轧制工艺对 7050 铝合金显微组织和力学性能的影响 *

王东 马宗义

(中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

摘 要 研究了轧制变形量和轧制温度对 7050 铝合金显微组织和力学性能的影响.当轧制变形量为 30% 时,轧制样品中大部分晶粒还基本保持铸态的枝晶形状;当变形量在 70% 以上时,铸态组织完全消失,并出现再结晶晶粒和亚晶组织. 能谱结果表明,轧制样品中粗大的第二相为 Al₇Cu₂Fe 和 Al₂CuMg, Al₇Cu₂Fe 相不溶于基体且呈链状分布,而 Al₂CuMg 相部分溶于基体且呈球状分布. 变形量为 70% 和 90% 样品的再结晶晶粒分数分别为 1.25% 和 12.4%. 变形量为 70% 样品的强度和硬度最高. 当轧制温度为 300 ℃时,时效后的样品中出现较多的再结晶晶粒;轧制温度升至 430 ℃时,材料流变性变好,并且在轧制过程中更容易发生动态回复,使储存的变形能减少,再结晶晶粒明显减少,强度和硬度也达到最高. **关键词** 7050 铝合金,轧制,力学性能,显微组织

中图法分类号 TG146.2 文献标

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2008)01-0049-06

EFFECTS OF ROLLING PROCESS ON MICROSTRUC-TURE AND MECHANICAL PROPERTY OF 7050 ALUMINUM ALLOY

WANG Dong, MA Zongyi

Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016 Correspondent: MA Zongyi, professor, Tel: (024)83978908, E-mail: zyma@imr.ac.cn Supported by National Basic Research Program of China (No.2005CB623708) Manuscript received 2007-06-14, in revised form 2007-08-30

ABSTRACT The effects of rolling reduction and temperature on the microstructure and mechanical property of 7050 aluminum alloy are investigated. For the sample with a rolling deformation of 30%, most of dendritic structure remained. When the rolling reduction increased to the 70%, the cast structure disappeared and the microstructure consisted of subgrains and recrystallized grains. Some coarse particles were identified to be Al_7Cu_2Fe phase and Al_2CuMg phase by EDS. The Al_7Cu_2Fe particles with a chain-like distribution did not dissolve into the matrix, whereas the globular-like Al_2CuMg phase was partially dissolved during the heat treatment. The fractions of the recrystallized grains in the samples rolled under reductions of 70% and 90% are 1.25% and 12.4%, respectively. The sample rolled under a rolling reduction of 70% exhibited the highest strength and hardness. The sample rolled at 300 °C has a lot of recrystallized grains. At 430 °C rolling, both of the improvement of material flow and the occurrence of dynamic recovery reduced the stored deformation energy, inducing the amount of recrystallized grains decreased, so the sample exhibited the highest strength and hardness. **KEY WORDS** 7050 aluminum alloy, rolling, mechanical property, microstructure

Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金属于高强变形铝合金,具有 高的比强度和硬度、较好的耐腐蚀性能和较高的韧性、优 良的加工性能,是航空航天、兵器以及交通运输等行业重 要的结构材料之一^[1].

自 1943 年美国首次开发出可实际应用的 7075 铝合

金以来,世界各国都加强了对该系列铝合金的研究.通过 提高 Zn, Mg 和 Cu 的含量,降低 Fe 和 Si 的含量, 提高 Zn 与 Mg 的比值以及添加一些其它的微量元素 (如 Zr 和 Sc),相继研制出了一些改良的新型 7000 系铝合 金^[2.3].目前,全世界已开发出数十种不同成分标准牌号 的 7000 系列铝合金产品.

7050 铝合金是由 ALCOA 公司研制的具有高强度、 优良断裂韧性和抗应力腐蚀性能的合金,并且具有很好的 淬火敏感性,可以制造大厚度板材.目前广泛应用于航空 领域,主要用作飞机的机身框架、机翼蒙皮及衍条等^[1,4,5].

^{*} 国家重点基础研究发展计划资助项目 2005CB623708 收到初稿日期:2007-06-14,收到修改稿日期:2007-08-30 作者简介: 王 东,男, 1980年生,硕士

目前,国际上关于 7050 合金的研究主要集中在不同热处 理状态下强化相的演化^[6,7],以及如何通过不同的热处 理工艺改进其强度和抗应力腐蚀性能^[8,9].国内对于该 合金的研究起步较晚,在热加工工艺方面可供参照的文献 很少.本工作主要研究了不同的轧制变形量和轧制温度对 7050 铝合金显微组织和力学性能的影响,希望能够对大 规格 7050 板材的制备提供一定的参照.

1 实验方法

实验用 7050 合金的化学成分 (质量分数, %)为: Zn 6.18, Mg 2.20, Cu 2.21, Zr 0.13, Si 0.11, Fe 0.10, Al 余量. 铸锭在 300 ℃去应力退火 4 h. 随后在铸锭上 切取 100 mm×75 mm×20 mm 板材,在电阻炉中 470 ℃均匀化退火 48 h 淬火.分别在 300, 350 和 430 ℃轧 制,轧制分多道次进行,每道次轧制下压量 1.5 mm,每 道次之间在炉中保温 30 min. 轧制变形量分别为 30%, 50%, 70% 和 90%. 轧制样品在盐浴炉中 470 ℃固溶热 处理 1 h 淬火,自然时效 24 h 后,在鼓风干燥箱中 120 ℃时效 24 h,空冷.

金相试样的浸蚀剂为: HF 0.5%, HNO₃ 15.5%, H₂O 84%(均为体积分数); CrO₃ 3 g. 采用光学显微镜 和扫描电子显微镜观测样品的显微组织,使用 EDS 分析 第二相成分.采用 DSC 对样品进行热分析,升温速率为 10 °C /min. 样品的再结晶晶粒分数统计采用面积法,使 用 ZEISS Axiovert 200 MAT 金相显微镜和 SISC IAS V8.0 金相图像分析软件进行统计 (放大 100 倍)^[10].采用 Leco LM 247 AT 显微硬度仪测量样品的显微硬度.采用 Zwick/Roell Z050 拉伸试验机测量样品的显微硬度.采用 Zwick/Roell Z050 拉伸试验机测量样品的拉伸性能,样 品长度方向沿轧制方向,样品取自轧制板材的厚度方向的 中心.对于变形量为 90% 的样品,沿板材的厚度方向去 除表面的氧化皮. 拉伸试样平行段长为 23 mm,宽为 4 mm,厚为 2 mm.使用扫描电子显微镜观测样品的断口 形貌.

2 实验结果与讨论

图 1 为 7050 合金铸态和退火后的组织. 从图可见, 铸态组织 (图 1a) 由树枝状的基体相和枝晶间的低熔点共 晶组成. 能谱分析结果表明,其中含有 Fe, Cu 和 Si. 这 与 Fan 等^[11] 的报道基本相同. 470 ℃均匀化退火 48 h 后 (图 1b),铸态组织中枝晶间相大部分都溶于基体中, 枝晶偏析得到了明显的改善.

2.1 轧制变形量对力学性能和显微组织的影响

图 2 为 430 ℃轧制温度下不同变形量轧制的 7050 板 材热处理后的金相组织.从图可见,在 30% 的小变形量 (图 2a)下,样品中的大部分晶粒基本保持铸态的枝晶形状,但 部分晶粒中有条纹状组织.这说明在轧制变形中不同晶粒 的变形量不均匀,有部分晶粒变形量较大,但储存的变形

能并不足以使该样品在随后的固溶处理时产生再结晶,从 而导致在随后的时效热处理过程中部分晶粒中出现回复 组织. 当变形量为 50%(图 2b) 时, 样品中晶粒的变形程 度增大, 与变形量为 30% 的样品 (图 2a) 相比, 铸态组 织明显减少. 当变形量达到 70%, 样品中的铸态组织完 全消失, 晶粒沿轧制方向明显拉长 (图 2c). 图中, 白色 部分为再结晶晶粒,灰色部分为细小的亚晶组织. 这说明 变形量达到 70% ,样品中的铸态组织可以完全消除,并 且相应出现部分再结晶晶粒. 用金相方法统计的再结晶晶 粒分数为 1.25% ,说明在该工艺下,样品再结晶程度很 小. 据文献 [2, 12] 报道, 在 7050 铝合金中存在的 Al₃Zr 弥散相,可以有效地阻碍再结晶晶粒的长大,从而抑制合 金再结晶的发生. 当变形量为 90% (图 2d) 时, 由于样品 的变形量较大,样品中储存的变形能也相对较多,在与其 它样品相同的温度下固溶处理时更容易发生再结晶,因此 该样品的再结晶晶粒明显增多,用金相方法统计其再结晶 晶粒分数为12.4%,远高于变形量为70%样品的再结晶 晶粒分数 (1.25%).

从图 2c, d 可见, 均匀化热处理后样品中残留的枝 晶间的粗大第二相被破碎, 并且部分第二相沿着轧制方向 呈链状分布.



图 1 7050 合金铸锭及退火后的金相组织

Fig.1 Microstructures of 7050 aluminum alloy ingot

- (a) as-cast, dendritic matrix, eutectics between dendrites, and second phases in grain and at boundary
- (b) homogenized at 470 °C, 48 h, segregation at interdendrite improved



图 2 在 430 ℃不同变形量轧制样品时效热处理后的金相组织 Fig.2 Microstructures of the samples heat-treated at 470 °C, 1 h, quenched, natural aging for 24 h and 120 °C, 24 h, A.C. after rolling at 430 °C under different reductions (a) 30%, dendritic structure remained (b) 50%, cast structure decreased (c) 70%, cast structure disappeared, white recrystallized grains appeared (1.25%)

(d) 90%, recrystallized grains reached 12.4%

图 3 为变形量为 70% 样品的扫描电镜照片. 由于在 浸蚀样品时,部分第二相颗粒被浸蚀掉,为了分析第二相 的成分,用能谱分析了未浸蚀样品中第二相的成分.

表 1 列出图 3 所标出的典型第二相的成分,参照文 献 [11, 13] 和物相的元素含量可推测这些相组成. 呈链状 分布的第二相为 Al₇Cu₂Fe, 如图 3 中 A 所指; 球形相是 Al₂CuMg, 如图 3 中 B 所指.



图 3 在 430 ℃ 轧制 70% 样品的扫描电镜组织

Fig.3 SEM image of the sample rolled at 430 °C with a rolling reduction of 70% (A-Al₇Cu₂Fe, B- $Al_2CuMg)$

表 1 430 C轧制 70% 样品 (图 3) 中典型第二相的 EDS 分 析结果

Table 1 EDS analysis of typical particles in Fig.3

| | c | OH Y |
|--------|-----------|------|
| atomic | fraction, | %) |

| | | N | | | | |
|----------|-------|-------|-------|------|------|--|
| Particle | Al | Cu | Mg | Zn | Fe | |
| А | 79.23 | 12.06 | 1.77 | 2.35 | 4.59 | |
| В | 61.21 | 20.87 | 15.46 | 2.45 | - | |

图 4 示出变形量为 70% 的样品的 DSC 曲线. 根据 文献 [13] 可知, 图中 I 号峰为 η 相 (MgZn₂ 相) 的溶解 峰, II 号峰为 S 相 (Al₂CuMg 相) 的溶解峰,其对应 温度为 490.5 ℃. 但由于 DSC 的测试过程升温速率较快 (10 ℃ /min),得到的结果并不代表平衡过程.正常的固 溶处理过程更接近平衡状态,所以 S 相的溶解温度可能 要低于 DSC 的测量结果. Al₇Cu₂Fe 相在轧制以及轧 制后的热处理过程中, 基本没有溶于基体中, 因此在材料 中沿轧制方向呈链状分布; 而 S 相呈球状分布, 说明其在 热处理过程中部分溶解.

图 5a 为不同变形量轧制的 7050 板材的拉伸性能. 当变形量小于或等于 70% 时, 随变形量的增加, 样品的 屈服强度逐渐增大, 而抗拉强度和延伸率变化不大; 但当



图 4 在 430 ℃ 轧制 70% 样品的 DSC 曲线

Fig.4 DSC curve of the sample rolled at 430 $^{\circ}$ C with 70% reduction (I— η phase (MgZn₂) dissolved, II—S phase (Al₂CuMg) dissolved)





Fig.5 Tensile properties (a) and hardness (b) of 7050 plates heat-treated after rolled at 430 °C with different rolling reductions

轧制变形量达到 90% 时,其屈服强度和抗拉强度略有下降,而延伸率显著增加.图 5b 为轧制变形量对 7050 板材硬度的影响.从图可以看出,与强度不同,随着轧制变 形量的增加样品的硬度连续增加.这可能与样品的取样有 关.变形量小于 70% 的样品在板材的中央取样,而变形量 为 90% 的样品仅将轧板表面氧化皮去除.样品在轧制过 程中,由于表面的变形量较大,在随后的热处理过程中, 接近表面的部分与心部相比,更容易产生再结晶.在 7000



图 6 430 C轧制时不同轧制变形量样品的断口形貌

Fig.6 Fractographs of the heat-treated specimens after rolling of 30% (a) and 70% (b) (rolling temperature: 430 °C), the fracture surface of Fig.6a has cast structure feature, some holes can be seen; for Fig.6b the fracture surface is toughness surface

系列铝合金中,强化机制主要有固溶强化、晶界强化、沉 淀相强化及位错强化等.由于在该系列铝合金中未再结晶 晶粒内部存在大量的亚晶,因此,有学者又将晶界强化机 制分为普通晶界强化和亚晶界强化^[14].从图 2 可见, 在 7050 合金中的再结晶晶粒内部几乎没有亚晶产生.所 以,再结晶组织在该合金中对强度起削弱作用.另外,再 结晶晶粒的产生也会减少轧制产生的织构^[14],从而导致 强度的降低.因此,变形量为 90% 样品的强度略有下降, 而延伸率显著增加.

图 6 给出在 430 ℃轧制下变形量分别为 30% 和 70% 样品的断口形貌. 从图可见,变形量为 30% 样品的断口 具有铸态组织断口的特征,断口处出现一些微孔;而变形 量为 70% 样品的断口存在明显的韧窝和撕裂棱,具有韧 性断裂的特征.

2.2 轧制温度对力学性能和显微组织的影响

图 7 为 70% 轧制变形量下不同温度轧制板材热处理 后的金相组织.可以看出,在不同温度轧制时样品中铸态 组织都完全消失, 品粒沿轧制方向明显被拉长,均匀化热 处理后样品中残留的枝晶间第二相被破碎,并且部分第二 相沿轧制方向呈链状分布.图中,较大的白色晶粒为再结

晶晶粒,细小的组织为亚晶.从图可见,当轧制温度为300 ℃(图 7a)时,热处理后的样品中出现了许多再结晶晶 粒,再结晶晶粒分数为23.5%;当轧制温度升至350℃(图 7b)时,再结晶晶粒略有减少(再结晶晶粒分数为18.8%), 但品粒尺寸变大;当轧制温度升至 430 ℃ (图 2c)时,再 结晶晶粒最少(其分数为1.25%),且晶粒尺寸也最小. 这与 Deshpande 等^[10] 的研究结果相似. 在较低温度轧 制时,材料中更容易储存变形能,在随后的热处理时变形 能释放,从而在材料中产生再结晶晶粒,温度越低则材料 中储存的变形能越多,再结晶晶粒越容易形核.因此,在 300 ℃轧制时形成的再结晶的晶粒数目最多; 当轧制温度 升至 350 ℃, 样品中储存的形变能相对减少, 再结晶晶粒 数目减少但尺寸相应变大;当轧制温度升至430℃时,材 料流变性变好,并且在轧制过程中更容易发生动态回复, 其中储存的变形能减少,因此在随后的热处理过程中再结 晶晶粒最少. 据文献 [10, 15] 报道, 在铝合金中, 部分再 结晶组织会降低合金的断裂韧性,因此应选择在较



图 7 变形量为 70% 不同温度下轧制的 7050 板材热处 理后的金相组织

Fig.7 Microstructures of the heat-treated 7050 plates after rolling at 300 °C (a) and 350 °C (b) (rolling reduction: 70%), white larger grains are recrystallized grains and fine structures are subgrains, the fraction of recrystallized grain is 23.5% in Fig.7a and is 18.8% in Fig.1b

高温度下对 7050 合金进行轧制, 尽量降低其再结晶体积 分数.

图 8a 给出在变形量为 70% 和不同温度下轧制的 7050 板材热处理后的拉伸性能.可见随着轧制温度的升 高,强度呈现先降后升的趋势,而延伸率则先升后降.在 350 ℃轧制样品的屈服强度和抗拉强度最低,延伸率最 高. 从图 8b 可以看出,样品的硬度随轧制温度的变化趋势与强度相同,也是先降后升.这种变化趋势与样品的微 观结构有关.当轧制温度较低时,轧制板材在随后的热处 理时产生较多的再结晶晶粒,而在时效时再结晶晶粒中几 乎没有亚晶,这就使得亚晶强化的效果减小.因此,再结 晶晶粒较多的轧制板材(即轧制温度为 300 和 350 ℃的 样品)的强度和硬度较低.而在 350 ℃轧制板材中,虽然 其再结晶的体积分数略低于 300 ℃轧制样品(图 7a),但 其中的再结晶晶粒尺寸略有增大(图 7b),因此表现出最 低的强度和硬度.

图 9 给出变形量为 70% 轧制温度为 300 ℃下样品 的断口形貌. 与轧制温度为 430 ℃样品(图 6b)相比, 两样品的断口形貌无明显差别,都存在较多的韧窝和撕裂 棱,呈现出韧性断裂特征.



图 8 变形量为 70% 不同温度下轧制 7050 板材热处理 后的拉伸性能及硬度

Fig.8 Tensile properties (a) and hardnesses (b) of the 7050 plates heat-treated after rolling at different temperatures (rolling reduction: 70%)



图 9 300 C F 轧制 70% 样品热处理后的断口形貌

Fig.9 Fractograph of the heat-treated sample after rolling at 300 °C (rolling reduction: 70%), morphology of fracture surface is similar to that of Fig.6b

3 结论

(1) 轧制变形量为 30% 时, 样品中大部分晶粒基本仍 保持铸态组织中的枝晶形状; 当变形量在 70% 以上时, 铸态组织完全消失, 晶粒沿轧制方向明显拉长, 并出现了 再结晶晶粒和亚晶组织. 均匀化热处理后样品中残留的枝 晶间第二相被打碎, 其中 Al₇Cu₂Fe 相不溶于基体, 且沿 轧制方向呈链状分布; 而 Al₂CuMg 相部分溶于基体中且 呈球状分布.

(2)变形量为 70% 样品的再结晶晶粒分数 (1.25%)明显低于变形量为 90% 样品的再结晶分数 (12.4%),因此其强度和硬度较高.

(3)当轧制温度为 300 ℃时,时效后的样品中出现较 多的再结晶晶粒;轧制温度升至 430 ℃时,再结晶晶粒明 显减少. (4) 轧制温度为 430 ℃时, 样品的强度和硬度最高. 这 是由于样品中再结晶晶粒尺寸较小, 并且含量较低所致.

参考文献

- Wang T, Yin Z M. J Rare Met, 2006; 30: 197
 (王 涛, 尹志民. 稀有金属, 2006; 30: 197)
- [2] Wagner J A, Shenoy R N. Metall Trans, 1991; 22A: 2809
- [3] Dai X Y, Xia C Q, Wu A R, Wang J W, Li Y Y. Mater Rev, 2006; 20(5): 104

(藏晓元,夏长清,吴安如,王杰文,李杨勇.材料导报, 2006; 20(5):104)

- [4] Wang Z T, Tian R Z. Handbook of Aluminum Alloy and Processing. 3rd ed., Changsha: Central South University Press, 2005: 927
 (王祝堂,田荣璋, 铝合金及其加工手册, 第 3 版,长沙:中南 大学出版社, 2005: 927)
- [5] Tian F Q, Li N K, Cui J Z. Light Alloy Fabr Technol, 2005; 33(12): 1
 (田福泉, 李念奎, 崔建忠. 轻合金加工技术, 2005; 33(12): 1)
- [6] Sha G, Cerezo A. Acta Mater, 2004; 52: 4503
- [7] Dumont D, Deschamps A, Brechet Y. Mater Sci Eng, 2003; A356: 326
- [8] Lin J C, Liao H L, Jehng W D, Chang C H, Lee S L. Corros Sci, 2006; 48: 3139
- [9] Oliveira A F, Barros M C, Cardoso K R, Travessa D N. Mater Sci Eng, 2004; A379: 321
- [10] Deshpande N U, Gokhale A M, Denzer D K, Liu J. Metall Mater Trans, 1998; 29A: 1191
- [11] Fan X G, Jiang D M, Meng Q C, Zhong L. Mater Lett, 2006; 60: 1475
- [12] Robson J D, Prangnell P B. Acta Mater, 2001; 49: 599
- [13] Li X M, Starink M J. Mater Sci Technol, 2001; 17: 1324
- [14] Starink M J, Wang S C. Acta Mater, 2003; 51: 5131
- [15] Robson J D, Prangnell P B. Mater Sci Technol, 2002; 18: 607