

一种新型超高强铝锂合金板材的组织与力学性能

李劲风¹, 陈永来², 张绪虎², 刘 晴¹, 郑子樵¹, 姚 勇³, 王 剑³

(1. 中南大学, 湖南 长沙 410083)

(2. 航天材料及工艺研究所, 北京 100076)

(3. 西南铝业(集团)有限责任公司, 重庆 401326)

摘 要: 研究了课题组开发的一种新型超高强铝锂合金的组织与力学性能。结果表明: 该合金具有优异的常规力学性能, 典型 T8 热处理时抗拉强度 600 MPa 以上, 延伸率超过 10%。10 mm 厚热轧板材及 2 mm 厚冷轧薄板 T8 峰时效(150 °C) 时析出强化相均为 T1 相(Al_2CuLi)与 θ 相(Al_2Cu), 且 2 种厚度板材中析出相分数和尺寸均相当, 但 10 mm 厚热轧板材 T8 峰时效抗拉强度比 2 mm 厚冷轧薄板高 50~70 MPa。力学性能的差异主要来源于固溶处理后变形组织分数的不同; 经固溶处理后 10 mm 厚热轧板材变形组织体积分数远高于 2 mm 厚冷轧薄板。

关键词: 铝锂合金; 强度; 微观组织; 变形组织

中图分类号: TG146.2^{†1}

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)12-3715-06

新型铝锂合金不仅具有低密度、高弹性模量、高比强度和比刚度的优点, 同时还具有低疲劳裂纹扩展速率、较好的高温及低温性能等特点, 被认为是航空航天最理想的结构材料之一^[1,2]。目前, 通过添加微合金化元素调控微观组织成为改善铝锂合金性能的重要方向。研究表明: 在 Al-Cu-Li 合金中同时添加少量的 Mg 和 Ag, 能够促进 T1 相(Al_2CuLi)析出, 并有效抑制其长大^[3,4], 从而提高合金强度并改善耐热性能; 添加少量 Mn 元素可控制晶粒结构以及降低合金各向异性^[1]; 添加少量 Zn 元素可产生固溶强化和时效强化作用, 并能显著提高腐蚀性能^[5]。

目前, 国际上铝锂合金的一个重要发展趋势是开发新型超高强铝锂合金。作者项目组前期进行了 Mg+Ag、Mg+Zn 及 Mg+Zn+Ag 微合金化铝锂合金力学性能及微观组织的研究, 发现同时添加 Mg+Ag+Zn 微合金化元素的铝锂合金力学性能优于添加 Mg+Ag 和 Mg+Zn 微合金化元素的铝锂合金^[6], 说明 Mg+Ag+Zn 复合微合金化是开发超高强铝锂合金的重要基础。在此基础上, 中南大学、航天材料及工艺研究所联合对新型超高强铝锂合金成分设计进行了大量研究^[6-8], 开发了一种新型超高强铝锂合金, 并在西南铝业(集团)有限责任公司进行了典型成分合金的扩大规模的工业化熔铸试制(初定企业牌号为 2A96)。

轧制加工过程和热处理通过影响合金显微组织

(包括组织、时效析出相)对合金板材力学性能起着支配作用。组织受热轧温度、冷轧总变形量、合金元素的种类及含量等各种因素影响。基于此, 本实验研究了超高强铝锂合金 2 mm 厚冷轧薄板与 10 mm 厚度热轧板材热处理后的力学性能、微观组织以及组织组态, 为通过工艺控制提高新型超高强铝锂合金性能提供理论依据。

1 实 验

实验用超高强铝锂合金成分为 Al-3.81Cu-1.28Li-0.41Mg-0.42Ag-0.39Zn-0.28Mn-0.11Zr(质量分数, %)。以工业化规格生产的 2 mm 厚冷轧薄板及 10 mm 厚度热轧板材为研究对象, 进行 T8 态时效的力学性能与组织研究。合金经 510 °C/1 h 固溶淬火处理后, 2 mm 厚冷轧薄板先分别进行 3%、6%、8% 的冷轧预变形, 之后于 150 °C 进行人工时效; 而 10 mm 厚板材则进行 3% 的拉伸预变形, 然后再于 150 °C 进行人工时效。

时效后的合金采用 MTS 810 材料试验机进行室温拉伸性能测试, 拉伸速度为 2 mm/min。

固溶处理后不同厚度板材经打磨抛光及阳极覆膜处理后采用 Leica DMILM 金相显微镜进行金相组织观察。采用 Brucker D8 Discovery 织构测试仪测试不同厚度板材固溶处理后的织构组分。分别测试每个样品的 {111}、{200} 和 {220} 3 个不完全极图, 然后利用

收稿日期: 2016-12-20

基金项目: 国家高技术研究发展计划(“863”项目)(2013AA032401); 中南大学教师基金(2013JSJJ 001)

作者简介: 李劲风, 男, 1971 年生, 博士, 教授, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, 电话: 0731-88830270, E-mail: lijinfeng@csu.edu.cn

Bunge函数级数展开法计算各层试样的取向分布函数(ODF)^[9]。织构定量分析则采用粒子群算法^[10]，角度偏差在15°以内视为同种织构。

T8态时效后板材微观组织采用透射电镜(TEM)进行观察。TEM试样首先机械减薄至0.08 mm左右，而后采用双喷电解减薄仪制取。电解溶液为25%硝酸+75%甲醇(体积分数)混合溶液，采用液氮冷却至-20℃以下，工作电压为15~20 V，电流控制在80~95 mA。而后在Tecnai G²20型TEM上进行观察，加速电压为200 kV。

2 结果与讨论

2.1 常规力学性能

表1所示为T8峰时效时的合金的常规力学性能。从表1可知，该超高强铝锂合金强度远高于传统2×××系铝合金强度；传统2×××系铝合金抗拉强度一般低于500 MPa，而开发的超高强铝锂合金抗拉强度达600 MPa以上。而且随预变形量由3%增加至6%时，2 mm厚冷轧薄板T8峰时效抗拉强度由609 MPa提高至615 MPa；预变形量继续增加至8%，合金的抗拉强度增幅很小。10 mm厚热轧板材经3%预变形后的T8峰时效处理后，合金的屈服强度为641 MPa，抗拉强度达675 MPa，伸长率为15.2%。相同预变形量(3%)时，10 mm厚热轧板材T8峰时效屈服强度比2 mm厚冷轧薄板的T8峰时效屈服强度提高约70 MPa，峰值抗拉强度提高约70 MPa，伸长率由11%较大幅度增加至15.2%。

2.2 强化相组成

图1所示为超高强铝锂合金2 mm厚冷轧薄板及10 mm厚热轧板材采用3%预变形的T8峰时效时的TEM照片。T8态峰时效2 mm厚冷轧薄板<112>_α衍射斑中存在非常明显的T1 (Al₂CuLi)相斑点，相应

地TEM暗场像可观察到大量T1相(图1a)；同时，<001>_α衍射斑中也存在有θ' (Al₂Cu)相芒线，暗场像可观察到较多互相垂直的θ'相(图1b)。同样T8态峰时效10 mm厚热轧板材<112>_α衍射斑中也存在明显的T1相斑点，TEM暗场像可观察到大量T1相(图1c)；<001>_α衍射斑中也存在有很明显的θ'相芒线，明场像可观察到较多互相垂直的θ'相(图1d)。上述微观组织观察表明，对超高强铝锂合金2 mm厚冷轧薄板及10 mm厚热轧板材进行T8峰时效处理时，其强化相组成均为大量T1相和较多互相垂直的θ'相。而且，2种厚度的板材中析出相尺寸及分数基本一致。

该铝锂合金的超高强度与上述强化相组成密切相关。铝合金析出相的强化效果主要取决于析出相的类型、大小、形貌、分布、体积分数和数密度，以及这些析出相与位错之间的相互作用。T8状态时效时，预变形引入的大量位错为时效时T1相等的析出提供了优越的形核位置，使T1相细小、分布均匀。同时，由于合金的主成分特征导致该合金中析出大量T1和较多θ'相。T1相为密排六方结构，呈盘片状，其惯析面为{111}面^[11]，具有很大的长宽比。有研究表明，铝合金中{111}面上析出、且长宽比大的片状相引起的

表1 2及10 mm厚超高强铝锂合金板材T8峰时效力学性能

Table 1 Tensile properties of the T8 peak-aged super-high strength Al-Li alloy with 2 and 10 mm thickness

Thickness/mm	Pre-deformation/%	σ _{0.2} /MPa	σ _b /MPa	δ/%
2	3	563	609	11.0
2	6	582	615	10.2
2	8	585	616	10.9
10	3	641	675	15.2

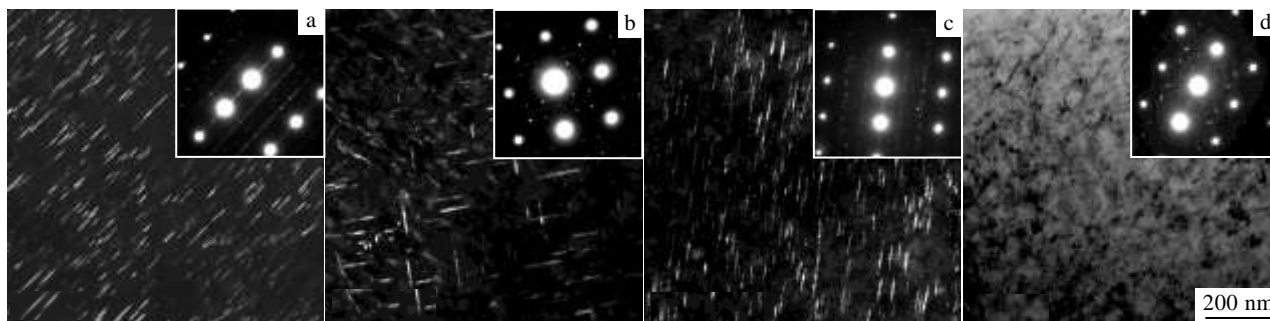


图1 超高强铝锂合金板材T8峰时效(3%预变形)的TEM照片

Fig.1 TEM images of T8 peak-aged super-high strength Al-Li alloy: (a) thickness of 2 mm, DF, T1 precipitates, b=<112>_α, (b) thickness of 2 mm, DF, θ' precipitates, b=<001>_α, (c) thickness of 10 mm, DF, T1 precipitates, b=<112>_α, and (d) thickness of 10 mm, BF, θ' precipitates, b=<001>_α

临界分切应力增量大于在其它晶面析出粒子引起的临界分切应力增量^[12]，因而铝合金中 T1 相具有最大的强化效果。在大量 T1 相析出的同时，该合金还析出了较多的 θ' 相；大量 T1 相的主强化作用以及较多的 θ' 相的补充强化作用是该铝锂合金具有超高强度的主要原因。

2.3 晶粒组织

10 mm 厚热轧板材 T8 峰时效强度与伸长率均明显高于 2 mm 厚冷轧薄板，但强化相类型、尺寸与分布密度在 2 种厚度板材中基本一致，因此上述性能差异应该与二者晶粒组织相关。图 2、3 所示分别为 2 mm 厚冷轧薄板及 10 mm 厚热轧板材固溶处理后的金相照片，二者金相组织差异非常明显。2 mm 厚冷轧薄板经固溶处理后，轧制面晶粒呈等轴状，粒径大部分小于 100 μm （图 2a）；横截面及纵截面上大部分晶粒呈长条状（图 2b, 2c），即厚度方向（简称厚向）晶粒尺寸小于横向和纵向晶粒尺寸。10 mm 厚热轧板材经固溶处理后，横截面上显示晶粒尺寸明显较大，极少部分呈等轴晶形貌，大部分晶粒显示为长条状，其纵向（轧制方向）尺寸大于横向尺寸（图 3a）；横截面及纵截面基本都为长条状晶粒组织，而且纵截面晶粒尺寸明显大于横截面晶粒尺寸（图 3b, 3c）。

上述 2 种不同轧制加工板材固溶处理后晶粒组织存在以下两方面的差异：（1）热轧板材固溶时再结晶比例明显低于冷轧薄板。（2）固溶处理后 10 mm 厚热轧板材纵截面晶粒尺寸远大于 2 mm 厚冷轧薄板，而且 10 mm 厚板材晶粒尺寸纵向/厚向比远高于 2 mm 厚薄板，即 10 mm 厚板材基本保持为变形态晶粒组织形貌。上述差异与不同加工后合金中储能变化有关。10 mm 厚板材热轧过程中将发生动态再结晶和动态回复，变形结束后合金中储能较低，不利于固溶时的再结晶。而 2 mm 厚度薄板冷轧时无动态回复和动态再结晶，变形结束后储能较高，因而冷轧薄板固溶时容易发生再结晶。

再结晶的差异将导致固溶处理后板材织构类型和组成的不同。图 4 所示为固溶处理后 2 mm 及 10 mm 厚度板材超高强铝锂合金的 ODF 图。2 mm 厚板材固溶处理后的织构类型有 β 取向纤维变形织构，包括 S{123}<634>织构、Brass{110}<112>织构和 Goss{110}<100>织构，同时还存在部分再结晶织构 Cube{100}<001>以及少量剪切 R-Cu {100}<110>织构（图 4a）。10 mm 厚板材上同样出现了典型的 β 取向纤维变形类型织构，包括 S{123}<634>织构、Brass{110}<112>织构和 Goss{110}<100>织构，但同时

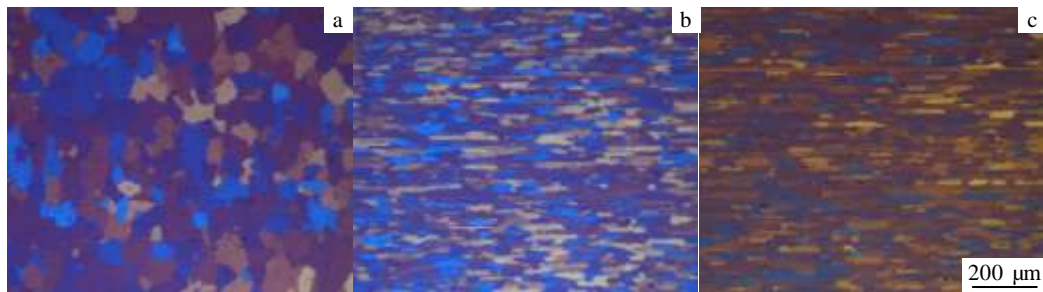


图 2 超高强铝锂合金 2 mm 厚冷轧薄板固溶处理后的金相照片

Fig.2 Optical micrographs of the solution-treated sheet with 2 mm thickness: (a) rolling plane, (b) transverse sectional plane, and (c) longitudinal sectional plane

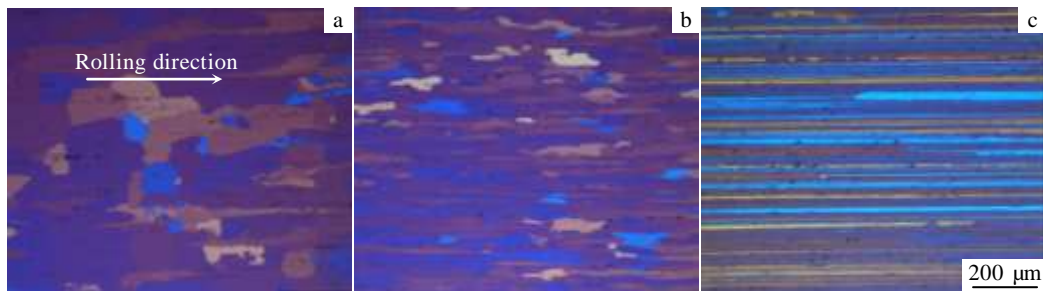


图 3 超高强铝锂合金 10 mm 厚热轧板材固溶处理后的金相照片

Fig.3 Optical micrographs of the solution-treated plate with 10 mm thickness: (a) rolling plane, (b) transverse sectional plane, and (c) longitudinal sectional plane

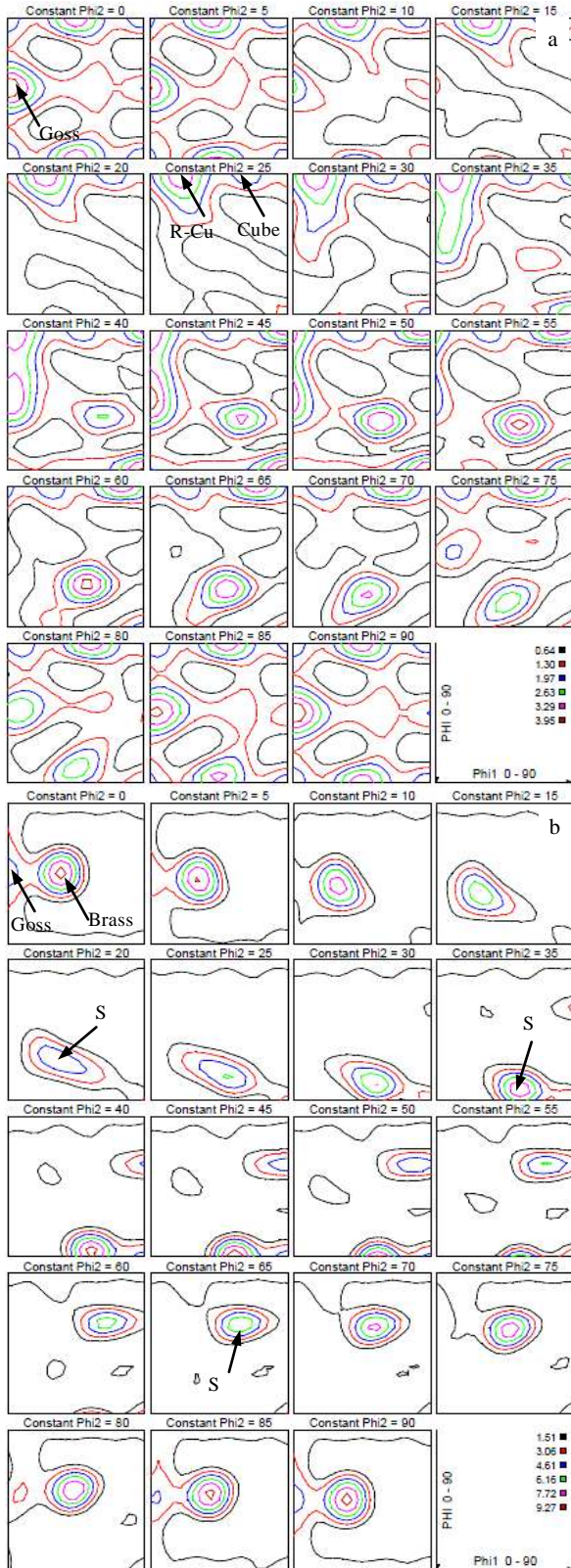


图 4 固溶处理后 2 及 10 mm 厚度板材的 ODF 图

Fig.4 ODFs of the solution-treated super-high strength Al-Li alloy plates with thickness of 2 mm (a) and 10 mm (b)

还有 Cu{111}<112>织构，仅有少量的再结晶织构 Cube{100}<110>织构和 R-Cu {112}<111>剪切织构。

图 5 所示为固溶处理后 2 mm 及 10 mm 厚铝锂合金板材各种织构的体积分数。轧制加工方式不同（对应于板材不同厚度），同种织构体积分数特别是 4 种变形织构体积分数存在明显差异。10 mm 厚热轧板材固溶处理后变形织构的总体积分数远高于 2 mm 厚冷轧薄板。

织构分数的差异将导致不同厚度铝锂合金强度的显著差异。铝合金的塑性变形遵循 Schmid 定律，滑移系的驱动力主要由 Schmid 因子决定。Schmid 因子的表达式如公式(1) 所示：

$$m = \cos\lambda \cdot \cos\varphi \tag{1}$$

其中 m 是 Schmid 因子， λ 是拉伸轴与滑移方向之间的夹角， φ 是拉伸轴与滑移面的法线的夹角。Schmid 因子值越大，合金越容易滑移，从而合金的屈服强度就越低。在拉伸过程中，拉伸方向与晶粒取向同时决定 Schmid 因子。因此，指定加载方向对合金的屈服强度至关重要。在 fcc 合金中，有 12 个滑移系，即 {111}<110>滑移系。从图 5 可知，不同厚度板材的织构差异主要来自于 3 种变形织构。根据文献[13]，3 种变形织构对应{111}<110>滑移系的 Schmid 因子计算如表 2 所示，来自于[112]轴的 Brass 织构与[634]轴 S 织构对多数滑移系的 Schmid 因子值偏小，因此对合金的强度的影响最大，强化作用大。由于 10 mm 厚热轧板材中的变形织构总体积分数远远大于 2 mm 厚冷轧薄板，因而导致在相同 T8 热处理工艺条件下 10 mm 厚热轧板材强度远高于 2 mm 厚冷轧薄板。

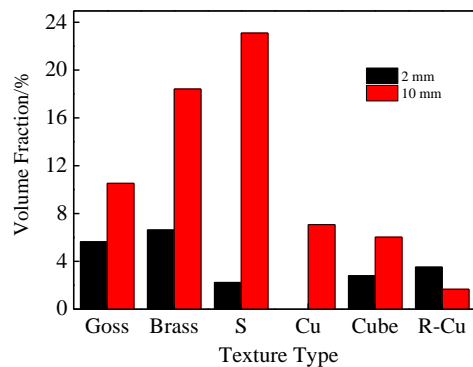


图 5 固溶处理后 2 及 10 mm 厚超高强铝锂合金板材各种织构的体积分数

Fig.5 Volume fraction of different textures in the solution-treated super-high strength Al-Li alloy plate with thickness of 2 and 10 mm

表 2 铝合金中变形织构对应{111}<110>滑移系的 Schmid 因子

Table 2 Schmid factor of textures corresponding to the {111}<110> slip system in Al alloy

Slip plane Slip direction	111			$\bar{1}\bar{1}\bar{1}$			1 $\bar{1}\bar{1}$			11 $\bar{1}$		
	$\bar{1}10$	$10\bar{1}$	$01\bar{1}$	110	101	$01\bar{1}$	110	$10\bar{1}$	011	$\bar{1}10$	101	011
[100] axis	0.41	0.41	0	0.41	0.41	0	0.41	0.41	0	0.41	0.41	0
[112] axis	0	0.27	0.27	0.27	0.41	0.14	0.27	0.14	0.41	0	0	0
[634] axis	0.26	0.17	0.09	0.06	0.07	0.01	0.42	0.09	0.33	0.10	0.34	0.23

Note: [100] axis, [112] axis, [634] axis are corresponding to Goss{110}<100> texture, Brass{110}<112> texture and S{123}<634> texture, respectively

表 3 3 种超高强铝锂合金典型实测常规力学性能

Table 3 Typical measured mechanical properties of three high-strength Al-Li alloy

Alloy	Thickness/ mm	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ %	Source
2195-T8	5.2	590	563	11 (5D)	Alcan
2A97-T8	2.0	540	500	8.2 (4D)	China
2A96-T8	10.0	675	641	15.2 (4D)	China
2A96-T8	2.0	617	572	12.7 (4D)	China

2.4 超高强铝锂合金板材性能比较评价

目前国内已工业化生产和试制的高强铝锂合金板材有 2195 铝锂合金 (Alcan 开发)、2A97 铝锂合金 (国内自主知识产权)。本部分将这 2 个铝锂合金与本项目组开发的新型超高强铝锂合金 (企业内定牌号 2A96) 典型常规力学性能作一个简单比较。表 3 所示为这几种典型成分铝锂合金的实测常规力学性能, 其中 5.2 mm 厚 2195 铝锂合金板材为最终成品 T8 热处理状态, 直接来源于 Alcan; 其它为国产工业化料实验室优化的典型 T8 热处理状态。

根据上述实测常规力学性能比较可知, 开发的超高强铝锂合金常规力学性能 (强度、延伸率) 均优于国际上第三代成熟的 2195 铝锂合金, 而且全面超越原自主开发的高强 2A97 铝锂合金。

3 结 论

1) 开发的新型铝锂合金常规力学性能优异, 常规力学性能 (强度、延伸率) 均高于现有的超高强铝锂合金 2195 及 2A97。2 mm 厚冷轧薄板经典型 T8 热处理后屈服强度为 572 MPa, 抗拉强度为 617 MPa, 延伸率达 12.7% (4D 样品); 10 mm 厚热轧板材典型 T8 热处理后屈服强度达 641 MPa, 抗拉强度为 675 MPa, 延伸率为 15.2% (4D 样品)。典型 T8 热处理后 10 mm 热轧板材常规性能优于 2 mm 厚冷轧薄板。

2) T8 峰时效合金的时效强化相均为 T1 相与 θ' 相, 其分数和尺寸在 2 种厚度的板材中均基本一致。

3) 固溶处理后, 2 mm 厚的冷轧薄板再结晶比例

更高, 10 mm 厚热轧板材的变形织构体积分数远高于 2 mm 厚的薄板, 这是 10 mm 厚热轧板材 T8 态强度更高的主要原因。

参考文献 References

- [1] Zheng Ziqiao(郑子樵), Li Jinfeng(李劲风), Chen Zhiguo(陈志国) *et al. Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(10): 2337
- [2] Li Jinfeng(李劲风), Zheng Ziqiao(郑子樵), Chen Yonglai(陈永来) *et al. Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2012, 42(1): 13
- [3] Wang Ruiqing(王瑞琴), Zheng Ziqiao(郑子樵), Chen Yuanyuan(陈圆圆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(4): 622
- [4] Gault B, De Geuser F, Bourgeois L *et al. Ultramicroscopy*[J], 2011, 111(6): 683
- [5] Kertz J E, Gouma P I, Buchheit R G. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32(10): 2561
- [6] Luo Xianfu(罗先甫), Zheng Ziqiao(郑子樵), Zhong Jifa(钟继发) *et al. Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(7): 1833
- [7] Li Jinfeng(李劲风), Chen Yonglai(陈永来), Zhang Xuhu(张绪虎) *et al. Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2015, 45(2): 24
- [8] Li Jinfeng, Liu Pingli, Chen Yonglai *et al. Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2015, 25(7): 2103
- [9] Bunge H J. *Texture Analysis in Materials Science*[M]. London: Butterworths Press, 1982: 88
- [10] Tang J G, Zhang X M, Deng Y L *et al. Computational Materials Science*[J], 2006, 38(2): 395
- [11] Yoshimura R, Konno T J, Abe E *et al. Acta Materialia*[J], 2003, 51(14): 4251
- [12] Nie J F, Muddle B C, Polmear I J. *Materials Science Forum*[J], 1996, 217-222: 1257
- [13] Shen Y Z, Oh K H, Lee D N. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(4): 285

Structures and Mechanical Properties of a Super-high Strength Al-Li Alloy

Li Jinfeng¹, Chen Yonglai², Zhang Xuhu², Liu Qing¹, Zheng Ziqiao¹, Yao Yong³, Wang Jian³

(1. Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Aerospace Research Institute of Materials and Processing Technology, Beijing 100076, China)

(3. Southwest Aluminum (Group) Co. Ltd, Chongqing 401326, China)

Abstract: The structures and mechanical properties of a new super-high strength Al-Li alloy developed by this group were investigated. The results show that the alloy possesses excellent properties, of which the tensile strength is greater than 600 MPa, and the elongation is higher than 10%. After T8 aging, the strengthening precipitates in both cold-rolled sheet with 2 mm in thickness and hot-rolled plate with 10 mm in thickness are $T1(Al_2CuLi)$ and $\theta(Al_2Cu)$, and their fraction and size are basically the same in the two plates with different thicknesses. The strength of T8-aged plate with 10 mm in thickness is 50~70 MPa higher than that of the T8-aged sheet with 2 mm in thickness. This strength enhancement is originated from the texture fraction after solution treatment. The volume fraction of the deformation texture in the solutionized hot-rolled plate with 10 mm in thickness is much higher.

Key words: Al-Li alloy; strength; microstructure; deformation texture

Corresponding author: Li Jinfeng, Ph. D., Professor, School of Materials and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, E-mail: lijinfeng@csu.edu.cn