



固溶温度对 6082 铝合金 显微组织与性能的影响

刘胜胆^{1,2}, 陈小连^{1,2,3}, 张端正^{1,2}, 邓运来^{1,2}, 张新明^{1,2}

- (1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;
2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083;
3. 山东南山铝业股份有限公司 国家铝合金压力加工工程技术中心, 龙口 265700)

摘 要: 研究固溶温度(480~580 ℃)对 6082 铝合金挤压板材的力学性能和晶间腐蚀性能的影响规律, 结合金相显微镜、扫描电镜和扫描透射电镜对影响机理进行分析。结果表明: 随着固溶温度的升高, 合金的强度先升高后下降, 在 520~540 ℃时达到最高值; 而伸长率呈现不断升高的趋势; 晶间腐蚀的最大深度呈现先增加后降低的趋势。随着固溶温度的升高, 残留结晶相的数量逐渐减少, 时效后获得的 β'' 沉淀强化相的尺寸更小、密度更高, 晶界无沉淀析出区更窄, 强度和伸长率更高; 但温度过高时, 再结晶严重, 晶粒粗大, 挤压效应消失, 强度下降。固溶温度影响再结晶和亚晶粒大小以及晶界第二相析出状态和无沉淀析出带宽度, 进而改变晶间腐蚀扩展路径及最大腐蚀深度。

关键词: 6082 铝合金; 固溶处理; 力学性能; 晶间腐蚀; 显微组织

中图分类号: TG146.21

文献标志码: A

Effect of solution heat treatment temperature on microstructure and properties of 6082 aluminum alloy

LIU Sheng-dan^{1,2}, CHEN Xiao-lian^{1,2,3}, ZHANG Duan-zheng^{1,2}, DENG Yun-lai^{1,2}, ZHANG Xin-ming^{1,2}

- (1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
2. Key Laboratory of Nonferrous Metals Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China;
3. National Engineering Research Center for Plastic Working of Aluminum Alloys, Shandong Nanshan Aluminum Co., Ltd. Longkou 265700, China)

Abstract: The effect of solution heat treatment temperature on the mechanical properties and intergranular corrosion of the extruded sheets of 6082 aluminum alloy was investigated and the mechanism was discussed based on the microstructure examination by optical microscopy, scanning electron microscopy and scanning transmission electron microscopy. With the increase of temperature, the strength increases firstly to the maximum value at 520–540 ℃, then, decreases; while the elongation increases gradually; the maximum penetration depth of intergranular corrosion increases firstly, then, decreases. The increase of temperature tends to decrease the number of remnant phases and results in smaller β'' hardening precipitates with a higher density and consequently higher strength. However, too high temperatures result in coarse recrystallized grains, and thus, extrusion effect disappears and the strength decreases significantly. Solution heat treatment temperature has great effect on the recrystallization and size of subgrains, particles at grain boundaries and width of precipitates free zone adjacent to grain boundaries, therefore, changes the penetration path of IGC (Intergranular corrosion, IGC) and the maximum penetration depth.

Key words: 6082 aluminum alloy; solution heat treatment; mechanical property; intergranular corrosion; microstructure

Al-Mg-Si 合金是典型的时效强化合金, 热处理后可获得较高的强度, 同时具有较好的耐蚀性能, 广泛应用于建筑、交通运输、电子及海洋等行业。但在实际应用中, Al-Mg-Si 合金也会出现晶间腐蚀现象, 这会降低材料的可靠性, 缩短寿命, 增加成本。因此, 不仅要求保证其具有较高的强度, 还必须进一步提高其耐蚀性能。

影响 Al-Mg-Si 合金力学和耐蚀性能的因素很多, 包括化学成分、塑性变形、固溶和时效等^[1-6]。固溶处理是该合金制备的一个关键工序, 其主要作用是将合金元素 Mg 和 Si 充分溶入到铝基体中, 为后续时效时调控沉淀强化相来提高强度奠定组织基础。因此, 以往的工作大都集中在固溶制度对 Al-Mg-Si 合金时效后力学性能的影响等方面^[1, 3, 7], 而对其晶间腐蚀性能方面的关注更少。合金的强度主要取决于基体沉淀强化相的种类(GP 区、 β'' 、 β' 等)、尺寸、分布和体积分数等^[2, 8-9]; 而晶间腐蚀常沿着晶界发生, 因此, 对晶粒组织及晶界析出状态敏感^[10-11]。固溶时, Mg_2Si 相粒子溶解的同时, 基体的晶粒组织会发生变化, 这不仅会影响合金的力学性能, 而且会影响晶间腐蚀性能。因此, 有必要深入研究并认识固溶制度对 Al-Mg-Si 合金的显微组织、强度及晶间腐蚀性能的影响规律及影响机理, 为不断提高该系合金的综合性能提供依据。6082 铝合金是一个典型的 Al-Mg-Si 合金, 广泛用于汽车零部件, 不允许出现晶间腐蚀。本文作者以 6082 铝合金挤压板材为对象, 研究了固溶温度对其力学性能和晶间腐蚀的影响规律, 结合金相显微镜、扫描电镜和扫描透射电镜的显微组织表征对影响机理进行了分析和探讨。

1 实验

实验材料为 2 mm 厚的 6082 铝合金挤压板材, 其化学成分如表 1 所列。固溶处理在空气电阻炉中进行, 温度分别为 480、500、520、540、560 和 580 , 保温 30 min 后水淬, 然后立即在热风循环炉中进行人工时效(170 , 8 h)后取出空冷。

室温拉伸试验根据国标 GB/T 228-2002 在

表 1 所研究 6082 铝合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of studied 6082 aluminum alloy (mass fraction, %)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.85	0.13	0.03	0.42	0.88	0.02	0.03	0.02	Bal.

CSS-4410 万能材料拉伸机上进行, 每种状态测试 3 个试样, 取平均值。晶间腐蚀性能按照“Al-Mg-Si 可塑合金抗晶间腐蚀稳定试验方法”进行, 将材料制成尺寸 40 mm × 25 mm × 2 mm 的样品, 然后将其浸没在腐蚀液(1000 mL H₂O+20 g NaCl+100ml HCl(25%, 质量分数))中, 保证样品表面每平方厘米至少有 8 mL 腐蚀液, 在室温下不间断浸泡 2.5 h 后取出后立即用自来水冲洗干净、吹干, 沿平行挤压方向切取试样制备金相样品, 观察晶间腐蚀情况, 并测试最大腐蚀深度。

金相样品经粗磨、细磨、电解抛光和阳极覆膜, 在 XJP-6A 型光学显微镜上观察晶粒组织。利用 Quanta 200 型扫描电镜(SEM)观察试样中的微米级第二相, 并对典型第二相粒子进行 EDS 能谱分析。将时效后的试样预磨成约厚度 0.1 mm 薄片, 冲成直径 3 mm 圆片, 然后双喷减薄; 双喷液为 30%HNO₃+70%CH₃OH(体积分数), 利用液氮将温度控制在-20 以下; 在 Tecnai G2 F20 S-Twin 型扫描透射电镜(STEM)上观察弥散粒子、晶内的沉淀相及晶界第二相的大小和分布等, 并在高角环形暗场(HAADF)模式下对弥散粒子化学成分进行分析, EDS 束斑大小为 2 nm, 加速电压为 200 kV。

2 实验结果

2.1 合金的拉伸性能

图 1 所示为固溶温度对 6082 铝合金试样时效后拉伸性能的影响。由图 1 可知, 固溶温度从 480 上升至 520 时, 合金的强度显著升高, $R_{p0.2}$ 从 247 MPa 升至 338 MPa, R_m 从 260 MPa 升至 364 MPa, 而伸长率缓慢上升; 固溶温度从 520 上升至 540 时, 强

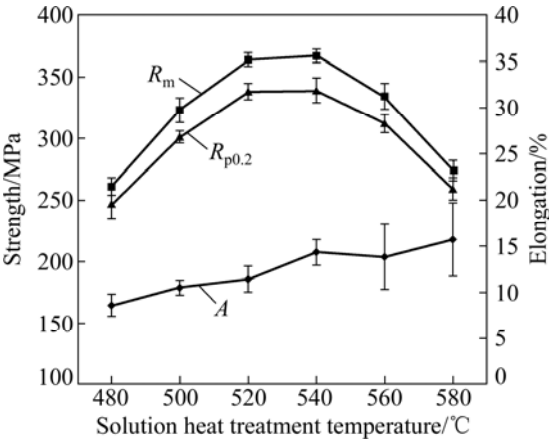


图 1 固溶温度对 6082 铝合金试样拉伸性能的影响

Fig. 1 Effect of solution heat treatment temperature on tensile properties of 6082 aluminum alloy

度变化不大，但伸长率有所增加；温度继续上升时，强度开始下降，伸长率变化不大。综合考虑强度和伸长率，540 是较佳的固溶温度。

2.2 合金的晶间腐蚀性能

所有的试样在浸泡后都发生了晶间腐蚀，固溶温度低于 580 时，试样截面上大部分范围都出现了晶间腐蚀；而 580 时，截面上出现晶间腐蚀的位置更少，且形貌发生了变化(见图 2)。从图 2(a)和(b)中可以看出一些明显的晶粒和亚晶粒的形貌，这是因为腐蚀沿着晶界和亚晶界扩展，从而衬托出了它们的形貌；而从图 2(c)中很难观察到亚晶粒形貌。表 2 给出了不同固溶温度对应的最大晶间腐蚀深度。随着固溶温度

表 2 不同固溶温度时试样晶间腐蚀最大深度

Table 2 Maximum penetration depth of intergranular corrosion

Temperature/	480	500	520	540	560	580
Maximum corrosion depth/ μm	108	103	134	161	114	67

的升高，最大腐蚀深度不断增加，在 540 时，达到最大值，而后开始下降。

2.3 合金的显微组织

固溶温度对试样金相组织的影响如图 3 所示。480~540 固溶时，基本观察不到再结晶，晶粒组织都沿挤压方向拉长而呈纤维状(见图 3(a)和(b))；温

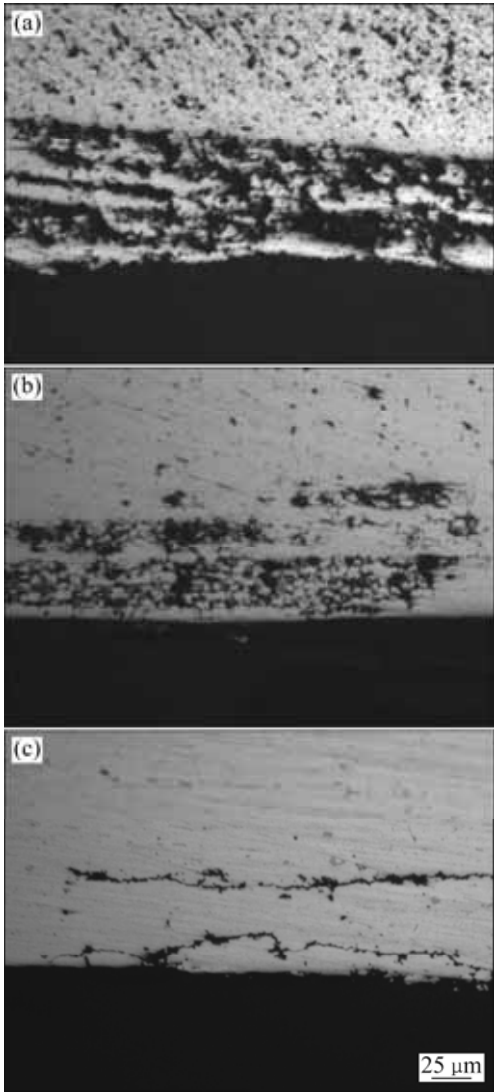


图 2 固溶温度对晶间腐蚀形貌的影响
Fig. 2 Effect of solution heat treatment temperature on morphology of intergranular corrosion: (a) 480 ; (b) 540 ; (c) 580

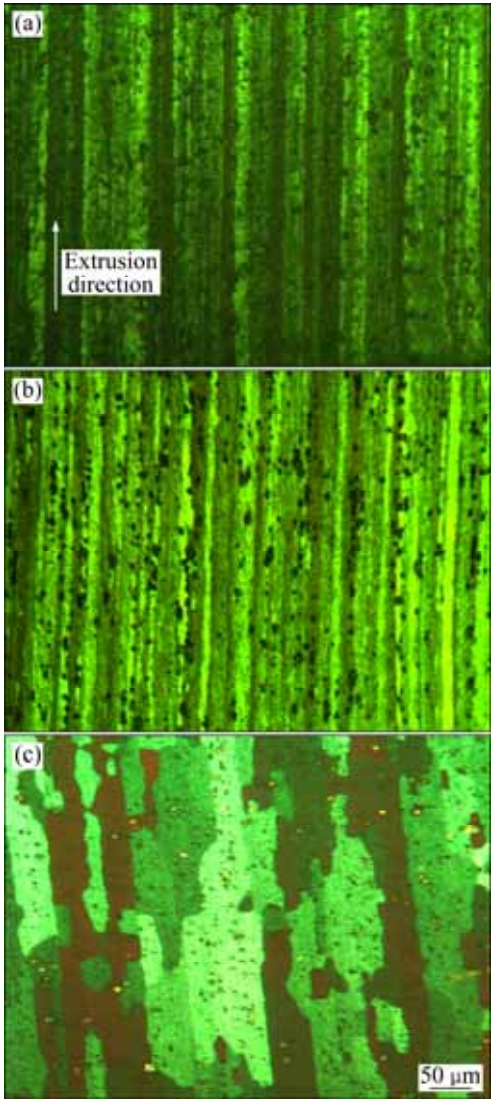


图 3 固溶温度对试样金相组织的影响
Fig. 3 Effect of solution heat treatment temperature on metallograph of specimens: (a) 480 ; (b) 540 ; (c) 580

度升高, 再结晶变得明显, 580 °C 固溶时, 基本完全再结晶, 晶粒较粗大, 且都呈长块状(见图 3(c))。

扫描电镜观察发现, 试样中未溶第二相的数量随着固溶温度的升高而呈现减少的趋势, 典型的 SEM 像如图 4 所示。试样经 480 °C、30 min 固溶处理后, 试样中还有很多未溶解的微米级第二相粒子, 并大都沿挤压方向呈链状分布(见图 4(a))。能谱分析结果表明: 白色的第二相粒子中含有 Al、Fe、Si 和 Mn 元素, 其含量分别为 87.51%、4.25%、5.41% 和 2.83%, 推测为 AlFeMnSi 相^[12]; 黑灰色的第二相粒子主要含有 Al、Mg 和 Si 元素, 其含量分别约为 84.48%、10.11% 和 5.41%(摩尔分数), 应该为 Mg₂Si 相^[12]。试样经 540 °C、30 min 固溶处理后(见图 4(b)), 试样中黑灰色第二相粒子的数量显著减少, 而白色粒子的数量变化不大。采用 Image J 图像软件对多个视场进行分析, 获得了第二相粒子的面积分数, 480 °C 固溶时, 面积分数约为 5.2%; 而 540 °C 固溶时, 面积分数约为 2.3%, 由于 AlFeMnSi 相较稳定, 很难溶解, 因此, 第二相粒子面积分数的减少主要来自于 Mg₂Si 相的溶解, 这说明固溶温度越高 Mg₂Si 相的溶解越充分。

采用透射电镜对部分时效试样进行了观察, 其结

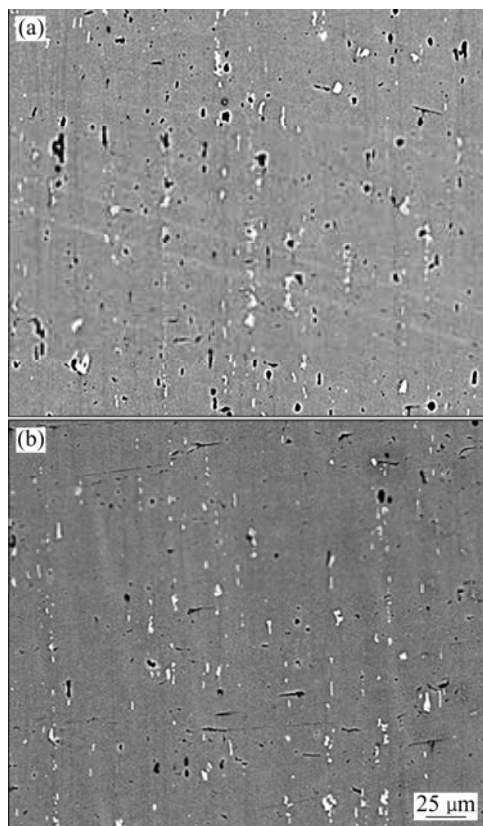


图 4 不同温度固溶处理后的 SEM 像

Fig. 4 SEM images of specimens after solution heat treatment at different temperatures: (a) 480 °C; (b) 540 °C

果如图 5 所示。480 °C 固溶时, 由于铝基体基本未发生再结晶, 在较低倍数下可观察到大量亚晶(见图 5(a)), 其尺寸约为 1~3 μm; 当固溶温度升高至 540 °C 时, 亚晶粒略有长大, 约 2~5 μm(见图 5(b))。还能观察到许多弥散粒子, 大都呈球状或椭球状, 个别呈长条状, 其尺寸差别较大, 小的约 50 nm, 大的可达 300 nm 左右。一些弥散粒子分布于(亚)晶界(见图 5(c)), 起到阻碍晶界迁移的作用。对这些粒子的化学成分进行了分析, 典型结果如图 6 所示。图 6(a)中亮白色的弥散粒子 1 中主要含有 Al、Mn、Si 以及少量的 Fe、Cr、Cu 元素(见图 6(b)), 其含量分别为 73.58%、12.98%、11.87%、0.54%、0.57% 和 0.45%(摩尔分数), 对其他粒子的分析得到类似的结果, 由于采用 EDS 分析束斑大小为 2 nm, 可以获得准确的结果, 由此判断这些弥散粒子为 Al₆MnSi 相。这些弥散粒子可有效地抑制再结晶及晶粒长大, 使得试样在 580 °C 以下固溶时仍然可以保留大量未再结晶组织。

晶界及亚晶界上都析出了细小 Mg₂Si 第二相粒子, 且多呈连续分布状态, 典型结果如图 5(c)、(d)和图 6(a)所示, 480 °C 固溶时粒子的尺寸约为 20 nm, 540 °C 时约为 28 nm。晶界附近存在无沉淀析出区(Precipitates free zone, PFZ), 但 480 °C 固溶时 PFZ 明显, 宽度约为 100 nm; 540 °C 固溶时 PFZ 不明显, 宽度仅约为 30 nm。时效时 Mg₂Si 粒子易于晶界上析出, 这导致晶界附近 Mg 和 Si 原子贫乏, 另外, 晶界是空位阱, 淬火后其周围的空位浓度低于基体的, 存在一定宽度的浓度梯度, 沉淀强化相的形核往往需要大于一定临界值的空位浓度^[13], 这两个方面的原因导致沉淀强化相无法在晶界附近析出, 形成了无沉淀析出带。固溶温度越低, 晶界附近空位浓度也越低, 因此, 无沉淀析出带更宽。

晶粒内部都析出了沉淀强化相, 典型结果如图 5(e)和(f)所示。由对应的<100>_{Al}衍射花样可知, 此时的沉淀强化相均主要为 β'' 相, 其存在可提高合金的强度。该相沿着<100>_{Al}方向析出, 呈现出粒状和针状形貌。480 °C 较 540 °C 固溶及时效试样中的尺寸更大, 密度更低, 数量更少; 据暗场像对 β'' 相的长度和面积分数进行了估计, 480 °C 固溶时, β'' 相的长度和面积分数分别约为 23 nm 和 7%; 而 540 °C 固溶时, β'' 相的长度和面积分数分别约为 11 nm 和 11%。

3 分析与讨论

6082 铝合金是时效强化合金, 其强度的高低主要

取决于晶内 β'' 沉淀强化相的尺寸、分布及数量^[1, 3, 8]。固溶温度越高, Mg_2Si 相溶解越充分, 基体中溶质原子的浓度越高, 时效时能够形成的 β'' 沉淀强化相的数量越多; 另外淬火后获得的空位浓度也越高, 从而提

高沉淀强化相的形核率^[13]。如图 5(e)和(f)所示, 540 固溶较 480 固溶得到的 β'' 相的尺寸更小、密度更高, 因此, 固溶温度的升高可提高合金的强度。固溶温度从 480 升高至 520 时, 微米级 Mg_2Si 相溶解的数

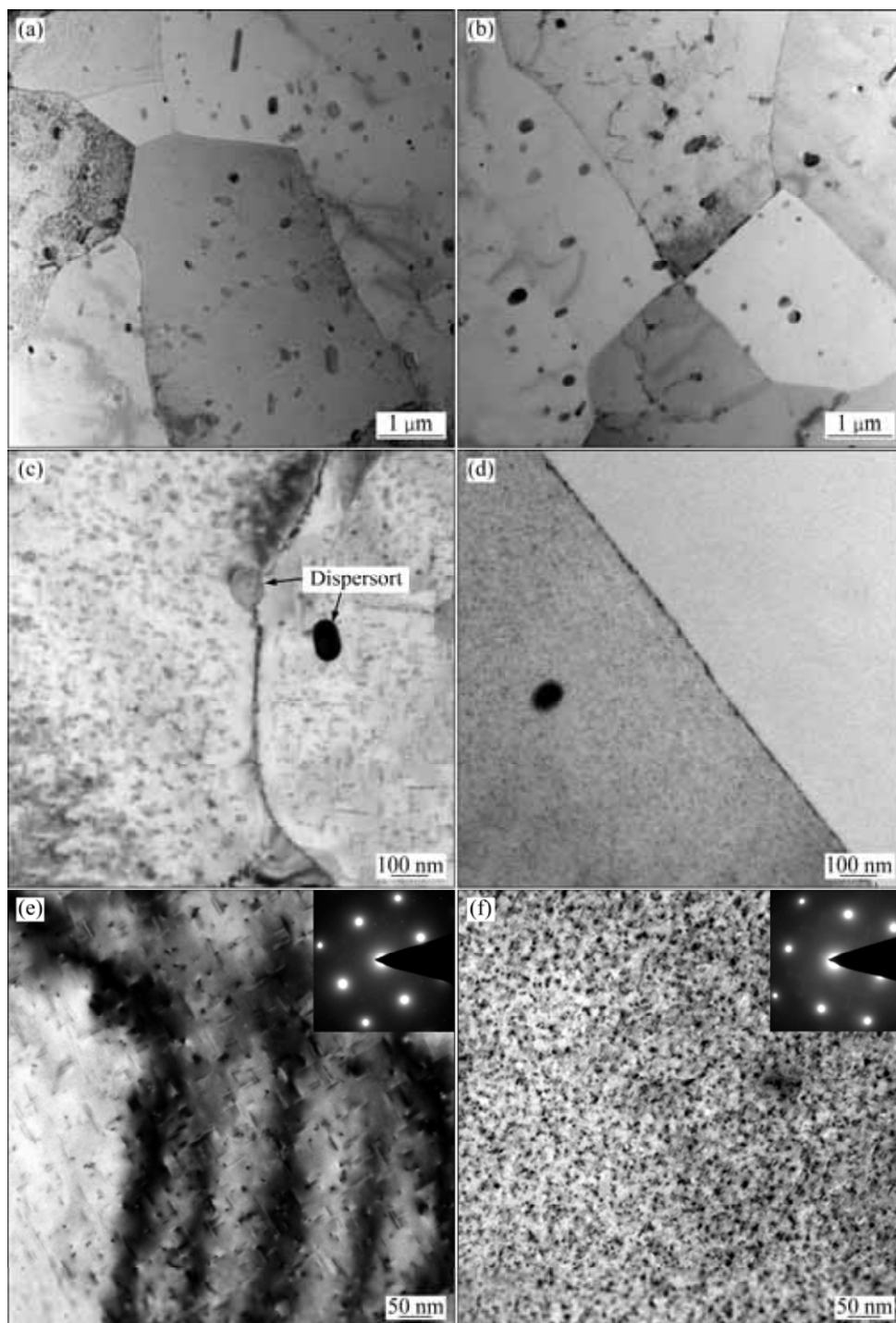


图 5 不同温度固溶及时效后试样的 TEM 像

Fig. 5 TEM images of aged specimens after solution heat treatment at different temperatures: (a) 480 °C, low magnification image; (c) 480 °C, grain boundary; (e) 480 °C, hardening precipitates in interior of grains and corresponding $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ selected area diffraction pattern (SADP); (b) 540 °C, low magnification image; (d) 540 °C, grain boundary; (f) 540 °C, hardening precipitates in interior of grains and corresponding $\langle 100 \rangle_{\text{Al}}$ SADP

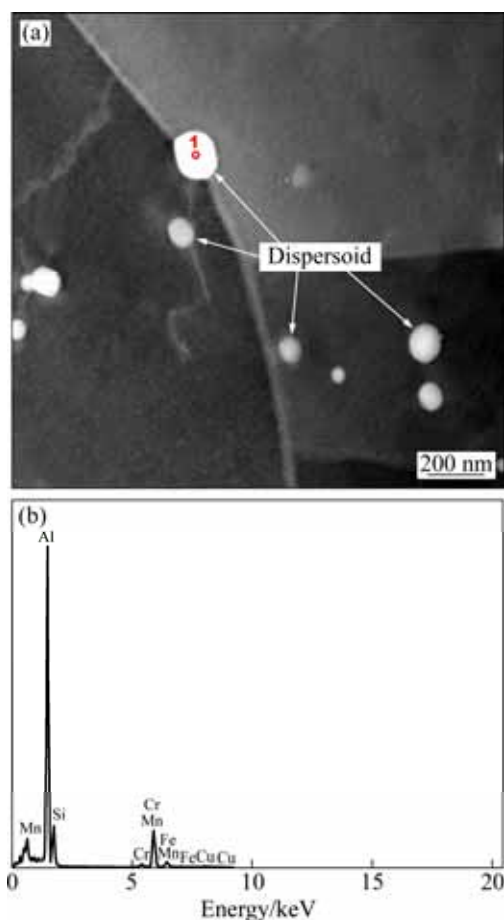


图 6 540 °C、30 min 固溶及时效试样的 HAADF 像及弥散粒子 EDS 谱

Fig. 6 HAADF image (a) and EDS spectrum (b) of dispersoids in aged specimen after solution heat treatment of 540 °C, 30 min

量明显增加, 因此, 合金时效后, 拉伸强度显著升高, 同时, 这些相残留量的减少可提高塑性变形的均匀性, 提高伸长率(见图 1)。当固溶温度继续升高至 540 °C 时, Mg_2Si 相溶解数量的增加程度较小, 基体中溶质原子浓度略有增加, 无法显著增加时效时沉淀强化相的数量, 但可减小晶界无沉淀析出带的宽度, 虽然不能进一步大幅度提高其强度, 但可以减少塑性变形时位错在晶界的塞积而易导致的应变局部化, 从而提高伸长率。当固溶温度继续升高时, Al_6MnSi 弥散粒子很难钉扎晶界, 铝基体发生了严重的再结晶, 晶粒粗大(见图 3), 减小甚至消除“挤压效应”, 因此, 560 °C 固溶的试样强度开始下降, 580 °C 固溶时, 试样强度已低于 300 MPa。

时效后晶界上析出的 Mg_2Si 相相对于周围的 PFZ 或基体为阳极相^[14], 在腐蚀介质中会优先被侵蚀, 导致腐蚀沿着晶界扩展而形成晶间腐蚀。因此, 不同温

度固溶的 6082 铝合金试样都发生了晶间腐蚀(见图 2)。固溶温度不仅影响时效后晶界的 Mg_2Si 相粒子析出状态, 还改变了晶粒组织, 必然会影响晶间腐蚀性能。低于 580 °C 时, 试样中有较多的亚晶界和晶界, 暴露在侵蚀介质中时腐蚀萌生的位置多, 因此, 能够观察到被腐蚀区域的很多; 至 580 °C 时, 试样完全再结晶, 没有亚晶界存在, 而且晶界的数量也大大减少, 腐蚀萌生的位置也大大减少, 因此, 能观察到被腐蚀的区域更少。腐蚀在表面萌生后会沿着晶界及亚晶界向试样内部扩展, 因此, 晶间腐蚀深度与晶界及亚晶界的析出状态密切相关。在较低温度固溶时(如 480 °C), (亚)晶界上的 Mg_2Si 相粒子细小、分布连续, 同时, PFZ 较宽, 显然有利于腐蚀沿着(亚)晶界快速扩展^[15], 但是由于亚晶粒小, 亚晶界的数量多, 腐蚀路径变得曲折, 腐蚀扩展过程需要不断改变方向, 因此, 在相同的浸泡时间深入至试样内部的距离较小。随着固溶温度的上升, 晶界 PFZ 宽度减小, 沿晶腐蚀速率减小, 但由于亚晶粒尺寸增加, 腐蚀路径更加平直, 因此, 深入至试样内部的距离更大; 至 580 °C 固溶时, 试样完全再结晶, 再结晶呈大块状, 因此, 腐蚀沿垂直表面的晶界向试样内部扩展至一定距离后改变方向, 沿着平行于表面的晶界继续扩展(见图 2(c)), 直至扩展到与表面垂直时, 晶界才能继续向试样内部发展, 因此, 在相同的浸泡时间内, 深入的距离又会变小。另外, 由以上结果可以发现, 腐蚀沿着晶界扩展存在一定的选择性, 即某些晶界更易被腐蚀, 这可能与晶界的特征及析出 Mg_2Si 粒子的大小和分布有关, 这还需进一步的研究。

4 结论

1) 6082 铝合金挤压板材的拉伸强度和晶间腐蚀深度随固溶温度升高呈现出先上升后下降的趋势, 540 °C 时, 可获得最高的强度和良好的伸长率, 但晶间腐蚀深度大。

2) 固溶温度在一定范围内(480~540 °C)升高有利于获得细小、高密度 β'' 沉淀强化相, 提高强度; 但温度更高时(> 560 °C), Al_6MnSi 弥散相粒子难以钉扎晶界, 再结晶严重, 消除了挤压效应, 强度反而大幅下降。

3) 晶界及亚晶界上 Mg_2Si 粒子细小连续的分布状态及宽的无沉淀析出带可促进晶间腐蚀的快速扩展, 但细小亚晶粒能使扩展路径变得曲折, 从而减小腐蚀深入的最大深度。

REFERENCES

- [1] MRÓWKA-NOWOTNIK G, SIENIAWSKI J. Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 162/163: 367–372.
- [2] 张海锋, 郑子樵, 钟 申, 罗先甫, 钟 警. 双级时效制度对 6156 铝合金组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(4): 1025–1032.
ZHANG Hai-feng, ZHENG Zi-qiao, ZHONG Shen, LUO Xian-fu, ZHONG Jing. Effects of two-step aging treatment on microstructure and properties of 6156 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(4): 1025–1032.
- [3] 商宝川, 尹志民, 周 向, 黄志其. 固溶-时效对 6082 合金挤压棒材组织性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2011, 32(1): 77–81.
SHANG Bao-chuan, YIN Zhi-min, ZHOU Xiang, HUANG Zhi-qi. Effect of solution and aging treatment on microstructure and properties of hot extruded 6082 aluminum alloy bars[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(1): 77–81.
- [4] 盛晓菲, 杨文超, 汪明朴, 李 周, 龚 静, 彭 诚. 人工时效对 6005A 铝合金晶间腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(8): 2174–2180.
SHENG Xiao-fei, YANG Wen-chao, WANG Ming-pu, LI Zhou, GONG Jing, PENG Cheng. Effect of artificial ageing on intergranular corrosion of 6005A Al alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(8): 2174–2180.
- [5] 成卫兵, 房继业. 化学成分对 6082 铝合金晶间腐蚀的影响[J]. 铝加工, 2012(2): 44–46.
CHENG Wei-bing, FANG Ji-ye. Effect of chemical composition on intergranular corrosion of 6082 aluminum alloy[J]. Aluminum Fabrication, 2012(2): 44–46.
- [6] 何立子, 张晓博, 孙秋霞, 崔建忠. Cu 及热处理制度对 Al-Mg-Si 系合金晶间腐蚀敏感性的影响[J]. 中国有色金属学报. 2001, 11(2): 231–235.
HE Li-zi, ZHANG Xiao-bo, SUN Qiu-xia, CUI Jian-zhong. Effects of Cu and age treatment on susceptibility to intergranular corrosion of Al-Mg-Si alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(2): 231–235.
- [7] 刘显东. 热处理工艺对 6082 铝合金型材和棒材力学性能的影响[J]. 轻合金加工技术. 2011, 39(8): 61–64.
LIU Xian-dong. Effect of heat treatment technology on mechanical properties of 6082 aluminum alloy profile and rod[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2011, 39(8): 61–64.
- [8] MARIOARA C D, ANDERSON S J, JANSEN J, ZANDBERGEN H W. The influence of temperature and storage time at RT on nucleation of the β'' phase in a 6082 Al-Mg-Si alloy[J]. Acta Materialia, 2003, 51(3): 789–796.
- [9] 王雪玲, 于莉莉, 赵永军, 谢延翠, 石广福, 王春辉, 张淑艳. 时效前停放时间和时效保温时间对 6082-T651 铝合金板材组织和性能的影响[J]. 轻合金加工技术, 2011, 39(2): 25–28.
WANG Xue-ling, YU Li-li, ZHAO Yong-jun, XIE Yan-cui, SHI Guang-fu, WANG Chun-hui, ZHANG Shu-yan. Influence of holding time both before and during aging on structure and properties of 6082-T651 plate[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2011, 39(2): 25–28.
- [10] GUILLAUMIN V, MANKOWSKI G. Localized corrosion of 6056 T6 aluminium alloy in chloride media[J]. Corrosion Science, 2000, 42(1): 105–125.
- [11] 李 海, 孟 林, 王芝秀, 黄 玲, 李 蔚, 宋仁国, 郑子樵. 残留结晶相对 AlMgSiCu 合金晶间腐蚀行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(12): 3300–3306.
LI Hai, MENG Lin, WANG Zhi-xiu, HUANG Ling, LI Wei, SONG Ren-guo, ZHENG Zi-qiao. Effect of residual constituents on intergranular corrosion behavior of AlMgSiCu alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(12): 3300–3306.
- [12] 田荣璋, 王祝堂. 铝合金及其加工手册[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2007.
TIAN Rong-zhang, WANG Zhu-tang. Aluminum alloy and its processing handbook[M]. Changsha: Central South University Press, 2007.
- [13] PORTER D A, EASTERLING K E, SHERIF M. Phase transformation in metals and alloys[M]. Florida: The Chemical Rubber Company Press, 2009.
- [14] ZHENG Feng-li, WEI Zhong-ling, LI Jin-feng, LI Chao-xing, TAN Xing, ZHANG Zhao. Corrosion mechanism associated with Mg_2Si and Si particles in Al–Mg–Si alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(12): 2559–2567.
- [15] 潘道召, 王芝秀, 李 海, 郑子樵. 双级时效对 6061 铝合金拉伸性能和晶间腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(3): 435–461.
PAN Dao-zhao, WANG Zhi-xiu, LI Hai, ZHENG Zi-qiao. Effects of two-step ageing treatment on tensile properties and intergranular corrosion of 6061 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(3): 435–461.

(编辑 龙怀中)