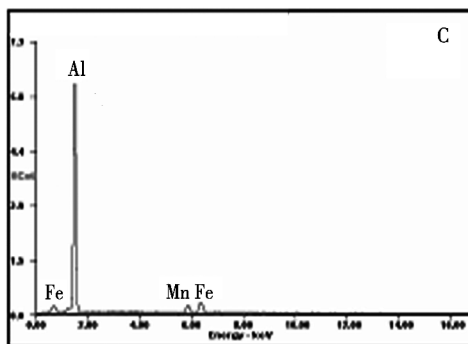
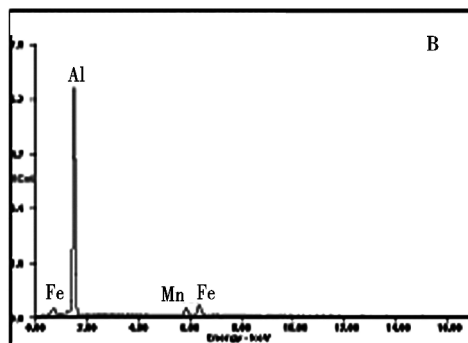
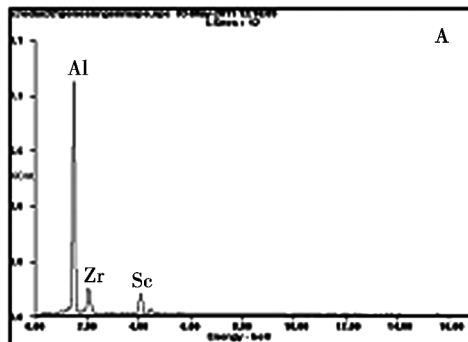


图6 1570 合金冷轧态不同热处理制度下的 SEM 高倍组织和能谱分析

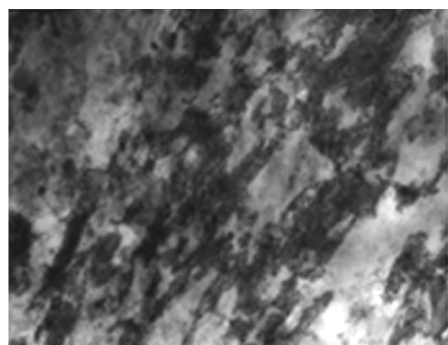
Fig.6 Microstructure and energy dispersive spectrometry of 1570 alloy annealed at different temperatures

可看出,1570 合金基体中第二相粒子基本沿合金轧制变形方向分布,如图 6(a)所示。经过 250°C/1 h 的退火处理后,第二相粒子数量比冷轧态明显增加,比较图 6(b)与图 5(b),可知 1570 合金基体中的第二相粒子数量比 5A06 合金中的多,尺寸更小,分布更均匀。当退火温度升高到 500°C 时,第二相粒子

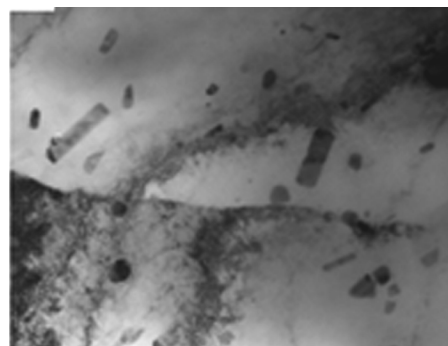
数量有所增加,由于此时合金已完全再结晶,第二相粒子在高温下有所长大,沿晶界和晶内均匀分布。且第二相形貌规则,主要为类球状、方块状、短棒状、三角状。经能谱分析[图6(a)~(b)],主要为 $Al_3(Sc, Zr)$ 和 $Al_6(Fe, Mn)$ 相,如图6(c)所示。

## 2.4 TEM 组织观察

5A06 合金经退火处理后 TEM 组织见图7。结果表明5A06 合金经200℃/1 h的退火处理后,晶内仍存在高密度位错,晶粒沿轧制方向被拉长压扁[图7(a)]。当退火温度提高到300℃/1 h时,合金发生再结晶同时应力场得到有效消除,在合金中只能够观察到大量的 $Al_6Mn$ 粒子[图7(b)]。



(a) 200℃/1 h

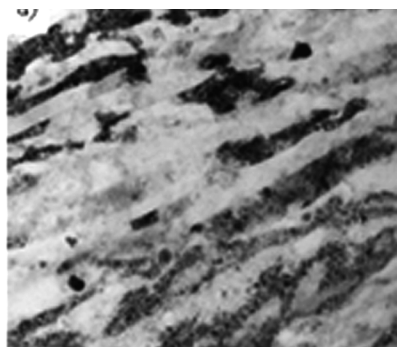


(b) 300℃/1 h

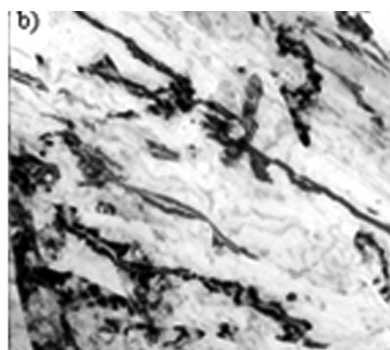
图7 不同退火温度后5A06合金的TEM显微组织

Fig.7 TEM microstructure of 5A06 alloy annealed at different temperatures

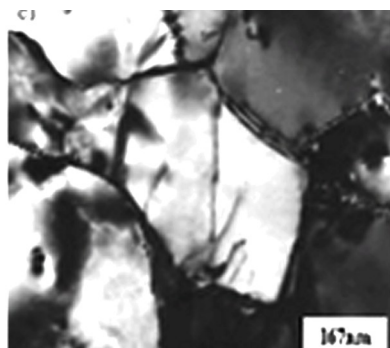
1570 合金经不同温度退火处理后的 TEM 组织如图8所示。



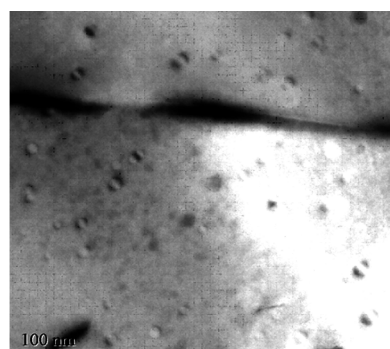
(a) 冷轧



(b) 200℃/1 h



(c) 350℃/1 h



(d) 450℃/1 h

图8 1570 合金冷轧合金不同退火温度后的TEM显微组织

Fig.8 TEM microstructure of 1570 alloy annealed at different temperatures

1570 合金经过冷轧后,晶粒成纤维状,晶内出现高密度位错,同时产生强烈的应力场[图8(a)]。经200℃/1 h退火处理后,合金中位错密度大大降低,已发生回复[图8(b)]。进一步提高退火温度至350℃,合金基本上为完全回复的亚晶组织[图8(c)]。经过450℃/1h的退火处理后,在亚晶内观察到了大量弥散分布的 $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子,并且粒子没有产生粗化,仍然与基体共格[图8(d)]。

正是由于这些与5A06合金组织不同的弥散分布第二相 $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子质点造成与5A06合金相比1570合金的高的再结晶温度以及力学性能<sup>[13]</sup>。

## 3 结论

(1)1570 合金与5A06合金相比,其抗再结晶能力大大增强,再结晶温度明显提高,500℃/1 h退火

发生完全再结晶后的晶粒也未明显长大。

(2) 高温退火后含 Sc 的 1570 合金相对 5A06 合金的强度高,特别是在 400℃/1 h 退火后,其屈服强度要高 100 MPa。

(3) 5A06 合金组织与 1570 合金中主要存在 Al<sub>3</sub>Sc 相或 Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) 相的不同,这些与基体共格、细小弥散的质点有效地抑制合金的再结晶同时提高 Al-Mg 合金的强度。

#### 参考文献

[1] 柏振海,罗兵辉,谭教强. Al-Mg-Sc 合金退火组织和性能[J]. 中南工业大学学报,2002,33:600-603  
[2] 刘可群. 第二届全国铝锂合金研讨会论文集[M]. 长沙:中南工业大学出版社,1993:265  
[3] Kumar K S, Brown S A, Pickens J R. Microstructure evolution during aging of an Al-Li-Mg-Ag-Zr alloys[J]. Acta Mater. ,1996,44(5):1899-1915  
[4] Lavernia E J, Grant N J. Review aluminum-lithium alloys[J]. J. Mater. Sci. ,1987,22:1521-1529  
[5] Drit A M, Krimova T V, et al. Aluminum-lithium alloys for aerospace [J]. Advance Mater. Process,1998,6:48-51

[6] Frudl Jander I N, Ka Blov E N, KoloBnev N I, et al. Aluminum-base alloy and article made of it [P]. Ru SSiaPatent, 2163940, 1999, 8

[7] Joh Chung-Hyung, Yamada Kazuhiro, Miura Yasuhiro. Effect of Sc-addition on coarsening behavior of Al<sub>3</sub>Li precipitates in Al-Li alloys [J]. Mater. Trans. ,1998,5(40):439-443

[8] Milman Y V, Lotsko D V, Sirko O I. Sc effect of improving mechanical properties in aluminum alloys [J]. Mater. Sci. Forum,2000,331(37):1107-1112

[9] Tan C H Y, Zheng Z Q, Xia Ch Q, et al. The aging feature of Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy containing Sc [J]. J. Cent. South Univ. Technol. ,2000,7(2):65-67

[10] 夏德顺. 含铈的铝和铝锂合金[J]. 航天工艺,1999(2):37-42

[11] 杨志强,尹志民. 俄罗斯铝铈合金的研究与开发[J]. 轻合金加工技术,2003(11):34-36

[12] 李力. 新世纪铈的应用开发和科技发展前景[J]. 稀有金属与硬质合金,2002,30(3):38

[13] 张永红. Al-Mg-Sc-Zr 合金再结晶行为的研究[J]. 合金与热处理,2001,24:42-44

(编辑 吴坚)

(上接第 56 页)

(2) 200℃时效时间为 63 h 时锻件组织具有最优的综合力学性能,其抗拉强度达到 371 MPa,屈服强度达到 243 MPa,伸长率达 4.1%。

(3) 材料时效后展现出混合断裂的特征,随着时效时间的延长其准解理断裂的特征越来越明显;较大颗粒第二相粒子的存在易于诱发裂纹的萌生。

#### 参考文献

[1] Shepeleva L, Bamberger M. Microstructure of high pressure die cast AZ91D modified with Ca and Ce[J]. Mater. Sci. Eng. A,2006,425(1/2):312-317  
[2] Wu G H, Fan Y, Gao H T, et al. The effect of Ca and rare earth elements on the microstructure mechanical properties and corrosion behavior of AZ91D[J]. Mater. Sci. Eng. A,2005,408(1/2):255-263

[3] Du W W, Sun Y S, Min X G, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-Al based alloy with calcium and rare earth additions[J]. Mater. Sci. Eng. A,2003,356(1/2):1-7

[4] Luo Z P, Song D Y, Zhang S Q. Strengthening effects of rare earths on wrought Mg-Zn-Zr-RE alloys[J]. Journal of Alloy and Compounds,1995,230:109-114

[5] Singh A, Nakamura M, Watanabe M. Quasicrystal strengthened Mg-Zn-Y alloys by extrusion [J]. Scripta Materialia, 2003, 49: 417-422

[6] Yang Z J, Li P, Guo Y C, et al. Precipitation process and effect on mechanical properties of Mg-9Gd-3Y-0.6Zn-0.5Zr alloy [J]. Mater. Sci. Eng. A,2007,454:274-280

(编辑 李洪泉)