Niyama 判据对铸件缩孔缩松预测的适用性

潘利文 郑立静 张 虎 高文理

(北京航空航天大学 材料科学与工程学院, 北京 100191) (湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410012)

摘 要: 应用 ProCAST 有限元模拟软件包的 Niyama 判据对 TiAl 合金十字板状铸件中肉眼可见的宏观缩孔缩松进行了预测,并通过实验进行了验证. 结果表明:对于 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金十字板状铸件,判据值主要受到铸件壁厚(冷速)的影响,判据值随铸件壁厚的增加而增大,宏观缩孔缩松最严重的区域不是判据值最小的区域,而判据值最小的区域只有显微缩松而没有宏观缩孔缩松,所以无法根据判据值大小来确定宏观缩孔和宏观缩松产生的位置及大小. 分析表明,Niyama 判据是一种基于枝晶间显微缩松的预测判据,其判据值适用于评定显微缩松产生的倾向性,可以较准确地预测出显微缩松产生的位置. 由于宏观缩孔和宏观缩松形成机理与显微缩松不同,所以不宜用于壁厚悬殊的复杂铸件宏观缩孔缩松的预测.

关 键 词: Niyama 判据; TiAl 合金; 宏观缩孔缩松; 显微缩松; 预测适用性

中图分类号: TG 245

文献标识码: A **文 章 编 号**: 1001-5965(2011)12-1534-07

Applicability of shrinkage porosity prediction for casting with Niyama criterion

Pan Liwen Zheng Lijing Zhang Hu

(School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China)

Gao Wenli

(School of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410012, China)

Abstract: The macroscopic shrinkage cavity and porosity of the TiAl alloy crisscross and clintheriform casting was predicted by the finite element casting simulation software ProCAST with Niyama criterion. The prediction results were tested by experiment. The results show that for the Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy crisscross and clintheriform casting, the Niyama criterion values are mainly affected by the casting section thickness (cooling rate). The criterion values increase with the augment of the casting section thickness. The region that the most serious of the macro shrinkage and porosity is not the region that the minimum of the criterion value. While the region that the minimum of the criterion value has only the microporosity but no macro shrinkage and porosity, so it cannot confirm the location and bulk of the macro shrinkage and porosity on the basis of the criterion values. Analyzing makes clear that Niyama criterion is founded on interdendritic microporosity, and its function values are well applied to assessing the tendentiousness of microporosity. It can well predict the microporosity. Because the formation mechanism of macro shrinkage and porosity is different from microporosity, it isn't suitable for predicting the macro shrinkage and porosity of complex castings with great disparity in casting section thickness.

Key words: Niyama criterion; TiAl alloy; macro shrinkage and porosity; microporosity; prediction applicability

收稿日期: 2010-09-15; **网络出版时间**: 2011-12-26 15:32; **DOI**: CNKI:11-2625/V.20111226.1532.002

网络出版地址: www.cnki.net/kcms/detail/11.2625.V.20111226.1532.002.html

作者简介: 潘利文(1978 -),男,广西武鸣人,博士生,plw11@sina.com.

Niyama 判据是日本 Niyama 等人通过分析比较 3 种尺寸、5 种成分的圆柱形铸钢件的缩孔缩松分布状况,找出的一种用于预报铸件缩孔,尤其是缩松的判据. Niyama 的研究表明,铸件凝固终了时的温度梯度 G 与冷却速度 R 的二次方根的比值 $G/\sqrt{R}$是最能反映铸件内部缩孔和缩松分布的函数值. 当 $G/\sqrt{R}$值小于某一临界值时,例如对于铸钢件,当 $G/\sqrt{R}<1\ ℃^{1/2}\cdot min^{1/2}\cdot cm^{-1}$时,在该区域内就会产生缩孔和缩松缺陷,且在所研究的范围内该临界值与合金成分、铸件的形状和尺寸无关[1-5]. 目前 MAGMA, FTSolver 及 ProCAST 等铸造模拟软件都采用 Niyama 判据法来预测铸件的缩孔缩松,取得了一定的效果.

但是也有报道,Niyama 判据法在实际预测中,其临界判据值受到铸件冷却速度、铸件划分网格大小、铸件形状大小及合金种类的影响,不同铸件的临界判据值不恒定[4-6]. 文献[4]认为产生这种情况的原因在于数值模拟中空间步长、时间步长、评价温度以及判断缩孔缩松的临界值均直接影响着 $G/\sqrt{R}$值,从而影响了宏观缩松预测的准确程度. 文献[7]中提到 Niyama 判据法在预测缩孔的形状大小方面误差很大,认为该判据较适合缩松的预测. 文献[8]中提到 Niyama 判据法在定性预测缩孔缩松方面相当准确. 文献[9]采用 Niyama 判据预测了 TiAl 合金排气阀离心铸造微观缩松的分布情况,并得出了临界判据值. 文献[10]则把 Niyama 判据列为预测显微缩松的方法, 文献[11]也将 Niyama 判据视为显微缩松预测判据,但是文献[10-11]缺乏具体的实验验证.

鉴于以上原因,本文采用 ProCAST 软件包中的 Niyama 判据法对 TiAl 合金十字形板状铸件宏观缩孔缩松进行了预测,并进行实验验证,以验证铸件壁厚(冷却速度)对预测结果的影响,并探讨了产生误差的原因和该方法的预测适用性.

1　Niyama 判据准则及预测原理

1) 当铸件凝固终了时某处的 $G/\sqrt{R}\leqslant M$ 时,该处产生缩孔缩松,M 为缩孔缩松临界判据值,不同的合金成分具有不同的判据临界值,与铸件尺寸形状无关.

2) 凝固区域的 $G/\sqrt{R}$判据值越小,则产生缩孔缩松倾向性越大;反之产生缩孔缩松倾向性越小.

预测过程中,ProCAST 根据合金固液相线确定凝固区间,再由凝固区间的温度场计算凝固前沿各节点的温度梯度 G 和冷却速度 R,最后计算出凝固区域各节点的 $G/\sqrt{R}$之值,即 Niyama 判据值. 如果已经知道了临界判据值大小,则把剖视图各处的判据值与临界判据值对比,就可以确定该处是否产生缩孔缩松.

2　实验材料和实验方法

2.1　实验材料及参数

模拟实验选材为 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金,铸件由圆柱体(直浇道)和 4 片薄厚不一样的板件合成十字板状,如图 1a. 各板高度均为 170 mm,宽度均为 25 mm,厚度分别为 20 mm,10 mm,5 mm,2.5 mm;直浇道直径为 35 mm. 模壳材料采用氧化钇型壳,如图 1b.



a　铸件　　b　模壳

图 1　TiAl 十字形板状铸件及模壳三维造型图

由 ProCAST 系统数据库、实际测量及文献参考等方法获得的 TiAl 合金及型壳的主要热物性参数如表 1 所示.

表 1　Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金及氧化钇型壳的主要热物性参数

热物性参数	TiAl 合金	型壳
固相线温度 T_s/℃	1457	
液相线温度 T_l/℃	1490[12]	
密度 ρ/(kg·m^{-3})	3920(ρ_s)3833(ρ_l)	4200(ρ_s)
热导率 λ/(W·m^{-1}·K^{-1})	12~26[13]	2.1~2.4
比热 C_p/(J·g^{-1}·K^{-1})	0.4~0.7[13]	0.7~1.2
黏度 η/(Pa·s)	(0.5~3)×10^{-3}	
结晶潜热 L/(J·g^{-1})	380	
临界补缩固相率 f_{csf}	0.7	

2.2　实验方法及边界条件处理

2.2.1　网格划分

面网格类型统一取系统提供的适合复杂形状铸件预测的有限元网格,如图 2 所示. 网格大小划分主要是考虑预测精度和计算效率的要求,因铸件较薄的两板的厚度分别为 5 mm 和 2.5 mm,其它部位都大于 10 mm,根据“厚片取大值,薄片取小值”的原则,对厚 5 mm 和 2.5 mm 的板取面网

格边长 1 mm,其它较厚部位取 2 mm,这样满足了网格尺寸均小于实际铸件壁厚,所以此划分方法是比较合理的,能满足预测精度要求,没有失真现象.

2.2.2 实验方案

采用 ZGL0.025-100-2.5R 真空感应炉及氧化钇坩埚熔炼 2 kg 重 Ti-47Al-2Cr-2Nb 合金. 熔室抽真空到 1.3×10^{-3} Pa,然后充氩气到 0.05 MPa. 实际实验过程中,利用绕有电炉丝的炉膛对模壳加热,并把模壳温度控制在 200 ℃,待温度稳定后将精炼好的合金熔体浇注到模壳中,浇注温度约为 1 600 ℃,浇注时间约为 2 s. 在同一条件下进行了 2 次实验,一铸件沿各板及直浇道的中轴线纵切剖视,另一铸件进行横剖宏观观察.

2.2.3 模拟过程边界条件处理

模拟过程中,将铸造过程简化如图 3 所示,其中模壳外壁与炉膛之间以辐射换热为主,辐射率取 0.5;铸件(或合金熔体)与模壳内壁之间以热传导方式散热为主;而冒口顶面散热方式为辐射散热和对流换热 2 种方式. 炉膛内壁表面的辐射率(黑度)取定值 0.7,铸件冒口顶面辐射率取 0.4,其与熔室氩气气氛的对流换热值近似取空冷的换热系数 10 W/(m^2 · K),环境温度取 100 ℃,浇口杯及熔室壁的黑度近似取 0.5.

铸件与模壳之间的界面换热系数在数值模拟中是很重要的一个参数,通常是以实测温度曲线为基准,通过模拟软件的反算模块迭代计算和自动寻优来确定界面换热系数随温度或时间变化的

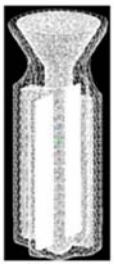


图 2 有限元面网格

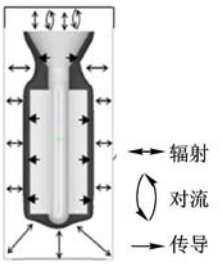


图 3 数值模拟等价图

定量关系[14-15]. 本文亦采用同样方法,将末端涂有较薄氧化钇的 S 型热电偶埋入模壳内壁,测量记录该处在浇注凝固过程中的温度变化,然后利用 ProCAST 软件反算优化出界面换热系数 h_c 随时间的变化曲线,如图 4 所示.

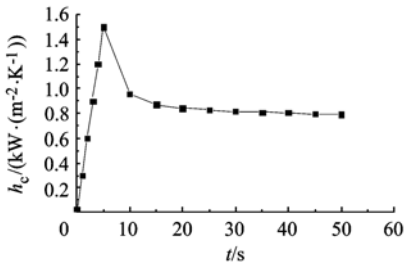


图 4 界面换热系数随时间的变化曲线

3 充型凝固过程模拟结果

为了逼近实际实验,模拟实验考虑了充型过程. 充型时间为 2 s,充型速度为 73.97 mm/s. 充型凝固过程不同时刻的温度场模拟结果如图 5 所示. 可见,铸件充型后从外壁向内逐渐顺序凝固,

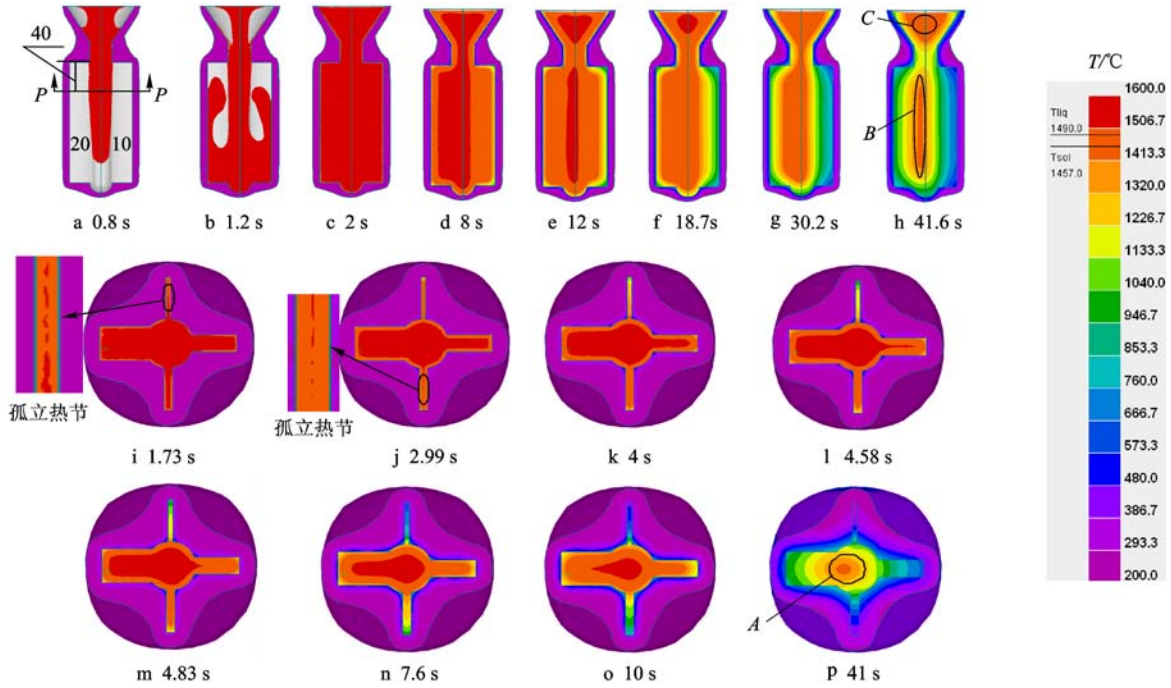


图 5 铸件充型凝固过程不同时刻温度场的模拟结果(a ~ h 沿两厚片纵剖,i ~ p 沿 *P-P* 位置横剖)

由于壁厚差异,铸件向内凝固的速度有差异,导致最后凝固的区域偏离了中轴线而靠近 20 mm 厚片一侧,如图 5h 的 41.6 s 时刻的 *B* 区域所示. 铸件顶部冒口较厚大,结构均匀对称,凝固速度最慢,所以最后凝固于冒口中心区域 *C*. 按照缩孔缩松形成规律,缩孔缩松往往出现在最后凝固的区域,则图 5h 中的 *B* 和 *C* 区域最可能出现缩孔缩松.

由图 5 横剖图可看出,2.5 mm 薄片在充型到 1.73 s 时轴线出现了细小分散的孤立热节,5 mm 薄片在 2.99 s 时也出现了孤立热节,这些区域极有可能出现分散的缩松. 10 mm 和 20 mm 厚片在整个充型凝固过程均实现顺序凝固,没有孤立热节产生,所以不会出现缩孔缩松. 从横剖图看出最后凝固的区域在直浇道轴线偏向 20 mm 厚片一侧(见 41 s 时刻的 *A* 处),与纵剖图的模拟结果一致,所以缩孔缩松应该在轴线靠近 20 mm 厚片一侧产生.

4　Niyama 判据预测及实验结果

沿铸件直浇道及其两边对称的两板进行轴线纵剖,用 Niyama 判据预测缩孔缩松形成情况,结果如图 6 所示. 按照判据值越小缩松倾向越大,从图 6 可以看出,产生缩孔缩松倾向性最大的是壁厚为 2.5 mm 薄片的 *D* 区域和壁厚为 5 mm 薄片的 *C* 区域,这 2 个区域的判据值 $G/\sqrt{R}$ 的最小值均约为 0 ~ 1 $℃^{1/2}\cdot s^{1/2}\cdot mm^{-1}$(由色标对照),但是 5 mm 片的判据值最小值分布的范围较小,较集中于轴线区域,而 2.5 mm 薄片的最小判据值呈斑状弥散分布,分布范围较大. 其次是 10 mm 片的轴线区域 *B*,其判据值 $G/\sqrt{R}$ 最小值约为 1.3 ~ 3 $℃^{1/2}\cdot s^{1/2}\cdot mm^{-1}$(见 *B* 区域),而直浇道轴线偏左的 *A* 区域的判据值最小值约为 3 $℃^{1/2}\cdot s^{1/2}\cdot mm^{-1}$ 左右,大部分都达到 5 $℃^{1/2}\cdot s^{1/2}\cdot mm^{-1}$ 以上. 20 mm 厚片的整个纵剖面及冒口的中心区域 *E* 的判据值都达到 5 $℃^{1/2}\cdot s^{1/2}\cdot mm^{-1}$ 以上,判据值基本随壁厚增大而增大. 从图 6 的横剖图也可看出,最小判据值在 2.5 mm 薄片的轴线区域弥散分布,在 5 mm 片的轴线呈较集中分布,这与图 5 温度场模拟结果横剖图的 1.73 s 和 2.99 s 时刻出现的分散孤立热节刚好分别对应,表明薄板的轴线区域应该产生分散的缩松缺陷,其它区域的最小判据值都大于这两区域. 按照 Niyama 判据准则,判据值越小则产生缩孔缩松的倾向性越大,则图 6b 的 *C* 区域和 *D* 区域应最先产生缩孔缩松,或者说这一区域缩松应较其它区域严重.

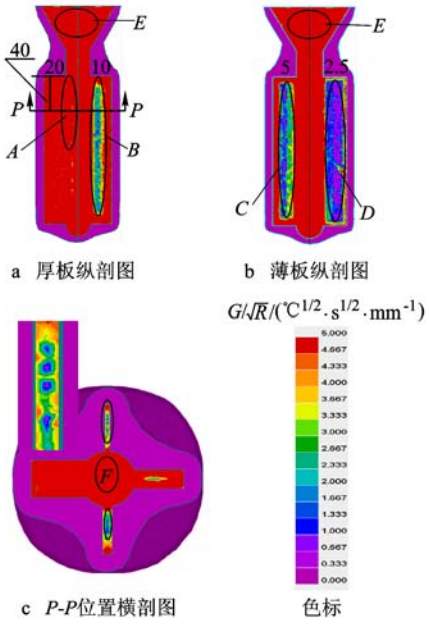
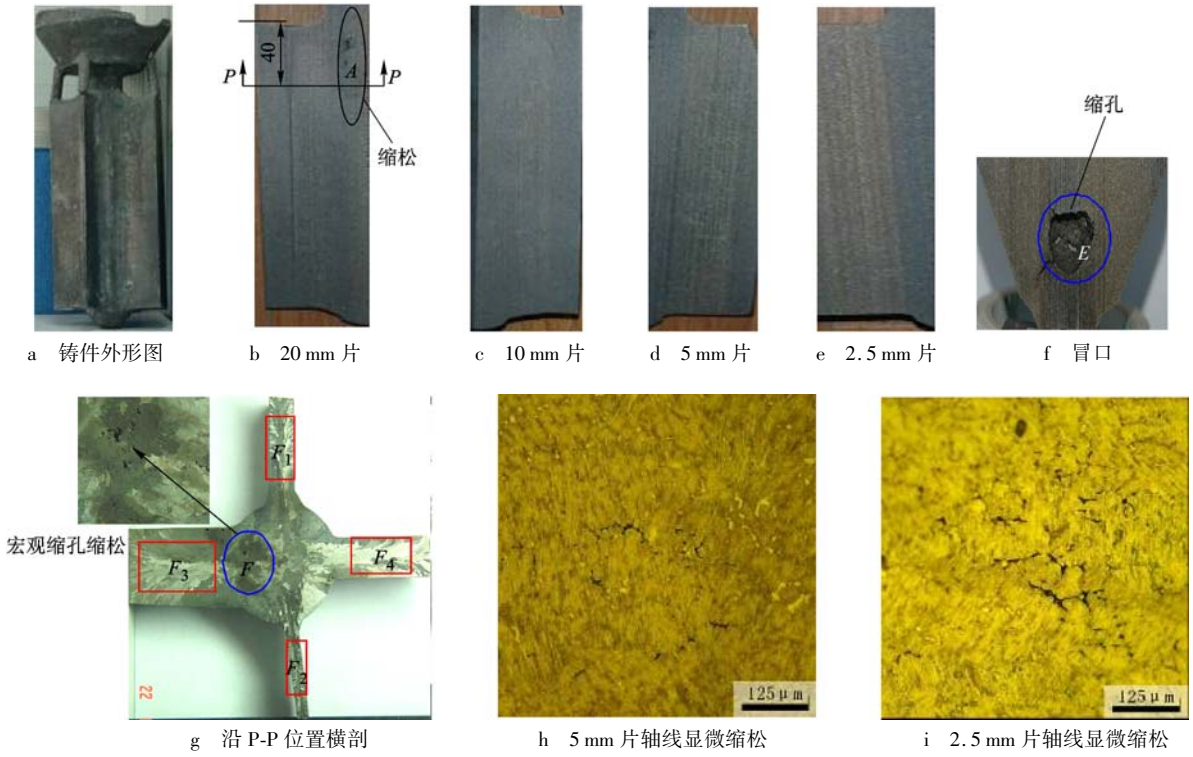


图 6　Niyama 判据法预测结果的轴线纵剖视图及横剖图

从实际实验的轴线纵剖图及横剖图(见图 7b ~ 图 7g)可知,各板的轴线均没有肉眼可见的宏观缩孔缩松存在,从纵剖图 7a 及横剖图 7g 可知产生宏观缩孔缩松的位置是直浇道上半部轴线偏左靠近 20 mm 厚片的一侧(见 *A* 和 *F* 区域),大缩孔出现在冒口中心区域 *E*,如图 7f 所示. 产生宏观缩孔缩松的这 2 个区域与图 5 温度场模拟结果最后凝固的区域位置刚好吻合,表明温度场模拟结果是准确可依的. 对照 Niyama 判据预测结果可知,判据值最小的区域,即缩松倾向性最大的区域,没有产生宏观缩孔缩松,而判据值较大(缩松倾向性小)的 *A* 区域却实际产生了肉眼可见的缩孔缩松,宏观缩孔缩松产生的严重性不能从判据值大小确定出来. 从预测结果也无法确定多大临界判据值才开始产生宏观缩孔缩松,亦即对同一铸件无法确定出统一的临界判据值.

从温度场模拟结果可知,两薄片在凝固过程中出现轴线分散的孤立热节,而 Niyama 判据预测结果也是两薄片的缩松倾向极大,考虑到显微缩松存在的可能,于是对各板的横截面轴线区域进行了金相显微观察,取样如图 7g 的 F_1,F_2,F_3 及 F_4 区域所示. 结果在 2.5 mm 片及 5 mm 片的轴线区域发现了弥散分布的显微缩松,如图 7h 和图 7i 所示,表明两薄板凝固过程中出现的分散孤立热节在最后形成了弥散分布的显微缩松,也说明 Niyama 判据值大小体现了显微缩松的倾向性,能够较好的预测出显微缩松. 从图 6c 也可知 Niyama 判据值约为 0.3 ~ 0.6 $℃^{1/2}\cdot s^{1/2}\cdot mm^{-1}$ 时,



a 铸件外形图 b 20 mm 片 c 10 mm 片 d 5 mm 片 e 2.5 mm 片 f 冒口

g 沿 P-P 位置横剖 h 5 mm 片轴线显微缩松 i 2.5 mm 片轴线显微缩松

图 7 TiAl 十字形板状铸件宏观缩孔缩松及显微缩松实验结果(b ~ f 为轴线纵剖图)

对本文所选的 TiAl 合金开始产生显微缩松. 20 mm片的 F_3 区域及 10 mm 片的 F_4 区域并未发现显微缩松,表明凝固过程是实行顺序凝固的,再次证明温度场模拟结果是准确的.

5 Niyama 判据理论基础及适用性

5.1 Niyama 判据的理论基础分析

由预测结果和实验结果可知,Niyama 判据法在预测中存在判据值大小无法评定宏观缩孔缩松的大小及位置的现象,即判据值最小的区域不是宏观缩孔缩松最严重的区域,而判据值较大的区域却出现明显的宏观缩孔缩松,具体原因本文从公式的相关特征进行分析. Niyama 判据是通过实验获得的经验性公式,它缺乏明确的物理意义,没有合适的量纲.

1996 年贾宝仟和柳百成根据达西定律和枝晶间的渗流补缩理论推导出 Niyama 判据公式[16]:

$$G/\sqrt{R}=\sqrt{\frac{\eta\cdot f_{\mathrm{L}}\cdot\beta\cdot\Delta T}{k\cdot(\Delta P-m\cdot\Delta T\cdot g/A)}} \quad (1)$$

式中考虑了液相黏度系数 η、液相分数 f_{L}、凝固收缩率 β、结晶温度区间大小 ΔT、压力降 ΔP 等,给 Niyama 判据公式注明了明确物理量纲和意义.

如果式(1)的推导结论是正确的,那么可看出 Niyama 判据是由糊状区枝晶的生长机制与渗流补缩理论相结合推导出来的,其实质是某一成分的合金铸件凝固过程凝固前沿糊状区枝晶骨架间枝晶臂闭合生长后枝晶间形成的微小尺度孔洞,即枝晶间的显微缩松,所以从理论上讲,它是一种基于枝晶间显微缩松的预测判据,其判据值大小应主要体现显微缩松的倾向性.

5.2 Niyama 判据的预测适用性分析

肉眼可见的宏观缩孔和宏观缩松与枝晶间的显微缩松的形成原因有较大差别. 宏观缩孔一般形成于厚大铸件最后凝固的区域,是在凝固过程中由于铸件结构、凝固方式的原因,来自于冒口、浇道等的补缩通道窄小过早闭合阻断,在较大的区域内出现液态孤立域,该液态孤立域被金属硬壳封闭,外部液态金属无法对其内部补缩,此时即使提供给内部凝固前沿很大的温度梯度和较小的冷却速度,凝固终了时也会由于液相的收缩下降和凝固收缩而形成较大的缩孔. 因此液态孤立域形成后接下来形成的缩孔与该孤立域内部糊状区的温度梯度 G 和冷却速度 R 没有必然联系. 可见 $G/\sqrt{R}$ 值并不适合判断宏观缩孔形成的倾向性,因此出现了本文的模拟结果:判据值最小的区域不是宏观缩孔(冒口中心)最严重的区域.

宏观缩松一般形成于厚大铸件缩孔的周围区域,与宏观缩孔的形成有些类似. 在最后凝固的区域几乎没有液态金属去补缩缩孔周围区域,而只有粗大的枝晶网络骨架生成,但相邻枝晶骨架间的枝晶臂在空间上并未闭合生长,而是在空间内

形成连通的孔洞区域,这种孔洞弥散分布,肉眼可见,常叫宏观缩松. 宏观缩松也常常产生于凝固区间较宽的合金的非板类厚大铸件的轴线区域,这种情况主要是由部分显微缩松局部偏聚形成,而不是直接由枝晶间的枝晶臂闭合生长成微小孤立热节后而形成的微小孔洞,这种情况下宏观缩松的周围往往伴随有少许的显微缩松. 显微缩松主要形成于结晶温度范围较宽的合金,这类合金的凝固前沿以海绵状网络或糊状凝固方式进行凝固,初生相的枝晶晶粒迅速布满整个型腔,并搭接成固相网络骨架,随着晶粒或枝晶进一步长大,网络骨架中的残余液相被分割成一个个孤立微小熔池(即相邻枝晶间的枝晶臂是闭合生长的),小熔池中液相转变成固相所发生的体积亏损在外部液态金属补缩压力不足无法渗流补缩时就形成显微缩松. 对于凝固区间较宽的合金的厚大件的轴线除了形成宏观缩孔缩松外,往往也伴随有显微缩松,显微缩松潜藏在宏观缩松的固相骨架中. 宽厚比为 5:1 以上的薄板类铸件的轴线主要形成分散的显微缩松[17]. 显微缩松的形成跟凝固前沿的温度梯度 G 和冷却速度 R 密切相关,温度梯度越大,凝固前沿就越窄,冷却速度越慢,补缩就越容易,不容易产生显微缩松,反之就容易产生显微缩松. 从这一点可知,Niyama 判据 $G/\sqrt{R}$之值更适合判断显微缩松产生的倾向.

在本文实验条件下,铸件的厚板部分相对于薄板部分具有较慢的冷却速度,在较小的温度梯度(1 ℃/cm 左右)下就可以实现顺序凝固而不出现显微缩松. 从图 5 温度场模拟结果可知,整个凝固过程 20 mm 片和 10 mm 片均实行顺序凝固,没有出现轴线孤立热节,此时实际上是将分散的显微缩松转变成了最后凝固区域的集中宏观缩孔缩松,最后凝固区域的显微缩松严重性大大减小,甚至不存在显微缩松(凝固区间较窄的合金),所以出现了产生宏观缩孔缩松的区域并不是判据值最小的区域. 对于冷却速率 R 极快的薄板件,虽然温度梯度 G 也较大,但是冷却速度占主导地位,液态金属无法在极短时间内对枝晶间进行充分流动补缩,由图 5 温度场模拟结果可知两薄片在凝固过程中因冷速过快而出现了细小分散的孤立热节,所以容易产生弥散的轴线显微缩松,即分散的显微缩松没有偏聚成集中的宏观缩孔缩松,显微缩松严重性加大,导致了 Niyama 判据值最小值出现在这两薄片的轴线区域,这可很好说明 Niyama 判据是显微缩松判据,其判据值可很好体现显微缩松的倾向性,但不能准确判断宏观缩孔缩松的倾向性.

对于形状简单且薄厚相差不大的铸件,许多文献报道 Niyama 判据预测起到较好效果. 笔者认为这类铸件宏观缩松往往与显微缩松共存于同一区域,特别是结晶区间较宽的合金,宏观缩松与显微缩松共生更严重. 单独的大圆柱体铸件和板状铸件的轴线缩松就属于这种情况,此时判据值最小值也是出现在轴线产生宏观缩孔缩松的区域,这时人们认为预测是准确的. 然而,如本文那样当把单独产生显微缩松严重的薄板件与产生宏观缩松严重而显微缩松相对较轻的大圆柱体件合在同一铸件中时,显微缩松最严重的区域与宏观缩孔缩松不共存于同一区域,就会出现宏观缩松最严重的区域并不是判据值最小的区域,判据值较大的区域却存在宏观缩孔缩松,所以无法根据判据值大小来确定产生宏观缩孔缩松的严重性.

6　结　论

应用 ProCAST 有限元铸造模拟软件的 Niyama 判据对不同板厚的 TiAl 合金十字形板状铸件宏观缩孔缩松进行了预测,并进行了实验验证,结果表明:

1) Niyama 判据值主要受铸件壁厚(冷速)的影响,判据值随壁厚增大而增大,同一铸件不同壁厚处的临界值不恒定,薄板的显微缩松区的判据值明显小于厚壁处宏观缩孔缩松区的判据值,无法用判据值大小来确定宏观缩孔缩松产生的位置及大小,也无法确定出统一的临界判据值来判断宏观缩孔缩松是否产生.

2) 分析表明:Niyama 判据是一种基于枝晶间显微缩松的预测判据,其判据值大小适用于评定产生显微缩松的倾向性,可以较准确的预测出显微缩松产生的区域,并能用确定统一的临界判据值判断显微缩松是否产生;由于宏观缩孔及宏观缩松与显微缩松的形成机理不同,所以不适合用于评定宏观缩孔缩松产生的倾向性.

3) 对于简单铸件及凝固区间较宽的合金,当显微缩松与宏观缩松共存于同一区域时,Niyama 判据也可用于判断宏观缩孔缩松产生的可能区域,但不宜预测壁厚差异较大的复杂铸件的宏观缩孔缩松.

参考文献 (References)

[1] Niyama E, Uchida T, Morikawa M, et al. A method of shrinkage prediction and its application to steel casting practice[J]. AFS Int Cast Met J, 1982, 52(9): 52 - 63

[2] Lee P D, Chirazi A, See D. Modeling microporosity in aluminum-silicon alloys: a review[J]. Journal of Light Metals, 2001, 1(1): 15 – 30

[3] 熊守美,许庆彦,康进武. 铸造过程模拟仿真技术[M]. 北京:机械工业出版社,2004:181 – 182
Xiong Shoumei, Xu Qingyan, Kang Jinwu. Analog simulation technique for casting process [M]. Beijing: China Machine Press, 2004: 181 – 182(in Chinese)

[4] 李嘉荣,柳百成. $G/\sqrt{R}$法在球铁件缩孔缩松预测中的应用研究[J]. 铸造,1998(7):9 – 13
Li Jiarong, Liu Baicheng. Application of $G/\sqrt{R}$ method to prediction of shrinkage cavity and porosity in ductile iron casting[J]. Foundry, 1998(7): 9 – 13(in Chinese)

[5] 李殿中,苏仕方,王君卿,等. 缩孔缩松判据函数及其在IN738合金板类铸件中的应用[J]. 铸造,1998(6):13 – 17
Li Dianzhong, Su Shifang, Wang Junqing, et al. The shrinkage porosity functions and its application in IN738 castings[J]. Foundry, 1998(6): 13 – 17(in Chinese)

[6] 崔吉顺,李文珍. 铸件缩孔缩松多种预测判据的应用[J]. 清华大学学报:自然科学版,2001,41(8):5 – 8
Cui Jishun, Li Wenzhen. Criteria for prediction of shrinkage cavities and porosity in castings[J]. Journal of Tsinghua University: Science and Technology, 2001, 41(8): 5 – 8(in Chinese)

[7] 王春乐. 铸钢件缩孔缩松预测方法及判据浅析[J]. 山西机械,2003(4):8 – 10
Wang Chunle. Analysis on prediction methods and criteria of shrinkage cavity and porosity in steel castings[J]. Shanxi Machine, 2003(4): 8 – 10(in Chinese)

[8] 贾宝仟,柳百成. 铸件缩松缩孔判据 $G/\sqrt{\dot{T}}$ 的理论基础及应用[J]. 铸造,1996(4):13 – 15
Jia Baoqian, Liu Baicheng. Theoretical derivation of criterion $G/\sqrt{\dot{T}}$ for prediction the shrinkage cavity and porosity in castings and its application[J]. Foundry, 1996(4): 13 – 15(in Chinese)

[9] Fu P X, Kang X H, Ma Y C, et al. Centrifugal casting of TiAl exhaust valves[J]. Intermetallics, 2008, 16(2): 130 – 138

[10] Tavakoli R, Davami P. Automatic optimal feeder design in steel casting process[J]. Comput Methods Appl Mech Engrg, 2008, 197(9-12): 921 – 932

[11] Zhu J D, Cockcroft S L, Maijer D M. Modeling of microporosity formation in A356 aluminum alloy casting[J]. Metallurgical and Materials Transaction A, 2006, 37A: 1075 – 1085

[12] 李文,张建民,关振中. Ti-Al 相图的高温液相线[J]. 应用科学学报,1996,14(4):391 – 397
Li Wen, Zhang Jianmin, Guan Zhenzhong. Liquidus curves of the high-temperature phase fields in the Ti-Al system [J]. Journal of Applied Sciences, 1996, 14(4): 391 – 397(in Chinese)

[13] Sung Siyong, Kim Yongjia. Modeling of titanium aluminides turbo-charger casting[J]. Intermetallics, 2007(15): 468 – 474

[14] 卜昆,李永毅,董一巍,等. 单晶叶片铸造过程中界面换热系数的确定[J]. 铸造,2009,58(3):225 – 228
Bu Kun, Li Yongyi, Dong Yiwei, et al. Determination of interfacial heat transfer coefficient during single crystal blade casting process[J]. Foundry, 2009, 58(3): 225 – 228(in Chinese)

[15] Guo Zhipeng, Xiong Shoumei. Relationship between metal-die interfacial heat transfer coefficient and casting solidification rate in high pressure die casting process[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009(1): 102 – 106

[16] 贾宝仟,柳百成. 基于枝晶间渗流理论的砂型铸件缩孔缩松判据 $G/\sqrt{\dot{T}}$ 的讨论及应用[J]. 热加工工艺,1996(2):34 – 36
Jia Baoqian, Liu Baicheng. Theoretical derivation and discussion of criterion $G/\sqrt{\dot{T}}$ based on fluid penetration theory for shrinkage cavity and porosity prediction of casting[J]. Hot Working Technology, 1996(2): 34 – 36(in Chinese)

[17] 陈国桢,肖柯则,姜不居. 铸件缺陷和对策手册[M]. 北京:机械工业出版社,2003:157 – 158
Chen Guozhen, Xiao Keze, Jiang Buju. Casting flaw and countermeasure manual[M]. Beijing: China Machine Press, 2003: 157 – 158(in Chinese)

(编 辑:文丽芳)