

Fe 含量对 AlSi10MnMg 合金微观组织演变及力学性能的作用机制研究

王云海¹, 高润山², 冀佳琪²

(1. 艾斯迪汽车零部件有限公司, 天津 301729; 2. 天津大学机械工程学院, 天津 300072)

摘要: 利用金相分析、拉伸试验和SEM研究了Fe元素含量及热处理条件对AlSi10MnMg合金组织和力学性能的影响。研究表明, Fe含量的增加会对合金组织和性能产生双重影响: 适量Fe ($\leq 0.3\%$) 有助于细化晶粒, 形成对性能影响较小的 π -Fe相 (π -Al₈FeMg₃Si₆), 从而提升硬度, 但过量的Fe ($> 1.0\%$) 则会析出长针状或板条状的 β -Fe相 (β -Al₅FeSi), 导致合金韧性和塑性显著下降, 抗拉强度和屈服强度降低。

关键词: Al-Si合金; 高强韧合金; 显微组织; 力学性能

随着压铸技术的不断发展, 压铸件的集成度日益提高, 且呈现出向大型化和复杂化发展的趋势。这一趋势在汽车工业中的应用尤为显著, 特别是在底盘件和车身结构件等关键部位的应用比例逐渐增加^[1-7]。这一转变不仅提升了产品的整体性能, 且有效减少了零部件的数量, 但也对铝合金的力学性能提出了更高的要求, 特别是在强度和韧性方面。在车用铝合金材料中, Al-Si系合金因其低密度、高强度以及优良的铸造性能、力学性能、耐磨性和机械加工性等优势, 已成为主流选择^[8]。

合金化是优化铝合金微观结构和提升其力学性能的关键技术^[9-10]。在Al-Si合金中, Si作为主要的合金元素, Si的加入显著增强了合金的铸造性能和力学特性。Al-Si合金的力学性能与共晶硅相和初生硅相的形状、尺寸及其分布有着直接的联系。粗大的板条状或多边形块状初生硅相, 以及长针状的共晶硅相, 都可能导致铝合金基体的断裂, 从而降低Al-Si合金的力学性能。除了Si之外, 铝合金中还可以复合添加Cu、Mg、Mn和Ti等元素。这些元素的添加能够通过细化晶粒、改善析出相的微观结构、形成新的析出相或通过固溶强化等机制, 增强Al-Si合金的力学性能。Cu的加入有助于形成Al₂Cu强化相, 但会对铝合金的抗腐蚀性能造成不利影响。Mg作为一种常见的强化元素, 可与Si反应生成Mg₂Si相^[11]。李明峰等人^[13]研究显示适量的Mn能够将针状的 β -Fe相转变为块状或汉字状的 α -Fe相, 减少应力集中和基体的断裂, 从而减轻Fe带来的负面影响。范晓明^[14]及WAN H等人^[15]研究显示Fe在Al中的溶解度较低, 其析出的针状 β -Fe相会导致基体断裂并引发应力集中, 形成裂纹源, 显著降低铝合金的力学性能。黄晓锋等人^[11]发现, Mn对Al-Si合金中的Si相具有一定的变质效果, 能够促使初生Si相从星形或不规则形状转变为块状, 以及将共晶Si相从长针状转变为球状或短棒状。但是, 过量添加Mn会导致形成粗大的脆性第二相, 可能对合金的性能产生不利影响。且在此基础上配合适当的热处理工艺, 还可以进一步提高Al-Si合金的力学性能、耐磨性能以及冷热疲劳性能^[16-18]。

本试验材料AlSi10MnMg合金是基于DIN 1706 AC-43500合金进行成分优化设计的铝硅合金, 具备优异的综合力学性能, 广泛应用于汽车底盘件和车身结构件等重要部件, 满足了日益严苛的汽车工业需求。

作者简介:

王云海(1979-), 男, 本科, 高级工程师, 主要从事铝合金铸造研究工作。E-mail: yh.wang@asdgroup.com

通信作者:

高润山, 男, 硕士研究生。
E-mail: 734735209@qq.com

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)

08-1094-07

收稿日期:

2025-03-19 收到初稿,

2025-05-07 收到修订稿。

1 试验材料与方法

试验以高纯铝锭（99.99%，质量分数，下同）、Al-30Si、Al-50Cu、Al-10Mn、Al-10Ni合金以及工业纯Mg为熔炼原料，利用电阻炉熔炼制备AlSi10MnMg合金，熔炼过程中利用Al-10Sr进行变质处理，通过

高纯氮气+旋转除气、机进行除气、除杂及精炼处理。在配料时，采用市售铁剂（Al-75%Fe），按照AlSi10MnMg-xFe的成分制备试样，对试验获得的AlSi10MnMg-xFe合金进行200℃/6h的人工时效处理，试验合金的名义化学成分见表1。

表1 试验合金的名义化学成分
Tab. 1 Nominal chemical composition of test materials

材料	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Zn	Ni	其他元素	Al
AlSi10MnMg-xFe	10.0	x	0.07	0.35	0.55	0.10	0.10	≤0.1	余量

使用线切割从合金块中加工出10 mm × 10 mm × 4 mm的金相试样，使用100~1000目的金相砂纸打磨，利用四氧化三铁喷雾抛光剂进行抛光，用体积分数为0.5%的HF酸腐蚀后用酒精洗净并干燥。使用PIPHOT300型立式金相显微镜观察显微组织。

根据国家标准，选择TSIM-VMA8050V4四轴数控加工中心进行加工出不同Fe含量AlSi10MnMg合金的拉伸试样（图1），拉伸试验在DDL-100型万能电子拉伸试验机上进行，拉伸试样厚度为5 mm，拉伸速率为3 mm/min，进行七组拉伸试验，去除最大值及最小值，取5组拉伸数据的平均值作为力学性能数据。使用联尔HBS-3000型数显布氏硬度计对合金进行显微硬度测试，硬度值取10次测试结果的平均值。采用日本电子JSM-IT800扫描电镜（SEM）、日本电子Jxa-ihp 200f电子探针（EMPA）观察合金的显微组织。

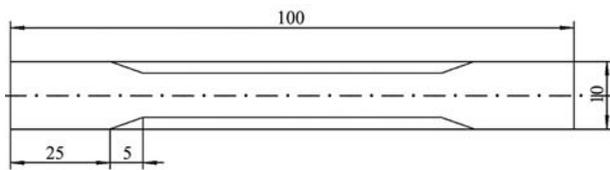


图1 拉伸试样尺寸
Fig. 1 Sizes of the tensile specimen

2 试验结果及讨论

2.1 AlSi10MnMg合金的显微组织

AlSi10MnMg合金中的Si含量低于12.6%，是一种亚共晶Al-Si合金。根据Al-Si二元相图，AlSi10MnMg合金在凝固过程中先析出 α -Al相，随后到达共晶温度时发生共晶反应，形成共晶组织。AlSi10MnMg合金主要由 α -Al相、共晶Si相、Al₂Cu相和Mg₂Si相构成，见图2。

α -Al相为主要基体相，由铝和少量可溶元素（如Mg、Cu、Zn）形成，通常呈现为等轴晶或树枝

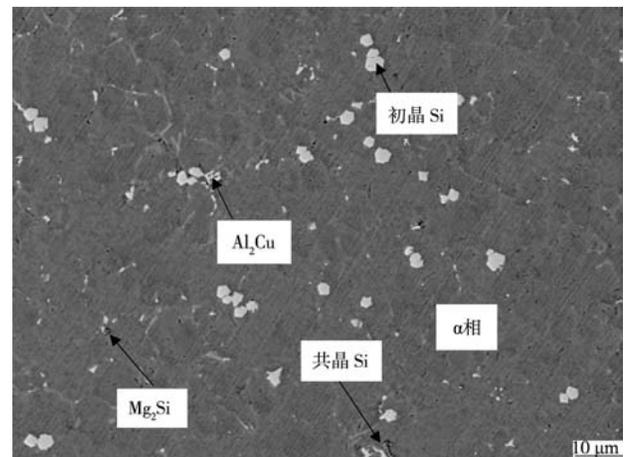


图2 AlSi10MnMg合金的显微组织
Fig. 2 Microstructure of the AlSi10MnMg alloy

晶形态。由于合金中含有Si（9%~11%），会形成共晶硅相，通常以针状或片状分布。硅相变质处理后，硅相形貌转变为纤维状或球状，进而提高合金的力学性能。由于合金中含有Cu（0.05%~0.1%），时效热处理后可形成Al₂Cu相，对材料进行时效强化，提高强度。由于合金中含有Fe（0.5%~0.9%），这种含量较高的铁会导致生成铁基化合物相，常见有： β 相（Al₃FeSi）呈现为板条状或针状，对材料力学性能有不利影响； α -Fe相[Al₁₅(FeMn)₃Si₂]，添加0.3%~0.8%的Mn元素可促进 α -Fe相的生成，片状形貌的 α -Fe相形态较为钝化，对性能影响较小。由于含有Mg（0.25%~0.5%），Mg会与Si形成Mg₂Si强化相，通常呈现为黑灰色颗粒或多角形，起到一定的沉淀强化作用。

2.2 Fe对AlSi10MnMg合金组织的影响

根据试验目的及要求，制定试验方案，其每组试样具体成分设计方案如表2所示，按照表2中的不同试样成分设计方案，参照不同元素烧损率确定

表2 AlSi10MnMg-xFe合金的化学成分
Tab. 2 Chemical compositions of the AlSi10MnMg-xFe alloy

材料	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Zn	Ti	Ni	其他元素	Al
AlSi10MnMg-0.3Fe	10.6	0.31	0.05	0.36	0.60	0.10	0.10	0.10	≤0.10	余量
AlSi10MnMg-0.5Fe	10.9	0.49	0.05	0.33	0.55	0.09	0.09	0.09	≤0.10	余量
AlSi10MnMg-0.7Fe	11.0	0.76	0.06	0.35	0.57	0.10	0.09	0.10	≤0.10	余量
AlSi10MnMg-1.0Fe	10.5	0.97	0.07	0.31	0.57	0.10	0.10	0.12	≤0.10	余量

AlSi10MnMg主料、相关辅料及添加料的配比，制成试样。

图3为不同铁含量的AlSi10MnMg-xFe铸造合金的金相组织图。从图3(a)可以发现，AlSi10MnMg-xFe合金中 α -Al相呈现出树枝状及细小网状结构，说明 α -Al相的排列较为规整。而 β -Fe相由于铁含量较低，呈现为细小的针状结构，这些针状结构在图片中分布较为稀疏且可能出现在 α -Al晶粒之间或树枝状的晶粒内。随铁含量增加， α -Al相呈现出一定的树枝状结构，它的排列略显不规则， β -Fe相的数量和形态明显增多。从图3(b)中可以看到，更多的针状 β -Fe相，这些针状结构比铁含量较低时的样品更加明显，且分布较为均匀。当铁含量较低时，如图3(b)和图3(c)显示， β -Fe相呈细针状。当铁质量分数达1.0%

时，出现颜色较黑粗大的长针状相， β -Fe相呈密集交错分布，其 β -Fe相交叉生长形成一个“针状网”，但其基体Si相变得更不均匀，如图3(d)所示。

随着Fe含量增加，二次枝晶臂间距明显降低，进而说明Fe含量增加对于合金组织有一定的细化作用。张亦杰等^[19]也发现了同样的现象，其原因在于合金凝固过程中，Fe能够促进型壁晶核的游离和增加 α -Al在型壁形核的质点数目，进而增加形核率，降低晶粒尺寸；MBUYATO等^[20]则认为Fe对晶粒的细化作用可能与其抑制晶粒生长有关。

考虑到含Fe相会对合金组织和性能产生影响，因此，进一步对各试样中Fe相形貌开展分析，图4为不同Fe含量的AlSi10MnMg合金SEM。

图4为AlSi10MnMg合金高倍扫描电镜图，其中图

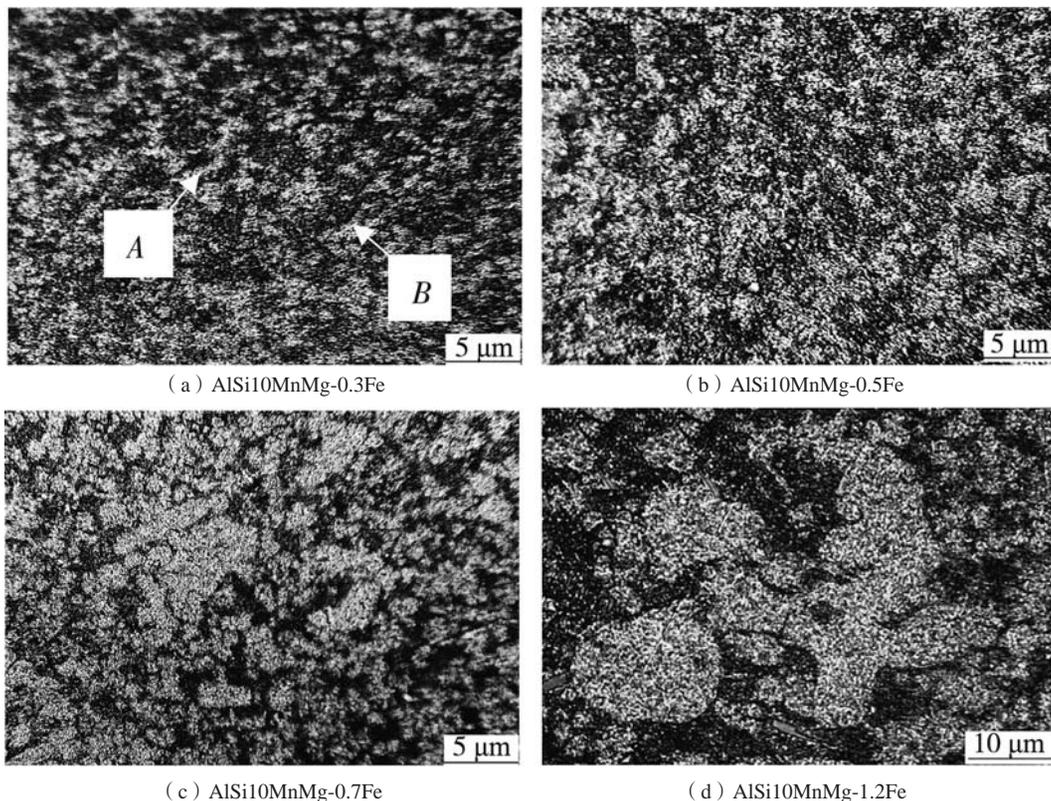


图3 不同Fe含量的AlSi10MnMg合金的金相组织

Fig. 3 The microstructures of the AlSi10MnMg alloys with different Fe contents

4 (a) 为0.3%Fe, 合金中A点为 α -Al, 基体较纯净; 图4 (d) 合金中B点为针状Fe相, C点为骨骼状 α -Fe相。

如图4 (a) 所示, Fe含量较低时, 合金中Fe相数量较少, 形貌呈汉字状, 见图4 (a) 箭头D位置所示, 推测为 π -Al₈FeMg₃Si₆相, 大小一般不超过5 μ m, 在合金固溶铝基体内部弥散分布, 且没有贯穿整个枝晶,

破坏枝晶胞完整性。随着Fe含量增加, 如图4 (d) 所示, Fe相数量明显增加, 合金组织内富铁相开始迅速长大, 出现长度超过10 μ m的针状相, 且富铁相形貌由短棒状转变为细长的针状或板条状, 贯穿铝基体枝晶胞, 破坏其完整性, 严重危害铝合金力学性能, 且多呈长针状 (B), 推测为 β -Al₅FeSi相^[21]。

图5为AlSi10MnMg合金Fe含量分别为0.3%与1.0%

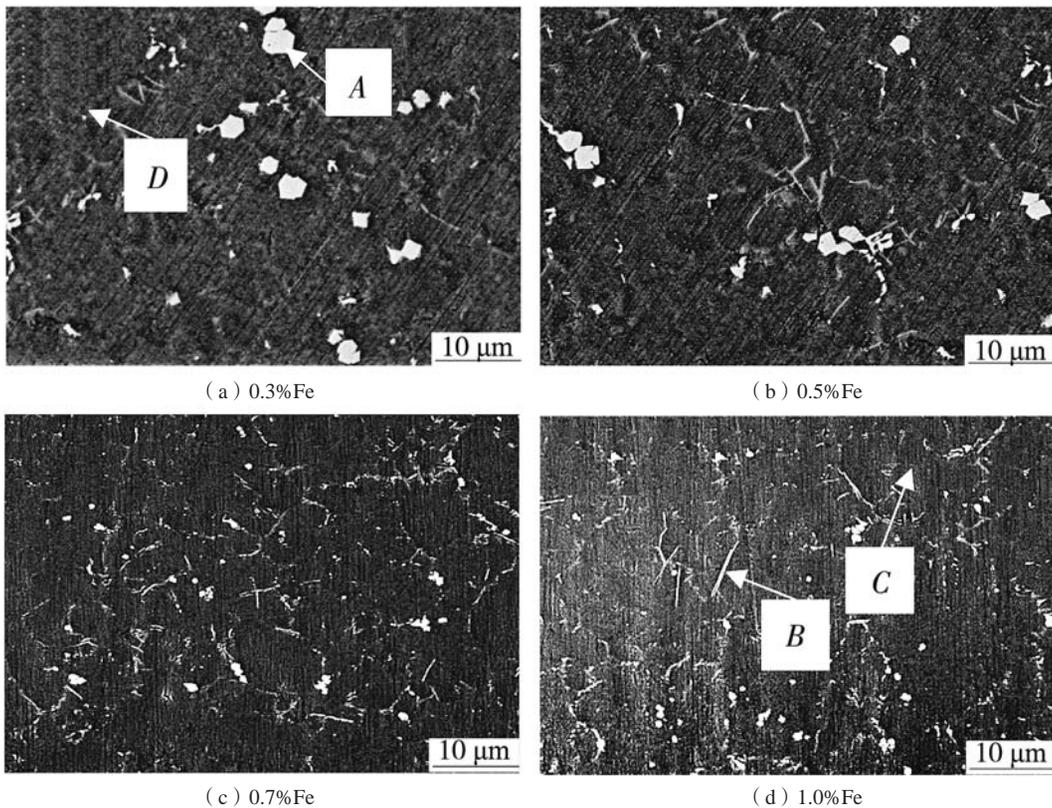


图4 不同Fe含量的AlSi10MnMg合金SEM组织图

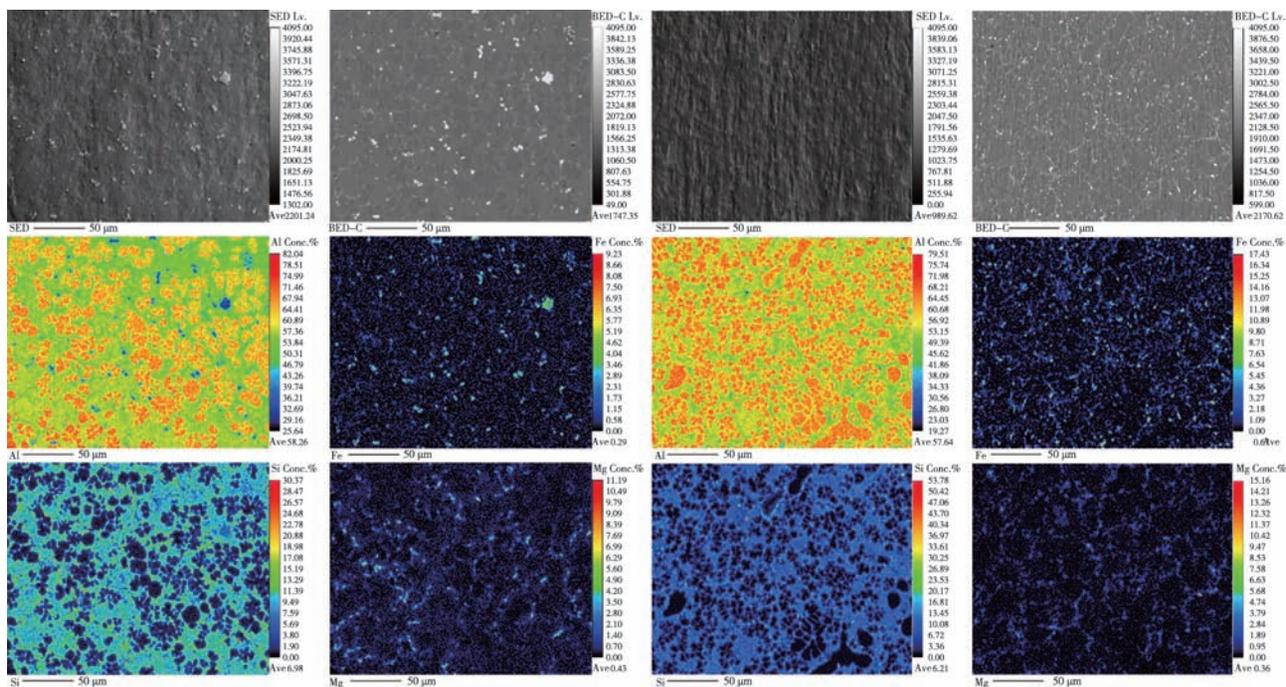
Fig. 4 SEM images of the AlSi10MnMg alloys with different Fe contents

的 EPMA分析结果。可以看出, 对于Fe元素含量较高的AlSi10MnMg合金, 在共晶Si附近常可观察到Fe颗粒的分布, 这些Fe相多沿晶界富集并与共晶Si共同析出, 可能在一定程度上影响共晶Si的形貌和生长行为。

从其二次电子和背散射电子像均可明显观察到不同形貌、尺寸的第二相, 与光学显微镜所观察的较为接近。在图5 (a) 中Fe富集处, 同样富集Mg、Si与Al元素, 进而论证了之前的推测, 即在Fe含量较低时, 合金中的汉字状Fe相可能为 π -Al₈FeMg₃Si₆相。在没有Mg的情况下, 铁往往以针状的 β -Fe相 (Al₅FeSi) 形式析出, 导致合金脆性增加、延展性降低。镁的存在使铁参与形成 π -Fe相 (Al₈FeMg₃Si₆), 这种相的形态为块状或骨骼状, 其形态钝化, 降低了应力集中现象。相较于 β -Fe相, π -Fe相对合金力学性能的负面影

响较小。若是适量的 π -Fe相在晶界处分布, 可提高强度和硬度, 不会像 β -Fe相那样显著降低韧性, 且可以改善合金的高温强度和耐热性能, 特别是在高温长期服役的铸件中。但若 π -Fe相析出过多, 造成晶界弱化, 则会影响合金的塑性和延展性。此时可以通过调节Fe的含量 (<0.8%), 添加适量的Mn使 β -Fe相转化为 α -Fe [Al₁₅(FeMn)₃Si₂] 或优化冷却速率和压铸工艺, 调控 π -Fe相的析出数量与分布。

在图5 (b) 的SEM图中可以观察到, 图中Fe相呈长针状或板条状, 颜色偏暗 (灰黑), 且Fe相旁富集Si、Al, 很可能为 β -Al₅FeSi相。 β -Fe相呈长针状或汉字状, 其尖锐形态会引起应力集中, 容易成为裂纹萌生的起点, 使材料在切削加工和变形加工过程中容易断裂, 增加合金脆性, 降低加工性能, 且针状 β -Fe



(a) AlSi10MnMg-0.3Fe的EPMA

(b) AlSi10MnMg-1.0Fe的EPMA

图5 不同Fe含量的AlSi10MnMg合金EPMA分析

Fig. 5 EPMA analyses of the AlSi10MnMg alloys with different Fe contents

相切割晶粒，破坏基体的连续性，显著降低合金的塑性和延展性，若 β -Fe相分布在晶界处，还会使铸件的热裂倾向增加，特别是在大尺寸铸件中更为明显。此时，可以通过控制Fe含量、控制Mn与Fe的质量分数在0.5%~1.0%范围促进 α -Fe相的形成，或提高冷却速率（如快速凝固技术）抑制 β -Fe相的生长，使其难以形成长针状形态，来控制 β -Fe的析出数量及形态。

2.3 Fe对AlSi10MnMg合金力学性能的影响

不同Fe含量对AlSi10MnMg合金力学性能的影响见图6，由图可见，随着Fe含量由0.3%增加至1.0%，AlSi10MnMg合金的屈服强度从210.0 MPa下降到168.8 MPa，下降19.6%，呈大幅度降低趋势，而合金的抗拉强度从250 MPa降低至210 MPa，降幅达16%；合金的伸长率从6.53%降至1.15%，降幅达82.38%；合金的布氏硬度从HB101.1增加至HB125.1。说明当Fe含量在0.3%~0.9%范围内增加时，对合金硬度有所提升，但对合金屈服强度、抗拉强度和伸长率的不利影响较大。

Fe含量增加，合金的硬度会略有增加，这是由于铁在合金中以硬质的铁基相（如 β -Fe相和 α -Fe相）析出，这些金属间化合物分布在晶界及晶内，增加了合金的整体硬度；合金的抗拉强度逐渐降低。当铁含量在0.3%时，铁相数量少，合金的基体连续性较好，强

度较高。随着铁含量增加，针状 β -Fe相大量析出并沿晶界分布，这种相具有脆性，破坏了基体的连续性，导致裂纹容易萌生和扩展，降低了抗拉强度。屈服强度与抗拉强度有相似的趋势，即随Fe含量增加而降低，形成的 β -Fe相是脆性相，会导致晶界变弱，降低了合金的抗塑性变形能力。

随着Fe含量而增加的针状铁基相会造成局部应力集中，导致材料在较低应力下发生屈服。伸长率下降显著，是铁含量增加对合金性能影响中最明显的部分。 β -Fe相的长针状和板条状形态会导致严重的应力集中，这些 β 相分布于晶界处，削弱了晶界的结合力，使材料容易发生脆性断裂。即使部分铁转化为 α -Fe相，其硬质金属间相依然会对塑性造成不利影响，极易引发裂纹，显著降低合金的塑性和伸长率。

3 结论

(1) 随着Fe添加含量增加， α -Al基体晶粒尺寸明显减小，富铁相由弥散分布的块状或汉字状 π -Fe相（ π -Al₁₈FeMg₃Si₆）转变为连续分布的针状或板条状 β -Fe相（ β -Al₅FeSi），富铁相形貌由短棒状、骨骼状转变为细长针状，数量大幅增加，沿晶界交错分布，形成“针状网”结构。

(2) 在Fe含量较低（0.3%）时，AlSi10MnMg合

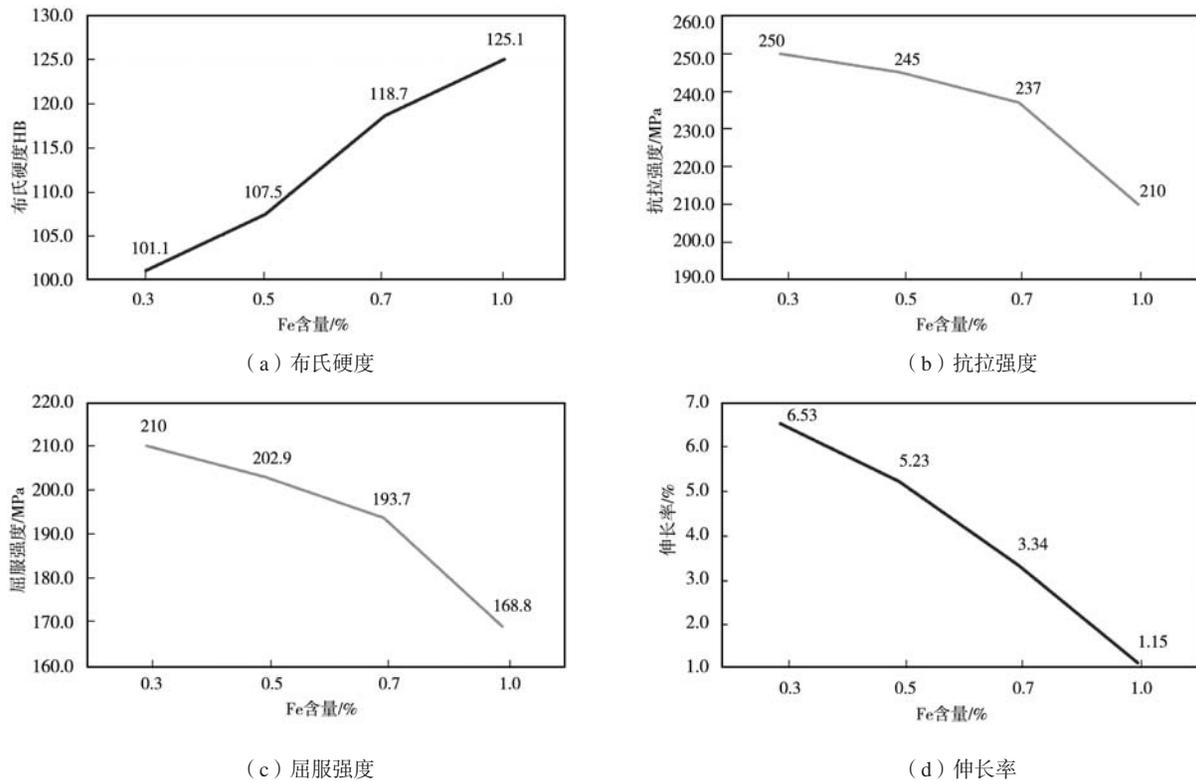


图6 不同Fe含量对AlSi10MnMg合金力学性能的影响

Fig. 6 Effect of Fe content on mechanical properties of the AlSi10MnMg alloy

金中富铁相主要为细小的 π -Fe相，形貌呈汉字状、块状，弥散分布，且尺寸较小，对基体破坏性较低；而随着Fe含量升高至1.0%，合金中富铁相数量急剧增加，形貌转变为长针状、板条状 β -Fe相，沿晶界集中分布，贯穿晶粒，导致应力集中和晶界削弱，从而严重影响合金的力学性能。

(3) 当Fe元素含量由0.3%增至1.0%时，材料布氏硬度由HB101.1上升至HB125.1，增加了23.8%；抗拉强度由250 MPa降至210 MPa，下降了16%；屈服强度由210.0 MPa降至168.8 MPa，下降了19.6%；材料伸长率由6.53%降至1.15%，下降了82.38%。

参考文献:

- [1] 孙德勤, 陈慧君, 文青草, 等. 耐热铝合金的发展与应用 [J]. 有色金属科学与工程, 2018, 9 (3): 65-69.
- [2] 张琪. 耐热铝合金的研究及应用现状与展望 [J]. 有色金属加工, 2021, 50 (1): 1-4, 27.
- [3] 马力, 赵赫, 咎宇宁, 等. 耐热铝合金及其复合材料的制备、应用和强化机制 [J]. 材料导报, 2021, 35 (S1): 414-420.
- [4] 贾海龙, 周文强, 王思清, 等. 高性能挤压铸造铝合金研究进展 [J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40 (11): 1187-1194.
- [5] 余聪, 陈乐平, 周全. 稀土元素对铝合金组织与性能影响的研究进展 [J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41 (2): 241-246.
- [6] 隋育栋, 王渠东. 铸造耐热铝合金在发动机上的应用研究与发展 [J]. 材料导报, 2015, 29 (3): 14-19.
- [7] 杨文涛, 何鹏飞, 刘明, 等. 热处理工艺对Al-Si合金显微组织和性能影响的研究现状 [J]. 材料导报, 2022, 36 (11): 150-158.
- [8] 朱翔鹰, 李宏宝, 涂浩, 等. Al-3P和Al-5Ti复合变质共晶Al-Si合金的组织与性能 [J]. 材料热处理学报, 2021, 42 (6): 52-58.
- [9] 刘闪光, 虞秀勇, 毛郭灵, 等. 钇在亚共晶Al-Si合金中的作用研究进展 [J]. 材料导报, 2022, 36 (15): 101-107.
- [10] 李林鑫, 银强, 陈显均, 等. RE对Al-22Si-3Fe-0.045P-1.8Mn组织和性能的影响 [J]. 铸造, 2016, 65 (7): 608-610.
- [11] 黄晓锋, 冯凯, 谢锐. Mg及Mn元素对Al-Si合金显微组织和力学性能的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2012, 22 (8): 2196-2204.
- [12] 刘春海, 李天, 吴大勇, 等. 稀土Ce对Al-7Si-0.7Mg-0.2Fe合金组织和性能的影响 [J]. 铸造, 2019, 68 (2): 52-157.

- [13] 李明峰, 刘学, 薛力强, 等. Bi、Mn变质对过共晶Al-Si合金组织的影响 [J]. 辽宁工业大学学报 (自然科学版), 2017, 37 (2): 107-110.
- [14] 范晓明, 刘建方, 文红艳. Mn对高铁Al-Si合金中铁相形态和力学性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2008, 28 (8): 594-596.
- [15] WAN H, SIN C, LIU G L, et al. Influence of strontium addition on microstructure and mechanical properties of an Al-10Si-5Cu alloy [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2017, 70: 2039-2046.
- [16] 李玉山, 司乃潮, 刘光磊, 等. 热处理对铸造Al-10Si-5Cu-0.75Mg合金组织及性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2017, 38 (1): 50-57.
- [17] 刘光磊, 李玉山, 李超, 等. T6态Al-10Si-5Cu-0.75Mg合金的干滑动摩擦磨损性能 [J]. 稀有金属材料与工程, 2019 (2): 620-625.
- [18] WEI C, LIU G L, WAN H, et al. Effect of heat treatment on microstructure and thermal fatigue properties of Al-Si-Cu-Mg alloys [J]. High Temperature Materials and Processes, 2018, 37 (4): 289-298.
- [19] 张亦杰, 江盛玲, 马乃恒, 等. Fe、Si对工业纯铝晶粒细化的影响 [J]. 热加工工艺 (铸锻版), 2006 (1): 25-27.
- [20] MBUYA TO, ODERABO, NGANGAS P. Influence of iron on castability and properties of aluminum silicon alloys: Literature review [J]. International journal of Cast Metals Research, 2003, 16 (5): 451-165.
- [21] 周玉立, 张俊超, 林师朋, 等. Fe含量对铸造铝合金导热和力学性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41 (4): 416-419.

Study on the Mechanism of Fe Content on Microstructure Evolution and Mechanical Properties of AlSi10MnMg Alloy

WANG Yun-hai¹, GAO Run-shan², JI Jia-qi²

(1. Aisidi Auto Parts Co., Ltd., Tianjin 301729, China; 2. School of Mechanical Engineering, Tianjin University, Tianjin 300072, China)

Abstract:

The effects of Fe content and heat treatment conditions on the microstructure and mechanical properties of AlSi10MnMg alloy were studied by means of metallographic analysis, tensile test and SEM. The results showed that the increase of Fe content had a dual effect on the microstructure and mechanical properties of the alloy. The appropriate amount of Fe ($\leq 0.3\%$) was helpful to refine the grain and form the π -Fe phase (π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$) which has little effect on the properties, so as to improve the hardness. However, the excessive Fe ($>1.0\%$) precipitated the long needle-like or lath-like β -Fe phase (β - Al_5FeSi), resulting in a significant decrease in the toughness and plasticity of the alloy, and a decrease in the tensile strength and yield strength.

Key words:

Al-Si alloy; high strength and toughness alloy; microstructure; mechanical properties