固溶处理时间对铸造 Al-Si-Mg 合金 低温力学性能的影响

马广辉¹,李广龙²,崔 勇¹,刘 海¹,金玉静¹

(1. 苏州工业职业技术学院精密制造工程系,江苏苏州 215104;2. 沈阳工业大学材料科学与工程学院,辽宁沈阳 110870)

摘要: 对铸造Al-7Si-0.3Mg合金进行了20 ℃、-20 ℃和-60 ℃的拉伸试验,研究了固溶时间对 其力学性能和显微组织的影响,并分析了Si相对断裂行为的影响及其作用机理。结果表明, 随着固溶时间的延长,合金在20 ℃、-20 ℃和-60 ℃下屈服强度、抗拉强度和伸长率都呈先 增加后降低的趋势,在固溶时间为10 h时取得最大值。随着固溶时间的延长,合金中Si相的尺 寸和长宽比有所减小,在固溶时间为10 h时,合金中尺寸较小的Si相主要呈颗粒状,继续延长 固溶时间至15 h时,Si相的尺寸和长宽比增加。随着试验温度的降低,Si相附近的滑移带数量 呈现逐渐减少的趋势,较低温度下合金断口附近出现了较多的断裂Si相,但是相对而言,固 溶时间为10 h的断裂Si相处的裂纹较小,且断口以小解理平面和韧窝为主,韧性相对未固溶时 更好。

关键词: Al-7Si-0.3Mg合金; 固溶处理; Si相; 低温拉伸

作者简介:

马广辉(1987-),男,博士, 主要研究方向为铸造铝硅 合金低温断裂性能的研究。 电话: 13656210602, E-mail: magh_@126.com

中图分类号:TG146.2 TG113.2 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2024) 08-1103-06

基金项目:

江苏省高等学校自然科学研 究面上项目(21KJB430006); 江苏高校"青蓝工程"项 目(202219QL001); 苏 州工业职业技术学院院 级自科与社科培育项目 (2022kypy07); 苏州工 业职业技术学院科研启动 项目(2019kyqd004)。 收稿日期: 2023-05-26收到初稿, 2023-09-20收到修订稿。 Al-Si系合金由于具有铸造性能好、耐磨性能好和热膨胀系数小等特点,被广泛应用在壳体、缸体、箱体和框架等结构件中,合金中Si含量通常在4%~13%,有时候会在合金中添加0.2%~0.6%的Mg来提高合金的力学性能^[1]。随着汽车和高铁等技术的快速发展,高铁客车枕梁、汽车发动机缸体和缸盖等越来越多的ZL101合金铸件需要在我国北方寒冷地区应用^[2-3]。因此对Al-Si-Mg合金的低温性能提出更高要求,然而铸造Al-Si-Mg合金中的块状或者片状的脆性相会严重割裂基体而降低合金的固有强度和塑性^[4]。目前,针对铝合金低温性能的研究主要集中在航空航天领域应用的2系、3系和7系等变形铝合金材料上^[5-6],但是对于铸造Al-Si-Mg合金的低温性能的研究仍然较少,其力学性能随着温度的变化规律及其作用机理也不清楚^[7-8]。因此,有必要对铸造Al-Si-Mg合金的低温性能进行研究,从而为Al-Si-Mg合金铸件在温度较低环境下的应用提供参考。

1 试验材料与方法

试验材料为Al-7Si-0.3Mg合金,化学成分如表1所示。合金熔炼在电阻炉内进行,将纯铝和Al-26%Si合金按成分比例放入电阻炉内熔化,温度控制在730℃,随后将Mg以Al-10%Mg中间合金的形式加入熔体中,采用Al-5%Sr中间合金进行变质处理。利用金属模具重力浇注的方式制成两块圆柱形坯锭(*Φ*60 mm × 200 mm),先

表1 ZL101合金的化学成分 Table 1 Chemical composition of ZL101 alloy w _B /9						
Si	Mg	Ti	Fe	Cu	Zn	Al
7.240	0.324	0.192	0.154	0.007	0.012	余量

1104 (持造 FOUNDRY 有色合金

浇注未经过精炼处理的试样坯锭,再浇注精炼处理过 的试样坯锭(浇注前使用C₂Cl₆进行除气精炼)。然后进 行固溶和时效处理,固溶温度设定为525℃,固溶时间为 0~15 h,水中淬火后在165℃下进行6 h时效处理。

按照GB/T 13239—2006标准制成拉伸试样(图 1)。试样经过抛光后在MTS-810型液压伺服电子万能 拉伸试验机上进行20 ℃、-20 ℃和-60 ℃拉伸性能测 试;配备液氮冷却的低温箱,当低温箱温度到达设定 温度后保温15 min,然后进行拉伸试验,拉伸速率为



图1 拉伸试样示意图 Fig. 1 Schematics of tensile specimens

2 mm/min。以3组平行试样的平均值作为测试结果。

利用TM3030扫描电子显微镜观察拉伸试样的断 口形貌及位错滑移带分布。在断口附近垂直于断口方 向取样,经过镶嵌、研磨抛光后制成金相试样。利 用0.5%(体积分数)氢氟酸酒精溶液腐蚀后,利用 OLYMPUS-GX51光学金相显微镜对试样的断口截面 组织形貌进行观察。最后将金相试样浸入1%(体积分 数)氢氟酸酒精溶液深度腐蚀20 min后,利用扫描电子 显微镜观察Si相形貌。

2 试验结果及讨论

图2为固溶温度为525 ℃,不同固溶时间和165 ℃ ×6 h时效处理后合金试样在20 ℃、-20 ℃和-60 ℃的 力学性能的测试结果。由图2可见,随着固溶时间的延 长,试样在20 ℃、-20 ℃和-60 ℃的屈服强度、抗拉强 度和伸长率都呈现为先增加而后降低的趋势。固溶时 间为10 h时达到最大值。在相同的固溶时间下,-60 ℃



Fig. 2 Effects of solution treatment times on mechanical properties of the Al-Si-Mg alloys tested at different temperatures

的屈服强度和抗拉强度最高,其次为-20 ℃,而20 ℃ 的屈服强度和抗拉强度最低。与强度变化规律不同的 是,相同固溶时间下伸长率从高至低依次为20 ℃、-20 ℃ 和-60 ℃。从力学性能的变化曲线可知,在0~3 h范围 内,抗拉强度和伸长率屈服强度的提高速度较快,而 在3~10 h相对提高缓慢,在超过10 h后都逐渐降低。由 此可知,当固溶时间为10 h时ZL101合金具有较好的强 度和塑性,随着环境温度从20 ℃降低至-60 ℃时其屈服 强度由227 MPa提高至246 MPa,抗拉强度由266 MPa提 高至284 MPa,因此ZL101合金不会在达到屈服点之前 发生脆性断裂。伸长率虽然由7.1%降低至6.5%,但仍 保留一定的延展性,避免脆性断裂的发生,为ZL101合 金在0至-60 ℃低温环境应用提供了保障。

图3为不同固溶时间下Al-Si-Mg合金的金相组织形 貌。当固溶时间为0时,铸态下合金中Si相尺寸较大, 且长宽比较高。当固溶时间为6 h时,合金中的Si相尺 寸和长宽比有所减小。在固溶时间为10 h时,合金中Si 相主要呈颗粒状,尺寸较小且圆整度较高;继续延长 固溶时间至15 h时,Si相的尺寸有所增加,且长宽比增 大。由此可见,在固溶初期(固溶时间<6 h),Si相的 尺寸增加较快,但是长宽比减小不明显。在固溶中期 (6 h<固溶时间<12 h),Si相长宽比明显降低,形貌 主要以颗粒状为主,并不断球化。在固溶后期(固溶 时间>12 h),Si相的尺寸有明显增加,长宽比有所提 高。这主要是由于固溶初期合金中存在Si原子的浓度梯 度,随着固溶时间的延长会造成Si相尺寸和长宽比减 小。在达到固溶中期后,合金中Si原子浓度基本达到 平衡,在热力学作用下,Si相颗粒圆整化程度会有所提 高。而在固溶后期,尺寸较大的Si相会以消耗小颗粒来 粗化和长大,此时的Si相尺寸和长宽比会有所提高^[9]。



图3 固溶时间对Al-Si-Mg合金的金相组织影响 Fig. 3 Effects of solution treatment times on the metallographic structures of the Al-Si-Mg alloys

图4为铸态和10 h固溶处理Al-Si-Mg合金在20 ℃ 和-60 ℃拉伸断口附近的金相组织和深腐蚀处理的Si相 形貌。对于铸态合金而言, 20 ℃拉伸断口附近的断裂 Si相的数量较少,此时的Si相主要以块状或者板条状分 布在α-Al枝晶的晶界附近。在拉伸过程中,尺寸较大 的Si相处会产生应力集中发生断裂,形成较大的解理平 面。10 h固溶处理的合金20 ℃拉伸断口附近可见数量 较少的颗粒状Si相,且发生断裂的Si相数量较少。此时 较小的Si相断裂后只形成较小的解理平面。当拉伸力学 性能试验温度为-60 ℃时,铸态和固溶10 h的断口附近 出现了较多的断裂Si相。相对而言,固溶时间为10 h的 断裂Si相处的裂纹较小,且断口以小解理平面和韧窝为 主,韧性相对铸态时更高,这主要是由于固溶时间为 10 h时合金中Si相主要以颗粒状形态分布,在拉伸变形 过程中尺寸较小、圆整度较高的Si相由于位错塞积而产 生的应力减小^[10],合金不容易发生断裂。

在对不同状态的Al-Si-Mg合金进行拉伸试验过程中,合金中位错滑移会由于Si相颗粒的阻碍而在Si相边缘处产生应力集中,当外加应力超过Si相颗粒所能承受的最大载荷时,Si相颗粒会发生断裂,这个过程中Si相开始发生断裂时的应力称为Si相断裂临界应力^[11]:

 $\sigma_{\rm f}=(2\gamma E/\pi c\,)^{1/2}$ (1) 式中: $\sigma_{\rm f}$ 为临界应力; γ 为比表面能;E为杨氏模量;c 为Si相的缺陷长度。由此可见,在拉伸变形过程中,Si 相的断裂除了位错塞积外,Si相自身的缺陷也是造成断 裂的重要因素,反映在Al-Si-Mg合金中Si相的形态上即 与Si相的尺寸、形状和长宽比有关。

图5为经过10 h固溶处理的Al-Si-Mg合金拉伸断口 附近的微裂纹和位错滑移带。当拉伸温度为20℃时, 可见Al基体在变形过程中出现了大量的位错滑移带, 较多的Si相发生断裂。降低拉伸温度至-20℃时,断口 附近的位错滑移带的数量明显减少,Al基体中位错滑 移的阻力增大。在拉伸变形温度降低至-60℃时,断口 附近的位错滑移带数量进一步减少,断裂的Si相数量减 少。不同温度下断裂的Si相附近都可见位错滑移带的存 在,表现出典型的位错塞积特征,这是由于拉伸变形 过程中位错在Si相边界附近产生塞积而形成应力集中, 并造成Si相的断裂所致^[12]。随着试验温度的降低,Si相 附近的滑移带数量呈逐渐减少的趋势。

图6为Al-Si-Mg合金拉伸变形过程中断裂Si相的裂 纹扩展示意图。在弹性变形阶段,Al-Si-Mg合金中内 部应力呈现均匀分布特征,此时没有大量位错产生滑 移,Si相不会发生断裂;随着外加应力的增大,合金试 样进入塑性变形阶段,由于位错在Si相附近塞积而引起 应力集中并造成Si相断裂,断裂Si相之间的Al基体承受 应力σ可表示为: 1106 韩造 FOUNDRY 有色合金



(a) 20 °C

(c) -60 °C

(b) -20 °C 图5 10 h固溶处理Al-Si-Mg合金拉伸断口附近断裂的微裂纹与位错滑移带

Fig. 5 Microcracks and dislocation slip bands near tensile fracture of the Al-Si-Mg alloy with solution treated for 10h



(a) Sh柏木樹裂 (b) Sh柏樹裂 (c) 裂纹连接与扩展 图6 Al-Si-Mg合金在拉伸变形过程中裂纹扩展示意图 Fig. 6 Sketch of the crack propagation of the Al-Si-Mg alloy in tensile deformation process

 $\sigma = \sigma_0 A_0 / (A_0 - A_{si})$ (2) 式中: σ_0 为外加应力; A_0 为试样截面积; A_{si} 为Si相断裂 面积。随着Si相发生断裂, A_{si} 增大,导致AI基体承受应 力 σ 增加, AI基体会被撕裂而形成裂纹连接和扩展。如 果拉伸变形温度降低,则AI-Si-Mg合金在变形过程中位 错滑移的阻力会增加,屈服强度升高,相应地Si相断 裂时产生的应力集中也会增大,合金的塑性也会降低 [^{13-15]}。

3 结论

(1)随着固溶时间的延长,合金试样在20 ℃、
-20 ℃和-60 ℃的屈服强度、抗拉强度和伸长率都呈现为先增加而后降低的趋势,在固溶时间为10 h时达到最大值。在相同的固溶时间下,-60 ℃的屈服强度和抗拉

强度最高,其次为-20 ℃,而20 ℃的屈服强度和抗拉 强度最低;与强度变化规律相反,相同固溶时间下伸 长率从高至低依次为20 ℃、-20 ℃和-60 ℃。

(2)在固溶初期(固溶时间<6h),Si相的尺寸 增加较快,但是长宽比减小不明显;在固溶中期(6h< 固溶时间<12h),Si相长宽比明显降低,形貌主要以 颗粒状为主,并有不断球化特征;在固溶后期(固溶 时间>12h),Si相的尺寸有明显增加,长宽比有所提 高。

(3)随着试验温度的降低,Si相附近的滑移带数 量呈现逐渐减少的趋势;不同温度拉伸变形过程中位 错容易在Si相处发生塞积而引起Si相断裂。Si相断裂所 形成的应力集中会撕裂Al-Si-Mg合金基体使裂纹连接和 扩展。

参考文献:

- [1] 马昌龙,宋丽英,郑黎,等. ZL101A合金低温疲劳性能和断裂行为研究 [J]. 铸造,2020,69(5):461-468.
- [2] 荀诗文,邹良利,李润霞.挤压铸造中比压对未变质过共晶Al-Si合金组织性能的影响[J].铸造,2020,69(10):1093-1097.
- [3] 李明. 高铁客车枕梁加工工艺研究 [J]. 科技创业家, 2014(5): 135.
- [4] 顾伟璐,陆从相,周鹏飞. Mg对过共晶Al-Si合金组织改性作用研究 [J]. 铸造,2021,70(8): 921–927.
- [5] 刘牧东. 航空铝合金材料低温疲劳研究进展 [J]. 航空制造技术,2019,62(15): 93–100.
- [6] 蒋显全,蒋诗琪,齐宝,等. 铝合金高低温力学性能研究及应用前景 [J]. 世界有色金属,2015(10): 20-25.
- [7] WANG Q G. Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357 [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34 (12): 2887–2889.
- [8] MOUSAVI G S, EMAMY M, RASSIZADEHGHANI J. The effect of mischmetal and heat treatment on the microstructure and tensile properties of A357 Al-Si casting alloy [J]. Materials Science & Engineering A, 2012, 556 (11): 573–581.
- [9] ZHU M, JIAN Z, YAO L, et al. Effect of mischmetal modification treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of Al-7.0Si-0.3Mg foundry aluminum alloys [J]. Journal of Materials Science, 2011, 46 (8): 2685–2694.
- [10] WU L, JIN Q, JIANG Y. Effects of iron phase morphology on high temperature tensile fracture behavior of Al-Si alloy [J]. Transactions of Materials & Heat Treatment, 2013, 34 (4): 51–56.

1108 **括告** FOUNDRY 有色合金

- [11] LEE K, YONG N K, LEE S. Effects of eutectic silicon particles on tensile properties and fracture toughness of A356 aluminum alloys fabricated by low-pressure-casting, casting-forging, and squeeze-casting processes [J]. Journal of Alloys & Compounds, 2008, 461 (1-2): 532-541.
- [12] RAVI M, PILLAI U T S, PAI B C, et al. The effect of mischmetal addition on the structure and mechanical properties of a cast Al-7Si-0.3Mg alloy containing excess iron (up to 0.6 Pct) [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33 (2): 391–400.
- [13] MOHAMED A M A, SAMUEL F H, KAHTANI S A. Microstructure, tensile properties and fracture behavior of high temperature Al-Si-Mg-Cu Cast alloys [J]. Materials Science & Engineering A, 2013, 577: 64–72.
- [14] 马广辉,李润霞,白彦华,等. 低温下ZL101合金的裂纹扩展行为 [J]. 铸造, 2015, 64 (10): 960-963.
- [15] MAG, LIR, LIR. Effects of stress concentration on low-temperature fracture behavior of A356 alloy [J]. Materials Science & Engineering A, 2016, 667: 459–467.

Effects of Solution Treatment Time on Mechanical Properties of Cast Al-Si-Mg Alloy at Low Temperature

MA Guang-hui¹, LI Guang-long², CUI Yong¹, LIU Hai¹, JIN Yu-jing¹

(1. Precision Manufacturing Engineering Department, Suzhou Institute of Industrial Technology, Suzhou 215104, Jiangsu, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China)

Abstract:

The low temperature tensile test of cast Al-7Si-0.3Mg alloy was carried out. The effect of solid solution time on the mechanical properties and microstructures of Al-7Si-0.3Mg alloy at 20 $^{\circ}$ C , -20 $^{\circ}$ C and -60 $^{\circ}$ C was investigated, and the effect of Si on the fracture behavior and its mechanism were analyzed. The results showed that with prolonging in the solution time, the yield strengths, tensile strengths and elongations of the alloys at 20 $^{\circ}$ C , -20 $^{\circ}$ C and -60 $^{\circ}$ C increased firstly and then decreased, and the maximum value could be obtained with the solution time of 10 h. With prolonging in the solution time, the size of Si phase and the ratio of length to width decreased. When the solid solution time was 10 h, the smaller Si phase in the alloy exhibited mainly granular shape, and with increasing the solution time to 15 h the size and length-width ratio of Si phase were increased. With the decrease of the test temperature, the number of slip bands near the Si phase showed a decreasing trend, and there were more fracture Si phases near the fracture surface at low temperature. Fracture Si exhibited the smaller cracks when the solid solution time was 10 h, the fracture is dominated by small cleavage plan and dimple. The toughness was better than that of ones without solution.

Key words:

Al-7Si-0.3Mg alloy; solution treatment; Si phase; low temperature tensile