

多级强化固溶处理对 7050 铝合金厚板 强度和断裂韧性的影响

张新明, 何道广, 刘胜胆, 韩念梅, 宋丰轩, 张 荣

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 采用光学金相、示差扫描量热分析、扫描电镜、室温拉伸及断裂韧性实验, 研究多级固溶处理对 7050 铝合金强度和断裂韧性的影响。结果表明: 7050 铝合金厚板经多级强化固溶后, 随最后一级温度的增加, 可溶性粗大第二相减少, 其强度和断裂韧性增加, 当最后一级温度为 493 °C 时, 合金的断裂韧性和强度达到峰值, 其断裂韧性(K_{IC})、屈服强度($\sigma_{0.2}$)和抗拉强度(σ_b)分别为 37.4 MPa·m^{1/2}、500.6 MPa 和 534.0 MPa; 当最后一级温度超过 493 °C 时, 由于再结晶分数急剧增加、晶粒快速长大, 断裂韧性和强度又逐渐降低; 当多级固溶最后一级的温度和时间与单级固溶一致时, 经多级强化固溶后的 7050 铝合金具有比单级固溶时更高的断裂韧性和强度。

关键词: 7050 铝合金厚板; 断裂韧性; 固溶处理; 拉伸性能

中图分类号: TG 146.1

文献标志码: A

Effects of multi-stage promotively-solutionizing treatment on strength and fracture toughness of 7050 aluminum alloy thick plate

ZHANG Xin-ming, HE Dao-guang, LIU Sheng-dan, HAN Nian-mei, SONG Feng-xuan, ZHANG Rong

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of the multi-stage promotively-solutionizing treatment on the tensile property and fracture toughness of the 7050 aluminum alloy plate were investigated by optical microscopy (OM), differential scanning calorimetry (DSC), scanning electron microscopy (SEM), tensile test and toughness test. The results show that the tensile property and fracture toughness of the multi-stage promotively-solutionizing treated samples increase when the last stage temperature increases. When the last stage temperature is 493 °C, the tensile property and fracture toughness of the multi-stage promotively-solutionizing treated samples reach the peak, the fracture toughness (K_{IC}), yield strength ($\sigma_{0.2}$) and ultimate tensile strength (σ_b) are 37.4 MPa·m^{1/2}, 500.6 MPa and 534.0 MPa respectively. Then, the tensile property and fracture toughness of the multi-stage promotively-solutionizing treated samples decrease with the increases of the last stage temperature, because the grains grow very fast. The tensile property and fracture toughness of the multi-stage promotively-solutionizing treated samples are better than that of the single-stage solution treated samples.

Key words: 7050 aluminum alloy; fracture toughness; solution treatment; tensile property

Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金厚板被广泛地应用于航空航天领域, 其中 7050 铝合金由于淬火敏感性较低, 大量地应用于制备厚板和大型锻件^[1]。随着现代航空工业的发展, 对高强度铝合金的韧性要求越来越高; 其断裂韧性已和强度、抗腐蚀性能、抗疲劳性能并列

高强度铝合金高综合性能的重要技术指标^[2-3]。目前研究者在淬火速率^[4]、预拉伸^[5]、微结构组织^[6]和固溶制度^[7]等方面对 7050 铝合金断裂韧性的影响做了大量研究。7050 铝合金作为通过固溶-淬火-时效强化的合金^[8], 固溶过程对其有极其重要的作用。由于 7050 铝

基金项目: 国家重点基础研究发展规划资助项目(2012CB619500)

收稿日期: 2011-07-04; 修订日期: 2011-10-30

通信作者: 张新明, 教授, 博士; 电话: 0731-88830265; E-mail: xmzhang@csu.edu.cn

合金厚板轧制变形小, 合金中的粗大第二相破碎度低、粒径较大; 在常规固溶过程中, 由于非平衡结晶粗大第二相(如 $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 相和 AlZnCuMg 相等)固溶不充分, 而且残余粗大第二相由于在塑性变形过程中与基体界面产生应力集中, 使材料的断裂韧性降低。HAN 等^[7]研究发现, 随着单级固溶温度的增加, 7050 厚板中的粗大第二相固溶程度增加, 断裂韧性增加; 当达到一个较高温度时, 随着温度的继续升高, 合金中的粗大第二相进一步降低固溶而晶粒长大速度增加, 合金断裂韧性反而降低。所以, 单纯依靠提高固溶温度来提高合金的断裂韧性的程度有限。近年来, CHEN 等^[9]开发出强化固溶制度并应用到 Al-Zn-Mg-Cu 系合金中, 其能使固溶极限温度超过多相共晶温度而不过烧, 增大合金中粗大第二相的固溶程度; 熊创贤等^[10]研究发现, 采用多级强化固溶处理对 7050 铝合金板材的微观组织有较大的影响, 在较低温度进行较长时间的固溶有利于合金的回复过程。但关于多级强化固溶制度对合金断裂韧性影响的报道较少。

本文作者研究多级强化固溶制度对 160 mm 厚 7050 铝合金热轧厚板强度和断裂韧性的影响, 探究粗大第二相等微观组织与厚板断裂韧性的关系, 旨在为厚板的热处理制度的制订提供一定的参考。

1 实验

实验材料为 160 mm 厚的 7050 热轧厚板, 其化学成分如表 1 所示。在热轧板材厚向 1/4 处截取直径 6 mm、质量为 50 mg 的小圆片, 然后在 NET2SCH-200 F3 热分析仪上进行 DSC 分析测试, 加热速度为 10 K/min。

试样采取的固溶制度如表 2 所示, 其中 SST 为单级固溶处理(Single-stage solution treatment); MST 为多级固溶处理(Multi-stage solution treatment), 其升温过程为(200 °C, 11 h)+(1 h 随炉)+(300 °C, 11 h)+(1 h 随炉)(400 °C, 5 h)+(1 h 随炉)+(450 °C, 4 h)+(1 h 随炉)+(终极阶段)。样品在空气电阻炉中固溶后迅速取出进行室温水淬, 而后进行双级时效处理, 时效制度为(121 °C, 6 h)+(163 °C, 12 h)。

样品经砂纸粗磨、抛光后用铬酸试剂腐蚀。在 XJP-16A 金相显微镜下进行金相组织观察, 并利用 ImageJ 软件统计和分析试样再结晶分数。

按照国家标准 GB—4161 规定, 在板材厚向 1/4 处取 25 mm 厚板材, 制备 L-T 取向的标准紧凑拉伸试样, 测量断裂韧性。采用 Sirion200 扫描电镜进行粗

大第二相观察和断裂韧性试样断口形貌分析, 并对粗大第二相粒子合金元素的能谱进行分析, 加速电压为 20 kV。

按国家标准 GB/6497—14 规定, 在板材厚向 1/4 处取厚度为 2.5 mm 的板材, 加工成沿轧向的室温拉伸试样, 在 44100 电子万能实验机上进行常温力学拉伸性能测试。

表 1 7050 铝合金热轧板的化学成分

Table 1 Chemical composition of 7050 aluminum alloy plate rolled (mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Fe
6.32	2.08	2.20	0.04
Si	Zr	Others(single)	Al
0.02	0.12	≤0.05	Bal.

表 2 样品的固溶工艺

Table 2 Solution treatments of samples

Sample number	Solution heat treatment
SST1	473 °C, 2.5 h
SST2	473 °C, 5 h
SST3	473 °C, 10 h
SST4	483 °C, 2.5 h
SST5	493 °C, 2.5 h
SST6	503 °C, 2.5 h
MST1	473 °C, 2.5 h
MST2	483 °C, 2.5 h
MST3	493 °C, 2.5 h
MST4	503 °C, 2.5 h

2 实验结果

2.1 7050 铝合金热轧态板材的 DSC 测试结果

取自 160 mm 厚 7050 铝合金板材 1/4 处的热轧态试样的 DSC 实验测试结果如图 1 所示。从固溶前的 DSC 曲线可知, 合金在温度大于 484.3 °C 出现过烧现象(见图 1)。为了使板材获得良好的综合性能, 选择单级固溶温度时, 应低于 484 °C。

2.2 不同固溶处理对 7050 铝合金板材强度和断裂韧性的影响

图 2 所示为板材经固溶-淬火-时效后的强度以及断裂韧性。从图 2 可知, 单级固溶温度为 473 °C 时,

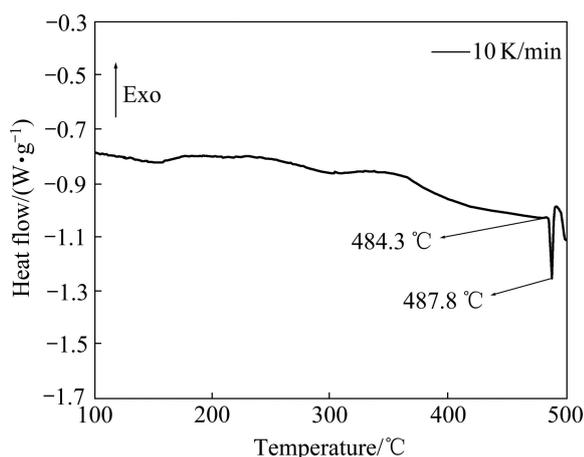


图1 7050 铝合金板材热轧态的 DSC 曲线

Fig. 1 DSC curve of hot-rolled 7050 aluminum alloy plate

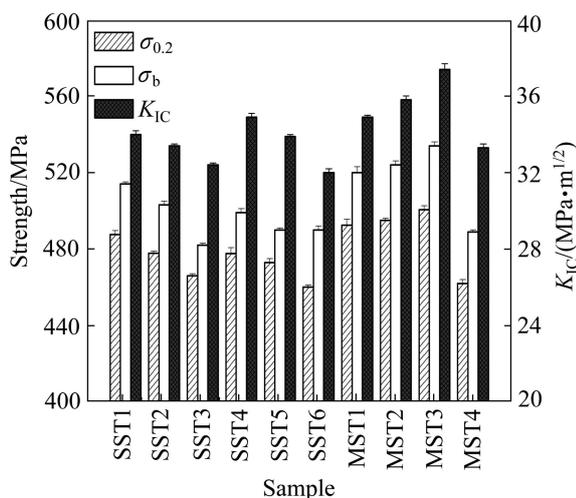


图2 经不同固溶处理后 7050 铝合金的强度和断裂韧性

Fig. 2 Tensile properties and fracture toughness of aged 7050 aluminum alloy plate solution-treated under different conditions

随着固溶时间的增加, 板材的强度和断裂韧性逐渐减小。从 2.5 h 延长到 10 h 时, 板材的屈服强度($\sigma_{0.2}$)从 487.7 MPa 降低到 466.1 MPa, 降低了 4.4%; 抗拉强度(σ_b)从 514.0 MPa 降低到 482.0 MPa, 降低了 6.2%; 断裂韧性(K_{IC})从 34 MPa·m^{1/2} 降低到 32.4 MPa·m^{1/2}, 降低了 4.7%。当保持固溶时间为 2.5 h 时, 随着板材单级固溶温度的增加, 样品的强度逐渐降低, 断裂韧性先逐渐增加, 在 483 °C 到达最高值 35.1 MPa·m^{1/2} 后再降低; 对于多级强化固溶制度, 随着固溶最后一级温度的提高, 强度和断裂韧性先逐渐增加, 在 493 °C 时达到最高值, 屈服强度($\sigma_{0.2}$)为 500.6 MPa, 抗拉强度(σ_b)为 534.0 MPa, 断裂韧性(K_{IC})为 37.4 MPa·m^{1/2}, 而后逐渐降低。由图 2 可知, 当多级强化固溶最后一级温度和时间与单级固溶的相同时, 由多级强化固溶得

到的强度和断裂韧性比相应的单级固溶高; 当多级强化固溶处理固溶最后一级为 473 °C、2.5 h 时, 与 473 °C、2.5 h 单级固溶相比, 合金的屈服强度($\sigma_{0.2}$)从 487.7 MPa 提高到 492.5 MPa, 抗拉强度(σ_b)从 514.0 MPa 提高到 520.0 MPa, 断裂韧性(K_{IC})从 34 MPa·m^{1/2} 提高到 34.9 MPa·m^{1/2}, 提高了 2.6%。当多级强化固溶最后一级为 493 °C、2.5 h 时, 与 493 °C、2.5 h 单级固溶相比, 合金的屈服强度($\sigma_{0.2}$)从 473.0 MPa 提高到 500.6 MPa; 抗拉强度(σ_b)从 490.0 MPa 提高到 534.0 MPa; 断裂韧性(K_{IC})从 34 MPa·m^{1/2} 提高到 37.4 MPa·m^{1/2}, 提高了 10%。

2.3 不同固溶处理对 7050 铝合金粗大第二相的影响

图 3 所示为 7050 铝合金板材经固溶后 SEM 像, 选取同试样 5 个不同位置图像, 使用 ImageJ 软件统计得出的粗大第二相体积分, 其结果如图 4 所示。从图 3(a)可知, 热轧态板材中大量粗大第二相沿轧向排列, 通过 EDX 分析发现(见表 3), 粗大第二相主要是 AlZnMgCu 相和 Al₇Cu₂Fe 相等。从图 3 可知, 经固溶后板材中的第二相较热轧态的明显减少, EDX 分析可知粗大第二相主要含有 Al₂CuMg 相和 Al₇Cu₂Fe 相, 而热轧态中的 AlZnMgCu 相消失; 对比图 3(b)、(c)和 (d)可知, 473 °C 固溶且固溶时间从 2.5 h 延长至 10 h 时, 合金中残余粗大第二相含量基本不变; 由图 3(b)和(e)可知, 单级固溶时间为 2.5 h 时, 随着固溶温度的增加, 合金中残余粗大第二相逐渐减少, 由图 4 所示样品在 493 °C 单级固溶时的残余粗大第二相体积分比 473 °C 单级固溶时降低 24.4%。随着多级强化固溶的最后一级温度的提高, 合金中残余粗大第二相逐渐降低(见图 3)。对比图 3(b)和(f)可知, 当多级强化固溶的最后一级为 473 °C、2.5 h 时, 合金中残余粗大第二相的含量比 473 °C、2.5 h 单级固溶时低, 由图 4 可知, 其减少了 4.6%。当多级强化固溶的最后一级为 493 °C、2.5 h 时, 合金中残余粗大第二相的含量相对于 493 °C、2.5 h 单级固溶时显著降低, 其减少了 30%。通过高倍的观察, 经 493 °C、2.5 h 单级固溶时合金中含有 Al₂CuMg 相和 Al₇Cu₂Fe 相, 而最后一级为 493 °C、2.5 h 的多级强化固溶时合金中主要剩下 Al₇Cu₂Fe 相, 仅含有很少的 Al₂CuMg 相; 但多级强化固溶的最后一级为 503 °C 时, 板材出现过烧状态(见图 3(h)), 出现明显的呈融化状态的局部圆形相区以及呈三叉状的相。

2.4 不同固溶处理对合金再结晶组织的影响

7050 铝合金经不同固溶处理后的再结晶组织如图 5 所示, 白色为再结晶晶粒。再结晶分数是通过

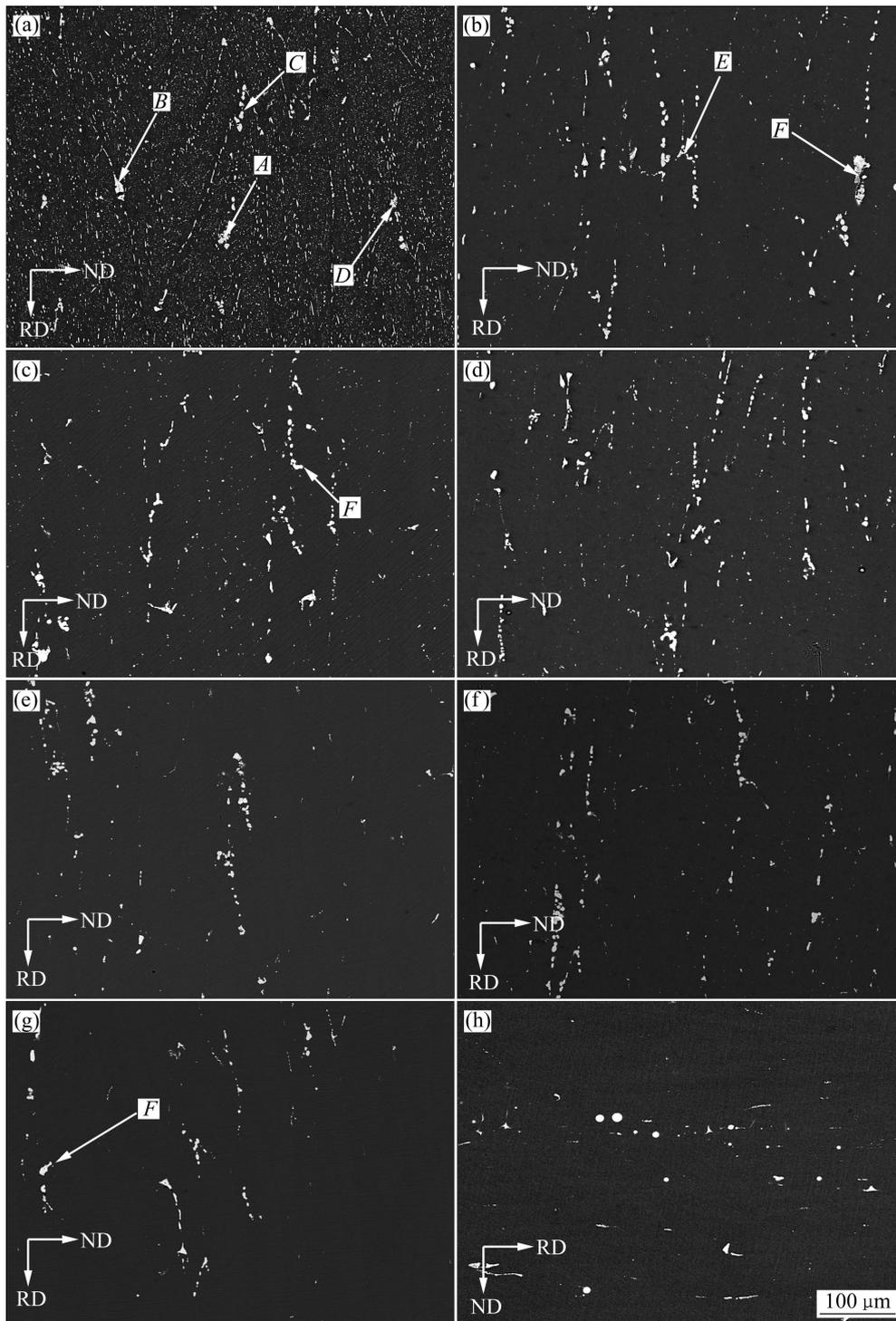


图 3 经不同固溶处理后 7050 铝合金厚板的第二相分布

Fig. 3 SEM images of 7050 aluminum alloy plates solution-treated under different conditions: (a) Rolled; (b) SST1; (c) SST2; (d) SST3; (e) SST4; (f) MST1; (g) MST3; (h) MST4

ImageJ 软件, 算出白色所代表的再结晶区域面积除以图形总面积得到。从图 5(a)和(b)可知, 当单级固溶温度为 473 °C 时, 随着固溶时间的增加, 再结晶分数逐渐增大; 从图 5(a)和(c)可知, 当单级固溶时间为 2.5 h

时, 随着固溶温度的提高, 再结晶分数增大; 多级强化固溶处理时, 随着多级强化固溶最后一级温度的提高, 再结晶分数增大(见图 5(d)~(g))。从图 5 可知, 多级强化固溶的最后一级为 473 °C、2.5 h 时合金中再结

表3 7050 铝合金厚板第二相的能谱分析结果

Table 3 EDX results of second phase particles of 7050 aluminum alloy plate

Point	Mole fraction/%				
	Al	Zn	Mg	Cu	Fe
A	70.86	2.49	11.65	11.99	
B	73.84			17.23	8.94
C	67.17	16.95	11.82	4.06	
D	70.28	14.13	11.21	4.38	
E	53.47		24.05	22.47	
F	74.5			17.43	8.07

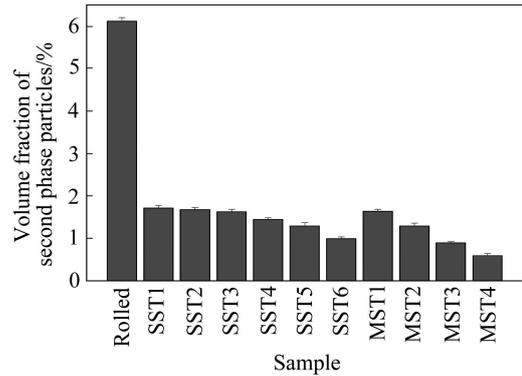


图4 经不同固溶处理后 7050 铝合金厚板的第二相体积分数
Fig. 4 Volume fraction of second particles of 7050 aluminum alloy plate solution-treated under different conditions

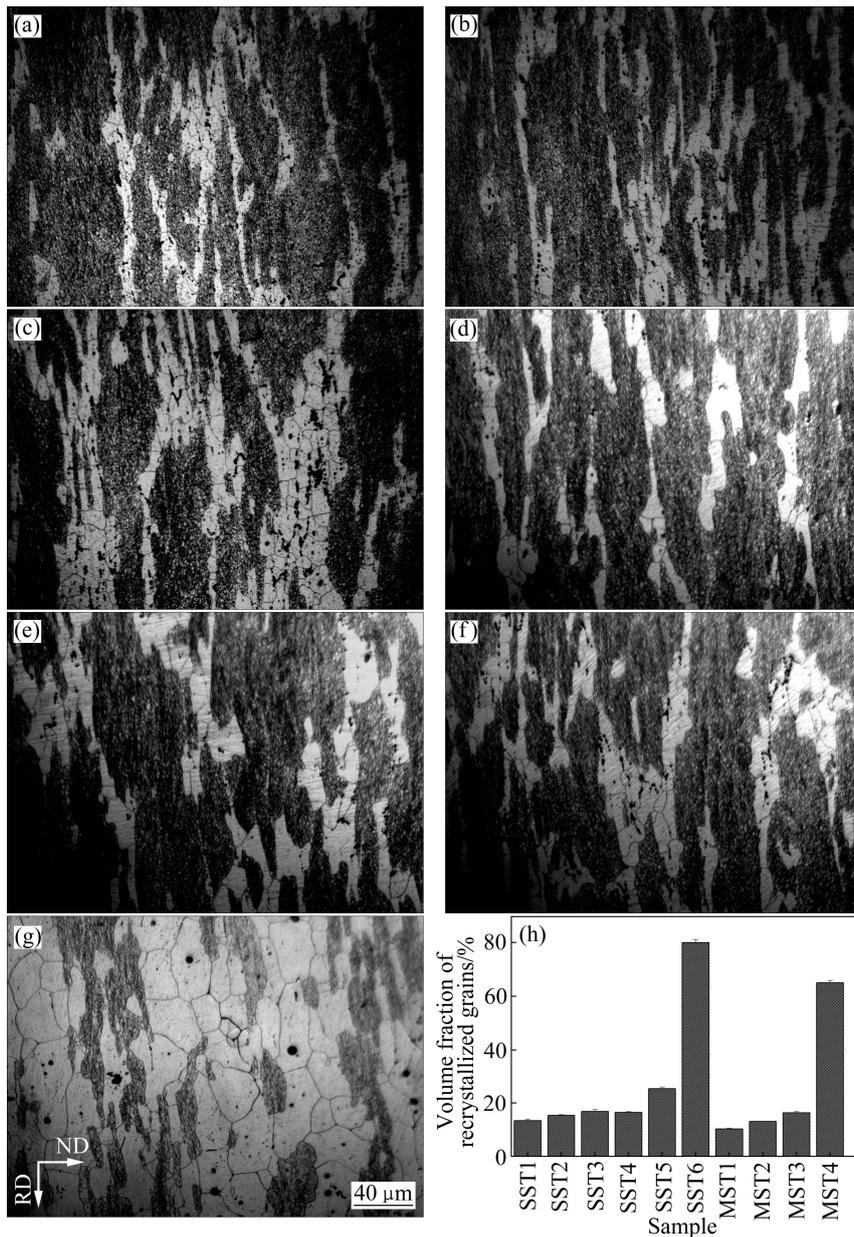


图5 经不同固溶处理后 7050 铝合金的再结晶组织

Fig. 5 Optical micrographs of recrystallization microstructures of 7050 aluminum alloy plates solution-treated under different conditions: (a) SST1; (b) SST3; (c) SST5; (d) MST1; (e) MST2; (f) MST3; (g) MST4; (h) Volume fraction of recrystallization grains

晶分数为 10.5%, 单级固溶 473 °C、2.5 h 时的再结晶分数为 13.6%, 两者相比较多级强化固溶比单级固溶降低了 19.8%; 多级强化固溶的最后一级为 493 °C、2.5 h 时, 合金中再结晶分数为 16.5%, 比单级固溶 493 °C、2.5 h 时的再结晶分数降低了 33.8%。

2.5 断口形貌分析

经不同固溶处理后, 7050 铝合金厚板断口扫描图

片如图 6 所示。从图 6 可知, 板材的断裂为穿晶韧窝断裂和沿晶断裂的混合型断裂方式。对比图 6(a)、(c)、(e)和(g)可知, 单级固溶时, 473 °C、10 h 与 473 °C、2.5 h 相比, 沿晶断裂所占比例增大; 483 °C、2.5 h 单级固溶时, 主要为韧窝型断裂, 与 473 °C、2.5 h 相比, 沿晶断裂明显减少; 多级强化固溶的最后一级为 493 °C、2.5 h 时, 其主要也为韧窝型断裂, 与 473 °C、2.5 h 单级固溶相比, 沿晶断裂明显减少, 穿晶韧窝断裂

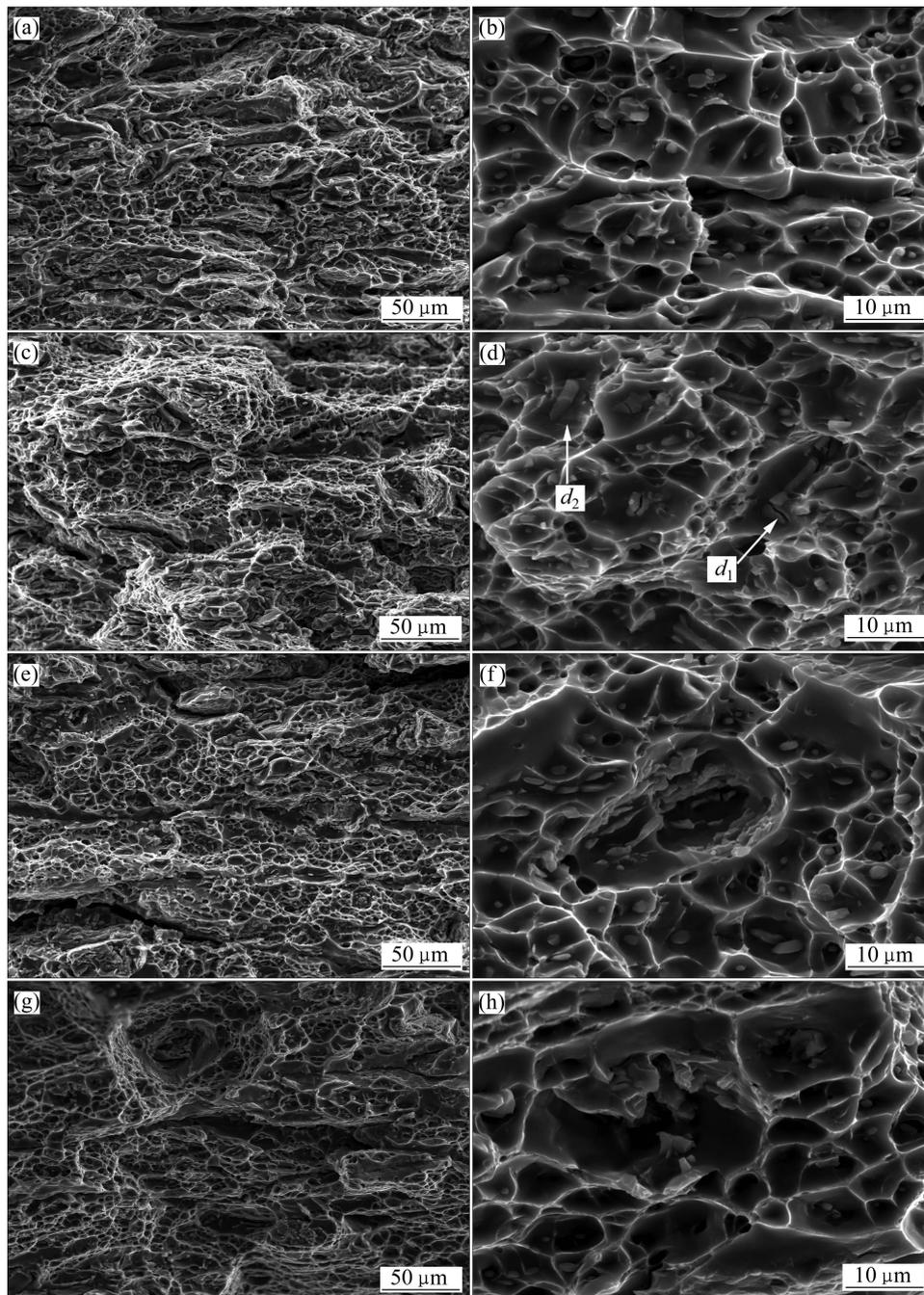


图 6 经不同固溶处理后 7050 铝合金的断口形貌

Fig. 6 Fracture surfaces of 7050 aluminum alloy plates solution-treated under different conditions: (a), (b) SST1; (c), (d) SST2; (e), (f) SST5; (g), (h) MST3

比例增加,与483℃、2.5 h单级固溶相比韧窝更深。由图6(b)、(d)、(f)和(h)可知,固溶制度不同,韧窝的深度和大小不同;当单级固溶时,473℃、10 h与473℃、2.5 h相比,韧窝的深度和大小相当,而韧窝中的残余粒子相对较大;483℃/2.5h与473℃/2.5h相比,韧窝更大、更深,韧窝中的粒子相对较小。对比图6(f)和(h)知,最后一级为493℃、2.5 h的多级强化固溶,与单级固溶493℃、2.5 h相比,韧窝更大,大韧窝内部镶嵌小韧窝比例更大,韧窝中的未溶解粗大第二相粒子更少。由EDX分析可知,断裂韧窝中含有的粒子主要是未溶解的 Al_2CuMg 相和 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相,同时相表面还残留一些基体合金元素(见表4),而多级强化固溶的最后一级为493℃、2.5 h时,韧窝中残余的粗大第二相几乎都是 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相。

表4 7050铝合金断口第二相的能谱分析结果

Table 4 EDX results of second phase particles of fracture surfaces of 7050 aluminum alloy plates

Point	Mole fraction/%			
	Al	Mg	Cu	Fe
d_1	72.04	2.05	17.60	8.30
d_2	48.71	20.46	20.84	

3 分析与讨论

7050铝合金板材的断裂韧性,主要取决于裂纹形核和裂纹扩展过程,其中最主要的影响因素有晶粒结构^[11]、粗大第二相^[12]、晶界沉淀相和晶内沉淀相^[13]以及PFZ宽度^[14]等。晶粒结构和粗大第二相主要受固溶因素的影响,淬火和时效过程主要决定基体沉淀相、PFZ宽度、晶界与晶内强度差等因素。

在本实验中,在采用不同的固溶制度(见表2)迅速水淬然后进行(121℃、6 h)+(163℃、12 h)时效后,得到了不同的强度和断裂韧性值(见图2)。从图2可知,在473℃单级固溶时,固溶时间从2.5 h延长到10 h过程中,合金的断裂韧性和强度逐渐减低,这主要是由于固溶温度上升过程中,合金的残余第二相含量基本不变(见图3(b)~(d)),而再结晶分数逐渐增大(见图5(a)和(b));再结晶晶粒与基体之间的界面一般为大角度界面,裂纹更易沿着大角度界面扩展,所以再结晶程度增大使合金的断裂韧性降低^[11];同时合金的再结晶分

数增加,晶粒增大,由Hall-Petch公式可知,随着晶粒尺寸的增大,该合金的强度降低。当在473~503℃范围内单级固溶时,合金的断裂韧性随着单级固溶温度的提高逐渐增加,在483℃时达到峰值,然后降低,而合金的强度则随着固溶温度的增加则逐渐降低。固溶温度对合金的粗大第二相和再结晶过程都有较大影响:固溶温度的提高加速了固溶原子的扩散过程,提高粗大第二相的固溶程度(见图3(b)和(e)),残余粗大第二相分数减小(见图4);合金中可溶性粗大第二相的减少,孔洞形核减少,孔洞之间距离增加,裂纹的扩展通道减少,断裂韧性增加^[12,15]。而从图5(a)和(c)可知,合金的再结晶分数随着固溶温度的增加而增加,再结晶程度增大使合金的断裂韧性降低^[11];两个方面相互影响合金的断裂韧性。当固溶温度低于483℃固溶前期,合金的再结晶分数增加比较缓慢(见图5),由于残余粗大第二相的减小而使合金性能提高,合金的断裂韧性增加;而随着固溶温度的继续增加,合金的再结晶分数急剧增大,而合金中残余粗大第二相占绝对部分的 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 相的溶解温度高于510℃,所以合金中残余粗大第二相降低程度有限(见图3),合金的断裂韧性降低。合金的强度随着固溶温度的增加而降低,由Hall-Petch公式可知,合金的强度和晶粒的直径 d 是直接呈负指数关系;而合金中可溶性粗大第二相溶解后通过时效析出相对合金进行强化。从图4知,随固溶温度的增加,可溶性粗大第二相溶解程度有限,通过其溶解后增加的时效析出相对合金的强化有限;而随着温度的增加,再结晶分数明显增大、晶粒快速长大,所以合金的强度降低。

7050铝合金厚板经多级强化固溶后,随最后一级温度的增加,可溶性粗大第二相减少,其强度和断裂韧性增加,当最后一级温度为493℃时,合金的断裂韧性和强度达到峰值,当最后一级温度超过493℃时,由于再结晶分数急剧增加和晶粒快速长大,断裂韧性和强度又逐渐降低。当多级强化固溶最后一级的温度和时间与单级固溶相同时,经多级强化固溶后的7050铝合金具有比单级固溶时更高的断裂韧性和强度。其原理在于,7050铝合金在固溶过程的回复和再结晶过程是相互竞争的过程,它们的驱动力都是变形状态下的储能,回复过程使合金的储能降低浓度大大降低,能较好地抑制合金的再结晶过程^[16]。从图5可知,当多级强化固溶最后一级的温度和时间与单级固溶一致时,合金经多级强化固溶后的再结晶分数比单级固溶低,同时随着温度的增加,经多级强化固溶后的合金

中再结晶分数增幅比单级固溶低; 所以相对于单级固溶, 当最后一级温度不超过 493 °C 时, 合金的晶粒长大速度更缓慢。同时, 由于多级强化固溶处理能使合金的极限固溶温度超过低熔点共晶温度而不过烧, 相应的高极限固溶温度能使合金中的粗大第二相尽量多地溶入到基体中^[9]; 在多级强化固溶最后一级为 493 °C、2.5 h 时, 残余的粗大第二相主要剩下 Al₇Cu₂Fe 相, 韧窝中包含作为断裂裂纹源的粗大第二相大量减少(如图 6(h))。回复过程的充分进行抑制了合金的再结晶过程, 降低了晶粒的长大速率, 使得合金沿晶断裂的比例下降而穿晶韧窝型断裂增多; 此外, 粗大第二相的减少使裂纹源减少, 合金元素固溶程度的增加, 强化了后续的时效析出过程, 两个方面的综合作用使得 7050 铝合金具有比单级固溶更好的断裂韧性和强度。

4 结论

1) 7050 铝合金厚板中含有较多粗大第二相(如 Al₂CuMg 相和 AlZnMgCu 相等), 在塑性变形过程中, 其易开裂形成空穴; 同时其与基体易产生应力集中, 成为裂纹源, 应尽量减少这些粗大第二相以提高合金的断裂韧性。

2) 固溶温度对 7050 铝合金的断裂韧性有较大影响, 经多级强化固溶后, 随最后一级温度的增加, 基体中可溶性粗大第二相减少, 其强度和断裂韧性增加, 当最后一级温度为 493 °C 时, 合金的断裂韧性和强度达到峰值, 其断裂韧性(K_{IC})、屈服强度($\sigma_{0.2}$)和抗拉强度(σ_b)分别为 37.4 MPa·m^{1/2}、500.6 MPa 和 534.0 MPa; 当最后一级温度超过 493 °C 时, 由于再结晶分数急剧增加、晶粒快速长大, 断裂韧性和强度又逐渐降低。

3) 多级强化固溶有利于使合金在固溶过程中回复充分, 从而在一定程度上抑制再结晶过程, 减缓晶粒的长大速率; 同时使合金的固溶极限温度超过了多相共晶温度而不过烧, 增大了可溶性粒子的固溶程度, 减少了合金中的裂纹源; 在多级强化固溶最后一级的温度和时间与单级固溶一致时, 能使 7050 铝合金板材获得比单级固溶更高的断裂韧性和强度。

REFERENCES

[1] HEINZA A, HASZLER A, KEIDEL C, MOLDENHAUER S, BENEDICTUS R. Recent development in aluminium alloys for

aerospace applications[J]. *Mater Sci Eng A*, 2000, 280(1): 102–107.

[2] DIXIT M, MISHRA R, SANKARAN K K. Structure-property correlations in Al 7050 and 7055 high-strength aluminum alloys[J]. *Mater Sci Eng A*, 2008, 478(1/2): 163–172.

[3] LI Zhi-hui, XIONG Bai-qiang, ZHANG Yong-an, ZHU Bao-hong, WANG Fang, LIU Hong-wei. Investigation on strength, toughness and microstructure of an Al-Zn-Mg-Cu alloy pre-stretched thick plate in various ageing tempers[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 209(4): 2021–2027.

[4] DORWARD R C, BEEMTSEN D J. Grain structure and quench-rate effects on strength and toughness of AA 7050 Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy plate[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, 26(9): 2481–2484.

[5] 韩念梅, 张新明, 刘胜胆, 宋丰轩. 预拉伸对 7050 铝合金断裂韧性的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(11): 2090–2093.

HAN Nian-mei, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, SONG Feng-xuan. Effect of prestretching on fracture toughness of 7050 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(11): 2090–2093.

[6] ALARCON O E, NAZAR A M M, MONTEIRO W A. The effect of microstructure on the mechanical behavior and fracture mechanism in a 7050-T76 aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1991, 138(2): 275–285.

[7] HAN N M, ZHANG X M, LIU S D, HE D G, ZHANG R. Effect of solution treatment on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509: 4138–4145.

[8] DUMONT D, DESCHAMPS A, BRECHET Y. Characterisation of precipitation microstructures in aluminium alloys 7040 and 7050 and their relationship to mechanical behavior[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(3): 713–729.

[9] CHEN Kang-hua, LIU Hong-wei, ZHANG Zhuo, LI Song, TODD R I. The improvement of constituent dissolution and mechanical properties of 7055 aluminum alloy by stepped heat treatments[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, 142(1): 190–196.

[10] 熊创贤, 邓运来, 万里, 张新明. 7050 铝合金板在固溶过程中微结构与组织的演变[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(3): 427–434.

XIONG Chuang-xian, DENG Yun-lai, WAN Li, ZHANG Xin-ming. Evolutions of microstructures and textures of 7050 Al alloy plate during solution heat treatment[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(3): 427–434.

[11] MORERE B, EHSTRÖM J C, GREGSON P J, SINCLAIR I. Microstructural effects on fracture toughness in AA7010 plate[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 31: 2305–2515.

- [12] CVLIOVIĆ Z, VRAKIN M, VRATNICA M, CVLIOVIĆ I. Microstructural dependence of fracture toughness in high-strength 7000 forging alloys[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2008, 75(8): 2115–2129.
- [13] KAMP N, SINCLAIR I, STARINK M J. Toughness-strength relations in the overaged 7449 Al-based alloy[J]. *Metall Mater Trans A*, 2002, 33(1): 1125–1136.
- [14] CVLIOVIĆ Z, VRATNICA M, VRAKIN M. Micromechanical modelling of fracture toughness in overaged 7000 alloy forgings[J]. *Mater Sci Eng A*, 2006, 436(1/2): 339–346.
- [15] 刘文辉, 张新明, 李惠杰, 刘胜胆, 黄振宝. 固溶处理对 7A55 铝合金断裂韧性的影响[J]. *中南大学学报: 自然科学版*, 2007, 38(1): 41–45.
- LIU Wen-hui, ZHANG Xin-ming, LI Hui-jie, LIU Sheng-dan, HUANG Zhen-bao. Effect of solution on fracture toughness of 7A55 aluminum alloy[J]. *Journal of Central South University: Science and Technology*, 2007, 38(1): 41–45.
- [16] 李松瑞, 周善初. 金属热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2003: 30–47.
- LI Song-ru, ZHOU Shan-chu. *Heat treatment of metals*[M]. Changsha: Central South University Press, 2003: 30–47.

(编辑 龙怀中)