DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2019.01.009

7N01 铝合金圆锭羽毛晶缺陷原因分析与工艺改进

张国伟

(广西机电职业技术学院 电气工程系,广西 南宁 530007)

摘　要:采用低倍组织、显微组织观察和微观成分分析等方法,对 7N01 铝合金圆锭羽毛晶缺陷的形成原因进行了研究,并改进了相应的生产工艺。结果表明,结晶前沿温度梯度大、结晶核心少是造成晶粒定向长大形成羽毛晶的主要原因。通过优化生产工艺参数,如降低铸造温度、减少冷却水流量、提高铸造速度、选择合适的 AlTi5B1 晶粒细化剂、加快送丝速率和延长电磁搅拌时间等方法,可以降低结晶前沿的温度梯度和增加熔体结晶核心,消除 7N01 铝合金圆锭的羽毛晶缺陷,并将铸锭低倍晶粒度由 3 级细化为 2 级。

关键词:7N01;圆锭;羽毛晶;形成原因;工艺改进

中图分类号:TG292;TG245　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2019)01-0036-04

Reasons Analysis and Process Improvement on Feathery Grains Defect of 7N01 Aluminum Alloy Round Ingot

ZHANG Guowei

(Department of Electrical Engineering, Guangxi Technological College of Machinery and Electricity, Nanning 530007, China)

Abstract: The formation reasons of feathery grain defects for 7N01 aluminum alloy round ingot was investigated by ways of macrostructure, microstructure observation and energy spectrum chemical composition analysis, and some corresponding manufacturing process improvement measures had been also carried out. The results show that the main causes of?feathery grains formation for 7N01 aluminum alloy round ingot are large temperature gradient in crystallization front and less nucleation cores. Feathery grain defects of 7N01 aluminum alloy round ingot can be prevented and the macro-grain size of ingot can be decreased from grade 3 to grade 2 by decreasing temperature gradient in crystallization front and increasing nucleation cores, such as reducing casting temperature, decreasing cooling water flow, increasing casting speed, choosing proper AlTi5B1 for grain refining, speeding up wire feeding and prolonging electromagnetic stirring time for manufacturing process optimization.

Key words: 7N01; round ingot; feathery grains; formation reason; process improvement

7N01 铝合金属于 Al-Zn-Mg 中强铝合金,其挤压型材具有良好的成型性能、焊接性能、耐应力腐蚀性能及加工性能,已被广泛应用于高速轨道列车领域[1]。某企业在试生产 7N01 铝合金挤压型材的圆锭用料时,发现 7N01 圆锭出现了羽毛晶缺陷。这种缺陷组织遗传性很强,即使经历后续的挤压变形也不能被消除[2]。由于羽毛晶的晶轴粗大平直,力学性能具有很强的各向异性,将会较大幅度地降低挤压型材的力学性能,导致产品报废,给企业造成经济效益的损失。为了成功地生产出无羽毛晶缺陷的高速列车用 7N01 圆锭,本文对其羽毛晶缺陷的低倍组织、显微组织形貌与微观成分进行了检验分析,探讨了羽毛晶缺陷的形成原因,并通过实际生产工艺的改进,消除了 7N01 铝合金圆锭中的羽毛晶缺陷。

1　检验分析

1.1　低倍组织检验

检验材料为采用半连续铸造法生产的铸态 7N01 铝合金圆锭,规格为 ϕ586 mm,切取其底部的横截面样品进行低倍组织观察,如图 1。在铸锭样品的边部出现了大量的羽毛晶缺陷。这些羽毛晶在整体上具有明显的方向性,其生长方向由边部指向心部,趋近于铸锭的传热方向;且每一簇羽毛晶的方向又各有差别,多簇羽毛晶呈丛生长条晶区交错分布,说明圆锭在铸造过程中的热流方向比较复杂,故其羽毛晶宏观形貌表现为方向的多样化。由图 1 看出,7N01 铝合金圆锭低倍样品的羽毛晶只出现在边部

收稿日期:2018-09-08

作者简介:张国伟(1960-),陕西西安人,硕士,教授.研究方向:冶金装备技术.电话:18007809801,
E-mail:1070211074@qq.com

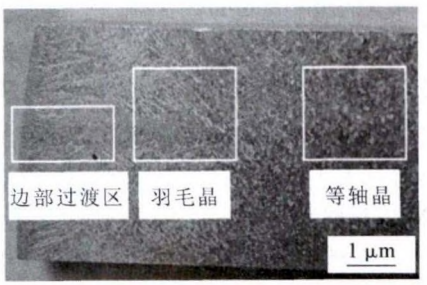


图 1 7N01 铝合金圆锭羽毛晶组织

Fig.1 Feathery grains of 7N01 aluminum alloy round ingot

位置，其他部分都是正常的铸锭等轴晶组织，且晶粒比较粗大，低倍晶粒度为 3 级。

1.2 显微组织检验

在图 1 的低倍样品上切取边部过渡区金相样品，经过粗磨、细磨、电解抛光、阳极化制膜处理后在 ZEISS 光学显微镜上进行观察，得到的显微组织如图 2。从边部出发依次可观察到 3 个不同的晶粒区域，分别为边部细晶区、柱状晶区和羽毛晶区。细晶区的产生源于铸锭表层激冷，进而发展出长条状的柱状晶，再由柱状晶变种形成了羽毛晶[7]。这些羽毛晶中的长条状晶局部近似平行且并排生长，说明其局部热流方向基本一致。羽毛晶的晶粒非常粗大，且中间还夹有少量的等轴晶。

1.3 微观成分分析

从图 1 的低倍样品上分别切取羽毛晶缺陷样品和正常等轴晶样品，采用 ZEISS EVO18 型扫描电子显微镜进行微区能谱成分定量分析。如图 3 所示为两种不同晶粒的面扫描总能谱图，扫描的元素包括 Si、Fe、Cu、Mn、Mg、Cr、Zn、Ti、Zr、Ni、Al 等 7N01 铝合金的常规主要元素，得到的具体化学成分见表 1。通过比较可知，两种晶粒的 Cu、Mn、Mg、Cr、Zn、Ni、Al 的含量相差不大，但是羽毛晶缺陷中的杂质元素 Si、Fe 含量之和(0.14%)明显大于正常等轴晶的 Si、Fe 含量之和(0.09%)，且晶粒细化元素 Ti、Zr 之和 (0.17%) 却明显小于正常等轴晶的 Ti、Zr 含量之和 (0.22%)，晶粒细化元素分布不均匀，这可能是铸锭规格较大，熔体搅拌不充分，从而进一步导致铸锭晶粒粗大，更易形成羽毛晶。

2 形成原因分析

根据以上对 7N01 铝合金圆锭低倍组织、显微组织形貌和微观化学成分的分析结果，判断 7N01 铝合金圆锭产生羽毛晶缺陷的主要原因有以下两个方面。

首先，羽毛晶缺陷出现在 7N01 铝合金圆锭的边部，且整体宏观热流方向复杂，局部微观热流方向基本一致，说明局部区域性热流变化会导致形成羽毛晶，也就是在液穴内结晶前沿某处温度梯度变大，出现了异常过冷[6]。由于羽毛晶的生长方向趋近于

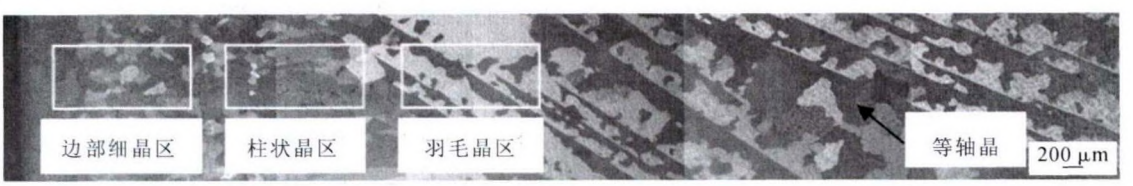


图 2 7N01 铝合金圆锭边部过渡区的显微组织形貌

Fig.2 Microstructure for edge transition zone of 7N01 aluminum alloy round ingot

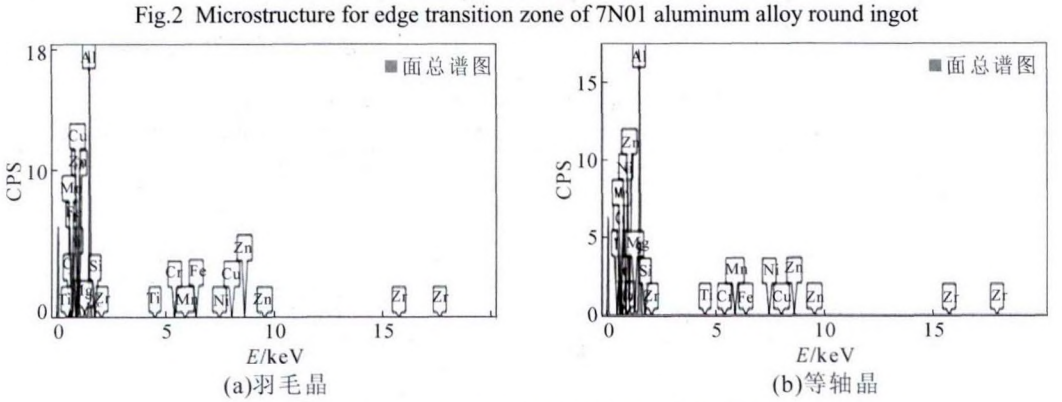


图 3 7N01 铝合金圆锭羽毛晶和等轴晶能谱图

Fig.3 EDS spectrum of feathery grains and isometric grains of 7N01 aluminum alloy round ingot

表1 7N01铝合金圆锭羽毛晶和等轴晶的微观化学成分 w(%)

Tab.1 Microstructure chemical composition for feathery grains and isometric grains of 7N01 aluminum alloy round ingot

样品	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Ni	Al
羽毛晶	0.03	0.11	0.10	0.30	1.35	0.19	4.60	0.01	0.16	0.03	93.12
等轴晶	0.02	0.07	0.09	0.31	1.34	0.20	4.62	0.02	0.20	0.03	93.10

铸锭的传热方向，在铸造过程中各种参数（如冷却速度、铸造速度、铸造温度等）都必须相应配合才能铸造出符合正常结晶组织的铸锭。在半连续铸造过程中，铸锭边部相对于铸锭中心，其冷却强度大，当其中某一参数发生改变时，易引起结晶前沿温度梯度变大，造成区域性过冷，遂在此过冷处即由非自发晶核（或自发晶核）乘机结晶。这些结晶的晶粒来不及产生更多支脉，其中某些一次晶中的支脉就以与主枝晶突出的方向生长，他们起源于原柱状晶区，并和其形成一定角度，更趋近于铸锭导热最大方向，所以这些支脉就迅速生长形成羽毛晶[2]。由于羽毛晶是柱状晶的变种，是铸锭产生粗晶柱状晶的条件，也是形成羽毛晶的生成条件。根据金属结晶理论，冷却速度较大时，会出现柱状晶或羽毛晶。

其次，7N01 铝合金圆锭产生的羽毛晶和等轴晶的晶粒都非常粗大，说明结晶核心少，晶粒细化元素 Ti、Zr 含量较少，分布不均匀，晶粒细化不充分，也是形成羽毛晶的原因之一。此外，熔体过热或局部过热或熔体在炉内停留时间过长也会造成熔体中的结晶核心减少或失去活性，如此时铸造工艺调配不当，使铸锭晶粒粗大，就会增加羽毛晶的生成倾向。

根据以上分析，结晶前沿温度梯度大和结晶核心少是造成晶粒取向长大形成羽毛晶的主要原因。

3 工艺改进

根据羽毛晶的形成原因，采取如下措施进行了工艺改进。

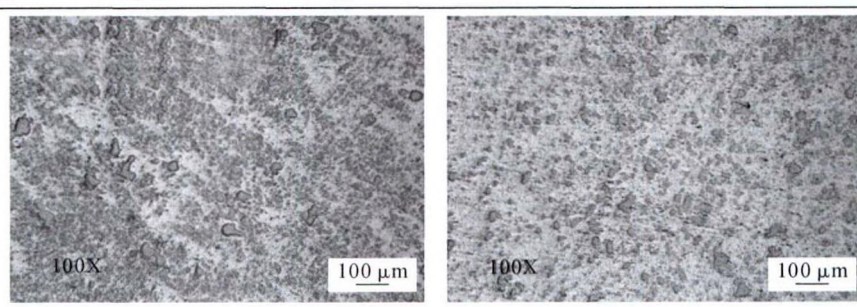
（1）优化铸造工艺参数，降低结晶前沿的温度梯度。结晶前沿的温度梯度指的是铸锭凝固成型过程中已结晶部分与未结晶部分温度的阶梯形变化。影响结晶前沿温度梯度的因素主要是铸造工艺参数。铸造工艺参数主要包括冷却水流量、铸造温度和铸造速度，这 3 个工艺参数控制不当均会导致温度梯度增大，所以生产中应严格控制并匹配恰当，通过适当降低铸造温度、降低冷却水流量和提高铸造速度，能够减少铸锭羽毛晶缺陷的形成倾向[4]。表 2 给出了生产工艺参数改进前后的对比情况。从表中可以看出，铸造工艺改进后，铸造温度由 700~710 ℃降低至 690~700 ℃，冷却水流量由 25 $m^3 \cdot h^{-1}$ 减少为 20 $m^3 \cdot h^{-1}$，铸造速度由 25~30 $mm \cdot min^{-1}$ 提高到 30~35 $mm \cdot min^{-1}$。

（2）增加熔体结晶核心。由于铸造速度的提高相当于减慢了 AlTi5B1 晶粒细化剂的送丝速率，所以需要将送丝速率从 125 $cm \cdot min^{-1}$ 适当加快到 135 $cm \cdot min^{-1}$（表 2），通过增加结晶核心来阻止晶粒长大，细化晶粒，也是成功消除羽毛晶缺陷的有效方法之一。此外，由于 AlTi5B1 晶粒细化剂显微组织中 $TiAl_3$ 和 TiB_2 粒子的形态、尺寸和分布也会影响最终的晶粒细化效果[5]，因而对原来工艺使用的 AlTi5B1 晶粒细化剂进行了横截面显微组织分析，如图 4(a)所示：块状 $TiAl_3$ 化合物相分布较均匀，平均尺寸为 36.2 μm，但其周围的 TiB_2 粒子有明显的团聚现象，最大团聚尺寸为 16.4 μm。因此，在改进工艺的铸造过程中，将其更换成了 $TiAl_3$ 和 TiB_2 粒子分布更均匀、更细小的 AlTi5B1 晶粒细化剂，其显微组织如图 4(b)，此时 $TiAl_3$ 粒子平均尺寸为 25.4 μm，TiB_2 粒子的最大团聚尺寸为 7.8 μm。为了解决 7N01 铝合金铸锭规格加大后，晶粒细化元素含量分布不均匀，晶粒细化不充分的问题，铸造过程中还将电磁搅拌的时间从原来的 20 min 延长至 30 min（表 2），通过充分搅拌亦可防止熔体局部过热使结晶核

表2 7N01铝合金圆锭生产工艺参数改进

Tab.2 Improvement of manufacturing process parameters of 7N01 aluminum alloy round ingot

铸造工艺	铸造温度 /℃	铸造速度 / $mm \cdot min^{-1}$	冷却水流量 / $m^3 \cdot h^{-1}$	送丝速率 /$cm \cdot min^{-1}$	电磁搅拌时间 /min	羽毛晶缺陷	低倍晶粒度
原工艺	700~710	25~30	25	125	20	有	3 级
改进工艺	690~700	30~35	20	135	30	无	2 级



(a)原工艺用AlTi5B1　　(b)改进工艺用AlTi5B1

图 4 两种不同的 AlTi5B1 晶粒细化剂

Fig.4 Two different AlTi5B1 for grain refiner

心失去活性,从而进一步保证了晶粒细化的效果。

通过以上对铸造温度、铸造速度、冷却水流量、晶粒细化剂选择、送丝速率以及电磁搅拌等生产工艺参数的改进,得到的 7N01 铝合金圆锭低倍组织如图 5。由图可知,改进工艺后的铸锭样品中未发现羽毛晶缺陷,测得低倍晶粒度为 2 级,比原来的羽毛晶低倍样品中的正常等轴晶的 3 级低倍晶粒度(图 1)小 1 级,故通过以上生产工艺的改进和相互配合,既消除了羽毛晶缺陷,又有效地细化了铸锭的晶粒。

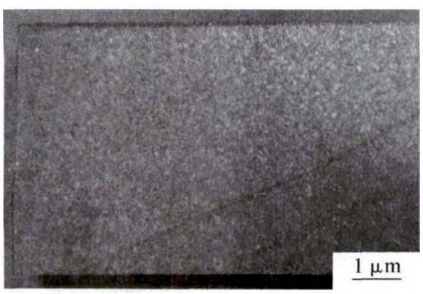


图 5 工艺改进后 7N01 铝合金圆锭的低倍组织形貌

Fig.5 Macrostructure of 7N01 aluminum alloy round ingot after process improvement

4 结论

(1)7N01 铝合金圆锭的羽毛晶缺陷呈丛生长条晶区交错分布,且长条状晶近似平行,是柱状晶的变种,在铸造过程中的整体宏观热流方向复杂,局部微观热流方向基本一致。此外,羽毛晶晶粒粗大,晶粒细化元素分布不均匀。

(2)结晶前沿温度梯度大和结晶核心少是造成晶粒取向长大形成羽毛晶的主要原因。

(3)通过优化生产工艺参数,消除了 ϕ586 mm 7N01 铝合金圆锭的羽毛晶缺陷,并将铸锭低倍晶粒度由 3 级细化为 2 级,优化后的生产工艺参数为铸造温度 690~700 ℃、冷却水流量 20 $m^3 \cdot h^{-1}$、铸造速度 30~35 $mm \cdot min^{-1}$、使用的 AlTi5B1 晶粒细化剂中的 $TiAl_3$ 粒子平均尺寸为 25.4 μm,TiB_2 粒子的最大团聚尺寸为 7.8 μm,送丝速率为 135 $cm \cdot min^{-1}$,电磁搅拌时间为 30 min。

参考文献:

[1] 周文标,覃珊,谢尚昇,等. 7N01 铝合金时效析出行为及其对性能的影响[J]. 轻合金加工技术,2014,42(4):60-64.

[2] 李学朝. 铝合金材料组织与金相图谱[M]. 北京:冶金工业出版社,2010.

[3] 左玉波,赵志浩,朱庆丰,等. 低频电磁铸造对 7050 铝合金羽毛晶组织缺陷的影响[J]. 铸造技术,2007,28(5):649-652.

[4] 李永春. 7A19 铝合金熔铸工艺及消除羽毛状晶缺陷的研究[J]. 轻合金加工技术,2004,32(3):16-19.

[5] 陈亚军,许庆彦,黄天佑. Al-Ti-B 中间合金微观组织的形成与演变[J]. 清华大学学报(自然科学版),2006,46(11):1809-1812.

(上接第 35 页)

上可以看出,经过变质后的 AlSi7Mg 合金显微组织中共晶硅呈纤维状,不存在粗大针、片状初生硅,说明两种 Al-10Sr 合金均变质效果良好。但比较两图,发现图 3(a)中以粒状共晶硅为主,但仍然存在少部分细片状硅;而图 3(b)中显微组织未见片状硅,粒状共晶硅比例更多,弥散分布在基体中。根据图中金相组织比较,长杆状 Al-10Sr 对 AlSi7Mg 的变质效果更好。

3 结论

(1)比较两种形态的 Al-10Sr 合金的显微组织,圆块状中 Al4Sr 相呈长条状,而长杆状中 Al4Sr 相以短片状存在。

(2)两种形态的 Al-10Sr 合金在加入铝液中,比较有效元素 Sr 的收得率,圆块状低于长杆状。

(3)经圆块状 Al-10Sr 变质后的 AlSi7Mg 合金中共晶硅以粒状为主,存在少部分细片状硅。长杆状 Al-10Sr 变质后 AlSi7Mg 合金中粒状共晶硅比例增多,并弥散分布在基体中。

参考文献:

[1] 李娅珍,王士贺,赵维民,等. 不同状态中间合金对 A356 合金组织的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2009,29(9):863-867.

[2] 王顺成,陈彦博,温景林. 变质剂 Al-Sr 中间合金的制备及其变质效果[J]. 轻合金加工技术,2003,31(1):4-6.

[3] 潘增源, 杜士良. 锶在 Al-Si-Mg 合金中的吸气特性与减耗规律[J]. 特种铸造及有色合金,1997,17(6):46-48.

[4] 高银, 赵建祥, 胡骐, 等. 不同成形方式的 AlSr10 变质剂对 ZL101 铝合金变质效果的研究 [J]. 轻合金加工技术,2015,43(5):18-22.

[5] 胥锴,刘徽平,王甫,等. Sr 变质对 ZL101 合金中共晶 Si 形貌的影响[J]. 铸造技术,2009,30(5):646-649.