

doi:10.12068/j.issn.1005-3026.2024.03.003

稳定化退火温度对5059铝合金冷轧板材 组织及性能的影响

朱庆丰^{1,2}, 黄建航^{1,3}, 高扬^{1,3}, 张恩阁^{1,3}

(1. 东北大学 材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819; 2. 东北大学 材料先进制备技术教育部工程研究中心, 辽宁 沈阳 110819; 3. 东北大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819)

摘要: 对5059铝合金冷轧板材进行了不同温度(125~275 °C)保温1 h的稳定化退火处理,研究了稳定退火温度对板材组织性能的影响. 研究表明:变形量为62.8%冷轧板材的变形组织内形成了穿过多个纤维状晶粒的剪切带;板材经不同温度(150~225 °C)保温1 h退火后,沿剪切带析出连续的 β 相,这些板材在晶间腐蚀过程中沿着剪切带形成了腐蚀沟壑. 随着退火温度由125 °C升高至275 °C,5059铝合金冷轧板材的屈服强度和抗拉强度分别由386,474 MPa降低至301,407 MPa;延伸率则由10.4%升高到18.1%. 5059铝合金冷轧板材单位面积内腐蚀量则先由125 °C \times 1 h退火板材的13.7 mg/cm²,升至200 °C \times 1 h退火板材的53.8 mg/cm²,再逐渐降至275 °C \times 1 h退火板材的4.9 mg/cm².

关键词: 5059铝合金;轧制;稳定化退火;晶间腐蚀;拉伸性能

中图分类号: TG 166.3

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2024)03-0323-08

Effects of Stabilizing Annealing Temperature on Microstructure and Properties of Cold-Rolled 5059 Aluminum Alloy Plate

ZHU Qing-feng^{1,2}, HUANG Jian-hang^{1,3}, GAO Yang^{1,3}, ZHANG En-ge^{1,3}

(1. Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. Engineering Research Center of Advanced Materials Preparing Technology, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 3. School of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: ZHU Qing-feng, E-mail: zhuqingfeng@epm.neu.edu.cn)

Abstract: The cold-rolled 5059 aluminum alloy plate was annealed at different temperatures (125~275 °C) for 1 h, and the effects of stabilizing annealing temperature on the microstructure and properties of the plate were studied. The results showed that shear bands passing through multiple fibrous grains were formed in the deformed microstructure of the cold-rolled plate with deformation 62.8%. After annealing at different temperatures (150~225 °C) for 1 h, the β phase was precipitated continuously along the shear bands, leading to the formation of corrosion grooves during intergranular corrosion processes. As the annealing temperature increased from 125 °C to 275 °C, the yield strength and tensile strength of the 5059 plate decreased from 386 and 474 MPa to 301 and 407 MPa, respectively, while the elongation increased from 10.4% to 18.1%. The corrosion amount per unit area of 5059 aluminum alloy cold-rolled plates increased from 13.7 mg/cm² of 125 °C \times 1 h annealed plate to 53.8 mg/cm² of 200 °C \times 1 h, and then gradually decreased to 4.9 mg/cm² of 275 °C \times 1 h annealed plate.

Key words: 5059 aluminum alloy; rolling; stabilization annealing; intergranular corrosion; tensile property

收稿日期: 2022-11-11

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金资助项目(N2109007); 辽宁省自然科学基金资助项目(2019-KF-05-0); 国家自然科学基金资助项目(51674078).

作者简介: 朱庆丰(1979-),男,河北滦县人,东北大学教授,博士生导师.

Al-Mg 系铝合金以其中等强度、良好的耐腐蚀性和可焊性被广泛应用于船舶领域^[1]. 该合金主要的添加元素为 Mg, 属不可时效强化铝合金. Al-Mg 合金的强度随着 Mg 含量的增加而提高. 根据合金相图可知室温下 Mg 在铝基体中的最大溶解度为 1.7%, 当 Mg 质量分数超过 1.7% 时, 室温下就有可能析出 β -Al₃Mg₂ 相, 但 β 相没有钉扎位错的作用, 起不到时效强化的效果^[2]. 因此, 高 Mg 含量的 Al-Mg 合金在常温条件下的使用过程中, 可能会发生因 Mg 脱溶而引发的 Al-Mg 合金强度降低的软化现象^[2-3], 故高 Mg 含量铝合金往往需要进行稳定化处理. 此外, β 相不仅没有时效强化效果, 还容易沿晶界连续析出, 使得 Al-Mg 合金发生晶间腐蚀和应力腐蚀开裂等^[4-9]. 在较高温度(50 ~ 200 °C)下长期服役的高 Mg 铝合金中的 β 相在使用过程中沿晶界析出, 使得合金在使用过程中耐蚀性不断下降, 这种现象被称为敏化现象^[10].

正是由于 Al-Mg 合金具有上述特性, 其在船舶领域长期服役过程中出现过两次比较严重的腐蚀问题, 即 1968 年在越南服役的舰船上发生的剥落腐蚀现象, 2000 ~ 2001 年间一些服役的舰船出现的 5xxx 系铝合金应力腐蚀裂纹问题^[11]. 这两次腐蚀问题均与所用 5xxx 系铝合金组织调控有关. 随着对相关机理认知程度的提高, 欧美国家不断改善船用 5xxx 系铝合金组织, 并相继获得 H116, H321, H323 等热处理状态^[12], 提高了船用铝合金的综合性能. 同时, 铝合金的评价标准也不断被修订和完善, 形成了 ASTM B928, ASTM G66 及 ASTM G67 等高镁船用铝合金专用标准. 近年来仍有大量研究关注船用铝合金的制备、评价以及相关机理. 文献[13-14]研究发现 Al-Mg 合金的耐蚀性与合金中 β 相质量分数、形态和分布密切相关, 晶界处的 β 相越连续则合金的耐蚀性越差. 孟凡林等^[15]发现在 100 ~ 160 °C 温度范围内, 5083 铝合金的耐蚀性随稳定化退火温度的升高而提高. Ding 等^[10]发现延长 5xxx 合金的稳定化退火时间, 可以增加一定温度下合金敏化所需要的时间. Oguocha 等^[16]发现 5083-H116 状态的铝合金板材在 80 °C 下长时间保温后耐晶间腐蚀性能较优.

在开发新的形变热处理工艺的同时, 船用铝合金的成分也不断被优化. 5059 铝合金作为 5456 合金的改良, 其成分主要额外添加 Zr 和 Zn 元素, 并降低 Si 和 Fe 等杂质元素, 显著提高了综合性能^[17]. Czechowski^[18]发现与 5083 相比, 利用搅拌

摩擦焊后的 5059 铝合金具有更好的抗应力腐蚀性能以及更高的强度性能; 蒋海春^[19]发现 Zn 元素的添加能够使 5059 铝合金整体电位下降从而提高耐蚀性. 林洪才等^[20]发现再结晶程度对 5059 铝合金板材的单位面积失重量和轧面及侧面的腐蚀量都有明显影响. 有关 5059 铝合金冷轧稳定化退火工艺的相关研究还比较少. 本文主要研究了不同稳定化退火温度(125 ~ 275 °C)对冷轧变形量为 62.8% 的冷轧板材组织性能的影响, 希望能为 5059 铝合金板材的制备提供一些技术支持.

1 实验方法

1.1 材料及工艺设计

实验材料为 2.75 mm 厚的 5059 铝合金冷轧板材. 具体制备工艺为先将水冷铜模制造的 48 mm 厚的 5059 铝合金锭坯进行 510 °C 保温 12 h 的均匀化退火, 经 8 道次、总变形量为 84.6% 的热轧, 轧至 7.4 mm, 再经过 3 道次、总变形量为 62.8% 的冷轧, 轧至 2.75 mm. 用英国牛津公司 MANY-FOUNDRY 直读光谱仪在板材多点测试其成分, 如表 1 所示. 将冷轧板材沿轧制方向切成 55 mm × 40 mm 的试样, 放入干燥箱内进行不同温度(125 ~ 275 °C)保温 1 h 的退火处理. 实验过程中通过改变干燥箱的设定温度获得不同稳定化退火试样, 使用测温偶监控试样表面的温度, 待试样达到设定温度后开始计时, 1 h 后将样品取出空冷.

表 1 5059 铝合金成分(质量分数)

Table 1 Composition of 5059 aluminum alloy (mass fraction) %

Mg	Mn	Zn	Ti	Zr	Fe	Si
5.05	1.00	0.52	0.14	0.10	0.10	0.06

1.2 测试及表征

为了观察板材的晶粒形貌和析出相情况, 利用 Olympus BX53-P 偏光显微镜分别采用了 2 种方式对样品的微观组织进行观察. 一种是试样的 L-S 面(侧轧面)经过精磨以及机械抛光后进行阳极覆膜处理, 覆膜液为 HBF₄ 与蒸馏水体积比 1:16 的混合液, 试样为阳极, 铅块为阴极, 直流电源电压为 20 ~ 30 V, 电流密度控制在 0.1 ~ 0.5 A/cm², 时间 1 ~ 3 min, 温度 < 40 °C. 阳极覆膜处理完成后, 用偏光显微镜对样品的晶粒形貌进行观察并选取典型位置进行拍照. 另一种是试样经过机械

抛光后,用Keller试剂(2.5 mL HNO_3 +1.5 mL HCl +1 mL HF +95 mL H_2O)对试样表面腐蚀5~15 s左右,随后在显微镜的自然光下观察腐蚀后的组织。

参照ASTM G67—2013标准对不同条件试样进行晶间腐蚀实验.具体取样方式为沿着轧制方向取长、宽、高为50 mm×6 mm×2.75 mm的试样,试样各面用砂纸打磨后,先将试样置于80 °C,质量分数为5%的NaOH溶液中浸泡1 min,水洗后再将其浸入质量分数为67%的浓硝酸中30 s进行预处理.水洗晾干后,使用分析天平称量预处理后试样质量,用游标卡尺测量试样尺寸并计算腐蚀前试样的表面积.将预处理后的试样浸入恒温30 °C,质量分数为67%的浓硝酸中,溶液体积与试样被浸面的面积之比至少为3 mL/cm².10个试样为一组,共两组.试样应倾斜放置于同一个烧杯中,试样互不接触,与垂直方向成15°~30°角.恒温放置24 h后,取出试样后水洗并使用塑料毛刷将表面的腐蚀颗粒清除.风干后使用分析天平称量试样质量,腐蚀前后试样质量差即为失重量,根据试样腐蚀前表面积即可得到腐蚀后试样的单位面积失重量。

晶间腐蚀实验后,利用日本奥林巴斯SZX16体视显微镜以及SSX-550扫描电子显微镜分别观察试样腐蚀后的表面,得到试样腐蚀后的表面组织相貌。

对不同条件的板材进行拉伸试验,在不同条

件的板材上取样,沿轧制方向加工成拉伸试样,拉伸试样与板材同厚,具体尺寸如图1所示.随后在日本岛津生产的AG-Xplus100 kN电子万能拉伸试验机进行拉伸试验.将拉伸试样放置好后用夹具钳紧,再在试样两端夹持引伸计,拉伸速率为1 mm/min.试验结束直接读取强度值,利用此前画好的刻度测量拉伸完成后试样平行段长度,计算合金的延伸率,每种条件的板材取平行试样3个,结果取平均值。

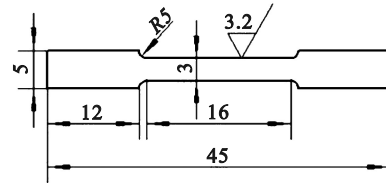


图1 拉伸试样尺寸示意图(单位:mm)

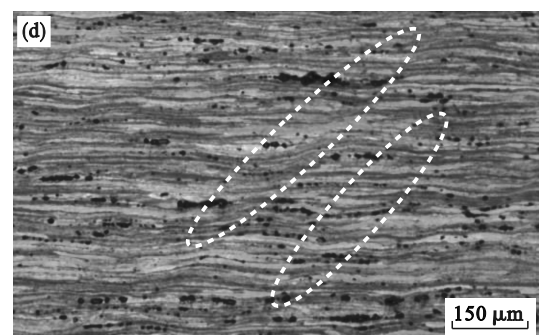
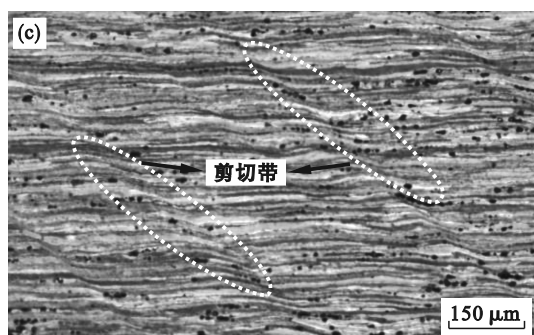
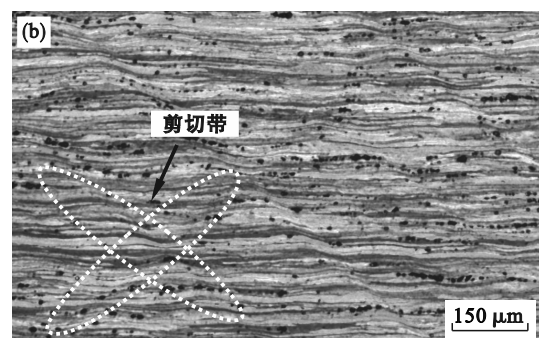
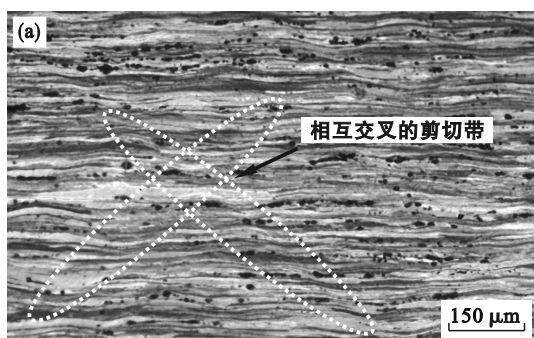
Fig. 1 The sample dimension for tensile test (unit:mm)

2 实验结果

2.1 微观组织

冷轧以及不同温度退火试样L-S面厚度方向心部偏光下的典型组织如图2所示。

由图2可以看出,试样经冷轧后L-S面为沿轧制方向拉长的纤维状组织,但这些纤维状组织之间并不平直,多出现弯曲波浪状组织,如图2a所示.纤维状组织之间的弯曲呈周期分布,这种波浪组织间存在着相互平行的并与轧向呈一定角度的倾斜带.据文献[21]可知这种组织为剪切



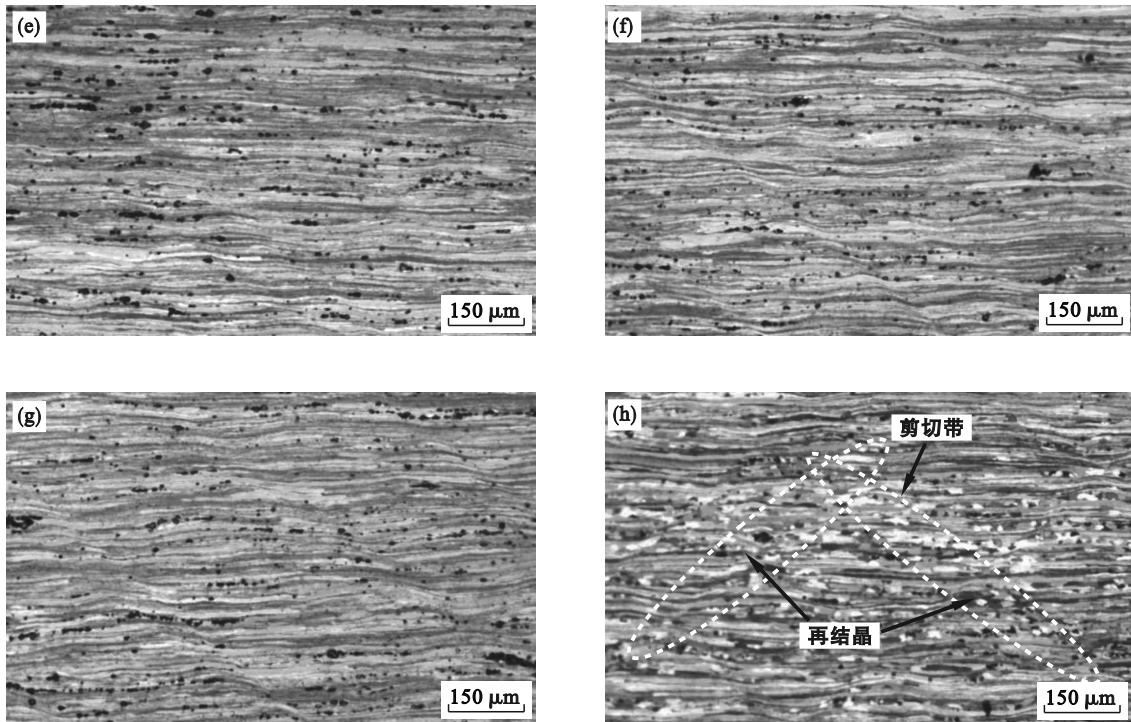
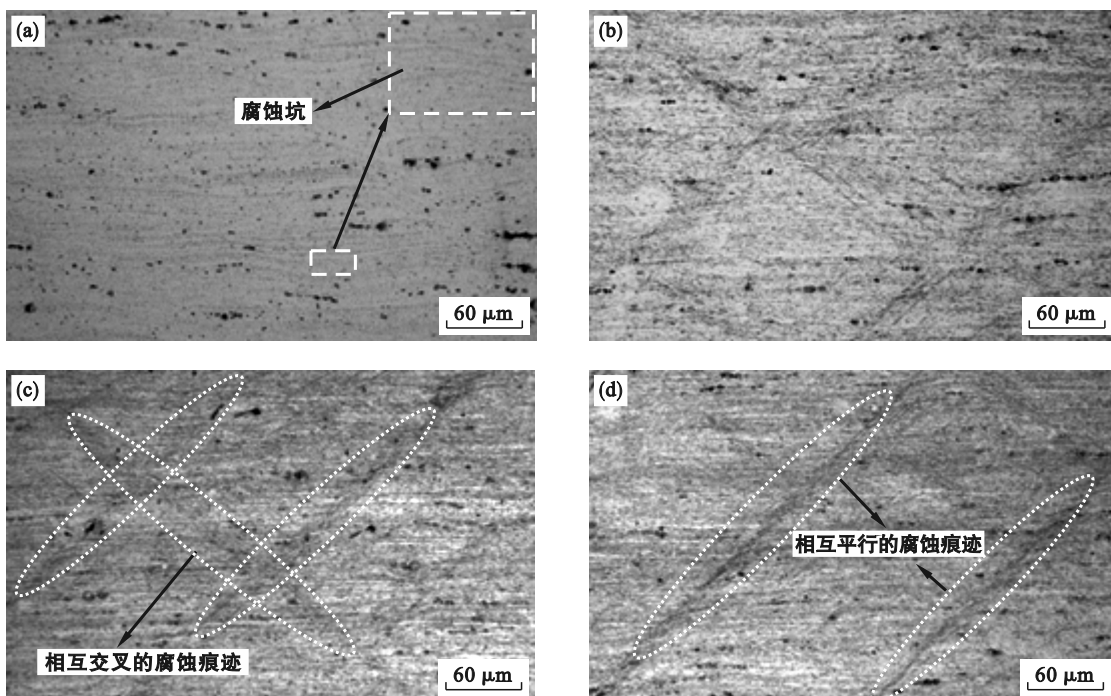


图2 不同温度退火1 h后冷轧板材偏光下的组织

Fig. 2 Microstructure of the cold-rolled plate after annealing at different temperatures for 1 h under polarized light (a)—未退火; (b)— $125^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 退火; (c)— $150^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 退火; (d)— $175^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 退火; (e)— $200^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 退火; (f)— $225^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 退火; (g)— $250^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 退火; (h)— $275^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 退火.

带,是高Mg含量铝合金冷轧板材较容易产生的一种组织.冷轧板材经过 $125\sim 250^{\circ}\text{C}$ 的退火后,其纤维状组织及剪切带未发生明显的变化.温度上升至 275°C 时,组织中发生了明显的局部再结晶现象,这些再结晶晶粒夹杂在纤维组织间,其中沿着剪切带也发生了比较明显的再结晶,如图2h所示,这与文献[22]观察到的结果相似.

试样经Keller试剂腐蚀后L-S面的典型微观组织如图3所示,可以看出冷轧板材以及不同温度退火板材的微观组织存在一定差异.未退火的冷轧试样组织内存在一定数量沿轧制方向呈波浪形态分布的残余相,但并未观察到与图2a中对应的剪切带组织.冷轧经不同温度退火后,组织发生了比较明显的变化,在退火试样中发现了明



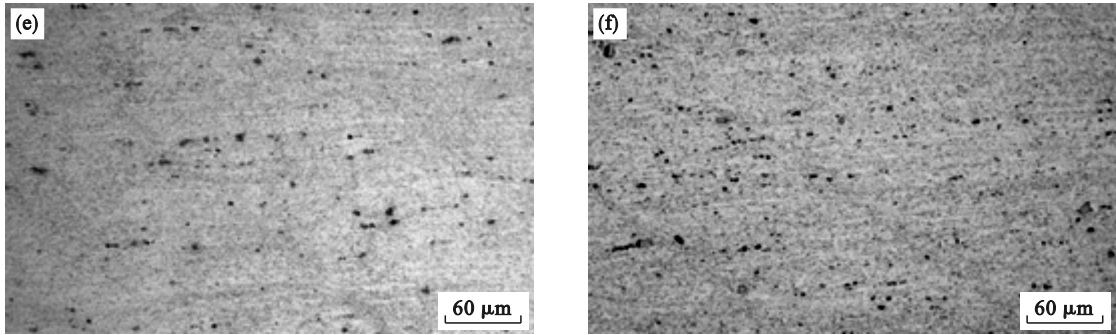


图 3 不同退火温度的冷轧板材经 Keller 试剂腐蚀后金相组织

Fig. 3 Microstructure of the cold-rolled plates annealed at different temperatures after corrosion by Keller reagent (a)—未退火; (b)—150 °C×1 h 退火; (c)—200 °C×1 h 退火; (d)—225 °C×1 h 退火; (e)—250 °C×1 h 退火; (f)—275 °C×1 h 退火.

显的呈带状分布的含 Mg 相, 这些组织或互相交叉或互相平行, 如图 3c, 图 3d 所示, 这些组织与图 2b~图 2f 中观察到的剪切带具有一定的对应关系. 随着退火温度进一步升高到 250 和 275 °C, 这些带状析出带消失, 如图 3e, 图 3f 所示. 同时还可以看出随着退火温度由 150 °C 升高到 275 °C 后, 试样表面析出相的腐蚀坑数量先增加再减少, 退火温度为 200 ~ 225 °C 腐蚀坑数量最多.

2.2 拉伸性能

冷轧及不同退火温度板材的拉伸性能如图 4 所示. 冷轧板材在未退火时的抗拉强度和屈服强度最大, 分别为 494 和 436 MPa, 延伸率最低为 7.6%. 随退火温度由 125 °C 升高到 275 °C, 冷轧板材的屈服强度和抗拉强度不断降低, 延伸率不断提高. 屈服强度和抗拉强度分别由 125 °C 退火试样的 386, 474 MPa, 降低至 275 °C 的 301, 407 MPa, 延伸率由 125 °C 的 10.4% 提高到 275 °C 的 18.1%.

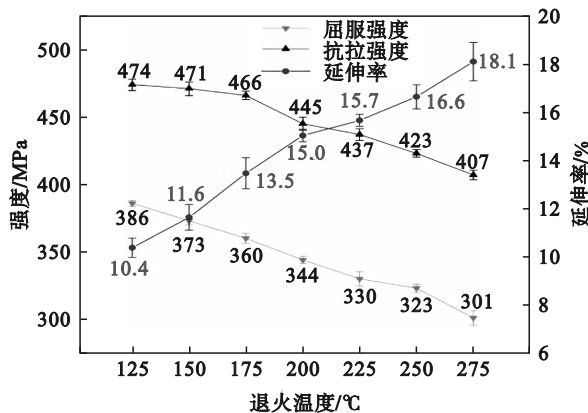


图 4 不同退火温度下板材的拉伸性能

Fig. 4 Tensile properties of the plate after annealing at different temperatures

2.3 晶间腐蚀失重

图 5 为不同退火试样在质量分数为 67% 的浓

硝酸中放置 24 h 试样晶间腐蚀后单位面积失重随退火温度变化关系. 冷轧板材在未退火时的耐晶间腐蚀性能最好, 单位面积失重仅为 2.4 mg/cm². 退火温度由 125 °C 升高到 275 °C, 板材单位面积失重先由 125 °C 的 13.7 mg/cm² 增加到 200 °C 的 53.8 mg/cm², 再降低至 275 °C 的 4.9 mg/cm². 可见随着退火温度由 125 °C 上升至 275 °C, 板材的耐晶间腐蚀性能先降低再提高. 稳定化退火温度低于 125 °C 和高于 250 °C 时, 板材单位面积失重小于 15 mg/cm².

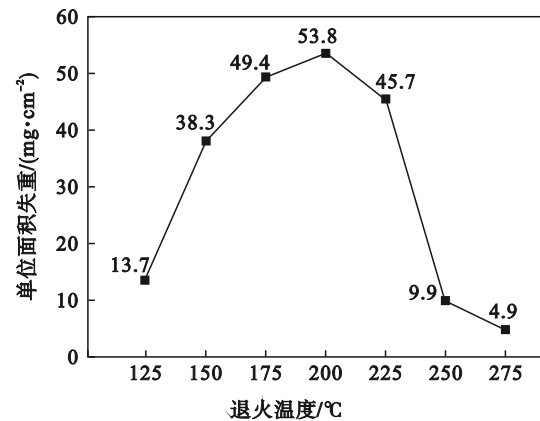


图 5 不同温度下退火 1 h 的单位面积失重

Fig. 5 Weight loss per unit area after annealing at different temperatures for 1 h

2.4 晶间腐蚀形貌

不同条件 5059 板材 L-S 面晶间腐蚀后的宏观腐蚀形貌如图 6 所示, 可以看到冷轧板材经晶间腐蚀后 L-S 面存在大量的腐蚀坑, 如图 6a 所示, 并未发现明显的腐蚀沟壑. 经 150 °C×1 h 退火板材经晶间腐蚀后 L-S 面出现了大量的腐蚀沟壑, 这些沟壑还与轧制方向呈一定角度且多相互平行, 如图 6b 所示; 经 225 °C×1 h 退火板材 L-S 面的晶间腐蚀形貌也呈沟壑状, 与 150 °C×1 h 退

火试样的形貌相似,且能观察到相互交叉的腐蚀沟壑,如图 6c 所示.经 225 °C×1 h 退火板材 L-S 面经晶间腐蚀后表面有大量的点蚀坑,但未发现明

显的腐蚀沟壑,如图 6d 所示.这些腐蚀形貌的变化能够反映出不同板材耐晶间腐蚀性能的差异,这与图 5 展示的腐蚀失重结果呈现较好的对应关系.

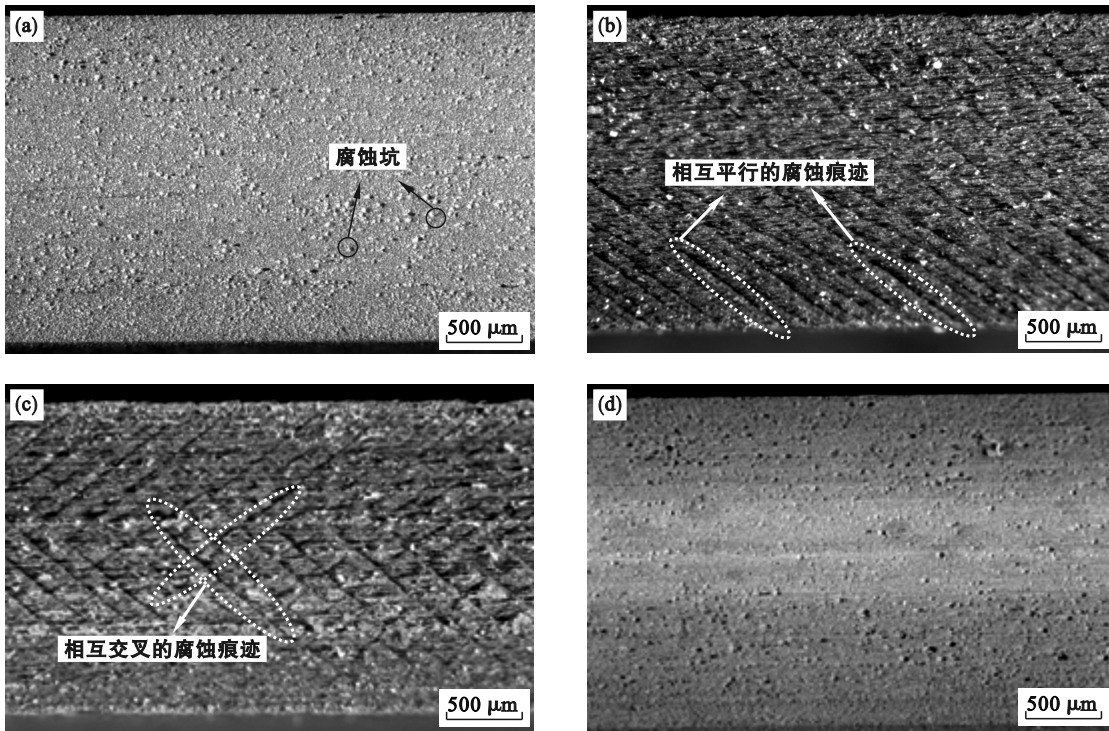


图 6 不同温度下退火 1 h 后板材 L-S 面腐蚀形貌

Fig. 6 L-S surface corrosion morphology of the plate annealed at different temperatures for 1 h
(a)—未退火; (b)—150 °C×1 h 退火; (c)—225 °C×1 h 退火; (d)—275 °C×1 h 退火.

为进一步观察各试样表面的腐蚀形貌,利用扫描电镜对冷轧板材和 200 °C×1 h 退火板材 L-S 面的腐蚀形貌进行了观察,如图 7 所示.可以看到冷轧板材晶间腐蚀表面存在大量的腐蚀坑,这些腐蚀坑大小不一,多沿轧制方向呈链状分布,并未形成明显的腐蚀沟壑,如图 7a 所示.而 200 °C×1 h 退火板材晶间腐蚀后表面出现了较深的腐蚀沟壑,这些沟壑既有与轧制方向平行的,也有与轧制方向呈一定角度的,在沟壑之间

可以看到与基体连接的层片状晶粒和一些已倒伏的晶粒.根据 5xxx 铝合金的晶间腐蚀机制可知,这些平行轧制方向的沟壑是晶间腐蚀过程中沿纤维状组织晶界发生的晶间腐蚀造成的,而是否容易沿着晶界发生腐蚀与 β 相是否沿晶界连续析出有关.与轧制方向呈一定角度的沟壑,则可能与剪切带的形成以及 β 相沿剪切带连续析出有关,图 3 中观察到的腐蚀痕迹变化是较好的佐证.

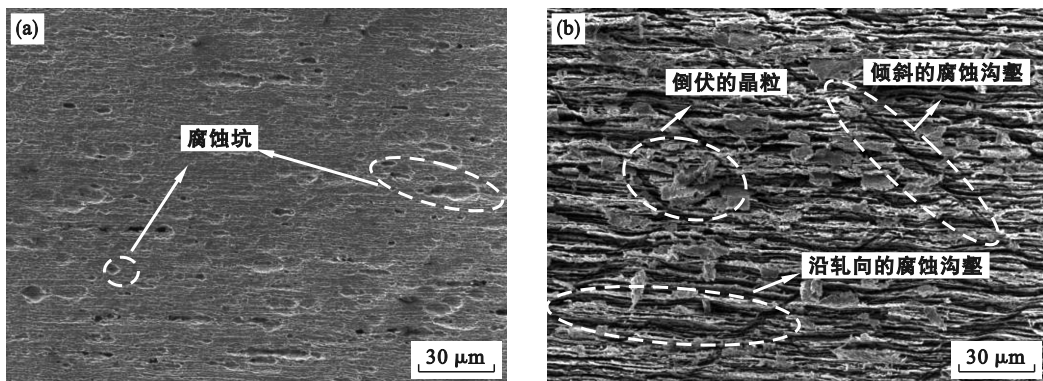


图 7 试样腐蚀后不同退火温度下 L-S 面的 SEM 图像

Fig. 7 SEM images of L-S surface at different annealing temperatures after corrosion of the sample
(a)—未退火; (b)—200 °C×1 h 退火.

3 分析讨论

本文研究了稳定化退火对5059铝合金冷轧板材组织性能的影响。5059铝合金板材经冷轧后,残余相被破碎并沿轧制方向呈链状分布,而基体的晶粒则变成了纤维状组织,同时较大的冷轧变形还在基体中形成了穿过多个晶粒的剪切带,如图2所示。冷轧变形使得5059铝合金内的位错增殖,产生较强的加工硬化,板材的强度很高,但延伸率较差,如图4所示。由于热轧和冷轧过程中合金在Mg元素容易析出温度范围内停留的时间较短,基体中仍有大量的Mg元素处于固溶状态,故经Keller试剂腐蚀后冷轧板材内的腐蚀坑数量较少,如图3a所示。

冷轧板材在不同温度稳定化退火过程主要发生两种不同的变化,一种是变形组织的回复和再结晶,主要通过位错的运动实现位错密度的降低或通过形成新的晶粒发生再结晶;另一种是Mg元素的析出或回溶。作为以加工硬化为主要强化机制的5059铝合金,其冷轧板材在温度不断升高的退火过程中先发生回复,当退火温度升高到一定温度时开始发生再结晶。在本实验条件下5059铝合金在275℃退火时开始发生明显的局部再结晶,在剪切带位置和纤维状组织之间能够清晰地看到小尺寸再结晶晶粒,如图2h所示。这表明5059再结晶晶粒更容易在储能较大的剪切带等区域形核。拉伸性能结果表明,板材的强度随着退火温度由125℃升高到275℃呈线性降低,虽然275℃退火试样发生了明显的局部再结晶,但并未使板材的性能发生较大的变化。5059铝合金在125~275℃退火过程中还会影响Mg元素的溶解和析出,冷轧板材的基体中固溶了一定量的Mg元素,这些Mg元素的析出过程既受Mg元素在基体中的饱和固溶度影响,又受扩散速度的影响。一方面温度低时Mg在基体中的饱和固溶度低,析出的驱动力大,但此时Mg元素的扩散速度低,保温1h的析出量有限;另一方面提高温度时Mg元素的饱和固溶虽然升高,但Mg元素的扩散速度快,保温1h的析出量可能会更多,但当温度高于一定值时,析出的Mg元素还可能重新回溶到基体中。而Mg的析出,特别是沿晶界的连续析出是影响合金耐晶间腐蚀性能的主要因素,结合腐蚀失重结果和Keller试剂腐蚀结果可以看出,随着退火温度的升高,Mg的析出量逐渐

增加,当退火温度为200℃时,板材的耐晶间腐蚀性能最差,Keller试剂腐蚀试样中沿剪切带形成的腐蚀坑也最明显,这表明此时Mg元素的析出量可能最大。随着继续提高退火温度,基体中Mg元素的溶解度提高,根据Jmatpro软件计算可知,250℃时Mg在铝基体中的最大饱和固溶度达到了4.0%,此时Mg元素可能以回溶为主,在Keller试剂腐蚀试样中沿剪切带形成的腐蚀坑消失,同时合金的耐晶间腐蚀性能也得到了提高。

β 相的析出过程是一个形核长大的过程,其容易在晶界上形成连续的析出相,剪切带作为一种变形组织,其中也聚集了大量的位错簇等缺陷, β 相容易在缺陷处形核并形成连续相,所以在图3中能够清晰地观察到沿剪切带分布的腐蚀坑,这些现象与文献[23]观察到的现象相近。这些有 β 相连续析出的剪切带在晶间腐蚀过程中容易形成腐蚀通道,在晶间腐蚀形貌中形成与轧制方向成一定角度的腐蚀沟壑,如图6b,图7b所示。

4 结 论

1) 5059铝合金热轧板材经变形量为62.8%冷轧变形后,变形组织内形成了穿过多个纤维状晶粒的剪切带;板材经不同温度(150~225℃)保温1h退火后,沿剪切带析出连续的 β 相,这些板材在晶间腐蚀过程中沿着剪切带形成了腐蚀沟壑;当退火温度升至275℃时,板材开始发生局部再结晶。

2) 5059铝合金冷轧板材在不同温度保温1h退火后,屈服强度和抗拉强度分别由125℃退火试样的386,474 MPa,降低至275℃的301,407 MPa,延伸率由125℃的10.4%升高到275℃的18.1%。

3) 5059铝合金冷轧板材在不同温度保温1h退火后,单位面积内腐蚀量先由125℃×1h退火板材的13.7 mg/cm²,增加至200℃×1h退火板材的53.8 mg/cm²,再逐渐降低至275℃×1h退火板材的4.9 mg/cm²。

参考文献:

- [1] Kramer L, Phillippi M, Tack W T, et al. Locally reversing sensitization in 5xxx aluminum plate [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, 21 (6): 1025-1029.
- [2] 肖亚庆. 铝加工技术实用手册[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2005: 67-69.
(Xiao Ya-qing. Practical handbook of aluminum processing technology [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2005: 67-69.)

- [3] 王祝堂,田荣璋.铝合金及其加工手册[M].2版.长沙:中南大学出版社,2000:83-87.
(Wang Zhu-tang, Tian Rong-zhang. Handbook of aluminum alloy and its processing [M]. 2nd ed. Changsha: Central South University Press, 2000: 83-87.)
- [4] Dix E H Jr, Anderson W A, Shumaker M B. Influence of service temperature on the resistance of wrought aluminum-magnesium alloys to corrosion[J]. *Corrosion*, 1959, 15(2): 19-26.
- [5] Ding Y S, Gao K Y, Lin C J, et al. The effect of Mg content on intergranular corrosion of Al-Mg-Mn alloys after annealing [J]. *Materials Science Forum*, 2016, 877: 514-521.
- [6] Holroyd N J H, Scamans G M. Environmental degradation of marine aluminum alloys—past, present, and future [J]. *Corrosion*, 2016, 72(2): 136-143.
- [7] Zhang R, Knight S P, Holtz R L, et al. A survey of sensitization in 5xxx series aluminum alloys[J]. *Corrosion*, 2016, 72(2): 144-159.
- [8] Pickens J R, Gordon J R, Green J A S. The effect of loading mode on the stress-corrosion cracking of aluminum alloy 5083 [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1983, 14(4): 925-930.
- [9] Mills R J, Lattimer B Y, Case S W, et al. The influence of sensitization and corrosion on creep of 5083 - H116 [J]. *Corrosion Science*, 2018, 143: 1-9.
- [10] Ding Y S, Wu X L, Gao K Y, et al. The influence of stabilization treatment on long-term corrosion resistance and microstructure in Er and Zr containing 5083 aluminum alloy [J]. *Materials Characterization*, 2020, 161: 110143.
- [11] Bushfield H, Cruder M, Farley R, et al. Marine aluminum plate—ASTM standard specification B928 and the events leading to its adoption [C]//Meeting of the Society of Naval Architects and Marine Engineers. San Francisco: the Society of Naval Architects and Marine Engineers, 2003: 1-18.
- [12] 李念奎.船用铝合金的腐蚀性能(1)(船用铝合金介绍系列文章之五)[J]. *轻金属*, 1994(10): 41-47.
(Li Nian - kui. Corrosion properties of marine aluminum alloys (1) (part 5 of the introduction series of marine aluminum alloys)[J]. *Light Metals*, 1994(10): 41-47.)
- [13] Popović M, Radetić T, Romhanji E. Precipitation of the β -phase and corrosion behavior of an Al-6.8 wt.% Mg alloy [C]//International Conference on Aluminum Alloys (ICAA). Pittsburgh: Springer, 2012: 363-369.
- [14] Gupta R K, Zhang R, Davies C H J, et al. Influence of Mg content on the sensitization and corrosion of Al-xMg(-Mn) alloys[J]. *Corrosion*, 2013, 69(11): 1081-1087.
- [15] 孟凡林,周崇.冷变形及退火对船用5083铝合金板腐蚀性能的影响[J]. *轻合金加工技术*, 2015, 43(10): 35-39, 52.
(Meng Fan-lin, Zhou Chong. Effect of cold deformation and annealing on corrosion property of 5083 aluminum alloy marine sheet [J]. *Light Alloy Fabrication Technology*, 2015, 43(10): 35-39, 52.)
- [16] Oguocha I N A, Adigun O J, Yannacopoulos S. Effect of sensitization heat treatment on properties of Al-Mg alloy AA5083-H116 [J]. *Journal of Materials Science*, 2008, 43(12): 4208-4214.
- [17] Skillingberg M. The aluminum industry continues support for the marine market [EB/OL]. (2004-11-12) [2021-02-05]. <https://magazines.marinelink.com/Magazines/Maritime Reporter/200411/content/aluminum-industry-continues-208765>.
- [18] Czechowski M. Stress corrosion cracking of friction stir welding (FSW) of AW 5083 and AW 5059 aluminium alloys [J]. *WSEAS Transactions on Systems and Control*, 2020, 15: 585-591.
- [19] 蒋海春. Zn对5059铝合金组织与性能的影响[D].长沙:中南大学,2014.
(Jiang Hai - chun. Effect of Zn on microstructure and properties of 5059 aluminum alloy [D]. Changsha: Central South University, 2014.)
- [20] 林洪才,朱庆丰,石入文,等.热轧后中间退火对5059铝合金耐蚀性能的影响[J]. *兵工学报*, 2021, 42(2): 379-387.
(Lin Hong-cai, Zhu Qing-feng, Shi Ru-wen, et al. Effect of intermediate annealing on the corrosion resistance of hot-rolled 5059 aluminum alloy [J]. *Acta Armamentarii*, 2021, 42(2): 379-387.)
- [21] Jiang J Y, Jiang F, Zhang M H, et al. The recrystallization behavior of shear band in room temperature ECAPed Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloy [J]. *Materials Characterization*, 2021, 175: 111081.
- [22] Sanders R E Jr, Baumann S F, Stumpf H C. Wrought non-heat-treatable aluminum alloys [M]//Treatise on Materials Science & Technology. Amsterdam: Elsevier, 1989: 65-105.
- [23] Backofen W A. Deformation processing [J]. *Metallurgical Transactions*, 1973, 4(12): 2679-2699.