

高强高韧铝锌镁钪合金板材制备及其组织性能演变

尹志民¹, 邓 英¹, 赵 凯¹, 段佳琦¹, 唐 蓓¹, 何振波^{1,2}, 彭勇宜¹, 姜 锋¹, 潘清林¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 东北轻合金有限责任公司, 哈尔滨 150060)

摘 要: 采用力学性能测试和电子显微分析技术研究了不同加工处理条件下 Al-5.4Zn-2.0Mg-0.25Cu-0.1Sc-0.1Zr 合金的显微组织及性能演变。结果表明: 在半连续激冷铸造条件下, 铸锭存在晶界偏析, 形成了富 Zn、Mg 的非平衡相和富 Fe、Si、Mn 的杂质相; 经 470 °C、12 h 均匀化处理后, 富 Zn、Mg 的非平衡相溶入基体, 仅剩下少量富 Fe、Si、Mn 的杂质相; 与此同时, 铸锭合金固溶体分解析出纳米级的 Al₃(Sc, Zr)相, 470 °C、12 h 是研究合金合适的铸锭均匀化制度; 铸锭热变形过程中, 随试验温度升高合金强度逐渐降低, 伸长率则先增加而后降低, 350~400 °C 的温度范围内合金具有较稳定的热变形抗力和塑性, 是合宜的热变形温度范围; 合金冷轧板材经 470 °C、1 h 固溶处理后, 热变形过程中形成的大量非平衡相溶入基体形成过饱和固溶体, 时效过程中脱溶顺序为 α_{SSS} (α 过饱和固溶体)→GP 区→ η' 相→ η 相。合金板材最佳固溶-时效工艺为 (470 °C, 1 h) 固溶+(120 °C, 24 h)时效, 在此条件下, 试验合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别可达 533 MPa、494 MPa 和 15%。试验合金的高强度主要来源于 η' 相析出强化、添加微量 Sc 和 Zr 引起的亚晶强化和亚结构强化以及 Al₃(Sc, Zr)相的弥散强化。

关键词: Al-Zn-Mg-Sc-Zr 合金; 板材; 铸锭均匀化; 热塑性; 固溶-时效; 组织; 力学性能; 演变

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Preparation of Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy plate and its microstructure-properties evolution

YIN Zhi-min¹, DENG Ying¹, ZHAO Kai¹, DUAN Jia-qi¹, TANG Bei¹, HE Zhen-bo^{1,2},
PENG Yong-yi¹, JIANG Feng¹, PAN Qing-lin¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Northeast Light Alloy Co., Ltd., Harbin 150060, China)

Abstract: The evolution of microstructure and properties of Al-5.4Zn-2.0Mg-0.25Cu-0.1Sc-0.1Zr under different processing and heat treatment conditions was studied using mechanical properties measurement and electron microscopy. The results show that, under semi-continuous casting conditions, at grain boundaries there is some segregation which is bearing Zn, Mg non-equilibrium phases and indissoluble impurity phases containing Fe, Si and Mn elements. After the homogenization at 470 °C for 12 h the non-equilibrium phases dissolve into matrix completely and only small amounts of indissoluble phases still exist. At the same time, the solid solution matrix precipitates nano-scaled Al₃(Sc, Zr) dispersoid particles. The proper homogenization treatment processing of the ingot is at 470 °C for 12 h. During the hot deformation of ingot, with the increase of deformation temperatures, the strength decreases, the elongation increases firstly and then decreases. Between 350 °C and 400 °C the alloy is of a more stable deformation characteristics and this is the suitable deformation temperature range for this alloy. After solutioning at 470 °C for 1 h lots of non-equilibrium phases formed during hot rolling dissolve into the matrix. The precipitation sequence of the alloy during aging is described

as follows: supersaturated solid solution (α)→GP zones→metastable η' phase→ η phase. The suitable solution-aging treatment processing of the studied alloy is solution-treated at 470 °C for 1 h, followed by water quenching and then aged at 120 °C for 24 h. Under this condition, the ultimate tensile strength, yield strength and elongation of the studied alloy plate could reach 533 MPa, 494 MPa and 15%, respectively. The strengthening mechanism of the studied alloy is precipitation strengthening of fine η' phase, subgrain strengthening and dispersion strengthening caused by $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ dispersoid particles.

Key words: Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy; plate; ingot homogenization; thermal plasticity; solution-aging; microstructure; mechanical properties; evolution

Al-Zn-Mg 合金具有强度高、塑性好、可焊性好和耐腐蚀性能优良等特点, 被广泛用于要求轻质高强的焊接结构件, 是航天航空、交通运输工具中重要的轻质结构材料^[1-3]。然而, 航天航空技术的发展对材料的要求越来越高, 需要强度更高及焊接性能优良的铝合金材料。大量研究表明^[4-11], 在铝合金中复合添加微量 Sc、Zr 可达到这个目的。YIN 等^[4]对比研究了复合添加 0.35(Sc+Zr)对 Al-Zn-Mg 合金组织性能的影响, 指出添加 Sc、Zr 后的合金时效后抗拉强度和屈服强度分别提高了 93 MPa 和 104 MPa, 其强度的增加主要源自于 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子引起的细晶强化、亚结构强化和沉淀强化; 聂波等^[9]通过 Sc、Zr 微合金化研制了中强耐蚀可焊铝镁钪合金板材, 其拉伸性能 $\sigma_b \geq 415 \text{ MPa}$ 、 $\sigma_{0.2} \geq 302 \text{ MPa}$ 、 $\delta_5 \geq 15\%$, 剥落腐蚀性能达到 P 级, 焊接接头强度系数不小于 0.85; DEV 等^[10]研究指出, 在中强 Al-Zn-Mg 合金焊接料中添加 0.65% Sc(质量分数), 可显著细化焊接接头凝固组织, 从而提高焊接接头强度, 降低凝固开裂倾向; OCENASEK 和 SLAMOVA 等^[11]研究表明, 传统 AA5754 铝合金的完全再结晶温度为 360 °C, 在此合金中复合添加 0.25% Sc(质量分数)和 0.08% Zr(质量分数)后直到 600 °C 时才观察到部分再结晶。俄罗斯全俄轻合金研究院与全俄复合材料研究院合作, 在中强可焊 Al-Zn-Mg 合金基础上, 复合添加微量 Sc 和 Zr, 开发了牌号为 01970、01975 和 01981 的铝锌镁钪合金^[5], 其中, 01975 是低 Sc 含量的合金。这种合金具有较高的强度、较优的耐腐蚀性能、较低的各向异性, 成本也较低, 是新一代航天轻质高强结构材料。然而, 国内外文献对这种低 Sc 含量的铝锌镁钪合金的研究还鲜见报道。因此, 尽快研制出性能指标达到国内航天用户要求的这种合金具有重要意义, 本文作者研究了铝锌镁钪合金板材制备过程中铸锭均匀化处理、铸锭均匀化后的热变形以及板材固溶时效处理工艺的优化, 在此基础上还研究了合金制备过程中的显微组织结构演变, 旨在为这种新型高强高韧铝锌镁钪合金的研究与开发提供理论和实验指导。

1 实验

1.1 材料制备

试验合金名义成分为 Al-5.4Zn-2.0Mg-0.25Cu-0.1Sc-0.1Zr (质量分数, %)。板材制备工艺为半连续铸造成锭→铸锭均匀化处理→铸锭热轧→冷轧成薄板→固溶→时效。

1.2 实验方法

铸锭均匀化处理温度上限通过铸锭 DSC 结果选定, DSC 实验在 NETZSCH STA 449C 差热分析仪上进行, 加热速度为 10 °C/min。均匀化处理样品从铸锭上用线切割截取, 尺寸为 25 mm×25 mm×6 mm, 均匀化处理温度为 200、250、300、350、400、450 和 470 °C, 保温时间为 1~24 h。均匀化处理在盐浴中进行, 盐浴控温精度为 ± 1 °C。为了保持均匀化处理状态的组织和性能, 均匀化处理后水冷。在 D60K 数字金属电导率测量仪上进行电导率测试; 为了进一步评估均匀化处理对合金性能的影响, 铸锭均匀化处理后热轧, 然后在室温下对热轧板材进行拉伸性能测试和比较。

铸锭经过最佳均匀化处理后进行加工热塑性研究, 高温瞬时拉伸试验样品尺寸见图 1。

高温瞬时试验温度为 100、200、300、375、400、425、450 和 500 °C, 拉伸速度为 2 mm/min, 每个温度点高温力学性能数值取 3 个样品的平均值, 试验按照 GB/T 4338—1995(合金高温拉伸试验方法)的有关规定进行, 通过高温性能选定铸锭最佳变形温度范围。高温瞬时拉伸试验在 RWS50 电子蠕变松弛试验机上进行, 为了观察高温瞬时拉伸断口形貌, 高温试验后将断口立即置于无水酒精中以避免断口氧化, 然后在 Quanta MK2-200 环境扫描电镜下进行断口分析。

铸锭经过最佳均匀化处理后, 在最佳变形温度范围进行热轧, 热轧变形程度为 90%, 热轧后板材厚度

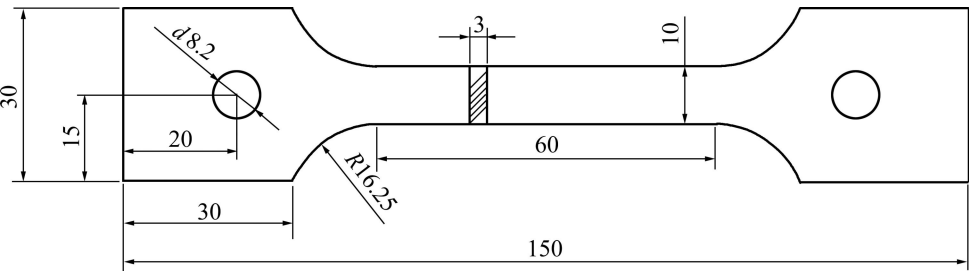


图 1 高温瞬时拉伸试样尺寸

Fig.1 Specification of tensile sample at elevated temperatures (Unit: mm)

为 7 mm, 热轧板材经过 5 道次轧成 2 mm 的薄板。薄板固溶处理温度为 450、460、470、480 及 490 ℃, 固溶时间为 0.5~1.5 h, 固溶处理也在盐浴炉中进行, 固溶处理后水淬, 淬火转移时间不长于 2 s。时效处理温度为 100、110、120 及 130 ℃, 时效时间为 10 min~36 h。时效处理在鼓风干燥箱中进行, 时效后样品空冷后进行性能测试。最终力学性能、电导率和硬度值均取同一状态下 3 个样品的算术平均值, 误差棒误差采用样本总体的标准偏差。室温拉伸试样按照 GB 6397—86(金属拉伸试验试样)的规定加工成标准矩形试样, 拉伸试验在 CSS-44100 电子万能材料试验机上进行, 拉伸速度为 2 mm/min。

为了检测不同固溶处理条件下平衡相的溶解程度, 在 Quanta MK22200 环境扫描电镜下采用背散射扫描电子成像技术对残留相进行观察。薄膜样品经机械预减薄后再双喷电解减薄, 电解液为硝酸与甲醇的混合液(体积比为 1:3), 电解减薄温度低于-20 ℃。透射电子显微组织观察在 TECNAI G²20 电镜上进行, 高分辨在 JEM-3010 电镜上完成, 加速电压均为 200 kV。

2 实验结果

2.1 均匀化处理对铸态合金组织和性能的影响

2.1.1 铸态合金的显微组织和铸锭加热过烧温度的测定

铸态合金扫描电子显微组织如图 2 所示。由图 2 可知, 铸态合金晶粒尺寸约为 50 μm, 晶界有明显的偏析, 能谱分析结果见表 1。其中, 白色网络状相 A 为富 Zn、Mg 的非平衡相, 灰色相 B 为含 Fe、Si、Mn 杂质相。可见, 为了使合金成分均匀, 铸态合金需进行均匀化处理。

试验合金铸锭的 DSC 结果如图 3 所示。结果表明,

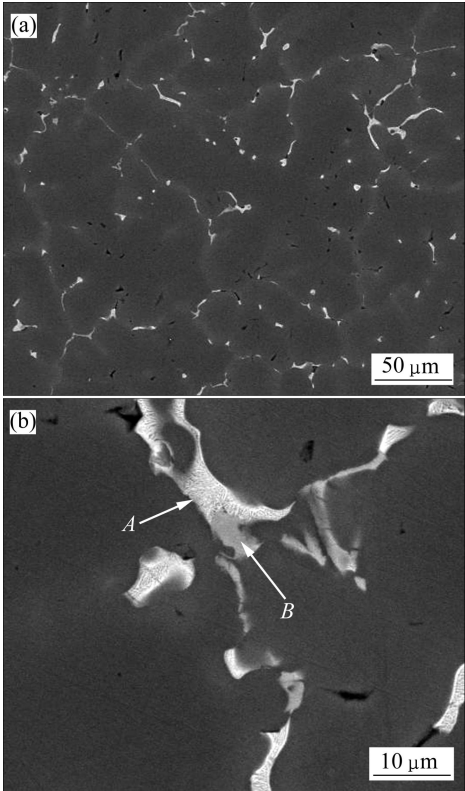


图 2 铸态合金的 SEM 像

Fig.2 SEM images of as-cast alloy: (a) Low magnification; (b) High magnification

表 1 图 2(b)中第二相化学成分

Table 1 Chemical composition of the secondary phases shown in Fig.2(b)

Phase	Mole fraction/%						
	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn
A	59.46	17.27	20.62	2.65	0	0	0
B	79.83	1.50	1.29	0.66	11.18	3.81	1.73

在 477.7 ℃可观察到一明显的吸热峰, 说明合金铸锭中存在对应于 475 ℃开始熔化的非平衡相, 该温度应为铸锭的常规过烧温度, 因此, 均匀化处理的最高温

度不能超过 470 °C。

2.1.2 均匀化处理对铸态合金硬度与电导率的影响

在不同均匀化处理条件下, Al-Zn-Mg-Sc-Zr 合金的布氏硬度和相对电导率的变化如图 4 所示。

图 4(a)和(b)中时间为 0 时的点分别表示未经均匀化处理的铸态合金的硬度和电导率。结果表明: 当均匀化温度低于 300 °C 时, 合金硬度低于铸态合金硬度,

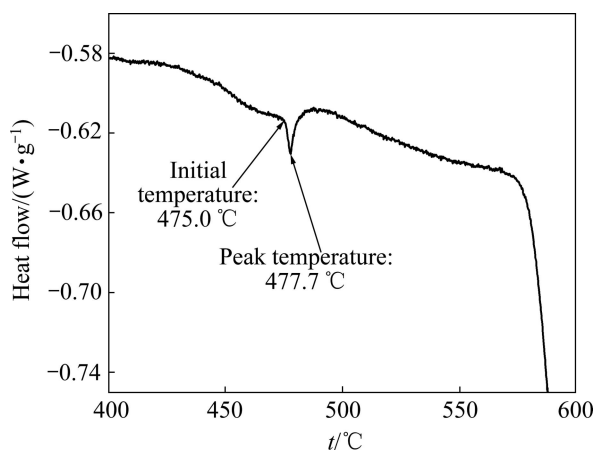


图3 铸态合金 DSC 曲线

Fig.3 DSC curve of as-cast alloy

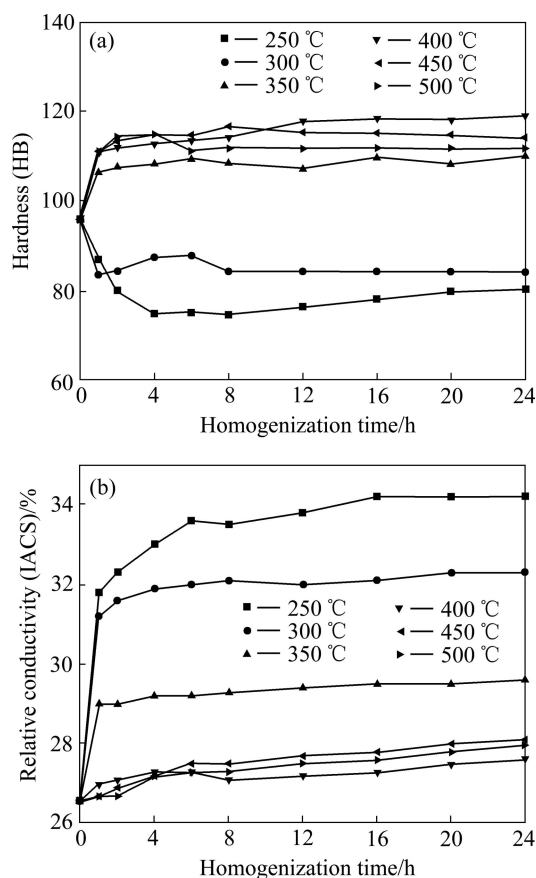


图4 均匀化处理对铸态合金硬度与相对电导率的影响

Fig.4 Effect of homogenization treatment on hardness and relative conductivity of cast alloy: (a) HB; (b) Conductivity

且均匀化温度越低, 硬度越低; 当均匀化温度达到 350 °C 以上时, 合金硬度高于铸态合金硬度, 且随均匀化温度的升高, 合金硬度先升后降, 400 °C 均匀化时合金硬度最高。电导率的变化规律则不同, 均匀化处理态合金的电导率均高于铸态合金的, 且随均匀化温度的升高, 合金电导率单调下降。结果还表明, 均匀化时间达到 12 h 后, 延长均匀化时间对电导率和硬度影响不大。

2.1.3 均匀化处理对铸态合金显微组织的影响

铸态合金经不同均匀化处理后的扫描电子金相组织及其能谱如图 5 所示。

合金经 470 °C、12 h 均匀化处理后的透射电子显微组织见图 6。

对比图 2(a)和图 5(a)可知, 铸态合金经 350 °C、12 h 均匀化处理后, 大量非平衡相从基体中析出; 经 450 °C、12 h 均匀化处理后, 大部分平衡相又溶解到基体中; 经 470 °C、12 h 均匀化处理后, 非平衡相基本上溶解到基体中, 但是仍然残存少量富 Fe、Si、Mn 杂质相; 合金经 470 °C、24 h 均匀化处理后, 难溶杂质相并没有减少的迹象。由图 6 可知, 铸态合金经 470 °C、12 h 均匀化后, 除晶界和晶内非平衡相全部回溶入铝基体外, 晶内还析出了大量蹄印状 $Al_3(Sc, Zr)$ 粒子。

2.1.4 均匀化处理对热轧板材拉伸力学性能的影响

合金铸锭经不同均匀化处理后热轧成板材, 板材拉伸力学性能如图 7 所示。

由图 7 可以看出, 随着均匀化温度的升高, 热轧板强度略有升高而后又稍有下降, 其中, 经 450 °C、12 h 均匀化处理热轧板的强度较高; 伸长率则单调上升, 其中, 经 470 °C、12 h 均匀化处理热轧板的伸长率最高。综合强度和伸长率结果可见, 470 °C、12 h 是合金较合适的铸锭均匀化工艺。

2.2 均匀化处理后铸锭的热塑性

2.2.1 高温瞬时拉伸力学性能

经 470 °C、12 h 均匀化处理后铸锭在不同试验温度下的高温拉伸力学性能如图 8 所示。结果表明, 随试验温度升高, 强度单调下降, 伸长率先升后降, 350~400 °C 范围内, 强度和塑性随试验温度的变化比较缓慢, 即在该温度范围内, 合金具有较稳定的热变形抗力和塑性。

2.2.2 瞬时拉伸后试样的断口形貌

不同试验温度下瞬时拉伸后合金的断口特征如图 9 所示。可以看出, 在不同试验温度下, 合金的断口特征明显不同。较低温度下, 断口主要呈现穿晶断裂

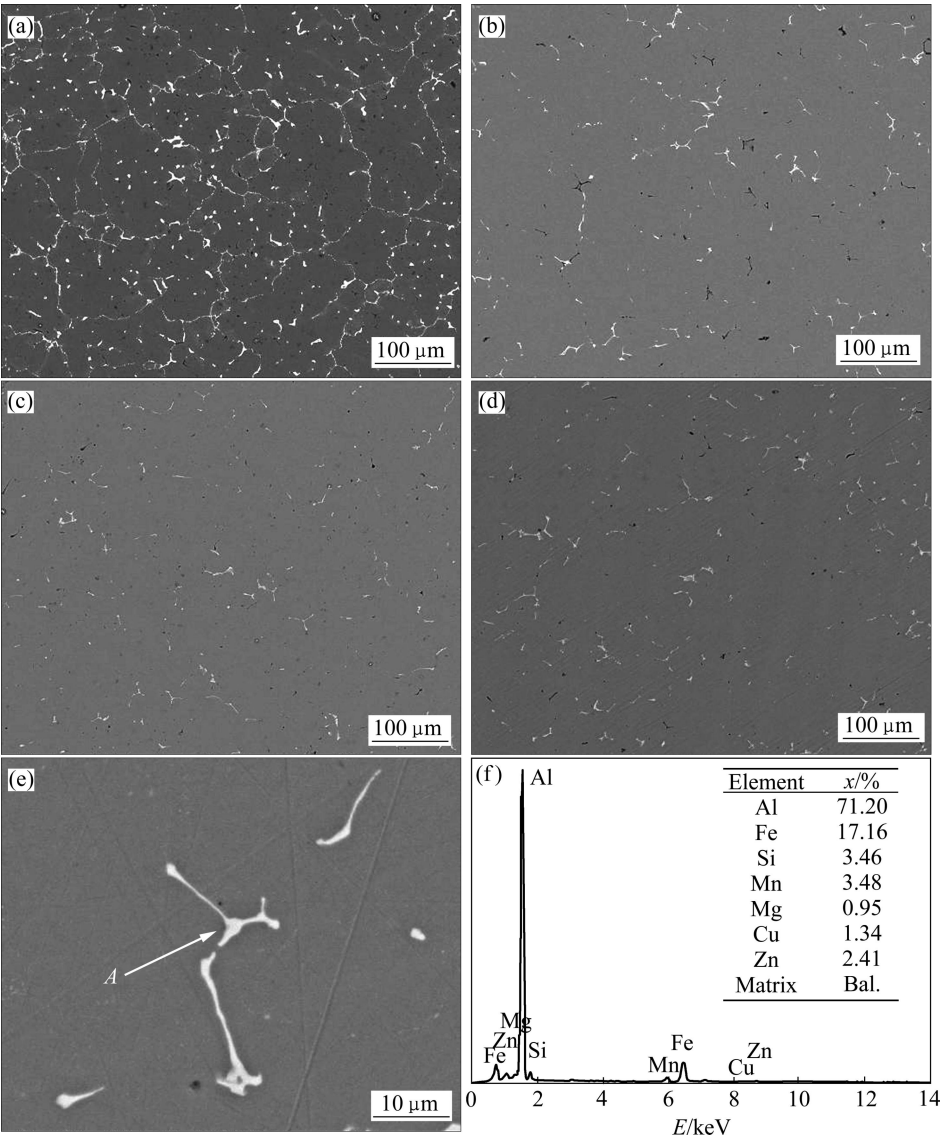


图 5 均匀化处理对铸态合金微观组织的影响

Fig.5 Effect of homogenization treatment on microstructure of as-cast alloy: (a) 350 °C, 12 h; (b) 450 °C, 12 h; (c) 470 °C, 12 h; (d) 470 °C, 24 h; (e) Magnified image of figure (c); (f) EDS result of point A in (e)

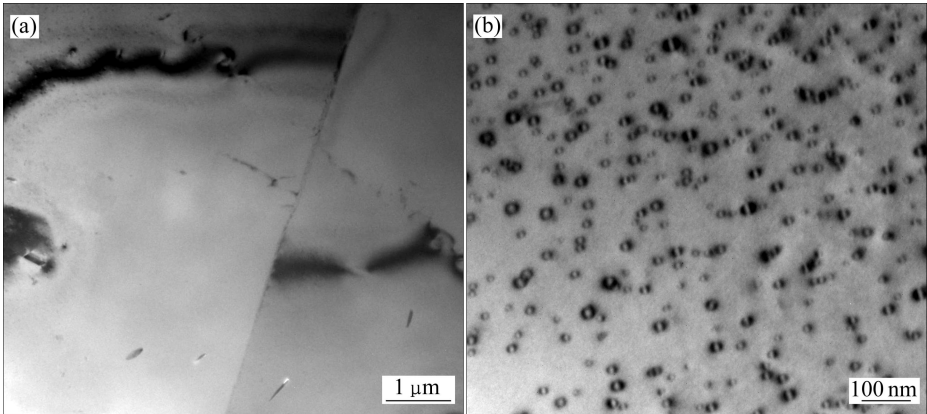


图 6 合金经 470 °C、12 h 均匀化处理后的 TEM 像

Fig.6 TEM images of cast alloy homogenized at 470 °C for 12 h: (a) Non-equilibrium phases dissolved into Al matrix; (b) Al₃(Sc, Zr) particles within grain

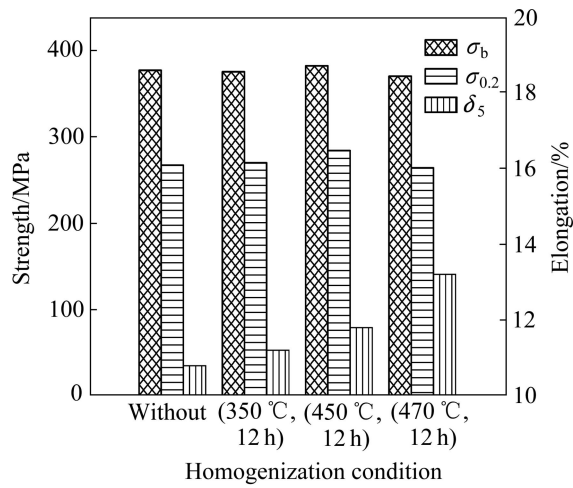


图 7 均匀化处理对热轧板拉伸力学性能的影响

Fig.7 Effect of homogenization treatment on mechanical properties of hot rolling plates

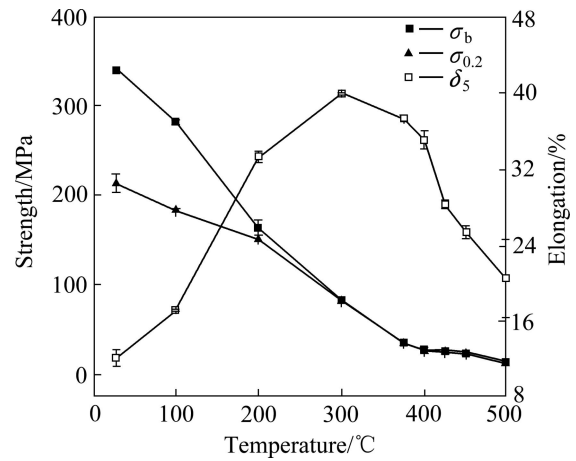


图 8 均匀化处理后的铸锭在不同试验温度下的高温瞬时拉伸性能

Fig.8 High temperature instantaneous tensile properties of as-homogenized ingot at different test temperatures

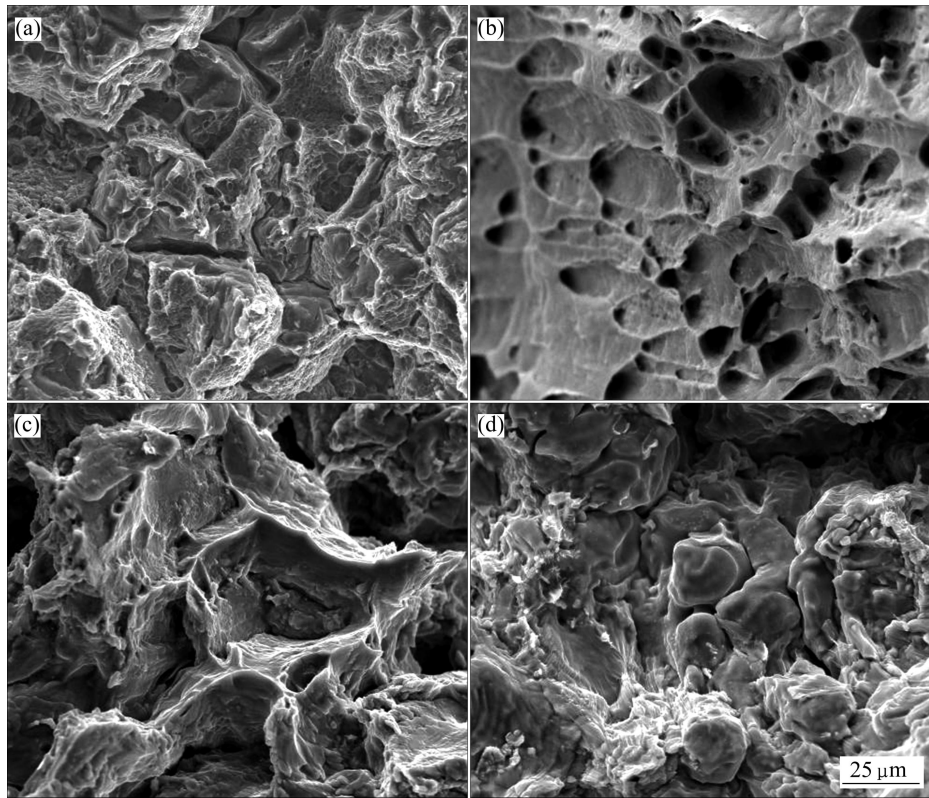


图 9 不同试验温度下瞬时拉伸后试样的断口形貌

Fig.9 Fractographs of as-homogenized ingot after instantaneous tensile test at different test temperatures: (a) 28 °C; (b) 300 °C; (c) 400 °C; (d) 500 °C

特征, 升高温度, 断口逐渐呈现沿晶断口特征(见图 9(d)), 表明高温下晶界发生了弱化。综合不同试验温度下的高温拉伸力学性能和断口特征可知, 400 °C 左右为该合金适宜的变形温度。

2.2.3 瞬时拉伸后试样的透射电子显微分析

不同试验温度下瞬时拉伸后试样的透射电子显微分析如图 10 所示。

图 10 结果表明, 常温下变形组织主要为位错亚结

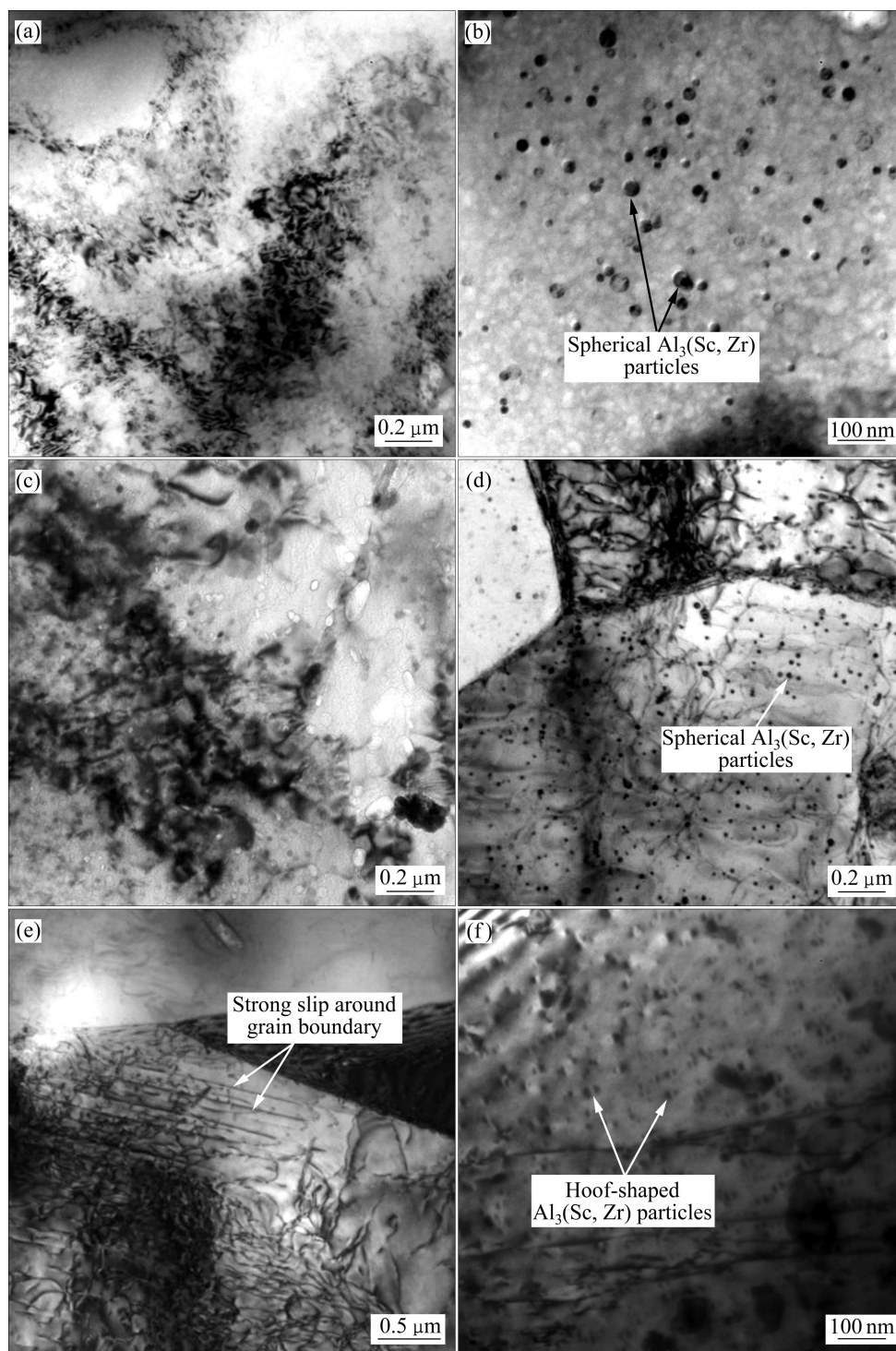


图 10 不同试验温度下瞬时拉伸后试样的 TEM 像

Fig.10 TEM images of instantaneous tensile sample at different test temperatures: (a), (b) 25 °C; (c) 300 °C; (d) 400 °C; (e), (f) 500 °C

构,由于位错应变场的干扰,原来与基体共格的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子的蹄印状特征消失,粒子变为球形(见图 10(b));在 300 °C 和 400 °C 试验温度下,位错亚结构仍然存在;在 500 °C 试验温度下,晶界附近可以见到明显的强滑移线(如图 10(e)中箭头所指),显示出高温下

晶界滑动的特征,由于变形只集中在晶界附近,导致晶界弱化,表现出如图 9(d)所示的沿晶断口特征。与此同时,晶内大部分位错亚结构消失,位错应变场也随之消失,显示出与基体共格的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子的蹄印状特征(见图 10(f))。

2.3 固溶-时效处理对合金板材组织与性能的影响

2.3.1 对板材拉伸性能的影响

不同固溶处理后经 120 °C、24 h 时效处理的板材拉伸力学性能如图 11 所示。图 11(a)结果表明, 随固溶温度的升高, 合金板材强度和伸长率先升后降, 经 470 °C 固溶后时效板材的综合性能最佳, 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 533 MPa、494 MPa 和 15%。由图 11(b)可知, 随固溶时间的延长, 合金抗拉强度和伸长率先升后降, 屈服强度先降后升, 综合比较, 合金板材最佳固溶处理工艺为 470 °C、1 h。

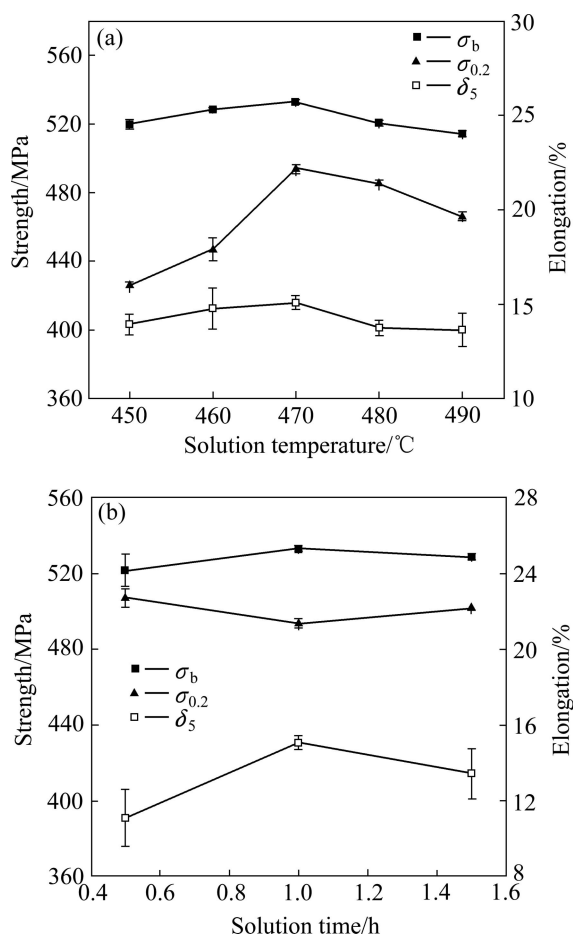


图 11 固溶处理对板材拉伸性能的影响

Fig.11 Effect of solution treatment processing on tensile properties of as-aged alloy: (a) Effect of solution temperatures; (b) Effect of solution time

经 470 °C、1 h 固溶处理后, 合金板材在不同时效温度下时效 24 h 后的力学性能如图 12(a)所示。结果表明, 随时效温度的升高, 合金强度先升后降, 伸长率则先降而后略有上升, 当时效温度为 120 °C 时, 合金的综合力学性能较优。在 120 °C 时效条件下, 合金板材硬度、电导率及拉伸性能随时效时间的变化如图

12(b)和(c)所示。可以看出, 时效初期合金的硬度、电导率及强度急剧上升, 而伸长率急剧下降; 时效 12 h 后, 合金的硬度和强度缓慢上升, 伸长率缓慢下降, 时效 24 h 后硬度及强度达到峰值, 继续时效合金硬度及强度随之下降, 合金电导率则单调上升。可以看出, 合金板材较合适的时效时间为 24 h。

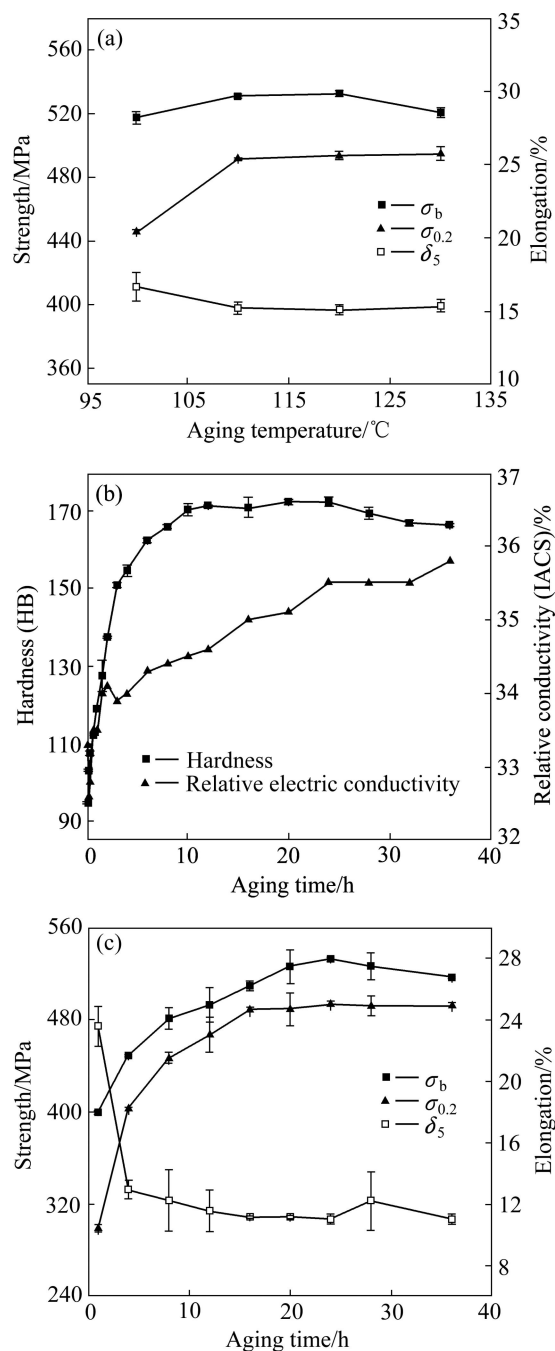


图 12 时效处理对板材性能的影响

Fig.12 Effect of aging processing parameters on properties of test alloy plate: (a) Effect of aging temperatures on tensile properties; (b) Effect of aging time on hardness (HB) and relative electric conductivity; (c) Effect of aging time on tensile properties

2.3.2 对冷轧板材组织影响

冷轧板材经 470 ℃、1 h 固溶前、后的 SEM 像如图 13 所示。由图 13(a)可知, 冷轧板材中存在两种类型的物相, 能谱分析表明(表 3), 一种是富 Zn 和 Mg 的铝化物, 另外一种沿轧向排列的富 Fe 和 Si 的杂质相。经 470 ℃、1 h 固溶后, 非平衡富 Zn 和 Mg 的铝化物相已经溶入基体, 只剩下少量难溶的 Fe 和 Si 杂质相。

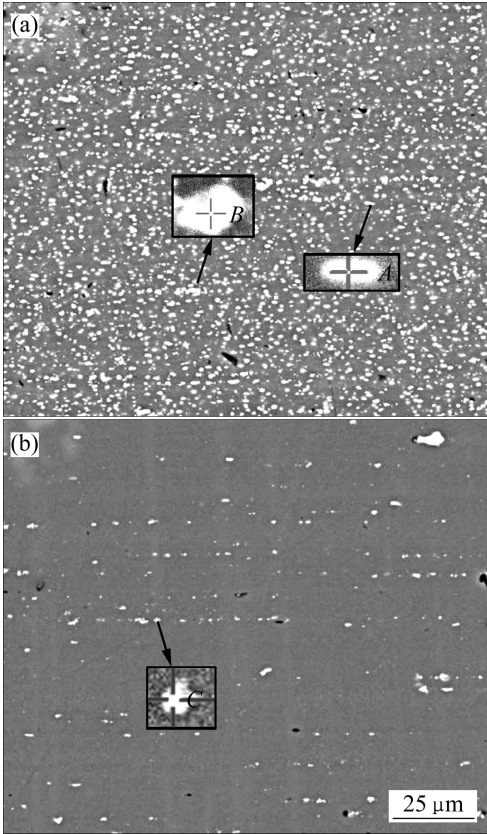


图 13 冷轧板材经 470 ℃、1 h 固溶前后的 SEM 像
Fig.13 SEM images of cold-rolled alloy plate before(a) and after(b) solution treated at 470 ℃ for 1 h

表 3 图 13 中第二相化学成分

Table 3 Chemical compositions of the secondary phases shown in Fig.13

Phase	Mole fraction%						
	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Mn
A	83.93	8.03	7.66	0.38	0	0	0
B	85.43	1.94	3.22	1.30	7.04	3.81	1.06
C	87.36	1.51	2.13	0.42	4.85	2.19	1.53

固溶态合金板材的 TEM 像如图 14 所示。由图 14(a)可知, 经 470 ℃、1 h 固溶后, 合金为未再结晶的纤维状组织, 纤维状晶粒由亚晶组成(箭头所示)。经放大

观察可以看出(见图 14(b)), 亚晶内及亚晶界存在大量细小弥散的纳米级 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子。固溶态合金沿铝基体的 $[011]$ 入射方向的选区电子衍射花样(SAED)如图 14(c)所示。通过标定并根据参考文献[12–14]可知, 铝基体中超点阵斑点来自 L1_2 结构 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, 其斑点出现在 $1/2(200)$ 和 $1/2(220)$ 的位置。

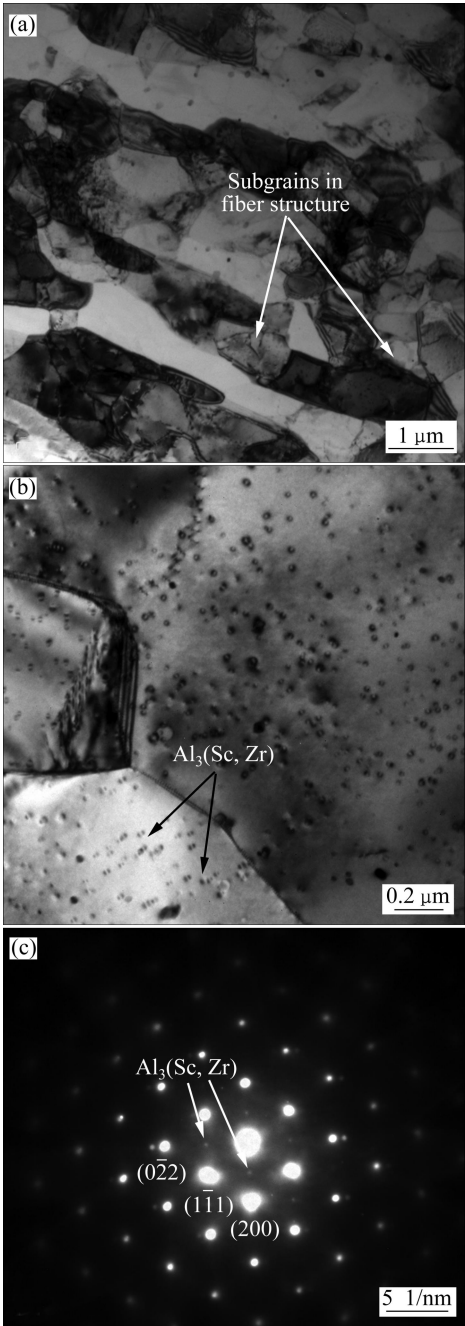


图 14 470 ℃/1 h 固溶态合金板材的 TEM 像
Fig.14 TEM images of alloy plate solution treated at 470 ℃ for 1 h: (a) Fiber structure with subgrains; (b) $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ within grains; (c) SAED, $B=[011]$

经 470 ℃、1 h 固溶后, 再进行 120 ℃时效, 合金板材的 TEM 像图 15 所示。由图 15(a)和(b)可以看出,

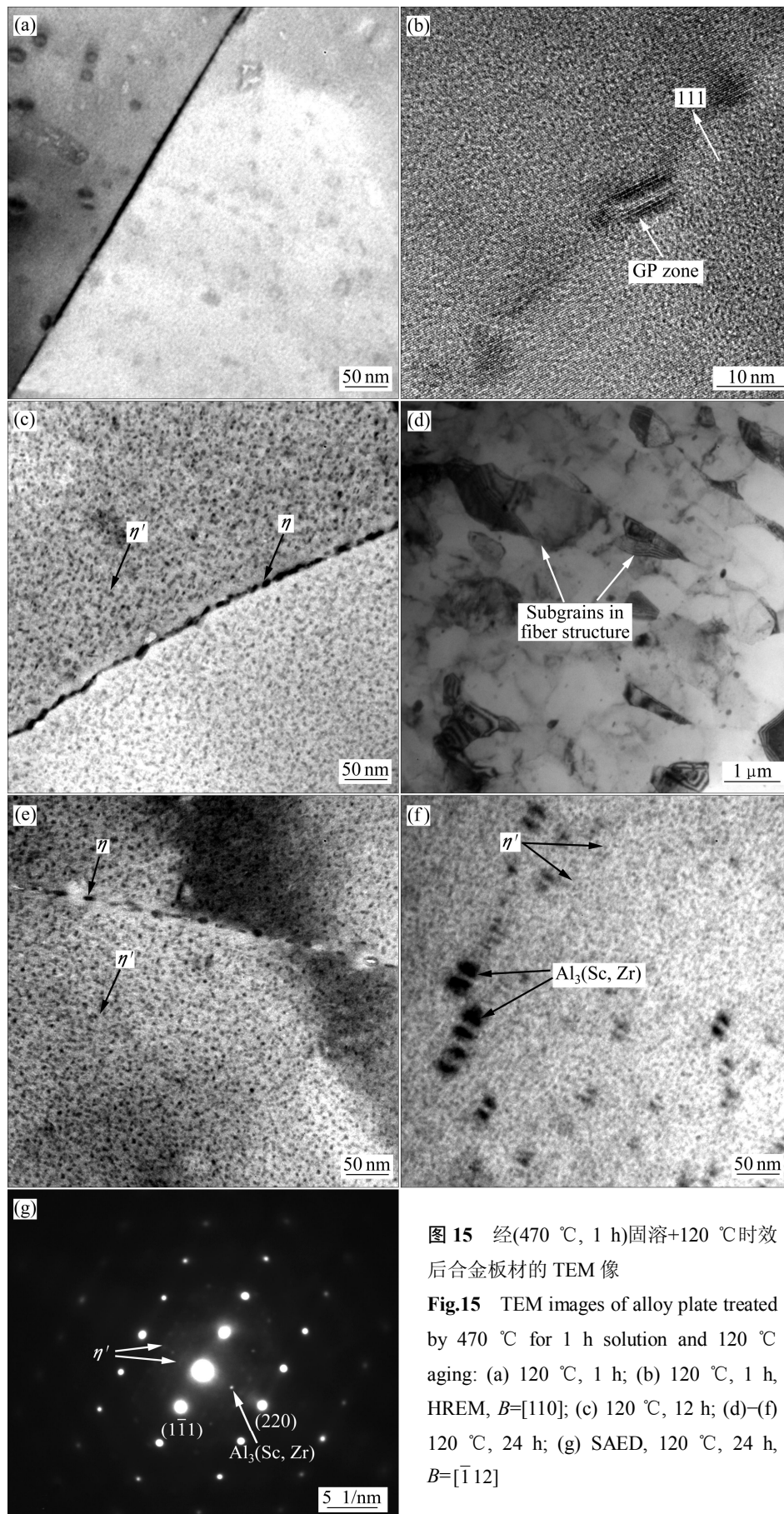


图 15 经(470 °C, 1 h)固溶+120 °C时效后合金板材的 TEM 像

Fig.15 TEM images of alloy plate treated by 470 °C for 1 h solution and 120 °C aging: (a) 120 °C, 1 h; (b) 120 °C, 1 h, HREM, $B=[110]$; (c) 120 °C, 12 h; (d)–(f) 120 °C, 24 h; (g) SAED, 120 °C, 24 h, $B=[112]$

经 120 °C、1 h 时效, 晶内有细小的弥散质点析出, 经高分辨分析可知, 这种弥散质点为 GP 区; 随时效时间的延长, GP 区逐渐转变为短棒状析出相, 晶界上可观察到断续分布的平衡相(见图 15(c)); 在 120 °C、24 h 峰值时效条件下, 合金晶粒组织仍为纤维状亚晶组织(如图 15(d)箭头所示), 晶内弥散分布着大量纳米级短棒状析出相, 选区电子衍射花样表明, 除在 1/2(220)位置上观察到较强的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 斑点外, 在 1/3(220)和 2/3(220)位置上可观察到微弱的衍射斑点, 根据参考文献[15–20]可知, 这种析出相为 η' 相(见图 15(d)~(g))。

3 分析与讨论

3.1 均匀化处理过程中铸锭组织性能演变

在半连续激冷铸造条件下, 铝合金熔体冷却速度快, 凝固过程为非平衡结晶过程, 铸锭外部相当于熔体淬火, 基体近似为饱和固溶体^[21–23]; 但是由于铸锭尺寸较大, 铸锭中心温度较高, 冷却速度较慢, 凝固过程中, 熔体中先结晶出来的高熔点化合物以及低熔点共晶化合物被推移到最后凝固的晶界区域, 由此形成富 Zn、Mg 的低熔点非平衡相和富 Fe、Si、Mn 的难溶杂质相; 在铸锭均匀化过程中, 铸锭组织会发生如下 3 个方面的变化: 1) 晶界区域富 Zn、Mg 的低熔点非平衡相会逐步溶入基体中; 2) 过饱和固溶体会分解析出非平衡相, 由于析出温度高, 析出相粗大; 3) 从过饱和固溶体中分解析出纳米级的二次 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子。另一方面, 随均匀化温度的升高, 过饱和固溶体先分解析出的粗大非平衡相又重新溶入基体中, 基体的固溶度出现先降后升的现象, 固溶强化效果也先弱后强(析出相过于粗大没有析出强化作用), 因此, 铸态合金硬度先降而后升(见图 4(a))。另一方面, 基体固溶度的先降后升导致溶质原子对电子散射几率先降后升, 这就使得铸态合金电导率呈现先升后降的现象(见图 4(b))。在 470 °C、12 h 条件下均匀化处理后, 非平衡相已基本回溶完全, 只剩下少量的 Fe、Si、Mn 难溶杂质相。

随均匀化温度的升高, 铸锭中非平衡相逐渐溶解, 固溶体溶质浓度逐渐增加, 固溶强化效果逐渐增强, 因此, 均匀化温度越高, 热轧后板材强度越高, 当均匀化温度继续升高时, 合金晶粒粗化, 热轧板材强度降低。此外, 均匀化温度的升高致使合金内成分均匀及铸造过程形成的内应力消除, 从而使热轧板材伸长

率单调上升, 经 470 °C、12 h 均匀化处理后热轧板材的伸长率达到最大值(见图 7)。

文献和作者先前的研究指出^[24–26], 含过渡族元素 Sc、Zr 的铝合金均匀化处理的目如下: 1) 消除组织与成分的不均匀性; 2) 消除非平衡凝固过程中产生的残余应力; 3) 从过饱和固溶体中分解析出纳米级的二次 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子。本研究的实验结果再次说明了这一点。综上所述, 470 °C、12 h 均匀化处理已达到均匀化目的, 是合适的铸锭均匀化制度。

3.2 铸锭热变形过程中的组织性能演变

铸锭热轧工艺研究最重要的是铸锭加热温度的确定, 过高的加热温度可能引起热脆、过烧或导致热轧粘辊, 热轧塑性下降。温度过低, 变形抗力增大, 还可能引起不均匀变形, 铸锭开裂, 热轧过程难以进行。通常热轧温度是根据已有相图、塑性图、变形抗力图和第二类结晶图来确定的。对于新型合金的热加工特性, 可以通过高温瞬时拉伸试验(或热模拟试验)和生产现场验证试验来确定。MENG 等^[27]及 HUANG 等^[28]指出, 铝合金热变形过程中的流变应力与变形体内的位错组态密切相关。在较低温度下变形, 需要较高的能量来启动位错, 随着变形程度的加大, 易于形成位错缠结, 而这种位错缠结有效阻碍金属变形, 因此, 合金变形抗力较大。升高变形温度, 位错由于热激活程度的不同而发生动态回复或再结晶, 合金变形抗力减小。变形温度越高, 变形抗力越小。在 350~400 °C 试验温度范围内, 强度随温度升高而降低的趋势趋缓, 合金的塑性随试验温度的变化也相对缓慢, 在此温度范围内, 合金具有较稳定的热变形抗力和塑性。试验温度进一步增加, 晶界弱化, 变形只集中在晶界附近, 试样由穿晶断裂转变为沿晶断裂。生产现场试验也表明, 铸锭在 380~400 °C 热轧, 热轧效果较好。继续升高热加工温度, 热轧板坯就会出现边裂。因此, 350~400 °C 是试验合金锭坯合宜的热加工温度范围。

3.3 固溶-时效过程中板材组织性能演变

合金热轧后经过冷轧成薄板, 冷轧态合金中晶内有密度很高的位错缠结, 还有粗大的平衡相(见图 13)和球形 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子。高密度位错是冷轧变形的结果, 平衡相是热轧后冷却过程中形成的, $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子则是铸锭均匀化过程中析出的。冷轧板材固溶处理的主要目的是使冷轧板材中粗大的第二相尽可能地溶入基体, 提高溶质原子在基体中的固溶度, 进而增加时效过程中的相变驱动力, 以便时效过程中析出尽

可能多的第二相^[29-30]。与此同时, 还必须控制固溶过程中的晶粒长大。固溶处理过程中, 位错受热激活发生滑移和攀移, 形成了沿轧制方向排列的竹节状亚晶结构(见图 14(a)), 由于位错应力场的消失, 球形 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子的蹄印状共格特性又显示出来(见图 14(b)), 同时, 粗大的平衡相 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 溶入基体。实验结果表明, 当合金的固溶温度较低($450\text{ }^\circ\text{C}$ 、 1 h)或固溶时间过短($470\text{ }^\circ\text{C}$ 、 20 min)时, 合金中残留的第二相较多, 说明固溶不彻底, 固溶强化效果没有充分发挥, 故合金的强度较低。提高固溶温度, 残留的第二相减少, 固溶后基体的过饱和度增大, 时效后第二相析出增多, 合金的强度提高。继续升高固溶温度, 合金体内的变形组织消失、晶粒粗化, 合金强度随之下降(见图 11)。大量研究表明^[32-34], 时效过程中 Al-Zn-Mg 合金过饱和固溶体脱溶顺序为: $\alpha_{\text{ss}}(\alpha\text{ 过饱和固溶体}) \rightarrow \text{GP 区} \rightarrow \eta'$ 相 $\rightarrow \eta$ 相。对于本研究合金, 是在 Al-Zn-Mg 合金基础上添加少量 Cu 和微量 Sc 和 Zr 的合金。少量 Cu 主要固溶在基体中, 微量 Sc 和 Zr 与 Al 主要形成 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 化合物, 时效过程中的析出结果表明(见图 15), 微量 Sc 和 Zr 的存在并未明显改变 Al-Zn-Mg 合金的时效析出特征。

3.4 时效态试验合金的强化机制

以上显微组织结构观察和分析表明, 时效态试验合金的晶粒组织为未再结晶的纤维状组织, 纤维状晶粒由位错亚结构和细小的亚晶组成, 相组织结构为铝基固溶体、 η' 相、 η 相和 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 化合物粒子。因此, 时效态试验合金的强化机制应包括固溶强化、亚结构和亚晶强化、主要析出相 η' 的强化和 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 化合物粒子的弥散强化。

3.4.1 固溶强化

由 Al-Zn-Mg 三元相图富铝角^[35]可以看出, 在 Al-5.4Zn-2.0Mg 成分范围内, 合金处在 $\alpha(\text{Al}) + \eta(\text{MgZn}_2)$ 相区内, 说明 Zn 和 Mg 大部分形成了 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 化合物, 但是仍有小部分固溶在铝基体中。图 15 的物相和结构分析表明, 时效态 $\text{Al-5.4Zn-2.0Mg-0.25Cu-0.1Sc-0.1Zr}$ 试验合金只有铝基固溶体 $\alpha(\text{Al})$ 、 η' 相、 η 相和 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 化合物粒子, 没有观察到含 Cu 相的存在, 说明微量 Sc 和 Zr 主要以 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 化合物粒子的形式存在, 而 Cu 主要固溶在铝基体中, 起固溶强化作用并能改善合金的耐蚀性^[5]。

3.4.2 微量 Sc 和 Zr 引起的亚结构强化、亚晶强化和弥散强化

文献[2, 4, 6]的结果表明: 当 0.25Sc 和 0.12Zr (质

量分数, %)添加到 Al-Mg 合金和 Al-Zn-Mg 合金中, 微量 Sc 和 Zr 与 Al 会形成两种不同性质的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 化合物, 一种是合金凝固过程中析出的初生 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子, 这种粒子为面心立方结构, 与基体 $\alpha(\text{Al})$ 相同, 点阵常数与基体也极为相近, 这种粒子在合金凝固时优先析出, 是理想的非均质晶核, 能显著细化合金的铸态晶粒组织, 造成细晶强化。另一种为合金均匀化处理过程中大量析出的次生 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子, 细小弥散、呈蹄印状且与基体共格。这种粒子强烈钉扎位错和亚晶界, 阻碍位错的运动和晶界迁移, 有弥散强化和抑制合金变形后再结晶的作用。在本实验条件下, 添加的 Sc 和 Zr 含量(质量分数, %)分别均仅为 0.1 , 远低于 Al-Sc-Zr 三元相图出现初生 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相的临界成分 0.25 和 0.12 , 因此, 铸态合金没有晶粒细化的效果, 但是, 次生的弥散细小 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子仍然存在, 这种粒子强烈钉扎位错和亚晶界, 阻碍位错的运动和晶界迁移, 减缓回复和再结晶过程, 合金固溶后仍保持小角度亚晶组织(见图 14(a)), 使合金产生显著的亚结构强化和亚晶强化。此外, 大量细小弥散与基体共格的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 化合物粒子在铝基体中的存在, 也会产生显著的共格强化和弥散强化。

3.4.3 主要析出相 η' 的强化

有关 Al-Zn-Mg-Cu 合金的强化机制至今还没有统一的结论, 一些学者认为^[36], Al-Zn-Mg-Cu 合金主要的强化相是 GP 区 , 即基体组织中刚刚出现 η' 相时合金的强度最高; 有一些学者认为^[37], 主要强化相是 η' 相, 而不是 GP 区 ; 还有一些学者认为^[38], η' 和 η 相的沉淀析出使硬度达到峰值。本实验条件下, 经 $120\text{ }^\circ\text{C}$ 、 1 h 时效处理后合金基体内观察到 GP 区 的析出(见图 15(b)), $120\text{ }^\circ\text{C}$ 时效 12 h 合金中就可以观察到粒状的 η' 相, 而 $120\text{ }^\circ\text{C}$ 时效 24 h 后合金强度达到峰值, 所以, 时效态试验合金主要析出相的强化机制应当以 η' 相强化为主。 η' 相为六方结构, 与基体保持半共格, 变形过程中, 位错与粒子的交互作用以切割为主, 其强化效应随质点体积分数和尺寸的增大而增大; 随时效时间的延长, 晶内析出相 η' 逐渐粗化, η' 相与基体的半共格关系逐渐丧失, 位错与粒子的交互作用转变为绕过机制, 对位错运动的阻碍作用逐渐降低。与此同时, 晶界一部分 η' 相转化为较为粗大的 η 相, 晶界出现无沉淀析出带并逐渐宽化, 因此, 合金强度下降出现过时效(见图 12(c))。

综上所述, 时效态 $\text{Al-5.4Zn-2.0Mg-0.25Cu-0.1Sc-0.1Zr}$ 试验合金的高强度除少量固溶强化外, 主要来源于 η' 相析出强化、添加微量 Sc 和 Zr 引起的亚晶强化

和亚结构强化以及 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相的弥散相强化。

4 结论

1) 在半连续铸造条件下, 熔体冷却速度较快, 基体近似为过饱和固溶体, 晶界处存在富 Zn、Mg 的低熔点非平衡相及富 Fe、Si、Mn 难溶杂质相, 铸锭需要进行均匀化处理。

2) 在均匀化处理过程中, 一方面晶界区域富 Zn、Mg 的低熔点非平衡相逐步溶入基体中, 另一方面过饱和固溶体分解析出非平衡相, 随均匀化温度升高, 析出的非平衡相又会重新回溶入基体中, 与此同时, 固溶体分解析出弥散的纳米级 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子, 470 °C、12 h 是研究合金合适的铸锭均匀化制度。

3) 在铸锭热变形过程中, 随试验温度的升高, 合金强度单调下降, 伸长率先升后降, 350~400 °C 的范围内, 合金具有较稳定的热变形抗力和塑性, 是试验合金铸坯合宜的热加工温度范围。

4) 铝锌镁钪锆合金板材合适固溶时效处理为 470 °C、1 h 固溶水淬, 随后 120 °C、24 h 时效, 在此条件下, 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到 533 MPa、494 MPa 和 15%。

5) 铝锌镁钪锆合金的强化机制主要为 η' 相引起的析出强化、添加微量 Sc 和 Zr 引起的亚晶强化和亚结构强化以及 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 相的弥散相强化。

REFERENCES

- [1] WU L M, WANG W H, HSU Y F, TRONG S. Effects of homogenization treatment on recrystallization behavior and dispersoid distribution in an Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 456(1/2): 163–169.
- [2] XIAO Jing, YIN Zhi-min, LEI Xue-feng, JIANG Feng, NIE Bo, HE Zhen-bo. Effects of minor Sc on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Zr alloy welded joint[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2007, 17(1): 244–248.
- [3] WU L M, SEYRING M, RETTENMAYR M, WANG W H. Characterization of precipitate evolution in an artificially aged Al-Zn-Mg-Sc-Zr alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(1/2): 1068–1073.
- [4] YIN Zhi-min, YANG Lei, PAN Qing-lin, JIANG Feng. Effects of minor Sc and Zr on microstructures and mechanical properties of Al-Zn-Mg based alloys[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2001, 11(6): 822–825.
- [5] DAVYDOV V G, ELAGIN V I, ZAKHAROV V V, ROSTOVA T D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives[J]. *Metal Science and Heat Treatment*, 1996, 38(7): 347–352.
- [6] 尹志民, 潘清林, 姜 锋, 李广汉. 钪和含钪合金[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2007: 363–513.
YIN Zhi-min, PAN Qing-lin, JIANG Feng, LI Guang-han. *Scandium and its alloys*[M]. Changsha: Central South University Press, 2007: 363–513.
- [7] HE Yong-dong, ZHANG Xin-ming, YOU Jiang-hai. Effect of minor Sc and Zr on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2006, 16: 1228–1235.
- [8] 郭加林, 尹志民, 王华, 何振波, 商宝川. 微量 Sc 和 Zr 对 2524SZ 合金薄板疲劳裂纹扩展特性的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(5): 827–832.
GUO Jia-lin, YIN Zhi-min, WANG Hua, HE Zhen-bo, SHANG Bao-chuan. Effects of minor Sc and Zr on fatigue crack development characteristics of 2524SZ alloy sheet[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(5): 827–832.
- [9] 聂 波. 中强可焊铝镁钪合金制备及其相关基础研究[D]. 长沙: 中南大学, 2007: 46–97.
NIE Bo. *Preparation and relative basic research on Al-Mg-Sc alloy with middle strength and weldability*[D]. Changsha: Central South University, 2007: 46–97.
- [10] DEV S, STUART A A, RAVI DEV KUMAAR R C, MURTY B S, RAO K P. Effect of scandium additions on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg alloy welds[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 467(1/2): 132–138.
- [11] OCENASEK V, SLAMOVA M. Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al-Mg alloys[J]. *Materials Characterization*, 2001, 47(1/2): 157–162.
- [12] KENDIG K L, MIRACLE D B. Strengthening mechanisms of an Al-Mg-Sc-Zr alloy[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(1/2): 4165–4175.
- [13] KNIPLING K E, KARNESKY R A, LEE C P, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Precipitation evolution in Al-0.1Sc, Al-0.1Zr and Al-0.1Sc-0.1Zr (at.%) alloys during isochronal aging[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(1/2): 5184–5195.
- [14] KNIPLING K E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Precipitation evolution in Al-Zr and Al-Zr-Ti alloys during aging at 450–600 °C[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(1/2): 1182–1195.
- [15] LI Zhi-hui, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, ZHU Bao-hong, WANG Feng, LIU Hong-wei. Investigation of microstructural evolution and mechanical properties during two-step ageing treatment at 115 °C and 160 °C in an Al-Zn-Mg-Cu alloy pre-stretched thick plate[J]. *Materials Characterization*, 2008,

- 59(1/2): 278–282.
- [16] LI X Z, HANGSEN V, GJØNNES J, WALLENBERG L R. Hrem study and structure modeling of the η' phase, the hardening precipitates in commercial Al-Zn-Mg alloys[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(9): 2651–2659.
- [17] DU Z W, SUN Z M, SHAO B L, ZHOU T T, CHEN C Q. Quantitative evaluation of precipitates in an Al-Zn-Mg-Cu alloy after isothermal aging[J]. *Materials Characterization*, 2006, 56(1/2): 121–128.
- [18] WEI Fang, LI Jin-shan, HU Rui, KOU Hong-chao. Influence of 1.0 wt% Li on precipitates on Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2008, 21(1/2): 565–570.
- [19] BAI P C, ZHOU T T, LIU P Y, ZHANG Y G, CHEN C Q. Effects of lithium addition on precipitation in Li-containing Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Materials Letters*, 2004, 58(1/2): 3084–3087.
- [20] 樊喜刚, 蒋大鸣, 孟庆昌, 李念奎, 孙兆霞. 时效制度对 7150 铝合金组织和性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2006, 35(16): 22–25.
- FAN Xi-gang, JIANG Da-ming, MENG Qing-chang, LI Nian-kui, SUN Zhao-xia. Effect of aging on microstructure and properties of 7150 aluminum alloy[J]. *Material and Heat Treatment*, 2006, 35(16): 22–25.
- [21] WANG Guo-jun, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, LI Zhi-hui, LI Pei-yue. Microstructural characterization of as-cast and homogenized 2D70 aluminum alloy[J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2009, 16(4): 427–431.
- [22] 万里, 邓运来, 张云崖, 张新明. Al-(7.8~9.0)Zn-1.6Mg-(1.0~2.2)Cu 合金铸态及其均匀化组织[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(9): 1698–1704.
- WAN Li, DENG Yun-lai, ZHANG Yun-ya, ZHANG Yin-ming. Microstructures of as-cast and homogenized Al-(7.8–9.0)Zn-1.6Mg-(1.0–2.2)Cu aluminum alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(9): 1698–1704.
- [23] 高凤华, 田妮, 孙兆霞, 赵刚. Al-6.5Zn-2.4Mg-2.3Cu 铝合金半连续铸锭的均匀化处理[J]. *东北大学学报: 自然科学版*, 2008, 29(8): 1118–1121.
- GAO Feng-hua, TIAN Ni, SUN Zhao-xia, ZHAO Gang. Homogenization treatment of semi continuous casting ingot of Al-6.5Zn-2.4Mg-2.3Cu aluminum alloy[J]. *Journal of Northeastern University: Natural Science*, 2008, 29(8): 1118–1121.
- [24] 李松瑞, 周善初. 金属热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2005: 9–22.
- LI Song-rui, ZHOU Shan-chu. *Metal heat treatment*[M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 9–22.
- [25] JIA Z H, HU G Q, FORBORS B, SOLBERG J K. Effect of homogenization and alloying elements on recrystallization resistance of Al-Zr-Mn alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 444(1/2): 284–290.
- [26] TOTIK Y, SADELER R, KAYMAZ I, GAVGALI M. The effect of homogenisation treatment on cold deformations of AA 2014 and AA 6063 alloys[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 147(1/2): 60–64.
- [27] MENG G, LI B L, LI H M, HUANG H, NIE Z R. Hot deformation behavior of an Al-5.7wt.% Mg alloy with erbium[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 516(1/2): 131–137.
- [28] HUANG X D, ZHANG H, HAN Y, WU W X, CHEN J H. Hot deformation behavior of 2026 aluminum alloy during compression at elevated temperature[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(1/2): 485–490.
- [29] TODA H, NISHIMURA T, UESUGI K, SUZUKI Y, KOBAYASHI M. Influence of high-temperature solution treatments on mechanical properties of an Al-Si-Cu aluminum alloy[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(1/2): 2014–2025.
- [30] HAN N M, ZHANG X M, LIU S D, HE D G, ZHANG R. Effect of solution treatment on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(1/2): 4138–4145.
- [31] 张新明, 黄振宝, 刘胜胆, 刘文辉, 张翀, 杜予. 双级固溶处理对 7A55 铝合金组织与力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(9): 1527–1533.
- ZHANG Xin-ming, HUANG Zhen-bao, LIU Sheng-dan, LIU Wen-hui, ZHANG Chong, DU Yu. Effects of two-stage solution on microstructures and mechanical properties of 7A55 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(9): 1527–1533.
- [32] STILLER K, WARREN P J, HANSEN V, ANGENETE J, GJØNNES J. Investigation of precipitation in an Al-Zn-Mg alloy after two-step ageing treatment at 100 °C and 150 °C[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1999, 270(1/2): 55–63.
- [33] 韩小磊, 熊柏青, 张永安, 李志辉, 朱宝宏, 王锋. 双级时效制度对 7150 铝合金微观组织和性能的影响[J]. *稀有金属*, 2010, 34(2): 302–306.
- HAN Xiao-lei, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, LI Zhi-hui, ZHU Bao-hong, WANG Feng. Effect of two-step aging on microstructure and properties of 7150 aluminum alloy[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2010, 34(2): 302–306.
- [34] BERG L K, GJØNNES J, HANSEN V, LI X Z, KNUTSON-WEDEL M, WATERLOO G, SCHRYVERS D, WALLENBERG L R. GP-zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(1/2): 3443–3451.
- [35] 王祝堂, 田荣璋. 铝合金及其加工手册[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2005: 117.
- WANG Zhu-tang, TIAN Rong-zhang. *Aluminum and its*

- processing manual[M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 117.
- [36] WU Y L, FROESA F H, ALVAREZ A. Microstructure and properties of a new super-high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloy C912[J]. Materials and Design, 1997, 18(4): 211–215.
- [37] 华明建, 李春志, 王鸿渐. 微观组织对 7075 铝合金的屈服强度和抗应力腐蚀性能的影响[J]. 金属学报, 1988, 24(1): 41.
- HUA Ming-jian, LI Chun-zhi, WANG Hong-jian. Effect of microstructures on the yield strength and scr of 7075 aluminum alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1988, 24(1): 41.
- [38] 谷亦杰, 李永霞, 张永刚, 黄 正, 陈昌麒. 7050 合金 RRA 沉淀析出的 TEM 研究[J]. 航空材料学报, 2000, 20(4): 1–7.
- GU Yi-jie, LI Yong-xia, ZHANG Yong-gang, HUANG Zheng, CHEN Chang-qi. TEM observation of precipitates in a 7050 alloy after RRA treatment[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2000, 20(4): 1–7.
- (编辑 陈卫萍)

尹志民教授简介

尹志民, 1946 年 1 月出生, 1987 年 Toronto 大学留学回国人员, 博士, 博士生导师, 中南大学“材料物理与化学”国家重点学科首席教授, 享受政府特殊津贴。主要从事高性能铝合金和高强度高导铜合金研制与开发。先后主持完成国家自然科学基金 3 项、国家“973”项目子课题 2 项、总装预研 1 项、国家“863”高技术 1 项、民口配套 2 项、科技部创新基金和国家重点新产品各 1 项、省部级科研项目 6 项。作为课题第二负责人配合产业单位承担“九五”和“十五”攻关项目各 1 项、民口配套材料研究项目 9 项。成功研制了 2 种用铈和锆微合金化的 Al-Mg 基和 Al-Zn-Mg 基合金, 产品应用于航天部门; 研制开发了用于高速、地铁和轻轨列车大功率变频调速异步牵引电动机的铜合金转子部件, 产品被认定为国家重点新产品。获国家科技进步二等奖 1 项、中国有色金属工业科技进步一等奖 1 项、二等奖 4 项、湖南省科技进步二等奖 3 项, 发明专利 5 项, 发表论文 236 篇、专著 2 部, 指导博士后 5 人, 博士研究生 20 人, 硕士研究生 52 人。