

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2026.6060

6101 铝合金扁锭半连续铸造热裂纹形成机理研究

虞青^{1,2}, 林学艳¹, 朱俊霖¹, 杨红梅¹, 马立世¹, 李萌葵¹

(1. 昆明理工大学 云南省高端轻合金集成计算材料工程重点实验室 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093 2. 云南云海鑫铝业有限公司, 云南 昭通 657000)

摘要: 针对 6101 铝合金半连续铸造易产生热裂纹的问题, 通过 SEM 等手段对裂纹试样进行分析表征, 明确裂纹起源及扩展机制。结果表明, 6101 铝合金扁锭热裂纹为纵向裂纹, 裂纹起源于 V、Cr、Mn、Ti 等杂质形成的硼化夹杂物团聚, 这些硼化物来自硼化处理后的残留硼化物夹杂, 以及残留在熔体中的杂质元素与 Al-5Ti-B 细化剂反应形成的新硼化物, 在浇注过程中流入到结晶器随铸锭凝固。结合 ProCAST 数值模拟铸锭半连续铸造过程中的应力场分布, 发现铸锭心部与表面温度梯度大、凝壳厚度减小及局部应力集中, 导致铸锭从富含夹杂物的区域开裂并形成纵向裂纹。在此基础上, 提出延长硼化处理后的静置时间的优化措施, 以去除大尺寸团聚夹杂物, 降低热裂倾向, 同时满足高导电性要求。

关键词: 6101 铝合金; 热裂纹; 半连续铸造; 有限元模拟

中图分类号: TG249.7; TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)05-0520-09

Study on the Formation Mechanism of Hot Tearing in 6101 Aluminium Alloy Flat Ingots during Semi-continuous Casting

YU Qing^{1,2}, LIN Xueyan¹, ZHU Junlin¹, YANG Hongmei¹, MA Lishi¹, LI Mengnie¹

(1. Yunnan Key Laboratory of Integrated Computational Materials Engineering for Advanced Light Alloys, Faculty of Material Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China; 2. Yunnan Yunlv Haixin Aluminum Co., Ltd., Zhaotong 657000, China)

Abstract: This study focuses on the issue of hot tearing that is easily encountered during the semi-continuous casting of 6101 aluminium alloys. Flat ingots with hot tearing were characterized using SEM and other analytical techniques to clarify the origin and propagation mechanisms of hot tearing. The results reveal that the hot tearing in the 6101 aluminium alloy manifests as longitudinal cracks, which initiate from the agglomeration of boride inclusions formed by impurities such as V, Cr, Mn, and Ti. These borides originate both from residual boride inclusions after the boron treatment process and from newly formed borides resulting from reactions between impurities remaining in the melt and the Al-5Ti-1B grain refiner, which are transported into the mold during casting and subsequently solidified within the ingot. Combined with ProCAST numerical simulations of stress distribution during semi-continuous casting, significant temperature gradients between the ingot core and surface, reduced solidified shell thickness, and localized stress concentration lead to crack initiation in regions rich in inclusions, thereby promoting the formation of longitudinal cracks. On the basis of these findings, an optimized measure is proposed: prolonging the holding time after boron treatment to eliminate large agglomerated inclusions, reduce the susceptibility to hot tearing, and simultaneously meet the requirements for high electrical conductivity.

Key words: 6101 aluminium alloy; hot cracking; semi-continuous casting; finite element simulation

6XXX 系铝合金因其高塑性、低合金化程度、优异的导电性及易加工变形等特点在导电材料及汽

车工业领域具有重要应用^[1-3]。近年来, 随着新能源汽车市场的蓬勃发展, 以 6101 为代表的高强度高导电铝

收稿日期: 2026-04-03

基金项目: 云南省重点研发计划(202449CE340011)

作者简介: 虞青, 1973 年生, 硕士, 高级工程师。研究方向为铝合金扁锭半连续铸造技术。Email: yu_hxq@163.com

通信作者: 杨红梅, 1981, 博士, 教授级高级工程师。研究方向为新材料开发与设计及先进凝固数值模拟仿真技术。

Email: yhmei125@kust.edu.cn

马立世, 1990, 博士, 讲师。研究方向为高强金属基复合材料的强韧化机制。Email: lsma@kust.edu.cn

引用格式: 虞青, 林学艳, 朱俊霖, 杨红梅, 马立世, 李萌葵. 6101 铝合金扁锭半连续铸造热裂纹形成机理研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(5): 520-528.

YU Q, LIN X Y, ZHU J L, YANG H M, MA L S, LI M N. Study on the formation mechanism of hot tearing in 6101 aluminium alloy flat ingots during semi-continuous casting[J]. Foundry Technology, 2026, 47(5): 520-528.

合金被广泛用于新能源汽车及充电装备用导电材料^[4-6]。半连续铸造工艺是 6101 铝合金加工过程中的常用工艺,但在铸造过程中最容易造成热裂纹缺陷^[7],严重影响生产效率,增加生产成本,成为制约其工业化高效生产的关键问题。

热裂纹是铝合金铸造中常见的破坏性缺陷^[8-9]。在半连续直接冷却铸造(die casting, DC)过程中,当合金温度降至固态和液态共存的半固态时,即凝固进入“糊状区”时,液相中存在若干悬浮的固态相,此时,尚未形成连续的固相,液相自由流动补缩;随着凝固进行,固相开始相互“搭接”,逐步形成连续的固相网络,将剩余液相分割成很多小液穴,此时液相在糊状区内的渗透率极低,流动受阻,液相的补缩变得越来越困难^[10]。凝固末期残余的液相凝固易形成缩孔、疏松等微孔缺陷,成为裂纹起源^[11]。在随后的冷却过程中,因凝固收缩、热收缩或温度分布不均引发的热应力超过固相的承载极限,或应变超过材料的延展性,便会在薄弱区域萌生热裂纹^[12-13]。特别是在铸造启动阶段热裂纹倾向严重,热裂一旦产生,将导致铸锭报废,造成材料浪费,成本增加。针对铝合金半连续铸造过程中的热裂纹缺陷,国内外学者已开展了大量研究^[8,14-15]。尽管上述研究为理解热裂纹的形成奠定了重要基础,但针对实际生产过程中产生的 6101 铝合金扁锭热裂的报道较少,尤其是微观组织特征,如 β -AlFeSi 相以及增加硼化处理对热裂的影响未见报道。

基于此,本文以因热裂纹报废的 6101 铝合金扁锭为研究对象,利用 SEM 及 EDS 等微观表征手段系统分析热裂形成的起因。根据扁锭实际规格尺寸建立半连续铸造数值模拟仿真模型,通过 ProCAST 模拟实际铸造过程中扁锭应力分布状态,阐明了 6101 铝合金扁锭铸造热裂产生机理,为降低 6101 铝合金扁锭热裂纹缺陷提供理论依据。

1 实验材料与方法

1.1 实验过程

裂纹样品取自云铝海鑫铝业有限公司半连续铸造的 6101 铝合金扁锭,采用电解铝液为原料,掺入相近牌号的铝合金铸锭进行熔炼,完全熔化后按表 1 的合金成分添加 Al-Si 和 Mg 进行合金化,熔炼到 750 °C 时,添加 Al-5B 合金进行硼化处理^[16],以去除

熔体中的 V、Cr、Mn、Ti 等杂质元素,硼化处理静置 30 min,转入精炼炉进行除气,按照 50 mm/min 的速度进行半连续铸造。铸造后铸锭上产生热裂纹,裂纹从扁锭底部贯穿到顶部,在扁锭中间从扁锭边部向铸锭心部取样到裂纹尖端,切割成 10 mm×10 mm×10 mm 的试样进行区域分析表征。

1.2 微观组织表征

将试样经砂纸打磨和 Al₂O₃ 抛光液精抛光后,利用场发射扫描电子显微镜(Thermo scientific TM Apreo 2S, SEM)观察裂纹截面及表面形貌,结合能谱分析(EDS)测定裂纹区域的元素组成及含量;利用改良型 Keller's 试剂(32.5 mL H₂O+2 mL HCl+0.5 mL HNO₃+0.5 mL HF)对试样,腐蚀 160 s,使用蔡司光学显微镜观察晶粒形貌。

1.3 数值模拟

1.3.1 模型的建立和热性能参数的确定

基于现场扁锭生产铸造工艺,考虑热裂从铸坯与引锭头启动阶段产生,所以模拟的铸锭长度仅计算 1 000 mm,以 1/4 扁锭尺寸建立有限元模型,如图 1 所示。包括水冷结晶器、引锭头及铝液 3 部分,铝液分为最上层和中间层,铝合金的浇铸温度为 (700±10) °C,引锭头速度为 50 mm/min。在 ProCAST 自带的材料数据库中输入 6101 铝合金成分,计算材料的热物性参数,6101 铝合金的液相线温度为 655.9 °C,固相线温度为 552.8 °C,热物性参数如图 2 所示。铸锭规格为宽 1 000 mm×520 mm,铸造长度为 1 000 mm。

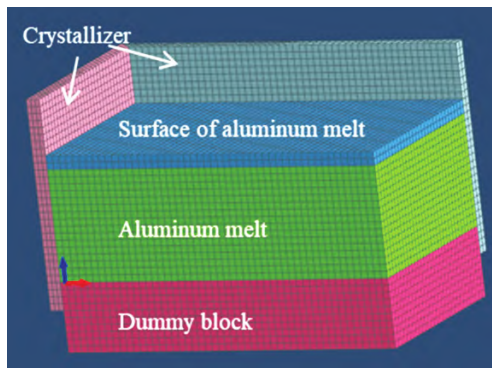


图 1 1/4 扁锭网格几何模型

Fig.1 Geometric mesh model of the 1/4 flat ingot

1.3.2 边界条件设置

在半连续铸造生产铝合金扁锭中,边界条件的设置至关重要。需考虑高温铝液与结晶器之间的界

表 1 生产的 6101 铝合金成分

Tab.1 Chemical compositions of the 6101 aluminium alloy and master alloys

(mass fraction/%)												
Alloy	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Cr	Zn	Ti	V	Zr	Impurity	Al
6101	0.345	0.081	0.000 4	0.348	0.001 2	0.001	0.009 1	0.006 3	0.010 6	0.000 4	0.15	Bal.

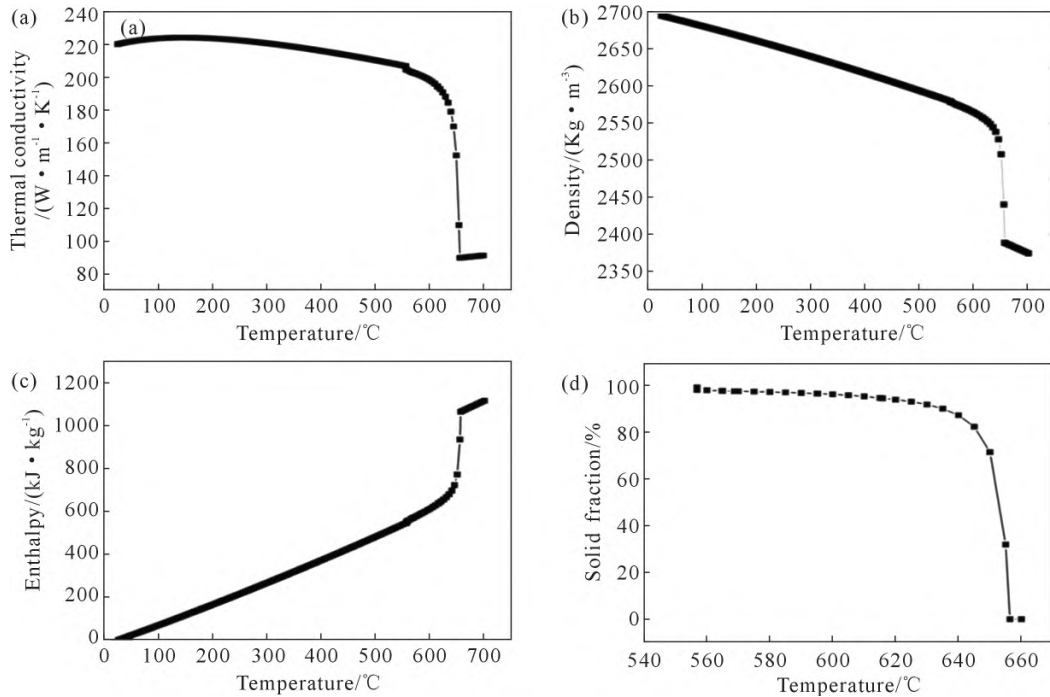


图2 6101 铝合金热物性参数随温度变化曲线:(a) 热导率;(b) 密度;(c) 热焓;(d) 固相分数

Fig.2 Relationship diagram of the thermophysical properties of 6101 alloy and temperature: (a) thermal conductivity; (b) density; (c) enthalpy; (d) solid fraction

面换热条件(一冷)、铸锭与冷却水时间发生的换热条件(二冷)及铸锭与引锭头之间的传热条件^[17-18]。参考长海博文^[19]开展的 6xxx 铝合金铸锭数值模拟仿真结果,相关边界条件设置为:

(1) 铝液与结晶器良好接触的界面换热系数 h_{contact} , 即最上层铝液和结晶器之间的界面换热系数设置为 $2\,500\text{ W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$ 。

(2) 引锭头开始运行后,铸锭形成凝固壳层,与结晶器之间形成气隙,此时因气隙的形成,其界面换热系数极小,气隙存在的界面换热系数 h_{gap} 约为 $50\text{ W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$,而气隙的形成与熔体的凝固相关,故一冷边界铝液凝固过程中的中间连续叠层区域界面换热与固相分数 f_s 之间的关系为:

$$h = h_{\text{contact}} \times (1 - f_s) + h_{\text{gap}} \times f_s \quad (1)$$

2 实验结果及讨论

2.1 热裂纹形貌及起因分析

图3为因热裂纹报废的6101铝合金扁锭。从图中可以看出,热裂纹为纵向裂纹,从底部贯穿顶部。现场观察发现,扁锭纵向裂纹均起源于锭身段,锭头段无裂纹,裂纹沿铸造方向呈长条状延伸,距边部320~450mm。部分纵向裂纹为一侧,少量热裂铸锭呈现左右几乎对称的热裂纹形貌(图3c),这类裂纹从边部向铸锭心部延伸,导致铸锭报废。

图4为扁锭热裂纹的微观组织,从图中可以看出,扁锭边部和心部的裂纹截面上均存在明显缩

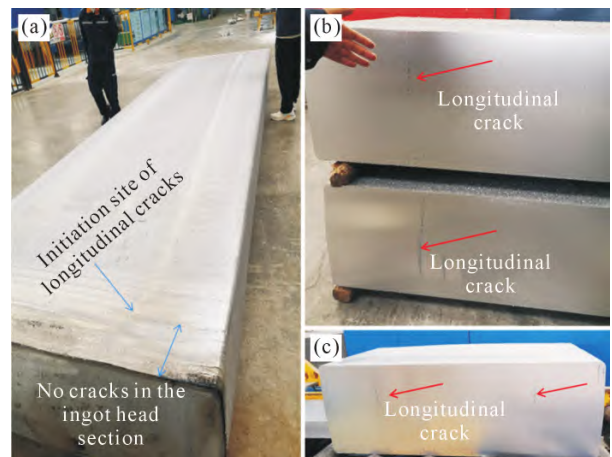


图3 扁锭纵向裂纹现场取样:(a) 扁锭整体形貌;(b, c) 裂纹放大图

Fig.3 On-site sampling of longitudinal hot tearing in flat ingots: (a) overall morphology of flat ingots; (b, c) magnified views of hot tearing

孔疏松(图4a~c),孔洞表面覆盖大量的杂质。在裂纹前沿观察到黑色大块和亮白色片状团聚现象(图4d),其中亮白色片状物为 $\beta\text{-AlFeSi}$ 相。除此之外,在晶界上还分布了大量的白色片状 $\beta\text{-AlFeSi}$ 相,是铝合金中常见的有害富铁相,致使晶界变脆。这些灰色夹杂物和白色片状物均分布在晶界上,从而诱发铸造裂纹沿晶界扩展^[20],见图4f。同时在裂纹前沿有多个微裂纹产生,主裂纹将继续扩展,与前沿的微裂纹贯通。

为了确定热裂纹的起源和扩展机制,将裂纹扩展路径上观察到的夹杂和团聚进行成分测定,结果见

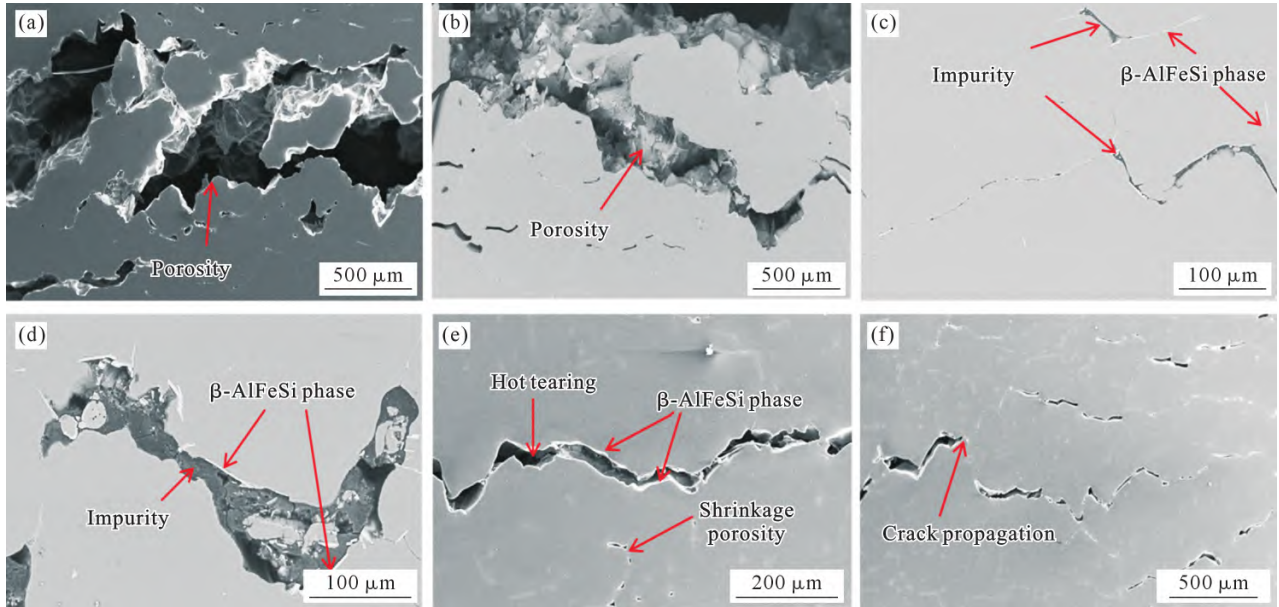


图4 裂纹截面 SEM 形貌:(a, b) 铸锭边部裂纹截面;(c, d) 团聚的夹杂物;(e, f) 裂纹的扩展路线

Fig.4 SEM morphologies of hot tearing cross-sections: (a, b) cross-section at the edge of the ingot; (c, d) the agglomerated inclusions; (e, f) propagation of hot tearing

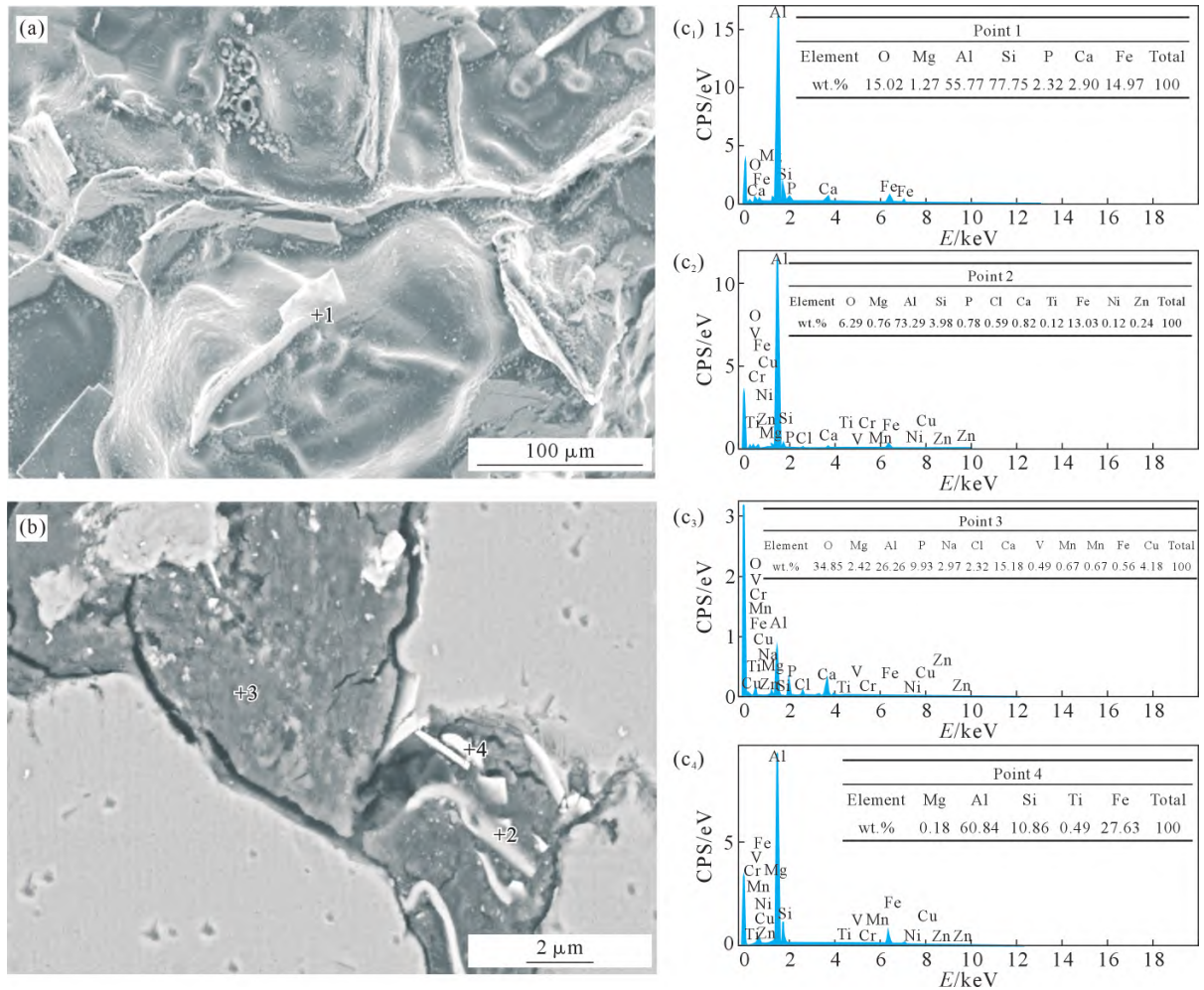


图5 裂纹截面 SEM 形貌及 EDS 点扫图:(a, b) 裂纹形貌;(c₁-c₄) 点的成分

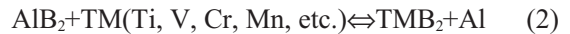
Fig.5 SEM morphology and EDS inspection of the cross-section of hot tearing: (a, b) SEM morphology; (c₁-c₄) the composition of points

图5。从图5a中可以看出,晶界上形成的β-AlFeSi相以片状形貌存在,点1片状上的成分中含有2.90%Ca、

2.32%P、1.27%Mg和15.02%O(质量分数),说明在片状β-AlFeSi相表面还覆盖氧化膜,以及在裂纹起

源及扩展的缩孔表面覆盖有氧化物。裂纹周围存在的大量灰色块状物质中,除了分布片状 β -AlFeSi 相外,在深灰色的夹杂物中检测到 V、Cr、Mn、Ti 等杂质元素,见图 5b。点 3 中含有 0.49%V、0.67%Mn、15.18% Ca、34.85% O(质量分数)等,说明灰色夹杂物为 V、Cr、Mn、Ti 等杂质元素的化合物和氧化夹杂物。

SEM 和 EDS 分析表明,热裂纹起源是缩孔疏松和灰色团聚的杂质化合物。在热裂区域进行观察,发现周边还存在大量的细小夹杂物,如图 6 所示。从图中可以看出,这些团聚物为 V、Ti 的硼化物,更多可能来自于硼化处理过程。结合现场生产可知,6101 铝合金扁锭铸造过程经硼化处理,通常要去除 Ti、V 等杂质,生成不溶性硼化物沉淀,经静置、过滤去除后可以提升合金的导电性能。在硼化处理过程中,向铝合金熔体中直接添加 Al-5B 中间合金,会发生如下硼化反应^[21]:



AlB_2 会与熔体中的过渡金属(TM)杂质元素(如 Ti、V、Cr、Zr 等)反应,生成自由能更低的 TMB_2 型硼化物。硼化物的形成自由能存在差异,首先生成自由能较低的 TiB_2 和 VB_2 , 同时熔体中的 Mn、Cr 持续消耗 B 生成 MnB_2 、 CrB_2 硼化物, 这些 MnB_2 、 CrB_2 硼化物在 TiB_2 、 VB_2 表面聚集,促进更多过渡元素参与团聚态硼化物的形成。而生成的 TMB_2 硼化物易在 AlB_2 表面聚集形成硼化物环,该硼化物环会阻碍熔体中杂质元素与 AlB_2 的进一步反应,导致硼化处理过程终止^[22],从而使生成的硼化物在静止中沉入熔炼炉底部,在浇铸后扒除。

如图 7 所示,结合硼化物面扫结果可知,该类硼化物中富含 Ti、V、Mn、B 元素,是 Ti、V、Mn 3 种元素的硼化物。且从图 6 颗粒状团聚形貌可以看出,经硼化处理的 6101 铝合金热裂扁锭中存在明显的 Ti、V、Mn 夹杂物团聚现象。

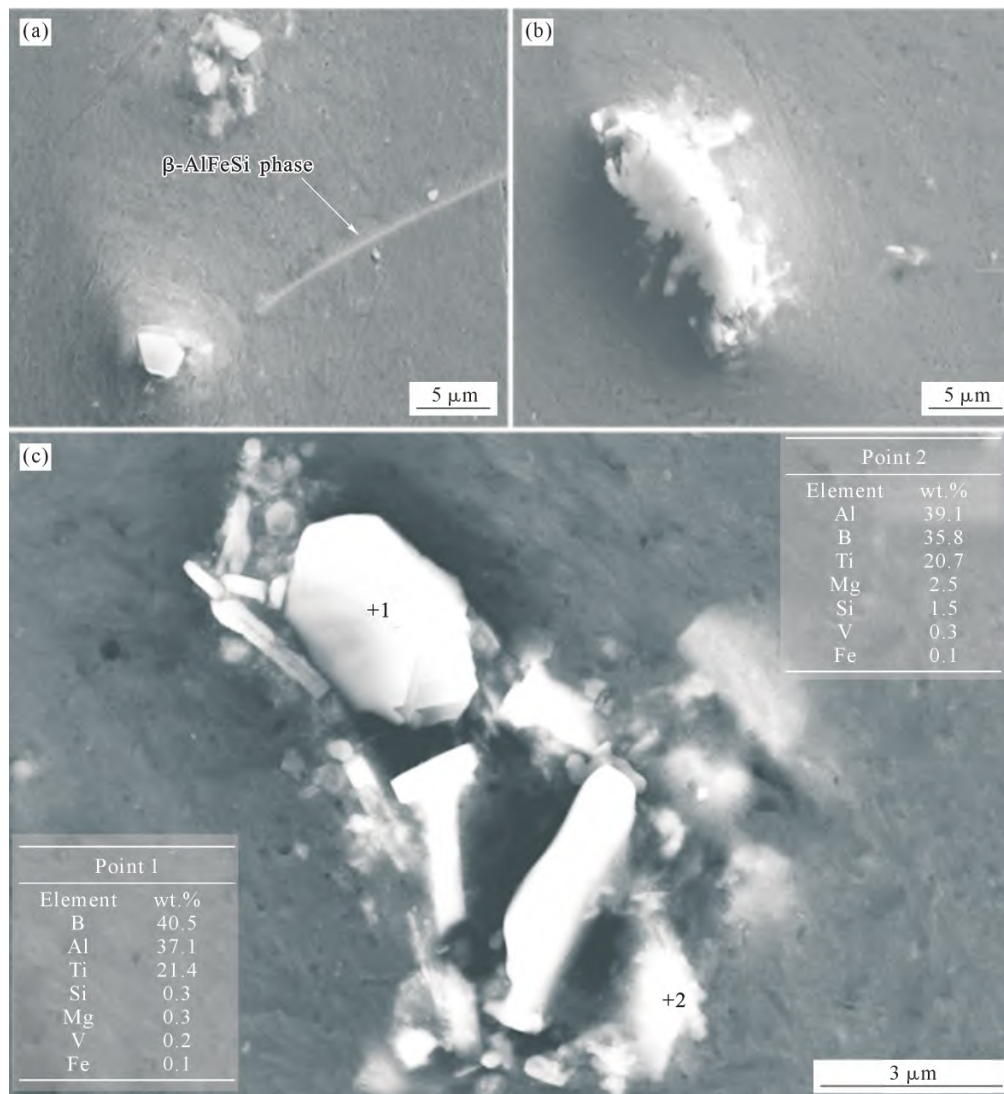


图 6 裂纹附近的夹杂物形貌及成分:(a, b) SEM 形貌;(c) 夹杂物成分

Fig.6 SEM morphology and EDS results of the inclusions near the crack: (a, b) SEM morphology; (c) composition of the inclusions

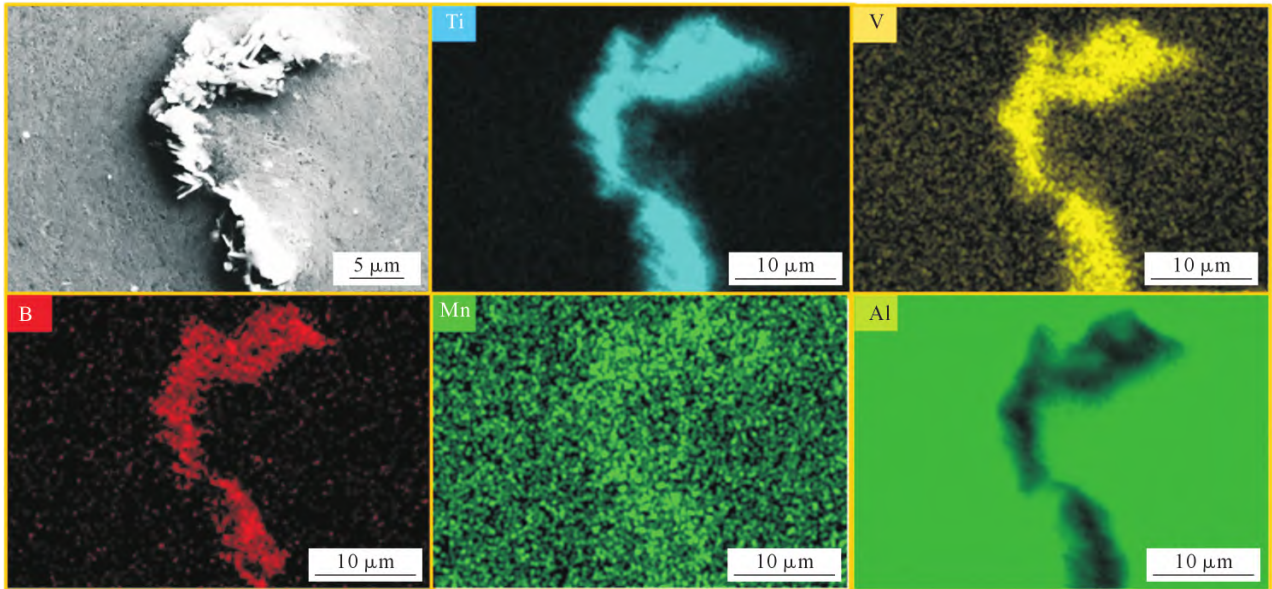


图 7 夹杂物团聚 SEM 形貌图及 EDS 元素分布

Fig.7 SEM morphology of the agglomerated inclusions and EDS elemental mapping results

综上所述,6101 铝合金扁锭铸造中形成的缩孔疏松,以及 V、Cr、Mn、Ti 等杂质元素形成的硼化物团聚是裂纹的起源。

2.2 热裂扩展原因分析

基于上述分析,热裂形成的起源是铸造过程形成的缩孔疏松和硼化物团聚,这是内因。结合图 1 的纵向裂纹分布位置发现,热裂纹从引锭头启动位置产生,即当铝合金高温熔体浇铸到结晶器底部,完成扒渣后再启动铸造流程。结合生产工艺的半连铸数值模拟(图 8a 和 c)可知,先浇注到结晶器中的熔体与结晶器接触后形成较厚的凝固壳层,当引锭头开始向下运动,先凝固的部分离开结晶器,此阶段未出现热裂纹。随牵引新凝固的铸锭离开结晶器开始二次水冷后(图 8b 和 d),靠近结晶器的铸锭凝固壳层较薄,也是该位置开始出现铸锭热裂纹的原因。

从图 9 所示的铸锭中心和外表面的应力分布可以看出,铸锭心部的应力较小,糊状区受压应力影响较小;而在铸锭外表面的激冷区域,特别是冷却水喷洒区域,其应力最大,铸锭表面主要受拉应力,且拉应力最大的区域分布在二冷区,即铸锭裂纹主要发生在应力值较高的区域。

将模拟的应力场进行放大,并在靠近边部区域截图,结果如图 10 所示。铸锭离开结晶器时容易在凝壳处形成宽度方向上的拉应力,两边的拉应力超过了凝壳的应力极限,从而产生热裂纹,且拉应力较大处距离边部 300~500 mm,与现场测量的纵向裂纹到边部的距离为 320~450 mm 吻合。

对铸锭温度场、应力分布的模拟发现,由于边部和心部存在温度差,当铝熔体浇注到结晶器中时,熔体与结晶器内壁接触,先凝固形成初始凝壳,铸锭边

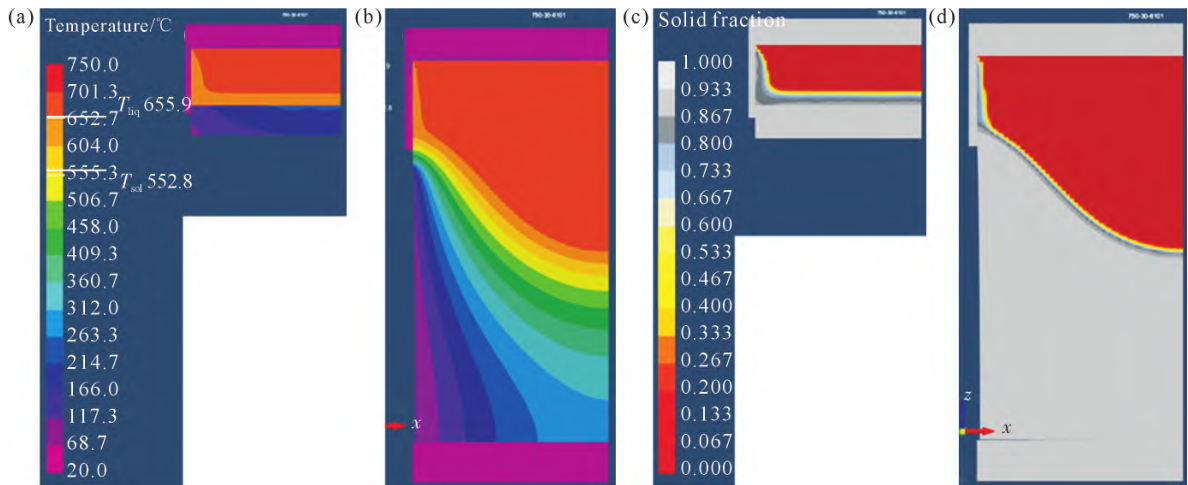


图 8 铸造前后的温度场与固相分数分布:(a) 铸造前的温度场;(b) 铸造后的温度场;(c) 铸造前的固相分数分布;(d) 铸造后的固相分数分布

Fig.8 Temperature field and solid fraction distribution before and after casting: (a) temperature field before casting; (b) temperature field after casting; (c) solid fraction distribution before casting; (d) solid fraction distribution after casting

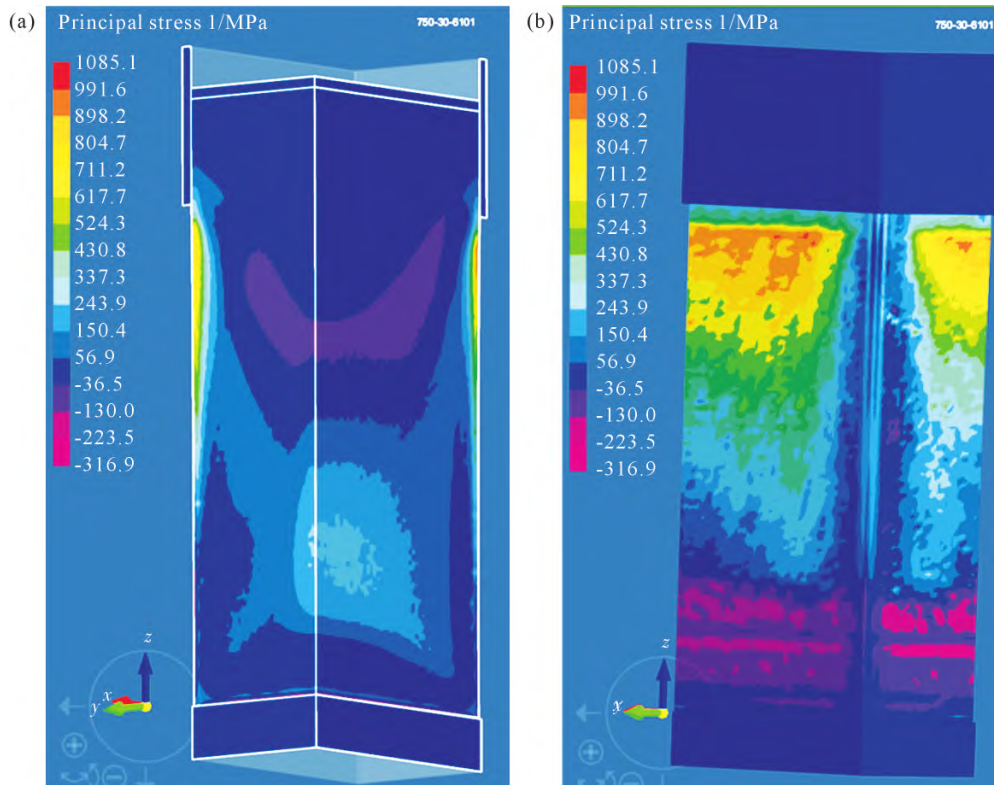


图9 铸锭应力分布:(a) 铸锭中心;(b) 铸锭表面

Fig.9 Stress distribution of the ingot: (a) center of the ingot; (b) surface of the ingot

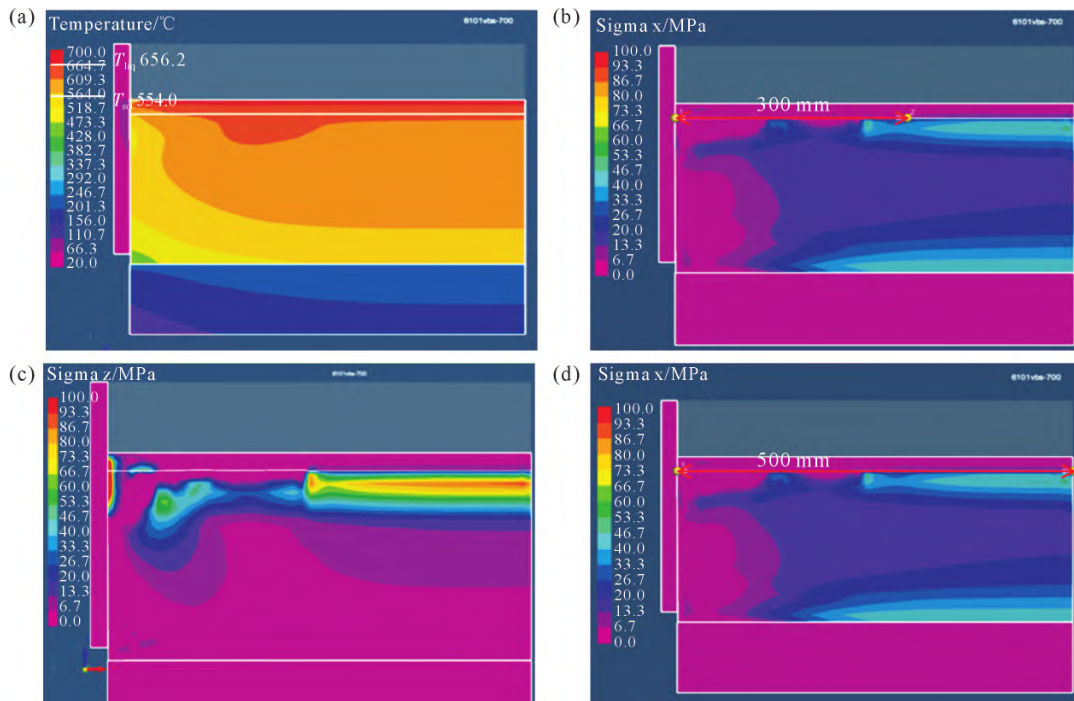


图10 靠近铸锭表面的温度场和应力分布:(a) 温度分布;(b~d) 应力场

Fig.10 Temperature and stress distributions of the ingot near the surface: (a) temperature distribution; (b~d) stress distribution

部受到压应力作用,此时心部的铸锭处于液态。随着时间推移,心部铸锭熔液逐渐凝固,边部铸锭外壳阻碍心部铸锭收缩,心部铸锭受到拉应力作用。在铸造过程中,铸锭心部所受的拉应力逐渐累积,同时铸锭边部所受的压应力也累积起来,最后导致铸锭在有缩孔和杂质团聚的区域形成热裂,并沿垂直于应力

的方向开裂,使铸锭产生纵向裂纹,其热裂形成机理如图11所示。

3 结论

(1)通过对纵向裂纹的分析表征发现,6101 铝合金扁锭纵向裂纹起源于铸造缩孔疏松和 V、Cr、Mn、

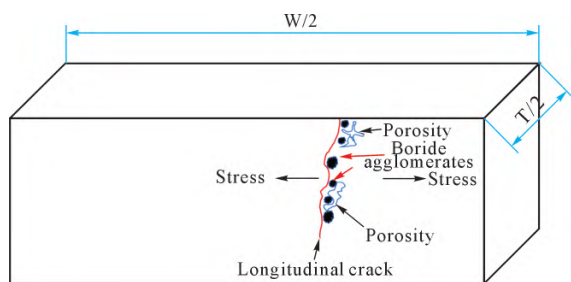


图 11 纵向裂纹产生的应力示意图

Fig.11 Schematic diagram of stress for longitudinal crack initiation

Ti 等硼化物的团聚,裂纹从边部向心部沿富含片状 β -AlFeSi 相和硼化物团聚的晶界扩展,表面裂纹因铸造二次水冷过程形成的拉应力集中开裂,形成垂直于拉应力方向的纵向裂纹。

(2)减少缩孔疏松和团聚的硼化夹杂物缺陷,合理延长硼化处理的静置时间或提高硼化处理效率,有效去除硼化物,减少铸锭缺陷的形成。

(3)热裂纹位置在二次水冷开始区域发生,而在坯壳较厚的、先浇注凝固的铸锭处未发现,因此,通过提高结晶器冷却强度,或降低铸造速度以增加坯壳厚度,减少纵向裂纹的产生。

参考文献:

- [1] GAO Y C, DONG B X, YANG H Y, YAO X Y, SHU S L, KANG J, MENG J, LUO C J, WANG C G, CAO K, QIAO J, ZHU M, QIU F, JIANG Q C. Research progress application and development of high performance 6000 series aluminum alloys for new energy vehicles[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 32: 1868-1900.
- [2] MAO Q Z, WANG L, NIE J F, ZHAO Y H. Optimizing strength and electrical conductivity of 6201 aluminum alloy wire through rotary swaging and aging processes[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2024, 331: 118497.
- [3] PARVIZI P, JALILIAN M, MIRAZIZI P S, ZANGENEH M R, AMIDI A M. Mechanical and physical properties of aluminum and its alloys for electrical conductors: A review[J]. Next Materials, 2025, 9: 101090.
- [4] SUNDE J K, MARIOARA C D, WENNER S, HOLMESTAD R. On the microstructural origins of improvements in conductivity by heavy deformation and ageing of Al-Mg-Si alloy 6101 [J]. Materials Characterization, 2021, 176: 111073.
- [5] DONG Q, ZHANG Y, WANG J, HUANG L, NAGAUMI H. Enhanced strength-conductivity trade-off in Al-Mg-Si alloys with optimized Mg/Si ratio[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 970: 172682.
- [6] WANG Y, CUI X L, JIAO W L, FU Y, CUI H W, WANG Y X, LI H. Cryogenic rolling synergistically enhances mechanical properties and electrical conductivity of an Al-0.7Mg-0.4Si-0.1Fe alloy [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2026, 40: 1996-2009.
- [7] 杨志刚,徐子谦,黄伟丽,东根来,霍立桥. 连铸板坯角部纵裂原因分析及控制措施[J]. 连铸, 2021(6): 71-75.
YANG Z G, XU Z Q, HUANG W L, DONG G L, HUO L Q. Cause analysis and control measures of longitudinal corner cracks in continuous casting slabs[J]. Continuous Casting, 2021(6): 71-75.
- [8] LI P F, SUI Y D, JIANG Y H. Hot tearing behavior of cast aluminum alloys: Mechanisms, assessment, and strategies[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2026. <https://doi.org/10.1007/s11665-025-13146-6>
- [9] GUO Y J, QI F Z, WANG Y H, WEI G L, ZHANG L, WU G H. Hot tearing of cast aluminium alloys: A critical review[J]. China Foundry, 2026, 23(2): 117-138.
- [10] LI Y, LI H X, KATGERMAN L, DU Q, ZHANG J S, ZHUANG L Z. Recent advances in hot tearing during casting of aluminium alloys[J]. Progress in Materials Science, 2021, 117: 100741.
- [11] LIU Y Q, ZHI X Y, GAO Z M, DU Y Y, REN Y M, ZHU M, KANG X J, SHEN L B, LI M H, ZHOU Y H. The physical model of hot tearing based on formation of microporosity in aluminum alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 38: 451-457.
- [12] NAGAUMI H, UMEDA T. Prediction of internal cracking in a direct-chill cast, high strength, Al-Mg-Si alloy[J]. Journal of Light Metals, 2002, 2(3): 161-167.
- [13] 薛冠霞,长海博文,郭世杰,刘金炎. 3104 铝合金低液位铸造过程多场耦合模型的开发及工艺优化[J]. 有色金属加工, 2016, 45(3): 20-26.
XUE G X, CHANGHAI B W, GUO S J, LIU J Y. Development of multi-field coupling model and process optimization for 3104 aluminum alloy during low-level casting [J]. Nonferrous Metals Processing, 2016, 45(3): 20-26.
- [14] BAGHERI M, ALIZADEH M, AHMADI A, HAJIZAMANI M. A quantitative hot tearing criterion for aluminum alloys[J]. Engineering Research Express, 2024, 6(3): 035545.
- [15] HU B, LI D J, LI Z X, XU J K, WANG X Y, ZENG X Q. Hot tearing behavior in double ternary eutectic alloy system: Al-Mg-Si alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2021, 52(2): 789-805.
- [16] 周伟,莫宇飞,苏智琦,向晶. 硼化处理对 6101 铝合金挤压型材导电性能的影响[J]. 轻合金加工技术, 2020, 48(4): 42-46.
ZHOU W, MO Y F, SUN Z Q, XIANG J. Effect of boronizing on electrical conductivity of 6101 aluminum alloy extrusion profile [J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2020, 48(4): 42-46.
- [17] KHODAEI N, PHILLION A B. A study on hot tearing in direct chill casting of Al-Mn-Mg alloys using a multi-scale approach[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2021, 52(3): 1424-1435.
- [18] DIVYA P V S, PENUMAKALA P K, NALLATHAMBI A K. The effect of water ejection and rewetting phenomena on hot cracking sensitivity during direct chill casting of magnesium alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2023, 32(13): 5756-5771.
- [19] GUO S J, XU Y, HAN Y, LIU J Y, XUE G X, NAGAUMI H. Near net shape casting process for producing high strength 6xxx aluminum alloy automobile suspension parts [J]. Transactions of

Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2393-2400.

- [20] LI Q, WANG J S, LIU X X, WANG B. Minimizing detrimental impacts of β -Fe in Al-Mg-Si alloy by combining thermal and compression processes [J]. Materials Characterization, 2023, 198: 112752.
- [21] KHALIQ A, RHAMDHANI M A, BROOKS G A, GRANDFIELD J F. Removal of vanadium from molten aluminum—Part II. kinetic analysis and mechanism of VB_2 formation [J]. Metall Materials Transactions B, 2014, 45: 769-783.
- [22] LI X H, CUI X L, LIU H Y, ZHU Z, LIU J, ZHANG X L, CUI H W, LI H, PAN Y K, FENG R, MAN Q M. Study on the improvement and mechanism of AA6101 electrical conductivity by trace TM (Zr, V, Ti) elements-assisted boron treatment [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 939: 168728.

(责任编辑:李亚敏)