

含钪 7N01 铝合金中 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的析出及其作用机制

李召明, 姜海昌, 王昀立, 张 舵, 闫德胜, 戎利建

(中国科学院金属研究所 核材料安全与评价重点实验室, 辽宁 沈阳 110016)

摘 要: 钪是铝合金中常见的添加元素, 但关于钪在铝合金中的作用机制研究还不够深入。通过电阻炉熔炼方法制备了传统 7N01 铝合金与新型含钪 7N01 铝合金, 经均匀化处理后将合金热挤压成板材并进行双级人工时效处理。采用电子背散射衍射 (EBSD) 和透射电镜 (TEM) 对比分析了传统 7N01 铝合金与新型含钪 7N01 铝合金的微观组织, 对时效态热挤压板材力学性能进行了表征, 并分析了合金强化的作用机制。结果表明: 经 470 °C/24 h 均匀化处理后, 传统 7N01 铝合金中析出了少量的纳米 $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Ti})$ 相, 而含钪 7N01 铝合金中析出了大量纳米 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相。这种高密度、与基体保持共格的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相对晶界迁移的钉扎效果显著, 明显提升了再结晶形核的临界亚晶尺寸, 抑制了热挤压过程中的动态再结晶, 使含钪 7N01 铝合金几乎由完全的纤维结构组成。同时, 含钪 7N01 铝合金的抗拉强度和屈服强度分别较传统 7N01 铝合金提高了 10.7% 和 13.3%。计算结果表明, 添加钪引起 7N01 铝合金的细晶强化和弥散强化效果分别为 7 和 57 MPa, 强化效果主要来源于 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的弥散强化。

关键词: 7N01 铝合金; 钪添加; $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相; 再结晶; 弥散强化

中图分类号: TG146 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2019)08-0787-06

The Precipitation and Functional Mechanism of $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ Phase in 7N01 Aluminum Alloy with Sc Addition

LI Zhaoming, JIANG Haichang, WANG Yunli, ZHANG Duo, YAN Desheng, RONG Lijian
(CAS Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research,
Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Sc is a common additive element in aluminum alloys, while the functional mechanism of Sc in aluminum alloys is not completely understood. The traditional 7N01 aluminum alloy and novel Sc modified 7N01 aluminum alloy were prepared by electrical resistance furnace melting. After homogenization treatment, two kinds of 7N01 alloys were hot extruded into plates, then exposed to two-stage artificial aging. Microstructures were comparatively analyzed by electron backscatter diffraction (EBSD) and transmission electron microscopy (TEM). The mechanical properties of aged hot-extruded plates were measured by electronic universal testing machine. Meanwhile, the functional mechanism to strengthen the alloy was analyzed. The results show that a small number of nanometer-sized $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Ti})$ phases are precipitated in traditional 7N01 aluminum alloy, while a large amount of nanometer-sized $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ phases exist in 7N01 aluminum alloy with 0.12wt% Sc after homogenization treatment at 470 °C for 24 h. The high-density $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ phases which are coherent with matrix have a significant pinning effect on the migration of grain boundaries. It obviously improves the critical subgrain size for recrystallization nucleating. Also, the dynamic recrystallization in the hot extruding process is effectively inhibited. As a result, 7N01 aluminum alloy with 0.12wt% Sc is almost constitutive of full fiber-like structure. At the same time, the tensile strength and yield strength of 7N01 aluminum alloy with 0.12wt% Sc are 10.7% and 13.3% higher than those of traditional 7N01 aluminum alloy. The calculated results indicate that fine-grain strengthening and dispersion strengthening caused by Sc addition are 7 and 57 MPa, respectively. The strengthening effect is mainly derived from dispersion strengthening of $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ phases.

Key words: 7N01 aluminum alloy; Sc addition; $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ phase; recrystallization; dispersion strengthening

收稿日期: 2018-03-20 修回日期: 2018-06-04

基金项目: 国家重点研发计划项目 (2016YFB1200602)

第一作者: 李召明, 男, 1988 年生, 博士

通讯作者: 姜海昌, 男, 1977 年生, 研究员,

Email: hcjiang@imr.ac.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201803019

1 前 言

7N01 铝合金具有高的比强度、良好的焊接性能和低

的淬火敏感性, 作为结构部件已经被应用在高速列车上^[1]。通常, 复杂截面的 7N01 型材主要通过热挤压成型工艺制备。热挤压过程中高温和高应变的相互作用使合金极易发生动态再结晶, 导致热挤压制品由一定量的再结晶晶粒组成。再结晶晶粒会对铝合金的力学性能和耐应力腐蚀性能产生不利的影响^[2]。因此, 7N01 铝合金中除了包含主合金元素 Zn 和 Mg 外, 还会复合添加一些微量的 Mn, Cr, Zr 和 Ti 等元素以提高合金的再结晶抗力, 但效果均不是非常理想, 再结晶现象仍然普遍存在^[3]。优化挤压比和挤压温度也可以减缓 7N01 型材的动态再结晶, 但根本问题仍未解决^[4, 5]。随着高速列车对材料综合性能要求的提高, 如何抑制 7N01 热挤压型材的再结晶成为亟待解决的问题。

近年来, 添加过渡族和/或稀土族元素是提高铝合金再结晶抗力的有效手段之一^[6-9]。在过渡族元素中, 铪 (Sc) 对铝合金综合性能的提升效果最为明显。Sc 的密度约为 $3 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$, 熔点为 $1541 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ^[10]。当温度高于 $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 纳米尺度的 $\text{Li}_2\text{-Al}_3\text{Sc}$ 相可从过饱和固溶体中快速析出, 具有良好的热稳定性^[11]。 Al_3Sc 相能够有效阻碍晶界运动, 抑制铝合金的再结晶。因此, Sc 的微合金化为开发新一代 7N01 铝合金热挤压型材提供了新思路。

Liu 等^[12]通过引入 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相提高了 Al-Zn-Mg-Cu

板材的力学性能和再结晶温度。肖静等^[13]的研究表明, 添加微量 Sc 可以抑制 Al-Zn-Mg 合金变形组织的再结晶, 提高合金的抗拉强度和屈服强度。然而, 现有文献中并未对 Sc 加入后形成粒子的类型及其作用机制进行深入研究。因此, 本工作以传统 7N01 铝合金和含铪 7N01 铝合金为对象, 研究了 Sc 对 7N01 铝合金微观组织和力学性能的影响, 分析了 Sc 对合金强化的作用机制。

2 实验

利用电阻炉熔炼方法制备了未添加 Sc 和添加质量分数为 0.12% Sc 的 7N01 铝合金, 名义成分如表 1 所示。经 $470 \text{ }^{\circ}\text{C}/24 \text{ h}$ 均匀化处理后, 将合金热挤压成宽 35 mm、厚 17 mm 的板材, 挤压温度为 $450 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 挤压比为 22:1。在室温自然停放 72 h 后, 进行 $105 \text{ }^{\circ}\text{C}/12 \text{ h}$ 和 $160 \text{ }^{\circ}\text{C}/8 \text{ h}$ 的双级人工时效处理。

利用配备电子背散射衍射仪 (EBSD) 的 Merlin compact 型扫描电子显微镜 (SEM) 和 JEM 2100F 型透射电镜 (TEM) 对传统 7N01 铝合金和含铪 7N01 铝合金进行微观组织观察。室温拉伸实验在 Shimadzu autograph Dcs-10T 电子万能试验机上进行, 拉伸速率为 $2 \text{ mm}/\text{min}$ 。试样平行段长度为 22 mm, 宽度为 4 mm, 厚度为 2 mm, 每组设置 3 个平行试样, 取其算术平均值为该合金的拉伸性能。

表 1 实验合金的名义成分

Table 1 Nominal composition of the experimental alloys ($\omega/\%$)

Alloys	Zn	Mg	Mn	Cr	Zr	Ti	Sc	Al
7N01	4.13	1.31	0.30	0.21	0.10	0.06	—	Bal.
7N01 with 0.12wt% Sc	4.13	1.31	0.30	0.21	0.10	0.06	0.12	Bal.

3 结果与讨论

3.1 均匀化处理后的微观组织

图 1 为经 $470 \text{ }^{\circ}\text{C}/24 \text{ h}$ 均匀化处理后合金的 TEM 照片。传统 7N01 铝合金中因含有一定量的 Zr 和 Ti, 经过均匀化后, 基体中析出少量的纳米 $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Ti})$ 相, 呈不均匀分布 (图 1a)。随着 Sc 的加入, 合金中出现了大量细小的弥散颗粒 (图 1b), 结合图 2 的能谱分析结果可知, 该颗粒为 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相。在均匀化过程中, Zr, Ti 能与 Sc 元素发生作用^[10]。Sc, Zr 和 Ti 在 Al 中的扩散速率分别为 1.7×10^{-16} 、 2.4×10^{-19} 和 $2.2 \times 10^{-20} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ^[14]。由于 Sc 的扩散速率相对较快, 首先析出 Al_3Sc 相, 在 Al_3Sc 长大阶段, Zr 和 Ti 可以取代 Al_3Sc 相中 Sc 的点阵位置^[15, 16]。 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相呈现咖啡豆状的 Ashby-Brown

应变对照, 说明纳米颗粒此时具有最低的吉布斯自由能。此外, 从图 1d 中可明显观察到 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的超结构反射。Ashby-Brown 应变对照和超结构反射表明纳米 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相和 $\alpha\text{-Al}$ 铝基体呈共格关系。

利用 Image Pro. Plus 6.0 软件对两种合金中 $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Ti})$ 相和 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的数密度 (N)、平均直径 (d) 和体积分数 (f) 进行统计。根据透射电镜明场下能观察到微观组织的厚度条件, 假定 TEM 薄片的厚度为 80 nm。弥散相的数密度为单位面积中析出相的数量除以 TEM 薄片的厚度, 体积分数等于平均弥散相体积乘以其数密度, 结果如表 2 所示。对比可见, Sc 的添加显著提升了 7N01 铝合金中弥散相的数密度和体积分数。与传统 7N01 铝合金相比, 含铪 7N01 铝合金中弥散相的数密度和体积分数分别提高了约 22 和 16 倍。

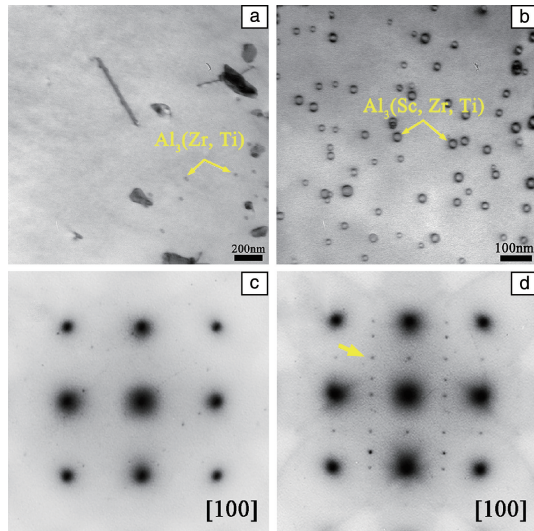


图 1 均匀化后传统 7N01 铝合金的 TEM 形貌照片(a)和选区电子衍射(SAED)花样(c); 均匀化后的含钪 7N01 铝合金 TEM 形貌照片(b)和选区电子衍射花样(d)

Fig. 1 TEM image (a) and SAED pattern (c) of 7N01 aluminum alloy after homogenization treatment; TEM image (b) and SAED pattern (d) of 7N01 aluminum alloy with 0.12% Sc after homogenization treatment

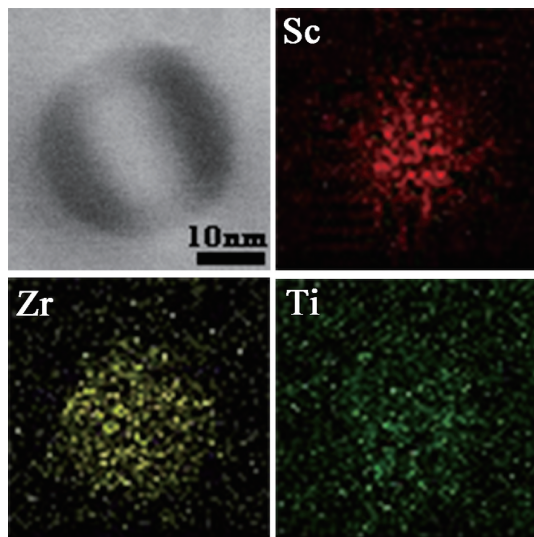


图 2 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的 EDS 面扫描照片

Fig. 2 EDS area scanning images of $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ phase

表 2 均匀化后不同合金中析出相的数密度、平均直径和体积分数
Table 2 Number density, mean radius and volume fraction of precipitates in different alloys after homogenization treatment

Alloys	Precipitates	N/m^{-3}	d/nm	f
7N01	$\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Ti})$	6.8×10^{19}	32	1.2×10^{-3}
7N01 with 0.12wt% Sc	$\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$	1.5×10^{21}	28	1.9×10^{-2}

3.2 热挤压板材的微观组织

图 3 给出了热挤压板材的 EBSD 取向分布图。图 3a 和 3b 中黑色线和蓝色线分别代表大角度晶界(取向差 $> 15^\circ$)和小角度晶界($2^\circ < \text{取向差} < 15^\circ$)。晶粒的颜色代表其晶体取向,如图 3c 所示。传统 7N01 铝合金在热挤压过程中发生了严重的动态再结晶,基体由许多尺寸较大的再结晶晶粒组成,而含钪 7N01 铝合金具有较好的抵抗动态再结晶的能力,基体几乎由完全的纤维结构组成,纤维结构内部主要为亚晶粒。基于 EBSD 数据定量分析,传统 7N01 铝合金和含钪 7N01 铝合金热挤压板材的晶粒尺寸分别为 7.4 和 3.3 μm 。

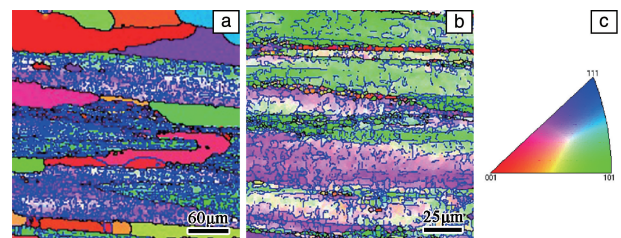


图 3 热挤压板材的取向分布图: (a) 传统 7N01 铝合金, (b) 含钪 7N01 铝合金, (c) 识别晶体取向的单元三角形

Fig. 3 Orientation distribution maps of hot-extruded plates: (a) 7N01 aluminum alloy, (b) 7N01 aluminum alloy with 0.12wt% Sc, (c) unit triangle for identifying the crystallographic orientations

两种时效态热挤压板材的 TEM 形貌照片如图 4 所示。传统 7N01 铝合金热挤压板材中仍然存在少量的 $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Ti})$ 相(图 4a),而含钪 7N01 铝合金热挤压板材中分布了许多的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相,与基体依旧保持共格关系(图 4d)。与均匀化处理后的组织相比,热挤压过程中高温和高应变的相互作用导致 $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Ti})$ 相和 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相发生了一定程度的粗化,其数密度和体积分数均有所下降。传统 7N01 铝合金热挤压板材中 $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Ti})$ 相数密度较低且分布不均匀,其分布的统计误差较大。因此,仅对含钪 7N01 铝合金热挤压板材中 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相进行统计,其数密度、平均直径和体积分数分别为 $1.9 \times 10^{20} \text{ m}^{-3}$ 、41.4 nm 和 7.5×10^{-3} 。

图 4b 和 4e 显示了两种合金基体内分布着高密度的纳米富 Zn, Mg 相,主要呈椭圆状和棒状。对比可见,添加 Sc 对 7N01 铝合金时效析出相的分布特征无明显影响,这主要归因于:挤压板材中 Sc 主要以 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相形式存在,固溶在基体中的 Sc 含量非常少,而且 Sc 和主合金元素 Zn, Mg 不会结合产生析出相,因此 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相几乎不会影响 7N01 铝合金的时效析出动力学。图 4c 和 4f 为两种合金在 $\langle 110 \rangle_{\text{Al}}$ 入射方向的电子衍射花样, $2/3 \{220\}$ 位置处的衍射斑和基体点阵之间的衍射条纹表明两种合金中基体析出相主要为 η' 相^[17]。

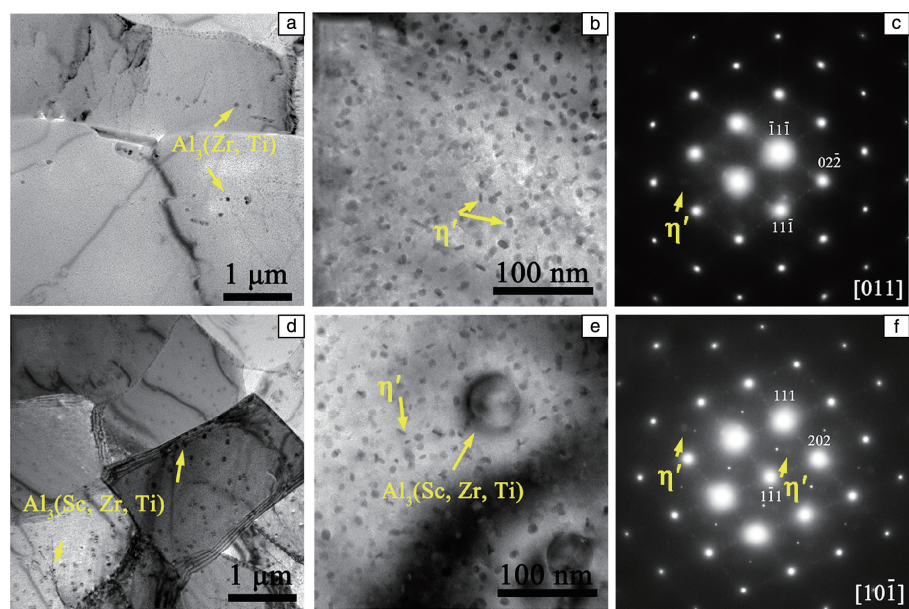


图 4 时效态热挤压板材的 TEM 形貌和电子衍射谱：传统 7N01 铝合金的 TEM 形貌照片(a, b)和衍射花样(c)；含钪 7N01 铝合金的 TEM 形貌照片(d, e)和衍射花样(f)

Fig. 4 TEM images and SAED patterns of aged hot-extruded plates: TEM images (a, b) and SAED pattern (c) of 7N01 aluminum alloy; TEM images (d, e) and SAED pattern (f) of 7N01 aluminum alloy with 0.12wt% Sc

3.3 时效态热挤压板材的拉伸性能

表 3 为时效态热挤压板材的室温拉伸性能。与传统 7N01 铝合金相比，含钪 7N01 铝合金具有较高的抗拉强度(UTS)、屈服强度(YS)和伸长率(E_f)。Sc 的添加使 7N01 铝合金的抗拉强度由 364 升高为 403 MPa，屈服强度由 316 升高为 358 MPa。由于没有大尺寸再结晶晶粒的存在，在形变过程中晶粒的协调性更好，含钪 7N01 铝合金的伸长率稍高。图 5 为时效态热挤压板材拉伸断口的形貌。可见，两种合金的断口表面形貌差异不大，都由大量的等轴韧窝组成，同时存在一定比例的微孔粗化。因此，两种时效态热挤压板材的断裂模式都为塑性断裂。

表 3 时效态热挤压板材的室温拉伸性能

Alloys	UTS/MPa	YS/MPa	E_f /%
7N01	364	316	14.2
7N01 with 0.12wt% Sc	403	358	14.6

3.4 $Al_3(Sc, Zr, Ti)$ 相的作用机制

3.4.1 $Al_3(Sc, Zr, Ti)$ 相的抑制再结晶机制

Al 的层错能较高，局部位错易于结合形成全位错，促进了交滑移。因此，Al 及其合金中很容易发生回复过程。通常，热挤压过程中累积晶格位错的重新排列导致动态回复，进而连续产生小角度晶界。然而，位错组成的小角度晶界的迁移促进了它们的碰撞和消除，不利于

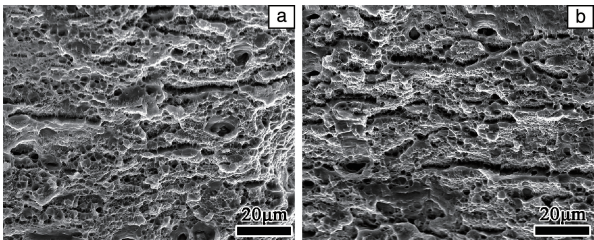


图 5 时效态热挤压板材拉伸断口形貌：(a) 7N01 铝合金，(b) 含钪 7N01 铝合金

Fig. 5 Tensile fracture surfaces of aged hot-extruded plates: (a) 7N01 aluminum alloy, (b) 7N01 aluminum alloy with 0.12wt% Sc

材料的耐再结晶性能。再结晶过程主要包括无应变核心或亚晶向周围基体的生长。然而，并非所有的亚晶都能成长为再结晶晶粒，只有大于临界形核尺寸的亚晶才能生长为再结晶晶粒。通常，临界形核尺寸可由 Gibbs-Thomson 方程来表示，如式(1)^[18]：

$$R_c = 4\gamma_{GB}/(P_D - P_Z) \tag{1}$$

其中， R_c 为临界形核半径， γ_{GB} 为弥散相钉扎的晶界能量， P_D 为存储变形能引起晶界迁移的驱动力， P_Z 为弥散相对迁移晶界的钉扎力。该公式表明临界形核半径 R_c 与 P_D 和 P_Z 两者之间的差值成反比例关系。 P_Z 可通过 Zener 钉扎方程进行评价，如式(2)^[19]：

$$P_z = 3f\gamma_{GB}/2r \tag{2}$$

其中， f 为弥散相的体积分数， r 为弥散相的半径。

均匀化处理后, 含钪 7N01 铝合金中析出大量 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相。 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相由于高的反向畴界能及与 $\alpha\text{-Al}$ 之间存在共格应变^[20], 在热挤压时可以阻碍晶界和位错的运动。由表 2 可以计算出均匀化处理后传统 7N01 铝合金和含钪 7N01 铝合金中弥散相的 f/r 值分别为 7.5×10^{-5} 和 $1.4 \times 10^{-3} \text{ nm}^{-1}$ 。可见, 添加 Sc 到 7N01 铝合金中使弥散相对迁移晶界的钉扎能 P_z 提升了近 19 倍, 显著降低了 P_0 和 P_z 的差值, 进而提升了临界形核半径 R_c 。在含钪 7N01 铝合金中, 只有少部分亚晶满足再结晶形核条件, 而绝大部分亚晶保持稳定存在。因此, 含钪 7N01 铝合金热挤压板材几乎由完全的纤维结构组成, 平均晶粒尺寸较小。

3.4.2 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的强化机制

Sc 的加入虽然对 7N01 铝合金的基体析出相 η' 相分布特征影响较小, 但随着 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的形成, 使得含钪 7N01 铝合金热挤压板材产生了明显的晶粒细化, 进而强化合金。同时, 由于大量细小、弥散且与基体共格的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的存在, 同样会增加合金的强度(见表 3)。由于对合金强化起主导作用的机制尚不清楚, 利用相关强度计算, 对两种强化机制的贡献进行评估。晶粒尺寸对屈服强度的贡献可由经典的 Hall-Petch 方程(式(3))表示:

$$\sigma_{\text{H-P}} = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (3)$$

其中, $\sigma_{\text{H-P}}$ 为材料的屈服强度, σ_0 为固有摩擦力, k 为 Hall-Petch 斜率, 铝合金的 k 值通常为 $0.04 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ^[21], d 为平均晶粒尺寸。晶粒细化导致屈服强度的增加量 $\Delta\sigma_{\text{H-P}}$ 可以被简化为式(4):

$$\Delta\sigma_{\text{H-P}} = k(d_2^{-1/2} - d_1^{-1/2}) \quad (4)$$

其中, d_1 , d_2 分别为传统 7N01 和含钪 7N01 铝合金热挤压板材的平均晶粒尺寸。将 k 值和热挤压板材的晶粒尺寸代入式(4), 可以计算出细晶强化效果 $\Delta\sigma_{\text{H-P}}$ 为 7 MPa。

弥散强化机制可分为位错剪切机制和位错绕过机制。当弥散相尺寸较小时位错剪切弥散相, 而弥散相尺寸较大时位错只能绕过弥散相。关于 Al-Sc 合金以及 Al-Sc-Zr 合金的研究表明: Al_3Sc 或 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 颗粒的直径大于 4 nm 时, 弥散强化机制主要为 Orowan 位错绕过机制^[16, 22]。本研究中, $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的直径远大于 4 nm, 强化机制主要为位错绕过机制。 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相引起屈服强度的增加量 $\Delta\sigma_{\text{Or}}$ 可表示为式(5)^[23]:

$$\Delta\sigma_{\text{Or}} = M \frac{0.4Gb}{\pi \sqrt{1-\nu}} \cdot \frac{\ln(2\bar{r}/b)}{\lambda_p} \quad (5)$$

其中, M 为泰勒因子, G 为铝合金的剪切模量, ν 为泊松比, b 为铝合金的柏格斯矢量大小。文献报道^[24, 25] 铝基体的 $M=3.06$ 、 $G=26.9 \text{ GPa}$ 、 $\nu=0.33$ 、 $b=0.286 \text{ nm}$ 。 \bar{r}

是球形弥散相在随机平面上圆截面的平均半径, λ_p 是弥散相颗粒间距, 可由式(6)和式(7)表示:

$$\bar{r} = \sqrt{\frac{2}{3}} r \quad (6)$$

$$\lambda_p = 2\bar{r} \left(\sqrt{\frac{\pi}{4f}} - 1 \right) \quad (7)$$

根据含钪 7N01 铝合金热挤压板材中弥散相的平均直径和体积分数, 可求出 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的 \bar{r} 为 16.9 nm、 λ_p 为 312.1 nm。因此, $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的弥散强化效果为 57 MPa, 显著高于晶粒细化所产生的屈服强度增量, 表明 Sc 在 7N01 铝合金中的强化机制主要为 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的弥散强化。

4 结 论

(1) 经 470 °C/24 h 均匀化处理后, 含钪 7N01 铝合金中析出大量纳米 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相, 其数密度、直径和体积分数分别为 $1.5 \times 10^{21} \text{ m}^{-3}$ 、28 nm、 1.9×10^{-2} , 显著高于传统 7N01 铝合金中 $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Ti})$ 相的数量。

(2) 高密度的纳米 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相对迁移晶界的钉扎能较高, 提升了再结晶形核的临界亚晶尺寸, 进而抑制了热挤压过程中的动态再结晶, 使含钪 7N01 铝合金几乎由完全的纤维结构组成。

(3) 含钪 7N01 铝合金的抗拉强度和屈服强度较传统 7N01 铝合金提高了 10.7% 和 13.3%, 断后伸长率略有增加。添加 Sc 引起 7N01 铝合金的细晶强化和弥散强化效果分别为 7 和 57 MPa, $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Ti})$ 相的弥散强化效果更明显。

参考文献 References

- [1] 朱瑞栋, 董文超, 林化强, 等. 金属学报[J], 2014, 50(8): 944-954.
ZHU R D, DONG W C, LIN H Q, *et al.* Acta Metallurgica Sinica [J], 2014, 50(8): 944-954.
- [2] KANNAN M B, RAJA V S. Engineering Fracture Mechanics [J], 2010, 77(2): 249-256.
- [3] QIN C, GOU G Q, CHE X L, *et al.* Materials & Design [J], 2016, 91: 278-285.
- [4] 邓运来, 王亚风, 林化强, 等. 材料研究学报[J], 2016, 30(2): 87-94.
DENG Y L, WANG Y F, LIN H Q, *et al.* Chinese Journal of Materials Research [J], 2016, 30(2): 87-94.
- [5] 黄英, 邓运来, 陈龙, 等. 材料研究学报[J], 2014, 28(7): 541-548.
HUANG Y, DENG Y L, CHEN L, *et al.* Chinese Journal of Materials Research [J], 2014, 28(7): 541-548.
- [6] ZAKHAROV V V. Metal Science & Heat Treatment [J], 2014, 56(5/

- 6): 281–286.
- [7] SAKAI T, BELYAKOV A, KAIBYSHEV R, *et al.* Progress in Materials Science[J], 2014, 60: 130–207.
- [8] DENG Y, PENG B, XU G F, *et al.* Materials Science & Engineering A[J], 2015, 639: 500–513.
- [9] 张德尧. 稀有金属快报[J], 2001(1): 11–14.
ZHANG D Y. Rare Materials Letters[J], 2001(1): 11–14.
- [10] ROYSET J, RYUM N. International Materials Reviews[J], 2005, 50(1): 19–44.
- [11] WLOKA J, VIRTANEN S. Acta Materialia [J], 2007, 55(19): 6666–6672.
- [12] LIU J, YAO P, ZHAO N Q, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2016, 657: 717–725.
- [13] 肖静, 尹志民, 黄继武, 等. 中南大学学报[J], 2008, 39(5): 975–979.
XIAO J, YIN Z M, HUANG J W, *et al.* Journal of Central South University[J], 2008, 39(5): 975–979.
- [14] VAN DALEN M E, SEIDMAN D N, DUNAND D C, *et al.* Acta Materialia[J], 2008, 56(16): 4369–4377.
- [15] VAN DALEN M E, DUNAND D C, SEIDMAN D N, *et al.* Acta Materialia[J], 2005, 53(15): 4225–4235.
- [16] KNIPLING K E, KARNESKY R A, LEE C P, *et al.* Acta Materialia [J], 2010, 58(15): 5184–5195.
- [17] YANG W C, JI S X, WANG M P, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2014, 610: 623–629.
- [18] FORBORD B, LEFEBVRE W, DANOIX F, *et al.* Scripta Materialia [J], 2004, 51(4): 333–337.
- [19] WU L M, WANG W H, HSU Y F, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2008, 456(1/2): 163–169.
- [20] IWAMURA S, MIURA Y. Acta Materialia [J], 2004, 52(3): 591–600.
- [21] HANSEN N. Scripta Materialia[J], 2004, 51(8): 801–806.
- [22] FULLER C B, SEIDMAN D N, DUNAND D C. Acta Materialia[J], 2003, 51(16): 4803–4814.
- [23] MA K, HU T, YANG H, *et al.* Acta Materialia[J], 2016, 103(15): 153–164.
- [24] SENKOV O N, SHAGIEV M R, SENKOVA S V, *et al.* Acta Materialia[J], 2008, 56(15): 3723–3738.
- [25] MA K, WEN H, HU T, *et al.* Acta Materialia[J], 2014, 62: 141–155.

(编辑 王 瑶 张雨明)