

固溶处理对喷射沉积含镍高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织和性能的影响

李振亮^{1,3}, 谢建新¹, 陈伟², 翟景², 任慧平³, 王玉峰³

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京100083;

2. 中国兵器科学研究院 宁波分院, 宁波 315103;

3. 内蒙古科技大学 材料与冶金学院, 包头 014010)

摘 要: 采用喷射沉积技术制备 Al-8.2Zn-2.2Mg-2.1Cu-0.14Zr-1.0Ni(质量分数, %)合金沉积坯, 沉积坯经热挤压变形后在不同温度固溶处理, 然后在(130 , 24 h)条件下进行 T6 时效处理。通过对组织和性能分析, 确定最佳固溶处理工艺。结果表明: 加入 1%Ni 后沉积坯晶粒细小均匀, 平均直径为 15 μm 左右; 在晶界和基体中有富 Ni 的 Al₃Ni₂、Al₇Cu₄Ni、MgNi₂ 第二相粒子出现, 这些粒子在合金中主要起到弥散强化的作用; 溶质元素 Zn、Mg、Cu 的沉淀析出强化与球形富 Ni 粒子的弥散强化共同作用是使含 1%Ni-7055 铝合金具有高强度高塑性的主要因素; 经挤压变形($\lambda=3$)和(475 , 1.5 h)+(130 , 24 h)热处理后, 合金管材纵向抗拉强度可达到 690 MPa、伸长率为 9.6%、布氏硬度为 HB192。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu 合金; 镍元素; 固溶处理; 喷射沉积

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

Effects of solid-solution on microstructure and property of high strength spray deposited Al-Zn-Mg-Cu alloy modified by Ni

LI Zhen-liang^{1,3}, XIE Jian-xin¹, CHEN Wei², ZHAI Jing², REN Hui-ping³, WANG Yu-feng³

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2. Ningbo Branch of China Academy of Ordnance Science, Ningbo 315103, China;

3. School of Material and Metallurgy, University of Science and Technology Inner Mongolia, Baotou 014010, China)

Abstract: High strength Al-8.2Zn-2.2Mg-2.1Cu -0.14Zr-1.0Ni(mass fraction, %) alloys, which was produced by spraying deposition method(the Osprey process), were heat treated at different solid-solutions, and all the aging treatments were at 130 for 24 h. Microstructure characterization of the alloy was carried out by SEM, EDS and XRD, and the tensile properties of the alloy were tested. The result shows that many Ni-rich particles of Al₃Ni₂, Al₇Cu₄Ni and MgNi₂, which provide a dispersive strengthening effect in the following solid-solution and ageing treatment, are dispersed both in grain-boundary and grain. The average grain size is approximately 15 μm. The remarkable strengthening while maintaining high levels of ductility is predominantly attributed to the precipitation hardening of solute elements and the dispersoid strength of spheroid Ni-rich particles. The highest ultimate tensile strength(UTS) for the pipe alloy(at an extrusion ratio of 3:1) is 690 MPa at a ductility of 9.6% after the optimized solid solution and T6 aging.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu alloy; Nickel element; solid-solution treatment; spraying deposition

7055铝合金是目前世界上工业化应用中强度最高的一种Al-Zn-Mg-Cu系结构材料,20世纪90年代由ALCOA公司开发并用于波音777飞机机翼。近年来国内外学者对7055的性能进行了大量研究,其最高强度已达到740 MPa左右并保持较高的伸长率,但这些性能主要是实验室小试件或大挤压比下获得的^[1-5]。

在Al-Zn-Mg-Cu合金中加入少量Ni能改变合金析出顺序,Ni+Fe或Ni+Zr联合作用能明显提高合金的室温和高温强度,并且在室温下表现出“强度与伸长率、断裂韧性同时增长”的特性^[6-10]。由于喷射沉积制备方法能显著提高Zn、Mg等元素在铝合金中的固溶度,细化合金晶粒和减少偏析^[11-14],因此,研究高质量分数Ni在快速凝固工艺制备的铝合金中的存在形式与作用,为解决工业化生产中7055大型管材($d > 150$ mm)的热挤压开裂与100~200 服役条件下材料的热稳定性等难题提供了一条重要途径,国内未见有相关报道。

本文作者在7055铝合金基础上添加1.0%Ni,经喷射沉积制坯、挤压预变形(挤压比3)后,研究固溶和时效处理对该合金室温组织、性能的影响规律,为合金进一步成分优化与高温性能开发提供参考。

1 实验

本研究中把不含Ni的7055合金(以下简称为“合金A”)作为组织性能对比的参照对象,重点研究添加1.0%Ni(质量分数)7055合金(以下简称为“合金B”)的组织与性能;其它主要元素的含量为:Zn8.2, Mg2.2, Cu2.1, Zr0.14, Fe、Si均小于0.1,其余为Al(质量分数,%)。

喷射沉积实验在英国产Osprey喷射沉积设备上进行,具体工艺参数如下:采用二级雾化,雾化气体为高压管道工业氮气,主气路压力0.5~0.75 MPa;雾化温度780~830 ;雾化距离400~500 mm,沉积盘旋转频率5~6 Hz;沉积圆棒坯直径240~260 mm。

将沉积态合金锭坯加工成规定的坯料尺寸,然后在挤压温度420 、挤压比为3的热挤压条件下挤成外径194 mm、壁厚14 mm管材,再经460~490 的固溶处理和T6时效处理获得所需的分析试样。

通过NETZSCH STA449C示差扫描量热分析仪(DSC)确定合理的挤压和固溶处理的温度范围,DSC热分析时采用高纯氩气保护、加热速率为10 K/min;

沉积态、挤压态、热处理态样品的组织观察采用Quanta400型扫描电镜(SEM)及其能谱(EDS);X射线衍射分析(CuK_α)采用德国Bruker公司D8 Advance衍射仪。拉伸实验在CMT-5305电子拉伸机上进行。

2 实验结果

2.1 沉积态组织

图1所示为合金B的喷射沉积态SEM像。从图1可看出,合金晶粒为晶界明显、尺寸均匀的等轴晶,晶粒尺寸在10~30 μm 范围内。在图1中还可以看到主要脱溶颗粒被侵蚀掉后在基体中留下的“黑坑”。

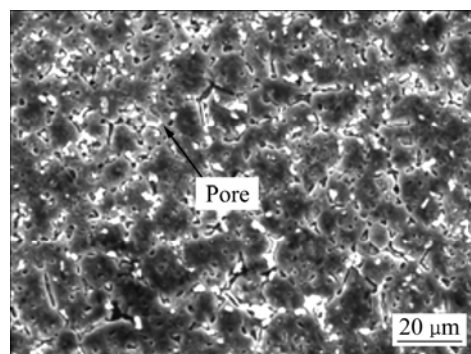


图1 沉积态合金B的SEM像

Fig.1 SEM image of as-deposited alloy B (1%Ni-7055 alloy)

对图1中晶界上的白色物相进行EDS点扫描,分析结果见图2。从图2中可看出,晶界白色物相除了Al、Zn和Cu外,主要是Ni元素,Mg元素非常少。

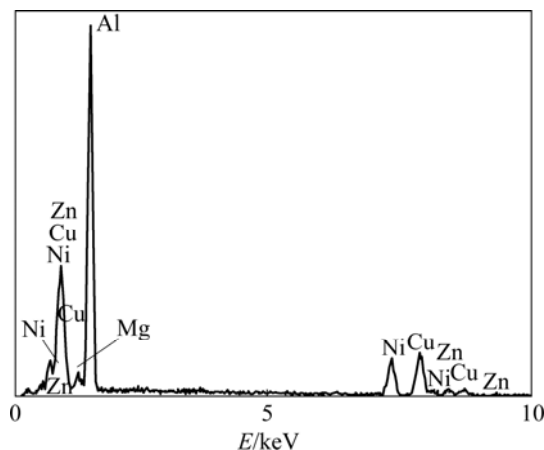


图2 沉积态合金B晶界白色物相EDS谱

Fig.2 EDS pattern of as-deposited alloy B for white precipitation

另外,对合金 B 基体(注:指晶粒中除白色物相与“黑坑”以外的基体部分)进行 EDS 点扫描,结果主要是 Al、Zn、Mg 和 Cu 元素,而并未检测到 Ni 元素(EDS 结果不再单独列出)。

沉积态合金 B 的 XRD 分析结果如图 3 所示。从图 3 中可知,沉积态合金 B 中主要由 $\alpha(\text{Al})$ 、 MgZn_2 、 Cu_3Al_2 、 Al_3Ni_2 、 Al_2CuMg (S 相)和 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 组成。从各组成相的衍射峰强度可看出 $\alpha(\text{Al})$ 含量最多、 MgZn_2 次之。因此,可判断图 1 中晶界上的白色富 Ni 相主要组成为 Al_3Ni_2 和 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 两种。

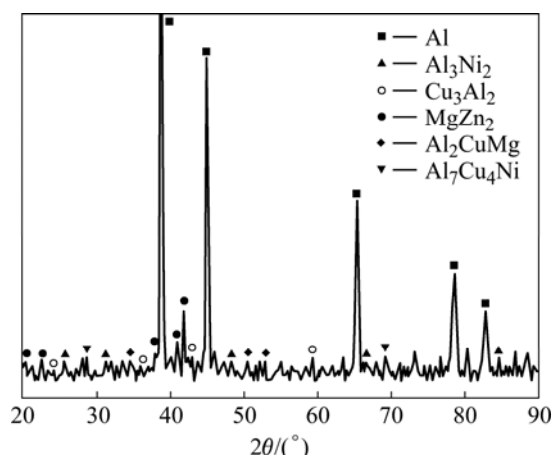


图 3 合金 B 沉积态的 XRD 谱

Fig.3 XRD pattern of as-deposited alloy B

图 4 所示为沉积态合金 B 基体在脱溶颗粒侵蚀掉后留下“黑坑”的 SEM 像。对黑坑进行 EDS 分析发现,组成元素种类与图 2 中的相同,不同之处在于 Ni 的峰值已明显降低。因此,基体晶粒中富 Ni 相主要是以某种物相存在于晶粒内部区域中,而固溶进入铝基体中的 Ni 检测不到。

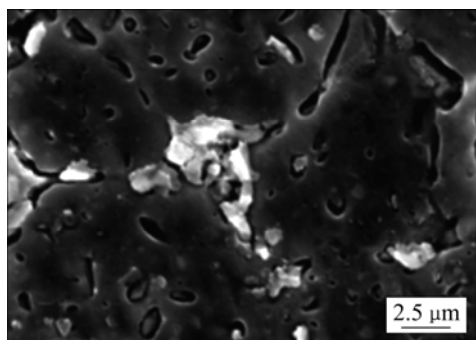


图 4 合金 B 沉积坯中“黑坑”高倍 SEM 像

Fig.4 SEM image of as-deposited alloy B for black pore

综合上述对合金 B 沉积态的分析可知:富 Ni 相主要以白色 Al_3Ni_2 和 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 存在于晶界上和以金属

间化合物弥散于晶内(侵蚀掉后留下“黑坑”位置),而 EDS 在沉积坯基体其它区域未检测到 Ni 元素的存在。

至于 Mg 元素,由于晶界上 MgZn_2 和 Al_2CuMg 的形貌难以辨认,而基体中也同时含有少量 Mg 元素,所以 MgZn_2 和 Al_2CuMg 的存在位置尚难以确定;此外,由于 Zr 含量较少,该相颗粒难以用 XRD 检测出来。

2.2 挤压态组织

对合金 B 进行热挤压,主要目的是减少合金的组织疏松、提高合金致密度。图 5 所示为合金 B 挤压管材沿横断面方向的 SEM 像。与图 1 相比可以看出,热挤压后合金基体致密程度明显提高,晶界上白色的第二相颗粒数量已明显减少、且形状被拉长。图 5 中白色颗粒的 EDS 分析能谱图和图 2 完全一致,说明该白色第二相粒子仍然是富 Ni 粒子。

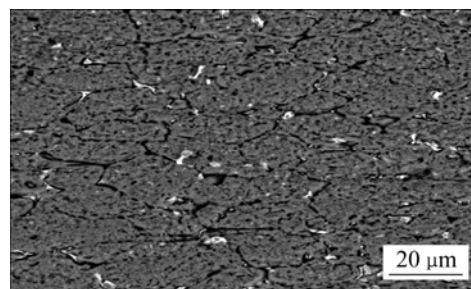


图 5 合金 B 挤压板材横断面方向 SEM 像

Fig.5 SEM image of transverse section of as-extruded alloy B

对挤压态合金 B 进行 XRD 分析,其物相种类与图 3 中的完全一致,不同之处在于峰值强度除 $\alpha(\text{Al})$ 明显增强外其它相都明显减少,这说明 420 °C 热挤压对晶界相有明显的破碎作用,提高沉积态合金的内能和变形能,使沉积态晶界上第二相粒子数量呈减少的趋势。合金 A 和 B 热挤压($\lambda=3$)后的管材力学性能测试结果如表 1 所列。

表 1 两种合金挤压态与沉积态试样的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of as-deposited and extruded samples of alloy B (1%Ni-7055) and alloy A (7055)

Sample	σ_b/MPa	$\delta_{10}/\%$
As-deposited alloy A	246	2.6
As-deposited alloy B	258	3
As-deposited alloy A	345	8
As-deposited alloy B	378	14

从表 1 中可以看出：两种合金的挤压态与其沉积态相比，抗拉强度分别提高了 40.2% 和 46.5%，而伸长率分别提高了 2.1 倍和 3.7 倍，合金 B 的抗拉强度最高值和伸长率都明显要优于合金 A 的。

2.3 固溶处理对力学性能影响

2.3.1 固溶温度和时效温度的确定

为确定合金 B 中低熔点共晶组织的熔化温度，对合金 B 沉积态、挤压态试样分别进行 DSC 热分析，如图 6 所示。结果从图 6 可知，合金 B 沉积坯和挤压坯低熔点非平衡相转变温度分别为 468.9 和 470.9℃，挤压导致的晶界破碎会使合金 B 低熔点共晶相转变温度稍有提高，在 120~230℃ 范围内 DSC 曲线未出现明显的吸热峰和放热峰。另外，对合金 B 挤压态试样经过(470℃, 1.5 h)固溶处理和 130℃, 24 h 的 T6 时效后再进行 DSC 热分析，结果仍与图 6 相同。上述分析表明，合金 B 即使经过 T6 时效后其主要强化相在 120~230℃ 仍然很稳定，并无明显相变发生。

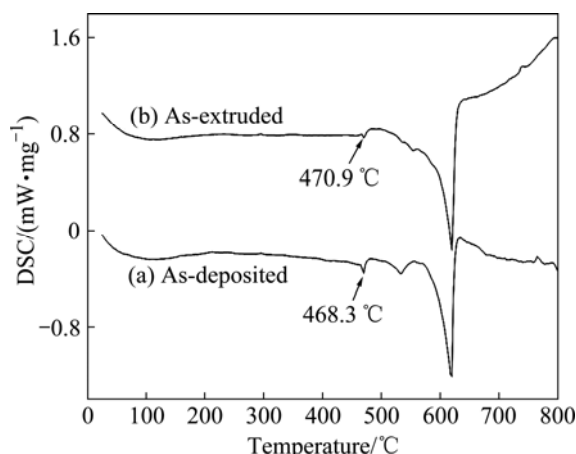


图 6 沉积态和挤压态 B 合金 DSC 热分析曲线

Fig.6 DSC curves of as-deposited and as-extruded samples of alloy B

考虑到 DSC 热分析时的加热速度与实际生产的差异可能导致的“温度滞后”效应，本研究对两种合金固溶处理温度选择为 460、465、470、475、480、485 和 490℃，保温时间均为 1.5 h。时效过程是过饱和固溶体分解和第二相强化粒子沉淀析出的过程，其中第二相析出粒子的颗粒大小、与基体的界面关系以及合金基体的晶界特性对铝合金最终力学性能起到主要影响作用。参照相关文献[1-5]和现场实际经验，本研究对两种合金的时效处理温度和保温时间都确定为(130℃, 24 h)，主要目的是为了确定在该时效制度下使两种合金力学性能达到最高值时的最佳固溶温度。

2.3.2 力学性能及断口组织

合金 A 挤压管材($\lambda=3$)经热处理后，其纵向最高抗拉强度 σ_b 为 655 MPa、伸长率 δ_{10} 为 4.8%，其最优热处理工艺制度为(480℃, 1.5 h)+(130℃, 24 h)。

合金 B 挤压管材($\lambda=3$)分别经不同温度固溶处理后，再进行(130℃, 24 h)的 T6 时效，其纵向拉伸力学性能如图 7 所示。从图 7 可看出，合金 B 经(475℃, 1.5 h)+(130℃, 24 h)处理后综合力学性能达到最佳，其最高抗拉强度 σ_b 为 690 MPa、伸长率 δ_{10} 为 9.6%。根据 GB/T231.1-2002 标准在室温下对该试样进行布氏硬度测量，5 个点的平均值达到 HB192。

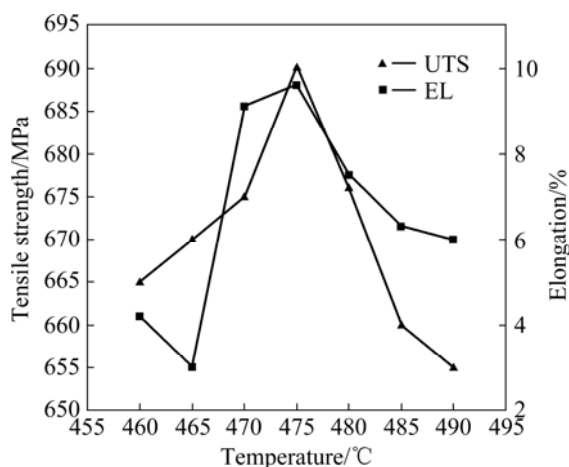


图 7 合金 B 经不同温度固溶处理及 T6 时效后拉伸性能

Fig.7 Tensile properties of alloy B after different solid-solution and T6 aging

合金 B 管材分别经 460、475 和 490℃ 固溶处理 1.5 h 后，再进行(130℃, 24 h)的 T6 时效，其拉伸断口 SEM 像如图 8 所示。如图 8(a)所示在固溶温度较低时(460℃)，试样断口中出现了明显的“微裂纹”，断裂形式为塑性穿晶断裂，拉伸断口中韧窝有明显取向，韧窝穿晶剪切棱取向比较明显，几乎看不到韧窝中第二相粒子；如图 8(b)所示，在 475℃ 固溶条件下的断口中，韧窝较深，大小均匀，无明显取向，韧窝中有细小、圆球状第二相含 Ni 粒子，为典型穿晶断裂；如图 8(c)所示，在 490℃ 固溶条件下的断口中韧窝较浅，尺寸变大，韧窝中圆球状第二相含 Ni 粒子明显增多、变大，有少量沿晶断裂，个别韧窝变黑并出现微细裂纹，这与固溶温度过高或固溶时间过长有关。

合金 B 经(475℃, 1.5 h)+(130℃, 24 h)处理后其显微组织 SEM 像如图 9 所示。从图 9 中可见，白色第二相粒子平均尺寸为 1~5 μm，近似球形，个别粒子尺寸可达到 8~10 μm，对白色粒子进行 EDS 能谱分析发现为富 Ni 相。

对合金 B 热处理试样进行 XRD 分析, 结果如图 10 所示。从图 10 可以看出: 根据“三强线相同”判定原则发现有 9 种物相, 其中 $\alpha(\text{Al})$ 、 MgZn_2 、 Al_3Ni_2 、

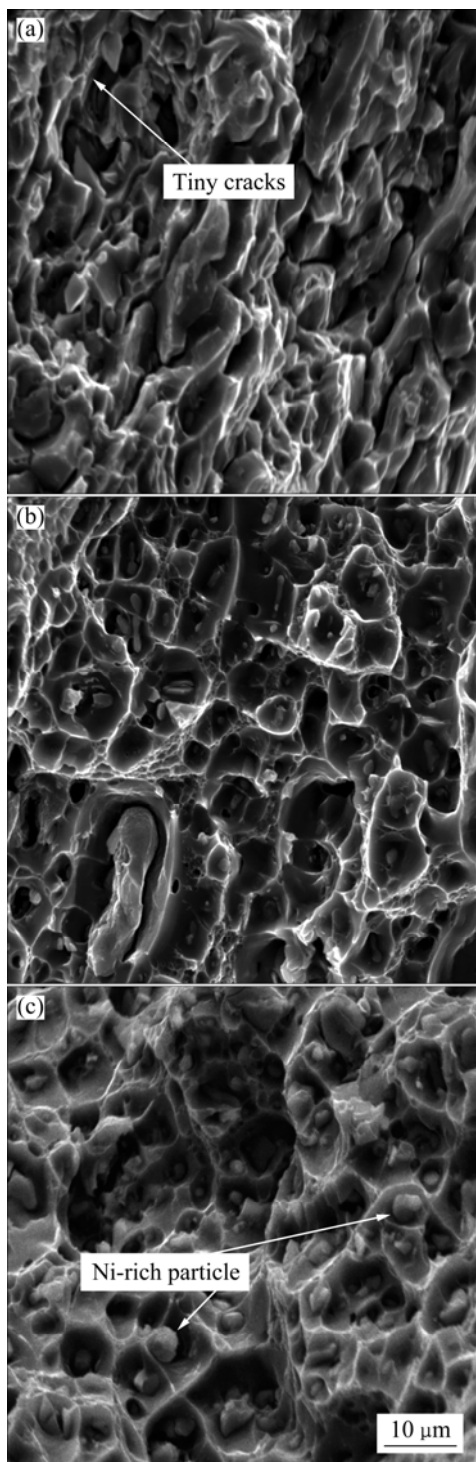


图 8 合金 B 经 3 种温度固溶处理及 T6 时效后的拉伸断口 SEM 像

Fig.8 SEM fractographs of alloy B after three solid-solution treatments and T6 aging: (a) 460 °C, 1.5 h; (b) 475 °C, 1.5 h; (c) 490 °C, 1.5 h

$\text{Al}_2\text{CuMg}(\text{S 相})$ 和 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 等物相在挤压态试样中也存在, 但此图中的衍射峰值有所增强; 热处理后的新物相有 AlCu_4 、 Mg_4Zn_7 、 MgNi_2 和 $\text{AlMg}_4\text{Zn}_{11}$ 。除 $\alpha(\text{Al})$ 外, MgZn_2 峰值最强, 并且 Zn、Mg 元素以 $(\text{MgZn}_2 + \text{Mg}_4\text{Zn}_7)$ 形式同时存在于固溶处理后的铝合金基体或晶界上; 单就富 Ni 化合物而言, 除了沉积态和挤压态中共有的 Al_3Ni_2 和 $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ 外, 又增加了 MgNi_2 。

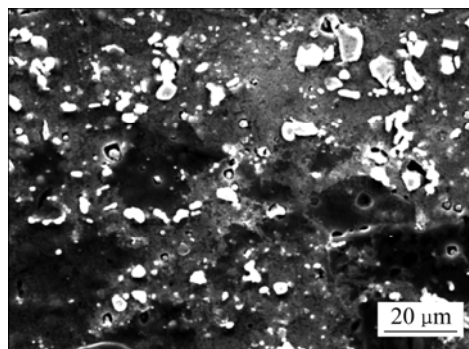


图 9 合金 B 经(475 °C, 1.5 h)+(130 °C, 24 h)处理后的 SEM 像

Fig.9 SEM image of alloy B after (475 °C, 1.5 h)+(130 °C, 24 h) treatment

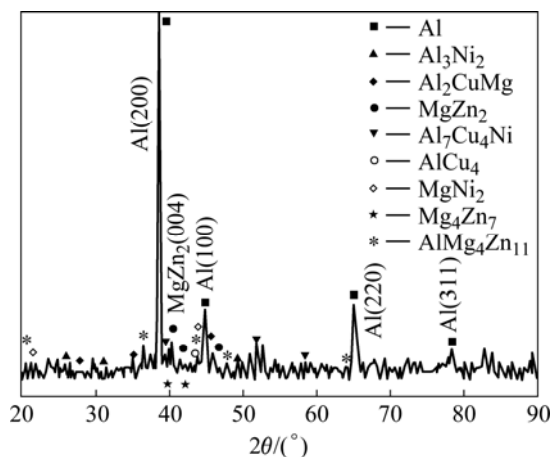


图 10 合金 B 经(475 °C, 1.5 h)+(130 °C, 24 h)处理后的 XRD 谱

Fig.10 XRD pattern of alloy B after (475 °C, 1.5 h)+(130 °C, 24 h) treatment

3 分析与讨论

在 7XXX 系高强铝合金中, 强化相的析出顺序通常为: $\text{SSS}\alpha$ GP 区 η' η 。 η' 和 η 通常为包含 Zn、Mg、Cu 和 Al 的“伪四元相”, 可以认为在 MgZn_2 的基体上又分布有 Al、Cu、Mg 成分的化合物(例如:

Mg(Zn, Al, Mg)₂), η' 和 η 的成分取决于热处理制度与合金成分,在峰值 T6 工艺中主要强化相为 η 和 η' 的混合物,在 T7 时效工艺中主要是 η 相^[15]。

Ni元素具有面心立方(fcc)结构,熔点为1453℃,在25℃时点阵常数 $a=3.5168\text{ Å}$,弹性模量 $E=197\sim 220\text{ GPa}$;由于Al基体中Al原子的点阵常数 $a=4.0417\text{ Å}$ (25℃),Ni、Al二者的晶胞原子半径差值小于13%,并且在平衡状态下Ni元素在Al中的最大固溶度只有0.04%(质量分数),因此Ni元素在Al-Zn-Mg-Cu合金中的固溶强化效果并不十分明显。如前所述,对合金B沉积坯的EDS分析结果表明,经过780~830℃高温熔炼2h(保护气氛下)、雾化快速凝固(高压管道氮气快冷,冷速为 $10^2\sim 10^4/\text{s}$)后,沉积坯基体中未检测到Ni元素存在,所以1%Ni加入高强铝合金后主要起到弥散强化效果,这与文献[7]的结论有所不同。

本研究中加入Ni元素的主要目的是利用富Ni相颗粒的球形形貌和细小尺寸,使它在提高铝合金强度同时保持材料高伸长率。实验结果表明,合金B加入1%Ni后对强度、伸长率的改善非常明显(见图7~9)。由SEM像可知,基体中存在大量平均直径小于1 μm 白色富Ni粒子,而1~5 μm 富Ni粒子则明显是分布在晶界和基体晶粒中。当合金发生塑性变形时,这些晶粒内部的球形富Ni粒子会“钉扎”位错,而晶界上的弥散相会阻碍滑移系从一个晶粒传递到相邻晶粒,从而提高材料的强度;由于塑性变形时这些细小的球形富Ni相会缓解晶界上的应力集中,延缓裂纹源的过早形成,所以在合金强度提高的同时伸长率也会得到改善,该现象与文献[6, 9~10]的结论相吻合。在合金B的后续研究中发现,如果挤压比增大到7时合金最高 σ_b 达到725 MPa、伸长率 δ_{10} 达到13%;当挤压比为16时则最高 σ_b 为738 MPa、 δ_{10} 为8.6%。合金B这种“室温下抗拉强度、伸长率几乎同步增减”的规律与富Ni粒子在挤压后获得的畸变能、富Ni粒子的尺寸、形貌、分布有直接关系。

由于Zr元素能强烈提高铝合金再结晶温度,在快速凝固过程中获得的一定尺度范围内的富Ni弥散粒子又能阻碍沉积坯晶粒长大,所以Ni、Zr联合作用使基体更容易获得细小的晶粒^[9~10, 16~17]。

由于喷射沉积工艺的快速凝固使Zn、Mg元素的晶界偏析明显减少,并且使含Cu的Al₂CuMg(S相)、AlCu₄变得更加细小、均匀,因此在合适的固溶制度下(例如合金B在475℃固溶1.5 h),这些溶质元素的“回溶”更加彻底,能最大限度地发挥它们的“时效强化”作用,所以合金强度得到提高。在合金B中,Ni和Cu二者之间形成的圆球状Al₇Cu₄Ni弥散相(见图10)会减

少在晶粒内部或晶界上粗大S相(Al₂CuMg)的形成数量,从而改善材料的塑性。文献[9, 18~19]中提到的Al₃Ni在本研究的快速冷却工艺和热处理后并未发现,而是出现了Al₃Ni₂。因此,本研究中Al₃Ni₂、Al₇Cu₄Ni、MgNi₂等含镍弥散粒子与析出贯序中沉淀析出的细小“第二相粒子”(如 η 和 η' 相)共同作用改善了高强铝合金的强度和塑性。

由于铝合金中富Ni相的高温稳定性较好,在100~300℃的工作条件下,这些富Ni弥散相能阻碍高温下的位错攀移,对高强铝合金高温性能产生积极影响^[16],有必要开展深入研究。

4 结论

1) Zr、Ni两者的联合作用使合金晶粒细小均匀,沉积坯晶粒平均直径为15 μm 左右。

2) 加入1%Ni后,在铝合金的晶界和晶粒中形成大量第二相富Ni粒子,如Al₃Ni₂、Al₇Cu₄Ni、MgNi₂,这些粒子在合金中主要起弥散强化的作用。

3) 采用本文工艺制备的1%Ni-7055合金,溶质元素Zn、Mg、Cu的沉淀析出强化与球形富Ni粒子的弥散强化共同作用,使该合金同时具有高强度和高塑性的力学性能。沉积坯经过3倍挤压比变形,(475℃, 1.5 h)固溶和(130℃, 24 h)时效处理后,含Ni铝合金管材纵向抗拉强度可达到690 MPa、伸长率为9.6%,布氏硬度达到HB 192。

REFERENCES

- [1] MONDAL C, MUKHOPADHYAY A K, RAGHU T, VARMA V K. Tensile properties of peak aged 7055 aluminum alloy extrusions[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 454/455: 673~678.
- [2] DIXIT M, MISHRA R S, SANKARAN K K. Structure-property correlations in Al 7050 and Al 7055 high-strength aluminum alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 478: 163~172.
- [3] 李先聚, 杨杰, 张豪, 张捷, 张荻. 喷射成形7055铝合金的显微组织和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(12): 1987~1992.
LI Xian-ju, YANG Jie, ZHANG Hao, ZHANG Jie, ZHANG Di. Microstructure and mechanical properties of 7055 Al alloys by spray forming[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(12): 1987~1992.
- [4] 李春梅, 陈志谦, 程南璞, 曾苏民, 何洪. 7055超高强、超高韧铝合金力学性能分析[J]. 金属热处理, 2008, 33(1): 100~104.
L I Chun-mei, CHEN Zhi-qian, CHENG Nan-pu, ZENG Su-min,

- HE Hong. Mechanical properties of 7055 ultrahigh-strength and ultrahigh-ductility aluminum alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2008, 33(1): 100–104.
- [5] 刘胜胆, 张新明, 黄振宝, 杜予昭, 周卓平. 固溶处理对高纯 7055 铝合金组织的影响[J]. 材料热处理学报, 2006, 27(3): 54–59.
- LIU Sheng-dan, ZHANG Xin-ming, HUANG Zhen-bao, DU Yu-xuan, ZHOU Zhuo-ping. Effects of solution heat treatment on microstructure in a high-purity 7055 aluminum alloy[J]. Trans Mater Heat Treat, 2006, 27(3): 54–59.
- [6] SCHAFFER G B, HUO S H, DRENNAN J, AUCHTERLONIE G J. The effect of trace elements on the sintering of an Al-Zn-Mg-Cu[J]. Acta Materialia, 2001, 49: 2671–2678.
- [7] WU Yi-lei, FROES F H, LI Cheng-gong, ALVAREZ A. Microalloying of Sc, Ni and Ce in an advanced Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(4): 1017–1024.
- [8] SURYANARAYANA C, FROES F H. Development of light alloys by rapid solidification processing[J]. The International Journal of Powder Metallurgy, 1990, 26(2): 117–129.
- [9] DOMALAVAGE P K, GRANT N J. Structure and properties of rapidly solidified 7075 P/M aluminum alloy modified with Nickel and zirconium[J]. Metallurgical Transactions A, 1983, 14A(8): 1599–1606.
- [10] LI Zhen-liang, XIE Jian-xin, CHEN Wei, ZHAI Jing, REN Hui-ping, WANG Yu-feng. Microstructure and property of nickel-modified ultrahigh strength Al-Zn-Mg-Cu alloy by spray forming[J]. Materials Sci Forum, 2007, 546/549: 871–876.
- [11] SHARMA M M. Microstructural and mechanical characterization of various modified 7XXX series spray formed alloys[J]. Materials Characterization, 2008, 59(1): 91–99.
- [12] 张永安, 王 锋, 朱宝宏, 刘红伟, 熊柏青, 石力开. 喷射成形 Al10.8Zn2.8Mg1.8Cu 合金沉淀析出强化行为[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16 (11): 1845–1849.
- ZHANG Yong-an, WANG Feng, ZHU Bao-hong, LIU Hong-wei, XIONG Bai-qing, SHI Li-kai. Microstructural evolution of spray formed Al10.8Zn2.8Mg1.8Cu alloy during artificial aging process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16 (11): 1845–1849.
- [13] SHARMA M M, AMATEAU M F, EDEN T J. Mesoscopic structure control of spray formed high strength Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Acta Materialia, 2005, 53: 2919–2924.
- [14] 侯小虎, 张秀云, 郭 强, 王莹莹, 裴 杰. 喷射成形 7055 铝合金热处理工艺与力学性能的研究[J]. 热加工工艺, 2008, 37(12): 4–7.
- HOU Xiao-hu, ZHANG Xiu-yun, GUO Qiang, WANG Ying-ying, PEI Jie. Study on heat-treatment technology and mechanical properties of spray formed 7055 aluminum alloy[J]. Material & Heat Treatment, 2008, 37(12): 4–7.
- [15] STARINK M J, WANG S C. A model for the yield strength of overaged Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 5131–5150.
- [16] BISHOP D P, CAHOON J R. On enhancing the mechanical properties of aluminium P/M alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2000, A290: 16–24.
- [17] LAVERNIA E, RAI G, GRANT N J. Rapid solidification processing of 7XXX aluminum alloys: A review[J]. Materials Science and Engineering, 1986, 79: 211–221.
- [18] BELOV N A, ZOLOTOREVSKIY V S. The effect of nickel on the structure, mechanical and casting properties of aluminium alloy of 7075 type[J]. Materials Sci Forum, 2002, 396/402: 935–940.
- [19] WANG S H, UAN J Y, LIU T S, CHEN L H. Examination on the aging and tensile properties of Al-Zn-Mg/Al₃Ni eutectic composite[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33A(3): 707–711.

(编辑 何学锋)