

升温时效对 7050 铝合金组织及性能的影响

周炎^{1,2} 夏涵羿^{1,2} 史坤^{1,2} 杨湘杰^{1,2}

(1.南昌大学机电工程学院; 2.江西省高性能精确成形实验室)

摘要 研究了初始温度为 100 ℃,不同的升温时效工艺对 7050 铝合金硬度、电导率、室温拉伸性能、微观组织的影响。结果表明,当升温速率为 20 ℃/h 时,晶内析出相的平均尺寸和尺寸范围随终止温度的升高不断增大;终止温度为 200 ℃时,升温速率为 40 ℃/h 的平均尺寸和尺寸范围较 20 ℃/h 的小。硬度和室温拉伸性能随着析出相尺寸增大先增大后减小,断口类型均为包含沿晶断裂和穿晶断裂的混合型断口;电导率随着升温时效的进行一直增长。通过调整升温时效的升温速率和终止温度,能得到兼具较高强度和良好耐腐蚀性能的 7050 铝合金,且时效所需时间短。

关键词 7050 铝合金;升温时效;电导率;力学性能

中图分类号 TG146.21 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.06.014

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Heating-aging on the Microstructure and Properties of 7050 Aluminum Alloy

Zhou Yan^{1,2}, Xia Hany^{1,2}, Shi Kun^{1,2}, Yang Xiangjie^{1,2}

(1.School of Mechanical and Electrical Engineering, Nanchang University;

2.Jiangxi Province High Performance Precision Forming Laboratory)

Abstract: The effects of different heating-aging process at initial temperature of 100 ℃ on hardness, conductivity, room temperature tensile properties and microstructure of 7050 aluminum alloy were investigated. The results indicate that the average size and size range of precipitates are increased continuously with the increase of the final aging temperature at the heating rate of 20 ℃/h, which is larger than that at 40 ℃/h when the final aging temperature is 200 ℃. The hardness and room temperature tensile properties of the 7050 aluminum alloy are firstly increased and then decreased with the increase of precipitate size, and the fracture is characterized by mixture of intergranular and transgranular fracture. Meanwhile the conductivity is increased with the heating-aging process. The 7050 aluminum alloy with excellent strength and corrosion resistance can be obtained by adjusting the heating rate and final aging temperature, which requires short aging time.

Key Words: 7050 Aluminum Alloy, Heating-aging, Conductivity, Mechanical Properties

7050 铝合金属于 7xxx 系列铝合金,是典型的可时效强化合金^[1,2]。通过调整铝合金的化学成分和时效处理工艺来调整时效过程中析出相的几何尺寸、成分组成及分布密度,从而改善合金的力学性能和耐腐蚀性能^[3~5]。非等温时效与常规的等温时效处理不同,非等温时效是在连续升温或降温过程中进行的^[6]。升温时

收稿日期:2021-01-14;修改稿收到日期:2021-01-26
基金项目:国家自然科学基金资助项目(51674144)
第一作者简介:周炎,男,1994 年出生,硕士研究生,南昌(330031),E-mail:1606603402@qq.com
通信作者:杨湘杰,男,1960 年出生,教授,南昌(330031),E-mail:yangxj@ncu.edu.cn
引用格式:周炎,夏涵羿,史坤,等. 升温时效对 7050 铝合金组织及性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(6):730-733.
ZHOU Y, XIA H Y, SHI K, et al. Effects of heating-aging on the microstructure and properties of 7050 aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(6):730-733.

[7] 孙玥,田伟,胡梦楠.稀土对铝合金力学性能影响的研究进展[J].有色金属材料与工程,2019,40(3):55-60.

[8] 黄吉. Sc 对 A356 合金微观组织和力学性能的影响[D].合肥:合肥工业大学,2016.

[9] 周民,甘培原,邓鸿华,等.含钕微合金化铝合金研究现状及发展趋势[J].中国材料进展,2018,37(2):154-160.

[10] 路丽英.含 Sc 铝合金的研究现状及其发展探讨[A].中国有色金属加工工业协会年会[C].山东邹平,2018.

[11] 滕广标,刘崇宇,李剑,等.添加 Sc 对 7055 铝合金微观结构和力学性能的影响[J].材料研究学报,2018,32(2):112-118.

[12] 孙禹冲,左衡,李先芬.Sc 的添加对 Al-Si-Cu 系铝合金钎料性能的影响[J].金属功能材料,2015,22(3):31-34.

[13] 曾令喜,夏长清,周飞,等.微量 Sc 对 7055 铝合金组织与力学性能的影响[J].中国体视学与图像分析,2012,17(2):126-132.

(编辑:栗万仲)

效作为非等温时效的重要部分,通过控制升温速率和升温终止温度可以得到综合性能优异的合金^[7],这种方法中,加热速率可以对析出相的形核、热稳定性、生长和溶解等方面产生积极作用^[8,9]。

7050 铝合金作为 7xxx 系铝合金中应用非常广泛的一种超高强铝合金,对其进行等温时效已有深入的研究^[10]。然而,关于 7050 合金的升温时效研究报道较少。因此,本课题研究了升温速率和升温终止温度对 7050 铝合金热轧板在升温时效中组织和性能的影响。

1 试验材料与方法

试验材料为 10 mm 厚的 7050 铝合金热轧板,板材状态为 T651,其具体成分(质量分数,下同):Zn 为 5.74%、Mg 为 1.97%、Cu 为 2.01%、Cr 为 0.03%、Fe 为 0.09%、Mn 为 0.08%、Si 为 0.08%、Ti 为 0.03%、Al 为余量。使用 SX2-4-10 型箱式电阻炉进行热处理,试样首先在 475 ℃ 下固溶处理 2 h 后立即水淬,随后进行升温时效,初始温度为 100 ℃,分别以 20 ℃/h 和 40 ℃/h 的升温速率升至终止温度后水淬,试样记为 HX/Y,其中 X 为终止温度,Y 为升温速率。

从轧板厚度中间位置切取 10 mm×10 mm×5 mm 的试样,用 HV-1000A 型显微维氏硬度计进行硬度检测,载荷为 294 N,加载时间为 10 s;使用 7501 型涡流电导仪测量试样的电导率。按照 GB/T16865-2013 测试合金的室温拉伸性能,在轧板厚度中间水平位置沿轧制方向取拉伸试样,拉伸速率为 1 mm/min,结果取 3 个平行试样的平均值;通过 Fei Quanta200F 型环境扫描电镜(SEM)观察其断口形貌。使用 Tecnai FEI G2 F20 型场发射透射电镜(TEM)观察试样的微观结构,并使用 Nano Measure 1.2 软件测量并统计析出相的大小,每种时效状态下分别对 350 个析出相进行统计分析。

2 试验结果与分析

2.1 硬度与电导率

图 1 为升温时效过程中 7050 铝合金硬度和电导率的变化。试样固溶处理后的硬度(HV)和电导率分别为 99.3 和 14.91 MS/m。由图 1a 可知,HX/20、HX/40 的试样在 100~180 ℃ 的范围内硬度随升温时效的进行不断增大,但硬度增长速率逐渐下降,均在 180 ℃ 时硬度(HV)最高,分别为 172.8 和 169.2,接近 T6 态合金的硬度(HV)173.7,且在该范围内 HX/20 的硬度一直高于 HX/40 的硬度;180 ℃ 后硬度都开始降低,且下降速率逐渐加快,但 HX/20 的硬度下降幅度远大于

HX/40,在终止温度为 200 ℃ 时合金硬度(HV)分别为 163.2 和 165.1,但仍大于 T7 态硬度(160.2)。非等温时效硬度变化规律类似于常规的等温时效,也为欠时效-峰时效-过时效 3 个时效状态,180 ℃ 时合金达到峰时效状态,所需时间远小于等温时效达到峰时效状态所需时间。由图 1b 可知,随着升温时效进行,合金电导率持续上升,100~160 ℃ 内电导率上升幅度较小,160 ℃ 后电导率的增长速率明显提高。相同终止温度的情况下,HX/20 的电导率高于 HX/40,但差别不大,说明终止温度对电导率影响更大,越高的终止温度能获得越大的电导率。当终止时效温度达到 180 ℃ 时,合金的电导率都远高于 T6 态试样的。

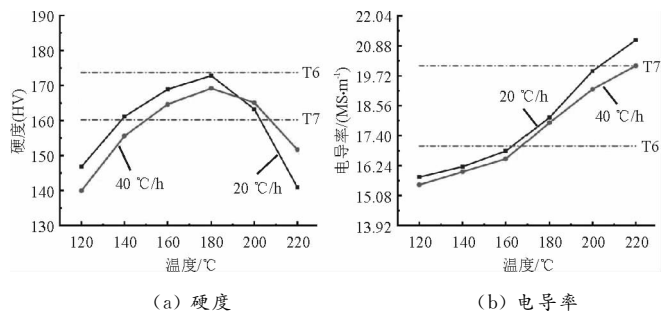


图 1 升温时效对 7050 铝合金硬度和电导率的影响

Fig.1 Effects of heating-aging on the hardness and conductivity of 7050 alloy

2.2 组织结构

图 2 为不同时效状态下 7050 合金晶内析出相的 TEM 明场相形貌,图 3 为不同的时效处理之后晶内析出相尺寸的统计结果。可以看出,H160/20 的晶内析出相尺寸小,平均尺寸为 2.7 nm,尺寸范围为 1~5 nm;H180/20 的晶内析出相的平均尺寸和尺寸范围都有所增大,分别为 4.3 nm 和 2~8.8 nm;H200/20 的晶内析出相的平均尺寸为 7.1 nm,尺寸范围为 2~15.4 nm,增大得更多,在 4~10 nm 范围内的析出相占 70% 以上。升温速率一定时,随着时效终止温度的提高,时效时间增加,晶内存在新形核的小尺寸析出相的同时,之前形核的析出相已经长大,因此晶内析出相的平均尺寸及其尺寸范围不断扩大。与 H200/20 相比,H200/40 的时效时间短,意味着晶内析出相生长时间较短,平均尺寸较小,为 6.6 nm,晶内析出相尺寸范围也较窄,为 2.5~13.9 nm。

升温时效过程中析出相的析出顺序与等温时效一致^[11]:过饱和固溶体-GP 区- η' 相- η 相。图 2 中右上角为 Al<110>轴的选区电子衍射花样,H180/20 开始可以在{220}Al 的 1/3 和 2/3 处观察到 η' 的衍射斑点,沿{111}方向也观察到扩散条纹,表明在合金中形成了具有圆盘状的 η' 析出相。同时终止温度达到 200 ℃

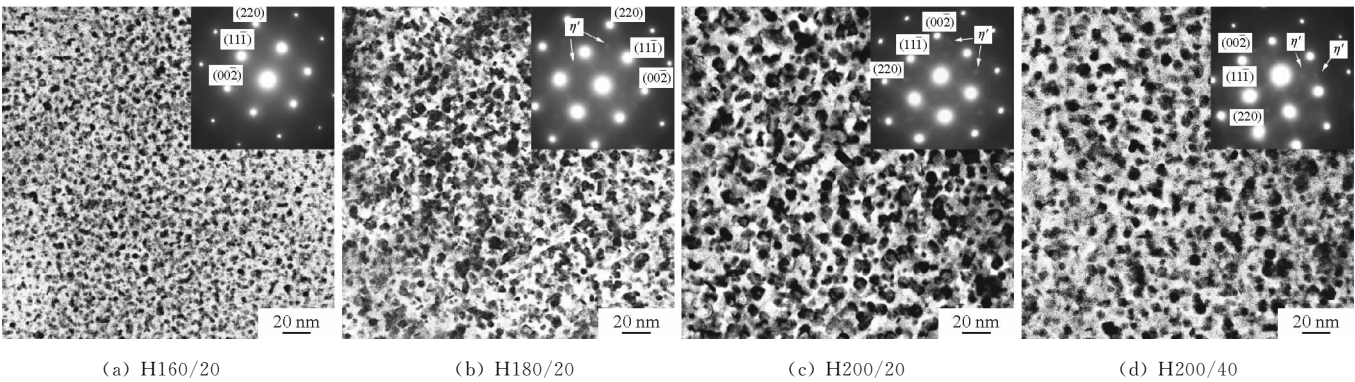


图 2 7050 铝合金晶内析出相的明场相及选区电子衍射花样

Fig.2 Bright field phase and selected area electron diffraction pattern of precipitates in 7050 aluminum alloy

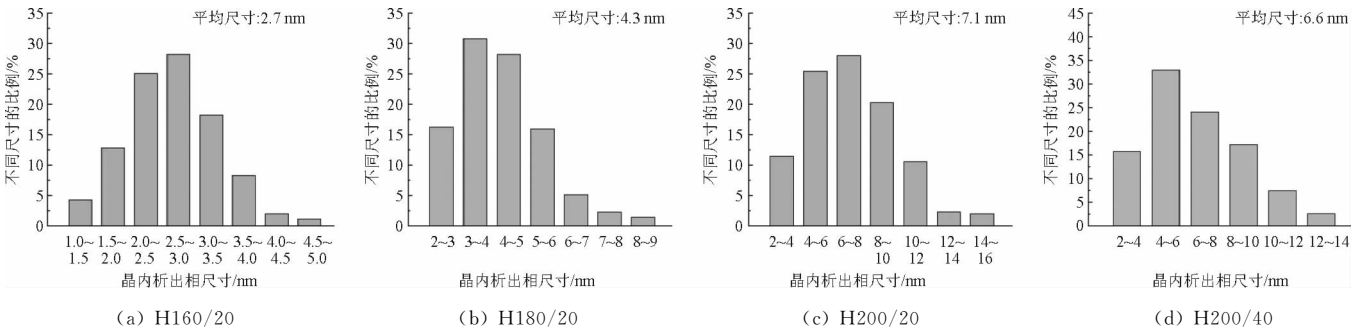


图 3 7050 铝合金晶内析出相尺寸分布

Fig.3 The precipitate size distribution of the 7050 alloy

时, η' 析出相的斑点更加明显, 说明此时晶内的 η' 析出相更多更大。

2.3 室温拉伸性能

表 1 为 7050 铝合金不同工艺下合金的力学性能参数。可以看出, 合金的力学性能与硬度的变化规律相似, 升温速率为 20 °C/h 时, 终止温度在 160~200 °C 内的抗拉强度和屈服强度均先上升后下降, 但伸长率一直下降, 同时 H200/40 的强度和伸长率都高于 H200/20。

表 1 7050 铝合金不同工艺下的力学性能

Tab.1 Mechanical properties of 7050 under different conditions

工艺	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
H160/20	544.30	487.10	10.97
H180/20	557.91	514.66	8.61
H200/20	511.17	466.37	7.73
H200/40	528.09	479.34	8.22

时效析出相通过阻碍位错移动使合金强化, 位错可以切割 GP 区和小 η' 相, 也可以绕过较大的 η' 相和 η 相, 因此晶内析出相的形状尺寸、体积分数、种类是影响合金力学性能的关键。两种机制的强化规律为^[12]:

$$\sigma_1 = \alpha f^{\frac{1}{2}} r^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

$$\sigma_2 = \beta f^{\frac{1}{2}} r^{-1} \quad (2)$$

式中, σ_1 为切割机制强化效果; σ_2 为绕过机制强化效果; α 和 β 为常数; f 为析出相的体积分数; r 为析出相的尺寸。当体积分数一定时, 析出相增强效果随着晶内析出

相尺寸先增大后减小。

图 4 为不同升温时效状态下 7050 铝合金的断口形貌。两种析出相强化机制是影响断口形貌改变的重要因素, 切割机制和绕过机制的临界尺寸约为 2 nm^[13], 大于 2 nm 的析出相可能无法被位错切割, 因此各断口中两种机制都发生, 所有断口都为包含沿晶断裂和穿晶断裂的混合型断口。由图 4a~图 4c 可知, H160/20 的断口主要为大部分的沿晶断裂和少部分的穿晶断裂, 这是因为此时晶内析出相的大小主要为 2~3 nm, 位错切割机制占主导地位, 由于位错能切过细小的晶内析出相继续移动, 主要在晶界处产生位错的堆积, 晶界上大量的位错堆积导致应力集中从而产生裂纹, 发生沿晶断裂, 同时由于大量位错在晶内的滑移面上形成剪切带, 晶内的断裂机制主要为剪切断裂; H180/20 的晶内析出相主要在 2~9 nm 范围内, 尺寸大的晶内析出相使位错以绕过的方式通过, 位错在这些大的第二相周围纠缠形成位错环并堆积产生空洞, 由此产生的大量的晶内微型空洞长大、连接, 导致韧性穿晶断裂, 尺寸小的析出相依旧导致沿晶断裂的产生; H200/20 由于终止温度高, 与 H180/20 相比晶内析出相生长更大, 沿晶断口的比例较 180 °C 时的低, 主要发生穿晶断裂。由图 4c 和图 4d 可知, H200/20 与 H200/40 的试样断口形貌相似, 升温速率为 40 °C/h 的 7050 铝合金沿晶断口相对较少。

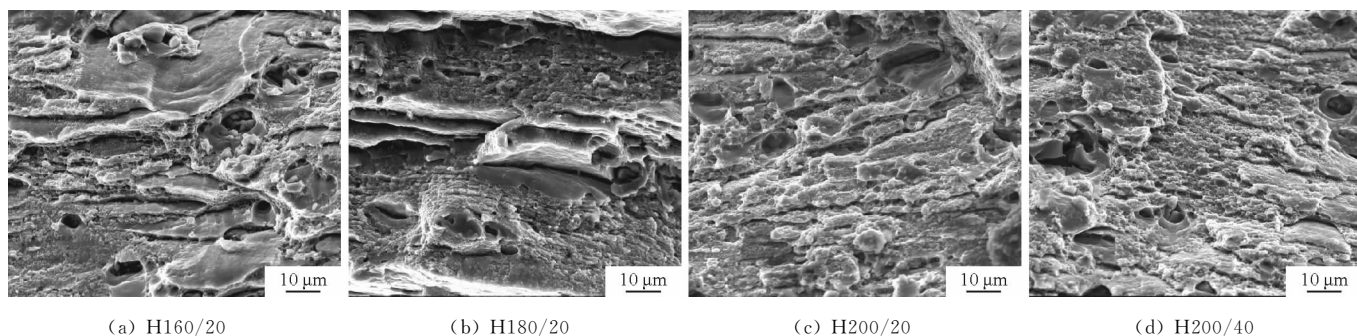


图 4 7050 铝合金不同时效状态断口形貌

Fig.4 Fracture morphology of 7050 alloy under different aging state

3 结 论

(1)当升温速率为 20 ℃/h 和 40 ℃/h 时,在 100~180 ℃的范围内,7050 铝合金的硬度不断增大,但硬度增长速率变缓;180 ℃后硬度开始降低,下降速率逐渐加快;随着终止温度升高,电导率持续上升,在 100~160 ℃内电导率上升幅度较小,在 160 ℃后电导率的增长速率明显提高,升温速率为 20 ℃/h 的电导率略高于升温速率为 40 ℃/h 的。

(2)升温速率为 20 ℃/h 时,终止温度为 160、180、200 ℃的 7050 合金的晶内析出相平均尺寸和尺寸范围依次增大,在 180 ℃时 η' 相的衍射斑点开始出现。终止温度为 200 ℃时,与升温速率为 20 ℃/h 的相比,升温速率为 40 ℃/h 的时效时间短,平均尺寸和尺寸范围相对较小。

(3)各升温时效的 7050 合金的力学性能与硬度的变化规律相似,升温速率为 20 ℃/h 时,终止温度为 160、180、200 ℃的抗拉强度和屈服强度均先上升后下降,但伸长率一直下降,同时断口沿晶断裂的比例一直下降,穿晶断裂的比例上升。终止温度为 200 ℃时,与升温速率为 20 ℃/h 的相比,升温速率为 40 ℃/h 的沿晶断口相对较少。

参 考 文 献

- [1] AZARNIYA A, TAHERI A K, TAHERI K K. Recent advances in ageing of 7xxx series aluminum alloys: A physical metallurgy perspective[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2019, 781: 945-983.
- [2] GANG S, CERESO A. Early-stage precipitation in Al-Zn-Mg-Cu alloy (7050)[J]. Acta Materialia, 2004, 52(15): 4 503-4 516.
- [3] 刘园. 高强耐蚀 7050 铝合金成分优化与时效行为研究[J]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- [4] ANGAPPAN M, SAMPATH V, ASHOK B, et al. Retrogression and re-aging treatment on short transverse tensile properties of 7010 aluminium alloy extrusions[J]. Materials & Design, 2011, 32 (7): 4 050-4 053.
- [5] LIU D M, XIONG B Q, BIAN F G, et al. In situ studies of micro-structure evolution and properties of an Al-7.5Zn-1.7Mg-1.4Cu-

- 0.12Zr alloy during retrogression and reaging[J]. Materials & Design, 2014, 56: 1 020-1 024.
- [6] PENG X Y, GUO Q, LIANG X P, et al. Mechanical properties, corrosion behavior and microstructures of a non-isothermal aging treated Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Science & Engineering, 2017, A688: 146-154.
- [7] LIU Y, JIANG D M, LI B Q, et al. Heating aging behavior of Al-8.35Zn-2.5Mg-2.25Cu alloy[J]. Materials & Design, 2014, 60: 116-124.
- [8] SHEN J, ZHAO M L, HE P P, et al. Growth behaviors of inter-metallic compounds at Sn-3Ag-0.5Cu/Cu interface during isothermal and non-isothermal aging[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2013, 574: 451-458.
- [9] YANG W C, JI S X, HUANG L P, et al. Initial precipitation and hardening mechanism during non-isothermal aging in an Al-Mg-Si-Cu 6005A alloy[J]. Materials Characterization, 2014, 94: 170-177.
- [10] 方华婵, 陈康华, 巢宏, 等. Al-Zn-Mg-Cu 系超强铝合金的研究现状与展望[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2009, 14(6): 351-358.
- [11] NICOLAS M, DESCHAMPS A. Characterisation and modelling of precipitate evolution in an Al-Zn-Mg alloy during non-isothermal heat treatments[J]. Acta Materialia, 2003, 51(20): 6 077-6 094.
- [12] THEVENET D, MLIHA-TOUATI M, ZEGHLOUL A. The effect of precipitation on the Portevin-Le Chatelier effect in an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Science & Engineering, 1999, A266(1-2): 175-182.
- [13] GHIAASIAAN R, SHANKAR S. Structure-property models in Al-Zn-Mg-Cu alloys: A critical experimental Assessment of shape castings[J]. Materials Science & Engineering, 2018, A733 (22): 235-245.

(编辑: 栗万仲)

欢迎使用在线稿件处理系统

投稿、查稿、审稿

敬请登录 www.special-cast.com