

铝合金半连续铸造过程中 热裂模型综述*

陈东旭¹, 王俊升^{1,2}, 王郁¹, 张明山¹, 王兵¹, 张弛¹, 王硕¹, 韩加强³

(1. 北京理工大学材料学院, 北京 100081;
2. 北京理工大学前沿交叉科学研究院, 北京 100081;
3. 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083)

[摘要] 铝合金广泛应用于航空航天、轨道交通、汽车轻量化等领域。半连续直接冷却铸造技术是制备大型铝合金铸锭的重要方法。在此制备工艺中热裂是较为严重的铸造缺陷, 该缺陷的控制是制备优质大型铸锭的一项关键技术。针对半连续铸造的发展概况及热裂形成机理和预测模型进行了概述, 分析了基于几种热裂判据的热裂敏感性计算结果并与铸造实践对比。结果表明没有任何热裂判据能够定量预测热裂的产生, 在定性预测方面, RDG 判据具有最大的应用潜力。提出了微观-宏观理论计算与先进观测手段集成的未来展望, 在发展热裂判据时, 应将相变动力学、断裂力学、流体传热以及合金热力学相结合, 并考虑三维糊状区热裂形核-扩展-愈合的复杂机制。

关键词: 铝合金; 半连续直接冷却铸造; 热裂; 热裂判据; 形核-扩展-愈合

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2020.22.024



陈东旭

硕士研究生, 研究方向为基于有限元和相场方法研究铝合金的凝固裂纹。

铝作为地壳中最丰富的金属元素之一, 具有低密度(2.7g/cm^3)、耐腐蚀、高比强度等优点, 是航空航天的关键材料^[1-5]。同时, 铝合金可以实现 100% 再回收利用, 回收铝的能源消耗只有电解铝的 5%, 和其他结构材料相比, 极大地减少了环境污染^[6-7]。铝合金(如 2xxx 系, 7xxx 系等)主要用于飞机蒙皮、机翼等部件制造^[8-11], 要求其具有良好的力学性能以避免后续薄板轧制产生开裂, 如铸态延性高、断裂韧性好和优良的应变硬化等^[12-14]。目前, 半连续铸造是制备大型铝合金铸锭的重要方法, 具有成本低、操作简便、冶金质量可控等优势^[15-16]。然而, 在半连续铸造铸锭中仍存在偏

析、热裂等铸造缺陷, 特别是造成铸锭直接报废的热裂缺陷^[17-18]。我国高端铝制品半连续铸造质量仍然无法达到 OEM (Original equipment manufacturer) 制造商认证水平, 原因是热裂等缺陷控制规范空白, 无法保证产品一致性。针对这一技术难题, 学术界和工业界研究多年, 总结出一系列热裂判据和预测模型, 指导生产^[19-20]。然而, 在没有阐明热裂机理的情况下, 很难开发定量化预测模型。该过程中, 熔体凝固受复杂温度场、应力场、相变场多场相互耦合影响^[21-23]。因此, 为了梳理热裂产生机理, 本文将分以下 4 个部分综述半连续铸造过程中的热裂数值模型发展^[24-28], 包括半连续直接冷却铸造工艺、铝合金半连续直接冷却铸造中的热裂缺陷和热裂判据以及对半连续

* 基金项目: 装备预研领域基金项目(61409220124); 重点实验室基金项目(6142902180305)。

铸造热裂缺陷的总结与展望。

半连续直接冷却铸造工艺

1 半连续直接冷却铸造工艺原理

目前,大多数工业生产采用的半连续直接冷却铸造(半连续铸造)工艺原理均起源于20世纪40年代二战时期美国凯撒铝业发明的半连续直接冷却铸造工艺(Direct chill casting)^[29]。经过半个世纪的发展,从最初的3xxx、6xxx船用铝合金,已经发展到2xxx、7xxx系航空航天铝合金,以及21世纪的航空铝锂合金^[30-31]。

图1^[32]为典型的半连续直接冷却铸造过程原理示意图。可知,半连续铸造工艺过程^[32-33]包括以下4个步骤:首先,合金在保温炉中熔化,熔化的熔体通过导流槽和模具流入底部结晶器并开始冷却凝固;第二,凝固产生的固态壳体与模具之间的热交换;第三,稳定而又持续产生的固态外壳自上向下移动,凝固外壳的下降速率与熔体下降速率具有一定的速率匹配,水冷模具依靠重力将冷却水均匀地喷射到铸锭表面,产生二次冷却;最后,附着于铸锭表面的冷却水在重力作用下沿着铸锭落入铸造池,再次产生冷却。半连续铸造过程熔体凝固中液固转变经历复杂的

对流换热^[34]、热传导^[35]等,该过程受应力场、温度场影响,因此半连续铸造工艺的制定必须考虑复杂的温度场、应力场和熔体对流下的固液相变。如果生产过程控制不好,不但会出现液态金属外溢的情况,而且会出现铸锭的开裂,严重情况下甚至出现爆炸。所以,如何优化铸造速度、铸造温度等工艺参数与合金成分及物性匹配,减少铸锭中缺陷的产生,是制备大型铸锭必须解决的问题^[36-37]。

2 半连续直接冷却铸造工艺研究

现状

随着计算机技术的发展,半连续铸造工艺数值模拟成为辅助解决半连续铸造实践过程中缺陷问题的主要趋势。Weckman和Niessen^[38]利用半连续铸造的AA6063锭的热电偶数据建立了半连续铸造的热模型。Fjær和Mo^[39]提出了AA6063合金的热机械半连续铸造工艺模型。Wiskel和Cockcroft^[40]使用一维和二维热模型来研究铸件内的热流,并通过半连续铸造AA5182板锭实验进行了验证。Drezet等^[41]开发了基于ABAQUS软件的全面三维数学模型,用于计算轧制铸锭的半连续直接冷却铸造中以及随后的冷却过程中凝固坯料的铸锭变形(底部弯曲和对接卷曲等)。Sengupta等^[42-43]对半连续直接冷却

铸造过程的热边界条件进行了数学建模,结果显示铸坯在半连续直接冷却铸造过程中的冷却主要通过冷却水射流来实现,部分通过底部块实现。Eskin等^[44]研究了Al-4.5%Cu(质量分数)合金的铸造速度和水流量对组织和宏观偏析的影响。结果表明,随着铸造速度和水流速度的降低,晶粒尺寸、枝晶臂间距、孔隙的数量和大小趋于向坯料中心粗化。Baserinia等^[45]基于商业计算流体力学(Computational fluid dynamics)软件包建立了稳态半连续直接冷却铸造工艺的主冷边界条件的简单模型,并确定其有效的传热系数。为了预测铸锭和模具之间的气隙形成并预测其对初次冷却的影响,开发了一种基于密度的简单凝固壳收缩模型。将其与更复杂的三维热弹性模型进行了比较,这两种模型都为液槽轮廓和铸锭内的温度分布模拟保证了良好的一致性。Chen等^[46]基于元胞自动机(Cellular automaton)-有限元(Finite element)建立了晶粒结构和宏观偏析的半连续直接冷却铸造二维轴对称瞬态模型,研究了Al-6.0%Cu(质量分数)圆坯热对流下的晶粒结构和宏观偏析,获得了铸锭中晶粒的分布、生长方向以及铸锭的偏析情况。Zhang等^[47]通过半连续铸造和低频电磁铸造的结果对比,表明在半连续铸造过程中施加低频电磁场能够改变凝固曲线。Xu等^[48]研究表明,采用环形电磁搅拌的半连续铸造工艺能够获得性能更高、宏观偏析少、凝固组织更均匀的铸坯。Salloum-Abou-Jaoude等^[49]采用试验和数学建模考察了超声波对半连续铸造铸锭微观结构的影响,结构表明超声波能够抵消自然对流,减少宏观偏析、细化晶粒并且改变了晶粒的生长方向。

诸多文献表明,研究人员已经开发出一系列的半连续直接冷却铸造工艺模型^[38-49]。从早期Weckman和Niessen^[38]基于热电偶测量的半

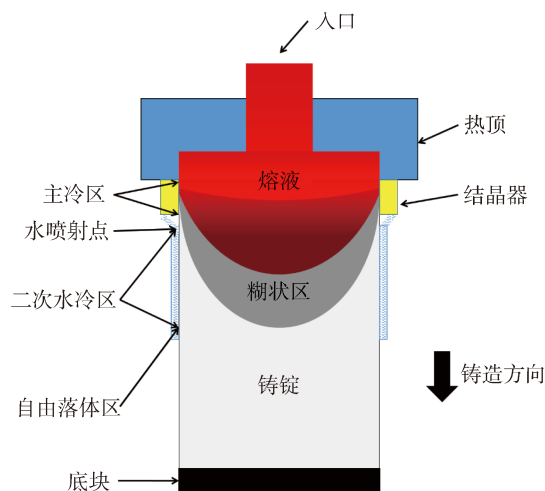


图1 典型的半连续直接冷却铸造过程的原理示意图

Fig.1 Schematic of a typical DC casting process

连续铸造数据建立的简单热模型,到 Fjær 和 Mo^[39] 耦合传热和机械性能的热机械半连续铸造模型。从 Wiskel 和 Cockcroft^[40] 一维和二维研究半连续铸造过程中的热流现象,到 Drezet 等^[41] 基于商业有限元 ABAQUS 软件建立半连续铸造的三维数学模型。随着理论模型的发展, Sengupta^[42]、Jamaly^[43] 和 Eskin 等^[44] 对半连续铸造工艺进行了更详细的建模,通过模拟计算能够得到半连续铸造过程中传热和工业参数对微观组织特征等的影响。微观-宏观的耦合模型能够获得铸锭的晶粒分布、大小、方向以及铸锭的偏析情况。此外,结合外加低频磁场、超声波等物理场的半连续铸造实践和物理模型能够对铸锭宏观偏析、微观组织形貌产生影响。半连续铸造数值模型的发展过程从简单的热模型到热机械模型,从一维到三维,从单一尺度到多尺度的数学模型,从常规半连续铸造到耦合复杂物理场的半连续铸造模型,研究人员所做的贡献都是为了能够建立一种全面的能定量预测铸造缺陷的数值模型,并致力于获得更少缺陷的铸锭的目标。因此,需要深入理解热裂的产生机理。

铝合金半连续直接冷却铸造中的热裂缺陷

热裂是合金在凝固后期由于热收缩、进料补缩和应力应变的共同作用产生的铸造缺陷。合金凝固过程中从凝固温度区间的某一点开始,晶粒开始相互作用(相干点)^[50],相干点温度以下的区域称为“糊状区”,最后形成一个连续的固相骨架(刚性点)^[51]。糊状区的渗透率非常小,熔体流动受到固相网络的阻碍,补缩能力严重下降^[27]。凝固收缩、热梯度、热收缩、金属静压等易造成固相网络间形成孔隙^[52],同时,温度分布不均匀引起热应力,铸件由于凝固收缩形成拉伸压力^[53]。如果该应力超

过固体网络的强度或应变超过其延展性或凝固收缩所施加的应变率超过临界应变率,则可能导致热裂。半连续直接冷却铸造过程可分为启动阶段和稳态阶段。在启动阶段,由于不稳定的热场(瞬态热场),导致容易产生热裂。热裂是铝合金半连续直接冷却铸造中常见的严重缺陷,在某些情况下可能会导致整个铸锭的米级裂纹,目前仍未得到彻底解决^[20]。由于下游深加工工艺有超薄厚度(<3mm)的需求,对半连续直接冷却铸造铸锭裂纹缺陷提出了更高的要求(例如 6000 系),初始铸锭必须在毫米级无任何裂纹。当半连续直接冷却铸造铸锭产生热裂时,由于其不可逆性,在进行深加工之前必须切除有裂纹缺陷的部位,导致材料的大量浪费,显著降低生产效率,大幅增加生产成本,甚至影响后续深加工产品质量^[54]。图 2^[55] 是一种 AA6063 合金半连续铸造成品的底部示意图。因此,如何正确理解热裂产生机理并控制热裂缺陷,一直受到工业界和学术界的极大关注。

热裂判据

许多试验研究采用半固体温度下的拉伸试验来研究热裂,包括通过原位凝固试验^[56-60]或是从室温重新加热样品的方式^[61-64]。尽管原位凝固试验和室温重新加热的方法在原理上有所不同,前者属于凝固,后者属于熔化,但都展现出如下结果:在

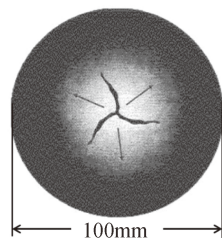


图2 一种半连续直接冷却铸造AA6063钢坯中心热裂纹(星形开裂)

Fig.2 Hot crack at the center of a DC casting of AA6063 billet (star crack)

几种铝合金中,观察到强度和延展性都从刚好低于固相线温度开始下降,而断裂表面则从与延展性有关的粗糙变为光滑。相关研究人员一直致力于发展能够正确阐述热裂机理的理论,并发展了几种判据,一种基于机械判据,主要包括应力、应变和应变速率的判据,另一种基于非机械判据,这类判据主要考虑到固相网络间的凝固收缩和进料补缩。下面对不同理论的热裂判据进行讨论。

1 应力判据

基于应力的判据认为应力与材料整体或微观下的临界断裂应力有关。合金凝固收缩受到模具或凝固部位的刚性约束,会在固液界面处产生拉伸应力。一种应力判据^[65]认为热裂与拉伸应力相关,如果拉伸应力超过固体网络的临界断裂应力,则会发生断裂或热裂。此临界断裂应力是用改进的 Griffith 方程确定的。另一种应力判据由 Saveiko^[66]提出,他认为考虑到半固态的微观组织特征(半固态固相被熔体液相包裹的固体网络),当热应力超过包裹固体网络的液膜破裂应力时就会发生热裂。在这两种基于应力的热裂理论基础上, Novikov^[67]和 Dickhaus 等^[68]提出了基于应力的判据。该判据分为两类,一是应力极限基于材料整体的强度,二是基于晶粒间捕获的液相薄膜的强度。第 2 种方法可以更全面地描述热裂现象。热裂所涉及的一些参数的影响可以用这个理论来解释,例如:晶粒直径、黏度和液体分数。

基于材料整体断裂强度的 Griffith 判据^[65]认为半固态中的缺陷或小裂纹是应力集中的位置,因此是半固态发生断裂的引发剂。Williams 和 Singer^[69]认为固相网络的最薄弱点和应力集中位置是最后凝固的液体,而不是半固态中的缺陷或小裂纹。他们在 Griffith 模型的基础上结合断裂力学方法提出了基于应力的热裂判

据。改进的 Griffith 方程表示为:

$$\sigma_{fr} = \sqrt{\frac{8G\gamma}{\pi(1-\nu)AV_L^{1/2}}} \quad (1)$$

其中, σ_{fr} 是断裂应力, A 是取决于晶粒尺寸和二面角的常数, G 是剪切模量, γ 是有效断表面能, V_L 是液体体积, ν 是泊松比。此外, 他们考虑到晶界滑动对裂纹扩展的影响, 进一步改进了 Griffith 方程, 与应力轴成 45° 的边界角用式(2)表示:

$$\sigma_{fr} = \sqrt{\frac{16G\gamma}{\pi(1-\nu)}} \cdot \sqrt{\frac{1}{0.07D + 0.47AV_L^{1/2} + 0.37DV_L^{1/4}}} \quad (2)$$

其中, D 是晶粒尺寸。

基于晶粒间捕获的液体薄膜的强度的热裂判据也得到了发展。Dickhaus 等^[68]做了用于冷却板冷却的凝固壳的拉伸试验。根据拉伸试验的结果, 他们假设应力极限为将一层液膜连接的两个平行板分开所需的应力, 如图 3^[68]所示。在该模型中假设液体均匀分布, 断裂强度不受滑动的影响。这一判据表述如下:

$$\sigma_{fr} = 2\gamma/b \quad (3)$$

其中, σ_{fr} 是断裂应力, γ 是表面张力, b 是薄膜厚度。考虑到该模型忽略了黏度和润湿角的影响, Dickhaus 等^[68]改进了 Healy^[70]提出的包含黏度的模型。将分离半径为 R 的两个平板间的液膜所需的力表示为:

$$F_z = \frac{3\pi\eta R^4}{8t} \left(\frac{1}{b_1^2} - \frac{1}{b_2^2} \right) \quad (4)$$

其中, F_z 表示将液膜厚度从 b_1 增加到 b_2 所需的力, η 是动态黏度, R 是平板的半径, t 是厚度从 b_1 增加到 b_2 所需的时间。厚度的计算与图 3 保持一致。

Lahaie 等^[71]考虑到在半连续直接冷却铸造铸件中热裂可能位于铸锭表面附近, 在 Dickhaus 判据^[68]的

基础上对该判据进行改进, 将该判据与固相分数项联系起来, 同时还考虑了应变的影响, 判据如下:

$$\sigma_i = \frac{4\gamma}{3b} \left(1 + \left(\frac{f_s^m}{1-f_s^m} \right) \varepsilon \right)^{-1} \quad (5)$$

其中, f_s 是固相分数, m 是微观结构参数(等轴晶为 1/3, 柱状晶为 1/2), ε 是薄膜厚度和应变之间的累积应变。根据 Lahaie 等的判据, 当超过液体薄膜能承受的极限强度时, 两个晶粒间就会发生开裂。

Suyitno 等^[72]提出将热裂和微孔同时考虑。他们认为凝固最后阶段的区域由于缺乏凝固收缩和补缩将形成空腔, 由 Griffith 裂纹扩展模型确定在凝固结束时空腔发展为微孔还是热裂。考虑到空腔发展为热裂的潜在可能, Suyitno 等^[73]提出了基于断裂力学的 SKK (Suyitno-Kool-Katgerman) 判据, 他们认为热裂是脆性断裂, 当空腔达到临界尺寸时就会发生热裂。Bai 等^[74]认为热裂应该是宏观上的脆性, 但在局部是韧性开裂。他们基于 SKK 判据引入了一个参数 f_{GBWL} (液相覆盖的晶界分数) 来解释热裂的传播路径。基于这些考虑, Griffith 方程表达为:

$$a_{crit} = 4 \left[\gamma_1 f_{GBWL} + U_s (1 - f_{GBWL}) \right] \frac{E}{\pi \sigma^2} \quad (6)$$

其中, a_{crit} 是临界腔尺寸; γ_1 是液体

表面能; f_{GBWL} 是液相覆盖的晶界的分数; $1 - f_{GBWL}$ 表示半固态合金中聚结晶界的比例; E 是半固态合金的杨氏模量; σ 是拉伸应力; U_s 是固体能量项, 包括固体表面能(γ_s) 和与塑性变形有关的能量(γ_p): $U_s = \gamma_s + \gamma_p$ 。在该理论中, 热裂敏感性(Hot tearing susceptibility, HTS)定义为空腔尺寸和临界裂纹尺寸的比值:

$$HTS = \frac{d}{a_{crit}} \quad (7)$$

如果 $HTS > 1$, 则空腔发展为热裂, 否则, 空腔作为微孔存在于铸件中。将其应用于半连续直接冷却铸造中, 结果显示改进的 SKK 判据预测的 HTS 曲线与铸造实践符合良好。应该指出的是, 仍然需要更多的工作, 以更好地改进现有的热裂预测判据。熔体中的氢含量应当被考虑在内, 因为氢含量将对空腔的形成具有深远的影响。Anyalebechi 等^[75]研究了凝固速率和熔体中的氢含量对晶粒细化 AA2024 锭孔隙率形成的影响, 结果表明, 氢诱导空腔的产生, 并且空腔的数量和尺寸都有所增加; 在初始熔体氢浓度水平非常低时($\sim 0.067 \text{cm}^3/100\text{g}$), 空腔主要存在于枝晶细胞和晶界, 当凝固速率较大时($> 1.5\text{K/s}$), 空腔的形成并不明显; 在较高的初始熔体氢浓度下(0.19 和 $0.27 \text{cm}^3/100\text{g}$), 氢诱导的空腔的尺寸明显更大, 并且同时存在于晶界和晶粒内。Uludağ 等^[76]认为造成此现象的原因主要与晶粒间液体薄膜的形态有关。相邻晶粒生长相互靠近时, 晶粒上包裹的液体膜相遇会造成双膜现象。当熔体中含有的氢存在于双膜夹层时, 则会诱导形成额外的空腔。当初始熔体氢含量较低时, 双膜在氢含量较小的情况下膨胀较小, 从而导致空腔的尺寸减小。

2 应变判据

应变理论认为热裂是由于热和/或机械诱导应力作用于具有有限延展性的半固态材料产生的。凝固收

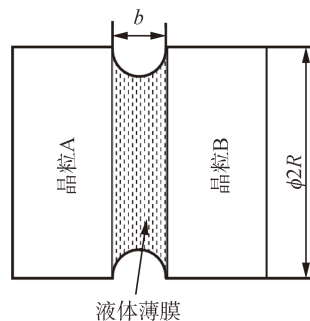


图3 一层薄膜两连的两个平行板示意图
Fig.3 Schematic diagram of two parallel plates connected by a liquid film

缩和 / 或热收缩在铸件凝固过程中产生拉伸应力,如果该拉伸应力导致应变的积累超过延展性,那么就会形成热裂。Pellini^[77]认为热裂最重要的因素是热点区域存在时间内累积的总应变。Novikov^[67]提出使用半固态合金的延展性作为热裂的判据,忽略了表观应变,提出了“凝固范围内塑性的储备” p_R 的判据概念。“塑性储备” p_R 实际上是指在脆性温度范围内失效伸长率(ε_p)与线性收缩(ε_{sh})之间差值的平均积分值(图4(a))^[67]。热裂敏感性的评价标准为,

$$p_R = \frac{1}{\Delta T_{br}} \int_{T_{coh}}^{T_{sol}} (\varepsilon_p - \varepsilon_{sh}) dT \quad (8)$$

其中, $\varepsilon_p - \varepsilon_{sh}$ 是脆性温度范围内 (ΔT_{br}) 线性收缩开始延伸到脆性失效内的区域,以 S 表示。如果 ε_{sh} 曲线与 ε_p 曲线相交(相交点温度为 T_0),则热裂敏感性的评价标准变为该积分的差值(图4(b))^[67]:

$$p_R = \frac{1}{\Delta T_{br}} \int_{T_{coh}}^{T_0} (\varepsilon_{sh} - \varepsilon_p) dT - \frac{1}{\Delta T_{br}} \int_{T_0}^{T_{sol}} (\varepsilon_p - \varepsilon_{sh}) dT \quad (9)$$

Magnin 等^[63]的判据认为热裂与凝固过程中所经历的应变与凝固最后阶段的断裂应变有关。热裂

敏感性(Hot cracking susceptibility, HCS)为固相线温度下的周向塑性应变和接近固相线温度的试验确定的断裂应变 ε_{fr} 的商,表达为:

$$HCS = \frac{\varepsilon_{\theta\theta}}{\varepsilon_{fr}} \quad (10)$$

使用该模型预测 Al-4.5%Cu 合金的热裂。研究认为在凝固范围内,当 HCS 的值大于 1,就会发生开裂。结果表明,在较高的铸造速度下,热裂更有可能发生,这与工业经验一致。

Mitchell 等^[78]利用光学图像相关技术观测到 AA6111、AA3104、CA31218 合金应变与热裂位置的相关性。Nagaumi 等^[79]使用一种新的测量凝固过程中线性收缩的装置,研究了 3 种类型的 7xxx 系列铝合金在凝固过程中的收缩行为,证实了不同合金的收缩行为与 HTS 的相关性。

3 应变速率判据

Prokhorov^[80]首先提出热裂是由应变速率决定的。他假设在凝固过程中,合金经过一个低延展性温度范围,称为脆性温度范围(Brittle temperature range, BTR)。BTR 是从相干温度到固相线温度。该理论在脆性温度范围内考虑了最小断裂应变 D_{min} ,线性自由收缩的总和 $\Delta\varepsilon_{free}$ 和表观应变 $\Delta\varepsilon_{app}$ 之间的差值。热裂热点区域应变的储备 $\Delta\varepsilon_{res}$ 是脆性温

度区间的最小值,表达为:

$$\Delta\varepsilon_{res} = \min(D_{min} - \Delta\varepsilon_{free} - \Delta\varepsilon_{app}) \quad (11)$$

$$\text{或 } \frac{\Delta\varepsilon_{res}}{BTR} = \frac{D_{min} - \Delta\varepsilon_{free} - \Delta\varepsilon_{app}}{BTR} \quad (12)$$

由于应变速率 $\dot{\varepsilon} = \frac{\Delta\varepsilon}{BTR} \dot{T}$,式(12)可以写成,

$$\dot{\varepsilon}_{res} = \dot{\varepsilon}_{min} - \dot{\varepsilon}_{free} - \dot{\varepsilon}_{app} \quad (13)$$

如果 $\dot{\varepsilon}_{res} \leq 0$,即 $\dot{\varepsilon}_{min} \leq \dot{\varepsilon}_{free} + \dot{\varepsilon}_{app}$,则会产生产生热裂。

RDG 模型^[81]是第一个同时考虑了流体流动和固体网络变形的两相模型,它为研究热裂的形成奠定了坚实的物理基础。考虑柱状枝晶在一个方向上生长,拉伸变形沿晶体生长方向,液体进料与生长方向相反。它是在进料补缩的基础上制定的,其受糊状区渗透性的限制,存在沿着糊状区域的压降,该压降是该渗透率和应变率的函数。如果局部压力变得低于临界压力,则开始产生空腔。其中,压降方程为:

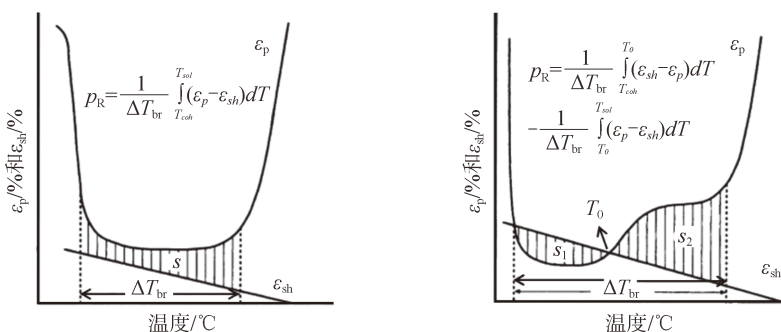
$$\Delta p = \frac{180(1+\beta)\mu}{\lambda_2^2 G} \int_{T_s}^{T_l} \frac{E(T)f_s(T)^2}{(1-f_s(T))^3} +$$

$$\frac{180 v_T \beta \mu}{\lambda_2^2 G} \int_{T_s}^{T_l} \frac{f_s(T)^2}{(1-f_s(T))^2} \quad (14)$$

其中, Δp 是液相中的最大压降; λ_2 是二次枝晶臂间距; f_s 是固相分数; T 是温度; G 是温度梯度; $E(T)$ 是与温度、固相分数、应变速率有关的函数; β 是收缩因子; μ 是液体黏度; T_s 和 T_l 分别是固相线和液相线温度; v_T 是等温线速度。热裂预测指数由满足热裂形成所需的临界压降 Δp_{cr} 确定。研究表明,热裂和孔隙率是相互关联的^[82-86],提出了一种预测铸造孔隙率的模型,用于预测热裂倾向,数学表达为:

$$Ny = \frac{G}{\sqrt{\dot{T}}} \quad (15)$$

其中, G 是温度梯度; \dot{T} 是冷却速率;



(a) 脆性温度范围内失效伸长率与线性收缩不相交情况下的基于凝固范围内塑性储备的热裂判据

(b) 脆性温度范围内失效伸长率与线性收缩相交情况下的基于凝固范围内塑性储备的热裂判据

图4 基于应变的热裂判据示意图

Fig.4 Schematic of strain-based hot tearing criterion

当温度降低的时候冷却速率是正值。

2009年, Carlson 和 Beckermann^[83] 基于 Niyama 判据提出了一个无量纲判据 Ny^* , 该判据可以预测金属铸造中的缩孔率。无量纲判据 Ny^* 是在 Niyama 判据的基础上改进的, 表达式为:

$$Ny^* = \sqrt{\frac{\Delta p_{cr} \lambda_2^2 G}{\beta \mu \Delta T_f \sqrt{T}}} \quad (16)$$

其中, Δp_{cr} 对应于临界压降; λ_2 是二次枝晶臂间距; μ 是液体黏度; $T_f = T_L - T_S$ 是凝固间隔。它也基于糊状区域中的液体压降 Δp_{cr} 而开发, 但与 RDG 标准相比, 它忽略了拉伸变形。2014年, Monroe 和 Beckermann^[86] 通过将垂直于热梯度的应变率相关的项添加到压降方程中, 进一步修改了 Ny^* , 从而可以预测收缩率和变形率。2016年, Dou 等^[87] 在糊状区的压降方程中增加与热梯度平行的应变率项, 同时包括了垂直热梯度和收缩进料的应变率效应, 图 5^[81,87] 显示了改进的 RDG 判据和 RDG 判据的对比。

在 Braccini 等^[88] 的判据中, 裂纹萌生和扩展的应变速率为:

$$\dot{\epsilon}^C = \left(1 - \frac{e}{l}\right) \left[\frac{\lambda - a}{\lambda} \left(\frac{2}{3} \frac{P_C - P_M}{K(T, f_s)} \right) \right]^{1/m} + \frac{e}{l} \frac{2\kappa}{(\lambda - a)^2} \frac{P_C}{\eta_L} \quad (17)$$

$$P_C = \frac{4\cos\theta\sigma_{lv}}{e} \quad (18)$$

$$P_M = \bar{\rho}gh \quad (19)$$

$$\bar{\rho} = \rho_l f_l + \rho_s f_s \quad (20)$$

$$\kappa = \frac{e^2}{32} (1 - f_s) (f_s^c - f_s)^{1.3} \quad (21)$$

其中, $\dot{\epsilon}^C$ 是热裂产生的临界应变速率; e 是液体薄膜的厚度; l 是标准长度; λ 是晶粒尺寸的一半; a 是开裂的长度; P_C 是形成空腔的压力; P_M

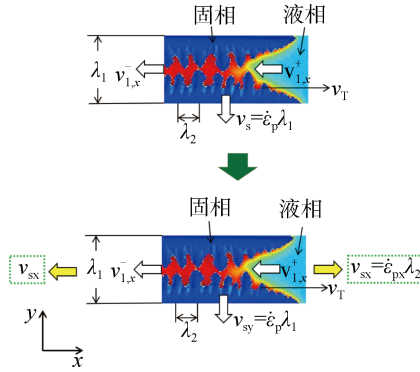


图5 RDG判据与改进的RDG判据的对比
Fig.5 Comparison between RDG criterion and modified RDG criterion

是金属静压; K 是与温度 T 和固相分数 f_s 有关的本构参数; m 是应力-应变敏感性参数; κ 是糊状区的渗透率; η_L 是液体的黏度; h 是熔体水平以下的距离; f_s^c 是液体网络孤立时的液体分数。该判据计算的热裂敏感性是用临界应变速率 $\dot{\epsilon}^C$ 表示的。

Kou^[89] 提出一种新的热裂判据, 既 Kou 判据。RDG 判据关注整个糊状区发生的变化, 而 Kou 判据重点关注凝固过程中晶界的变化。当半固态网络的凝固收缩或热收缩受到阻碍时, 固体网络会受到拉伸应力。如果这个拉伸应力作用于相邻的两个晶粒, 晶界就可能受到拉伸应力而萌生裂纹。如果由拉伸变形引起的两个相邻晶粒的分离速度减去它们彼此靠近的生长速度超过了沿晶界的液体进料速度, 则裂纹可以扩展。因此, Kou 判据主要包括 3 个方面: 晶粒由于凝固生长彼此靠近、相邻晶粒受到拉伸变形使晶界开裂以及熔融液体沿晶界的进料补缩。Kou 判据的热裂敏感性指数表达为,

$$\left| \frac{dT}{d(f_s^{1/2})} \right| \text{ 在 } (f_s)^{1/2} \text{ 附近} \quad (22)$$

其中, T 是温度; f_s 是半固态的固相分数。该判据表明, 热裂指数越高则热裂越容易产生, 这主要有两个原因, 相邻晶粒彼此的生长速度较慢, 延长了愈合开裂的时间; 更长的晶

界液体通道阻碍了液体进料补缩。 $T-f_s^{1/2}$ 曲线可从热力学计算得到, 从而根据其斜率评估热裂敏感性。铝合金的铸造和焊接试验数据证实, 具有较大斜率的合金在凝固过程中更容易开裂。

4 其他热裂判据

Clyne 和 Davies^[90] 认为在凝固的最后阶段, 液体很难自由移动, 因此在这段时间内施加的应变不能通过大规模进料来容纳, 这个阶段是最容易发生热裂的阶段。Clyne 和 Davies 提出的热裂敏感系数为易发生热裂的时间 t_V 和可容纳应力的时间(质量补缩和液体进料) t_R 比值,

$$HCS = \frac{t_V}{t_R} = \frac{t_{99} - t_{90}}{t_{99} - t_{40}} \quad (23)$$

其中, t_{99} 是固相分数 $f_s=0.99$ 的时间, t_{90} 是固相分数 $f_s=0.90$ 的时间, t_{40} 是固相分数 $f_s=0.40$ 的时间。图 6^[90] 直观地展示了应力缓解期 t_R 和脆弱期 t_V , 在每个区间二者并非都是线性相关。

Feurer^[91] 提出了非机械标准的热裂理论, 其重点是凝固过程中的收缩和补缩。他认为热裂是由于凝固过程中半固态缺乏补缩而产生的, 临界值是糊状区作为可渗透性介质补缩的流体和凝固收缩之间的竞争决定的。Feurer 考虑到了两个与热裂有关的参数 SRG (the solidification shrinkage rate per unit volume) 和 SPV (the

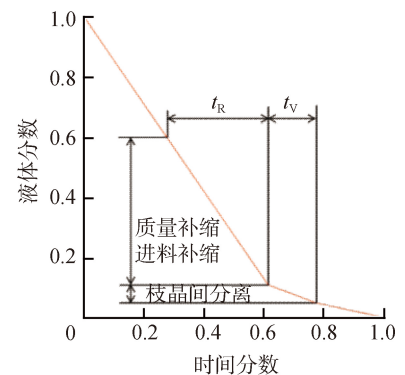


图6 凝固过程中应力缓解期 t_R 和脆弱期 t_V 示意图

Fig.6 Schematic of stress relief time t_R and fragile time t_V during solidification

volumetric flow rate per unit volume), 分别表示在一定的糊状区结构和流体压力下,凝固收缩的体积速率和通过树枝状网络的最大体积进料速率。SRG 和 SPV 分别定义为:

$$SRG = \frac{1}{V} \frac{dV}{dt} = -\frac{1}{\rho} \frac{d\rho}{dt} \quad (24)$$

$$SPV = \frac{f_L^2 \lambda_2^2 p_s}{24\pi c^3 \eta L^2} \quad (25)$$

其中, dV 和 $d\rho$ 分别是凝固对合金体积和密度的影响; f_L 表示液体体积分数; λ_2 表示二次枝晶臂间距或晶粒尺寸; p_s 表示有效补缩压力; L 表示多孔网络长度; c 表示树突状网络的弯曲常数; η 表示液相的黏度。Feurer 理论的热裂敏感性以 $SRG=SPV$ 时的液体分数 f_L 表示的。根据 Feuerer 的理论,当熔融金属在树枝状网络之间的补缩无法平衡由于体积收缩造成的体积减小时,即当 $SRG>SPV$ 时,热裂就有可能产生。由于 Feuerer 只考虑了糊状区的凝固收缩与补缩,因此由糊状区区域内的因素(凝固收缩或热收缩等)引起的拉伸应力也被忽略了。

Katgerman^[24] 结合了 Feuerer^[91] 的判据以及 Clyne 和 Davies^[90] 的判据,定义热裂敏感性指数 HCS 为:

$$HCS = \frac{t_{0.99} - t_{cr}}{t_{cr} - t_{coh}} \quad (26)$$

其中, $t_{0.99}$ 是固相分数 $f_s=0.99$ 的时间, t_{cr} 是枝晶间到达聚结的时间, t_{cr} 是枝晶间进料不足的时间。 t_{cr} 是由 Feuerer 的判据中 $SRG=SPV$ 确定的。该判据考虑了热裂与枝晶间聚结的强关联性,可用于计算由于成分、铸造速度和铸锭直径的影响而产生的热裂倾向。

Nasresfahani 等^[92] 提出一种 NNC (Nasresfahani-Niroumand-Criterion) 判据,该判据考虑铸件在凝固过程中的机械和冶金条件,并且与热裂的其他因素的存在无关,如夹杂物等。Nasresfahani 根据他们之前开发的 ICTC 装置^[93] 进行试验,确定了 NNC 判据表示为:

$$NNC = \frac{\eta L^2}{f_L^2 \lambda_2^2 p_s} \times \frac{\sigma_{min}}{t_{min} - t_0} \quad (27)$$

其中, σ_{min} 、 t_{min} 、 t_0 是根据拉伸载荷试验得到的,分别表示拉伸载荷-时间

曲线(负压力段)的最小记录应力,该最小应力对应的时间,负荷达到零的时间。该判据可以作为一种良好的热裂判据。即使不发生热撕裂,也能确定铸造合金的热撕裂趋势。

5 不同热裂判据的比较

5.1 热裂判据与半连续铸造模拟耦合

通常半连续铸造模拟采用有限元软件进行,该方法可以方便地进行建模,计算热场、力场的演变过程。尽管半连续铸造为三维的圆柱或者矩形结构,通常采用轴对称模型对铸坯的一半进行建模,满足计算需求的同时大大节省了计算时间,如图 7 (a)^[94] 所示。Kool 等^[95] 对直径为 100mm,长度为 1000mm 的 Al-4.5%Cu 采用有限元方法进行了半连续铸造的模拟。在该模拟中,铸坯保持在固定位置,液态金属的连续进料通过逐步激活水平的单元层来实现,单元层的激活速度和水冷边界条件以等于铸造速度的速度向上移动。在参考文献 [94] 中详细给出了计算域和边界条件,以及使用的凝固模型和本构模型。

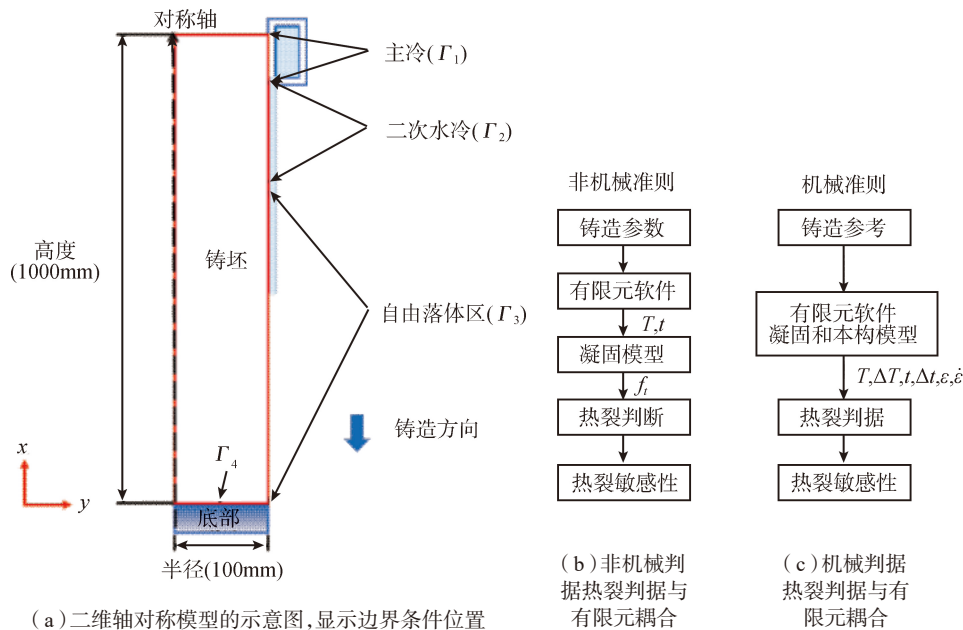


图7 半连续铸造模拟及热裂判据和有限元的耦合过程

Fig.7 DC casting geometry and the coupled simulation of hot tearing criterion and finite element model

在前文提到的热裂判据中,大致分为两类,一是只考虑凝固收缩以及液体补缩的非机械判据,二是考虑固体网格的机械特征的机械判据,凝固收缩和固体网格的机械特征都考虑的也划分为机械判据。计算过程在图 7 (b) 和(c)^[95] 中显示,非机械判据利用有限元模拟求解热平衡方程,以计算凝固过程中的温度、时间、液体分数随铸造时间的变化;机械判据求解热-力耦合方程,并且需要额外得到铸造过程中应力、应变和应变率的变化。一般地,机械判据(例如 RDG 模型)与有限元的耦合需要针对特定合金的本构模型描述不同温度下的应力应变行为。之后,每个时间步的温度、时间、温度梯度、冷却速率、应力、应变、应变率等都可以用特定的接口程序从有限元模拟结果中提取出来并且耦合热裂判据进行热裂敏感性的计算。Kool 等^[95] 基于其中 8 个热裂判据计算了 Al-4.5%Cu 半连续铸造的热裂敏感性变化,计算了不同铸造速度下启动阶段和稳态阶段的热裂敏感性结果。

5.2 启动阶段的热裂敏感性

由于半连续铸造启动阶段复杂的热场、力场等,在半连续铸造的启动阶段往往具有更高的热裂倾向。对 Feurer^[91]、Clyne 和 Davies^[90]、Katgerman^[24]、Prokhorov^[80]、Novikov^[67]、Magnin^[63]、RDG^[81] 和

Braccini^[88] 等判据在启动阶段进行关于铸造速度与热裂敏感性倾向相关性的比较,以考察其热裂预测的准确性。在启动阶段 4 种变化的铸造速度,如图 8 所示^[95]。

基于 Feurer 判据(图 9 (a)^[91]) 计算出的热裂纹敏感性在靠近底部区域显示出相对较低的值,并且随着距离的增加,热裂敏感性也随之增加。热裂敏感性在大约 60mm 距离(铸造速度 1)或 110mm 距离(铸造速度 3)处达到恒定值。对于铸造速度 2 和 4,在距离底部较大距离处达到与铸造速度 1 和 4 相同的恒定值。结果表明最大的铸造速度 3 和 4 对应于最高的热裂敏感性。与这些结果不同的是,基于 Clyne 和 Davies 判据(图 9 (b)^[90]) 计算的热裂敏感性显示与底部接触区域热裂敏感性最高,并且随着距离的增加迅速(<25mm)降低,然后达到恒定的值,结果没有反映出热裂敏感性随着铸造速度的显著变化。基于 Katgerman 判据(图 9 (c)^[24]) 计算的热裂敏感性,表明靠近底部区域热裂敏感性随着距离先减小后增加,约 25mm 处达到最小值。随着距底部的距离的增加,在大约 60mm (铸造速度 1 和 2)、110mm (铸造速度 3)、350mm (铸造速度 4)处达到平台值,这与 Feurer 判据显示出很好的一致性。Katgerman 判据和 Feurer 判据

的区别是关于靠近底部区域的热裂敏感性的计算结果。基于 Prokhorov 判据(图 9 (d)^[80]) 计算的热裂解敏感性结果表明,逆应变率储备总是高于设定值 10000,因此,在所选定的所有铸造速度都有可能产生热裂。它们在大约 30mm 内迅速增加到达到最大值,随着距离的增加,铸造速度 1 和 2 的热裂敏感性大大降低,这可能是由于较低的铸造速度在该区域的热裂敏感性较低,而对于铸造速度 3 和 4,热裂敏感性仍保持较高的恒定值。Prokhorov 判据在距离底部 100mm 内没有显示出不同的铸造速度变化对热裂敏感性造成的影响。基于 Novikov 判据(图 9 (e)^[87]) 计算的热裂纹敏感性结果表明,该值几乎不取决于与底部的距离,并且在所有铸造速度下大小也相似。图 9 (f)^[63] 是使用 Magnin 等的基于应变的标准计算的热裂纹敏感性变化。结果表明,在距离底部 30mm 内热裂敏感性逐渐增大到最大值。超过该距离,热裂敏感性逐渐减小并在距离底部一定距离处达到恒定值。尽管热裂敏感性从最大值开始有不同程度的降低,但最终的热裂敏感性只受铸造速度的影响。由于基于应变的判据意味着当热裂纹敏感性高于 1 时,就会产生热裂,因此在所有铸造条件下,距离底部超过 3mm 处都会产生热裂。基于 RDG 判据计算得出的热裂敏感性(图 9 (g)^[81]) 结果显示,在距离底部前 20mm 内,热裂敏感性很低,并且随着距离增加到 50mm 处达到最大值。超过 50mm 的高度,热裂敏感性存在不同程度的降低,并且最终获得的热裂纹敏感性仅受稳态阶段的铸造速度的影响。由于 RDG 判据意味着当压降高于 2KPa 时会产生热裂,因此在所有铸造速度下,热裂都会在超过底部 20mm 的距离处产生。基于 Braccini 等的标准(图 9 (h)^[88]) 计算热裂敏感性结果显示,热裂敏感性在前

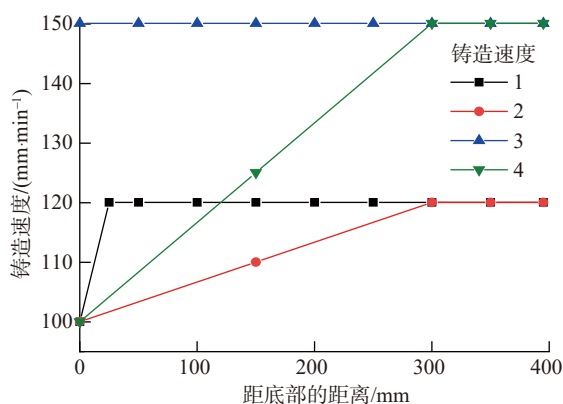


图8 半连续铸造启动阶段几种不同的铸造速度曲线

Fig.8 Several different casting speed curves during the start-up phase of DC casting

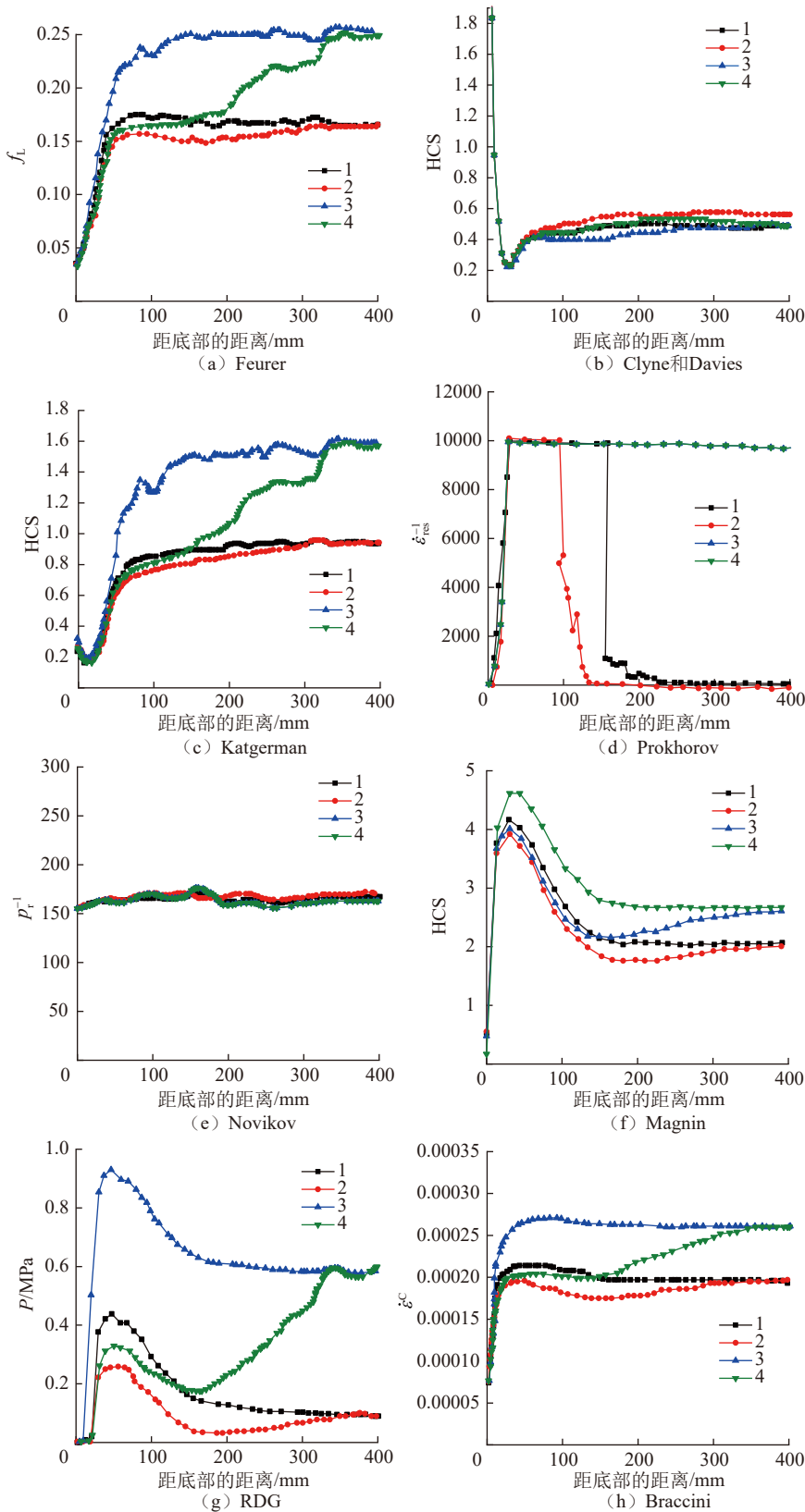


图9 基于不同判据计算的热裂敏感性随底部距离的变化
(其中1、2、3、4分别表示图8中的铸造速度)

Fig.9 HTS using different criterias as a function of distance from bottom
(The number 1, 2, 3 and 4 represent casting speed in Fig.8)

20mm内增加,然后略有下降,达到一个恒定值。与Magnin和RDG判据的结果类似,其最终获得的热裂敏感性仅受稳态阶段的铸造速度的影响。

5.3 稳态阶段的热裂敏感性

如果热裂在启动阶段产生,使用前必须将铸坯产生热裂的部分切除。然而,如果热裂产生在铸坯的心部,将造成整个铸坯的报废。为了考察距离底部一定距离的垂直于中心线的热裂敏感性的变化,基于上述的8个热裂判据计算了距离底部750mm处从中心线到表面的热裂敏感性的变化,其中,铸造速度分别为180mm/min、150mm/min、120mm/min。在750mm处已经达到了稳态铸造过程的条件^[96]。计算的热裂敏感性结果是高度750mm处表面距中心的距离的函数,分别显示在图10(a)~(h)^[95]。基于Feurer判据(图10(a)^[91])计算的热裂敏感性结果表明,在铸坯中心的热裂敏感性最高,在铸坯表面的热裂敏感性最低,并且热裂敏感性随着铸造速度的增加而增加。基于Clyne和Davies判据(图10(b)^[90])计算的热裂纹敏感性结果表明,在120mm/min的铸造速度下,铸坯中心和表面的热裂敏感性最高,这显示出与Feurer判据^[91]相反的趋势。在距离心部20~90mm的范围内,铸造速度为180mm/min时,热裂敏感性最高,但是与其他两种的铸造速度的热裂敏感性差值很小。基于Katgerman判据(图10(c)^[24])计算的热裂敏感性结果与基于Feurer判据^[91]的热裂敏感性结果规律非常近似。基于Prokhorov判据(图10(d)^[80])计算的热裂敏感性结果表明,对于180mm/min和150mm/min的铸造速度,在距中心30mm左右的范围内热裂敏感性指数(逆储备应变率 $\dot{\epsilon}_{res}^{-1}$)超过了10000,这意味着中心将产生热裂。当铸造速度为120mm/min时,逆储备应变率 $\dot{\epsilon}_{res}^{-1}$ 非常低,表示铸坯

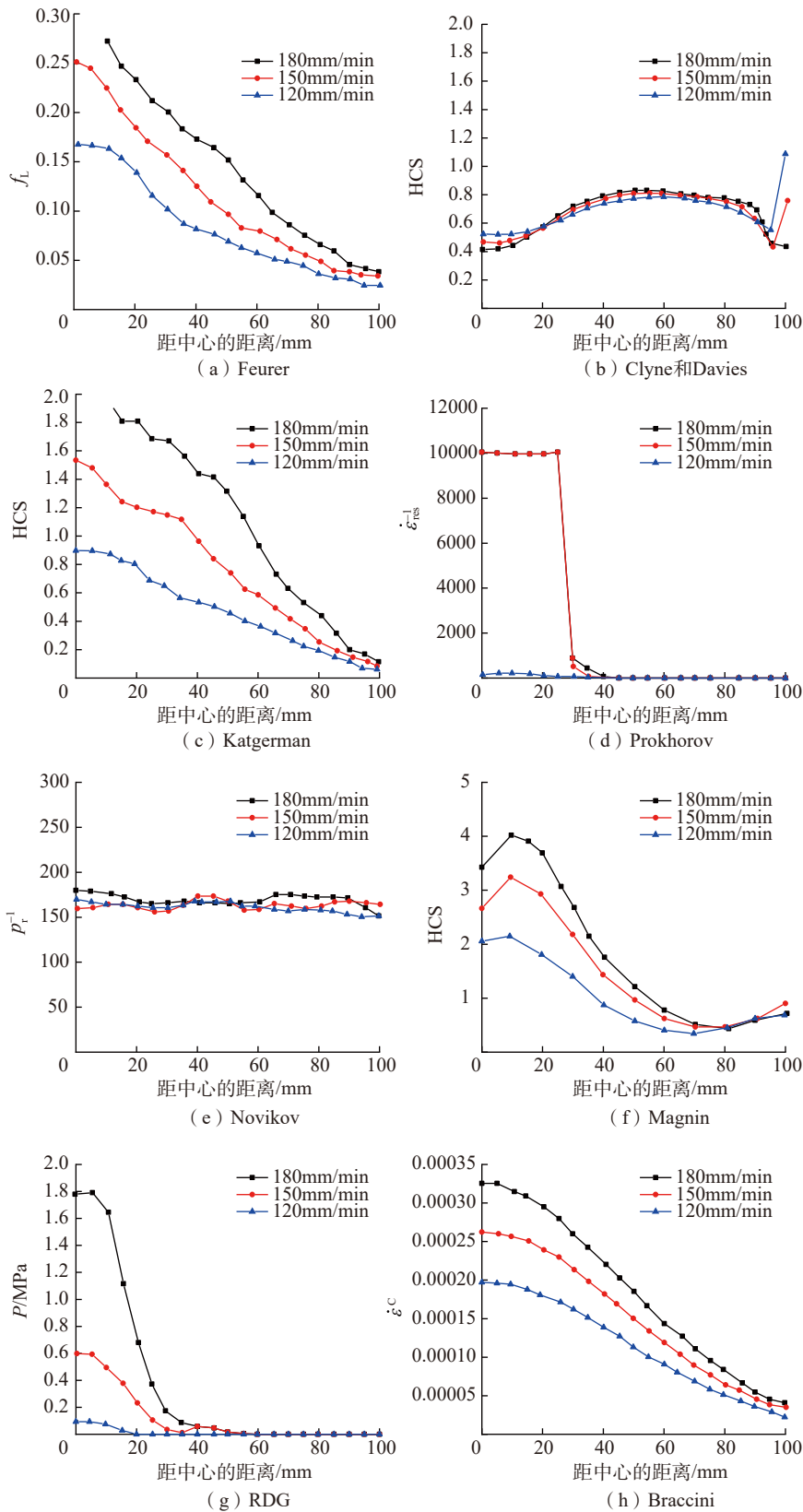


图10 基于不同判据计算的热裂敏感性随750mm铸锭径向距离变化

Fig.10 HTS calculated using different criterias as a function of radial distance from center of 750mm ingot

的心部质量较好。基于 Novikov 判据(图 10 (e)^[67]) 计算的热裂敏感性结果表明,在三种铸造速度的条件下,热裂敏感性数值几乎相等,没有显示出随径向距离的变化。基于 Magnin 等(图 10 (f)^[63]) 的应变判据计算的热裂敏感性结果表明,对于所有的铸造速度,热裂将发生在铸坯中心或接近铸坯中心的位置,因为在该位置有非常高的热裂敏感性。Magnin 等^[63] 的判据热裂敏感性结果也展现出随着铸造速度增大而增大的整体趋势,并且在靠近表面处具有最小的热裂敏感性。尽管在表面处的热裂敏感性有增加的趋势,但其数值仍然没有超过临界值 1,意味着在这 3 种铸造速度下表面不会产生热裂。基于 RDG 判据计算的热裂敏感性结果(图 10 (g)^[81]) 表明,铸坯中心的热裂敏感性最高,铸坯表面的热裂敏感性最低,随着铸造速度的提高热裂敏感性增加。由于 RDG 判据表示当压降高于 2kPa 时会产生热裂,因此在所有铸造条件下,在此铸坯中 40mm 左右的半径范围内的中心都将产生热裂纹。基于 Braccini 等的判据(图 10 (h)^[88]) 计算热裂敏感性结果显示,热裂敏感性在中心位置处最高,在铸坯的表面最低。随着铸造速度的增加,热裂敏感性随之增加,这与基于 Katgerman 判据^[24] 和 Feurer 判据^[91] 计算的热裂敏感性具有相似的结论。

5.4 不同判据的评估

热裂产生于糊状区,由于糊状区复杂的性质,因此热裂的机理也是复杂的。一方面,机械方面起着作用,如糊状区的强度和延性,以及凝固收缩等原因造成的应变和应变速率;另一方面,糊状区的渗透率也非常重要,因为糊状区的补缩可以“愈合”热裂。总的来说,糊状区的形态至关重要。从液态到固态凝固过程中的某些阶段,糊状区的形态发生改变。根据合金的渗透性, Clyne 和 Davies^[90] 将这个过程分为 4 个阶段:

(1) 质量补缩: 凝固的初级阶段, 液体和固体都可以自由移动。

(2) 枝晶间补缩: 这个阶段在枝晶形成固体骨架后, 剩余的液体必须流经枝晶网络才能补缩孔隙或热撕裂。由于固体网络的存在, 在糊状区可能产生压力梯度。然而, 在这个阶段, 网络的渗透性仍然足够大, 以防止孔隙或者热裂的形成。

(3) 枝晶间分离: 这个阶段在形成固体网络之后, 液体网络已经被固体分割得支离破碎, 枝晶间补缩非常困难。当固体网络的渗透性变得足够小时, 液体无法流动, 固体的进一步热收缩将导致孔隙或热裂形成。

(4) 枝晶间侨联: 在这个阶段, 固体网络已经具有相当大的强度。当固相分数大于 90%, 液体在固体网络中形成孤立的液滴, 此时半固态金属已经具有了金属的基本性质, 半固态的蠕变补偿了剩余的凝固补缩和热应力。

这 4 个阶段之间的转变通常被认为是合金成分、冷却速率、晶粒形状和晶粒密度等因素的函数。当凝固过程从枝晶间液体进给过渡到枝晶间桥接时, 枝晶臂彼此缠结以形成连续的固体网络。这一点或凝固阶段称为机械聚结^[97]。机械聚结被认为是铸造铝合金的一个重要特征^[98]。这种转变导致固体网络达到结构完整性并禁止大量补缩。因此, 剩余的液态金属必须流过糊状区的固体网络, 以补偿凝固收缩。低于机械聚结的温度时, 由于施加应力和有限的补缩的共同作用会导致热撕裂。而高于机械聚结温度时, 液体将简单地响应于施加的载荷而流动。通常认为热裂是在凝固的后两个阶段产生的, 而在质量补缩和枝晶间补缩的阶段能够避免产生任何缺陷。在以上考虑的八个热裂判据中, Feurer^[91]认为从第 2 阶段到第 3 阶段的转变对于确定热裂是否可能开始是很重要的。他强调糊状区的补缩特性, 考虑

液体补缩压力、多孔网络长度、液体体积分数、枝晶臂间距、弯曲常数、液体粘度以及固体和液体密度等参数。Clyne 和 Davies^[90]认为, 从第 2 阶段到第 3 阶段的转变与热裂可能引发的区域相对应, 但也包括了其他转变。Clyne 和 Davies^[90]提出了极限转变液体分数的恒定值, 但忽略了其他参数的影响。他们的判据只需要知道 Scheil 凝固曲线给出的时间、温度、固相分数之间的关系。然而, 该判据可能过于简单, 因为他们没有考虑到多孔网络长度、枝晶臂间距、弯曲常数、液体黏度以及固体和液体密度等与糊状区特性有关的参数。Katgerman^[24]结合 Feurer^[91]的判据以及 Clyne 和 Davies^[90]的判据, 将第 1 阶段到第 2 阶段的转变与相干温度联系起来, 以及从第 2 阶段到第 3 阶段的转变使用了 Feurer^[91]的表达式。在计算不同铸造速度下的热裂敏感性时, Feurer^[91]、Clyne 和 Davies^[90]和 Katgerman^[24]判据计算的结果是有差异的(图 9(a)~(c)), 可以从式(25)来理解。在半连续铸造的启动阶段, 有效补缩压力 p_s 和多孔网络长度 L 的值较小, 但是 p_s/L^2 的值较大, 液体补缩流量将比距底部较高的位置更有效。因此, 较低的液体分数就能够满足 $SRG > SPV$ 的条件, 从而热裂敏感性具有较低的值。这个现象也反应在 Feurer 和 Katgerman 的结果中。在 Clyne 和 Davies 判据^[90]的公式中, 设置了一个恒定的临界液体分数(0.1), 与糊状的局部性质无关。与 Feurer 判据相比, 他们低估了补缩的可能性, 因为在 Feurer 判据中液体的临界分数是 0.03。因此, 在靠近底部的位置, Clyne 和 Davies 判据^[90]预测的热裂敏感性的值非常高。在半连续铸造的稳态阶段, Clyne 和 Davies^[90]高估了补缩的可能性, 因为 Feurer 判据^[91]中液体的临界分数在 0.15~0.25 的范围。这导致 Clyne 和 Davies 判

据^[90]预测的稳态阶段的热裂敏感性非常小, 并且没有展现出随铸造速度的变化。图 10(a)~(c)的结果也表现出 Clyne 和 Davies 判据^[90]与 Feurer^[91]和 Katgerman 判据^[24]的区别。在距离底部 750mm 的位置中心, 补缩相对较难, 而在靠近表面补缩较为容易。因此, 表面的热裂敏感性较低, 中心的热裂敏感性较高。而 Clyne 和 Davies 判据^[90]在铸坯中心高估了补缩程度, 而在铸坯表面低估了补缩程度。

力学标准强调了在凝固的第 3 和第 4 阶段发展的强度和应变的重要性, 不考虑糊状区的流体流动和愈合。该理论认为当局部应变或应变速率超过糊状区变形能力时, 就会发生热裂。Prokhorov^[80]考虑应变率的影响, 考虑了在环境影响下的热收缩应变和局部塑性变形, 并考虑了凝固过程中温度变化的影响。用该判据进行计算时, 需要将糊状和延性数据作为温度函数的本构数据。Novikov^[67]只考虑了热收缩应变对是否会产生热撕裂的影响, 并仅考虑了应变从相干温度到固相线温度的积分值。Novikov 的方法忽略了几个问题, 但更简单, 对材料糊状区数据的依赖也更少。Magnin 等^[63]基于应变的判据比较了固相线温度下的周向应变和接近固相线温度下的断裂应变。这种方法简化了 Prokhorov 判据^[80], Prokhorov 判据使用从相干到固相线温度的所有数据。Prokhorov^[80]、Novikov^[67]和 Magnin^[63]等提出的判据展现出不同的结果。这些结果的差异可以从提出这些判据的假设来理解。在铸坯的所有位置, 热收缩应变取决于温度, 但始终是压缩的, 而在铸坯的表面, 周向粘塑性应变在凝固的第 1 部分是压缩的, 但在凝固的最后部分是拉伸的, 表面的周向粘塑性应变低于其他位置^[94]。在这些条件下, 靠近铸坯底部和边缘的热裂敏感性相对

较低,而铸坯中心的热裂敏感性较高,这反映在使用 Prokhorov 判据^[80]以及 Magnin 等^[63]基于应变的判据所获得的结果中。Novikov^[67]忽略了局部塑性应变,因此总应变等于热收缩应变,并且始终处于压缩状态。热收缩应变与凝固条件和在铸坯中的位置无关,这导致了根据 Novikov 判据^[67]获得的结果没有展示出热裂敏感性随铸造速度的变化,因为热收缩应变是不随铸造速度变化的。

RDG 判据^[81]同时考虑了凝固收缩和变形引起的流体流动,并且基于应变速率计算了糊状区的压降。RDG 判据^[81]计算的热裂敏感性的总体变化规律类似于 Magnin 等^[63]基于应变的判据。但是,基于 RDG 判据^[81]计算的热裂敏感性的铸造速度的影响更为明显。这是因为在较低的铸造速度下,应变的发展程度较低,固体网络间能够得到更好的补缩,因此较低的应变速率的热裂敏感性较低。用 Braccini 等^[88]的判据计算了热裂敏感性,显示出与 RDG 判据^[81]相同的变化特征。热裂敏感性也随着铸造速度的增加而增加,但增加幅度没有 RDG 判据明显^[95]。

铸造实践表明,在一般情况下,热裂更容易在较高的铸造速度下形成,并且以星形裂纹的形式在铸坯的中心发展^[55,99]。表1总结了这8种判据计算的热裂敏感性的结果以及相应的试验结果。如果定量地使用这些判据来预测热裂,可以看出没有一个判据能够预测所有的观测结果。如果定性地使用这些判据,考虑到糊状

区的本构和断裂数据并不能够精确地知道,只有 RDG 判据显示出良好的预测结果。结论是,只有那些考虑到半连续铸造过程中的动态性质的热裂判据(如应变速率、或补缩压力、或铸造速度)才能够较好地预测半连续铸造的热裂敏感性随工艺参数的变化,并且有可能预测铸造实践中发生的热裂。Coniglio 和 Cross 等^[84]在焊接试验中证实了在凝固过程中出现开裂的临界应变率的存在。Clyne 和 Davies 判据^[90]对热裂敏感性随铸造速度的影响在文献[100]中得到了验证, Magnin 等人^[63]基于应变的判据对热裂敏感性随铸造速度的影响在文献[101]中得到了验证,而文献[102]和[103]中都得到了 RDG 判据^[84]预测的热裂敏感性随铸造速度增加以及铸件中心热裂敏感性最高的结果。

总结与展望

半连续铸造作为生产铝合金大型铸锭应用最广泛的工艺技术,铸锭中存在的热裂缺陷一直是亟待解决的科学问题。本文综述了半连续铸造的基本原理与发展、半连续铸造中的热裂现象以及几种标准的热裂判据,可大致分为非机械标准和机械标准。前者包括 Clyne 和 Davies 判据、Feurer 判据以及 Katgerman 判据等等,这些判据主要考虑材料本身凝固收缩和液体进料补缩之间竞争,当固体网络间进料不足以补缩金属液体的凝固收缩,热裂就有可能发生。后者主要包括应力判据、

应变判据以及应变速率判据。应力判据认为凝固过程中材料受拉伸应力超过临界断裂应力,热裂就会产生。应变判据考虑了材料糊状区强度和延展性,当糊状区发生的应变超过其能承受的极限应变时,会发生热裂。应变速率判据认为糊状区是否发生热裂是由材料能承受的极限应变速率决定的。选取了其中的8个热裂判据(Feurer、Clyne 和 Davies、Katgerman、Prokhorov、Novikov、Magnin、RDG 和 Braccini)在半连续铸造的有限元模拟中进行了评估。采用不同的铸造速度分析了半连续过程中启动阶段和稳态阶段由8个判据计算的热裂敏感性的变化。结果表明,除了 Clyne 和 Davies 判据和 Novikov 判据,其他6个判据都展现出随铸造速度的显著变化。然而,这6种判据对铸造速度的敏感程度是不同的。将所有热裂敏感性的计算结果与铸造实践进行对比,发现只有 RDG 判据能够较好的预测热裂。对比这8种热裂判据发现,只有充分考虑半连续铸造实践中糊状区所经历的动态变化(如凝固收缩和进料补缩、拉伸应力造成的孔隙、糊状区的形貌对补缩压力的影响、工艺参数变化对糊状区的影响等),才有可能正确预测热裂。

在过去的50年里,半连续铸造热裂缺陷的研究一直集中在凝固的早期阶段(枝晶形成、共晶等)。然而,高固相分数的微结构演化是预测微孔和热裂等缺陷的关键参数。除了改进用于预测热裂的商业凝固代码外,还

表1 基于8种热裂判据的热裂敏感性的计算结果以及半连续铸造过程中的实践

Table 1 Calculation results of hot crack susceptibility based on eight hot crack criteria and practice during DC casting process

	Feurer	Clyne, Davies	Katgerman	Prokhorov	Novikov	Magnin	RDG	Braccini	铸造实践
热裂敏感性是否随铸造速度增加	是	否	是	是	否	是 2, 3	是	是	是
铸件中心热裂敏感性是否最高	是	否	是	是	否	否	是	是	是
裂纹是否形成	未知	未知	未知	是	未知	是	是	未知	否

必须提高对半固态材料的机械性能以及接近固态整体部分的微观结构的理解。沿着这个方向,将微观凝固过程(基于分子动力学或相场晶体方法的详细建模)与原位 X 射线断层扫描观测联系起来具有重要意义。对于合金而言,如果希望同时对固相中的扩散和晶界处的溶质偏析进行建模,需要将此类方法与相场法相结合。一些热裂判据中用到的连续液相断裂的液相分数、RDG 模型中涉及聚结温度等无法同时满足在三维空间的理论解释。而基于相场等微观模型,必须在三维空间研究热裂产生。

目前,热裂理论能够解释热裂现象,但仍然没有一个判据能定量预测热裂是否发生。在构建热裂判据时,应将相变动力学、断裂力学、传热与流动、合金热力学等相结合,并考虑三维糊状区热裂的形核-扩展-愈合复杂机制。一个全面的模型和新热裂判据应包含凝固、枝晶间聚结、补缩和拉伸变形,并将这些过程联系起来:

(1) 半固态材料凝固过程中的微观结构演变;

(2) 糊状区的宏观和微观热机械情况;

(3) 糊状区的力学(或断裂力学)性能;

(4) 糊状区流体流动对热裂的产生和愈合的影响。

此外,对常规半连续铸造过程施加磁场、超声波等需在热裂判据中予以考虑。总之,只有将半连续铸造过程中热裂机制和量化预测方法建模,才能实现定量预测热裂产生。为了实现该目标,原位 X 射线断层扫描和实时原位观测技术能够为实际凝固过程中热裂的形核-扩展-愈合的动态提供微观机制,分子动力学和相场模拟能够为热裂产生条件提供物理支撑,多元多尺度相变模型与微纳力学模型相耦合,必将突破热裂定量预测瓶颈技术。

参考文献

- [1] RAMBABU P, ESWARA PRASAD N, KUTUMBARAO V V, et al. Aluminium alloys for aerospace applications[M]. Aerospace Materials and Material Technologies. Singapore: Springer Singapore, 2016: 29–52.
- [2] RAMA KRISHNA L, MADHAVI Y, SAHITHI T, et al. Enhancing the high cycle fatigue life of high strength aluminum alloys for aerospace applications[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2019, 42(3): 698–709.
- [3] OTANI Y, SASAKI S. Effects of the addition of silicon to 7075 aluminum alloy on microstructure, mechanical properties, and selective laser melting processability[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 777: 139079.
- [4] SOKOLUK M, CAO C Z, PAN S H, et al. Nanoparticle-enabled phase control for arc welding of unweldable aluminum alloy 7075[J]. Nature Communications, 2019, 10: 98.
- [5] LUO Y, WU S C, HU Y N, et al. Cracking evolution behaviors of lightweight materials based on in situ synchrotron X-ray tomography: A review[J]. Frontiers of Mechanical Engineering, 2018, 13(4): 461–481.
- [6] TISZA M, LUKÁCS Z. High strength aluminum alloys in car manufacturing[C]// IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2018.
- [7] BAFFARI D, REYNOLDS A P, LI X, et al. Influence of processing parameters and initial temper on Friction Stir Extrusion of 2050 aluminum alloy[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 28: 319–325.
- [8] MORETO J A, ROSSINO L S, BOSE FILHO W W, et al. On the global and localised corrosion behaviour of the AA2524-T3 aluminium alloy used as aircraft fuselage skin[J]. Materials Research, 2019, 22(2): [2019–01–14]. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2018-0280>.
- [9] LI Z G, FENG R X, WANG Y, et al. Experimental study on the effect of dents induced by impact on the fatigue life of 2024-T3 aluminum alloy plate[J]. Engineering Structures, 2017, 137: 236–244.
- [10] ZHOU J, LIU J, ZHANG X, et al. Experimental and numerical investigation of high velocity soft impact loading on aircraft materials[J]. Aerospace Science and Technology, 2019, 90: 44–58.
- [11] HU M, YANG Z Q, CAO X L, et al. Study on simulation of stamping forming and die surface optimization of aluminum alloy plate[J]. Key Engineering Materials, 2018, 764: 303–311.
- [12] SHIN J, KIM T, KIM D E, et al. Castability and mechanical properties of new 7xxx aluminum alloys for automotive chassis/body applications[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 698: 577–590.
- [13] ENGLER O, SCHÄFER C, BRINKMAN H J, et al. Flexible rolling of aluminium alloy sheet—Process optimization and control of materials properties[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 229: 139–148.
- [14] ZHANG L X, WANG Y H, YANG X H, et al. Texture, microstructure and mechanical properties of 6111 aluminum alloy subject to rolling deformation[J]. Materials Research, 2017, 20(5): 1360–1368.
- [15] SCHNEIDER W. DC casting of aluminium alloys—past, present and future[M]. Essential readings in light metals. Cham: Springer, 2016: 534–541.
- [16] LIU X D, ZHU Q F, KANG Y L, et al. An investigation of direct-chill cast 2024 aluminum alloy under the influence of high shearing with regards to different shear positions[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 279: 116547.
- [17] LI Y, ZHANG Z R, ZHAO Z Y, et al. Effect of main elements (Zn, Mg, and Cu) on hot tearing susceptibility during direct-chill casting of 7xxx aluminum alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, 50(8): 3603–3616.
- [18] BENNETT K, TINDALL E, WAGSTAFF S R, et al. A reduction in hot cracking via microstructural modification in DC cast billets[M]//Light Metals 2019. Cham: Springer International Publishing, 2019: 999–1005.
- [19] GUY S, LAROUCHE A, COLBERT J. Critical role of thermal management during cast start-up of the DC casting process[M]. Light Metals 2017. Cham: Springer International Publishing, 2017: 949–954.
- [20] BOLDOC S, KISS L I. Sensitivity study of the influence of the water boiling parameters on aluminum semi-continuous DC casting[J]. International Journal of Thermal Sciences, 2020, 151: 106276.
- [21] GRANDFIELD J F, ESKIN D G,

- BAINBRIDGE I F. Direct-chill casting of light alloys: science and technology [M]. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2013.
- [22] FEZI K, PLOTKOWSKI A, KRANE M J M. Macrosegregation modeling during direct-chill casting of aluminum alloy 7050[J]. Numerical Heat Transfer, Part A: Applications, 2016, 70(9): 939–963.
- [23] WANG Y B, KRANE M J M, TRUMBLE K P. Transient thermal stress development in direct chill cast ingots with application of a wiper[J]. International Journal of Cast Metals Research, 2018, 31(4): 193–208.
- [24] KATGERMAN L. A mathematical model for hot cracking of aluminum alloys during D.C. casting[J]. Journal of Metals, 1982, 34(2): 46–49.
- [25] DREZET J M, RAPPAZ M. Prediction of hot tears in DC-cast aluminum billets[M]//Essential Readings in Light Metals. Cham: Springer International Publishing, 2016: 912–918.
- [26] M' HAMDI M, MO A, FJÆR H G. TearSim: A two-phase model addressing hot tearing formation during aluminum direct chill casting[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(10): 3069–3083.
- [27] ESKIN D G, KATGERMAN L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys[J]. Progress in Materials Science, 2004, 49(5): 629–711.
- [28] ESKIN D G, KATGERMAN L. A quest for a new hot tearing criterion[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38(7): 1511–1519.
- [29] PARAMATMUNI R K, CHANG K M, KANG B S, et al. Evaluation of cracking resistance of DC casting high strength aluminum ingots[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 379(1–2): 293–301.
- [30] EL-ATY A A, XU Y, GUO X Z, et al. Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A review[J]. Journal of Advanced Research, 2018, 10: 49–67.
- [31] RIOJA R J, LIU J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43(9): 3325–3337.
- [32] EMLEY E F. Continuous casting of aluminium[J]. International Metals Reviews, 1976, 21(1): 75–115.
- [33] GRANDFIELD J F, MCGLADE P T. DC casting of aluminium: Process behaviour and technology[J]. Materials Forum, 1996, 20: 29–51.
- [34] PAKANATI A, M' HAMDI M, COMBEAU H, et al. Investigation of macrosegregation formation in aluminium DC casting for different alloy systems[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49(10): 4710–4721.
- [35] KISS LI, MEENKENT, CHARETTE A, et al. Effect of water quality and water type on the heat transfer in DC casting[M]//Essential Readings in Light Metals. Cham: Springer International Publishing, 2016: 696–701.
- [36] NASRESFAHANI M R, NIROUMAND B. Effect of degassing on hot tearing tendency of A206 aluminum cast alloy[J]. International Journal of Metalcasting, 2020, 14(2): 538–546.
- [37] GAO X, LI H X, HAN L, et al. Assessment of local cracking susceptibility based on an in situ observation[J]. Materials Characterization, 2019, 151: 182–190.
- [38] WECKMAN D C, NIESSEN P. A numerical simulation of the D.C. continuous casting process including nucleate boiling heat transfer[J]. Metallurgical Transactions B, 1982, 13(4): 593–602.
- [39] EJAER H G, MO A. ALSPEN-A mathematical model for thermal stresses in direct chill casting of aluminum billets[J]. Metallurgical Transactions B, 1990, 21(6): 1049–1061.
- [40] WISKEL J B, COCKCROFT S L. Heat-flow-based analysis of surface crack formation during the start-up of the direct chill casting process: Part II. experimental study of an AA5182 rolling ingot[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 1996, 27(1): 129–137.
- [41] DREZET J M, RAPPAZ M. Modeling of ingot distortions during direct chill casting of aluminum alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27(10): 3214–3225.
- [42] SENGUPTA J, THOMAS B G, WELLS M A. The use of water cooling during the continuous casting of steel and aluminum alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2005, 36(1): 187–204.
- [43] JAMALY M A M. The effects of microstructural features and process parameters on the hottearing in direct chill cast aluminum alloys[D]. Vancouver: University of British Columbia, 2012.
- [44] ESKIN D G, ZUIDEMA J Jr, SAVRAN V I, et al. Structure formation and macrosegregation under different process conditions during DC casting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 384(1–2): 232–244.
- [45] BASERINIA A R, NG H, WECKMAN D C, et al. A simple model of the mold boundary condition in direct-chill (DC) casting of aluminum alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2012, 43(4): 887–901.
- [46] CHEN Q P, LI H X, SHEN H F. Transient modeling of grain structure and macrosegregation during direct chill casting of Al-Cu alloy[J]. Processes, 2019, 7(6): 333.
- [47] ZHANG H T, NAGAUMI H, ZUO Y, et al. Coupled modeling of electromagnetic field, fluid flow, heat transfer and solidification during low frequency electromagnetic casting of 7XXX aluminum alloys: Part I: Development of a mathematical model and comparison with experimental results[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 448(1–2): 189–203.
- [48] XU J, WANG H J, TANG M G, et al. Application research on DC casting process by annular electromagnetic stirring for a modified 7075 alloy[J]. Materials Science Forum, 2013, 765: 175–179.
- [49] SALLOUM-ABOU-JAOUDE G, ESKIN D G, LEBON G S B, et al. Altering the microstructure morphology by ultrasound melt processing during 6XXX aluminium DC-casting[M]//Light Metals 2019. Cham: Springer International Publishing, 2019: 1605–1610.
- [50] VERNÈDE S, RAPPAZ M. Transition of the mushy zone from continuous liquid films to a coherent solid[J]. Philosophical Magazine, 2006, 86(24): 3779–3794.
- [51] HATAMI N, BABAEI R, DADASHZADEH M, et al. Modeling of hot tearing formation during solidification[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 205(1–3): 506–513.
- [52] LI H T, ZHAO P Z, YANG R D, et al. Grain refinement and improvement of solidification defects in direct-chill cast billets of A4032 alloy by melt conditioning[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2017, 48(5): 2481–2492.
- [53] YANG Y H, LIU X F, WANG S Q. Thermal characteristics of induction heating with stepped diameter mold during two-phase zone continuous casting high-strength aluminum alloys[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2020, 152: 119479.

- [54] DONG Q S, HOWELLS A, GALLERNEAULT M F, et al. Precipitation-induced mitigation of recrystallization in ultra-thin, cold-rolled AlScZrMn(Mg) sheets at brazing temperatures: The critical effect of alloy composition and thermal processing route[J]. *Acta Materialia*, 2020, 186: 308–323.
- [55] CHOLEWA M, BARTOCHA D. Kinetics of composite solidification taking movement of components into consideration[J]. *Archives of Computational Materials Science and Surface Engineering*, 2009, 1(2): 69–76.
- [56] SPITTLE J A, CUSHWAY A A. Influences of superheat and grain structure on hot-tearing susceptibilities of Al-Cu alloy castings[J]. *Metals Technology*, 1983, 10(1): 6–13.
- [57] REVAUX T, DEPRez P, BRICOUT J P, et al. In situ solidified hot tensile test and hot ductility of some plain carbon steels and microalloyed steels[J]. *ISIJ International*, 1994, 34(6): 528–535.
- [58] SİSTANİNIA M, TERZİ S, PHİLLİON A B, et al. 3-D granular modeling and in situ X-ray tomographic imaging: A comparative study of hot tearing formation and semi-solid deformation in Al-Cu alloys[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(10): 3831–3841.
- [59] FARUP I, DREZET J M, RAPPAZ M. In situ observation of hot tearing formation in succinonitrile-acetone[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(7): 1261–1269.
- [60] İNSTONE S, STJOHN D, GRANDFIELD J. New apparatus for characterising tensile strength development and hot cracking in the mushy zone[J]. *International Journal of Cast Metals Research*, 2000, 12(6): 441–456.
- [61] PHİLLİON A B, HAMILTON R W, FULORIA D, et al. In situ X-ray observation of semi-solid deformation and failure in Al-Cu alloys[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(4): 1436–1444.
- [62] TERZİ S, SALVO L, SUÉRY M, et al. In situ X-ray tomography observation of inhomogeneous deformation in semi-solid aluminium alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2009, 61(5): 449–452.
- [63] MAGNIN B, MAENNER L, KATGERMAN L, et al. Ductility and rheology of an Al-4.5% Cu alloy from room temperature to coherency temperature[J]. *Materials Science Forum*, 1996, 217–222: 1209–1214.
- [64] MARTIN C L, FAVIER D, SUÉRY M. Fracture behaviour in tension of viscoplastic porous metallic materials saturated with liquid[J]. *International Journal of Plasticity*, 1999, 15(10): 981–1008.
- [65] LEE D C G, MARSHALL W K B. The hot-tearing tendencies of aluminium casting alloys[J]. *Journal of the Institute of Metals*, 1946, 72(12): 644–646.
- [66] SAVEIKO V N. Theory of hot tearing[J]. *Russian Castings Production*, 1961, 11: 453–456.
- [67] NOVIKOV I I. Hot-shortness of nonferrous metals and alloys[R]. *Foreign Technology Div Wright-Patterson Afb Ohio*, 1968.
- [68] DICKHAUS C H, OHM L, ENGLER S. Mechanical properties of solidifying shells of aluminum alloys[J]. *Transactions-American Foundrymen Society*, 1993: 677–677.
- [69] WILLIAMS J A, SINGER A R E. Deformation, strength, and fracture above the solidus temperature[J]. *Journal of the Korean Institute of Metals and Mate*, 1968, 96(1): 5–12.
- [70] LANGE F F. *Non-elastic deformation of polycrystals with a liquid boundary phase[M]*//*Deformation of Ceramic Materials*. Boston: Springer 1975: 361–381.
- [71] LAHAIE D J, BOUCHAR D M. Physical modeling of the deformation mechanisms of semisolid bodies and a mechanical criterion for hot tearing[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2001, 32(4): 697–705.
- [72] SUYİTNO, KOOL W H, KATGERMAN L. Micro-mechanical model of hot tearing at triple junctions in DC casting[J]. *Materials Science Forum*. 2002, 396–402: 179–184.
- [73] SUYİTNO, KOOL W H, KATGERMAN L. Integrated approach for prediction of hot tearing[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(10): 2388–2400.
- [74] BAI Q L, LIU J C, LI H X, et al. A modified hot tearing criterion for direct chill casting of aluminium alloys[J]. *Materials Science and Technology*, 2016, 32(8): 846–854.
- [75] ANYALEBECHI P N. Hydrogen-induced gas porosity formation in Al-4.5wt% Cu-1.4wt% Mg alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2013, 48(15): 5342–5353.
- [76] ULUDAĞ M, ÇETİN R, DISPİNAR D, et al. The effects of degassing, grain refinement & Sr-addition on melt quality-hot tear sensitivity relationships in cast A380 aluminum alloy[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2018, 90: 90–102.
- [77] PELLINI W S. Strain theory of hot tearing[J]. *Foundry*, 1952, 80(11): 125–133.
- [78] MITCHELL J B, COCKCROFT S L, VIANO D, et al. Determination of strain during hot tearing by image correlation[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(10): 2503–2512.
- [79] NAGAUMI H, XUE G X, ZHANG Z Z, et al. Effect of contraction behaviors during solidification of 7xxx aluminum alloys on hot tearing susceptibility[J]. *Materials Science Forum*, 2014, 783–786: 300–306.
- [80] PROKHOROV N N. Refinement in the hot tearing of cast Al-Cu alloy[J]. *Russian Castings Production*, 1962, 2: 172–175.
- [81] RAPPAZ M, DREZET J M, GREMAUD M. A new hot-tearing criterion[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, 30(2): 449–455.
- [82] NIYAMA E, UCHIDA T, MOIKAWA M, et al. A method of shrinkage prediction and its application to steel casting practice[J]. *AFS Cast Metals Research Journal*, 1982, 7: 52–63.
- [83] CARLSON K D, BECKERMANN C. Prediction of shrinkage pore volume fraction using a dimensionless Niyama criterion[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(1): 163–175.
- [84] CONIGLIO N, CROSS C E. Mechanisms for solidification crack initiation and growth in aluminum welding[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(11): 2718–2728.
- [85] PHİLLİON A B, COCKCROFT S L, LEE P D. A new methodology for measurement of semi-solid constitutive behavior and its application to examination of as-cast porosity and hot tearing in aluminum alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 491(1–2): 237–247.
- [86] MONROE C, BECKERMANN C. Prediction of hot tearing using a dimensionless Niyama criterion[J]. *Journal of Metals*, 2014, 66(8): 1439–1445.
- [87] DOU R F, PHİLLİON A B. Application of a pore fraction hot tearing model to directionally solidified and direct chill cast aluminum alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2016, 47(8): 4217–4225.

- [88] LI S, APELIAN D. Hot tearing of aluminum alloys[J]. *International Journal of Metalcasting*, 2011, 5(1): 23–40.
- [89] KOU S. A criterion for cracking during solidification[J]. *Acta Materialia*, 2015, 88: 366–374.
- [90] CLYNE T W, DAVIES G J. *Solidification and casting of metals*[M]. London: Metals Society, 1979.
- [91] FEURER U, NISSWAAG H, SCHUT J W. Quality control of engineering alloys and the role of metals science[D]. Delft: Delft University of Technology, 1977.
- [92] NASRESFAHANI M R, NIROUMAND B. A new criterion for prediction of hot tearing susceptibility of cast alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(9): 3699–3702.
- [93] NASRESFAHANI M R, NIROUMAND B. Design of a new hot tearing test apparatus and modification of its operation[J]. *Metals and Materials International*, 2010, 16(1): 35–38.
- [94] JAMALY N, PHILLION A B, DREZET J M. Stress-strain predictions of semisolid Al-Mg-Mn alloys during direct chill casting: Effects of microstructure and process variables[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2013, 44(5): 1287–1295.
- [95] SUYITNO, KOOL W H, KATGERMAN L. Hot tearing criteria evaluation for direct-chill casting of an Al-4.5 pct Cu alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(6): 1537–1546.
- [96] SUYITNO, KOOL W H, KATGERMAN L. Finite element method simulation of mushy zone behavior during direct-chill casting of an Al-4.5 pct Cu alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35(9): 2917–2926.
- [97] CHAI G C, BÄCKERUD L, RØLLAND T, et al. Dendrite coherency during equiaxed solidification in binary aluminum alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, 26(4): 965–970.
- [98] VELDMAN N L M, DAHLE A K, STJOHN D H, et al. Dendrite coherency of Al-Si-Cu alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(1): 147–155.
- [99] FARUP I, MO A. Two-phase modeling of mushy zone parameters associated with hot tearing[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31(5): 1461–1472.
- [100] NEDREBERG M L. Thermal stress and hot tearing during the DC casting of Al Mg Si billet[D]. Oslo: University of Oslo, 1991.
- [101] MAGNIN B, MAENNER L, KATGERMAN L, et al. Ductility and rheology of an Al-4.5% Cu alloy from room temperature to coherency temperature[J]. *Materials Science Forum*, 1996, 217–222: 1209–1214.
- [102] ROWAN M, THOMAS B G, PIERER R, et al. Measuring mechanical behavior of steel during solidification: modeling the SSCC test[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2011, 42(4): 837–851.
- [103] M' HAMDI M, BENUM S, MORTENSEN D, et al. The importance of viscoplastic strain rate in the formation of center cracks during the start-up phase of direct-chill cast aluminum extrusion ingots[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, 34(9): 1941–1952.

通讯作者: 王俊升, 教授, 长期从事集成计算材料工程研究, 专注于航空轻质铝合金、镁合金设计、表征和应用的基础研究, E-mail: Junsheng.Wang@bit.edu.cn.

A Review on Hot Tearing Models in Direct Chill Casting of Aluminum Alloys

CHEN Dongxu¹, WANG Junsheng^{1,2}, WANG Yu¹, ZHANG Mingshan¹, WANG Bing¹,
ZHANG Chi¹, WANG Shuo¹, HAN Jiaqiang³

(1. School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China;

2. Advanced Research Institute of Multidisciplinary Science, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China;

3. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

[ABSTRACT] Aluminum alloys are widely used in aerospace, rail transportation, automobile lightweight and other fields. Semi-continuous direct cooling casting technology is an important method for preparing large aluminum alloy ingots. However, in this preparation process, hot tearing is a serious casting defect, and the control of hot tearing defects is a key technology for preparing high-quality large ingots. In this paper, the development overview of direct chill casting (DC casting), the formation mechanism and prediction model of hot tearing are summarized, and the calculation results of hot tearing susceptibility based on several hot tearing criterion are analyzed and compared with the casting practice. The results show that none of hot tearing criterion can quantitatively predict the occurrence of hot tearing. In terms of qualitative prediction, the RDG criterion has the greatest application potential. The future prospect of the integration of micro-macro theoretical calculations and advanced observation methods is proposed. When developing hot tearing criterion, multiphase mechanics, fracture mechanics, fluid flow and alloy thermodynamics should be linked, and the nucleation-expansion-healing complex mechanism in the three-dimensional pasty zone should be considered.

Keywords: Aluminum alloy; Semi-continuous direct cooling casting; Hot tearing; Hot tearing criterion; Nucleation-expansion-healing

(责编 雷松)