文章编号:1004-0609(2010)09-1686-06

# 热处理工艺对单辊搅拌冷却成形 Al-Mg-Sc 合金 组织和力学性能的影响

张雪飞<sup>1</sup>,周天国<sup>1</sup>,温景林<sup>2</sup>

(1. 沈阳大学 机械工程学院, 沈阳 110044; 2. 东北大学 材料与冶金学院, 沈阳 110004)

摘 要:采用单辊搅拌冷却技术(Shearing-cooling-rolling,简称 SCR 技术)和在线固溶处理方法制备 Al-3Mg-0.5Sc 合金线材,研究不同热处理工艺对合金线材的微观组织和力学性能的影响。结果表明: SCR 技术对合金线材产 生强烈的单辊剪切塑性变形,在铝基体中产生大量的位错及初生 Al<sub>3</sub>Sc 强化相粒子,初生 Al<sub>3</sub>Sc 强化相粒子与热 处理过程中沉淀析出的大量更为细小的次生 Al<sub>3</sub>Sc 强化相粒子共同与位错交互作用。当合金线材采用 T<sub>6</sub>(SCR 成 形、在线固溶并人工时效)热处理制度时,320 时效 2 h 后合金线材的抗拉强度为 353 MPa;当采用 T<sub>8</sub>(SCR 成形、 在线固溶、冷拔加工并人工时效)热处理制度时,合金材料的抗拉强度为 378 MPa;当采用 T<sub>9</sub>(SCR 成形、在线固 溶、人工时效并冷拔加工)热处理制度时,合金线材的抗拉强度为 435 MPa。 关键词:Al-Mg-Sc 合金;时效;单辊搅拌冷却(SCR);力学性能

中图分类号:TG355.12;TG146.2 文献标志码:A

# Effects of heat treatment on microstructures and mechanical properties of Al-Mg-Sc alloy wire formed by shearing-cooling-rolling technology

ZHANG Xue-fei1, ZHOU Tian-guo1, WEN Jing-lin2

(1. School of Mechanical Engineering, Shenyang University, Shenyang 110044, China;
 (2. School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004, China)

**Abstract**: Al-3Mg-0.5Sc alloys wires were prepared by shearing-cooling-rolling (SCR) and on-line solution, the effects of heat treatment on the microstructures and mechanical properties of those alloy wires formed by SCR were studied. The results show that primary Al<sub>3</sub>Sc and dislocation are formed in alloy wire by SCR deformation, and the finer secondary Al<sub>3</sub>Sc dispersoids precipitated from the supersaturated solution in the treatment can effectively pin dislocation. After T<sub>6</sub>(SCR forming, on-line solution, aging) treatment at 320 for 2 h, the tensile strength is 353 MPa. After T<sub>8</sub>(SCR forming, on-line solution, drawing, aging) treatment, the tensile strength is 378 MPa. After T<sub>9</sub> (SCR forming, on-line solution, aging) treatment, the tensile strength is 378 MPa.

Key words: Al-Mg-Sc alloy; aging; shearing-cooling-rolling (SCR); mechanical property

Al-Mg 合金中添加微量 Sc,由于镁的固溶强化及 热处理过程中析出的 Al<sub>3</sub>Sc 粒子的沉淀强化作用,使 合金具有较高的强度和韧性、良好的耐蚀性和可焊 性<sup>[1-3]</sup>。俄罗斯、乌克兰、美国等在开发铝钪系合金方 面已经取得很大进展并在航空领域得到应用<sup>[4-7]</sup>。我国 对铝钪合金的研究尚处于研发阶段<sup>[8]</sup>,而且主要是关 于铝钪合金板材的研究,所研究合金采用传统轧制工 艺制备。近几年虽已开始了铝钪合金棒材的研究<sup>[9-10]</sup>,

基金项目:国家自然科学基金与上海宝钢集团联合资助项目(50274020)

收稿日期:2009-03-31;修订日期:2010-06-30

通信作者:张雪飞,讲师,博士;电话:024-81038636,15242483928;E-mail:zxfzxm@163.com

但所研究合金均采用铸造-均化-挤压工艺制备而成, 该工艺与传统轧制工艺相比,生产周期较长,而且成 本高。单辊搅拌冷却(SCR, shearing-cooling-rolling)技 术<sup>[11]</sup>是一种连续浇注与连续成形一体化的有色金属 高效、节能半固态成形新技术,具有短流程、净成形、 产品长度不受限制、易于在线固溶等优点,适于铝钪 合金线材的生产。目前,对于采用 SCR 技术制备的 Al-Mg-Sc 合金的组织及性能的研究报道还较少<sup>[12]</sup>,而 对于采用该技术制备的合金在热处理工艺方面的研究 则更少见报道。

因此,本文作者主要研究不同热处理条件对 Al-3Mg-0.5Sc 合金线材的微观组织与性能及断口形貌 的影响,为 SCR 成形 Al-Mg-Sc 合金线材的组织控制 和热处理工艺优化及新产品的开发提供理论依据。

### 1 实验

采用 SCR 技术制备实验合金。合金成分为 3%Mg(质量分数), 0.5% Sc, 其余为 Al。在熔炼合金 时,Al、Mg以纯金属的形式加入,Sc以Al-2%Sc中 间合金的形式加入。根据文献[11,13]确定 SCR 工艺成 型,合金线材的工艺如下:浇注温度755~760,冷 却强度 15~18 L/min,在线固溶温度 520 ,淬火冷却 速度 50 /s;将线材按标准(L = 10 d)制成拉伸试样。 研究该合金线材在4种状态下的组织与性能,这4种 状态分别是:SCR 成形并在线固溶、T<sub>6</sub>(SCR 成形、 在线固溶并人工时效)、T<sub>8</sub>(SCR 成形、在线固溶、冷 拔加工并人工时效)和 T<sub>9</sub>(SCR 成形、在线固溶、人工 时效并冷拔加工)。采用 INSTRON4206 材料拉伸试验 机测试合金线材的抗拉强度和伸长率;采用扫描电镜 观察不同状态下合金线材的拉伸断口形貌;采用透射 电镜观察合金不同状态下的显微组织结构。透射电镜 样品由机械预磨后双喷电解减薄制得,电解液为33% 硝酸甲醇溶液。

# 2 结果与讨论

#### 2.1 热处理工艺对合金线材力学性能的影响

Al-3Mg-0.5Sc 合金线材 SCR 成形并在线固溶处 理后,抗拉强度为 312 MPa,伸长率为 23.8%。图1 所示为合金线材的力学性能与人工时效时间的关系曲 线。从图1可以看出,合金线材的抗拉强度与时效时 间呈现先升后降的趋势,并且随时效温度的升高,合

金线材的峰值抗拉强度呈下降趋势。在 T<sub>6</sub> 状态热处理 过程中(见如图 1(a)和(b)),伸长率变化幅度不大,在 19%~21%;在320 人工时效3h时,合金线材出现 峰值抗拉强度(353 MPa);在 340 人工时效 1.5 h 时, 合金线材出现峰值抗拉强度(341 MPa);在 300 人工 时效 5 h 时, 合金线材出现峰值抗拉强度(334 MPa)。 这是因为随着时效温度的降低,时效进程缓慢,因而 需要更长的时间才能达到峰值抗拉强度,时效温度升 高后,原子扩散加快,析出相的析出加快,同时析出 相的粗化程度加大,因此,在340 时效时,达到峰 值抗拉强度的时间缩短,但峰值抗拉强度下降。从图 1(c)和(d)可以看出,T<sub>8</sub>状态合金线材的抗拉强度与T<sub>6</sub> 状态合金线材的抗拉强度相比有了明显的提高;在T<sub>8</sub> 热处理状态,合金线材320 人工时效2h,达到峰值 抗拉强度(378 MPa); 340 人工时效 1 h,达到峰值 抗拉强度(356 MPa); 300 人工时效 4 h,达到峰值 抗拉强度(351 MPa)。在整个时效过程中,合金线材的 伸长率变化不大。对比图 1(a)和(c), T<sub>8</sub>状态合金线材 经历不同的时效温度时效处理后,合金线材达到峰值 抗拉强度所需的时间与 T<sub>6</sub> 状态合金线材所需时间相 比,前者所用时间要短些。

从图 1(e)可以看出,合金线材 T<sub>9</sub>状态的峰值抗拉 强度较 T<sub>8</sub>状态的峰值抗拉强度有了显著提高。这是由 于先经过人工时效后,合金线材因沉淀强化作用,具 有较高的抗拉强度,在此基础上合金线材经冷加工变 形又产生加工硬化作用,所以最终抗拉强度有了显著 提高。合金线材在 320 人工时效 3 h 后再冷加工, 达到峰值抗拉强度(435 MPa);在 340 人工时效 1.5 h 后再冷加工,达到峰值抗拉强度(420 MPa);在 300 人工时效 5 h 后再冷加工,达到峰值抗拉强度(400 MPa)。从图 1(f)可见,在时效初期,合金线材的伸长 率从冷加工状态时的 19.4%下降到 10.4%。

#### 2.2 热处理工艺对合金线材微观组织的影响

图 2 所示为不同状态合金线材的 TEM 像,可以 看出:在铸态合金线材的组织中,存在较多的位错(见 图 2(a))及细小的第二相粒子(见图 2(b))。这是由于在 SCR 成形过程中,合金经历了动态凝固 - 半固态变形 - 塑性变形 3 个阶段的连续过程,强烈的单辊剪切塑 性变形使合金线材产生大量位错。第二相粒子尺寸为 20~50 nm,其对应选区的电子衍射花样(见图 1(b)), 可见具有共格的超点阵衍射斑点;另外,粒子衬度呈 双叶花瓣状及粒子中间的无衬度带也表明,这种第二 相粒子与 Al(a)基体共格,该粒子为初生 Al<sub>3</sub>Sc 粒子, 可以作为良好的非均质晶核细化合金晶粒<sup>[13]</sup>。在 SCR



图 1 不同状态下合金线材的力学性能与时效时间的关系

成形过程中产生的部分位错,由于受到初生细小的 Al<sub>3</sub>Sc 粒子的钉扎和阻碍而无法移动,在时效(T<sub>6</sub>状态) 过程中,可以看出这些位错的周围有更为细小的第二 相粒子析出(见图 2(c)),粒子尺寸为 8~20 nm。这种细 小的强化相粒子与位错交互作用,阻碍位错的运动; 同时,在基体中也有这种细小的强化相粒子析出,但 是数量不是很多。观察这种细小第二相粒子(见图 2(d)),粒子衬度呈双叶花瓣状及粒子中间的无衬度带 表明这种第二相粒子与 Al(a)基体共格。对该粒子和其 周围局部采用 OXFORD INCA X-sight 能谱分析。图 2(d)中 *A*, *B*点所对应的成分分析如图 2(e)和 2(f)所示, 可以看出该粒子是含有 Al 和 Sc 的化合物。参考相关 文献[8,13–15]可知,该细小的第二相粒子为次生 Al<sub>3</sub>Sc 强化相。正是由于这种细小的次生 Al<sub>3</sub>Sc 粒子的沉淀

Fig.1 Relationships between mechanical properties and aging time at different states: (a), (b)T<sub>6</sub>; (c), (d)T<sub>8</sub>; (e), (f)T<sub>9</sub>



图 2 不同状态下 Al-3Mg-0.5Sc 合金线材的 TEM 像以及 EDS 分析

Fig.2 TEM images and EDS of alloys at different states: (a), (b) SCR; (c), (d), (e), (f) T<sub>6</sub>; (g), (h) T<sub>8</sub>; (i), (j) T<sub>9</sub>

析出,经过T<sub>6</sub>状态处理的合金线材较铸态合金线材的 抗拉强度提高了 41 MPa。采用 T8 状态处理合金线材 时,由于合金线材在时效前经历大变形量的冷拉变形, 因此,组织中形成了大量的位错缠结和位错缠结胞状 组织,这些组织经过短时间时效后发生回复。图 2(g) 和(h)所示为合金线材 T<sub>8</sub> 状态的 TEM 像,可以看出, 胞壁中的位错逐渐形成规则、清晰的低能态位错网络。 经过冷拉变形的合金线材,当加热到时效温度时,在 线固溶时保留在合金中的过饱和固溶体的脱溶和回复 同时发生,这种脱溶过程因为冷加工塑性变形而加速, 这与 T<sub>8</sub> 状态合金线材达到峰值抗拉强度所需的时间 较 T<sub>6</sub> 状态合金线材所需时间相比较短的实验结果相 吻合。同时,脱溶相质点(第二相质点)因冷变形而更 加弥散(见图 2(h)),可以看出大量弥散的第二相质点。 从其电子衍射花样可见,有超点阵衍射斑点,表明时 效析出的大量细小的 Al<sub>3</sub>Sc 强化相粒子与基体共格; 另外,粒子衬度呈双叶花瓣状,粒子中间无衬度带, 表明该粒子与 Al(a)基体共格,粒子尺寸为 5~17 nm。 T<sub>8</sub>状态合金线材较 T<sub>6</sub>状态合金线材的抗拉强度提高 了 25 MPa。

图 2(i)和(j)所示为合金线材 T9 状态的 TEM 像, 可以看出:合金线材经过人工时效后进行较大变形量 的冷拉加工,合金组织中出现了大量的位错缠结(见图 2(i));由于人工时效沉淀析出大量强化相粒子,位错 运动更加困难,位错组织变得密度很高,而且更为复 杂,在合金中出现大量间距很小的变形带(见图 2(j)), 同时在变形带的周围分布着一些细小的强化相粒子。 但是从图 2(j)中可以观察到, 合金线材人工时效后经 过冷拉变形,在产生大量位错缠结的同时,强化相质 点的双叶花瓣状共格衬度像不再出现,但观察图 2(j) 对应的衍射谱,可以清楚地看出超点阵衍射斑点的存 在,说明时效后冷拉状态下合金组织内仍存在大量的 共格第二相粒子,只是这些共格粒子未能显示出其双 叶花瓣状共格衬度而已,分析其原因如下:这是由于 较大的冷拉变形量在合金组织内产生了大的应变场, 以致原来的强化相质点的共格应变场显得微不足道而 被掩盖,因此,在透射电子显微组织中未能显示出其 特有的双叶花瓣状共格衬度特征。T9 状态合金线材较 T8 状态合金线材的抗拉强度提高了 57 MPa。可见采 用不同的热处理,对于合金线材的抗拉强度产生很大 的影响。

#### 2.3 合金线材的断口形貌

不同热处理状态 Al-3Mg-0.5Sc 合金线材断口扫 描形貌如图 3 所示。从图 3(a)可以看出断口中存在大 量韧窝,韧窝大小均匀且韧窝较深,这与该状态的合 金线材具有良好的塑性(23.8%)相符。从图 3(b)可以观 察到在断口上也有大量的韧窝,韧窝较深,但与图 3(a)



图 3 不同状态下合金线材的断口形貌

Fig.3 Fracture morphologies of alloy wires at different states: (a) SCR; (b) T<sub>6</sub>; (c) T<sub>8</sub>; (d)T<sub>9</sub>

#### **第90**卷第9期

相比韧窝大小不均匀,这也与铸态合金线材的塑性优 于 T<sub>6</sub>状态合金线材相吻合。从图 3 可以观察到在断口 上也有大量的韧窝,这些韧窝比图 3(d)(合金线材 T<sub>9</sub> 状态拉伸断口形貌)中显示的韧窝相比大些,数量更 少,同样符合 T<sub>9</sub>热处理状态合金线材的塑性与 T<sub>8</sub>热 处理状态合金线材的塑性相比要差这一实验结果。对 不同状态实验合金线材拉伸断口中的韧窝进行成分扫 描,发现有含 Fe 的夹杂物,但并没有测出第二相粒子 的存在,可能是这种第二相粒子太小,通过扫描电镜 没有办法检测。

## 3 结论

1) SCR 技术对 Al-3Mg-0.5Sc 合金线材具有剪切 细化功能,在铝基体中产生大量的位错,时效析出大量细小的 Al<sub>3</sub>Sc 强化相粒子与位错交互作用。

 2) 合金线材的抗拉强度与时效时间呈现先上升 后下降的趋势,并且随时效温度的升高,合金线材的 峰值抗拉强度呈现下降的趋势。

3) 当合金线材采用 T<sub>6</sub> 热处理制度时,320 时效 2 h 合金线材的峰值抗拉强度为 353 MPa;采用 T<sub>8</sub> 热 处理制度时,合金线材的峰值抗拉强度为 378 MPa; 采用 T<sub>9</sub> 热处理制度时,合金线材的峰值抗拉强度为 435 MPa。

#### REFERENCES

- DAVYDOV V G, ROSTOVA T D, ZAKHAROV V V, FILATOV, YELAGIN V I. Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 280(1): 30–36.
- [2] LATHABAI S, LOYD P G. The effect of scandium on the microstructure, mechanical properties and weld ability of a cast Al-Mg alloy[J]. Acta Materials, 2002, 50(17): 4275–4292.
- [3] WOO K D, KIM S W. Effects size on high temperature deformation behavior of Al-4Mg-0.4Sc alloy[J]. Materials Letters, 2003, 57: 1903–1909.
- [4] EMMANUELLE A M, DAVID N S. Effect of Mg addition on the creep and yield behavior of an Al-Sc alloy[J]. Acta Materialia, 2003, 51(16): 4751–4760.
- [5] RIDDLE Y W, SANDERS T H. A study of coarsening,

recrystallization, and morphology of microstructure in Al-Sc-(Zr)-Mg alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35(1): 341–350.

- [6] ROYSET J, RYUM N. Kinetics and mechanisms of precipitation in an Al-0.2wt% Sc alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 396: 409–422.
- [7] VINOGRADOV A, WASHIKITA A. Fatigue life of fine-grain Al-Mg-Sc alloys produced by equal-channel angular pressing[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 349: 318–326.
- [8] 潘青林, 尹志民, 邹景霞, 陈显明, 张传福. 微量 Sc在 Al-Mg 合金中的作用[J]. 金属学报, 2001, 37(7): 750-753. PAN Qing-lin, YIN Zhi-min, ZOU Jing-xia, CHEN Xian-ming, ZHANG Chuan-fu. Effect of minor Sc addition on microstructure and tensile property of Al-Mg alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2001, 37(7): 750-753.
- [9] DAI Xiao-yuan, XIA Chang-qing, PENG Xiao-min, MA Ke. Structure and properties of an ultra-high strength 7xxx aluminum alloy contained Sc and Zr[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2008, 15(3): 276–279.
- [10] LIU Zhong-xia, LI Zi-jiong, WANG Ming-xing, WENG Yong-gang. Effect of complex alloying of Sc, Zr and Ti on the microstructure and mechanical properties of Al-5Mg alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 483/484: 120–122.
- [11] 管仁国,陈彦博,温景林. 单辊剪切/冷却工艺对 LY11 半固态 合金组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(s1): 5-8. GUAN Ren-guo, CHEN Yan-bo, WEN Jing-lin. Effects of processing factors on microstructure of semi-solid LY11 alloy during single-roll shearing/cooling process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(s1): 5-8.
- [12] 张雪飞, 王顺成, 石 路, 李俊鹏, 李 罡, 温景林. SCR 成形 Al-3Mg-0.4Sc 合金线材的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(8): 1423-1428.
  ZHANG Xue-fei, WANG Shun-cheng, SHI Lu, LI Jun-peng, LI Gang, WEN Jing-lin. Microstructure and property of Al-3Mg-0.4Sc alloy wire formed by SCR technology[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(8): 1423-1428.
  [13] DRITS M E, TOROPOVA L S, BYKOV YU G., GUSHCHINA
- F L, ELAGIN V I, FILATOV YU A. The grain refinement of Al-Sc alloy[J]. Russ Metal, 1983(1): 150–157.
- [14] NORMAN A F, PRANGNELLA P B, MCEWENB R S. The solidification behavior of dilute aluminum-scandium alloys[J]. Acta Materialia A, 1998, 46(16): 5715–5732.
- [15] ELAGIN V I, ZAKHAROV, V V, ROSTOVA T D. Scandium-alloyed aluminum alloys [J]. Metal Science and Heat Treatment, 1992, 34(1): 37–44.

(编辑 杨 华)