

Mn 添加对双辊铸轧 6061 铝合金组织和性能的影响

王洪斌¹, 张新宇¹, 李胜利¹, 徐振¹, 宋华², 廉法博², 陈星宇¹

(1. 辽宁科技大学 材料与冶金学院, 辽宁 鞍山 114051)

(2. 辽宁科技大学 机械工程与自动化学院, 辽宁 鞍山 114051)

摘要: 研究了添加 Mn 对双辊铸轧 6061 铝合金铸轧板中富铁相转变及力学性能的影响。结合热力学模拟、金相显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)及透射电子显微镜(TEM)等手段分析 6061 铸轧板中富铁相转变及力学性能变化规律; 利用室温拉伸试验机测试铸轧板力学性能。结果表明: 当 $\omega(\text{Mn})=0.36\%$ (质量分数)时 6061 铸轧板中富铁相完全由针状 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 相转变为颗粒状 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相, 当 $\omega(\text{Mn})=0.54\%$ 时板材内部出现大量无规则块状与花瓣状 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ 相聚集, 从而显著改善了铸轧板中富铁相形貌; 当 $\omega(\text{Mn})=0.36\%$ 时, 6061 铸轧板力学性能最佳, 此时抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 195.93 MPa、170.36 MPa 和 17.96%。

关键词: 双辊铸轧; 6061 铝合金; 富铁相; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)01-0129-09

随着我国交通运输“轻量化”的出台, 新能源汽车等战略性新兴产业发展日益昌盛, 热处理强化型高端铝合金板带材需求持续增长。6000 系铝合金因其质量轻、耐蚀性好、中等强度及具有良好的加工性能等优点在汽车领域应用广泛^[1,2]。双辊连续铸轧技术(TRC)与传统热轧工艺相比, 具有流程短、成本低、工艺简单等优点, 一直以来备受关注^[3-5]。在实际铸轧 6000 系铝合金成形过程中, 发现杂质元素 Fe 的偏析易聚集在晶界之间形成大量 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 等针状金属间化合物, 这种结构及形貌特征极易割裂基体并具有一定的硬脆性, 对合金力学性能及后续加工不利^[6]。因此, 在铸轧生产中应该尽量避免针状 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 相的出现。目前, 常采用以下 3 种方式解决上述问题, 一是加入合金元素 Mn、Cr、Ce 等, 进行微合金化改进; 二是改善冷却条件获得细小弥散 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 相或抑制其析出^[6,7]; 三是对板材进行热处理消除其不利影响^[8]。

研究表明^[1,9]在铝合金凝固过程中添加一定含量的 Mn, 可在基体内产生大量第二相粒子钉扎在晶界间抑制其再结晶晶粒的生长, 同时可有效促进 $\beta\text{-Fe}$ 富铁相向 $\alpha\text{-Fe}$ 相的转变, 一定量的富锰相在随后热处理过程中具有极高的热稳定性, 能更好的保留位错及小角度晶界, 有利于合金性能的提升。Zhang 等^[10]人研究发现在 A356 铝合金中随着 Mn/Fe 比的增加对其富

铁相形貌及分布具有重要的影响, Mn 元素的加入不仅在一定程度上有效地抑制 $\beta\text{-Fe}$ 相的形成, 而且有利于多边形或汉字状 $\alpha\text{-Fe}$ 相析出。Zhang 等^[11]人研究发现当 Mn/Fe 质量比为 0.8 时, Al-5.0Cu-0.5Fe 三元铝合金在 75 MPa 挤压过程中 $\beta\text{-Fe}$ 相完全转化为 $\alpha\text{-Fe}$ 相。

目前, 尚未发现关于 Mn 元素添加对双辊铸轧 6061 铝合金中富铁相形貌改变及力学性能影响的相关研究。基于此, 本实验首先利用热力学模拟分析不同 Mn 含量下 6061 铝合金相组成及 $\alpha\text{-Fe}$ 相中元素变化规律, 结合双辊铸轧试验, 探究不同 Mn 含量对 6061 铸轧板组织性能的影响规律和作用机理, 有效抑制有害析出相 $\beta\text{-Fe}$ 相的形成, 改善铸轧板中富铁相形貌、尺寸及分布, 为制备高性能铝合金薄板提供理论基础。

1 实验

本实验设计了 4 种 Mn 含量 6061 铝合金成分, 设计成分和实际熔炼后成分如表 1 和表 2 所示, 采用 AXS-3B 铝合金化学成分分析仪利用光谱分析法进行铸轧板材试样化学成分测量。首先将熔炼所需 6061 铝合金(质量分数, %) $97.38\text{Al}-1.05\text{Mg}-0.77\text{Si}-0.34\text{Cu}-0.23\text{Fe}-0.04\text{Mn}-0.02\text{Ti}-0.04\text{Zn}$ 与 Al-20Mn 等中间合金按照预先设计好的质量比投入熔炼炉内置于石墨黏土坩埚中, 在中频磁感应熔炼炉内加热至 800

收稿日期: 2020-06-08

基金项目: 国家自然科学基金(51874172); 辽宁省自然科学基金(2019-ZD-0025); 辽宁科技大学青年基金(2019QN09)

作者简介: 王洪斌, 男, 1970 年生, 博士, 教授, 辽宁科技大学材料与冶金学院, 辽宁 鞍山 114051, E-mail: whb605@163.com

表 1 实验 6061 铝合金化学组成

Table 1 Chemical composition of experimental 6061 aluminum alloy (ω/%)

Alloy	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Cr	Ti	Zn	Al
1#	0.77	1.05	0.23	0.04	0.34	0.13	0.02	0.04	Bal.
2#	0.77	1.05	0.23	0.12	0.34	0.13	0.02	0.04	Bal.
3#	0.77	1.05	0.23	0.35	0.34	0.13	0.02	0.04	Bal.
4#	0.77	1.05	0.23	0.58	0.34	0.13	0.02	0.04	Bal.

表 2 6061 铝合金实际成分

Table 2 Actual chemical composition of experimental 6061 aluminum alloy (ω/%)

Alloy	Si	Mg	Fe	Mn	Cu	Cr	Ti	Zn	Al
1#	0.77	1.05	0.23	0.04	0.34	0.13	0.02	0.04	Bal.
2#	0.74	1.07	0.21	0.13	0.33	0.14	0.02	0.03	Bal.
3#	0.69	1.04	0.21	0.36	0.29	0.12	0.02	0.04	Bal.
4#	0.69	1.07	0.21	0.54	0.30	0.12	0.02	0.03	Bal.

~820 ℃，保温 30 min，随后利用石墨碳棒进行均匀搅拌。利用 K 型热电偶测量炉内温度，当熔体内部温度达到 700 ℃后，经 NF6-300 立式双辊薄带连铸机进行铸轧试验，轧辊尺寸为 Φ600 mm×300 mm。铸轧实验参数：浇注温度 700 ℃，铸轧速度为 15 m/min，辊缝宽度为 2 mm。

铸轧板拉伸实验在电子万能试验机上完成，拉伸速率 1 mm/min。本试验力学性能测试选取的是室温拉伸试验，拉伸速度设定为 1 mm/min，拉伸设备型号为 WDW3100 微机控制电子万能试验机，试样尺寸如图 1 所示。金相试样先经机械抛光，再进行阳极覆膜，覆膜试剂为 38 mL H₂SO₄+43 mL H₃PO₄+19 mL H₂O，电压 25 V，时间 150 s，最后置于偏振光显微镜下观察金相组织，晶粒尺寸采用 Image Pro Plus6.0 软件测量。利用 SIGMA HD 场发射高分辨扫描电子显微镜和 Tecnai TEM G2 场发射透射电子显微镜（FEG TEM）观察铸轧板析出相形貌及分布等情况。制备 TEM 样品时，电解液成分为 25 mL HNO₃+75 mL CH₃OH，液氮冷却，温度控制在(-27±3) ℃左右，工作电压 22 V，工作电流 35 mA。

2 结果与讨论

2.1 Al-0.77Si-1.05Mg-0.23Fe-xMn 合金凝固过程热力学模拟

图 2 为利用热力学模拟软件 Jmatpro 进行 700~100 ℃条件下实验 6061 铝合金中不同 Mn 含量下析出相变化情况。由图可知，合金中未加入 Mn 时有大量硬脆相 β-AlFeSi 析出，约为 0.43%，同时伴有大量强化相 Mg₂Si 与少量 Al₁₃Cr₄Si₄、Al₇Cu₂Fe 与 Al₅Cu₂Mg₈Si₆。随着合金中 Mn 含量的提高，β-AlFeSi 相逐渐降低，

当 Mn 含量达到 0.06%时，β-Fe 相不再析出；当 ω(Mn)=0.36%时，合金中强化相 Mg₂Si 与时效强化相 Al₂Cu 析出含量达到极值，分别为 1.60%与 0.61%；当 ω(Mn)=0.54%时，α-Fe 相析出量最高，约为 2.39%，同时一定量的 Al₆Mn 相开始析出。对比可知，此时合金中 Mg₂Si 含量开始逐渐下降，这是因为合金中的多余的 Si 会优先与组织中过量的 Mn 元素结合，以初晶 Si 为形核点不断形成大量的 α-AlFeMnSi 相，大幅度减少 Mg₂Si 强化相的析出数量。

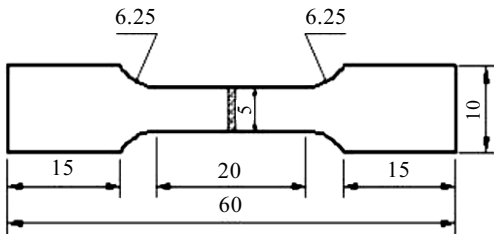


图 1 拉伸试样尺寸

Fig.1 Size of the specimen for tensile tests

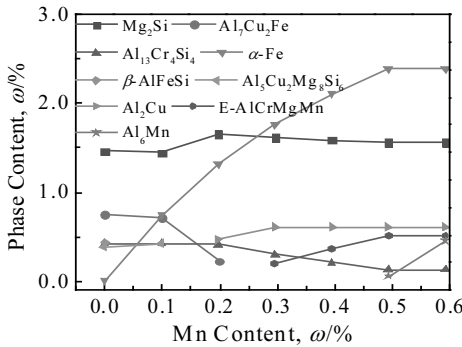


图 2 不同 Mn 含量的 6061 铝合金平衡相图

Fig.2 Equilibrium phase diagram of 6061 aluminum alloy with different Mn contents

图 3 为 α -AlFeMnSi 相 (以下简称 α -Fe 相) 各元素占比变化曲线。从图中可以看出 α -Fe 相主要元素为 Al、Fe、Mn、Si, 但元素占比各不相同。对于原始 6061 铝合金而言, α -Fe 相中 Fe 元素占比较高, 约为 23.08%。随着 Mn 含量的提高, Mn 元素起到完全抑制杂质元素 Fe 的作用; 当 $\omega(\text{Mn})=0.36\%$ 时, Mn 逐渐成为 α -Fe 相主要元素, 杂质元素 Fe 的占比逐渐降低, 约 11.18%。

图 4 为热力学模拟不同 Mn 含量下 6061 铝合金中 α -Fe 相与合金固液区间温度变化曲线。由图可知, 随着合金中 Mn 含量的不断增加, α -Fe 相析出温度从 619.86 °C 升至 636.08 °C, 液相线温度在 650.11 °C 附近几乎不发生改变, 固相线温度从 580.29 °C 附近明显升高至 590.60 °C 附近。与 0.04% Mn 时相比, 当 6061 铝合金 $\omega(\text{Mn})=0.54\%$ 时, α -Fe 相析出温度扩大了 16.22 °C, 结晶区间缩短了 12.03 °C。通过查阅文献可知^[12-14], 宽泛的结晶区间降低了板材最小辊隙附近的冷却速率, 使残留液体在板坯中心部区域发生大规模开裂, 且加剧了中心偏析产生, 并且在后续经热处理工艺中几乎不会发生改善。即在相同的铸轧工艺参数条件下, 添加一定量的 Mn 对 6061 铝合金来说会明显缩短其结晶区间从而改善其成形性区间, 降低中心偏析线产生的可能性。

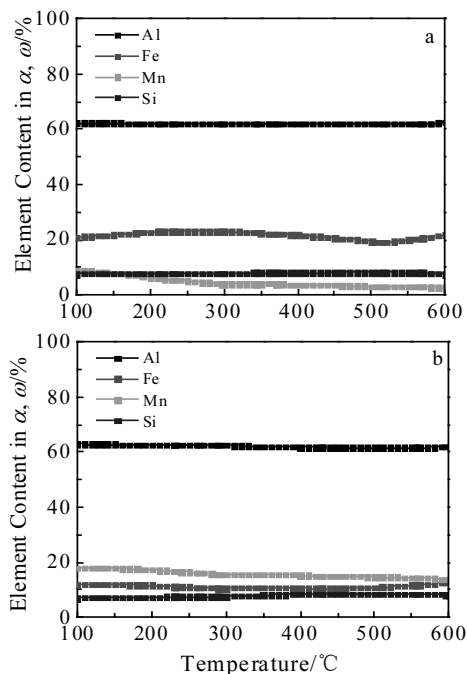


图 3 6061 铝合金 α -Fe 相元素变化

Fig.3 Variation of α -Fe phase elements in 6061 aluminum alloy: (a) $\omega(\text{Mn})=0.04\%$ and (b) $\omega(\text{Mn})=0.36\%$

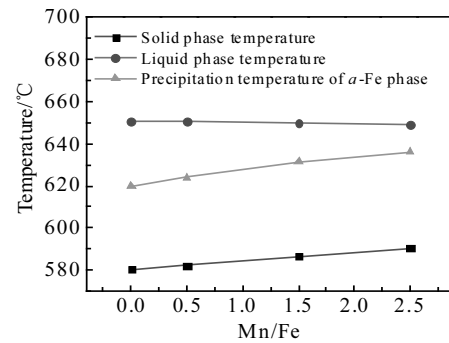


图 4 热力学模拟 6061 铝合金温度变化曲线

Fig.4 Temperature change curves of thermodynamic simulation for 6061 aluminum alloy

2.2 不同 Mn 含量 6061 铸轧板微观组织

2.2.1 显微组织

图 5 为 6061 铸轧板金相腐蚀和阳极覆膜后铸轧板材心部边部显微组织形貌。由图 5a~5c 可知, 沿铸轧板厚度方向依次为无序细小等轴晶区、柱状 (树枝) 晶区、心部则是无择优取向的中心等轴晶区。出现这种现象的原因是由于在铸轧过程中板坯两侧表面与铜辊紧密接触, 在短时间内边部冷却速率极快, 异质形核点促使晶粒形核速率较大, 但其生长速率较慢, 同时凝固前沿过冷度相对均匀, 所以形成一层细小无序的等轴晶区, 平均晶粒尺寸较小, 测得晶粒尺寸约为 10.83 μm 。随着铸轧板凝固过程的进行, 凝固前沿冷却速率逐渐下降, 并且形成了定向凝固趋势, 形核速率会受很大影响。由于熔池内部与铜辊之间存在明显的强制对流现象, 晶粒则会择优生长, 造成枝晶粗化, 促进柱状枝晶的生长。随着铸轧过程的推进咬合, 6061 铝合金铸轧板内部凝固层向内推移, 固相散热能力逐渐削弱, 内部温度趋于平稳, 晶核在液体中各个方向生长速度几乎相等, 且液相溶质原子越来越富集, 从而在固液前沿成分过冷逐渐增大, 当达到足以发生非均质形核时, 等轴晶会在心部开始形核, 形核宽度达到一定临界值时, 就会阻止柱状晶的生长。此外, 凝固 Kiss 点附近由于旋涡回流的产生, 可以不断熔断枝晶, 促使中心等轴晶大量形成, 最终完成柱状晶至等轴晶的转变。

由图 5d~5i 可知, 对比不同 Mn 含量下 6061 铝合金铸轧板微观组织可以发现, 随着 Mn 含量的增加, 铸轧板中无论是边部柱状晶还是心部等轴晶, 晶粒尺寸均逐渐变小。这表明 Mn 元素的加入可明显提高再结晶温度抑制晶粒再结晶与晶粒长大。这是由于在铸轧过程 Mn 元素的添加也会为弥散相析出提供异相形

核位置,可参见后文 2.2.2 中的分析,由图 6a~6c 可知,大量 α -Fe 相、 Al_2Cu 、 Al_6Mn 或 Mg_2Si 等多元共晶相存在于位错与亚晶界之间,在铸轧凝固过程中对晶界迁移起强烈的钉扎效应,从而减缓铸轧过程中再结晶过程,达到细化晶粒提高板材综合性能的作用。但由图 6d 可以看出,粗大的第二相 α -Fe 相偏聚对铸轧板中晶粒细化作用效果大大减弱,使得促进有效 α -Al 形核基底逐渐减少,当 6061 铸轧中 $\omega(\text{Mn})=0.54\%$ 时晶粒度等级基本不发生明显变化。对 6061 铸轧板中晶粒组织进行统计分析可知随着 Mn 含量增加,铸轧板组织的晶粒度逐渐增大,晶粒尺寸逐渐减小;当 $\omega(\text{Mn})=0.54\%$ 时,由图 5f 与图 5i 可知,晶粒细化最为明显,边部柱状晶与心部等轴晶粒尺寸最为细小,分别约为 53.42 与 33.63 μm 。

2.2.2 6061 铸轧板第二相形态

图 7 为 $\omega(\text{Mn})=0.04\%$ 时 6061 铸轧板富铁相分布情况。从图中可以看出有多种灰色颗粒状、针状形貌金属间化合物存在,综合相关文献^[6, 7, 10]和能谱分析结

果,这些针状主要为 β - Al_5FeSi 相。在铸轧过程中,板坯边缘由于冷却速度过快,粗大且硬而脆的针片状 β - Al_5FeSi 相沿枝晶晶界上析出,严重降低铸轧板的力学性能。同时,这些 β - Al_5FeSi 相存在也是铝合金铸轧板易产生裂纹的主要原因之一。此外,在晶界间可以明显观察到许多黑色棒状相,这些微米级 Mg_2Si 相以棒状形态弥散分布在晶界处,对合金板材的强化效果较弱。

有研究^[1, 9-11, 15-17]表明, Mn 可以促进铝合金中 β - Al_5FeSi 相向 α -Fe 相的转变,并且伴随着合金中 Mn/Fe 质量比的不同,合金中 α -Fe 相的形态、结构、尺寸也有所不同。当前的研究显示,铝合金中 α -Fe 相主要由 2 种存在形式,一种为骨骼状、圆点状或颗粒状的 α - $\text{Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相;另一种为块状或花瓣状的 α - $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ 相。由图 6a 可知,当铸轧板中 $\omega(\text{Mn})=0.36\%$ 时,板坯边部富铁相形貌由针状 β - Al_5FeSi 相转变成颗粒状的 α - $\text{Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相,这是

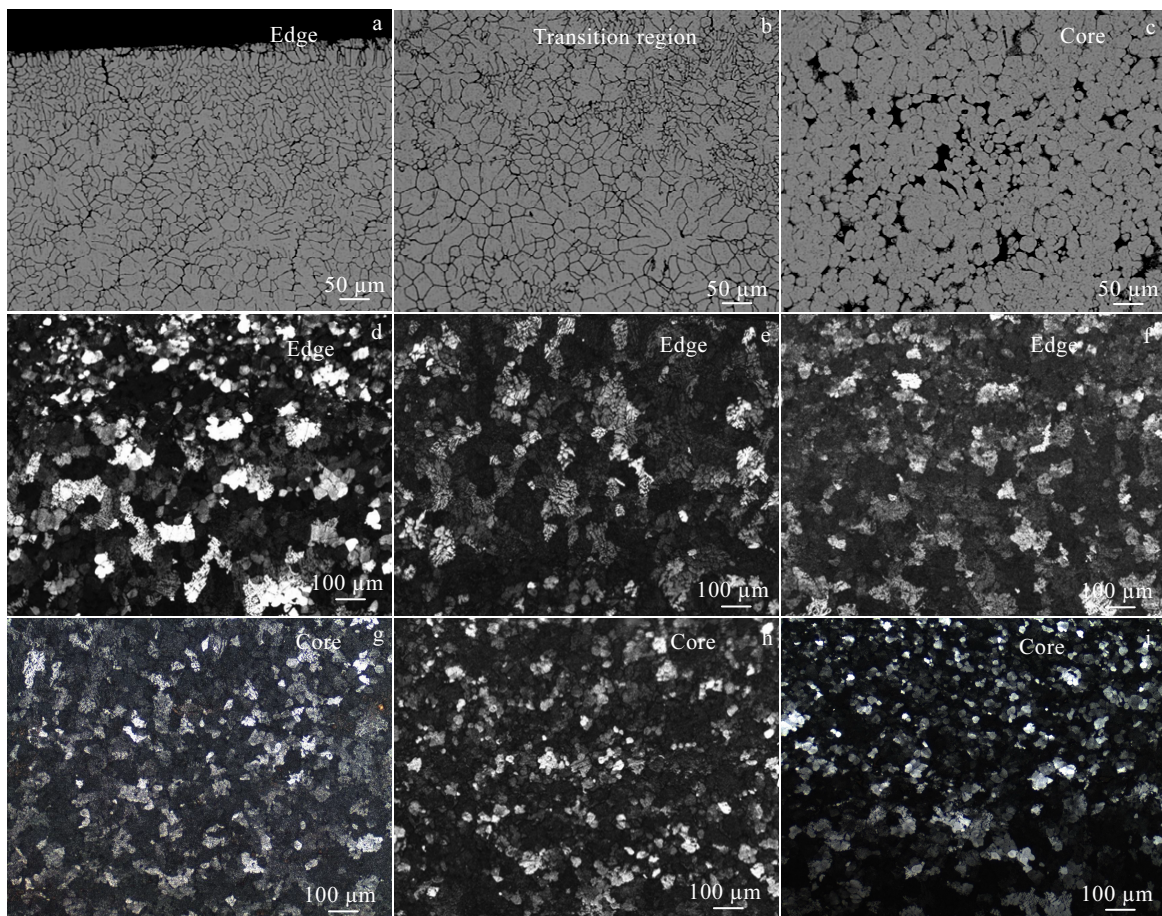


图 5 6061 铸轧板显微组织

Fig.5 Microstructures of 6061 cast-rolled plates: (a, b, c, e, h) $\omega(\text{Mn})=0.36\%$, (d, g) $\omega(\text{Mn})=0.04\%$, and (f, i) $\omega(\text{Mn})=0.54\%$

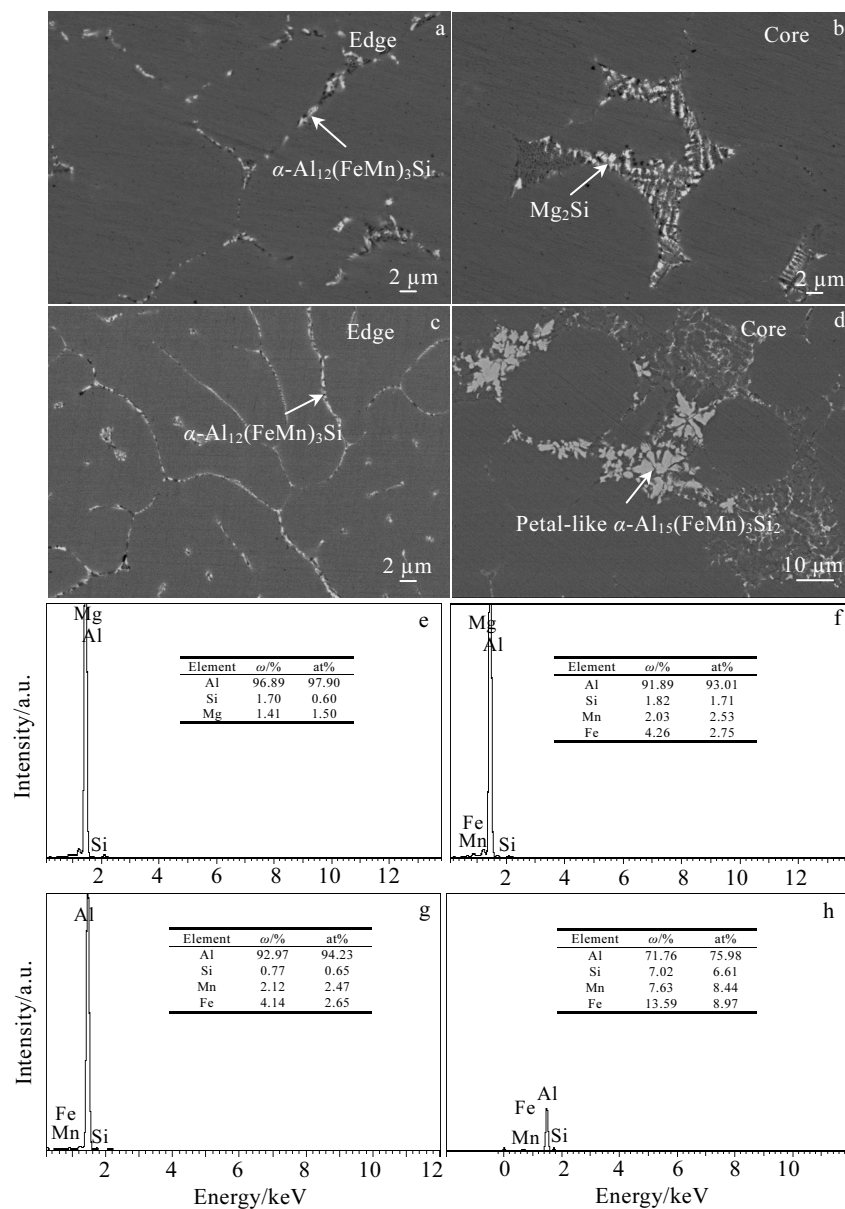


图 6 6061 铸轧板组织 SEM 照片

Fig.6 SEM images of 6061 cast-rolled plates with $\omega(\text{Mn})=0.36\%$ (a, b), $\omega(\text{Mn})=0.54\%$ (c, d); EDS analysis for Mg_2Si in Fig.6b (e), for $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ in Fig.6c (f), for $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ in Fig.6a (g), for $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ in Fig.6d (h)

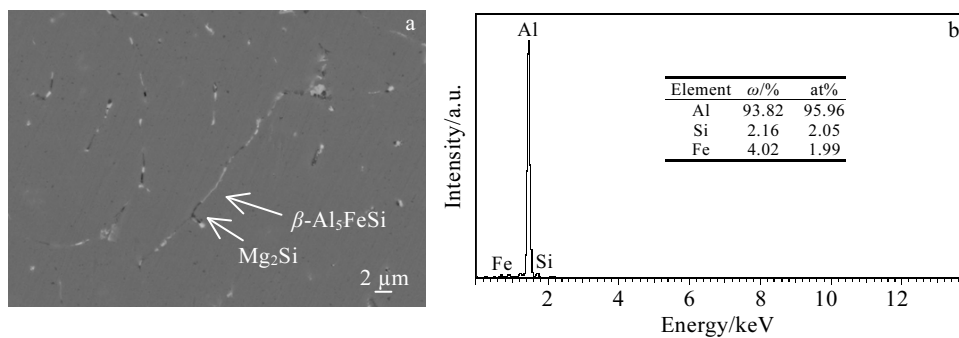


图 7 6061 铸轧板组织 SEM 分析

Fig.7 SEM image (a) of 6061 cast-rolled plates with $\omega(\text{Mn})=0.04\%$ and (b) EDS analysis of $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$

由于铸轧板进入铸造变形区间内受到铜辊负载时, 存在较大的轧制力, 使得骨骼状 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相破碎并弥散分布晶界之间; 当 $\omega(\text{Mn})=0.54\%$ 时, 合金边部几乎不存在针状 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 相, 大量细小弥散 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相分布在晶界上, 这为抑制铸轧板裂纹的产生提供了理论支撑。

与板材边部规律不同, 当 $\omega(\text{Mn})=0.36\%$ 时, 板材心部区域出现少量短粗的颗粒状 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相与大量黑色点状 Mg_2Si 相均聚集在等轴晶晶界之上。而当 $\omega(\text{Mn})=0.54\%$ 时, Mn 元素的扩散会导致析出相的进一步生长与粗化, 此时合金的心部主要有细小弥散的 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相、白色块状和花瓣状的 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ 相存在。

图 8 为含 Mn 析出相 EDS 元素扫描图, 由图可知, Mn 元素主要在 Fe 元素偏聚处聚集。文献[18]指出, Mn 原子与 Fe 原子在元素周期表排列相近且原子半径相似, 可相互替代, 同时也说明合金 Mn 元素的添加可有效抑制 Fe 元素的析出, 从而形成多元共晶 $\alpha\text{-Fe}$ 相, 而 Mg 元素主要分布在黑色线条状与基体之间, 此外 Si 元素分布相对平均。综上所述, 在 6061 铸轧板成形期间加入一定量的 Mn 元素可有效抑制针状 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 相析出, 改善合金中富铁相形貌及分布。

对比图 6 与图 7 可知, 在较高的冷却速率下, 在 6061 铸轧板中加入适量的 Mn 元素, 无论对晶粒组织还是富铁相尺寸都有明显的细化作用, Mn 元素可以明显抑制针状 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 相形成, 促使其向圆点状、骨骼状或颗粒状的 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相转变。Mn 作为 6000 系铝合金中主要微量元素之一, 凝固过程中会形成一定量斜方弥散相 Al_6Mn (参见下图 9b), 对基体晶格畸变起到明显效果, 在成形过程中对再结晶晶粒长大起阻碍作用, 最终达到细晶强化的作用, 提升合金力学性能。此外, Mn 元素的添加可以置换杂质元素 Fe, 形成网状星状化合物 $\text{Al}_6(\text{FeMn})$ 相。理论上, $\alpha\text{-Fe}$ 相完全通过以下包晶反应生成, 即: $\text{L}+\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}\rightarrow\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2+\text{Al}+\text{Si}$, 包晶反应后剩余的 Si 原子在铝基体中以游离形式存在, 这些自由的 Si 原子扩散到星状 $\text{Al}_6(\text{FeMn})$ 相中并分解成为 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 和 $\alpha\text{-Al}$ 的混合物, 即 $\text{Si}+3\text{Al}_6(\text{FeMn})\rightarrow\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}+6\text{Al}$ [19]。在立式双辊铸轧过程中, 板材边部与铜辊直接接触, 冷却速率过快, 易形成过饱和固溶体, Mg、Si、Fe、Mn 等溶质元素均匀分布在晶界周围, 从而促进含 Mn 第二相在该晶界弥散析出。板坯边部富铁相主要沿着枝晶晶界析出, 少量弥散分布在晶界内, 而心部析出相主要聚集在中心等轴晶的晶界之间。

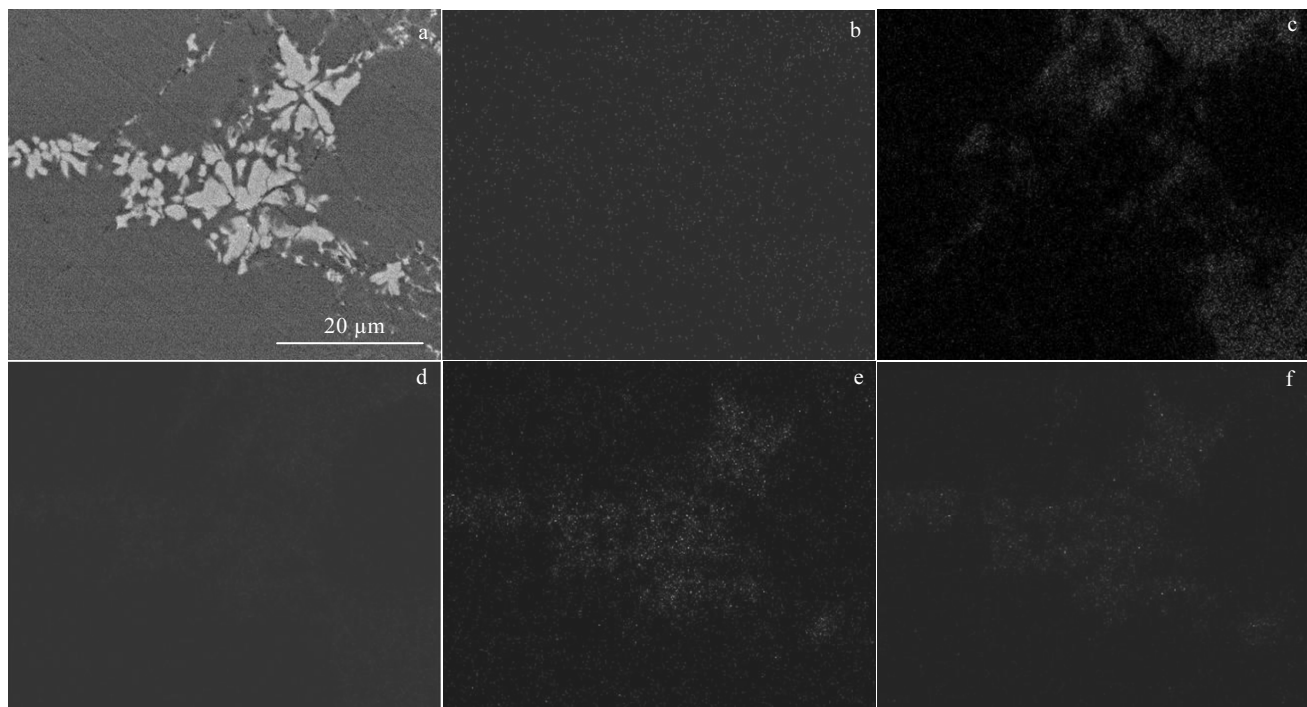


图 8 花瓣状 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ 相 SEM 照片及元素分布

Fig.8 SEM image (a) and element distributions of petal-like $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ phase: (b) Cu, (c) Mg, (d) Si, (e) Mn, and (f) Fe

图 9 为 6061 铸轧板部分纳米级第二相分布情况。由图 9a 和 9c 可以看出, 基体中弥散分布着许多不同纳米级的短棒状析出相, 经 EDS 与衍射斑点分析推断这些纳米级析出相主要为 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相。这些 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相不仅能部分中和 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ 相的负面作用, 而且由于其特殊的形貌特征, 细小弥散分布的颗粒状的 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相可以钉扎晶界与基体内的位错, 有利于提升合金的强度。此外, 颗粒状 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相具有较高的热稳定性, 在后续时效过程中可为 Mg_2Si 强化相的析出提供非均匀形核位置, 从而有效地促进 Mg_2Si 强化相析出, 大幅增强板材的强塑性。由图 9b 可知, 板坯中会有一定量的不规则四边形纳米级强化相 Al_6Mn 在基体内析出, 这是因为 $\alpha(\text{Al})$ 基体与 Mn 均同属于立方结构, Mn 易溶于基体之中形成弥散相 Al_6Mn , 这些细小纳米状 Al_6Mn 第二相可以有效钉扎位错, 阻碍晶界迁移, 抑制晶粒长大, 从而实现晶粒细化, 显著增强 6061 铸轧板力学性能。2.3 不同 Mn 含量 6061 铸轧板力学性能

图 10 为不同 Mn 含量下 6061 铸轧板室温力学性能。在相同铸轧工艺参数条件下, 板坯抗拉强度、屈服强度与延伸率均随着 Mn 含量的增加呈先增加后减

小的变化规律。当 $\omega(\text{Mn})=0.36\%$ 时, 力学性能达到最佳, 此时铸轧板抗拉强度、屈服强度和延伸率分别为 195.93 MPa、170.36 MPa 和 17.96%。针对 6061 铸轧板而言, 其力学性能通常与基体中晶粒尺寸, 第二相形貌分布和尺寸紧密相关。在 6061 铸轧板中, Mn 元素的添加可扩大含 Fe 金属间化合物相的形成区间并提高铸轧板的再结晶温度, 有效地抑制了铸轧板中脆性相 $\beta\text{-Fe}$ 的形成, 细化晶粒组织, 从而对铸轧板中裂纹源的产生起到一定的缓和作用。此外, 大量细小的析出相弥散在基体之中, 不仅起到弥散强化与第二相强化的作用, 对板材的强塑性及断裂方式有明显改善作用。颗粒状的 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 相 (图 6a, 6c) 存在形式紧凑、在拉伸过程中可有效阻止裂纹扩展, 明显提升铸轧板的抗拉强度。当 $\omega(\text{Mn})=0.54\%$ 时, 板材中多余的 Si 原子会优先与组织中过量的 Mn 元素结合, 以初晶 Si 为形核点不断形成大量花瓣状或块状 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ 相 (图 6d, 图 8a), 这会大幅减少 Mg_2Si 强化相 (图 7a, 图 6b) 的析出数量, 而 Mg_2Si 相强化效果远超前 $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$ 和 $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ 相, 所以过量 Mn 反而会造成合金强度和塑性的下降。

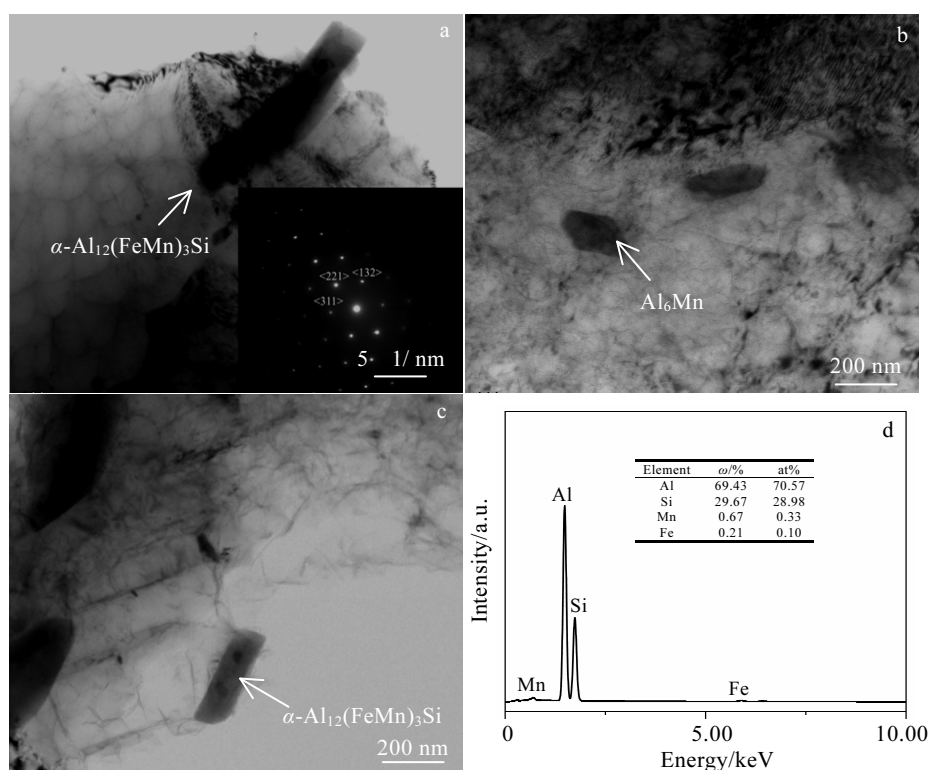


图 9 6061 铸轧板 TEM 组织及 EDS 分析

Fig.9 TEM images (a~c) and EDS analysis (d) of cast-rolled 6061 aluminum alloy plates

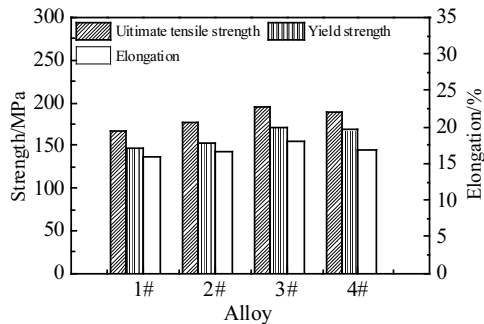


图 10 6061 铝合金铸轧板拉伸性能

Fig.10 Tensile properties of 6061 cast-rolled plates

3 结 论

1) Mn 添加对 6061 铝合金富铁相析出和合金的结晶温度区间具有重要影响。由模拟结果可知, 当合金中 Mn 含量达到 0.06% 时, 合金中不再有 β -Al₃FeSi 相析出; 添加 Mn 可有效减小 6061 铝合金结晶区间, 从而保证铸轧过程稳定进行; 当 $\omega(\text{Mn})=0.54\%$ 时, α -Fe 相析出量最高, 约为 2.39%, 与 $\omega(\text{Mn})=0.04\%$ 相比, α -Fe 相的析出温度提高了 16.22 °C。

2) Mn 元素的加入对 6061 铸轧板中富铁相形貌类型具有显著影响。当 $\omega(\text{Mn})=0.36\%$ 时, 组织中富铁相由针状 β -Al₃FeSi 相完全转变为颗粒状 α -Al₁₂(FeMn)₃Si 相; 当 $\omega(\text{Mn})=0.54\%$ 时, 合金心部有大量花瓣状 α -Al₁₅(FeMn)₃Si₂ 相出现。

3) 适量的 Mn 对 6061 铸轧板的力学性能提高作用十分显著。当 $\omega(\text{Mn})=0.36\%$ 时, 6061 铸轧板的力学性能达到最佳, 此时合金的抗拉强度、屈服强度和延伸率分别为 195.93 MPa、170.36 MPa 和 17.96%。

参考文献 References

- [1] Xu Xiaojing, Liu Zheng, Zhang Bin *et al.* *Applied Physics A*[J], 2019, 125(8): 490
- [2] Maisonnète D, Suery M, Nelias D *et al.* *Materials Science &*

Engineering A[J], 2011, 528(6): 2718

- [3] Kim M S, Kim H W, Kim S H *et al.* *Metals*[J], 2019, 9(6): 645
- [4] Komeda K, Haga T, Kumai S. *Advanced Materials Research*[J], 2010, 154-155: 1544
- [5] Seshadev S, Sudipto G. *Materials Science Forum*[J], 2012, 710: 192
- [6] Ding X Y, Cheng Y, Zhang P *et al.* *Chinese Materials Conference*[C]. Singapore: Springer, 2017
- [7] Belmares-Perales S, Castro-Román M, Herrera-Trejo M *et al.* *Metals and Materials International*[J], 2008, 14(3): 307
- [8] Zhong G, Wu S S, Lin C *et al.* *Materials Science Forum*[J], 2016, 879: 2286
- [9] Liu Z, Xu X, Zhang B *et al.* *Materials Research Express*[J], 2019, 6(7): 076 562
- [10] Zhang Z J, Tezuka H, Kobayashi E *et al.* *Materials Transactions*[J], 2013, 54(8): 1484
- [11] Zhang W W, Lin B, Cheng P *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(6): 1525
- [12] Barekar N S, Dhindaw B K. *Advanced Manufacturing Processes*[J], 2014, 29(6): 11
- [13] Kim M S, Arai Y, Hori Y *et al.* *Materials Transactions* [J], 2010, 51(10): 1854
- [14] Birol Y. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 486 (1-2): 172
- [15] Zhang Y H, Zhang Z Q, Robert E S *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2012, 48(3): 351
- [16] Hao X L, Ma W, Luo C *et al.* *Advances in Materials Science & Engineering*[J], 2019, 38(10): 971
- [17] Yang W C, Yang X L, Ji S X. *Metals and Materials International* [J], 2015, 21(2): 382
- [18] Wu Guangxin(吴广新), Zhang Jieyu(张捷宇). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2019, 29(1): 122
- [19] Alexander D T L, Hamerton R G, Cama H *et al.* *Essential Readings in Light Metals*[M]. Cham: Springer, 2016: 1015

Effect of Mn on Microstructure and Properties of Twin-Roll Casted 6061 Aluminum Alloy Plate

Wang Hongbin¹, Zhang Xinyu¹, Li Shengli¹, Xu Zhen¹, Song Hua², Lian Fabo², Chen Xingyu¹

(1. School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology, Anshan 114051, China)

(2. School of Mechanical Engineering and Automation, University of Science and Technology, Anshan 114051, China)

Abstract: The effects on the microstructure and mechanical properties of twin-roll casted 6061 aluminum alloy plates with Mn addition were investigated. The microstructure of 6061 cast-rolled plates were analyzed by thermodynamic simulation, optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The mechanical properties of 6061 cast-rolled plate with different Mn contents were tested using tensile tests. The results show that with the increase of Mn content of the 6061 cast-rolled plate, the iron-rich phase at the edge of 6061 cast-rolled plates is gradually transformed from acicular β -Al₅FeSi phase to granular α -Al₁₂(FeMn)₃Si phase, and a large number of irregular blocks and a petal-like α -Al₁₅(FeMn)₃Si₂ phase are aggregated in the core ($\omega(\text{Mn})=0.54\text{wt}\%$); when $\omega(\text{Mn})=0.36\text{wt}\%$, the mechanical properties of 6061 cast-rolled plate are the best. At this time, the tensile strength, yield strength and elongation of cast-rolled plates are 195.93 MPa, 170.36 MPa and 17.96%, respectively.

Key words: twin-roll casting; 6061 aluminum alloy; iron-rich phase; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Xu Zhen, Ph. D., School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, P. R. China, Tel: 0086-412-5929535, E-mail: ustlxuzhen@126.com