

Al-Zn-Ni-Mg-Cu 变形铝合金的共晶强化效应

陈大辉^{1,2}, 陈 铮¹, 聂景江², 洪晓露², 刘永强², 任丽宏², 侯林冲², 徐 英²

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 中国兵器科学研究院宁波分院, 浙江 宁波 315103)

摘 要: 在 Al-Zn-Mg-Cu 变形铝合金中加入质量分数 3%~5% 的 Ni 元素, 通过共晶反应形成了大量的 Al₃Ni 相, 除 MgZn₂ 相时效强化以外还增加了 Al₃Ni 相的弥散强化作用。Ni 含量的增加既改善了 Al-Zn-Mg-Cu 变形铝合金的铸造性能和可焊性, 又提高了抗拉强度和屈服强度。Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金较佳的成分为 Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu, 其抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别为 650 MPa、572 MPa 和 7.5%, 焊接接头的抗拉强度和断后伸长率分别为 323 MPa、2%。随着强度的增加, Al₃Ni 相由界面撕裂转变为自身断裂, Ni 含量的增加提高了 Al₃Ni 的强化效果, 但不宜超过共晶点。降低 Al₃Ni 相的长径比能抑制 Al₃Ni 相的自身断裂, Al₃Ni 相的均匀分布能阻碍再结晶晶粒的异常长大。

关键词: Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金; Al₃Ni; 共晶强化效应; 力学性能; 可焊性

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)07-2319-07

在所有铝合金材料中, Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的强度最高, 一般在 500~650 MPa 之间^[1-3], 而航空、航天等领域希望进一步提高铝合金的强度。一直以来, Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的强化机制主要是时效强化^[4-7], 俄罗斯国立科技大学 Belov 等人研究了 Mg₂Si、Al₃Ni、Al₃FeNi 和 Al₃Fe₂Si 等多种共晶相增强的 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金材料^[8-12], 其强化机制是在时效强化的基础上增加了共晶相颗粒强化的作用, 这种叠加的强化效应为强度的进一步提升开辟了新的突破口。Belov 的研究表明, Al₃Ni 相在众多共晶相中强化效果最好, Al₃Ni 相增强 Al-Zn-Mg 铸造铝合金 (Zn+Mg 含量约 10%, Ni 含量 4%, Fe 含量 < 0.1%) 的抗拉强度达到了 600~620 MPa, 屈服强度为 520~540 MPa, 伸长率为 5%~6%^[13,14]。目前, 国内外对 Al₃Ni 相增强 Al-Zn-Mg-Cu 变形铝合金的报道较少。本工作重点研究了 Al₃Ni 相对 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 变形铝合金微观组织、拉伸性能和焊接性能的影响关系, 揭示了共晶相在变形铝合金中的强化规律, 为超高强 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 变形铝合金的成分及制备工艺设计提供指导。

1 实 验

Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金的化学成分如表 1 所示。原材料采用高纯铝、纯锌、纯镁、AlCu50、AlNi20、AlZr10 和 AlTi5B 中间合金。熔炼工艺如下: 首先采

用 300 kg 反射炉将高纯铝、AlNi20、AlCu50 中间合金升温熔化, 待熔化完全后加入 AlZr10 和 AlTi5B 中间合金, 当铝液温度为 (740±10) °C 时采用 C₂Cl₆ 除气处理, 静置 15 min 以上扒渣, 再加入纯锌和纯镁, 将温度调整到 (720±10) °C, 待浇注。采取半连续铸造, 半连续铸造的锭坯直径 250 mm。半连续铸锭经均匀化处理后挤压成直径 95 mm 的棒材, 挤压温度 (380±10) °C, 挤压速度 50 mm/min。

差热分析采用了 STA 449 F3 Jupiter 同步热分析仪, 试验温度区间为 20~730 °C, 温度变化速率为 10 °C/min。微观组织分析采用了 MEF4 型光学显微镜和 Quanta 250 FEG 扫描电子显微镜。布氏硬度测试采用了 320HBS-3000 布氏硬度计, 钢球直径 5 mm。显微硬度测试采用 MH-50D 显微硬度计。力学性能测试采用了 CMT-4105 电子拉伸试验机、直径 Φ 6 mm 的标准拉伸试样。采用 MIG 焊对 8 mm 厚的 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金进行对焊, 铝合金的可焊性根据 GB4675.1-84 焊接性试验“斜 Y 型坡口焊接裂纹试验方法”进行评价, 焊接电压 210 V, 焊接电流 23.6~24.6 A, 氩气流量 20 L/min, 焊丝选用 2 mm 直径的 5356 铝焊丝。焊接完成后, 取样测试焊缝的抗拉强度, 并垂直于焊缝方向切开, 观察焊缝剖面的宏观组织和微观组织, 测试焊缝区不同部位的显微硬度。

收稿日期: 2019-07-20

基金项目: 宁波市自然科学基金 (2017A610040)

作者简介: 陈大辉, 男, 1981 年生, 博士生, 副研究员, 中国兵器科学研究院宁波分院, 浙江 宁波 315103, 电话: 0574-87902873, E-mail: davidchen52@163.com

表 1 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Al-Zn-Ni-Mg-Cu aluminum alloy (wt%)

Nominal composition	Zn	Ni	Mg	Cu	Zr	Ti	Fe	Si
Al-4Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu	4.01	3.41	2.10	0.961	0.112	0.098	0.085	0.023
Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu	5.60	3.48	1.80	0.976	0.148	0.078	0.045	0.011
Al-10Zn-3Ni-2Mg-1Cu	9.90	3.02	1.95	0.991	0.125	0.080	0.105	0.045
Al-7.2Zn-4.8Ni-3Mg	7.20	4.77	3.04	0.001	0.110	0.107	0.200	0.083

2 结果与讨论

2.1 微观组织

图 1 为 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金铸造态和挤压变形后的微观组织。相比未加 Ni 元素之前, Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金增加了大量的第二相, 经 X 射线衍射分析为 Al₃Ni 相 (见图 2), 通过共晶反应 (Liquid→α-Al+Al₃Ni) 形成。Ni 元素在 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金中不与 Zn、Mg 2 种元素形成新的第二相, 不降低 MgZn₂ 强化相的含量。当 Ni 含量低于共晶点时, 形成 Al₃Ni 共晶相, 如图 1a、图 1b 所示;

当 Ni 含量高于共晶点时, 除共晶相以外, 还形成 Al₃Ni 初晶相, 如图 1c、1d 所示, 初晶相的尺寸明显大于共晶相。Al₃Ni 相经挤压变形后碎化, 由晶界分布转变为均匀分布, 并沿着挤压方向排列, 形态呈短棒状, 长径比约为 3。挤压变形后 Al₃Ni 初晶相尺寸为 60~135 μm, Al₃Ni 共晶相尺寸为 4~25 μm。Al₃Ni 相的均匀分布阻碍了挤压变形后再结晶晶粒的异常长大, 在 Al₃Ni 相较少的区域, 晶粒尺寸约 20 μm; 在 Al₃Ni 相较集中的区域, 晶粒尺寸较小, 约 10 μm, 如图 3 所示。Al₃Ni 相的均匀分布细化了铝合金的晶粒, 间接提高了铝基体的强度。

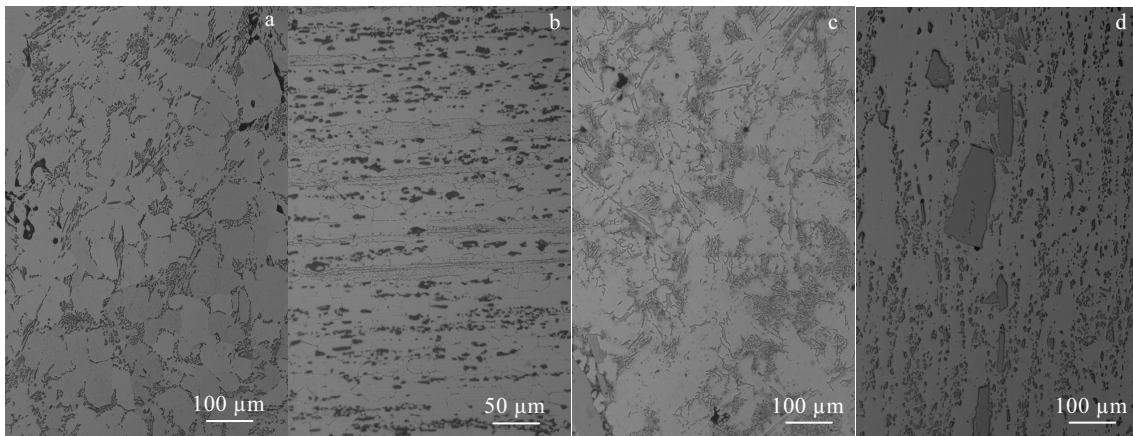


图 1 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金的微观组织

Fig.1 Microstructures of Al-Zn-Ni-Mg-Cu aluminum alloy: (a) Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu, ingot; (b) Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu, extrusion bar, longitudinal direction; (c) Al-7.2Zn-4.8Ni-3Mg, ingot; (d) Al-7.2Zn-4.8Ni-3Mg, extrusion bar, longitudinal direction

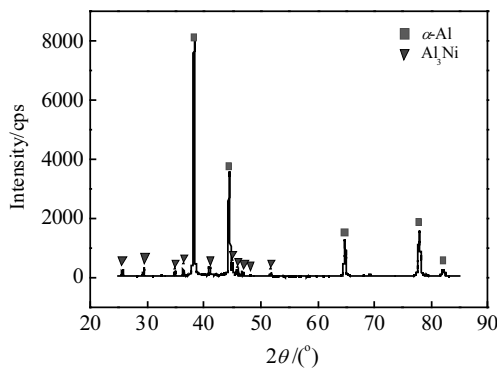


图 2 Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu 铝合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu aluminum alloy

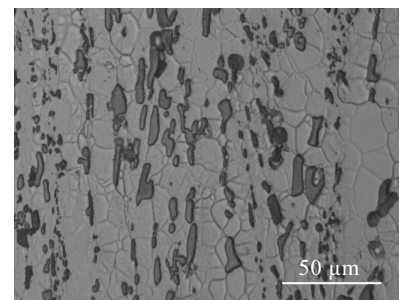


图 3 Al-7.2Zn-4.8Ni-3Mg 铝合金的晶粒大小照片

Fig.3 SEM image of size of grain particles of Al-7.2Zn-4.8Ni-3Mg aluminum alloy

2.2 力学性能

表 2 为 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 变形铝合金的拉伸性能。在 Ni、Mg 和 Cu 含量一定的情况下,当 Zn 含量由 4% 增至 10% 时,铝合金的抗拉强度由 565 MPa 增至 705 MPa,屈服强度由 463 MPa 增至 618 MPa,断后伸长率由 9.5% 降至 3.5%。从强度和塑性综合考虑,中等 Zn 含量的性能最佳,Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu 铝合金的抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别为 650 MPa、572 MPa 和 7.5%。对比 Al-10Zn-3Ni-2Mg-1Cu 铝合金和 Al-7.2Zn-4.8Ni-3Mg 铝合金的拉伸性能,两者的抗拉强度接近,均达到了 700 MPa 左右,但后者的屈服强度更高,塑性更低。尤其是 Ni 含量超过共晶点后,会形成粗大的 Al₃Ni 初晶相,导致铝合金的塑性显著降低。与常用 7XXX 系铝合金相比,增加 Ni 元素后,抗拉强度、屈服强度进一步增加,塑性进一步降低。Ni 元素的增加没有降低 MgZn₂ 相的强化作用,反而增加了 Al₃Ni 相的弥散强化作用。

图 4 为 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金的拉伸断口形貌。Al-4Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu 铝合金拉伸断口的断裂面与拉伸方向成 45° 角,沿剪应力方向,断口表面分布有较多块状的 Al₃Ni 相。Al-10Zn-3Ni-2Mg-1Cu 铝合金拉伸断口的断裂面垂直于拉伸方向,垂直于正应力方向,断口

表 2 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金和常用 7XXX 系铝合金的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of Al-Zn-Ni-Mg-Cu aluminum alloy and traditional Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy

Composition	Al ₃ Ni phases ^① , φ/%	Ultimate strength, R _m /MPa	Yield strength, R _{p0.2} /MPa	Elongation percent, A/%
Al-4Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu ^②	6.20	565	463	9.5
Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu ^②	6.32	650	572	7.5
Al-10Zn-3Ni-2Mg-1Cu ^②	5.67	705	618	3.5
Al-7.2Zn-4.8Ni-3Mg ^②	8.93	698	669	1.5
Al-4.4Zn-2.4Mg (7A52) ^③	0	500	444	11.1
Al-6Zn-2Mg-1.5Cu (7A04) ^③	0	600	550	8

Note: ① ignore effect of Zn, Mg and Cu on the density of aluminum alloy: the density of aluminum is 2.7 g/cm³, the density of Al₃Ni is 4.0 g/cm³, and the solubility of Al₃Ni in aluminum is not considered, and the volume fraction of Al₃Ni is calculated by the Ni content in aluminum alloys; ② 95 mm diameter bar, extrusion ratio is 10, longitudinal sampling, 460 °C/2 h + 480 °C/1 h, 60 °C, water quenching, 130 °C/16 h, air cooling; ③ 100 mm diameter bar, T6 heat treatment

上有很多韧窝、撕裂棱, Al₃Ni 相位于韧窝的中心。结合 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金的拉伸性能分析认为,在低锌含量 (4%Zn) 的铝合金中(图 4a、4c),铝基体具有足够的塑性变形能力,在拉伸过程中剪应力方向上塑性变形最大, Al₃Ni 相阻碍了其变形,在 Al₃Ni 相与铝基体的结合界面处形成裂纹,再扩展到周围的铝基体中,断口上露出大片块状的 Al₃Ni 相。在高锌含量 (10%Zn) 的铝合金中(图 4b、4d),铝基体得到了足够的强化,塑性变形能力有限,在正应力作用下 Al₃Ni 相自身断裂,裂纹再扩展到周围的铝基体中,断口上形成韧窝、撕裂棱,韧窝的中心处为断裂的 Al₃Ni 相。低锌铝合金的断裂主要是 Al₃Ni 相阻碍变形引起的, Al₃Ni 相界面撕裂;而高锌铝合金的断裂主要是 Al₃Ni 相强度不足而引起的, Al₃Ni 相自身断裂。由此可知, Al₃Ni 相既是颗粒强化相,也是裂纹萌生源,它的体积分数、分布、形态共同影响着铝合金的强度、塑性和断裂方式。随着铝合金强度的增加, Al₃Ni 相由界面撕裂向自身断裂转变。

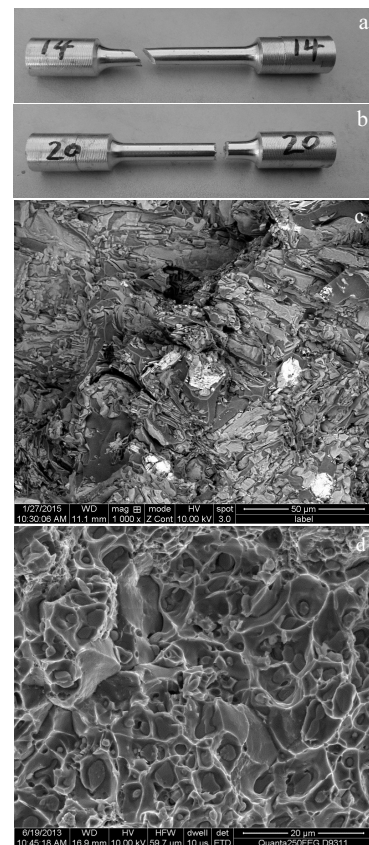


图 4 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金的拉伸断口形貌

Fig.4 Tensile fracture morphologies of Al-Zn-Ni-Mg-Cu aluminum alloy extrusion bar, T6 heat treatment, longitudinal direction: (a,c) Al-4Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu and (b, d) Al-10Zn-3Ni-2Mg-1Cu

2.3 焊接性能

图 5 为 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金在凝固过程中的差热分析曲线。从图中可看出，与 7A04 铝合金相比，Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金的放热峰由 1 个变为 2 个，对应的主要凝固反应分别为 $Liquid \rightarrow \alpha-Al$ 和 $Liquid \rightarrow \alpha-Al + Al_3Ni$ ，主要放热峰的温度随 Ni、Zn 含量的增加逐渐降低，由 623 °C 降至 600 °C。Al₃Ni 相的共晶反应降低了凝固反应温度，改善了铝合金凝固末期液相的补缩能力，进而改善了铝合金的铸造性能^[15]，使得大尺寸（250 mm 直径）的 Al-10Zn-3Ni-2Mg-1Cu 铝合金半连续铸锭未出现热裂的现象。

图 6 为 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金焊接接头的宏观组织和微观组织。采用 GB4675.1-84 “焊接性试验 斜 Y 型坡口焊接裂纹试验方法” 对该铝合金的可焊性进行评价，焊接接头无裂纹，说明可焊性良好。由此可知，Al₃Ni 相的共晶反应改善了 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的可焊性。

从焊接接头的微观组织可知，熔合区的 Al₃Ni 相比铝基体的 Al₃Ni 相更细小，且分布均匀。表 3 为 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金焊接接头的力学性能及显微硬度。可见，焊接接头的抗拉强度及断后伸长率分别达 323 MPa 和 2%，熔化区的硬度最低，硬度 HV 为 960 MPa，基体的硬度最高，热影响区的硬度居中。但在拉伸过程中，焊接接头最容易从热影响区断裂（如图 7 所示），这主要是由于热影响区的晶界形成了连续网状的第二相所致。焊缝中细小的 Al₃Ni 相提高了焊接接头的强度。

2.4 分析与讨论

Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金是在 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的基础上添加了大量的 Ni 元素，通过共晶反应形成大量的 Al₃Ni 相，在原有 MgZn₂ 相时效强化的基础上增加了 Al₃Ni 相的弥散强化作用。

Al₃Ni 共晶相与 MgZn₂ 相相比，都会导致强度增加，

塑性降低，但不同的是 Al₃Ni 相的增加还会改善铸造性能和可焊性，MgZn₂ 相则没有这种作用，原因在于 Al₃Ni 的共晶反应使凝固补缩更容易。Al₃Ni 共晶相与陶瓷颗粒（如 Al₂O₃、SiC、B₄C 等）相比，最显著的优势在于不用外加，而是直接原位反应生成，与铝基体的界面结合力更高，且分布更加均匀；不足在于共晶相的强度不如陶瓷颗粒，在受力过程中易自身断裂，形成裂纹源^[16]。

根据颗粒增强金属基复合材料的强化模型^[17-19]：

$$\sigma = \sigma_m(1 - V_{Al_3Ni}) + \sigma_{Al_3Ni}V_{Al_3Ni} \quad (1)$$

式中， σ 为材料的抗拉强度， σ_m 为铝基体承受的应力， σ_{Al_3Ni} 为 Al₃Ni 相承受的应力， V_{Al_3Ni} 为 Al₃Ni 相的体积分数。

对于高锌含量铝合金来说，Al₃Ni 相自身断裂，说明 Al₃Ni 相在铝合金断裂时达到了本身的抗拉强度，Al₃Ni 相的强度为 2160 MPa^[20]，由方程（1）可绘制 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金强度分布图，如图 8 所示。图中还显示了 4 种 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金的强度和铝基体强度。铝基体的强度与铝合金的强度对比发现，

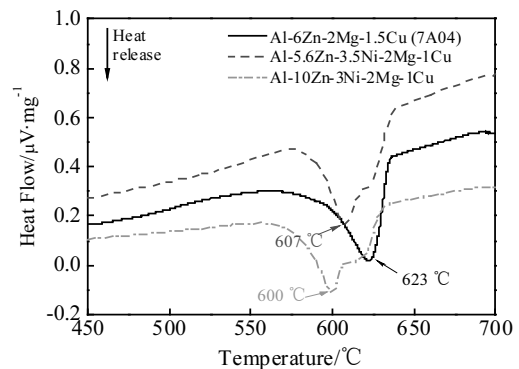


图 5 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金和 7A04 铝合金的差热分析曲线
Fig.5 Differential thermal analysis curve of Al-Zn-Ni-Mg-Cu and 7A04 aluminum alloy during cooling process

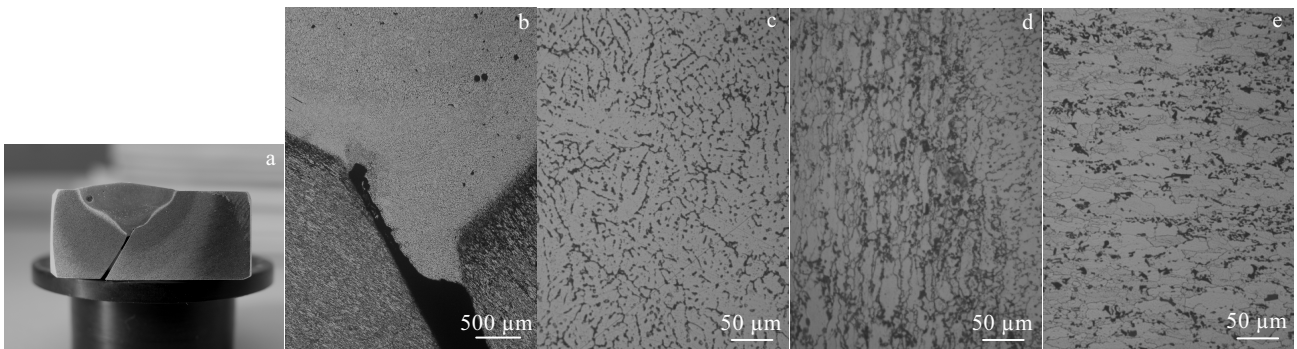


图 6 Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu 铝合金焊接接头的组织

Fig.6 Structures of Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu aluminum alloy welded joint: (a) macrostructure, (b) weld zone, (c) fusion zone, (d) heat affected zone, and (e) aluminum matrix

表 3 Al-5.6%Zn-3.5%Ni-2%Mg-1%Cu 铝合金焊接接头的拉伸性能

Table 3 Tensile properties of Al-5.6%Zn-3.5%Ni-2%Mg-1% Cu aluminum alloy welded joints

R_m /MPa	A /%	Hardness, HV/MPa		
		Fusion zone	Heat affected zone	Aluminum matrix
323	2.0	960	1430	1590



图 7 Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu 铝合金焊接接头的断口形貌
Fig.7 Tensile fracture morphology of Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu aluminum alloy welded joint

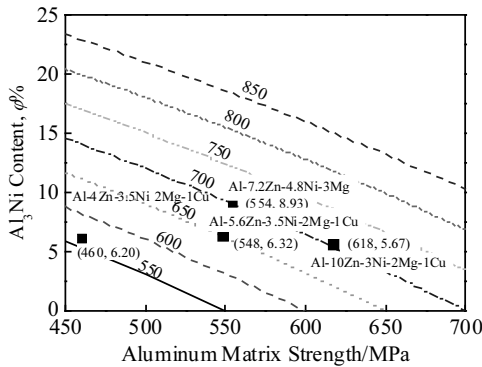


图 8 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金强度分布图

Fig.8 Strength map of Al-Zn-Ni-Mg-Cu aluminum alloy

体积分数为 6% 的 Al_3Ni 相可使铝合金强度相比铝基体的强度提高约 100 MPa。但实际上强度的增幅并非如此大, 对比 Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu 铝合金和常用的 7A04 铝合金 (Al-6Zn-2Mg-1.5Cu) 的性能发现, 体积分数 6.32% 的 Al_3Ni 相使得强度仅提高了 50 MPa 左右, 可能的原因: Al_3Ni 相首先自身断裂, 形成的微裂纹导致铝基体未达到最大强度值就开始裂纹扩展。

图 9 为 Ni 含量与 Al_3Ni 相体积分数之间的关系^[21,22]。随着 Ni 含量的增加, Al_3Ni 相的体积分数增加, Al_3Ni 由共晶相向初晶相转变。 Al_3Ni 相的体积分数为 6% 时, Ni 与 Al 的质量比为 0.038, Al_3Ni 相均为共晶相; Al_3Ni 的体积分数为 9% 时, Ni 与 Al 的质量比为 0.057, Al_3Ni 相为共晶相和初晶相。粗大的 Al_3Ni 初晶相会显著降低

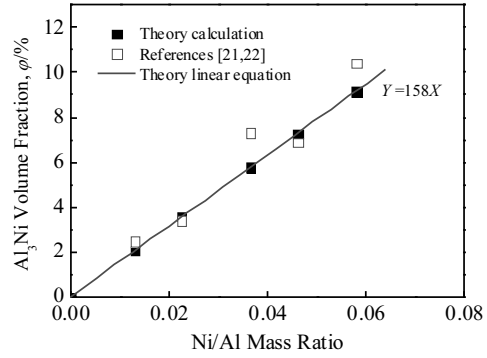


图 9 Ni 含量与 Al_3Ni 相体积分数的关系

Fig.9 Relationships of Ni content and Al_3Ni phase volume percent^[21,22]

铝合金的塑性。为此, 在设计 Ni 元素的含量时, Ni 含量不应超过共晶点。Belov 研究表明, Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金的共晶点随着 Zn、Mg、Cu 含量的增加向 Ni 含量减小的方向偏移。当 Zn、Mg、Cu 的含量分别为 6%、2% 和 1% 时, 共晶点的 Ni 含量约为 4.5%, Ni 与 Al 的质量比为 0.052^[8], 针对具体的 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 铝合金, 共晶点还要根据具体实验确定。

Al_3Ni 相的大小、形态与分布对铝合金的力学性能影响较大。为了分析 Al_3Ni 相形态对铝合金力学性能的影响关系, 假设 Al_3Ni 相为长度 L 、直径 D 的圆柱体。在 Al_3Ni 相周围, 铝基体对 Al_3Ni 的界面结合力与 Al_3Ni 相的抗拉力平衡。因此, 铝基体的应力 (σ_m) 与 Al_3Ni 相的应力 (σ_{Al_3Ni}) 存在如下比例关系:

$$\sigma_m = \frac{1}{1 + 2 \frac{L}{D}} \sigma_{Al_3Ni} \quad (2)$$

Al_3Ni 相的断裂方式有 2 种, 1 种是界面撕裂, 1 种是自身断裂。当 Al_3Ni 相的长径比 (L/D) 较大时, Al_3Ni 相自身断裂, 此时 Al_3Ni 相的应力 (σ_{Al_3Ni}) 达到了自身强度 ($\sigma_{Al_3Ni(max)}$), 铝基体的应力 (σ_{matrix}) 小于界面结合强度 (σ_{sur}); 当 Al_3Ni 相的长径比 (L/D) 较小时, Al_3Ni 相界面撕裂, 此时铝基体的应力 (σ_m) 达到了界面结合强度 σ_{sur} , Al_3Ni 相的应力 σ_{Al_3Ni} 小于自身强度 $\sigma_{Al_3Ni(max)}$ 。结合方程 (1)、(2) 得材料的抗拉强度如下:

$$\sigma = \begin{cases} \frac{1}{1 + 2 \frac{L}{D}} \sigma_{Al_3Ni(max)} \cdot (1 - V_{Al_3Ni}) + \sigma_{Al_3Ni(max)} \cdot V_{Al_3Ni}, & \frac{L}{D} \geq \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma_{Al_3Ni(max)}}{\sigma_{sur}} - 1 \right) \\ \sigma_{sur} \cdot (1 - V_{Al_3Ni}) + (1 + 2 \frac{L}{D}) \sigma_{sur} \cdot V_{Al_3Ni}, & \frac{L}{D} < \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma_{Al_3Ni(max)}}{\sigma_{sur}} - 1 \right) \end{cases} \quad (3)$$

当 $\frac{L}{D} = \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma_{Al_3Ni(max)}}{\sigma_{sur}} - 1 \right)$ 时, 铝基体的应力达到了最大,

即为界面结合强度。Al₃Ni 相的应力也达到最大, 即为 Al₃Ni 的自身强度。抗拉强度 σ 达到最大值。

$$\sigma_{max} = \sigma_{sur}g(1-V_{Al_3Ni}) + \sigma_{Al_3Ni(max)}gV_{Al_3Ni} \quad (4)$$

此时, Al₃Ni 相的界面结合力与自身抗拉力相等, Al₃Ni 相的断裂形式为界面撕裂和自身断裂的混合断裂形式。

由以上分析可知, 影响铝合金的抗拉强度的主要参数有 Al₃Ni 相的体积分数、界面结合强度、形状因子和长径比 (L/D)。Al₃Ni 相的体积分数可通过 Ni 含量的增加而增加, 但 Ni 含量不宜超过共晶点。Al₃Ni 相的界面结合强度可通过提高铝基体中 Zn、Mg 等元素的含量而增强。当 Al₃Ni 相的体积分数、铝基体的强度一定时, 还可通过塑性变形来碎化 Al₃Ni 相, 使 Al₃Ni 趋于球状, 缩小长径比, 进而改善 Al₃Ni 相周围的应力分布, 防止其自身断裂, 提高材料的抗拉强度。在本实验的 Al-Zn-Ni-Mg-Cu 变形铝合金中, 经挤压变形后 Al₃Ni 相为细小短棒状, 长径比 L/D 约为 3。在低锌 (4%Zn) 铝合金中 Al₃Ni 相界面撕裂, 说明 Al₃Ni 相的界面结合强度不足。Zn 含量增加后, Al₃Ni 相的界面结合强度提高。在高锌 (10%Zn) 铝合金中 Al₃Ni 相自身断裂, 说明 Al₃Ni 相的强度不足, 可通过塑性变形碎化 Al₃Ni 相, 降低 Al₃Ni 相的长径比, 抑制 Al₃Ni 相自身断裂, 进而提高材料的抗拉强度。

3 结 论

1) Al-Zn-Ni-Mg-Cu 变形铝合金较佳的成分为 Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu, 其抗拉强度、屈服强度和断后伸长率分别为 650 MPa、572 MPa 和 7.5%, 焊接接头的抗拉强度和断后伸长率分别为 323 MPa、2%。

2) 降低 Al₃Ni 相的长径比有助于抑制 Al₃Ni 相的自身断裂, 促进 Al₃Ni 相的均匀分布有助于阻碍晶粒的异常长大。Al₃Ni 相越细小, 分布越均匀, 强化效果越好。Ni 含量不宜超过共晶点成分, 否则铝合金的塑性显著降低。随着强度的增加, Al₃Ni 相的断裂形式由界面撕裂转变为自身断裂。

3) Al₃Ni 相的共晶反应改善了 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金的铸造性能和可焊性, 使得高锌铝合金的铸造和焊接不易开裂, 为高强可焊铝合金材料的发展指明了新的方向。

参考文献 References

[1] Liu Xiaotao(刘晓涛), Cui Jianzhong(崔建忠). *Materials Reviews*(材料导报)[J], 2005, 19(3): 47
 [2] Wang Hongbin(王洪斌), Huang Jinfeng(黄进峰), Yang

Bin(杨滨) *et al. Materials Reviews*(材料导报)[J], 2003, 17(9): 1
 [3] Gan Weiping(甘卫平), Fan Hongtao(范洪涛), Xu Keqin(许可勤) *et al. Aluminium Fabrication*(铝加工)[J], 2003, 26(3): 6
 [4] Fang Huachan(方华婵), Chen Kanghua(陈康华), Cao Hong(巢宏) *et al. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2009, 14(6): 351
 [5] Li Zhihui(李志辉), Xiong Baiqing(熊柏青), Zhang Yong'an(张永安) *et al. Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2007, 14(3): 246
 [6] Li Niankui(李念奎), Cui Jianzhong(崔建忠). *Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2008, 36(1): 5
 [7] Zhao Lihua(赵立华). *Journal of Sichuan Ordnance*(四川兵工学报)[J], 2011, 32(10): 147
 [8] Zolotarevsky V S, Belov N A, Glazoff M V. *Casting Aluminum Alloys*[M]. Amsterdam: Elsevier, 2007: 405
 [9] Vojtěch D, Šerák J, Eckert O *et al. Materials Science and Technology*[J], 2003, 19: 757
 [10] Belov N A, Cheverikin V V, Eskin D G *et al. Aluminum Alloy 2006* [C]. Switzerland: Trans Tech Publications, 2006: 413
 [11] Belov N A. *Metal Science and Heat Treatment*[J], 2012, 53(9-10): 420
 [12] Belov N A, Zolotarevskij V S, Cheverikin V V. *Russia Patent*, 2288965[P]. 2006
 [13] Belov N A. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*[J], 2010, 51(3): 243
 [14] Belov N A, Belov V D, Alabin A N *et al. Metallurgist*[J], 2010, 54(5-6): 311
 [15] Chen Dahui(陈大辉), Chen Zheng(陈铮), Zhu Xiurong(朱秀荣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(11): 3525
 [16] Belov N A. *Metal Science and Heat Treatment*[J], 1995, 37(5-6): 237
 [17] Chen Jianfeng(陈剑峰), Wu Gaohui(武高辉), Sun Dongli(孙东立) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2002, 22(2): 49
 [18] Qin Shuyi(秦蜀懿), Zhang Guoding(张国定). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2000, 10(5): 621
 [19] Xiao Bolv(肖伯律), Bi Jing(毕敬), Zhao Mingjiu(赵明久) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(9): 1006

- [20] Fukui Y, Takashima K, Ponton B C. *Journal of Materials Science*[J], 1994, 29(9): 2281
- [21] Belov N A, Zolotarevskiy V S. *Materials Science Forum*[J], 2002, 33(3): 707
- [22] Wang S H, Uan J Y, Lui T S *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33(3): 707

Eutectic Strengthening Effect of Al-Zn-Ni-Mg-Cu Aluminum Alloy

Chen Dahui^{1,2}, Chen Zheng¹, Nie Jingjiang², Hong Xiaolu², Liu Yongqiang², Ren Lihong², Hou Linchong², Xu Ying²

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. The Ningbo Branch of Ordnance Science Institute of China, Ningbo 315103, China)

Abstract: 3wt%~5wt% Ni element was added to the Al-Zn-Mg-Cu deformed aluminum alloy, and a large amount of Al₃Ni phases were formed by eutectic reaction. Therefore, the particle strengthening effect of the Al₃Ni phases was also found besides MgZn₂ aging strengthening. The increase of Ni content not only improves the casting performance and weldability of the Al-Zn-Mg-Cu deformed aluminum alloy, but also increases the tensile strength and yield strength. The preferred composition of Al-Zn-Ni-Mg-Cu aluminum alloy is Al-5.6Zn-3.5Ni-2Mg-1Cu. Its tensile strength, yield strength and elongation are 650 MPa, 572 MPa and 7.5%, respectively. The tensile strength and elongation of its welded joint are 323 MPa and 2%, respectively. With the increase of Zn content, the Al₃Ni phase changes from interfacial tear to self-fracture. With the increase of the Ni content, the strengthening effect of Al₃Ni phases is improved, but the content of Ni cannot exceed the eutectic point. Decreasing the aspect ratio of Al₃Ni particles helps to suppress the self-fracture of Al₃Ni phases. Uniform distribution of Al₃Ni phase helps to prevent the abnormal growing of recrystallized grains.

Key words: Al-Zn-Ni-Mg-Cu aluminum alloy; Al₃Ni phase; eutectic strengthening effect; tensile properties; weldability

Corresponding author: Chen Dahui, Candidate for Ph. D., Associate Researcher, The Ningbo Branch of Ordnance Science Institute of China, Ningbo 315103, P. R. China, Tel: 0086-574-87902873, E-mail: davidchen52@163.com