

文章编号: 1004-0609(2003)03-0611-05

# 微量 Sc 对 2195 铝锂合金应变时效态的 显微组织和力学性能的影响

尹登峰, 郑子樵, 余志明

(中南大学材料科学与工程学院, 长沙 410083)

**摘要:** 采用拉伸试验机、光学金相显微镜、透射电镜、扫描电镜等设备研究了添加微量 Sc 对 2195 铝锂合金应变时效态的显微组织和拉伸性能的影响。结果表明: 微量 Sc 加入后能生成细小弥散  $Al_3(Sc, Zr)$  质点, 起到抑制再结晶的作用; 微量 Sc 的加入既促使合金晶内析出的  $T_1$  相分布更弥散均匀, 又能使亚晶界和晶界上析出的  $T_1$  相变得细小, 几乎不出现明显的晶界析出带, 因而可在不降低合金强度的前提下有效地改善其塑性。

**关键词:** 2195 铝锂合金; Sc; 显微组织; 力学性能

**中图分类号:** TG 146.2

**文献标识码:** A

与普通铝合金相比, 铝锂合金具有高比强度、高比刚度、优良低温性能等突出优点, 但其塑性、断裂韧性、疲劳短裂纹扩展抗力等有待提高<sup>[1]</sup>。国内外研究表明, 微合金化有可能改变合金析出相组元的热力学、动力学行为, 从组元行为层次上改善析出相的时效行为, 进而优化精细结构。铝锂合金中加 Sc 的前期研究工作主要集中在 Al-Li-Mg-Sc 合金系, 对有关 Al-Li-Cu-Sc 合金系的研究报道极少, 原因可能是在含 Cu 量大于 1.5% 的合金中, 加入大于 0.20% 的钪, 会形成  $W(Al_3\sim_8Cu_2\sim_4Sc)$  相, 不利于有效地发挥添加钪合金化的潜在优势<sup>[2]</sup>。2195 铝锂合金属于含 Cu 量较高的 Al-Li-Cu-Mg-Ag-Zr 系时效硬化型合金, 一般用于应变时效状态。本文作者在合金中添加 0.15% 的 Sc 对 2195 铝锂合金显微组织和力学性能的影响, 试图为开发性能更加优异的铝锂合金打下基础。

## 1 实验

合金在氩气保护下熔炼铸造, 合金的化学成分如表 1 所示。铸锭经 450 °C, 16 h + 500 °C, 8 h 双级均匀化处理后, 切头、铣面、热轧、冷轧成 2 mm 厚的板材, 然后经 504 °C, 40 min 盐浴固溶处理之后淬入冷水中。经冷轧预变形 6% 后经 160 °C 时效 ( $T_8$ ) 处理。在国产 WD-10A 型电子拉伸机上进行

拉伸试验; 用 MET100 光学金相显微镜观察显微组织; 用 H800 透射电镜观察合金高倍显微组织; 用 KYKY-1000 型扫描电镜观察断口形貌。

表 1 合金化学成分

Table 1 Chemical compositions of alloys  
(mass fraction, %)

Alloy	Li	Cu	Mg	Ag	Zr	Sc	Al
1# (2195)	1.07	3.97	0.42	0.43	0.15		Bal.
7# (2195 + Sc)	0.96	3.8	0.69	0.47	0.14	0.15	Bal.

## 2 实验结果

### 2.1 拉伸强度

室温拉伸试验结果见图 1。从图中可以看出,  $T_8$  工艺条件下, 随着时效时间的延长, 7# 合金 (2195 + Sc) 的抗拉强度缓慢上升, 时效 50 h 左右达到一个峰值平台, 36 ~ 60 h 内强度值变化很小。而延伸率则随时效时间的延长而缓慢下降, 即使到了 50 h 延伸率仍约 11.2%, 与 1# 合金 (2195)  $T_8$  状态相比, 其最大抗拉强度、屈服强度相当, 而延伸率增加了约 2.4%, 显示出 2195 + Sc 具有较好的综合力学性能 (具体数值见表 2)。值得一提的是 2195 + Sc 的  $T_8$  态达到峰时效态的时间比不含 Sc 的 2195 合金要晚了近 34 h 左右。

基金项目: 国家十五重点攻关计划项目 收稿日期: 2002-07-30; 修订日期: 2002-11-07

作者简介: 尹登峰 (1966-), 男, 讲师, 硕士。

通讯联系人: 尹登峰, 博士研究生; 电话: 0731-8879341; E-mail: ydfchh@mail.csu.edu.cn

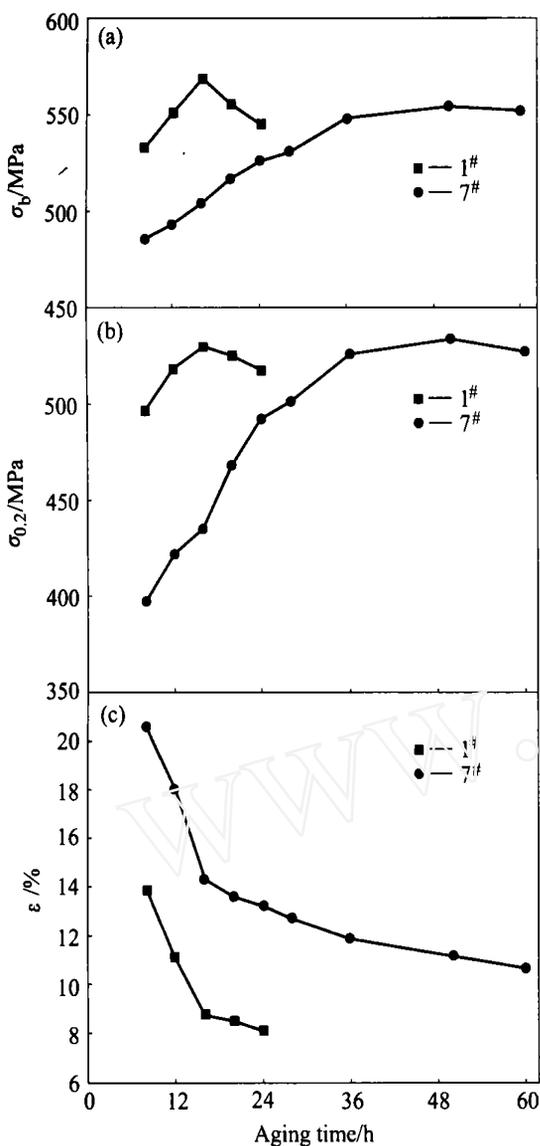


图1 合金 T<sub>8</sub> 时效态的室温拉伸性能—时效时间曲线

Fig. 1 Variations of tensile properties with aging time for T<sub>8</sub> treated alloys

表2 T<sub>8</sub> 工艺条件下 1# 与 7# 合金的峰值强度、峰值时间及相应的延伸率

Table 2 Tensile properties and peak aged time for T<sub>8</sub> treated alloys

Alloy	Aging time/h	σ <sub>0.2</sub> /MPa	σ <sub>b</sub> /MPa	ε /%
1# (2195)	16	530	570	8.8
7# (2195 + Sc)	50	534	565	11.2

2.2 显微组织

图2所示为1#和7#合金时效峰值状态的金相显微组织,由此可知,1#合金有再结晶晶粒出现,但整体上合金仍显示出加工态组织形貌,7#合金没

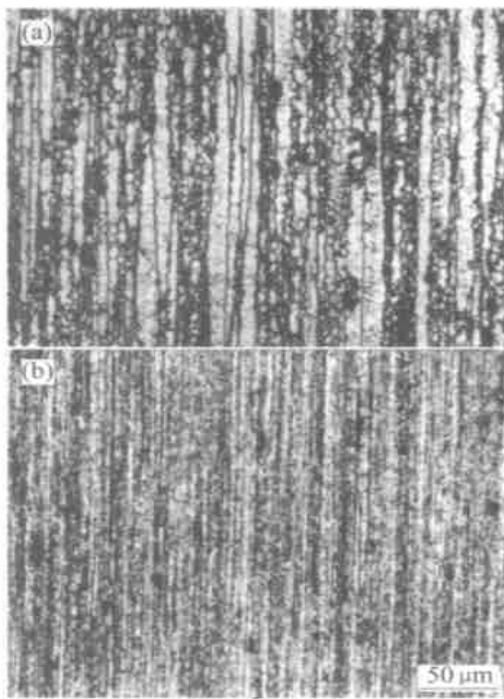


图2 合金 T<sub>8</sub> 峰时效态的显微组织

Fig. 2 Microstructures of T<sub>8</sub> peak aged alloys (a) —Alloy 1# ; (b) —Alloy 7#

有出现再结晶的迹象。

图3所示为1#和7#合金 T<sub>8</sub> 峰值状态的 TEM 显微组织。7#合金峰值状态主要强化相为 T<sub>1</sub> 相,与1#合金 T<sub>8</sub> 峰值状态相比,7#合金的 T<sub>1</sub> 相较为细小,分布也较均匀,而且 T<sub>1</sub> 相沿晶界、亚晶界析出非常明显,几乎不出现晶界无析出带(PFZ)。7#合金有大量豆瓣状 Al<sub>3</sub>(Sc, Zr) 复合相析出,而1#合金也有点状相 Al<sub>3</sub>Zr 析出。

2.3 断口形貌

1#和7#合金拉伸断口的扫描电镜像如图4所示。T<sub>8</sub> 峰时效态的断口形貌均为层状断口,但与1#合金的断口形貌相比,7#合金层状细密很多,且存在许多细小韧窝,断裂方式呈穿晶断裂+短横向沿晶分层开裂的混合型。

3 分析与讨论

将钪加入 2195 合金后,在均匀化退火或热加工过程中形成的 Al<sub>3</sub>(Sc, Zr) 质点多以弥散细小颗粒存在,阻碍位错滑移、攀移,阻碍亚晶界分解与合并,阻碍晶界滑动与迁移,从而抑制合金的再结晶过程。这与文献[3~6]所报道的钪在 Al-Sc, Al-

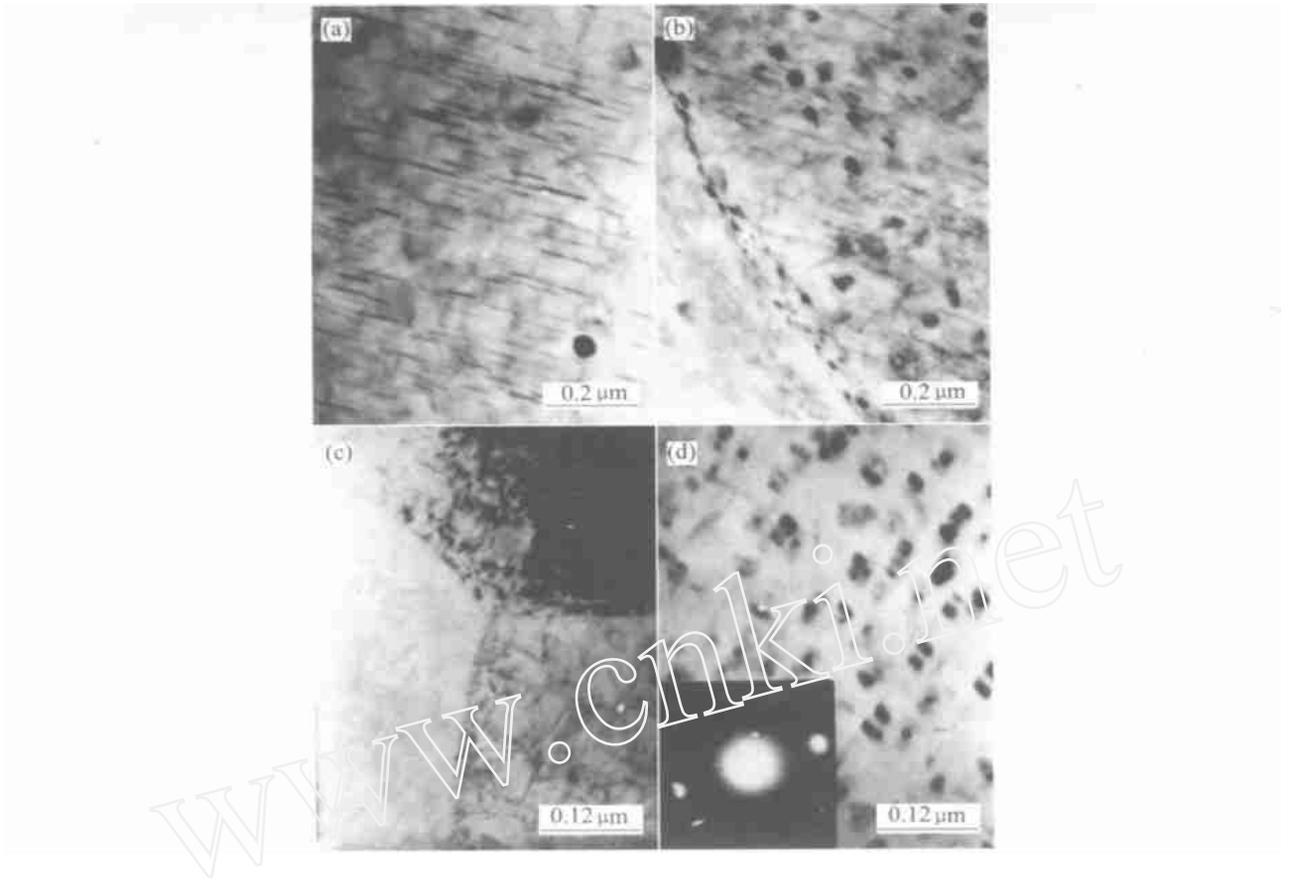


图 3 合金  $T_8$  峰时效态的 TEM 像

Fig. 3 TEM images of  $T_8$  peak aged alloys

(a) — $T_1$  phase of alloy 1<sup>#</sup>; (b) —PFZ of alloy 1<sup>#</sup>; (c) — $T_1$  phase of alloy 7<sup>#</sup>; (d) — $Al_3Sc$  and its SAD pattern ( $B = [110]$ ) of alloy 7<sup>#</sup>

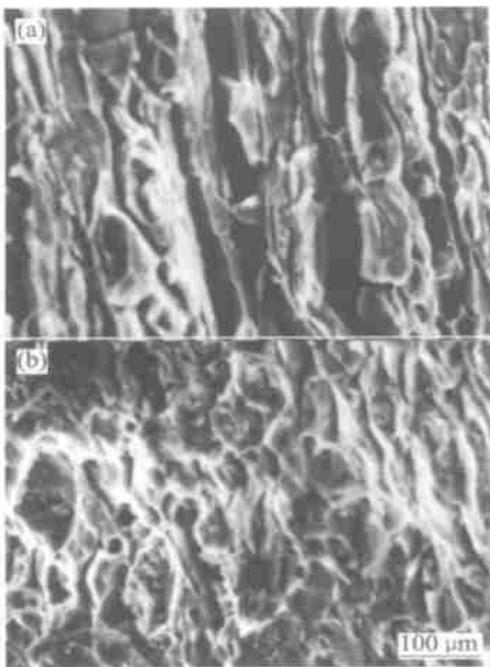


图 4 合金  $T_8$  峰时效态的拉伸断口 SEM 形貌

Fig. 4 SEM fractographs of  $T_8$  peak aged alloys

(a) —Alloy 1<sup>#</sup>; (b) —Alloy 7<sup>#</sup>

Mg-Sc, Al-Cu-Mg-Sc 系铝合金中能较强地阻止再结晶过程, 细化晶粒和亚结构的结果是一致的。而许多研究工作已证实了铝锂合金的未再结晶结构较再结晶或部分再结晶结构有较好的强塑性配合<sup>[7, 8]</sup>, 即所谓铝锂合金组织分层强韧化原理, 它是利用扁平未再结晶晶粒结构减轻沿晶开裂的危害, 并得到特殊的韧化机制。基于铝锂合金的这一共同特点, 可以认为这是微量钪改善 2195 合金强塑性的原因之一。 $T_8$  工艺条件下, 由于在时效前进行了适当的冷变形, 可在合金基体上形成密布的位错或位错缠结, 大大增加了  $T_1$  相非均匀形核位置<sup>[9~11]</sup>, 加上铝基体上弥散分布的  $Al_3(Sc, Zr)$  质点周围形成的插入型位错环也可以成为  $T_1$  相优先形核长大的场所<sup>[12]</sup>, 这些是导致 7<sup>#</sup> 合金的  $T_1$  相的尺寸、形貌、分布比 1<sup>#</sup> 合金明显改善的主要原因, 而且 7<sup>#</sup> 合金  $T_8$  态的 TEM 像中有大量细小  $T_1$  相在晶界、亚晶界上析出, 无明显的晶界无析出带 (PFZ), 这是 7<sup>#</sup> 合金比 1<sup>#</sup> 合金具有较好综合力学性能的又一重要原因。至于 7<sup>#</sup> 合金为何时效响应速度缓慢可能与钪

的加入有关: 钪在铝合金中通常形成具有  $L1_2$  结构的  $Al_3Sc$  相, 其许多性质与钨相似。据文献[13]报道, 铝锂合金中添加钨, 由于钨原子的空位结合能高( $0.24 \pm 0.02$ ) eV, 易与空位结合, 导致与锂原子结合的空位减少, 从而阻止  $\beta$  相在固溶淬火及时效初期析出, 钨有钨类似的作用, 能延缓  $\beta$  相和  $T_1$  相的生长, 这与本文实验结果一致。2195 铝锂合金在应变时效态( $T_8$  态)的主要强化相为  $T_1$  相, 由于  $Al_3Sc$  和  $Al_3Zr$  既能增加  $T_1$  相形核位置, 又能影响  $T_1$  相的生长速度, 尤其在含钨的合金中加入 0.15% 钨, 将降低钨或钪在合金中的溶解度而强化这种作用, 这也许是  $T_1$  相表现出细小、分布均匀、长大缓慢的主要原因。虽然有研究<sup>[21]</sup>认为铝合金中, 在铜含量大于 1.5% 和钨含量大于 0.2% 的条件下, 有可能形成粗大难熔的  $w$  相而损害钨的作用, 但本合金铜含量高达 3.8% 而钨含量为 0.15%, 在实验过程中却未能观察到  $w$  相的存在, 这和 Karakaterova<sup>[14]</sup>和 Dutkiewicz<sup>[15]</sup>等人在高铜含量的铝合金中添加微量钨的研究结论一致。由 SEM 观察证实,  $7^\#$  合金峰值状态的断口形貌表现为细层状 + 穿晶断裂的断裂方式, 证实了钨的加入对 2195 铝锂合金除有固溶强化、次生含钨铝物质点产生的弥散强化、细小弥散化  $T_1$  相的作用外, 显然还有晶粒细化、抑制再结晶所产生的亚结构强化等作用, 这也是使合金断裂模式有别于 2195 合金的层状 + 沿晶断裂模式的重要原因。

## 4 结论

1) 添加微量的钨能使 2195 合金在  $T_8$  工艺条件下获得较好综合力学性能, 可在几乎不降低合金强度的前提下, 有较地改善其塑性。

2) 在 2195 铝锂合金中添加微量钨, 在  $T_8$  工艺条件下, 延缓时效过程, 能使合金晶内析出的  $T_1$  相分布均匀, 平均尺寸减小, 又使亚晶界和晶界上析出的  $T_1$  相变得细小, 几乎不出现明显的晶界无析出带(PFZ), 这是使合金强塑性配合显著优于普通 2195 铝锂合金的重要原因。

3) 添加微量钨改变了 2195 铝锂合金的断裂模式, 其断口形貌由层状 + 沿晶断裂为主的模式改变为细层状 + 穿晶断裂为主的模式。

## REFERENCES

- [1] 陈 铮. 铝锂合金的发展趋势、关键技术及应用[J]. 材料导报, 1999, 13(2): 1-3.  
CHEN Zheng. Development tendency, key technologies and applications of aluminum-lithium alloys [J]. Materials Review, 1999, 13(2): 1-3.
- [2] 肖于德, 黄龙坚, 黎文献, 等. 钨、钪对 Al-Cu-Mg-Fe-Ni 系铝合金显微组织与力学性能的影响[J]. 稀有金属, 1999, 23(5): 331-335.  
XIAO Yu-de, HUANG Long-jian, LI Wei-xian, et al. Effect of scandium and zirconium on microstructures and tensile properties of Al-Cu-Mg-Fe-Ni aluminium alloy system [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 1999, 23(5): 331-335.
- [3] 余 琨, 李松瑞, 黎文献, 等. 微量 Sc 和 Zr 对 2618 铝合金再结晶行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(4): 709-713.  
YU Kun, LI Song-rui, LI Wei-xian, et al. Effect of trace Sc and Zr on recrystallization behavior of 2618Al alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(4): 709-713.
- [4] 尹志民, 高拥政, 潘青林, 等. 微量 Sc 和 Zr 对 Al-Mg 合金铸造态组织的晶粒细化作用[J]. 中国有色金属学报, 1997, 7(4): 75-78.  
YIN Zhi-min, GAO Yong-zheng, PAN Qing-lin, et al. Effect of trace Sc and Zr on grain refinement of as-cast Al-Mg alloys [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1997, 7(4): 75-78.
- [5] Davgdov V G, Rostova T D, Zakharov V V, et al. Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys [J]. Mater Sci Eng A, 2000, A280: 30-36.
- [6] Norman A F, Prangnell P B, Mcewen R S. The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys [J]. Acta Mater, 1998, 46(16): 5715-5732.
- [7] 陈 铮, 王永欣, 丁占来, 等. 稀有铝锂合金的外强化和内韧化机制[J]. 稀土, 1998, 19(2): 23-27.  
CHEN Zheng, WANG Yong-xin, DING Zhan-lai, et al. Mechanism of extrinsic strengthening and intrinsic toughening for aluminium-lithium alloy containing rare earth element [J]. Chinese Rare Earths, 1998, 19(2): 23-27.
- [8] 陈 铮, 王永欣, 丁占来, 等. Ce 对 2090 铝锂合金中精细结构的影响机制[J]. 中国有色金属学报, 1998, 8(S1): 25-29.  
CHEN Zheng, WANG Yong-xin, DING Zhan-lai, et al. Influence mechanisms of Ce on microstructure for aluminium-lithium alloy 2090 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1998, 8(Suppl. 1): 25-29.
- [9] Huang B P, Zheng Z Q, Yin D F, et al. Effects of trace Ag and Mg additions on mechanical properties and microstructures of 2195 alloy [J]. Mater Sci Forum, 1996, 217-222: 1239-1244.

- [10] Pickens J R, Heubaum F H, Kramer L S. Ultra high strength, forgeable Al-Cu-Li-Ag-Mg alloy [J]. Scripta Metall Mater, 1990, 24: 457-462.
- [11] Tack W T, Heubaum F H, Pickens J R. Mechanical property evaluations of a new, ultra-high strength Al-Cu-Li-Ag-Mg alloy [J]. Scripta Metall Mater, 1990, 24: 1685-1690.
- [12] 赵志龙, 韩栋, 王永欣, 等. 2090 铝锂合金中  $T_1$  相和  $(Al_3Zr)$  相间的交互作用[J]. 有色金属, 1999, 51(3): 83-86.  
ZHAO Zhi-long, HAN Dong, WANG Yong-xin, et al. Interaction between  $T_1$  phase and  $(Al_3Zr)$  phase in 2090 aluminium-lithium alloys [J]. Nonferrous Metals, 1999, 51(3): 83-86.
- [13] Huang B P, Zheng Z Q. Independent and combined roles of trace Mg and Ag additions in properties precipitation process and precipitation kinetics of Al-Cu-Li-(Mg)-(Ag)-Zr-Ti alloys [J]. Acta Mater, 1998, 46(12): 4381-4393.
- [14] Kiarakterova M L, Eskin D G, Topopova L S. Precipitation hardening ternary alloys of the Al-Sc-Cu and Al-Sr-Si systems [J]. Acta Metall Mater, 1994, 42(7): 2285-2290.
- [15] Dutkiewicz J, Simmich O, Scholz R, et al. Evolution of precipitates in AlLiCu and AlLiCuSc alloys after age-hardening treatment [J]. Mater Sci Eng A, 1997, A234-236: 253-257.

## Effect of trace Sc addition on microstructure and mechanical properties of thermomechanically treated 2195 Al-Li alloy

YIN Deng-feng, ZHENG Zi-qiao, YU Zhi-ming

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

**Abstract:** By using tensile tester, OM, TEM and SEM, the effect of trace Sc on microstructure and tensile strength of thermomechanically treated 2195 Al-Li alloy was studied. The results show that addition of trace Sc can make  $Al_3(Sc, Zr)$  particles distribute dispersively and evenly, and it can strongly retard recrystallization of the alloys and encourage the homogeneous precipitation of  $T_1$  phase throughout the matrix without the grain precipitation free zone (PFZ). Therefore, the ductility of the alloys containing trace Sc is improved.

**Key words:** 2195 Al-Li alloy; Sc; microstructure; mechanical properties

(编辑 黄劲松)