

Al-Zn10-Mg-Zr 超塑铝合金之研究

高仑

(北京冶炼厂, 北京 100053)

摘要: 论文研究了 Al-Zn10-Mg-Zr 合金在超塑变形过程中, 延伸率与变形温度的关系, 延伸率与应变速率的关系, 应变速率敏感性指数 m 及流变应力 σ 与应变速率的关系, 研究表明, 该合金在较宽的温度范围内 ($440^{\circ}\text{C}\sim 550^{\circ}\text{C}$), 在高应变速率下 ($\dot{\epsilon} = 9.3 \times 10^{-2}\text{s}^{-1}$) 均保持良好的超塑性 ($\delta > 400\%$)。论文还研究了超塑拉伸过程中合金的显微组织、晶粒度及空穴的变化。研究表明本合金在较高应变速率拉伸时, 晶粒长大不明显, 而在较低应变速率拉伸时, 晶粒长大明显, 本合金为空穴敏感材料。论文还测定了该合金在常温时的物理、机械性能, 焊接性能、杯突性能、电镀及阳极化处理及抗腐蚀性能等。本合金是一个适宜工业生产的高强度超塑铝合金。

关键词: 铝锌镁锆超塑合金; 应变速率; 应变速率敏感性指数; 流变应力; 延伸率

1 引言

自上世纪七十年代以来, 国内外对铝基超塑合金的研究工作进行的很多, 发现了一系列具有超塑性的合金, 如 Al-Cu-Zr 系的 Superal100 (2004), Superal220, Al-Ca-Zn 系的 8050, Al-Mg 系的 5083, Al-Li 系的 8090、2090, Al-Zn-Mg 系的 7075、7475, 以及工业合金如 LF6, LC4, LY12 等均具有超塑性。Al-Zn-Mg 系的合金以其具有高强度的时效硬化特性而格外引人注目, 其中含锌量 ($5.2\%\sim 6.2\%$) 的商用合金 7475 的超塑性, 已经在航空工业中得到实际应用^[1-6]。为了获得超塑性更好的合金, 通常需要提高合金化元素含量, 主要是提高 Zn 的含量, 以获得更多的第二相组织, 和提高 Zr 的含量, Zr 能细化晶粒和提高再结晶温度。早在 1973 年, 日本人松木贤司等人, 就研究过 Al-10.72% Zn-0.93%Mg-0.42%Zr 的合金^[7]。其后, 松木贤司又发表过类似此合金的变形机构与组织变化的一些文章^{[8][9]}, 上世纪八十年代末以来, 中科院长春光机所曾对此类合金进行过试验, 吕荫福

等人, 在全国第二次超塑性技术研讨会上发表了论文^[10]。1983 年, 金华等人也发表过研究论文^{[11][12]}, 上世纪八十年代末, 北京冶炼厂与长春光机所合作对 Al-10%Zn-1%Mg-0.5%Zr 合金(以下简称 Al-Zn10-Mg-Zr 合金), 按中试规模进行了系统的研究, 包括熔炼工艺、形变及热处理制度, 超塑性能与变形温度及应变速率的关系, 变形过程中的显微组织变化, 合金的超塑成形工艺, 合金在常温时的机械性能与物理性能, 合金材料的焊接性能, 电镀性能及耐腐蚀性能等各方面均进行了研究和系统的测试。由于在熔炼、形变及热处理过程中进行了独特的处理, 获得了在较宽温度范围内及较高应变速率下的优异超塑性能。本研究成果曾获中科院和北京市科技进步二等奖。部分内容作者曾在 2000 年香港举行的 “The 5th Asia-Pacific Symposium on Advance in Engineering Plasticity & Its Application” (AEPA2000) 会议上发表^[13]。由于北京冶炼厂长期处于不景气状态, 在长达 10 多年的时间内, 未能将此项研究成果投入生产使用。现将此项成果发表, 以期有意者能将其推向实际应用。

2 Al-Zn10-Mg-Zr 合金板材的制备

2.1 合金的化学成份

合金化学成份如表 1 所示。

根据 Al-Zn-Mg 合金的三元相图来看, 锌, 镁在

铝中共存时, 形成一系列新相, β 相为 Mg_5Al_8 , T 相为 $Al_2Mg_3Zn_3$, β 相为 $MgZn_2$ 等, 其中 $Al_2Mg_3Zn_3$ 占大部份, Al 与 $Al_2Mg_3Zn_3$ 的伪二元相图如图 1^[4], Al-Zn-Mg 三元合金的等温截面图如图 2。

表 1 Al-Zn10-Mg-Zr 合金的化学成份

成份	Zn	Mg	Zr	Al	杂质总量
含量 (重量%)	9-11	0.9-1.1	0.4-0.5	余量	<0.5

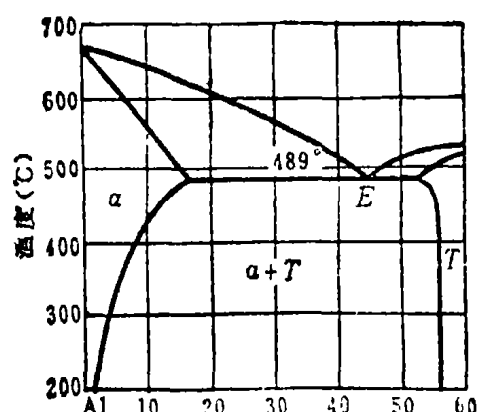


图 1 Al-T($Al_2Mg_3Zn_3$)伪二元相图

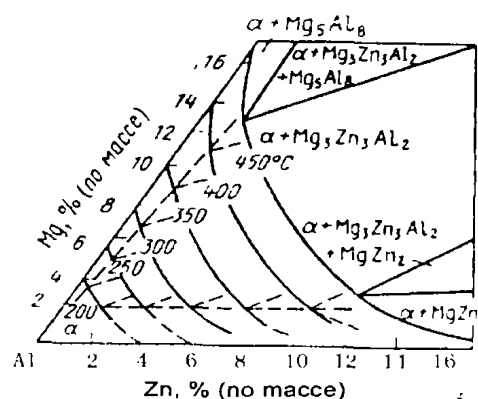


图 2 Al-Zn-Mg 三元相图 Al 角

由上图可见 Al-10Zn-Mg 合金在 420 °C 以上为单向 α 固溶体, 为了细化晶粒, 并使晶粒保持稳定, 加入了合金元素锆, 锆在合金中以 $ZrAl_3$ 形态存在, 其大小、形状及分布状态对合金的性能影响很大, 当它呈细小弥散状态分布时, 一方面成为结晶核心, 起着细化晶粒的作用, 另一方面分布在晶界上则起着封锁边界的作用, 阻碍晶粒长大, 其电镜图如图 3 所示, 如果 $ZrAl_3$ 呈粗大针状分布如图 4 所示, 则在合金中起着类似杂质的破坏作用, 在变形过程中是应力集中的源地, 并容易形成空穴。

2.2 熔化与铸锭

合理的熔铸工艺是获得良好晶粒组织的首要条件, 熔炼时应注意以下几点

1) 要使 $ZrAl_3$ 呈细小状态分布, 而不是呈粗大针状

2) 熔铸温度应准确控制, 温度太高, 则合金吸气量大、渣发黑、铸锭组织疏松, 温度太低, $ZrAl_3$ 会熔析出来, 形成粗大针状晶。

熔化用中频感应炉, 铸锭用水冷铜模、良好的铸锭, 其晶粒大小应在 20 μm 以下, 无粗大针状的 $ZrAl_3$, 其显微组织如图 5 所示, 其平均晶粒度为 17 μm 。

2.3 形变热处理制度

合理的形变热处理制度是获得细粒结构, 从而获得超塑性的另一重要条件。通过形变热处理使 α 晶粒得到破碎, 亚稳态 $ZrAl_3$ 晶粒沉淀析出, 成为新晶粒结晶的核心, 一方面促使连续再结晶成细晶粒, 同时也起着钉扎晶界, 防止晶粒长大的作用, 其工艺要点如下:

1) 铸锭要首先进行均匀化, 均匀化后的组织如图 6 所示。

2) 然后进行热轧, 热轧后的组织如图 7 所示。

3) 最后进行冷轧, 冷轧态组织如图 8 所示。

4) 板材在冷轧态即可进行超塑成型。为使冷轧板平整或变软, 以便于下一步操作, 也可进行退火再结晶, 再结晶后组织如图 9 所示。

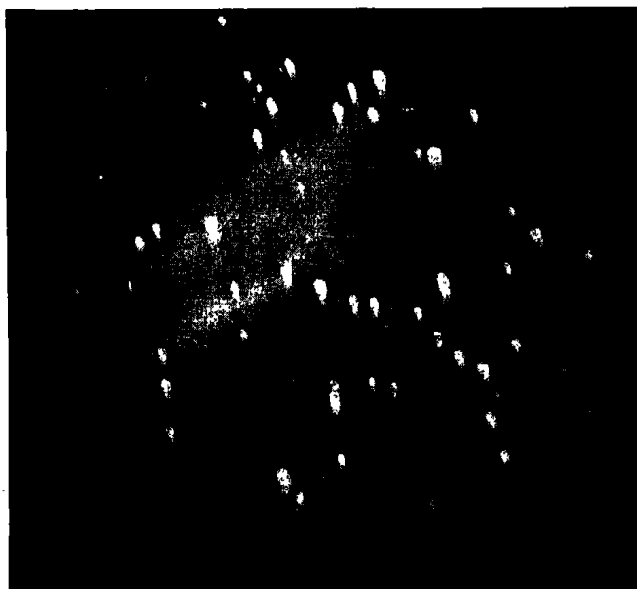


图3 弥散分布的ZrAl₃粒子暗场
电镜 X 60k



图4 粗大针状的ZrAl₃颗粒
X 200

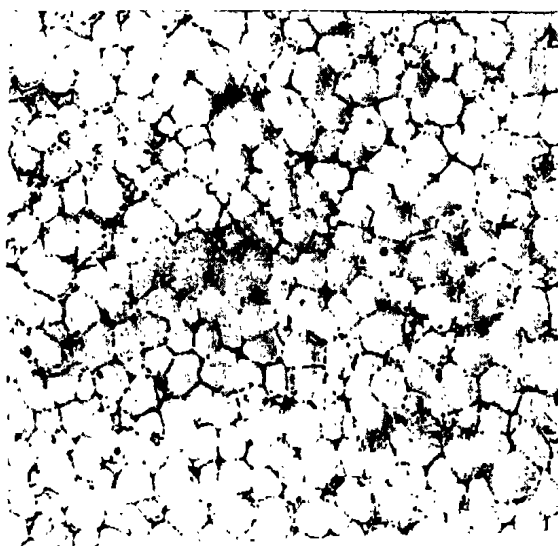


图5 合金的铸态组织, 晶粒 $d_{\text{均}}=17\mu\text{m}$
X 200

3 Al-10Zn-Mg-Zr 合金超塑变形的力学特性

3.1 试验方法: 板材经 60% 以上的轧制变形, 轧至 2mm 厚, 沿轧制方向取拉伸试样, 标距 10mm, 拉伸试验用 WD-1 型电子拉伸试验机, 试样装在

3 段调温的电阻丝加热炉内, 用 UJ36 型电位差计控温, 控温精度为 $\pm 5^\circ\text{C}$, 透射电镜观察用 H-700 型透射电子显微镜。

3.2 超塑变形条件下延伸率与温度的关系

以 $8.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的初始应变速率 $\dot{\epsilon}$ 进行, 其最大延伸率 δ_{MAX} 与拉伸温度的关系曲线如图 10 所示, 图 11 是其所用试样拉伸后的实物照片。

由图可见, 在 440°C 时 δ_{MAX} 为 655%, 随着温度提高, δ_{MAX} 增大, 温度升至 515°C , $\delta_{\text{MAX}} = 2110\%$ 达最大值, 温度继续升高, δ_{MAX} 开始下降, 至 565°C 时 δ_{MAX} 已降至 900%, 高于此温度加热, 材料出现明显的过热现象, 由图可见, 在适当的变形速率下, Al-Zn10-Mg-Zr 合金在 $440^\circ\text{C} \sim 550^\circ\text{C}$ 的较宽温度范围内均可得到 $\delta_{\text{MAX}} > 600\%$ 的延伸率, 这是该合金的特征之一。

3.3 适当的温度下, 应变速率与延伸率的关系曲线

在 520°C 与 550°C 温度下, 从初始应变速率 $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 开始, 以不同的 $\dot{\epsilon}$ 进行拉伸, 得到 $\dot{\epsilon}$ 与 δ_{MAX} 的关系曲线如图 12 所示。图 13 为

在 520℃条件下以不同 $\dot{\epsilon}$ 进行拉伸时, 试样在拉伸后的实物照片。

由图可见, 在 $\dot{\epsilon} = 3.3 \times 10^{-2} \text{S}^{-1}$ 拉伸时, $\delta_{\text{MAX}} = 800\%$, 在高应变速率 $\dot{\epsilon} = 9.3 \times 10^{-2} \text{S}^{-1}$ (即接近 10^{-1}S^{-1}) 拉伸时, 合金仍具有 $\delta_{\text{MAX}} = 400\%$ 的延伸率, 这是本合金有别于其它铝基超塑合金的最大特点。

3.4 应变速率敏感性指数 m 及流变应力 σ 与应变速率的关系

用速度突变法求得在 460℃, 490℃, 520℃,

550℃下, 不同初始应变速率 $\dot{\epsilon}_0$ 与 m 值的关系曲线如图 14 上部所示。由图可见, 最大 m 值出现在 $t=550^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon}_0 = 8.7 \times 10^{-4} \text{S}^{-1}$ 其值为 $m=0.52$ 。

流变应力 σ 与 $\dot{\epsilon}_0$ 的关系曲线如图 14 下部所示。由图可见, 在 460℃ - 550℃ 的温度范围内, 在 $\dot{\epsilon}_0 = 10^{-4} \text{S}^{-1}$ 至 $\dot{\epsilon}_0 = 4 \times 10^{-2} \text{S}^{-1}$ 之间 σ 与 $\dot{\epsilon}_0$ 的关系呈典型的 S 状, σ 值在 1-15MPa 之间。

将图 14 与图 12 进行对比则可见, 在同一温度下, 最大延伸率 δ_{MAX} 对应的 $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-3} \text{S}^{-1}$ 与最大 m 值所对应的 $\dot{\epsilon} = 8.7 \times 10^{-4} \text{S}^{-1}$ 并不一致。



图6 均匀化后的组织 X 200

图7 热轧后的组织 X 200

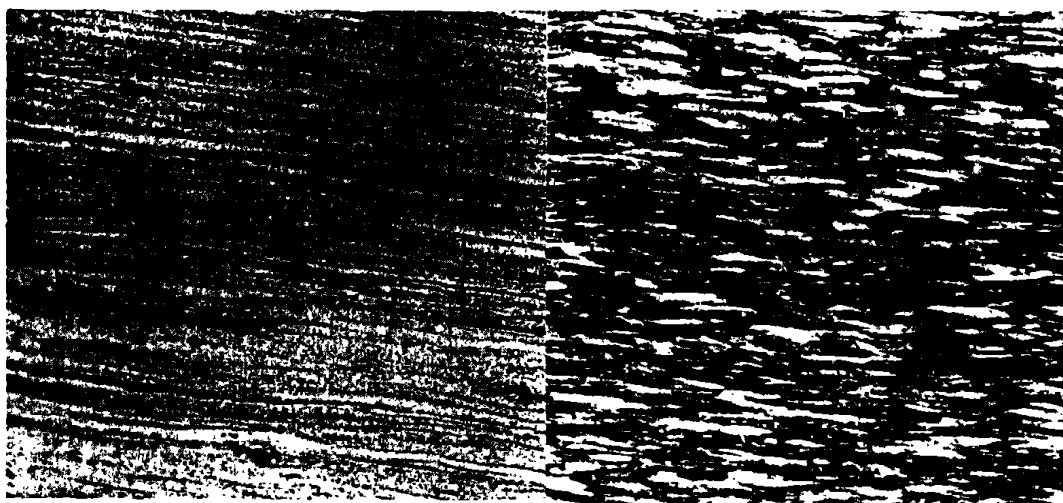


图8 冷轧后的组织 X 200

图9 再结晶后的组织 X 200

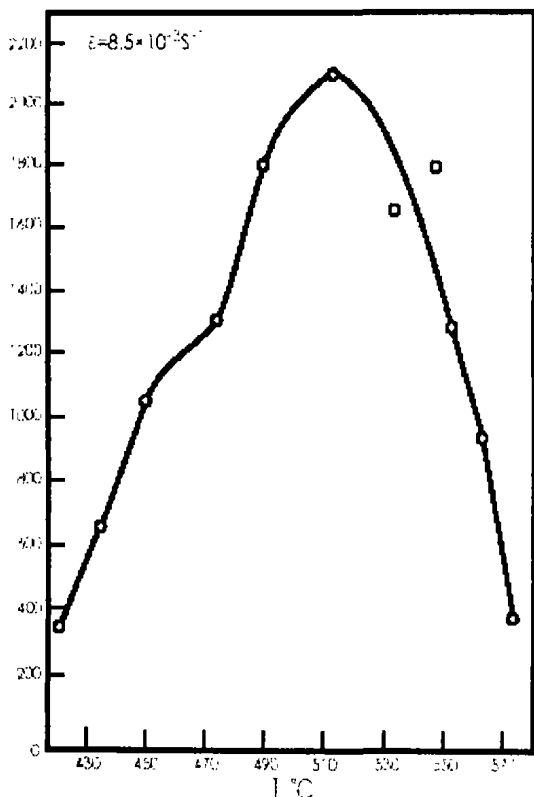


图 10 在 $8.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率拉伸下不同试验温度与最大延伸率的关系

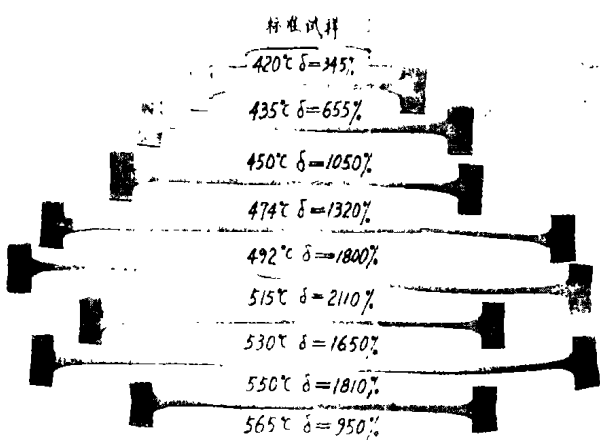


图 11 在 $\dot{\epsilon} = 8.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时, 不同温度下进行拉伸后的试样照片

3.5 m 值与 δ 关系曲线

m 值随 δ 发生的变化是很多学者研究的课题, 我国学者刘勤教授在[15]中对此问题作了详细的述评。可以看出, m 值与 δ 值之间还没有找出一个相关的规律。我们选定一个最佳应变速率 $8.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 为初始应变速率 $\dot{\epsilon}_0$, 在同一个样品

上循环测定 m 值, 得出 m- δ 关系曲线如图 15 所示。在拉伸过程中, 试样的实际应变速率 $\dot{\epsilon}_t$ 随 δ 的增加而减小, 合金的组织机构也必然要发生变化, 开始时显微组织呈纤维条状, 均匀变形能力低, 所以 m 值也低, 随着变形增加, 晶粒逐渐趋于等轴化, 均匀变形能力增加, 达到最大值, 而后晶粒逐渐长大, 抗力加大, 导致 m 值又下降。这是作者的一种见解。关于上述 m 值与 δ 值关系曲线的全面准确解释, 还有待进一步研究。

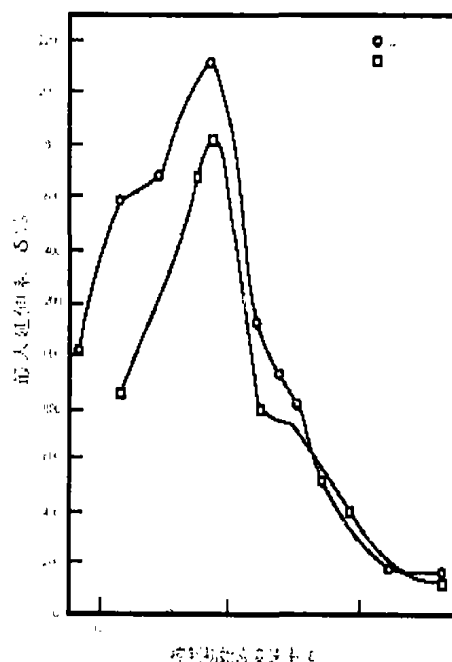


图 12 在 520°C, 550°C 拉伸初始应变速率与延伸率的关系

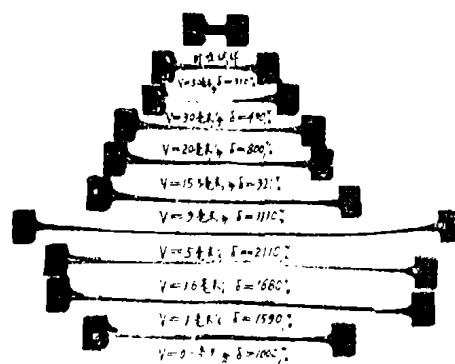


图 13 在 520°C, 以不同 $\dot{\epsilon}_0$ 拉伸后的实样实物

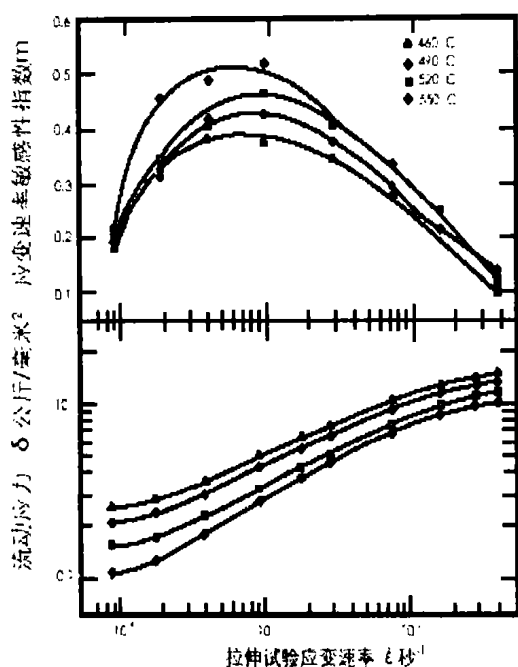


图 14 在不同温度拉伸应变速度与应变速度敏感性指数 m 值和流动应力的关系

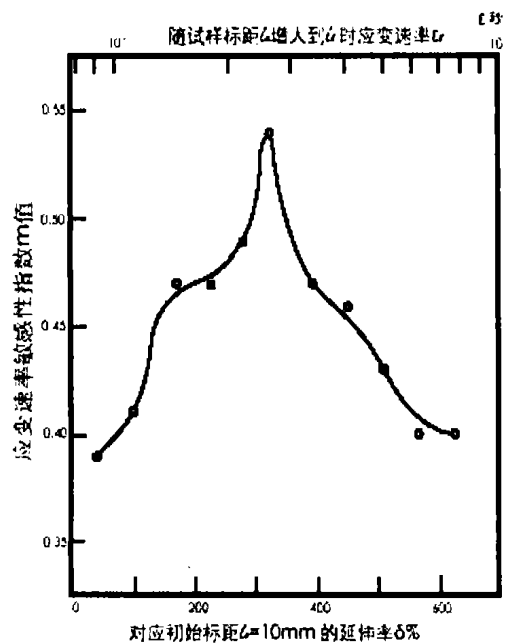


图 15: m - δ 关系曲线

3.6 合金超塑流变的特征: (s - e 关系曲线)

考查合金在不同初始应变速率变形过程中其真实应力与真实应变的关系, 图 16 即是合金在 520°C 进行超塑变形时, 在不同 $\dot{\epsilon}_0$ 下的真应力 S -真应变 e 的曲线。

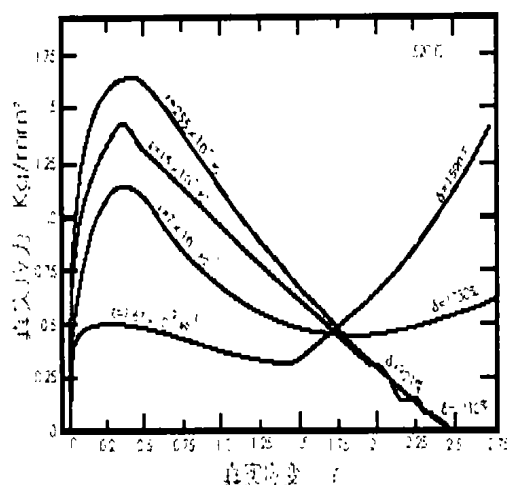


图 16 超塑拉伸过程中的真应力 S 与真应变 e 关系曲线

曲线基本可分为二段, 软化段与硬化段。起始的 $\dot{\epsilon}_0$ 越高, 材料起始的真应力就越大, $\dot{\epsilon}_0$ 从 10^{-2}S^{-1} 下降到 10^{-3}S^{-1} , 其真应力值下降 3 倍之多。材料以较高的 $\dot{\epsilon}_0$ 变形时, 随着应变的增加, 主要呈现软化现象, 真应力值在破断前连续的下降。较低的 $\dot{\epsilon}_0$ 变形时, 则变形前段曲线平缓, 当 $e > 1.5$ 后, 材料表现出明显的硬化效应, 直至破断。值得注意的是, 在较适宜超塑变形速率下 ($7 \times 10^{-3}\text{S}^{-1}$, $\delta_{\text{Max}} = 1700\%$) 的变形, 在度过应力高峰值后, 呈现出硬化与软化基本上保持平衡的稳态流均匀变形, 一直维持到破断前才稍有硬化现象出现。所以, 本合金适于超塑变形的流变特征是, 在变形后阶段, 控制应变速率 $\dot{\epsilon}_1$, 使其硬化与软化过程保持平衡的稳态均匀流变。

3.7 不同轧制方向上的超塑变形能力

为了解冷轧板材在不同方向的超塑变形能力, 在同一块板材上按轧制的纵向、横向 (与轧制方向垂直)、斜向 (与轧制方向成 45° 角) 取试样进行超塑拉伸试验, 试验条件为 $t = 515^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon}_0 = 8.3 \times 10^{-3}\text{S}^{-1}$ 试验结果如表 2 所示

不同取向的试样超塑拉伸时的 δ_{Max} 值由表 2 的数据可见, 横向的 δ_{Max} 值较纵向 δ_{Max} 值要低 26%, 但其值也在 1000% 以上, 有足够的超塑变形能力。即本材料具有平面变形的可行性。

表 2 不同取向的试样超塑拉伸时的 δ_{Max} 值

方向	测试值 (%)	平均值 (%)
纵向	1760 1450	1605
斜向 (与轧制成 45° 角)	1400 1090	1245
横向 (垂直于轧制方向)	1360 1005	1182.5

由表 2 的数据可见, 横向的 δ_{Max} 值较纵向 δ_{Max} 值要低 26%, 但其值也在 1000% 以上, 有足够的超塑变形能力。即本材料具有平面变形的可行性。

3.8 与其它几种铝合金超塑性能的对比。

几种超塑铝合金超塑性能参数的对比如表 3 所示。

表 3 几种铝合金超塑性能参数的对比

合金牌号	主要合金成份	tsp (°C)	$\dot{\epsilon}_{\text{opt}}$ (S-1)	δ_{Max} (%)	m	资料来源
Al-Cu-Zr	Cu6, Zr0.5	430	1.3×10^{-3}	1600	0.46	[16]
Al-Cu-Zr	Cu6, Zr0.5	460	6.6×10^{-3}	850-915		[17]
5083	Mg4.5, Mn0.7, Cr0.1	510-550	$2 \times 10^{-4} - 10^{-3}$	300-460	0.45-0.55	[18]
1570	Mg5.8, Sc0.32, Mn0.3	540	$1 \times 10^{-3} - 5 \times 10^{-3}$	500-700	0.4	[19]
8050	Zn5.0, Ca5.0	510	10^{-4}	600		[20]
7475	Zn5.7, Mg2.1, Cu1.5, Cr0.2, Fe0.08, Si0.04	516	2×10^{-4}	1200	0.75	[25]
7475+0.7%Zr	7475 合金 +0.7%Zr	520	3×10^{-1}	900		[21]
Al-Zn-Mg-Zr	Zn9-10, Mg0.9-1.0, Zr0.3-0.45	550	$5.5 \times 10^{-3} - 1.1 \times 10^{-3}$	650-1120	0.45-0.63	[11]
Al-Zn-Mg-Zr	Zn10.72, Mg0.93, Zr0.42	460-550	2.3×10^{-4}	800-1550		[7]
Al-Zn10-Mg-Zr	Zn9-11, Mg0.9-1.1, Zr0.4-0.5	430-550	$8.3 \times 10^{-3} - 9.3 \times 10^{-2}$	400-2100	0.47-0.52	本文

由上表可见, 与近年出现的应用较广的超塑铝合金相比, Al-Zn10-Mg-Zr 合金在超塑性能的两项重要指标, 即最大延伸率和变形速率方面都具有优良的品质, 尤其是变形速率方面, 已接近高应变速率超塑合金 (HSRS) 的范畴。值得指

出的是 7475+0.7Zr 的合金在 $3 \times 10^{-1} \text{S}^{-1}$ 的高应变速率下获得 $\delta_{\text{Max}}=900\%$ 的超塑性。但它的前提是晶粒要细化到 1.9μ 。这在工业生产中目前还难于做到, 但它给我们提供了一个方向。说明 Al-Zn-Mr-Zr 合金提高应变速率的潜力很大。

4 超塑变形过程中合金的显微组织特征

4.1 细晶粒组织的稳定性

Al-Zn10-Mg-Zr 合金的晶粒组织在超塑变形过程中基本保持稳定, 图 17 是以 $\dot{\epsilon}_0 = 8.3 \times$

10^{-3}S^{-1} (即 $V = 5 \text{mm/m}$) 速率进行拉伸后的一组试样的显微组织, 其延伸率分别为 143%, 460%, 1060% 与 1700%。照片 a-d 均为在破断附近处的晶粒组织。

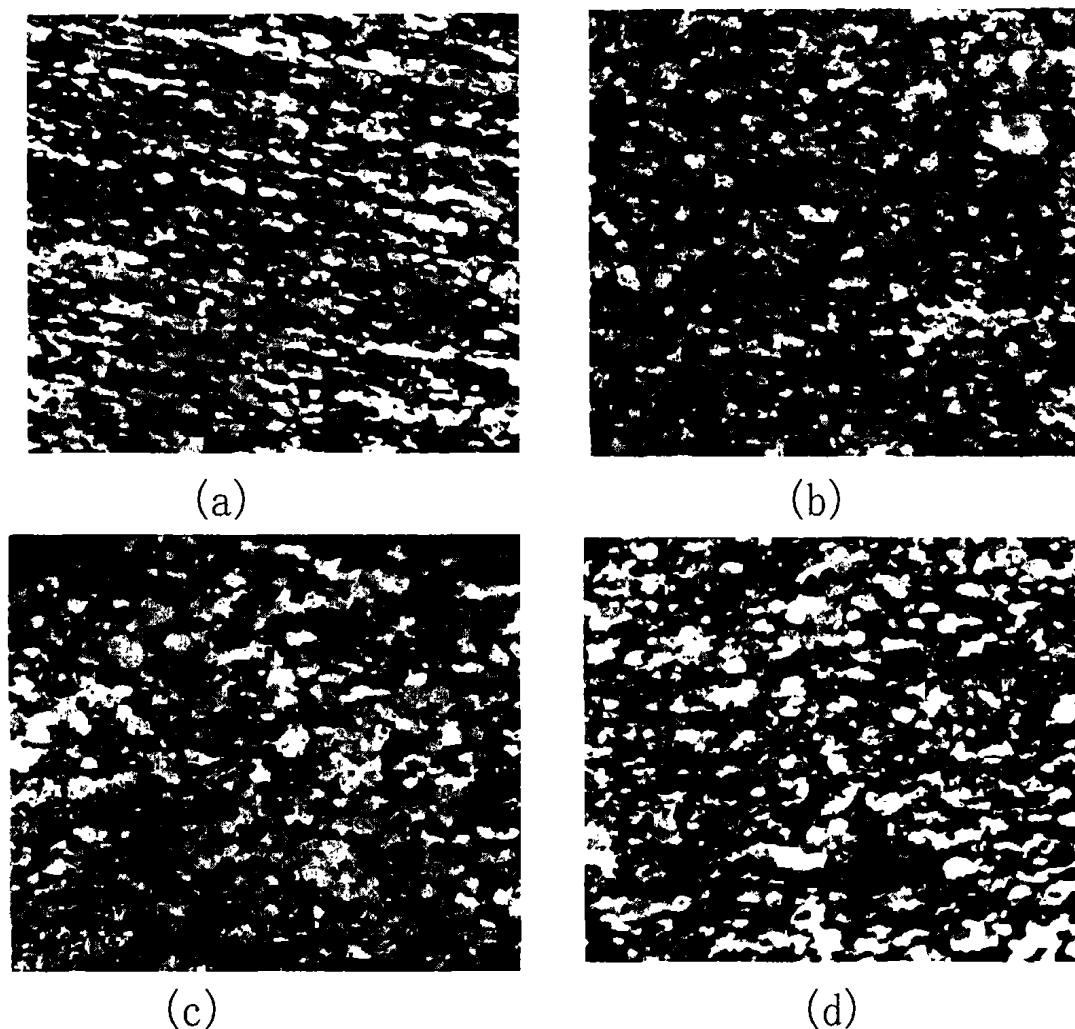


图 17 在 520°C , $\dot{\epsilon}_0 = 8.3 \times 10^{-3} \text{S}^{-1}$ ($V = 5 \text{mm/m}$) 进行拉伸, δ 分别为 143% (图 a), 460% (图 b), 1060% (图 c) 及 1700% (图 d) 均匀变形后的晶粒组织图。

由图 17(b) 可见, 变形达 $\delta = 460\%$ 后, 晶粒已呈现等轴状。 $\delta = 1060\%$ 时, 晶粒略有拉长和长大, 当 $\delta = 1700\%$ 达破断时, 晶粒度无进一步的发展 (图 d), 经测定, 从 $\delta = 143\%$ 到 $\delta = 1700\%$, 晶粒尺寸仅从 $8.2 \mu\text{m}$ 增加到 $9.4 \mu\text{m}$, 长大了 $1.2 \mu\text{m}$ (合 14.6%)。可见应变诱发晶粒动态长大现象极不明显, 证明了此种铝合金在

超塑变形过程中有优良的细晶稳定性。

4.2 低应变速率诱发晶粒长大和晶粒的热长大问题

在较低应变速率进行拉伸变形时, 不但效率低, 而且还得不到较高的延伸率, 其原因何在? 可以从晶粒组织的变化分析。图 18 是以较低应变速率 $\dot{\epsilon}_0 = 1.67 \times 10^{-3} \text{S}^{-1}$ (即 $V = 1 \text{mm/m}$) 进行

拉伸, 试样拉伸到 $\delta = 1080\%$, 变形区与未变形区的晶粒组织。变形区(下部)组织粗大, 而未变形区(上部)组织则仍很细小, 热长大效应小。所以, 低应变速率拉伸时的晶粒长大, 属于应变诱发晶粒长大。在较高应变速率下变形, 晶粒长大效应极小, 晶粒组织仍保持微细、等轴状态。



图 18 在 520°C , $\dot{\epsilon}_0 = 1.67 \times 10^{-3} \text{S}^{-1}$ 拉伸到 $\delta = 1080\%$ 后变形区(下部)与未变形区(上部)的晶粒组织 X200

图 19 是以比图 18 的试样高一个数量级的速度 ($\dot{\epsilon}_0 = 1.67 \times 10^{-2} \text{S}^{-1}$) 拉伸到 $\delta = 1040\%$ 时的均匀变形区组织, 它的失效, 主要不是由于晶粒的长大所引起。(而是由于晶粒内位错的大量运动及其与其它缺陷交互作用, 造成晶界滑动能力下降, 空洞连接破断所致)。

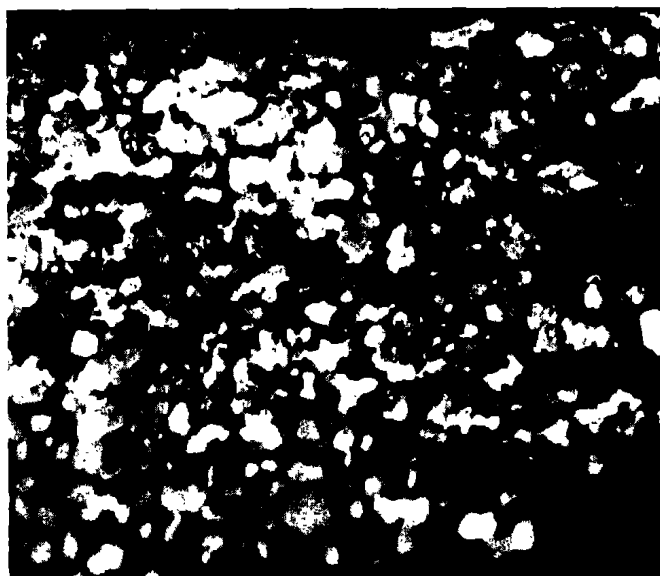


图 19 在 520°C , $\dot{\epsilon}_0 = 1.67 \times 10^{-3} \text{S}^{-1}$ 拉伸到 $\delta = 1040\%$ 后变形区晶粒组织 X200

如上述的晶粒组织特征、符合此合金具有较高应变速率和较宽温度适应性的特点。

4.3 空穴对超塑变形的影响

近年来关于空穴的生成与发展及空穴对材料超塑变形及其性能的影响讨论很多^[22-25]。Al-Zn10-Mg-Zr 合金也为空穴敏感材料, 它的空穴的生成、发展及其对材料性能的影响有其独特的规律。文献[26]中, 对 Al-Zn10-Mg-Zr 合金的空洞有详细的描述。

图 20 (a-c) 的照片为 Al-Zn10-Mg-Zr 在拉伸试样整个长度上不同标距处的显微组织照片。

由图可见, 经超塑变形后整个标距长度上都有空穴, 在断裂附近处空穴最严重, 空穴的平均截长可达 $25.5 \mu\text{m}$, 相当于一个粗大晶粒, 在远离断裂处的 d 面上空穴较小, 其平均截长为 $9.75 \mu\text{m}$, 相当于一个小晶粒。根据定量分析结果, 空穴所占体积分数也是在断裂处有明显增加, 如表 4 所示。

表 4 图 20 试样 a 和 d 处的空穴的定量金相分析结果

部位	平均空穴直径 (d) (μm)	平均空穴体积分数 (v) (%)
a	25.52	6.65
d	9.75	2.47

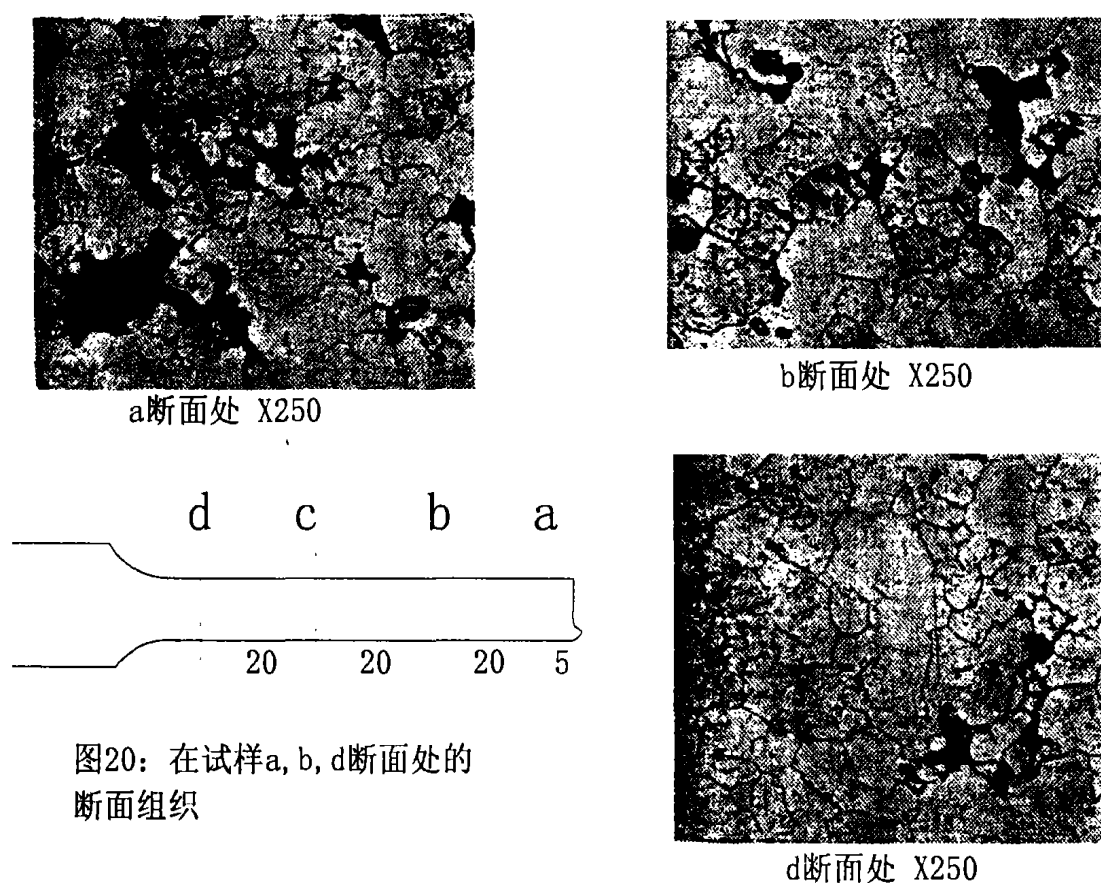


图20: 在试样a, b, d断面处的断面组织

可见空穴的集聚和扩展是造成断裂的重要原因。

4.4 超塑变形过程中的位错

早期的一些研究著作中认为在最佳的超塑变形条件下变形时, 晶粒内部几乎不存在位错, 或其密度非常小。近来国内外的许多研究结果表明, 在超塑变形时, 金属内部可动位错密度比未变形时高出许多^[27]。

Al-Zn10-Mg-Zr 合金的冷轧板经退火, 再结晶完成后, 用透射电镜观察, 发现其晶内位错较少, 仅少数晶粒内存在着位错分布, 如图 21 所示。

经 $\delta = 50\% - 100\%$ 的超塑变形后, 位错形态在变形前后无明显差异。

当以 $\dot{\epsilon}_0 = 1.5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的较高速率变形时, 当 $\delta = 120\%$ 后, 取试样薄膜进行透射电镜观察, 发现晶内位错密度明显增大, 如图 22 所示, 说明变形机制已由晶界滑移向位错蠕变类型过渡, 或形成混合机制, 晶内位错密度增加是超塑性开

始降低的一个显微组织上的特征。关于这方面的工作进行的较少, 还有不少问题有待研究。

5 Al-Zn10-Mg-Zr 合金的物理性能和常温机械性能

5.1 合金的物理性能

经测定, Al-Zn10-Mg-Zr 合金的物理性能如表 5 所示。

5.2 Al-Zn10-Mg-Zr 合金的常温机械性能

Al-Zn10-Mg-Zr 合金是一种可以热处理强化的高强度变形铝合金。对它的机械性能分三种情况进行了研究, 试样均取自 Al-Zn10-Mg-Zr 的冷轧板材, 冷轧加工量在 60%以上。

1) 冷轧退火态: 这种状态强度最低。

2) 淬火时效态: 根据资料介绍^[28], 在这类材料的铝合金中, 其平衡态的相组成有 α 固体和 $T(\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$, $\eta(\text{MgZn}_2)$, $Z(\text{MgZn}_5)$, 其中 T 相 η 相为主要强化相, 其溶解度随温度降低而急剧减少, 固可进行热处理强化。



图 21 冷轧退火状态, 个别晶粒内的位错
X1800



图 22 以 $\dot{\epsilon}_0 = 1.5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 的较高速率变形时,
当 $\delta = 120\%$ 后的晶粒内的位错

表 5 Al-Zn10-Mg-Zr 合金的物理性能

项目	代号	单位	温度范围 (°C)	数值
比重	D	克/厘米 ³	14	2.89
熔点	I	°C		642
线膨胀系数	α	°C ⁻¹	12-100, 12-200 12-300, 12-400	$21.4 \times 10^{-6}, 23.7 \times 10^{-6}$ $25.5 \times 10^{-6}, 27.3 \times 10^{-6}$
弹性模量	E	GPa	14	71.2-72.03
导热系数	λ	CalCm ⁻¹ S ⁻¹ °C ⁻¹	18-100	0.409
平均比热	C _p	Calg ⁻¹ °C ⁻¹	18-100	0.229
电阻率	e	Ω-cm	14	$0.0352 \times 10^{-4} - 0.0357 \times 10^{-4}$

3) 空冷态: 比起淬火时效态来, 此种状态的强度和延伸率均有所降低。这种处理与合金经受超塑处理的热处理很相似, 但它没有经受超塑变形这样的大变形, 其组织状态及性能肯定也有所不同, 因此此种状态可作为表征合金经超塑处理后其性能的参考值。

试验还表明, 此合金对淬火温度的要求不很严格。此点对工业生产也非常有利。

经上述 3 种模式处理的合金, 在常温试的机械性能如表 6 所示。

6 Al-Zn10-Mg-Zr 合金板材使用工艺性能的测试

6.1 焊接性能

焊接试样为 200×250×2、3、4mm 三种规格

焊接设备为 GA-600 型氩气保护电焊机。

焊接方式用对接, 采用手工氩弧焊, 用水冷不锈钢做垫板, 焊接电流 90-160 安培, 氩气释放量 10-15 升/分, 焊条有母材和 AMΓ 3 (苏标) 两种。板材焊后试样经碱洗 (NaOH5%) 3-5 分钟, 然后用 3%-5% 硝酸水溶液中和 5 分,

焊接试样经 X 光检查合格, 在 DLY-10A 型万能油压材料试验机上进行常温机械性能测试, 结果如下:

焊接强度 (对接): 母材焊条 $\sigma_b = 23.5-35.8\text{kgf/mm}^2$

AM Γ_3 焊条 $\sigma_b = 23.5-23.7\text{kgf/mm}^2$

弯曲强度 (对接): 母材焊条 $\sigma_b = 3.7-6.7\text{kgf/mm}^2$

AM Γ_3 焊条 $\sigma_b = 3.7-4.8\text{kgf/mm}^2$

弯曲角测试: 两点间距 60mm, 母材焊条 $\alpha = 30^\circ-52^\circ$

AM Γ_3 焊条 $\alpha = 30^\circ-45^\circ$

热影响区分布至焊缝中距 15mm 处。

H_B 最大值: 母材焊条 $H_B=99.6$, AM Γ_3 焊条

$=93.6$

6.2 板材常温杯突测试

试样厚度为 1.0, 1.2, 1.6, 2.0mm4 种, 均为轧制态。在 BT10 型杯突试验器上进行测试, 杯突数据如表 7。

表 6 Al-Zn10-Mg-Zr 合金的常温机械性能

合金的状态	项目	代号	单位	数值
冷轧退火态	抗拉强度	σ_b	MPa	300
	屈服强度	$\sigma_{0.2}$	MPa	255
	延伸率	δ	%	≥ 20
	硬度	H_B	kg/mm^2	39
时效强化态	抗拉强度	σ_b	MPa	472
	屈服强度	$\sigma_{0.2}$	MPa	392
	延伸率	δ	%	≥ 14
	硬度	H_B	kg/mm^2	102
空冷态	抗拉强度	σ_b	MPa	353
	屈服强度	$\sigma_{0.2}$	MPa	297
	延伸率	δ	%	≥ 16

表 7 Al-Zn10-Mg-Zr 板材杯突试验值

样厚 (mm)	1.0	1.2	1.6	2.0
杯突高度 (mm)	6.5	6.5	7	7.5

6.3 电镀和阳极化处理实验

曾进行了镀铬、镀镍、光亮镀镍、光亮镀铜及阳极化处理的实验.并进行了镀层质量检查, 结果表明, 镀层均匀细密, 表面光亮, 膜层结合力强, 没有起层脱皮, 经受 -40°C 到 100°C 的处理, 在 3%NaCl 溶液中, 温度保持 50°C , 放置半年, 镀层表面未见腐蚀斑点。

6.4 Al-Zn10-Mg-Zr 板材耐腐蚀性能检验

Al-Zn-Mg 系合金的腐蚀性, 尤其是应力腐蚀性是使用者关注的一个重点。对 Al-Zn10-Mg-Zr 合金, 我们作了湿热环境中的耐

蚀性试验, 盐雾环境中的耐蚀性试验, 应力腐蚀试验, 综述如下:

1) 在湿热环境中和盐雾环境中的耐蚀性。

试验材料为 Al-Zn10-Mg-Zr 合金, 其状态为淬火时效态和轧制退火态, 作为对比的材料为 LF21M, LY12M, LF3M。

上述材料均有经过阳极化处理和未经阳极化处理的二类。

①在湿热环境中的试验

试验条件为: 温度 $40 \pm 2^\circ\text{C}$, 相对湿度 $95 \pm 3\%$

试验所用设备为, DL304 调温调湿箱, 试验时间为 14 天。

试验结果表明, 上述 4 种铝合金, 经表面阳极化处理的, 仍然保持金属光泽和阳极化处理的颜色, 未经表面处理的, 其表面的金属光泽稍微

变暗，但上述材料的均匀腐蚀速度都在 0.01mm/a 以下，按腐蚀等级划分，属于很耐蚀的 3 级 ($0.005-0.01\text{mm/a}$)。

②在盐雾环境中的耐蚀性

试验条件为：温度 35°C

盐溶液：5%NaCl，

pH 值：6.5-7.2

盐雾沉降量： $1-2\text{ml}/80\text{cm}^2 \cdot \text{A}$

试片与铅垂面成 30° 角放置

试验所用设备为：DF-27 多用腐蚀试验箱

试验的时间为每周期喷雾 8 小时，停喷 16 小时，共试验 4 个周期。

试验结果表明，上述 4 种铝合金，未经表面处理的，1 周期后，所有试样表面上都沉积白色 NaCl 盐，试片失去金属光泽，变为浅灰色，4 周期后，试样表面颜色变深，成为灰黑色，夹杂白色斑点（直径 2-4mm）。其均匀腐蚀速度都在 0.07mm/a 以下，按腐蚀性等级划分，属于耐蚀的 5 级 ($0.05-0.1\text{mm/a}$)。上述试验材料，凡是经过表面阳极化处理的，仍然保留原来阳极氧化的颜色，其均匀腐蚀速度都在 0.01mm/a 以下，按耐蚀性等级划分，属于很耐蚀的 3 级 ($0.005-0.01\text{mm/a}$)。

③综合上述试验结果可以得出下列结论

A. Al-Zn10-Mg-Zr 合金在湿热环境和盐雾环境中的耐蚀性与一般铝合金 (LF, LY 合金) 相当。

B. Al-Zn10-Mg-Zr 合金和一般铝合金一样，在湿热环境中的耐蚀性要大大优于在盐雾中的耐蚀性。

C. 不论是在湿热环境还是在盐雾环境下，Al-Zn10-Mg-Zr 合金和一般铝合金一样经过阳极化处理后，都具有良好的耐蚀性。

2) 力腐蚀试验

试样规格： $2 \times 10 \times 100\text{mm}$ ，冷轧退火板材。

试验条件：温度：室温 9°C

介质：为 $3.5\%\text{NaCl} + 0.5\%\text{H}_2\text{O}_2$ ，试样浸泡在介质中

载荷：采用三点弯曲加载法，施加载荷为 $\sigma = 0.9\sigma_{0.2}$ (230MPa)

时间：14 天，(7 天换一次介质) (未试验到断裂)

试验结果：未见裂纹。

试验后试样如图 23 所示。

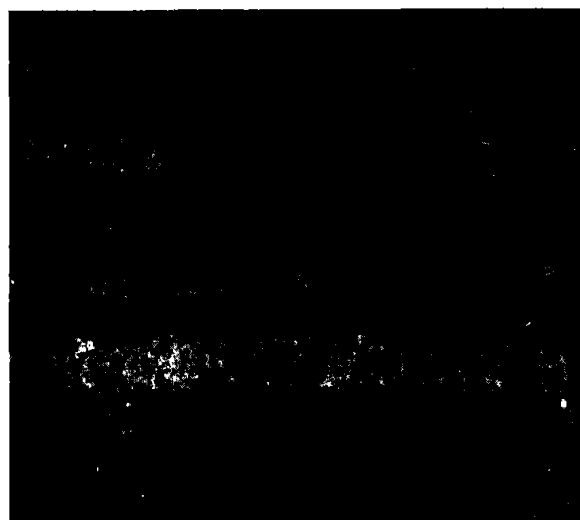


图 23 Al-Zn10-Mg-Zr 板材经 14 天应力腐蚀后的试样

7 超塑气压胀形和等温挤压成形

7.1 板材的超塑气压胀形

用厚度 $1.5-2\text{mm}$ 的 Al-Zn10-Mg-Zr 冷轧板材，气胀超塑成形了抛物面天线，风管，风罩，电源盒，副反射体等零件，效果均很好。尤其是抛物面天线，型面精度要求很严，用传统的冷冲压成型，需多次试模修模，很麻烦，而用超塑成形，一次成功，精度完全符合要求。部分气压胀形件的实物照片如图 24 所示。

7.2 超塑挤压成形

用 Al-Zn10-Mg-Zr 合金超塑挤压成形了 002 号双面管路板、波导腔体、方盒座、小齿轮、接头等零件。挤压设备 SY71-100 型塑料制品液压机和 YA32-200 四柱万能液压机，挤压参数如表 9 所示。超塑挤压成形实物照片如图 25 所示。

表 8 部分零件的超塑气胀成型参数

零件名称	零件尺寸 (mm)	成形温度 (°C)	气胀压力 (kg/cm ²)	成形时间 (分)
抛物面天线	Φ368×1.5 (厚)	500-520	1-16	15
风管	620×250×98(高)×1.5(厚)	500-520	1-8	30
风罩	Φ398×120(高)×2(厚)	500-520	1-8	20
电源盒	120×100×45(高)×1.5(厚)	500-520	1-10	35
副反射体	Φ180×18(高)×2(厚)	500-520	1-12	30



图 24 Al-Zn10-Mr-Zr 部分气压胀形件的实物照片

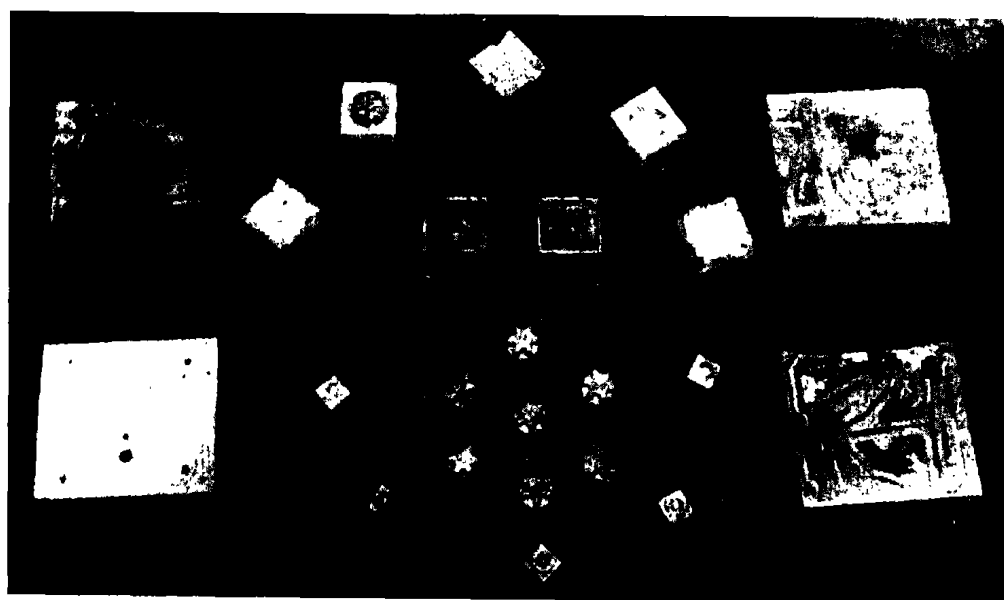


图 25 Al-Zn10-Mg-Zr 部分超塑挤压成形的实物照片

表 9 部分零件的超塑挤压成形参数

零件名称	温度 (°C)	慢速成形		快速成形	
		Pmax (吨)	时间(分)	Pmax (吨)	时间 (分)
双面管路板	500-520	≈100	>40	≈150	≈10
波导腔体	500-520	≈40	20-30	≈60	5
方盒座	500-520	≈35	20-30	≈55	3
齿 轮	500-520	≈1	35-40	≈20	3
接 头	500-520	≈2	35-40	≈40	3-5

8 结论

①Al-Zn10-Mg-Zr 合金在适宜温度 (515°C) 及最佳应变速率 ($8.3 \times 10^{-3} \text{S}^{-1}$) 下, 测得的最大 m 值为 0.52, 最大延伸率为 $\delta_{\max} = 2110\%$ 。

②本合金在较宽的温度范围 (440 – 550°C) 内, 能以较高的应变速率 ($3.3 \times 10^{-2} \text{S}^{-1} - 9.3 \times 10^{-2} \text{S}^{-1}$) 获得优良的超塑性, 其 δ_{\max} 值均在 400 % 以上。

③本合金在较高应变速率进行超塑变形时, 晶粒尺寸保持稳定。而在以低应变速率进行超塑变形时, 有晶粒长大现象。本合金属空穴敏感材料。

④本合金具有较高的室温机械性能, 属于高强铝合金。

⑤本合金在焊接、杯突、电镀和阳极化处理以及抗腐蚀性能等方面, 具有适宜商用的工艺性能。

⑥本合金用超塑气胀成形和超塑挤压成形均可进行。

⑦综上所述, Al-Zn10-Mg-Zr 合金是一个适宜工业生产的商用高强度超塑铝合金。

参考资料

1. Watts B M, Stowell M J, Baikia B L and Owen D G E. Superplasticity in AL-Cu-Zr alloys [J], Metal Science 1976 June. P189-197
2. Moore D M and Morris L R, A New Superplastic Aluminum Sheet Alloy [J]. Materials Science and Engineering V43(1980) P85-92
3. Matsuo M, Properties of Superplastic 5083 Alloy and its Applications [A], Ridley N, Superplasticity: 60 years after pearson [C]. London: The Institute of Materials 1995. P277-283
4. Mahon G J, Warrington D, Butter R G and Grimes R. An Optimised Manufacturing Route for Superplastic 7475 sheet [A], Langdon G, International Conference on Superplasticity in Advance Maaterial 1994 (ICSAM-94) [C], Moscow: Trans. TECH Publication, 1994, P187-192
5. Zelin M G, Guillard S and Chaudhury P K. Superplastic of AA7475 Aluminus Alloy [A], Chorshi A H International Conference on Superplasticity in Advance Material 1997 (ICSAM-97)[C], Banqolore: Trans, TECH. Pubilcation, 1997, P137-142
6. Barnes A J, International Application of Superplastic forming: Trends and Prospects [A], Chandr N. International Conference on Superplasticity in Advance Material 2000 (ICSAM-2000)[C], New Hampshire: Trans, TECH ,Publication, 2001, P3-15

7. 松木贤司、山田正夫, Al-Zn-Mg 合金的超塑性举动 [J], 日本金属学会志, 1973, V37, N04, P448-454
8. Matsuki K, Morita H, Yamada M and Murakami Y. Relative motion of grains during Superplastic flow in an Al-9Zn-1Wt% Mg alloy [J], Metal Science 1977, V11, May: P156-163
9. 松木贤司、针山典笃, 时迟贡, Al-Zn-Mg 合金的超塑性变形机构定量金属组织的研究 [J], 日本金属学会志, 1981, V45, N09, P934-941
10. 吕萌福、姚素文、李连根, Al-Zn-Mg-Zr 合金的超塑性及其定量金相的研究 [R], 北京, 1980, 六月
11. 金华、柳善英, 铝-锌-镁-锆超塑性合金的变形力学特性与成形性 (上) [J], 轻金属, 1983.7 P55-58
12. 金华、柳善英, 铝-锌-镁-锆超塑性合金的变形力学特性与成形性 (下) [J], 轻金属, 1983.8 P59-60
13. Gao L, Lu Y and Wan S X, Research of Al-Zn10-Mg-Zr Superplastic Alloy [A], Yu T X, Sun Q P & Kim J K. Advances in Engineering plasticity [C], Switzerland: Trans TECH Publications 2000, P649-654
14. 有色金属及其热处理编写组, 有色金属及其热处理 [M], 北京: 国防工业出版社. 1981. P110
15. 刘勤, 金属的超塑性 [M], 上海: 上海交通大学出版社, 1989, P46-70
16. 王燕文、何景素, 金属的超塑性 [M], 北京: 科学出版社, 1986, P137-138
17. Watts B M, Stowell M J, Baikie B L and Owen D G E, Superplasticity in Al-Cu-Zr alloys [J], Metal Science 1976 June, P202
18. Matsuo M. Properties of Superplasticity 5083 alloy and its applications [A] ridley N. Superplasticity: 60 years after pearson [C], London: The Institute of Materials 1995. P277-283
19. Kaibyshev O A Superplasticity of alloy, Inter metalides and Ceramics [M], New York: Springer-verlay. 1992, P152
20. Hamilton C H, Bamton C C and Paton N E. Superplasticity in High Strength Aluminum alloys [A], Paton N E and Hamilton C H, Superplastic forming of structural alloys [C], New York: The Metallurgical Society of AIME 1982, P183-188
21. Nieh T G and Wadsworth J, Superplasticity at High strain rates in metals and their composites [A], Chokshi A H, International conference on superplasticity in advance material, 1997, (ICSAM-97)[C] Bagalore: Trans, TECH, Publication, 1997, P262
22. Stowell M J. Cavitation in Superplascity [A], Paton N E and Hamilton C H, Superplastic forming of structural alloys [C], New York: The Metallurgical SoCiety of AIME, 1982, P321-336
23. 刘勤, 金属的超塑性 [M], 上海: 上海交通大学出版社, 1989, P480-508
24. Ridley N and Wang Z C, Cavitations in Superplastic Materials [A], Ridley N, Superplasticity: 60 years after pearson [C], London: The Institute of Materials, 1995, P63-74
25. 吴诗淳, 金属超塑性变形理论 [M], 北京: 国防工业出版社, 1997, P102-157
26. 吕萌福、姚素文、李连根, Al-Zn-Mg-Zr 合金的超塑性及其定量金相的研究 [R], 北京, 1980, 六月, P9-23
27. 吴诗淳, 金属超塑性变形理论 [M], 北京: 国防工业出版社, 1997, P80-88
28. 轻金属材料加工手册 [M], 北京: 冶金工业出版社, 1979, P101-102

INVESTIGATION OF Al-Zn10-Mg-Zr SUPERPLASTIC ALUMINIUM ALLOY

Gao Lun

(Beijing Smeltery Beijing 100053)

ABSTRACT

The superplasticity of the alloy on the superplastic deformation has been studied, founded the relationship between the elongation δ and the temperature of deformation, the relationship between the elongation δ and the strain rate $\dot{\epsilon}$, the relationship of the strain rate sensibility, index m and the strain rate $\dot{\epsilon}$, the relationship between the flow stress σ and the strain rate $\dot{\epsilon}$. The concludes of research shows that the alloy have certain superplasticity ($\delta > 400\%$) in wide temperature range (440°C - 550°C) and at high strain rate $\dot{\epsilon}$ ($\dot{\epsilon} = 9.3 \times 10^{-2} \text{S}^{-1}$). The paper also studied the change of microstruture grain size and cavity in the superplastic deformation. The concludes of research shows that the grain growth in the elongation at high strain rate is not obvious, but the grain growth in the elongation at low strain rate is obvious. The alloy is sensitive to the cavity. Experiments carried out on the physical property, room temperature mechanical property, weldability, cup ping test, electroplating, anodization and corrosiveness

Key words

Al-Zn10-Mg-Zr Superplastic alloy, strain rate, strain rate sensitivity index, flow stress, elongation

鸣谢

参加本研究工作的有北京冶炼厂郑士朴, 焦维新等人, 长春光机所金华, 齐要武等人, 在此为谢。

作者简介

高仑, 北京冶炼厂总工, 教授级高工, 1937年11月出生, 出生地山西省太原市

通讯地址: 北京市长椿街感化胡同3号院6楼5门602, 邮编100053

电话: 010 - 63170706