

压铸条件下合金流动停止机理

韩青有

(东南大学机械工程学院, 江苏南京 211189)

摘要: 大型薄壁压铸件的生产问题与压铸条件下合金的流动性密切相关。基于流头阻塞的经典流动性理论认为, 合金的流动性与合金的结晶温度范围成反比。然而, 这一规律在压铸条件下不成立。本文综述了作者近年来关于流动性的研究。使用两种不同的流动性测试方法, 选用特定成分合金, 展示铝合金在压铸和重力铸造条件下的流动性与合金结晶温度范围的关系。通过金相组织分析, 揭示金属液充型和凝固期间流动阻塞机制。研究表明, 在压铸条件下, 压室中形成的预结晶枝晶是压铸流动阻塞的根源。在充型过程中, 这些预结晶枝晶被压头送入浇道, 聚集在内浇道附近, 形成预结晶枝晶骨架芯, 从而阻塞内浇道。初步计算表明, 液体流过此预结晶枝晶骨架芯时, 产生的压降和压头压强处于同一数量级。当压头的压强难以克服流动所产生的压降时, 压头运动停止, 使充型流动停止。为此, 减小或消除预结晶枝晶骨架芯的形成, 有利于提高压铸合金的流动性。

关键词: 压铸; 铝合金; 流动性

压铸 (Die Casting 或 High Pressure Die Casting) 是一项具有百年历史的铸造方法^[1]。在压铸过程中, 金属液在压头 (活塞) 的驱动下, 高速射入金属型腔, 并在高压下快速冷却和凝固成形, 由于金属液充型迅速, 压铸技术适用于制造大型薄壁铸件; 由于金属液在高压下充型, 压铸技术适用于制造具有表面精细结构的大型薄壁铸件; 由于使用金属型, 铸件凝固速度快、凝固组织细小、尺寸精密度高和生产节拍快。为此, 压铸技术被广泛应用于制造铝合金大型薄壁汽车铸件。汽车铸件一体化的需求, 更将压铸技术推向大型薄壁铸件的尺寸极限^[2]。在难以进一步增加压铸机驱动力的条件下, 铸造合金的流动性成为突破这一尺寸极限的重要因素之一^[3]。

金属液流动性的物理学定义是金属液在给定温度下粘度的倒数^[4]。在铸造过程中, 金属液冷却时温度不断变化, 并发生凝固, 使金属的粘度不断变化。为体现铸造过程的特点, 铸造界将合金的流动性定义为金属液在给定铸造条件下 (如浇注温度和铸型条件下) 的流动长度^[4-8]。这样定义的流动性仅和合金的特性相关, 可衡量不同合金在相同铸造条件下充填铸型的能力^[5]; 将合金的充型性定义为给定合金在不同铸造条件 (浇注温度和铸型条件) 下的流动长度, 用以衡量铸造方法和条件对合金液充填铸型能力的影响^[9]。由特斯拉一体化铸件的生产而带来的大型压铸机的飞速发展, 是利用铸造条件提高铝合金液充型能力的典型案例^[2]。然而, 学术界对合金流动性的研究主要集中在重力浇注领域, 在压力铸造领域却被严重忽略了。

在重力铸造领域, 学术界广泛接受麻省理工Flemings等人提出的流头阻塞理论^[5-8]。该理论认为, 金属液充型时其流头温度最低。充型时金属液的凝固, 首先在流头发生。当流头中形成的固相分数大于一定的临界分数时, 该金属液流头难以在铸型中流动, 使充型流动停止。对于纯金属和二元共晶合金, 金属的结晶温度范围等于0, 流动停止时流头中的临界固相分数趋于1, 如图1a所示; 对于有一定结晶温度范围的合金, 流动停止时流头中的临界固相分数约为0.2, 如图1c所示。这个基于流头阻塞的流动性理论, 较好地描述了二元合金在重力浇注条件下合金液的流动长度和合金结晶温度范围之间的反比关系, 如图1b所示^[7]。

作者简介:

韩青有 (1958-), 男, 博士, 教授, 从事先进材料加工技术研究。E-mail: hanq@seu.edu.cn

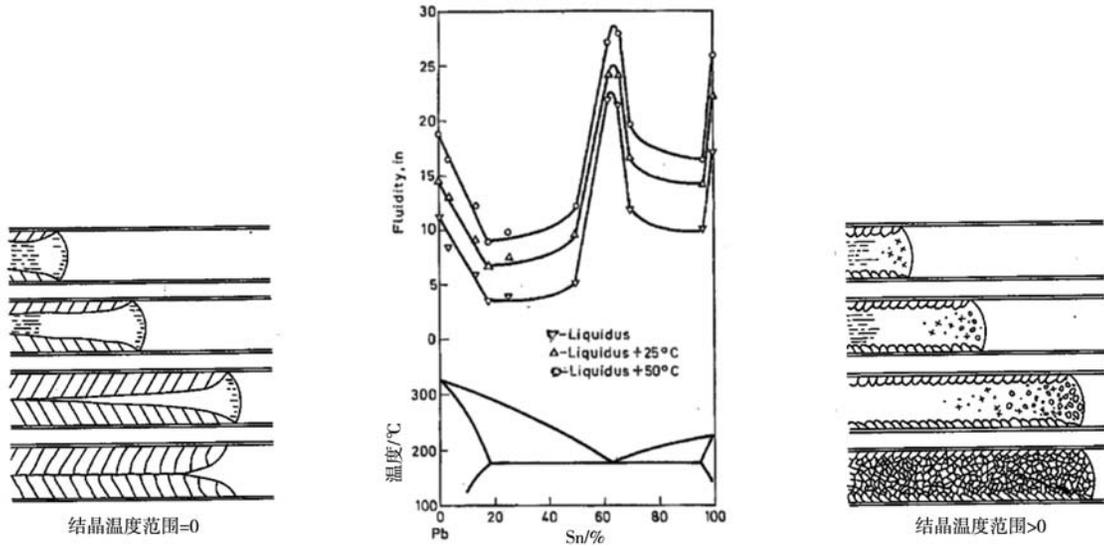
中图分类号: TG249.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2024) 10-1378-08

收稿日期:

2024-08-19 收到初稿,
2024-08-21 收到修订稿。



(a) 结晶温度范围=0 (b) 合金液的流动长度和合金结晶温度范围之间的反比关系 (c) 结晶温度范围>0
图1 合金的流动性和相图的关系以及流头阻塞机理

Fig. 1 Relationship between fluidity of alloy and phase diagram and the relevant flow-choking mechanisms

然而流头阻塞理论显然不适用于描述压铸条件下的合金流动性问题。其一，半固态合金可在固相分数大于0.5时压铸充型，远远大于流头阻塞理论所提出的临界固相分数^[10]；其二，压铸的充型时间小于0.1 s，在这么短的充型时间内流头的温降不大^[1]；其三，内浇道合金液流速可大于50 m/s，在这么大的运动速度下，金属液滴（包括已凝固成固相颗粒）也会在惯性作用下运动相当长的距离。为此，压铸条件下金属液的流动性与流头凝固现象相关性不大。作者发现，压铸时的流动停止与在压室中形成的预结晶枝晶堵塞内浇道相关。本文简述作者近年来在铝合金压铸流动性方面的研究工作^[1, 3, 11-13]。选用结晶温度范围变化较大的合金进行重力铸造和压铸两种条件下的合金流动性研究，验证这些特定合金在这两种不同铸造条件下合金的流动性随合金结晶温度范围的变化趋势截然不同。通过压铸件的金相检测，显示压铸条件下合金液停止流动的物理机制。通过使用Darcy定律计算流动阻塞处的压降，证明此压降与压头压强数量级相同，从而证明作者提出的压铸条件下的流动停止机理成立。

1 试验过程

1.1 试验合金及熔炼浇注

试验选用的合金及其成分见表1。除4个商业合金外，选择纯铝和低硅合金，使试验合金的成分范围增大，从而验证麻省理工提出的流头阻塞理论在重力铸造和压铸条件下的可行性。为防止压铸金属型粘模^[14]，将A356合金的含铁量提高到A380合金的水平。试验合金用10 kg电阻炉熔化，加热到750 °C，保温30 min后，

随炉冷却到浇注温度。合金的浇注温度选择为高于该合金液相线70 °C，即过热度为70 °C。使合金液在相同过热度条件下充型，从而消除过热度对合金流动性的影响。合金的液相线和固相线温度用ThermoCalcTM和Al-3热力学数据库计算。表2列出表1中合金的液相线温

表1 本试验选用合金的化学成分
Table 1 Chemical compositions of the tested alloy

合金	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Al
纯铝									余量
低硅	1.8	1.0	0.05	0.03	0.08		0.30	0.1	余量
A356	7.0	1.2	0.20	0.10	0.35		0.10	0.2	余量
A380	8.5	1.3	3.50	0.50	0.10	0.50	3.00		余量
A319	6.0	1.0	3.50	0.50	0.10	0.35	3.00		余量
A390.2	17.5	0.8	4.50	0.10	0.58		0.10	0.2	余量

表2 试验合金的液相线和固相线温度，结晶温度范围和浇注温度

Table 2 The liquidus, solidus, the solidification interval and the casting temperature of the tested alloys

合金	液相线温度/°C	固相线温度/°C	结晶温度范围/°C	浇注温度/°C
纯铝	660	660	0	730
低硅	650	563	87	720
A356	615	561	54	686
A380	583	524	59	650
A319	606	524	82	670
A390.2	628	528	100	727

度、固相线温度和结晶温度范围，并列合金液的浇注温度。

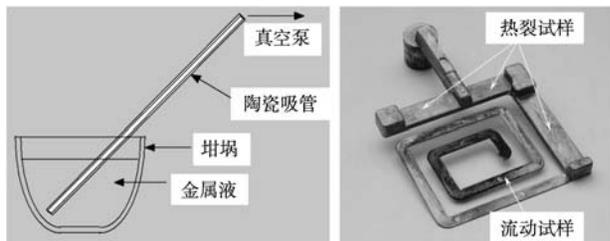
1.2 流动性测试方法

使用了两种方法测试合金的流动性。第一种是麻省理工开发的Ragone方法^[4]，见图2a。合金液在表2给定的温度下吸入内径4 mm室温陶瓷管，真空泵的压力控制在82 cm水柱。陶瓷吸管的水平度对试验结果影响不大。详细的Ragone试验方法参见麻省理工已发表的文献[4-8]。Ragone方法被认为是在重力铸造条件下研究合金流动性的最精确的方法。

第二种是作者在橡树岭实验室开发的Han方法^[11-13]。作者使用一台128 t锁紧力的压铸机，用H13钢模具制备如图2b所示的压铸件。模温130 ℃，压室内径5.08 cm，压头最高速度254 cm/s，最大压强13.8 MPa。详细的压铸试验条件参见作者已发表的文献[13]。铸件由三段热裂试样和一段回形流动性试样组成，可同时用于测定合金的热裂倾向和流动性。热裂试样厚6 mm，宽32 mm，长分别为57 mm，76 mm，127 mm。回形流动性试样厚1 mm，宽15 mm，长914 mm。热裂试样可视为压铸件的横浇道，流动性试样的入口可视为压铸件的内浇道。回形的边长随合金液的充型流动而递减。这样的流动性试样设计，使压铸条件下离散的流头液滴获得一定的形状规范，从而减小离散流头液滴由于与主流充型液流分离而带来的流动长度测量误差。然而，即使使用这样的回形流动试样，凝固后的流头仍然极易在铸件脱模时从铸件本体脱落而成为碎片，带来一定的试验误差。

1.3 压室中的凝固组织模拟

在图2b所示的热裂试样和流动试样中，往往含有部分在压室中形成的枝晶组织。为区别压室内形成的枝晶组织和铸型内形成的组织，选用A380铝合金，在表2中的过热度条件下，浇入与压室内径相同的钢管，开展了两个凝固试验，以揭示压铸条件下合金液流动停止机理。第一个是合金液自然凝固，以确定合金的



(a) Ragone试验法 (b) Han试验法制备的压铸件

图2 Ragone试验法和Han试验法制备的压铸件

Fig. 2 Ragone method, and a die casting made by Han method

二次枝晶臂间距。第二个是合金液在高强超声搅拌作用条件下的凝固，近似模拟金属液在压室中受到强制扰动时破碎枝晶的形貌。详细的试验条件参见作者已发表的文献[15]。

2 试验结果及分析

2.1 流动性和合金间隔的关系

用表1所列合金实测了两种铸造条件下的流动长度，所测得的流动长度和合金的结晶温度范围之间的关系见图3。用Ragone方法获得的试验数据，呈现出合金流动性和合金结晶温度范围之间的反比关系，与图1所示的著名试验结果一致。试验结果表明，在重力铸造条件下，麻省理工的流头阻塞理论，不仅适用于如图1所示的二组元合金，也适用于多组元商业合金。

然而，图1所示的压铸条件下的流动性和结晶温度范围的规律与重力铸造条件下的规律完全相反。使用Han方法所获得的压铸条件下试验数据如图3所示，合金的流动性随合金的结晶温度范围增加而增加，这一趋势与重力铸造条件下的趋势完全不同。例如，纯铝（结晶温度范围等于0）在重力铸造条件下的流动性应该优于结晶温度范围大于0的合金，但在压铸条件下，其流动性反而低于结晶温度范围大于0的合金。为此，图3所示的试验结果预示着压铸条件下金属液充型流动的停止机理与重力铸造条件下的流动停止机理存在不同之处。

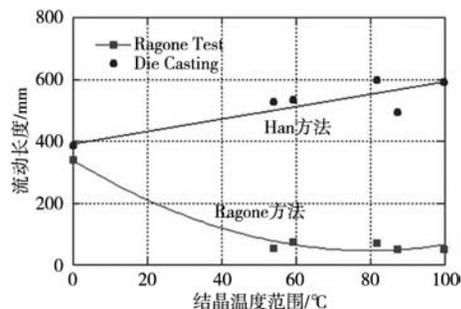


图3 实测的流动长度与合金结晶温度范围计算值之间的关系

Fig. 3 Relationship between the measured fluidity length and the calculated solidification interval of alloy

2.2 压铸条件下合金的流动性和固相线温度的关系

将图3中压铸条件下合金的流动长度和表2中所述的合金固相线温度建立关系，可获得图4。由图4可知，合金液的流动长度随合金的固相线温度提高而降低。压铸条件下合金的流动性和合金固相线之间这样的单调下降关系，显然与重力铸造条件下的关系完全不同。重力铸造条件下的关系如图1所示，当合金成分

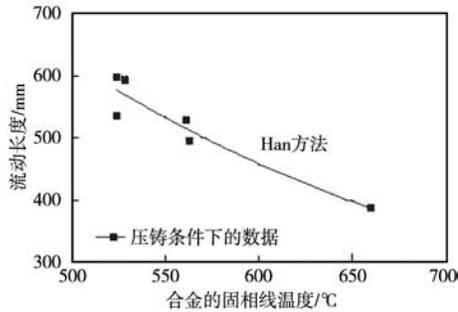


图4 压铸条件下实测的合金流动长度与计算的合金固相线温度之间的关系

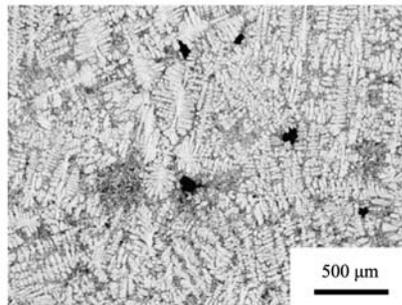
Fig. 4 Relationship between the measured fluidity length and the calculated solidus of alloy under the die casting conditions

低于单相合金溶质最大饱和度时，合金的流动性随固相线的降低而减低；在共晶成分范围内，合金的固相线温度是个常数，但其流动性可变化数倍。可见，重力铸造条件下合金的流动性与固相线温度之间的关系没有像压铸条件下的线性递减关系。这样的差异预示

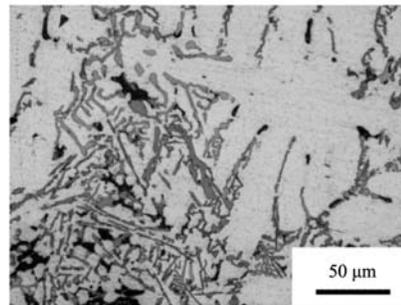
着两种铸造条件下的合金液流动停止机制的不同。压铸条件下合金流动性与合金的固相线温度密切相关，预示着压铸时合金可在极高的固相分数条件下充型。

2.3 A380 合金在压室内凝固时枝晶形貌

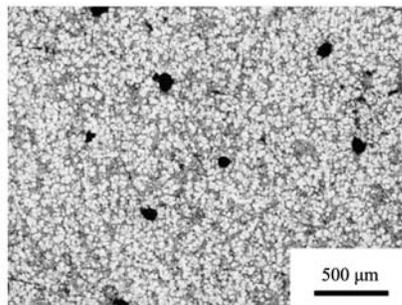
压室凝固组织模拟研究结果如图5^[14]所示。当A380合金液浇入压室后自然凝固时，初生铝相生长为发达的枝晶（图5a），枝晶间富集着铝硅共晶组织和各类含铁相（图5b）。在选定的数个一次枝晶臂上测量二次枝晶臂间距，其平均间距大约为15~25 μm（图5b）。当A380合金液浇入压室后在超声超声振动的影响下凝固时，一次枝晶臂完全消失（图5c），形成孤立的枝晶碎片（图5d）。这些枝晶碎片主要由一次枝晶臂上游离的二次枝晶臂组成。大多数枝晶碎片接近椭圆形，其最小直径大于图5a、图5b所示的二次枝晶臂间距。显然，超声超声振动促进了液态溶质扩散，从而促进了枝晶碎片的粗化过程，使得枝晶碎片的最小直径大于合金自然凝固时的二次枝晶臂间距^[16]。



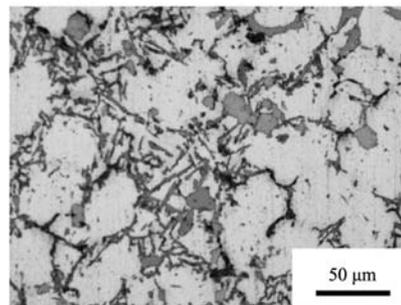
(a) 自然凝固组织，低倍



(b) 自然凝固组织，高倍



(c) 超声振动搅拌条件下的凝固组织，低倍



(d) 超声振动搅拌条件下的凝固组织，高倍

图5 A380合金在压室中自然凝固组织以及在超声振动搅拌条件下的凝固组织

Fig. 5 Microstructure of A380 alloy solidified naturally in a shot chamber (a) and (b), and solidified under severe stirring caused by using ultrasonic vibrations in the shot chamber (c) and (d)

二组元合金凝固时的二次枝晶臂间距 (d_2) 和局部凝固时间 (t_c) 的定性公式由Flemings等人推导而出^[17]。Han等人将二组元模型推广为多组元模型如下^[18]：

$$t_c = -d_2^3 \frac{L\phi}{\sigma T_0} \left(\sum_{i=1}^N \frac{m_i C_{ri} (1-k_r)}{D_{ii}} \right) \quad (1)$$

式中：下标*i*代表第*i*个合金元素相应的参数，*N*是合金系中的合金元素数目， ϕ ， σ 是常数，*L*是合金的结晶潜热， T_0 是合金的液相线温度，*m*、*C_r*、*k*和*D*是合金元素的液相线斜率、含量、平衡分配系数和扩散系数。

对于A380合金，公式(1)被估算为下式^[1]：

$$t_c = 1.01 \times 10^{-2} d_2^3 \quad (2)$$

式中： t_c 的单位为s， d_2 的单位为 μm 。令合金在凝固期间的平均冷却速度为 q ，则 $t_c = (T_L - T_S) / q$ ，带入式(2)，可得到：

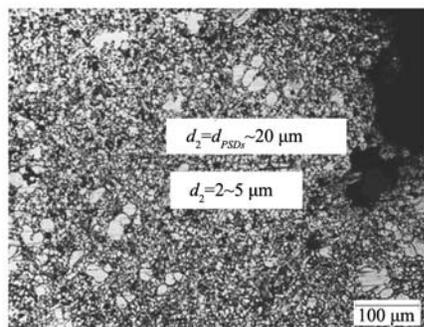
$$q = \frac{T_L - T_S}{t_c} = \frac{77}{1.01 \times 10^{-2} d_2^3} = 7.6 \times 10^3 d_2^3 \quad (3)$$

式中： T_L 和 T_S 是合金的液相线温度和固相线温度。对表2所列的A380合金而言， $T_L - T_S = 77$ 。使用公式(3)可估算A380合金凝固组织二次臂间距与平均冷却速度的关系，估算结果见表3。图5a、图5b中二次臂间距大约15~25 μm ，其对应的局部凝固时间大约为34~158 s，平均冷却速度大约为2.3~0.95 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。对于一个约5 cm直径的A380铝棒，其凝固时间和冷却速度与估算结果大致吻合。

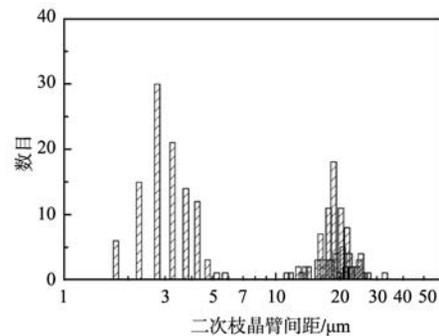
表3 二次枝晶臂间距和用公式(2)和(3)计算的局部凝固时间以及平均冷却速度

Table 3 Secondary dendrite arm spacing vs. calculated local solidification time and cooling rates by using Eqs. (2) and (3)

项目	数值							
$d_2/\mu\text{m}$	2	4	5	10	15	20	25	30
t_c/s	0.08	0.65	1.26	10	34	81	158	273
$q/(^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1})$	950	119	61	7.6	2.3	0.95	0.49	0.28



(a) A380合金在流动试样流头前端的凝固组织



(b) 晶粒直径(或二次臂间距)分布

图6 A380合金在流动试样流头前端的凝固组织和晶粒直径(或二次臂间距)分布

Fig. 6 Microstructure of A380 alloy in the flow front of the fluidity specimen and the distribution of the size of the crystal or distribution of the secondary dendrite arm spacing

末期，将料饼中的物质挤压到此处，体现料饼内部组织。其金相组织中的二次臂间距约20 μm ，说明这些枝晶是在压室中形成的预结晶枝晶或外生晶枝晶碎片。3号位置处在流道的一个末端点。金属液在此末端区形成强紊流甚至水锤效应，使得该区的预结晶枝晶组织比1号位置进一步破碎。预结晶枝晶组织在这两个部位的分布基本均匀，但3号位试样中预结晶枝晶体积分数大大低于1号位试样中的预结晶枝晶体积分数。

充型过程中，金属液的主流通过2号位流向4~9号

2.4 A380合金在压铸件中的枝晶形貌

在压铸过程中，当金属液浇入压室后受压室急冷，开始形成一些铝枝晶。这些枝晶通常称为预结晶枝晶(pre-solidified dendrites, PSDs)或外生晶(Externally Solidified Crystals, ESCs)。然后，含有一定数量预结晶枝晶的金属液被压头在一定的速度和压力控制下压入铸型充型。这些预结晶枝晶的生长受压头推进所带来的液态扰动影响，其晶体形貌介于图5所示的形貌之间。

压铸件流动性试样接近流头的典型凝固组织见图6a，存在两类白色的枝晶组织。这两类枝晶组织的尺寸呈双峰分布，见图6b。较大枝晶的直径约20 μm ，与图5中的枝晶尺寸数量级接近。显然，这些晶粒是压室中形成的枝晶碎片，是预结晶枝晶或外生晶。较小晶粒的直径约2~5 μm 。部分小晶粒呈现一次枝晶臂及其整齐排列的二次枝晶臂，二次枝晶臂间距约2~5 μm 。这些较小的晶粒应该是金属液在铸型中快冷所形成的枝晶组织。尽管图5中的预结晶枝晶或外生晶的分布比较均匀，但是，这些预结晶枝晶在铸件某些部位的分布极不均匀。

压铸件中各特征部位的组织见图7。各标号部位的位置见图中铸件。各标号位置的组织图上(或附近)注有标号。1号位置位于料饼附近，压头高速高压

位的热裂试样，然后充入流动试样11~20各部位。与3号位的组织明显不同，在5~9号位的热裂试样的壁厚中心部，收集了大量的白色预结晶枝晶碎片。图7中上部是6号位置组织放大图。在6.15 mm厚的热裂试样中，存在严重的预结晶枝晶偏析。试样上下表面约1.2 mm厚的边界层内的预结晶枝晶碎片远远低于试样中心部位。类似的预结晶枝晶组织分布发生在5, 7~9号位置，预结晶枝晶分布极不均匀。事实上，预结晶枝晶组织在5-9部位的铸件中形成了一个连续的预结晶枝

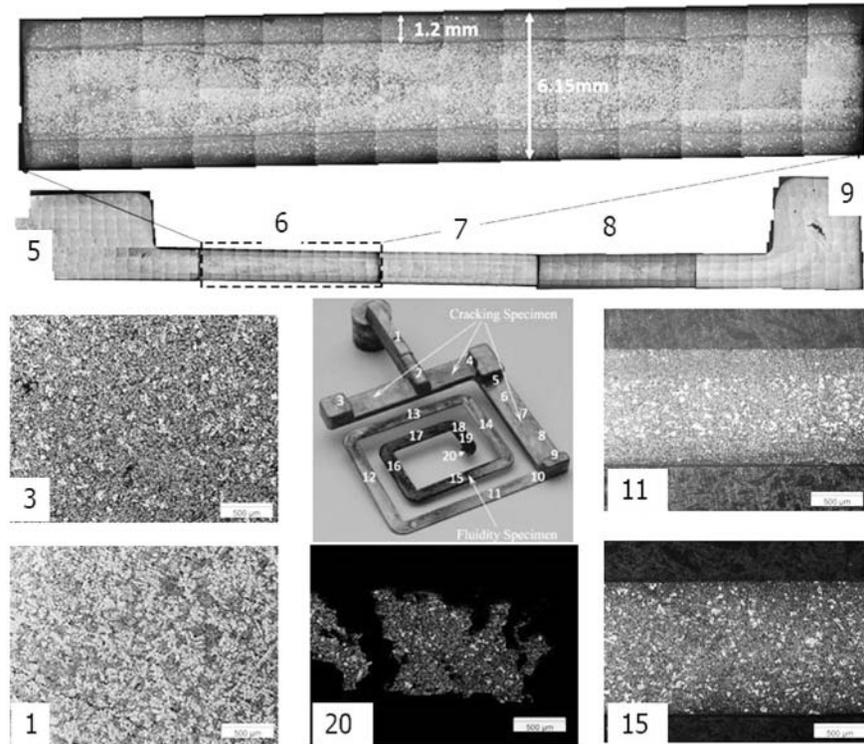


图7 A380合金压铸件的流动试样中的凝固组织

Fig. 7 Microstructure of A380 alloy in the fluidity specimen of the die casting

晶芯。在此芯中，预结晶枝晶的固相分数大于0.5。为此，可以断定此预结晶枝晶芯中的枝晶已形成连续枝晶骨架，可传递压应力。

预结晶枝晶芯的形成与预结晶枝晶在流体中所受的作用力有关。当大量预结晶枝晶进入流动通道后，流体的粘度大幅度增加，流体流动边界层增厚。在边界层中的流体趋向层流状态，且具有较大的流动速度梯度。处在该流动速度梯度的固态颗粒（例如预结晶枝晶颗粒）将受到一个垂直于模具/金属液界面的Saffman力^[19]。在这个Saffman力的作用下，固态颗粒向着远离模具/金属液界面的方向运动^[20]，从而在模具/金属液界面层留下一个贫预结晶枝晶颗粒的共晶液体区。此共晶液体区凝固后，形成如图7上部图中所示的1.2 mm厚的贫预结晶枝晶颗粒区^[1]。

流动性试样中的典型组织如图7中位置11、15、20所示。预结晶枝晶偏析仍然发生在位置11，但在位置15和20，预结晶枝晶的分布趋向均匀。根据金相组织对比，预结晶枝晶在位置15和20的固相分数与位置3的固相分数近似。尤其是在试样的流头的位置20，预结晶枝晶的固相分数远低于形成固相骨架的临界分数。这样低的预结晶枝晶固相分数难以阻塞流头。此外，如图7所示，位置20的流头试样厚度低于位置15处的试样厚度，这表明流头并未充满流动试样的型腔。因此，即使流头中的固相分数足够高或完全凝固，此流

头也可借助运动惯性而保持运动，从而不会显著阻碍其后续流体的运动。

2.5 压铸条件下合金液流动停止机理

上述试验结果表明，在重力铸造条件下流头阻塞合金液充型流动的理论不适用于描述压铸条件下的充型流动停止问题。作者解析了流头充型过程中的一维散热问题，得到充型过程中流头的温降 ΔT 与充型时间 t 的关系如下^[1]：

$$\Delta T = T_L - T = (T_L - T_R) \left[1 - \exp\left(\frac{-2ht}{\rho C_{PE} W}\right) \right] \quad (4)$$

式中：合金凝固时的等效热容定义为 $C_{PE} = C_p + L / (T_L - T_S)$ ，合金液的热容 C_p 取 $1.08 \times 10^3 \text{ J} / (\text{kg} \cdot \text{K})^{-1}$ ，合金凝固潜热 L 取 $3.96 \times 10^5 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1}$ ，环境温度 T_R 取 $20 \text{ }^\circ\text{C}$ ，界面换热系数 h 取 $7.0 \times 10^3 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$ ，合金液密度 ρ 取 $2600 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$ ，流动试样厚度 W 取 0.001 m 。式中的充型时间 t 可由压室直径 5.08 cm 、压头速度 $254 \text{ cm} \cdot \text{s}^{-1}$ 、流动试样形状（ 1 mm 厚、 15 mm 宽、 95 cm 长）估算。将这些数值代入公式（4），可获得仅 0.003 s 。在此段充型时间内，温度降低仅 $1.58 \text{ }^\circ\text{C}$ ，这么小得温降难以在本试验中使流头中的固相率发生显著变化。因此，在本试验使用Han方法的压铸条件下，流头的状态对金属液充型流动影响不大。

图7中在热裂试样5~9部位壁厚中心形成的连续的

预结晶枝晶芯可对充型流动产生很大的影响。如图7中上部所示,预结晶枝晶芯的厚度约3.85 mm,而流动性试样的厚度仅1 mm。当这层3.85 mm厚且可传递压应力的预结晶枝晶芯顶到流动试样入口处时,液体只能通过预结晶枝晶间的间隙流动。

流体以流速 V 通过厚度为 dx 的单位面积糊状区时的压降 dp 由如下Darcy's公式描述:

$$V = \frac{K_s}{\mu} \frac{dp}{dx} \quad (5)$$

其中糊状区的渗透率 K_s 可表述为^[21]:

$$K_s = \frac{f_L}{k_c S_v^2} \quad (6)$$

将(5)和(6)两式合并可得:

$$\frac{dp}{dx} = \frac{\mu k_c S_v^2}{f_L} V \quad (7)$$

式中:根据文献[22-23],金属液的粘度 $\mu = 2.09 \times 10^{-3} \text{ N} \cdot \text{s} \cdot \text{m}^{-2}$,渗透率系数 $k_c = 5.0$,单位体积预结晶枝晶的表面积 $S_v = 8 \times 10^4 \text{ m}^{-1}$,液相分数 f_L 假设为0.5。金属液流过含有预结晶枝晶芯的热裂试样(厚6 mm、宽32 mm)的流速 V 可通过压头直径和运动速度估算出,约 $26.58 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。将这些数据代入公式(7)计算出液体流过含有预结晶枝晶芯的热裂试样的压降约 $356 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{-1}$ 。试验中含有预结晶枝晶芯段的长度约0.127 m,对应的压降约45 MPa,远远大于压头的最大压强13.8 MPa。

计算压降大于压头压强应该是源于计算误差。如图7所示,预结晶枝晶在热裂试样中的分布并不均匀,而使用Darcy's公式的条件是枝晶在糊状区均匀分布,为此,使用Darcy's公式过高地估算了流体压降,但是使用Darcy's公式的估算结果至少说明液体流过含有预结晶枝晶芯的热裂试样时的压降和压头的压强数量级相同。当压头压强难以克服液体流过糊状区的压降时,金属液的充型流动停止。

根据上述估算,可以初步确认压铸条件下金属液停止充型流动的原因是在压室中形成的预结晶枝晶或外生晶进入铸型型腔后,聚集在铸件厚/薄壁交界处的薄壁前沿(图7中预结晶枝晶聚集在热裂试样中的薄壁流动性试样的前沿或一般压铸件的內浇道前沿),从而阻塞了液体从铸件的厚壁部位向薄壁部位的充型流动,出现预结晶枝晶阻塞流动现象。

参考文献:

- [1] HAN Q, ZHANG J. Fluidity of alloys under high pressure die casting conditions – flow choking mechanisms [J]. Metall. Mater. Trans. B, 2020, 51: 1795–1804.
- [2] M K. Kallas: US patent application number, 15874348 [P]. 2019-07–18.
- [3] HAN Q. A model correlating fluidity to alloy variables in hypoeutectic alloys [J]. Acta Mat., 2022, 226: 117587.
- [4] RAGONE D V, ADAMS C M, TAYLOR H F. A new method for determining the effect of solidification range on fluidity [J]. Trans. AFS, 1956, 64: 653–657.
- [5] FLEMINGS M C. Fluidity of metals – techniques for producing ultra-thin section castings [J]. Britain Foundry, 1964, 57: 312–325.

由于在流动阻塞处,预结晶枝晶会在挤压作用下达到较高的固相分数,其对应的温度接近合金的平衡固相线。为此,在压铸条件下,合金的流动性与合金的固相线温度有如图4所示的密切相关性。

根据出现预结晶枝晶阻塞流动这一物理现象,可以通过改变压铸工艺减少压室内预结晶枝晶的形成,从而改善合金的流动性。提高合金液的浇注温度或提高压室温度,可减少压室内预结晶枝晶的生成。但这两种方法会加速铝合金液对压室的溶蚀,导致压铸成本提高。

另一个有效的方法是改变压室中预结晶枝晶的形貌,使其成为圆形预结晶晶粒。圆形晶粒由于其流变性,可在高应力区触变(shear-thinning),从而避免阻塞流道。众所周知,半固态材料可以在固相分数大于0.5时压铸成形。生产实践也发现,压铸时半固态合金比液态合金更容易充型薄壁铸件。

3 结论

(1) 经典流头凝固阻塞理论较好地描述了重力铸造条件下合金流动性与合金结晶温度范围成反比。然而,流动阻塞理论不适用于描述压铸条件下合金的流动性问题。压铸合金的流动性与合金结晶温度范围成正比。

(2) 压铸条件下合金的流动性与合金的平衡固相线有较好的单调线性关系。合金的流动性随合金的平衡固相线的降低而增加。重力铸造条件下合金的流动性与合金的固相线之间没有单调线性关系。

(3) 压室内形成的预结晶枝晶是压铸过程中流动阻塞的根源。这些预结晶枝晶进入浇道,在內浇道前沿聚集,形成预结晶枝晶芯,当此预结晶枝晶芯阻塞內浇道时,充型流动停止,避免预结晶枝晶芯的形成可改善压铸条件下合金的流动性。可以通过改变压铸工艺减少压室内预结晶枝晶的形成,从而改善合金的流动性。提高合金液的浇注温度或提高压室温度,可减少压室内预结晶枝晶的生成。另一个有效的方法是改变压室中预结晶枝晶的形貌,使其成为圆形预结晶晶粒。

- [6] FLEMINGS M C, NIYAMA E, TAYLOR H F. Fluidity of aluminum alloys: An experimental and quantitative evaluation [J]. *Trans. AFS*, 1961, 69: 625–635.
- [7] NIESSE J E, FLEMINGS M C, TAYLOR H F. Fluidity of a series of magnesium alloys [J]. *Trans. AFS*, 1957, 65: 207–211.
- [8] RAGONE D V, ADAMS C M, TAYLOR H F. Some factors affecting fluidity of metals [J]. *Trans. AFS*, 1956, 64: 640–652.
- [9] 李庆春, 铸件形成理论 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1982: 33–48.
- [10] FLEMINGS M C. Behavior of metal alloys in the semisolid state [J]. *Metall. Mater. Trans. B*, 1991, 22: 269–293.
- [11] HAN Q, XU H. Fluidity of aluminum alloys under high pressure diecasting conditions [J]. *Scrip. Mat.*, 2005, 53: 7–10.
- [12] ZHANG J, AND HAN Q. Microstructural features related to the choking of flow during HPDC [J]. *NADCA Trans.*, 2019: T19–013.
- [13] HAN Q, An experimental die for measuring castability of die casting alloys [J]. *NADCA Trans.*, 2005, T05–087.
- [14] HAN Q, VISWANATHAN S. Analysis of the mechanism of die soldering in aluminum die casting [J]. *Metall. Mater. Trans. A*, 2003, 34: 139–146.
- [15] SONG J, VIAN C, HAN Q. The influence of ultrasonic vibration on the microstructure of A380 alloy [J]. *NADCA Trans.*, 2011, T11–011.
- [16] HAN Q. Ultrasonic processing of materials [J]. *Metall. Mater. Trans. B.*, 2015, 46: 1603–1614.
- [17] FLEMINGS M C. Solidification processing [M]. New York: McGraw-Hill, 1974.
- [18] HAN Q, HU H, ZHONG X. Models for the isothermal coarsening of secondary dendrite arm s in multicomponent alloys [J]. *Metall. Mater. Trans. B*, 1997, 28: 1185–1187.
- [19] HAN Q, HUNT J D. Redistribution of particles during solidification [J]. *ISIJ International*, 1995, 35: 693–699.
- [20] HAN Q, HUNT J D. Particle pushing, the distribution of particles in liquid near a solid interface [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 1993, 174: 221–225.
- [21] CARMAN P C. Fluid flow through granular beds [J]. *Trans. Inst. Chem. Eng. (London)*, 1937, 15: 150–156.
- [22] DUNCAN A J, HAN Q, VISWANATHAN S. Measurement of liquid permeability in the mushy zones of aluminum-copper alloys [J]. *Metall. Mater. Trans. B*, 1999, 30: 745–750.
- [23] HAN Q, DUNCAN A J, VISWANATHAN S. Permeability measurements of the flow of interdendritic liquid in equiaxed aluminum-silicon alloys [J]. *Metall. Mater. Trans. B*, 2003, 34: 25–28.

Flow Choking Mechanisms of Molten Alloys Under Die Casting Conditions

HAN Qing-you

(School of Mechanical Engineering, Southeast University, Nanjing 211189, Jiangsu, China)

Abstract:

Fluidity of an alloy is an important casting property that is related to issues associated with the production of large thin-wall die castings. Classical theory based on the choking of flow at the leading flow head suggests that the flow length of a molten alloy is inversely proportional to the freezing range of the alloy. Such trend, however, does not hold true for alloys under die casting conditions. This paper summarizes my recent work on the fluidity of alloys. Two test methods and selected alloys were used to demonstrate the different trends of fluidity on freezing range of alloys. Microstructure of the fluidity castings was characterized to reveal mechanisms under which flow was choked during the mold filling and solidification process of the molten alloy. Experimental results indicated that pre-solidified dendrites (PSDs) formed in the shot chamber were responsible for choking the flow. During the mold filling process, these PSDs were driven by the ram to fill the runner/gate system of the casting. The PSDs were collected in the runner ahead of the in-gates, forming a PSD core that blocked the in-gates. Calculation using Darcy Law suggested that the pressure drop of the molten metal flowing through the PSD core was in the same order as the pressure on the molten metal by the ram. When the pressure by the ram was not high enough to overcome the pressure drop, the motion of the ram, as well as the resultant flow of the molten metal, had to be stopped. Thus, it is beneficial to enhance the fluidity of a die casting alloy by reducing or eliminating the formation of the PSD core in the runner/gating system of a casting during the die casting process.

Key words:

die casting; aluminum alloys; fluidity