



Sc 对 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 铝合金板材组织与性能的影响

田 妮^{1,2,3}, 韩世达^{1,2}, 周轶然¹, 王光东^{1,2}, 赵 刚^{1,2,3}, 秦高梧^{1,2,3}

(1. 东北大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110819;

2. 东北大学 材料各向异性与织构教育部重点实验室, 沈阳 110819;

3. 东北大学 金属型线材研究中心, 沈阳 110819)

摘 要: 借助金相显微镜(OM)、透射电子显微镜(TEM)结合万能材料试验机研究了 Sc 含量从 0.034%增大至 0.215%对 T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 铝合金板材中过剩结晶相、弥散相、析出相、晶粒及力学性能的影响。结果表明, Sc 含量从 0.034%增加至 0.215%, T 相和 Al_7Cu_2Fe 相过剩结晶相粒子组态无明显变化; 纳米级 $Al_3(Sc,Zr)$ 弥散相粒子的尺寸不变但数量呈现出先增多后减少的趋势; 析出相粒子尺寸先细化后粗化, 数量先增多后减少。当 Sc 含量超过 0.189%时, 合金板材中出现 3~5 μm 的初生 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子, 其数量随 Sc 含量增加而增多。T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr-(0.034-0.139)Sc 合金板材的晶粒呈纤维状, 且随 Sc 含量增加纤维状晶粒逐渐细化、长度逐渐缩短; 当 Sc 含量超过 0.189%, 合金板材发生明显再结晶, 其晶粒均为细小类球状等轴晶。Sc 含量从 0.034%增加至 0.215%, T6 态合金板材的强度和伸长率均随 Sc 含量增加呈现出先升高后降低的趋势, Sc 含量为 0.139%时, 合金板材的性能最佳, 其抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 701 MPa、665 MPa 和 8.0%。

关键词: ScZr 复合合金化; 高 Zn 超高强铝合金板材; 显微组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2021)-xx- -

中图分类号: TG146.21

文献标志码: A

引文格式: 田 妮, 韩世达, 周轶然, 等. Sc 对 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 铝合金板材组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(x): xxxx-xxxx. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36698

TIAN Ni, HAN Shi-da, ZHOU Yi-ran, et al. Effect of Sc on microstructure and performance of Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr aluminum alloy sheet[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(x): xxxx-xxxx. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36698

航空航天工业的迅猛发展对 7xxx 系铝合金的综合性能提出了更高的要求^[1-4]。不断提高主合金元素 Zn、Mg 的含量, 进一步优化 Cu 的含量, 结合调整合金中 Mn、Cr、Ti、Zr 和 Sc 等微量元素的种类和含量是进一步提高超高强铝合金材料的淬透性、强度、塑性、韧性和耐蚀性等综合性能的发展趋势^[5-6]。其中, Zr、Sc 复合添加对超高强铝合金的晶粒、再结晶温度、综合性能等的影响备受学者的关注^[7]。戴晓元等^[8-10]发现复合添加 0.16%Zr

和 0.2%Sc 可将 Al-8.9Zn-2.42Mg-2.45Cu 合金板材的再结晶温度提高至 475 $^{\circ}C$, $\alpha(Al)$ 基体内析出豆瓣状的二次 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子, 并确定了复合添加 0.15%Zr 和 0.4%Sc 的 Al-9.0Zn-2.5Mg-1.5Cu 合金板材的淬火敏感温度区间为 270~390 $^{\circ}C$ 。KODETOVA 等^[11]发现同时添加 0.19%Zr 和 0.23%Sc 可使 Al-6.2Zn-2.9Mg-1.8Cu 合金冷轧板在 300 $^{\circ}C$ 退火处理时二次析出 $Al_3(Sc,Zr)$ 粒子, 从而使合金出现硬化效应, 且冷轧板经 450 $^{\circ}C \times 10 h$ 处理后仍未发生

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51871043); 中央高校基本科研业务费项目(N180212010); 辽宁省自然科学基金资助项目(2019-MS-113)

收稿日期: 2021-02-25; **修订日期:** 2021-04-22

通信作者: 田 妮, 副教授, 博士; 电话: 024-83671571; E-mail: tiann@atm.neu.edu.cn

再结晶。郑晓静等^[12]针对 Al-6.2Zn-2.3Mg-2.2Cu-0.13Zr 合金棒材研究发现当 Sc 含量为 0.26% 时, 合金的再结晶温度提高到 480 ℃ 以上, 合金具有最佳的力学性能, 其挤压棒材经 470 ℃、1 h 固溶水淬后再进行 120 ℃、24 h 人工时效, 其抗拉强度和屈服强度分别为 689 MPa 和 623 MPa, Sc 含量进一步提高对合金的力学性能无明显影响。ZHANG 等^[13]针对 Al-8.72Zn-2.88 Mg-2.42Cu-0.05Sc-0.16Zr 热挤压材研究发现, 均匀化处理过程中形成的二次 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 析出相粒子通过钉扎位错和亚晶界的运动, 有效地抑制了合金在高温处理过程中的再结晶, T6 态合金的抗拉强度和屈服强度分别达到 790 MPa 和 719 MPa, 比相同热处理状态未添加 Sc 和 Zr 的合金板材的抗拉强度和屈服强度分别提高了 172 MPa 和 218 MPa。LI 等^[14]研究发现复合添加 0.24%Sc 和 0.12%Zr 能促进 Al-5.42Zn-1.98Mg-0.35Mn 合金板材中析出 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子, 阻碍板材再结晶, 将合金板材的抗拉强度和屈服强度分别提高了 82 MPa 和 70 MPa, 而且 Sc 和 Zr 复合添加有利于使晶界析出相粒子呈离散分布, 从而改善了合金的耐蚀性能。ZHANG 等^[15]针对 Al-8.82Zn-2.08Mg-0.8Cu-0.31Sc-0.3Zr 热挤压材研究发现, 合金在 120 ℃、15 h 时效处理时会二次析出 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子, 其与 GP 区和亚稳相 η' 共同作用使合金的抗拉强度和屈服强度分别达到 747 MPa 和 721 MPa。综上所述, Zr、Sc 复合添加具有使 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金变形材的再结晶温度升高甚至不发生再结晶的作用, 同时还促进合金中析出 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子, 最终明显提高了合金的强度并能改善其耐蚀性能。然而 Zn、Mg、Cu 主合金元素含量不同, 合金显微组织随 Sc 含量增加的变化规律及合金具有最佳性能所对应的 Sc 含量不尽相同。更重要的是, 有关 Zr、Sc 复合添加对 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金中时效析出相粒子组态特征的影响研究鲜有报道。

本文针对 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 合金, 系统研究了 Sc 含量增加对合金板材显微组织和力学性能的影响规律, 旨在为开发综合性能更佳的超高强铝合金提供试验数据和理论依据。

1 实验方法

采用工业纯铝、纯镁、纯锌和纯铜以及

Al-2%Sc、Al-4%Zr 中间合金, 在石墨坩埚电阻炉中熔炼, 于水冷铜模中浇铸成 200 mm×100 mm×35 mm 的铸锭, 合金的化学成分如表 1。铸锭在循环风电炉中进行 465 ℃、24 h 均匀化处理, 切头铣面, 再于 420 ℃热轧成厚度为 1.8 mm 薄板。从热轧板沿轧制方向切取拉伸试样及金相试样, 拉伸试样尺寸如图 1 所示。全部试样在循环风电阻炉中进行 465 ℃、1 h 固溶处理水淬后再进行 120 ℃、24 h 的人工时效(即 T6 态)。

采用 OLYMPUS-GX71 型光学显微镜(Optical Microscope, OM)进行显微组织观察, 并借助附带的偏振光系统观察合金板材的晶粒, 显微组织观察面为合金板材的纵截面, 观察晶粒的合金板材先进行阳极覆膜处理, 阳极覆膜腐蚀液为 1.0% HF+1% HBF_4 +24% $\text{C}_2\text{H}_6\text{O}$ +74% H_2O 溶液, 电压为 20 V, 时间 30 s。采用 JEM-2100F 场发射透射电子显微镜(Transmission electron microscope, TEM)观察析出相粒子和弥散相粒子。通过电解双喷制备 TEM 样品, 电解液为 25% HNO_3 +75% CH_3OH (体积比), 电压为 15 V, 电流为 50~60 mA, 温度为 -25 ℃~-20 ℃。采用 SHIMADZU AG-X100 电子万能材料试验机进行拉伸试验, 应变速率为 $1.33 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 平行试样 3 根。

表 1 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of alloy (mass fraction, %)

Alloy No.	Actual mass fraction/%						
	Zn	Mg	Cu	Zr	Sc	Fe	Si
1	9.84	2.58	1.57	0.165	0.034	0.521	0.152
2	9.91	2.64	1.57	0.141	0.080	0.493	0.161
3	10.10	2.64	1.64	0.160	0.139	0.536	0.141
4	10.40	2.51	1.46	0.164	0.189	0.533	0.157
5	10.20	2.55	1.65	0.144	0.215	0.465	0.131

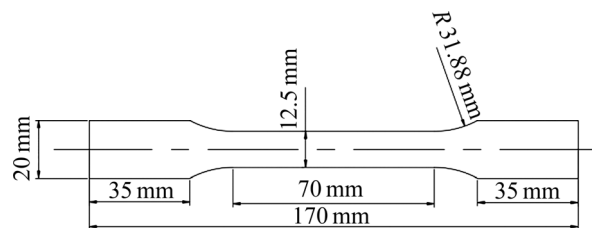


图 1 拉伸试样尺寸

Fig. 1 Specimen size of tensile test

2 实验结果

2.1 Sc 对合金板材组织的影响

图 2 所示为 Sc 含量分别为 0.034%、0.080%、0.139%、0.189%、0.215% 的 T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 铝板纵截面未腐蚀的金相显微组织。可见, 不同 Sc 含量的合金板材中均存在大量尺寸超过 $5\ \mu\text{m}$ 的浅灰色和深灰色合金相粒子, 它们具有沿轧向呈碎链状分布的特征, Sc 含量增加其数量无明显变化。当 Sc 含量超过 0.189%, 合金板材中还出现了 $3\ \mu\text{m}$ 左右的灰色合金相, 其数量随 Sc 含量增加而增多(图 2(d)和(e))。结合 ROKHLIN 等^[16]研究结果可知, 合金板材中微米级浅灰色合金相粒子为 $T(\text{AlZnMgCu})$ 相(图 2(a)), 深灰色合金相粒子为 $\text{Al}_7\text{Cu}_{12}\text{Fe}$ 相(见图 2(c)), 细小的灰色合金相粒子

为初生 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ (见图 2(d)和(e))。即, 当 Sc 含量达到 0.189% 时, 合金在凝固过程中从液相结晶出初生 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 相。

为了进一步研究 Sc 含量对合金板材中亚微米级合金相粒子组态的影响规律, 对 Sc 含量分别为 0.034%、0.080%、0.139%、0.189% 和 0.215% 的 T6 态合金板材进行了 TEM 组织观察, 结果如图 3 所示。可见, 五种 Sc 含量的合金板材基体中均存在大量尺寸约 $20\ \text{nm}$ 的弥散分布的类球形或马蹄形弥散相粒子, 结合 DENG^[17]的研究结果可知, 类球形和马蹄形弥散相粒子主要为 $L1_2$ 型 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子, 这类纳米级 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 不同于图 2(d)和图 2(e)中观察到的微米级 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子, 这些纳米级 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子是在铸锭均匀化及板材固溶处理过程中从 $\alpha(\text{Al})$ 中脱溶析出的二次弥散相粒子。Sc 含量从 0.034% 增加至 0.215%, $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子尺寸无明显

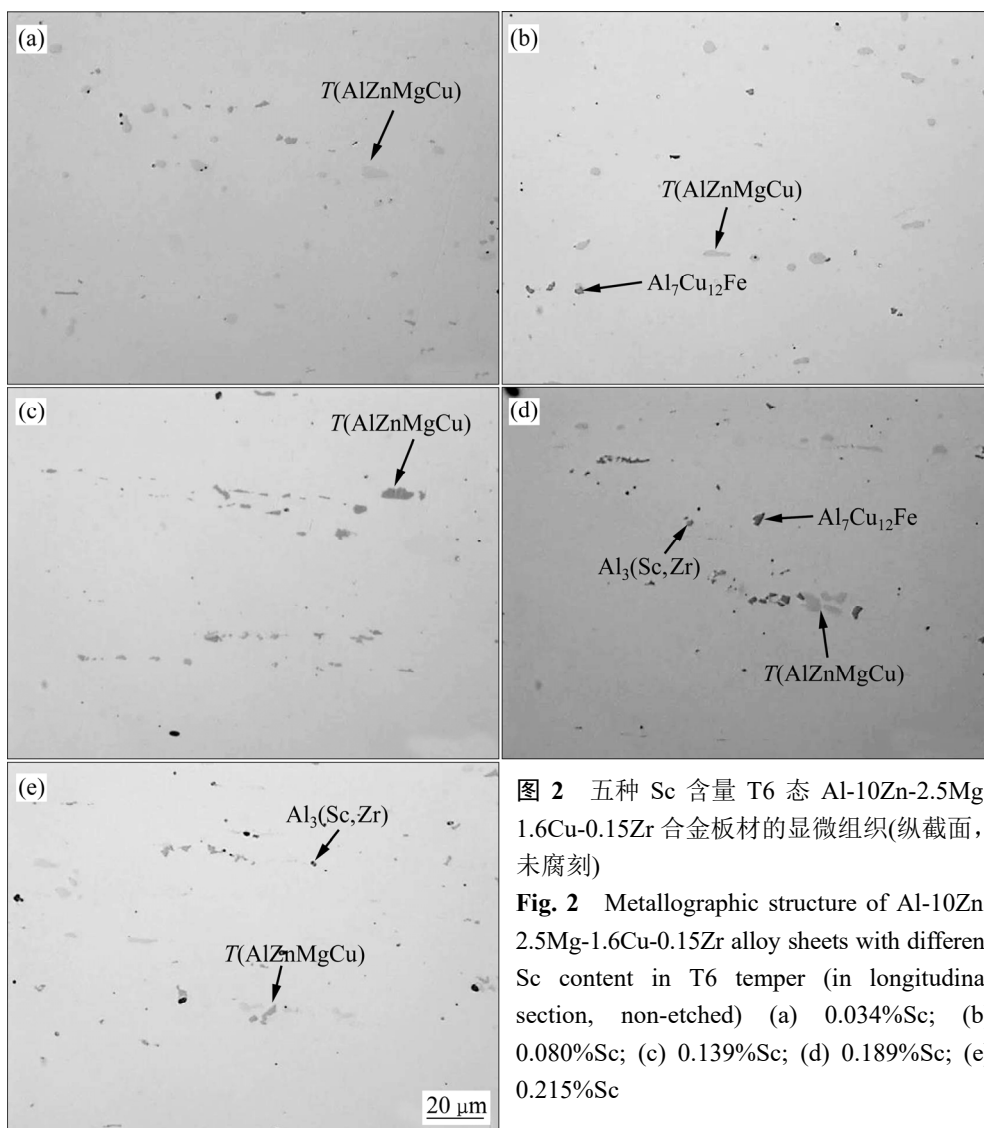


图 2 五种 Sc 含量 T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 合金板材的显微组织(纵截面, 未腐蚀)

Fig. 2 Metallographic structure of Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr alloy sheets with different Sc content in T6 temper (in longitudinal section, non-etched) (a) 0.034%Sc; (b) 0.080%Sc; (c) 0.139%Sc; (d) 0.189%Sc; (e) 0.215%Sc

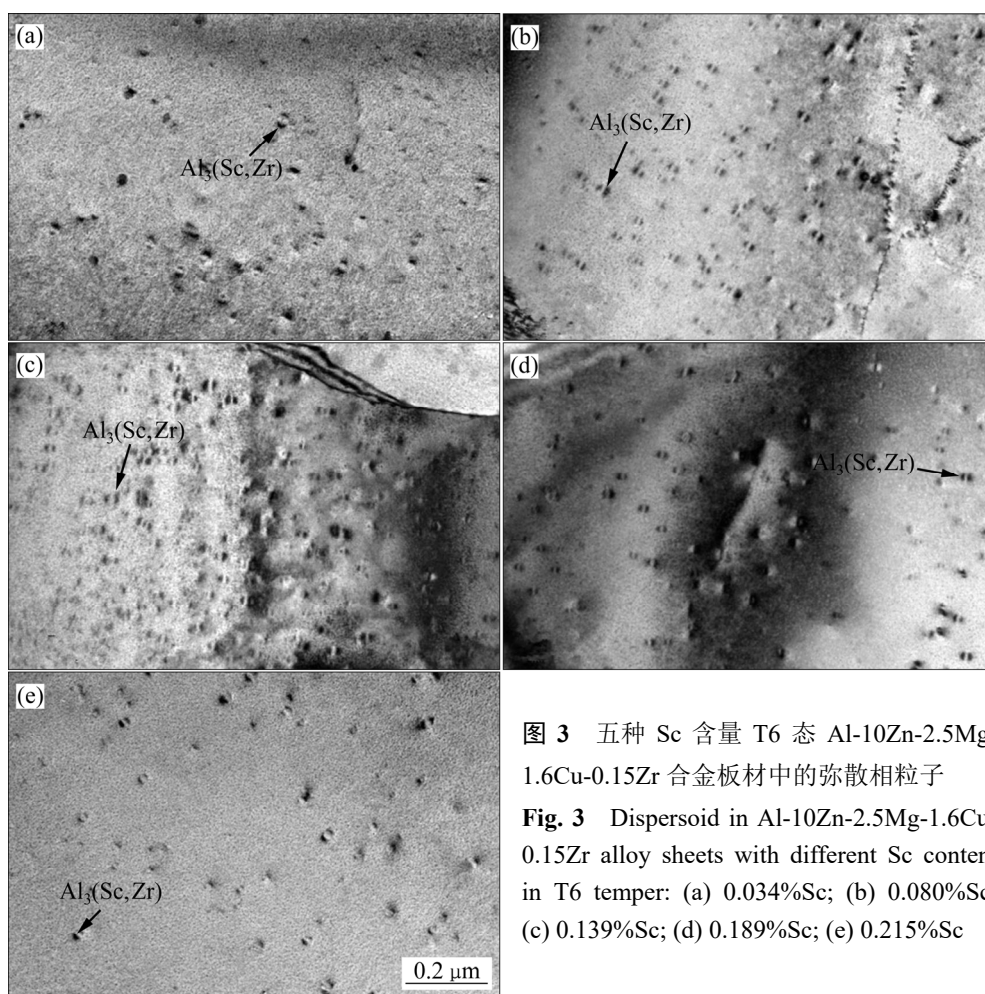


图3 五种 Sc 含量 T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 合金板材中的弥散相粒子

Fig. 3 Dispersoid in Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr alloy sheets with different Sc content in T6 temper: (a) 0.034%Sc; (b) 0.080%Sc; (c) 0.139%Sc; (d) 0.189%Sc; (e) 0.215%Sc

变化,但数量先增多后减少,当 Sc 含量为 0.139% 时合金中弥散相粒子数量最多(见图 3(c))。值得注意的是,在 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr-(0.034–0.215)Sc 合金板材中未观察到 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 弥散相粒子在晶界不连续析出的现象。说明 Sc 主要偏聚在 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 合金晶内,这与 LI^[14] 和 ZHOU^[18] 研究结果一致。

图 4 所示为 Sc 含量分别为 0.034%、0.080%、0.139%、0.189% 和 0.215% 的 T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 铝板固溶时效后的析出相粒子 TEM 照片。可见,在合金板材晶内和晶界均析出大量尺寸极其细小的析出相粒子,其中晶界析出相粒子尺寸约 10 nm,略微具有离散分布的特征。结合 DENG^[17] 的研究可知,合金板材经过 T6 处理后,晶内析出相为与基体完全共格的球状 GP 区和与基体半共格的 η' 相,晶界析出相粒子主要是略微离散分布的 η 平衡。当 Sc 含量从 0.034% 增加至 0.215%,合金板材晶内析出相和晶界析出相粒子尺寸均呈现出先

细化后粗化的趋势,晶内析出相粒子的数量先增多后减少。当 Sc 含量为 0.139% 时,合金板材晶内析出相粒子尺寸最细小数量最多,晶界析出相粒子尺寸最细小(见图 4(c))。说明添加 0.139% 的 Sc 具有抑制 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 合金板材晶界不连续析出的作用。这不同于 LIU^[7] 在 Al-Zn-Mg-Cu 合金和 LI B^[14] 在 Al-Zn-Mg-Mn 合金中观察到的 Sc 对合金时效析出行为无明显影响的结果。

图 5 所示为 T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr-(0.034–0.215)Sc 合金板材的晶粒组织照片。可见,当 Sc 含量小于 0.080% 时, T6 态合金板材的晶粒均为长轴沿轧向的纤维状, Sc 含量从 0.034% 增加至 0.080%,纤维状晶粒逐渐减薄细化且其沿轧向的长度也逐渐缩短(图 5(a)和(b))。当 Sc 含量为 0.139% 时,合金板材纤维状晶粒进一步细化长度进一步缩短,并开始出现再结晶晶粒(图 5(c))。当 Sc 含量达到 0.189%, T6 态合金板材发生完全再结晶,其晶粒为细小等轴状(图 5(d)和(e))。说明当 Sc 含量超过

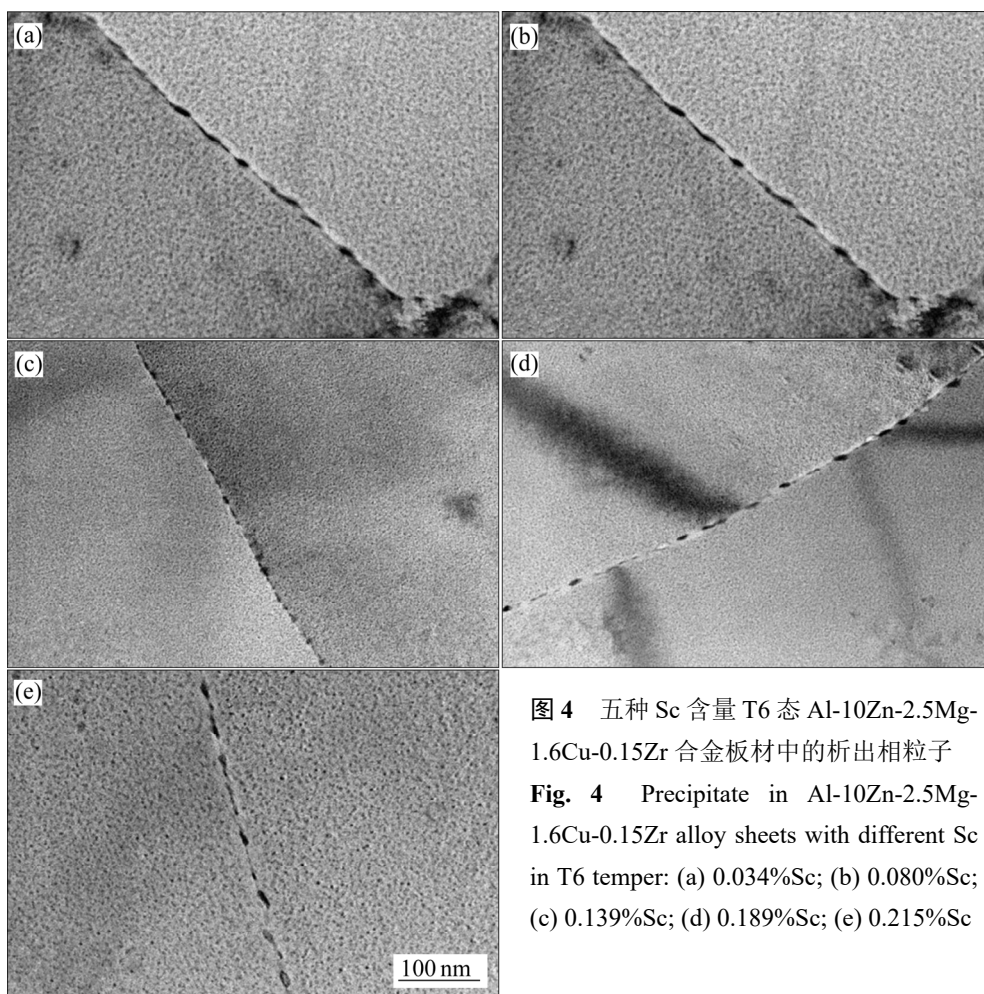


图 4 五种 Sc 含量 T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 合金板材中的析出相粒子

Fig. 4 Precipitate in Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr alloy sheets with different Sc in T6 temper: (a) 0.034%Sc; (b) 0.080%Sc; (c) 0.139%Sc; (d) 0.189%Sc; (e) 0.215%Sc

0.139%时, Sc 具有促进 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 合金板材再结晶的作用。这明显不同于戴晓元^[8-10]、KODETOVA^[11]、郑晓静^[12]和 LI 等^[14]等得到的 Sc 抑制超高强铝合金变形材再结晶的研究结论。

2.2 Sc 对合金板材性能的影响

图 6 所示为 Sc 含量对 T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15 Zr 合金板材力学性能的影响规律。可见, 合金板材经 465 °C、1 h 固溶水淬再经 120 °C、24 h 时效处理后其抗拉强度、屈服强度和伸长率均随 Sc 含量增加呈现出先升高后降低的趋势, Sc 含量为 0.139%时合金板材的强度和伸长率均最大, 板材的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 701 MPa、665 MPa 和 8.0%。

3 讨论分析

由图 3 可知, Sc 含量从 0.034%增加至 0.215%,

T6 态合金板材中纳米级 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 弥散相粒子尺寸无明显变化, 但数量先增多后减少, 当 Sc 含量为 0.139%时合金中弥散相粒子数量最多。因为当 Sc 含量低于 0.139%时, $\alpha(\text{Al})$ 中固溶 Sc 原子含量随 Sc 含量增加而增多, 在铸锭均匀化、热轧和固溶等热处理过程中, 固溶 Sc 原子以 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 弥散相粒子从 $\alpha(\text{Al})$ 中析出, 由于五种不同 Sc 含量的合金铸锭的热处理工艺相同, 因此 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子尺寸大致相同, 但其数量随 Sc 含量的增加而增多; 当 Sc 含量超过 0.139%后, Sc 在 $\alpha(\text{Al})$ 中的固溶度达到饱和, 合金铸锭在凝固过程中从液相中结晶出微米级初生 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子(图 2(d)和(e)), 初生 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子结晶析出消耗了大量 Sc、Zr, 降低了固溶于 $\alpha(\text{Al})$ 中的 Sc、Zr 原子含量, 而且也降低了合金中过饱和和空位的浓度, 不利于纳米级 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子的二次析出。这是当 Sc 含量达到 0.189%时, 合金板材中纳米级 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 弥散相粒子的数量随 Sc 含量增加而减少的主要原因。

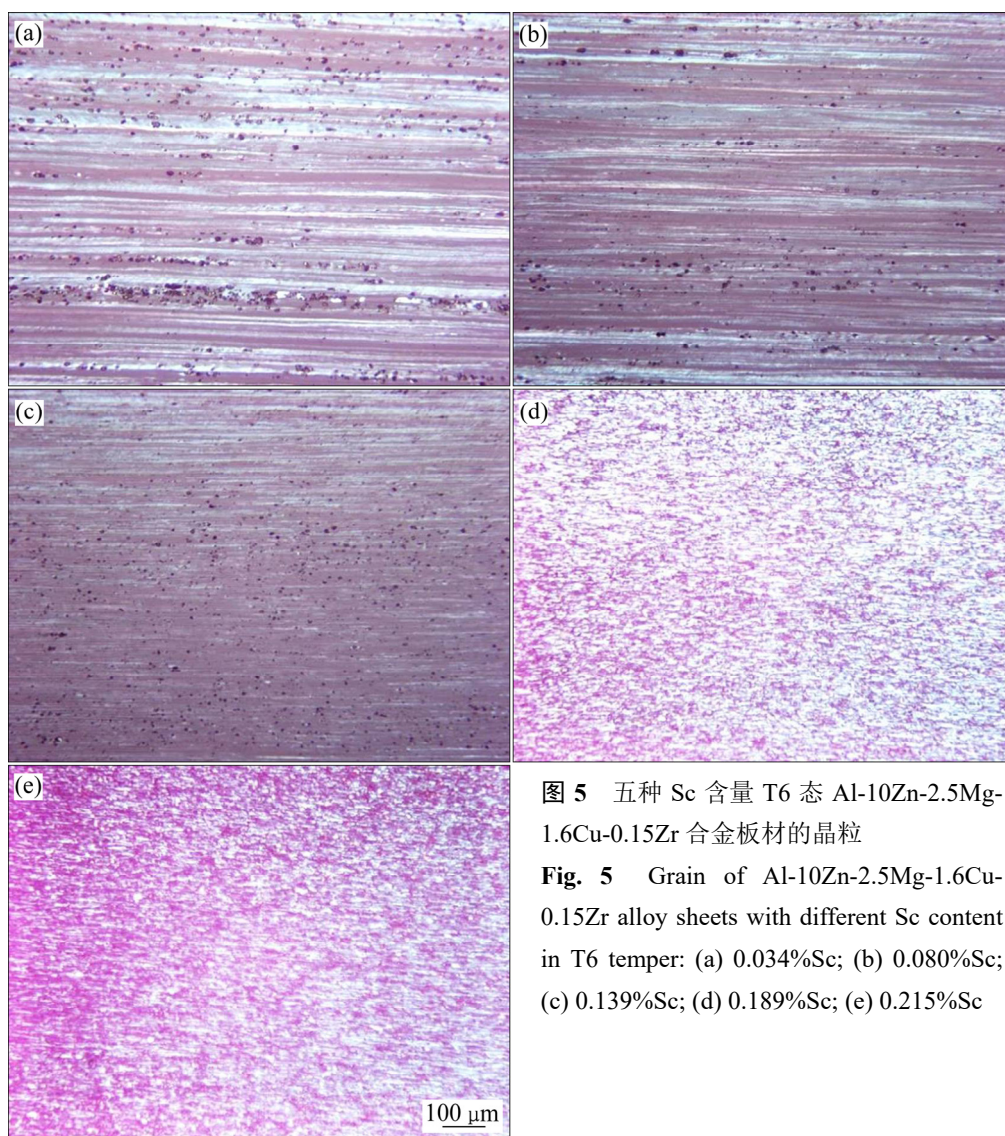


图 5 五种 Sc 含量 T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 合金板材的晶粒

Fig. 5 Grain of Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr alloy sheets with different Sc content in T6 temper: (a) 0.034%Sc; (b) 0.080%Sc; (c) 0.139%Sc; (d) 0.189%Sc; (e) 0.215%Sc

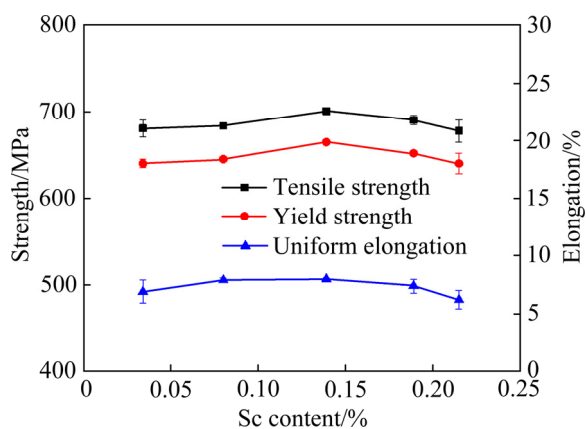


图 6 Sc 含量对 T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 合金板材强度和伸长率的影响

Fig. 6 Effect of Sc content on strength and elongation of Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr alloy sheets in T6 temper

由图 4 可知, 当 Sc 含量从 0.034% 增加至 0.215%, 合金板材晶内析出相和晶界析出相粒子均呈现出先细化后粗化的趋势, 晶内析出相粒子的数量先增多后减少。添加 0.139% 的 Sc 具有抑制 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 合金板材晶界不连续析出的作用, 当 Sc 含量为 0.139% 时, 合金板材晶内析出尺寸最细小数量最多, 晶界析出相粒子尺寸最细小。因为 Sc 主要偏析于 $\alpha(\text{Al})$ 晶内, 促进 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 弥散相粒子析出, 当合金板材中 Sc 含量为 0.139% 时, 合金板材晶内 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 弥散相粒子数量最多(见图 3(c)), Sc 偏析到 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 弥散相粒子中, 加速了晶内 GP 区或 η' 相的连续析出, 快速降低了基体中固溶 Zn、Mg 和 Cu 原子的过饱和度, 从而降低了晶界处不连续析出相 η 相的生长动力。

这是当 Sc 含量为 0.139% 时合金板材中弥散相粒子数量最多(见图 3(c))和析出相粒子数量最多尺寸最细小(图 4(c))的主要原因。当 Sc 含量大于 0.139% 时,合金板材中开始凝固结晶出微米级粗大 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 结晶相粒子(见图 2(d)),降低了合金板材中固溶 Sc、Zr 原子过饱和度,导致晶内析出的 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 弥散相粒子数量随 Sc 含量增加而减少(见图 3(d)和(e)),同时也减弱了 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 弥散相粒子对晶内 GP 区或 η' 相连续析出的促进作用,这是当 Sc 含量超过 0.189% 后, T6 态合金板材晶内析出相粒子随 Sc 含量增加其尺寸逐渐粗化而数量逐渐减少的主要原因。

由图 5 可知,当 Sc 含量小于 0.139% 时, T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr-(0.034-0.139)Sc 合金板材的晶粒呈纤维状,随 Sc 含量增加纤维状晶粒逐渐细化、长度逐渐缩短;当 Sc 含量达到 0.189% 时, Sc 具有促进合金板材再结晶作用, T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr-(0.189-0.215)Sc 合金板材晶粒均为细小类球状等轴晶。因为,当 Sc 含量小于 0.139% 时, Sc、Zr 在合金板材中主要形成尺寸约 10 nm 的 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 弥散相粒子,其对铝合金晶界有强烈的钉扎作用,因此抑制了铝合金板材再结晶形核;当 Sc 含量大于 0.139% 时,合金在铸造过程中凝固结晶出许多微米级初生 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子,这些 3~5 μm 的初生 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子在铸锭后续热轧加工过程中对位错运动有强烈的阻碍作用,导致其周围由于位错塞积形成高应变区域,当铝合金热轧板再加热至 465 $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理时,微米级初生 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子周围的高应力场区域发生明显的再结晶,即出现粒子激发形核效应(Particle Simulate Nucleation, PSN)^[19],同时纳米级 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 弥散相粒子还能钉扎晶界抑制再结晶晶粒长大。这是当 Sc 含量达到 0.189% 及以上时, T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 合金板材获得细小均匀等轴晶的主要原因。而对于 Sc 含量为 0.139% 的合金板材,其再结晶晶粒主要为尺寸极其细小的纤维状,略微具有再结晶特征。

综上所述,不同 Sc 含量的合金板材中过剩结晶相粒子、弥散相粒子、析出相粒子以及晶粒差别显著,组织差别是导致合金板材强度和塑性差异的根本原因。对于不同 Sc 含量的合金板材,其强度 σ_Y 可由公式(1)计算^[20]:

$$\sigma_Y = \sigma_0 + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_{cs} + \Delta\sigma_{ds} + \Delta\sigma_{ppt} + \Delta\sigma_{gs} \quad (1)$$

式中 σ_0 为铝基体强度,可认为 5 种 Sc 含量合金板材的铝基体强度大致相同; $\Delta\sigma_{ss}$ 为由于固溶溶质原子造成的强度增量; $\Delta\sigma_{cs}$ 为由于结晶相粒子造成的强度增量; $\Delta\sigma_{ds}$ 为由于弥散相粒子造成的强度增量; $\Delta\sigma_{ppt}$ 为由于析出相粒子造成的强度增量; $\Delta\sigma_{gs}$ 为由于晶粒尺寸和形状造成的强度增量。结合表 1 合金板材的成份以及合金铸锭经过 465 $^{\circ}\text{C}$ 、24 h 均匀化处理,板材热轧后又进行了 465 $^{\circ}\text{C}$ 、1 h 固溶水淬及 120 $^{\circ}\text{C}$ 、24 h 人工时效处理,因此认为合金板材中合金元素几乎全部以各类合金相粒子形式析出,板材基体中固溶溶质原子含量非常少,因此五种 Sc 含量合金板材的 $\Delta\sigma_{ss}$ 大致相同。由图 2 结果可知, Sc 含量小于 0.139% 的合金板材中过剩结晶相粒子数量、尺寸和分布大致相同,因此认为 Sc 含量小于 0.139% 的合金板材由结晶相粒子造成的强度增量 $\Delta\sigma_{cs}$ 大致相当。而当 Sc 含量大于 0.139% 时,合金板材中开始出现初生 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 结晶相,故认为其由于过剩结晶相粒子造成的强度增量 $\Delta\sigma_{cs}$ 较大,而且当合金板材中 Sc 含量达到 0.215% 时,合金板材由于过剩结晶相粒子造成的强度增量 $\Delta\sigma_{cs}$ 最大。由图 3 五种 Sc 含量合金板材的弥散相粒子组态照片可知, Sc 含量为 0.139% 的合金板材中弥散相粒子数量最多,因此由于弥散相粒子造成的板材强度增量 $\Delta\sigma_{ds}$ 最大。由图 4 合金板材晶内析出相粒子组态可知, Sc 含量为 0.139% 和 0.189% 的合金板材中析出相粒子尺寸细小、数量最多、密度最大,因此 Sc 含量为 0.139% 和 0.189% 合金板材的 $\Delta\sigma_{ppt}$ 最大。由五种 Sc 含量合金板材的晶粒组织(见图 5)可知, Sc 含量为 0.034%、0.080% 和 0.139% 的板材均为纤维状晶粒,且晶粒尺寸随 Sc 含量增加而减小,而 Sc 含量为 0.189% 和 0.215% 的板材几乎发生了完全再结晶,且晶粒非常细小,含 0.034% Sc 的合金板材的晶粒为粗大纤维状,其 $\Delta\sigma_{gs}$ 最小,而 Sc 含量为 0.189% 合金板材晶粒为极细小的纤维状,由于细晶强化及形状强化,当其沿板材轧制方向(即沿着纤维晶粒长轴方向)拉伸变形时的 $\Delta\sigma_{gs}$ 最大。不同 Sc 含量合金板材的各种强度分量按照最大(记为“++++”)、较大(记为“+++”)、较小(记为“++”)、最小(记为“+”)综合统计结果如表 2 所示,这与图 6 的结果一致。

表 2 T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr-(0.034-0.215)Sc 合金板材强度由于不同组织造成的强度增量分析结果

Table 2 Analysis results of strength increment due to different microstructure factors of Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr-(0.034-0.215)Sc in T6 temper

Sc(%)	σ_0	$\Delta\sigma_{ss}$	$\Delta\sigma_{cs}$	$\Delta\sigma_{ds}$	$\Delta\sigma_{ppt}$	$\Delta\sigma_{gs}$	σ_Y
0.034	+	+	+	+	++	+	7
0.080	+	+	+	++	+++	++	10
0.139	+	+	+	++++	++++	++++	15
0.189	+	+	++	++	+++	++	11
0.215	+	+	++	+	++	++	9

综合各项强度增量可知, Sc 含量为 0.139% 的合金板材强度最高。合金板材的伸长率主要取决于合金板材中过剩结晶相粒子组态及晶粒形状, 当 Sc 含量由 0.034% 增加至 0.215%, 合金板材的伸长率呈现出先增大后减小的原因是由于合金板材的晶粒随 Sc 含量增加而逐渐细化, 而细小纤维状晶粒有利于合金板材沿纤维长度方向拉伸时的塑性的发挥; 当 Sc 含量超过 0.139% 后, 合金板材中出现许多尺寸为 3~5 μm 的不可溶初生 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子, 在拉伸变形过程中这些大尺寸粒子界面塞积大量位错造成应力集中, 促进裂纹在大尺寸粒子界面处萌生, 对合金板材的塑性不利。因此 T6 态 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr-0.139Sc 合金板材具有最佳的强度和塑性, 其抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到 701 MPa、665 MPa 和 8.0%。

4 结论

1) Sc 含量从 0.034% 增加至 0.215%, T6 态合金板材中微米级 T 相和 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相尺寸和数量无明显变化, 当 Sc 含量达到 0.189% 时合金板材中出现 3~5 μm 的初生 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子, 其数量随 Sc 含量增加而增多, 但尺寸无明显变化; 合金板材中纳米级 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 弥散相粒子的尺寸无明显变化但其数量随 Sc 含量增加呈现出先增多后减少的趋势, 析出相粒子随 Sc 含量增加尺寸先细化后粗化, 数量先增多后减少。添加 0.139% 的 Sc 具有抑制 Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr 合金板材晶界不连续析出、促进晶内连续析出的作用。

2) 当 Sc 含量小于 0.139% 时, T6 态合金板材的晶粒呈纤维状, 随 Sc 含量增加纤维状晶粒逐渐细化、长度缩短; 当 Sc 含量达到 0.189% 时, Sc 具有促进合金板材再结晶作用, T6 态合金板材晶粒为细小等轴晶。

3) Sc 含量从 0.034% 增加至 0.215%, T6 态合金板材的强度和伸长率均随 Sc 含量增加呈现出先升高后降低的趋势, Sc 含量为 0.139% 时合金板材的性能最佳, 其抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 701 MPa、665 MPa 和 8.0%。

REFERENCES

- [1] 邓运来, 张新明. 铝及铝合金材料进展[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 1-27.
DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming. Development of aluminium and aluminium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(9): 1-27.
- [2] 廖忠全, 罗先甫, 郑子樵, 等. 7A55 铝合金预拉伸板材的回归再时效处理[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(9): 2454-2460.
LIAO Zhong-quan, LUO Xian-fu, ZHENG Zi-qiao, et al. Optimum retrogression and reaging treatment of pre-stretched 7A55 aluminum alloy plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(9): 2454-2460.
- [3] HEINZ A, HASZLER A, KEIDEL C, et al. Recent development in aluminium alloys for aerospace applications[J]. Materials Science & Engineering, 2000, 280(1): 102-107.
- [4] DURSUN T, SOUTIS C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys[J]. Materials and Design, 2014, 56: 862-871.
- [5] ABOLFAZL A, ALI K T, KOUROSH K T. Recent advances in ageing of 7xxx series aluminum alloys: A physical metallurgy perspective[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 781(15): 945-983.
- [6] 丛福官, 赵刚, 田妮, 等. 7xxx 系超高强铝合金的强化研究进展及发展趋势[J]. 轻合金加工技术, 2012, 40(10): 23-33.
CONG Fu-guan, ZHAO Gang, TIAN Ni, et al. Research progress and development trend of strengthening-toughening of ultra-high strength 7xxx aluminum alloy[J]. Light Alloy

- Fabrication Technology, 2012, 40(10): 23–33.
- [7] LIU J, YAO P, ZHAO N Q, et al. Effect of minor Sc and Zr on recrystallization behavior and mechanical properties of novel Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 657(5): 717–725.
- [8] 戴晓元, 夏长清, 华煜煜, 等. 含钪 7xxx 系铝合金的再结晶[J]. *材料热处理学报*, 2010, 31(1): 132–136.
- DAI Xiao-yuan, XIA Chang-qing, HUA Man-yu, et al. Recrystallization of 7xxx aluminum alloy containing scandium[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2010, 31(1): 132–136.
- [9] 戴晓元, 夏长清, 彭小敏. 7xxx 铝合金退火过程中二次 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子的析出行为[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(03): 87–91.
- DAI Xiao-yuan, XIA Zhang-qing, PENG Xiao-min. Precipitation behavior of $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ secondary particles in 7xxx aluminum alloys during annealing[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(03): 87–91.
- [10] 戴晓元, 熊超宇, 张浩. Al-9.0Zn-2.5Mg-1.5Cu-0.15Zr-0.4Sc 合金的等温淬火性能合金的组织与性能[J]. *材料热处理学报*, 2019, 40(8): 31–38.
- DAI Xiao-yuan, XIONG Chao-yu, ZHANG Hao. Isothermal quenching properties of Al-9.0Zn-2.5Mg-1.5Cu-0.15Zr-0.4Sc alloy[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2019, 40(8): 31–38.
- [11] KODETOVA V, VLACH M, KUDRNOVA H, et al. Phase transformations in commercial cold-rolled Al-Zn-Mg-Cu alloys with Sc and Zr addition[J]. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2020, 6(22): 11–12.
- [12] 郑晓静, 王明星, 郭巧能, 等. Sc 对 7050 铝合金力学性能和再结晶行为的影响[J]. *特种铸造及有色合金*, 2016, 36(8): 876–880.
- ZHENG Xiao-jing, WANG Ming-xing, GUO Qiao-neng, et al. Effects of scandium on the mechanical properties and recrystallization behaviour of 7050 aluminum alloy[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2016, 36(8): 876–880.
- [13] ZHANG W, XING Y, JIA Z H, et al. Effect of minor Sc and Zr addition on microstructure and properties of ultra-high strength aluminum alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(12): 3866–3871.
- [14] LI B, PAN Q L, HUANG X, et al. Microstructures and properties of Al-Zn-Mg-Mn alloy with trace amounts of Sc and Zr[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2014, 616(20): 219–228.
- [15] ZHANG M, LIU T, HE C, et al. Evolution of microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu-Sc-Zr alloy during aging treatment[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2016, 658(15): 946–951.
- [16] ROKHLIN L L, DOBATEKINA T V, BOCHVAR N R, et al. Investigation of phase equilibria in alloys of the Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Sc system[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, 367(1): 10–16.
- [17] DENG Y, YIN Z M, ZHAO K, et al. Effects of Sc and Zr microalloying additions on the microstructure and mechanical properties of new Al-Zn-Mg alloys[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2012, 530(25): 71–80.
- [18] ZHOU B C, YANG T, ZHOU G, et al. Mechanisms for suppressing discontinuous precipitation and improving mechanical properties of NiAl-strengthened steels through nanoscale Cu partitioning[J]. *Acta Materialia*, 2020, 205(15): 116–561.
- [19] ZANG Q H, CHEN H M, LEE Y S, et al. Improvement of anisotropic tensile properties of Al-7.9Zn-2.7Mg-2.0Cu alloy sheets by particle stimulated nucleation[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 828(5): 154–330.
- [20] WANG G D, TIAN N, CAO J Y, et al. Yield strength prediction of rolled Al-(1.44–12.40)Si-0.7Mg alloy sheets under T4 condition[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30(8): 2045–2055.

Effect of Sc on microstructure and performance of Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr aluminum alloy sheet

TIAN Ni^{1,2,3}, HAN Shi-da^{1,2}, ZHOU Yi-ran¹, WANG Guang-dong^{1,2}, ZHAO Gang^{1,2,3}, QIN Gao-wu^{1,2,3}

(1. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China;

2. Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China;

3. Research Center for Metallic Wires, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: In the present work, the effects of Sc content from 0.034% up to 0.215% on the constituent, dispersoid, precipitate, grain and mechanical properties of Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr aluminum alloy sheet in T6 temper were investigated by OM, TEM and universal material testing machine. The results shown that with the increase of Sc content from 0.034% to 0.215%, there was no obvious change with the size and quantity of micron T phase and $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ in Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr alloy sheet in T6 temper, the size and number of nanoscale precipitate is firstly refined and increased and then coarsened and decreased, whereas the number of the nanoscale $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ dispersoid increased with its size remained unchanged. When Sc content was more than 0.189%, there is primary $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ with the size of 3~5 μm in the alloy sheets, and its number increased but the size has no obvious change with the increase of Sc content up to 0.215%. The grain of Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr-(0.034-0.139)Sc alloy sheets in T6 temper are fibrous, and the fibrous grain gets thinner and shorter with the increase of Sc. When the Sc content is more than 0.189%, the grain of Al-10Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.15Zr-(0.189-0.215)Sc alloy sheets in T6 temper are fine equiaxed which means that the recrystallization behavior of alloy sheet is promoted. When Sc content increases from 0.034% to 0.215%, the strength and elongation of alloy sheets in T6 temper are firstly increased and then decreased. The alloy sheet in T6 temper with 0.139% Sc has the optimal performance with the tensile strength, yield strength and elongation are 701 MPa, 665 MPa and 8.0%, respectively.

Key words: composite micro-alloying with Sc and Zr; high-Zn ultra high strength aluminum alloy sheet; microstructure; performance

Foundation item: Project(51871043) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (N180212010) supported by the Fundamental Research Funds for the Central Universities of China; Project(2019-MS-113) supported by the Liaoning Natural Science Foundation Project of China

Received date: 2021-02-25; **Accepted date:** 2021-04-22

Corresponding author: TIAN Ni; Tel: +86-24-83671571; E-mail: tiann@atm.neu.edu.cn

(编辑)