

增压涡轮用 K424 高温合金组织特征及热裂倾向性

赵展[✉], 董建新, 张麦仓, 郑磊, 姚志浩

北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

✉ 通信作者, E-mail: zhaozhan_0831@163.com

摘 要 针对 K424 精密铸造增压涡轮叶片出现的热裂问题, 采用组织观察和计算模拟的方法, 分析增压涡轮用 K424 合金特性以及涡轮叶片铸造中出现热裂的原因, 并对比 K418 合金提出合金热裂倾向性的影响因素以及减少热裂的建议。结果表明, 铸造增压涡轮热裂倾向性与合金特性及铸件特性等有关。K424 合金中 Al 和 Ti 元素含量较高, 导致合金中共晶组织含量多且尺寸大, 与 K418 合金相比, 热裂倾向性较大; 另一方面, 由于铸件叶片位置厚度小且曲率变化大, 易形成应力集中, 导致热裂。为减小热裂倾向性, 需控制 K424 合金中 Al 和 Ti 元素含量并选择合理的工艺参数。

关键词 镍基高温合金; 力学性能; 组织特征; 凝固

分类号 TG132.3; TG146.1+5

Microstructure and susceptibility to hot tearing of K424 nickel-based superalloys for turbocharger turbine wheels

ZHAO Zhan[✉], DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang, ZHENG Lei, YAO Zhi-hao

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

✉ Corresponding author, E-mail: zhaozhan_0831@163.com

ABSTRACT Hot tearing tends to occur when K424 superalloy is used for a turbocharger turbine wheel. To solve this problem, the alloy characteristics of K424 and K418 superalloys and the factors impacting the susceptibility to hot tearing were studied by microstructure observations and casting simulations. The research proposed the main factors which affected the susceptibility to hot tearing and also the method to reduce hot tearing in the turbine wheel. It is found that the susceptibility to hot tearing of the turbine wheel is influenced by both the alloy characteristics and casting characteristics. K424 superalloy shows a higher susceptibility to hot tearing when compared with K418. Because of high amount of aluminum and titanium in K424 superalloy, the size and the amount of $\gamma + \gamma'$ eutectics increase, resulting in more prior forming and propagating areas of hot tearing. On the other hand, due to a smaller thickness and a larger curvature change in the blade margin of the turbine wheel, the uneven distribution of the thermal stress is induced in the end of the solidification process, which leads to hot tearing in this paper. In order to decrease the susceptibility to hot tearing of the turbine wheel, the contents of aluminum and titanium should be controlled, and the reasonable technological parameters of casting should be set to ensure the final effect.

KEY WORDS nickel-based superalloys; mechanical properties; microstructure characteristics; solidification

涡轮增压器是利用发动机排气中的剩余能量来工作的空气泵。采用涡轮增压技术, 可以在发动机尺寸不变的条件下产生更大的功率, 有利于降低发动机整体重量, 减少摩擦, 改善燃烧, 降低排放和噪音, 实现节能环保^[1]。涡轮增压器的核心部件为由热废气推动的

涡轮, 其转速通常为 $(3 \sim 11) \times 10^4 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$, 柴油发动机增压涡轮的工作温度为 $650 \sim 850^\circ\text{C}$, 某些汽油发动机的增压涡轮温度甚至高达 $950 \sim 1030^\circ\text{C}$, 叶片上受到多种交变应力的作用, 同时要求其工作寿命达到 $10^3 \sim 10^4 \text{ h}$ 。复杂而严苛的服役环境要求增压器涡轮

材料必须具有较好的高温力学性能、高屈服点、长期组织稳定性及良好的铸造性能^[2-4]。镍基高温合金因具有足够的高温强度、热稳定性、抗机械疲劳性、抗热疲劳性能等优点,长期以来被大量用于制作汽车增压器涡轮。目前国内大量使用的增压涡轮材料是自行研制的 K418、K419、K4002 等铸造高温合金,国外用于增压涡轮的材料有 Inconel713C、GMR235 和 MAR-M246^[5]。

目前国内大量使用的增压涡轮材料 K418 合金为镍基沉淀硬化型等轴晶铸造高温合金,以 γ' 相为沉淀强化相,密度为 $8.0\text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$,使用温度在 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下,主要应用于柴油机和部分汽油机增压涡轮。根据《中国高温合金手册》^[6],与 K418 合金相比,K424 合金具有低密度和高承温能力的特性,其他多项物理力学性能也优于 K418 合金,具有良好的综合性能。K424 合金密度为 $7.87\text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$,使用温度小于 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$,具有较高的高温强度和塑性,目前已应用于制作航空、航天发动机涡轮叶片、尾喷口调节器、整铸涡轮转子、导向器等部件。K424 应用于增压涡轮材料有利于实现增压涡轮的轻量化,降低涡轮的转动惯量,改善响应^[7];而较高的使用温度($850\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$)使得 K424 合金可以应用

于对温度要求更高的汽油发动机的增压涡轮。K424 合金的可铸性较差,在浇注增压涡轮时,铸件的热裂率明显高于 K418 合金,产品成型率低。这一问题极大地制约着铸件产品质量提高及成本降低,并严重影响到产品的安全使用性能。合金成分、铸型性质、铸件结构、浇注条件、浇注系统设计等因素都会影响热裂的产生,但合金特性对热裂的产生影响极大并且很难通过铸造工艺调整完全消除热裂,讨论合金特性对热裂的影响规律,对于防止铸件热裂,获得合格铸件具有重要意义。

本文将从显微组织、合金成分、凝固规律等方面介绍 K424 合金特性;同时结合增压涡轮叶片热裂的具体情况从合金特性角度分析涡轮叶片产生热裂的具体原因。最后,对比 K418 合金从实验和模拟两方面综合讨论分析不同铸造合金的热裂倾向性,并针对 K424 合金,提出减少涡轮叶片热裂的建议。

1 实验

采用真空感应炉熔炼母合金,经真空感应炉重熔,用熔模铸精密铸造法浇注增压器涡轮。母合金成分如表 1 所示。

表 1 实验合金主要化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical compositions of tested alloy

%

合金	Cr	Mo	Al	Nb	Ti	Co	W	V	Fe	C
K424	9.09	3.06	5.26	0.64	4.44	12.58	1.14	0.62	0.120	0.180
K418	13.7	4.21	6.09	2.12	0.83	—	—	—	0.082	0.124

为研究 K424 合金显微组织特征及热裂特性,分别从涡轮轴部(1)和裂纹处(2)切取试样。轴部试样尺寸为 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$,如图 1 所示。试样经机械抛光后采用化学侵蚀,用电子显微镜观察合金的显微组织及热裂纹的开裂特征。

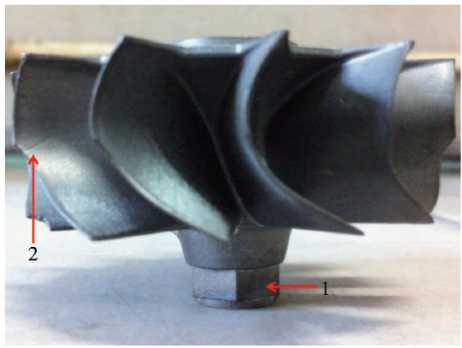


图 1 叶片产生热裂的 K424 增压涡轮

Fig. 1 Appearance and hot tearing in the blade of a K424 alloy turbocharger turbine

为分析合金热裂倾向性差异的原因,将 K424 合金与 K418 合金进行对比研究。分别从两种合金浇注的涡轮轴部切取 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的试样,经机

械抛光后采用化学侵蚀,观察两种合金的显微组织特征,对比其微观组织的差异;采用 JMatPro 热力学计算软件中的镍基高温合金数据库进行热力学模拟计算,分析合金中元素的偏析规律、 γ' 的析出温度和凝固路径;采用有限元模拟软件 ProCast 的热弹塑性模型,模拟铸造过程中合金的应力分布情况。从实验和计算两方面分析合金热裂倾向性差异原因。

2 结果与讨论

2.1 K424 合金显微组织实验分析

K424 合金的铸态组织由 γ 基体、 γ' 相、 $\gamma + \gamma'$ 共晶、MC 碳化物和少量的 M_3B_2 型硼化物组成。图 2 所示为 K424 合金的铸态微观组织。合金呈现典型的树枝状结构,枝晶间形成枝晶间隙。枝晶间区域面积较大,分布有 $\gamma + \gamma'$ 共晶和 MC 碳化物,如图 3(a) 和 (b) 所示。 γ' 相呈立方体状弥散分布在 γ 基体上,且 γ' 相在枝晶间和枝晶干的分布不均匀,如图 3(c) 和 (d) 所示。

高温合金通常加入 Ti、Al、W、Co、Ta、Mo、Cr、Nb、Zr 等合金元素,以提高合金的强度。但在凝固过程中由于溶质再分配,合金元素发生偏析。通过能谱分析

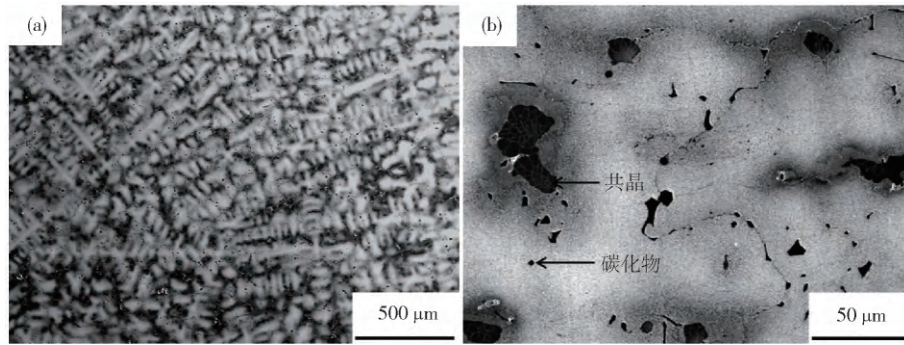


图2 K424 合金枝晶形貌(a) 和局部放大(b)

Fig.2 Microstructure of dendrites in K424 alloy (a) and its magnification (b)

得到的合金中枝晶干和枝晶间元素含量,计算合金的偏析系数 k (定义为枝晶干元素质量分数平均值与枝晶间元素质量分数平均值的比值,即 $k = w_d / w_{id}$),如表 2 所示。

表2 合金元素在 K424 合金枝晶干和枝晶间分析结果(质量分数)

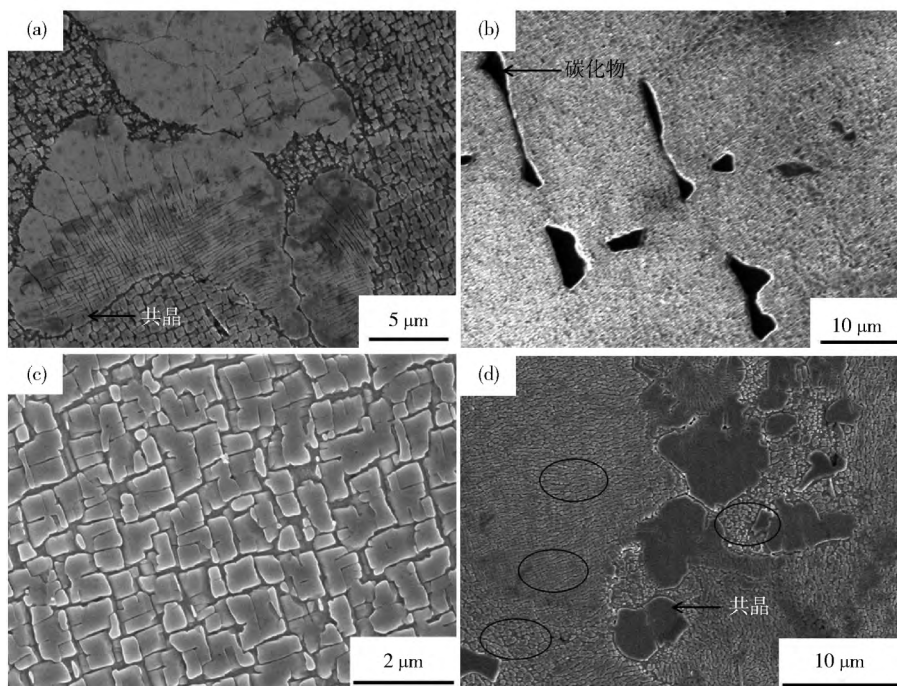
Table 2 Contents of alloy elements in the dendritic core and interdendritic area of K424 alloy

元素	枝晶干	枝晶间	偏析系数 k
Al	3.87	3.96	0.98
Ti	2.39	4.91	0.49
Nb	0.37	0.70	0.53
Mo	1.89	1.77	1.07
W	1.69	0.89	1.89
Co	17.21	15.29	1.13
V	0.65	0.67	0.97
Cr	6.26	5.14	1.22

K424 合金能谱分析结果表明:合金中 Al、Ti、Nb 和 V 为正偏析元素,偏析于枝晶间; Mo、W、Co 和 Cr 为负偏析元素。偏析程度由重到轻的顺序为 $Ti > W > Nb > Cr > Co > Mo > V > Al$ 。合金偏析将显著影响合金的显微组织特征。

图 3 (a) 为 K424 合金铸态组织中共晶的形貌,呈现花瓣状,共晶组织周围 γ 形貌与基体形貌差异较大,而形成一道明显的“界线”。

$\gamma + \gamma'$ 共晶通常沿晶界和枝晶间分布,根据合金铸造成分和铸造条件不同, $\gamma + \gamma'$ 共晶的形貌是多种多样的,但常见的形貌有葵花状和光板状。合金以枝晶凝固时,由于 Al、Ta 等正偏析元素由固液界面前端排出,偏聚于枝晶间,这些元素在枝晶间最后凝固的残余液相中会达到较高的含量,当成分到达共晶点时,产生粗大的共晶组织,即共晶的产生主要来源于合金元素的

图3 K424 合金的显微组织。(a) 共晶;(b) 碳化物;(c) γ' ;(d) 枝晶间和枝晶干的 γ' 相Fig.3 Microstructures of K424 alloy: (a) $\gamma + \gamma'$ eutectic; (b) MC carbide; (c) γ' ; (d) γ' in the dendritic core and interdendritic area

偏析。对 K424 合金共晶组织的能谱分析(表 3)表明,共晶组织富含 Al、Ti 和 Nb,在 K424 合金中,Al、Ti、Nb 等元素的偏析是形成共晶的主要原因。

共晶周围与基体产生明显的“界线”则是由于共晶组织的外围形成了粗大、不均匀的 γ' 相,根据 Souza 和董宏标等^[8]的理论,这些是由 $L \rightarrow \gamma' + \gamma$ 共晶反应前发生的 $L + \gamma \rightarrow \gamma'$ 包晶反应产生的。初生 γ' 相首先从 γ 相上形核,而在包晶生长的同时 γ 相和残余液相也逐渐被消耗,细小的共晶组织则随后在更低的温度下产生。

表 3 K424 共晶组织元素含量结果(质量分数)

Table 3 Contents of alloy elements in the $\gamma + \gamma'$ eutectic area of K424 alloy

元素	共晶	共晶周围	基体
Al	4.34	3.48	3.68
Ti	5.40	3.70	2.26
Nb	0.69	0.71	0.31
Mo	0.95	2.56	1.94
W	0.57	0.81	1.56
Co	15.03	14.85	16.18
V	0.44	0.61	0.61
Cr	3.21	7.59	6.99

图 3(b) 为 K424 合金铸态组织中碳化物形貌,呈不规则块状及长条状分布于枝晶间。镍基合金中碳化物主要有 MC、 M_6C 、 $M_{23}C_6$ 等。对 K424 合金碳化物的能谱分析表明,碳化物为富含 Nb、Ti、Mo 和 W 的 MC 型碳化物。MC 型碳化物形成温度较高,一般在凝固过程中从液相中直接析出,呈块状、颗粒状和骨架状(又称汉字体状)三种形态分布于枝晶间和晶界,同时还可能伴随有硼化物的共生,其形态与冷却速率与合金成分有关。一般认为颗粒化的以及块状的 MC 碳化物能够抑制裂纹扩展,提高力学性能;而粗大的骨架状 MC 则是高温合金疲劳裂纹扩展源,降低合金持久性和塑性^[9-10]。

图 3(c) 和图(d) 为 K424 合金铸态组织中 γ' 形貌。 γ' 呈块状和十字花形及其他不规则形状杂乱的分布在 γ 基体上,大小在 $0.2 \sim 0.6 \mu\text{m}$ 之间,如图 3(c) 所示; γ' 在枝晶干与枝晶间的形貌和尺寸也存在较大差异,枝晶干的 γ' 形状相对较规则,接近立方块,而枝晶干的 γ' 则趋向于不规则状,其尺寸也更为粗大,如图 3(d) 所示。这与元素在枝晶干/枝晶间的偏析情况是一致的。由于 Al、Ti 等促进 γ' 相形成元素富集于枝晶间, γ' 相在此区域形核与长大的驱动力较强,因此在枝晶间形成的 γ' 沉淀相比同一样品枝晶干处的 γ' 相更为粗大。此外,由于合金元素的偏析,将导致 γ' 晶格

常数增加, γ/γ' 两相间的错配度降低,界面能减小^[11],从而使得枝晶间区域的 γ' 粒子以较大表面积的形式析出,因而形状较为不规则。

图 4 为 JMatPro 计算 K424 合金的平衡相图。计算结果表明,合金的主要平衡相有 γ 相、 γ' 相、MC 相、 $M_{23}C_6$ 等。此结果与显微组织观察结果基本一致。

合金对应的初熔和终熔温度分别为 1301°C 和 1344°C ,凝固范围为 43°C , γ' 相的初始析出温度为 1230°C ;且合金中 MC 析出温度较高。从热力学角度分析, $\gamma + \gamma'$ 共晶在较高凝固温度就大量析出,不利于合金液的补缩,恶化了合金的流动性,增加了合金的热裂倾向性。

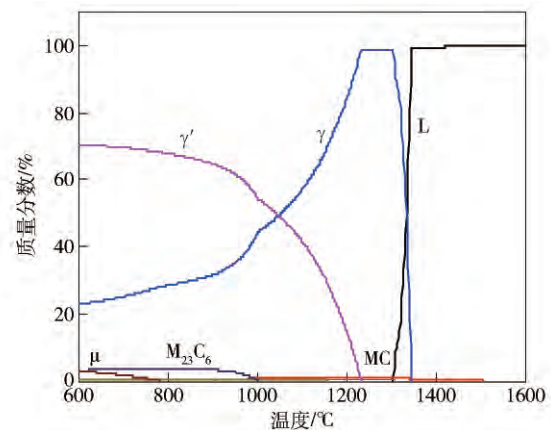


图 4 K424 合金平衡相图

Fig. 4 Equilibrium phase diagram of K424 superalloy

2.2 K424 铸造增压涡轮叶片开裂分析

图 1 为使用某批次 K424 合金铸造汽车增压涡轮时叶片出现热裂的情况。热裂纹在最薄叶梢部位产生,并且向叶身内部发展,此处叶片厚度极小且曲率变化大,易产生应力集中。

进一步分析叶片部位产生热裂的原因,观察裂纹微观组织及断口特征,如图 5 所示。图 5(a) 为叶片裂纹的断口形貌,在断口上几乎看不到有深度方向的孔穴。这种浑圆的、完全无解理面的断口是枝晶间处于液膜连接时断口的典型特征,表明裂纹产生时枝晶臂间仍或多或少存在连续的液膜,而不是完全的固相,即涡轮叶片的裂纹产生时合金处于固/液两相区。5(b) 为裂纹在光学显微镜下的组织形貌,显示裂纹在枝晶间产生并且沿枝晶间扩展。由于叶片厚度小,冷却速度快,与轴部的枝晶相比叶片处的枝晶更加细小,此时元素扩散被抑制,残余液相偏析严重,共晶数量增多。图 5(c) 为裂纹在电子显微镜下的组织形貌,主裂纹周围分布有较多共晶并且 γ' 形貌发生较大变化。联系前文对 γ' 形貌的分析结果,即可以认为裂纹是产生在共晶组织周围或者沿着共晶组织产生。主裂纹周围分布有微小裂纹,微裂纹的显微组织特征(图 5(d)) 表明,

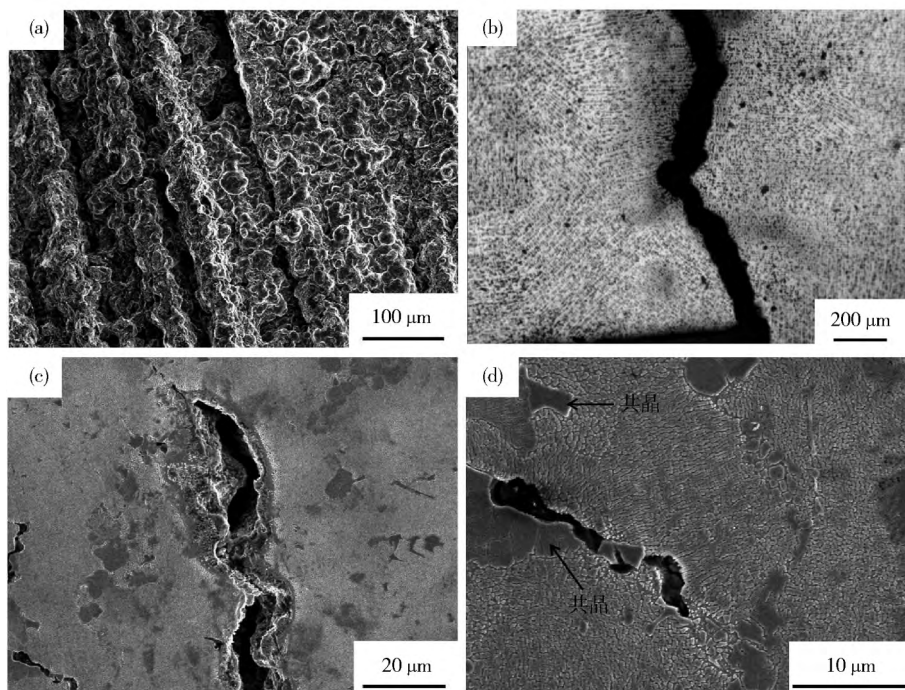


图5 K424 合金增压涡轮开裂情况。(a) 裂纹断口; (b) 光学显微镜下裂纹组织; (c) 电子显微镜下裂纹组织; (d) 微裂纹显微组织

Fig.5 Hot tearing in the turbocharger turbine wheel of K424 superalloy: (a) typical fracture surfaces of cracks in the turbine blade; (b) optical micrograph; (c) SEM image; (d) morphology of a microcrack

裂纹的确是沿着共晶组织产生并扩展。从组织角度分析,共晶组织是造成涡轮叶片热裂的主要原因。

对于铸件的热裂机理的讨论,目前主要有强度理论、液膜理论、形成理论、凝固收缩补偿理论、晶间搭桥理论等几种不同的理论。虽然这几种理论在解释热裂产生的细节上有所不同,但其实际的力学本质是一致的,即在有效结晶温度范围内,当铸件中薄弱环节(如热节中的脆性区或液膜等)的收缩应力或者塑性变形超过某一临界值时就会导致热裂的产生^[5]。而共晶作为铸件的薄弱环节,被认为将显著影响合金热裂倾向性。当枝晶间 $\gamma + \gamma'$ 共晶尺寸极大时,意味着凝固末期残余液相的存在导致相邻固态枝晶的接触方式为点接触,并未实现真正意义上的枝晶搭接,因此难以建立强度,抵抗外力的能力较低,热裂倾向也较大;另一方面,在一定的区域内, $\gamma + \gamma'$ 共晶含量越多,意味凝固末期形成的固相搭接越不充分,热裂倾向性也就越高。

有报道^[12-16]指出,Al、Ti等正偏析元素含量提高,将使得枝晶间大量析出共晶组织,导致铸件出现热裂;同时Al/Ti也将显著影响共晶组织的数量,Al/Ti越小,越易形成共晶组织。共晶的形成不仅与合金元素有关,也与凝固速率有关。凝固速率增大,局部凝固时间缩短,枝晶组织细化,共晶组织尺寸也随之减小;但冷却速度过大将抑制溶质元素的扩散,加剧了残余液相的偏析,从而使得共晶组织的数量大幅增加。因而控制铸态组织中共晶的数量主要从以下两个方面入手:一是合理的调整合金成分,控制共晶形成元素,适

当提高Al和Ti元素的含量比;二是注意控制凝固过程,选择合适的凝固参数,减轻合金的凝固偏析。

2.3 合金热裂倾向性对比研究

为研究合金的热裂倾向的影响因素,将K424合金与热裂倾向性较小的K418合金进行对比,从组织特征、凝固特性等方面分析K424合金热裂倾向性较大的原因。图6所示为K424及K418微观组织形貌。两种合金组织特征差别主要在于 $\gamma + \gamma'$ 共晶的分布、尺寸与数量。K424合金中共晶尺寸大,分布范围广,数量也远远高于K418中共晶组织;K424共晶组织周围的 γ' 形貌发生明显变化,并且共晶周围与基体存在明显的“界线”(图3(d))。

共晶组织的尺寸、分布和数量均会对枝晶间结合力造成影响,从而影响凝固末期合金抵抗铸造应力的能力。从组织特征角度考虑,K424合金热裂倾向性较K418高的原因主要是合金中分布有大量、大尺寸的共晶组织。K424合金中Al和Ti含量上升且Al/Ti比减小,凝固后期,K424合金中元素偏析更加严重,共晶更易形成。

共晶的尺寸及数量一方面与合金元素的组成及含量有关,一方面也与合金凝固特性密切相关,为研究合金凝固特性对共晶的影响,采用JMatPro热力学计算软件的Solidification中Phases and Properties模块分别计算K424及K418合金的凝固规律。凝固起始点为1600℃,步长为1℃,当液相分数达到0.02%时终止计算。计算结果如图7所示。

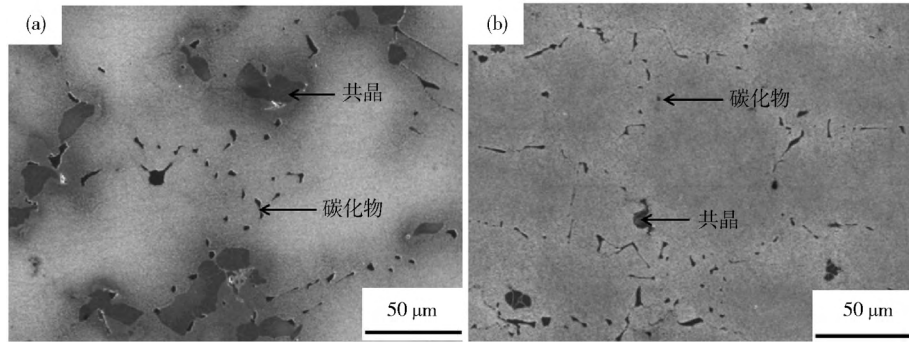


图6 K424合金(a)与K418合金(b)组织特征对比

Fig. 6 Microstructures of K424 alloy (a) and K418 alloy (b)

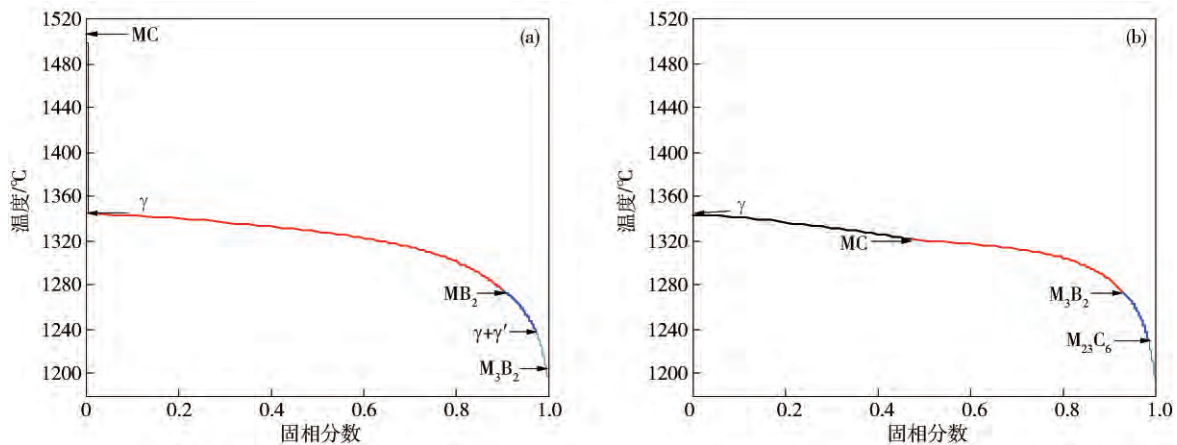


图7 K424合金与K418的凝固过程。(a) K424; (b) K418

Fig. 7 Solidification process: (a) K424 alloy; (b) K418 alloy

K424合金凝固曲线(图7(a))表明,MC碳化物在较高温度(1507℃)析出,1234℃时固相分数达到97.1%(液相分数在3%)时, γ 开始以 $\gamma + \gamma'$ 共晶的形式从液相中析出。K418合金凝固曲线(图7(b))表明:在1343℃时,合金中首先析出 γ 相;1320℃时,当固相分数达到47.8%(即液相分数在52.2%)时,合金中开始析出MC碳化物,在计算范围内(即液相分数小于0.02%),无 $\gamma + \gamma'$ 生成;1177℃时, γ 才开始析出。两种合金凝固过程最大的区别在于凝固末期共晶组织在液相中析出的情况。

采用JMatPro模拟元素在凝固过程中的偏析行为,如图8所示。K424合金中元素偏析严重,Al、Ti、Nb等易偏析元素在液相中大量富集,尤其是Al/Ti急剧减小,共晶数量增多;而在K418合金中,MC碳化物在1320℃时析出,碳化物的析出消耗了部分易偏析元素,尤其是Ti元素,液相中元素偏析减弱,共晶数量较少;计算结果与组织观察相符。

另一方面,根据Clyne-Davies^[17]判据,当合金可以得到补缩的时间长,处于热裂敏感区的时间较短的时候,合金的热裂倾向较小。K424在较高温度时就开始析出共晶,因而它的补缩期时间短,而处于热裂敏感区

时间较长,因而合金的热裂倾向性更大。

合金成分不同,凝固规律不同,导致凝固末过程中元素偏析规律不同,从而形成不同的组织特点。这些差异将显著影响合金的热裂倾向性。K424合金中Al和Ti元素含量较高,Al/Ti较小,凝固末期大量元素在枝晶间液相的偏析,促进大量 $\gamma + \gamma'$ 共晶组织的形成。共晶相过早、过多析出使得合金处于热裂敏感区的时间较长,热裂倾向性增大。

热裂纹产生的直接原因是凝固末期热应力,因而采用ProCast软件,模拟分析不同合金在浇注涡轮时应力分布的情况,从应力角度探讨合金的热裂倾向性。图9为相同工艺参数下,K424及K418合金浇注增压涡轮时应力场分布图。

增压涡轮器结构复杂,各个部分厚薄不均,导致叶梢、叶片根部和涡轮轴部冷却速度不同,造成各部分温度分布不均匀,凝固时间和收缩量不同。涡轮作为一个整体,部件之间相互制约,因而产生热应力,当应力到达一定值时通过产生热裂纹来释放,即产生热裂。

模拟结果表明:凝固末期,叶片处易形成应力集中,并且K424的应力值明显高于K418。模拟计算中,只改变了合金的成分,不同的合金成分将会使得合金

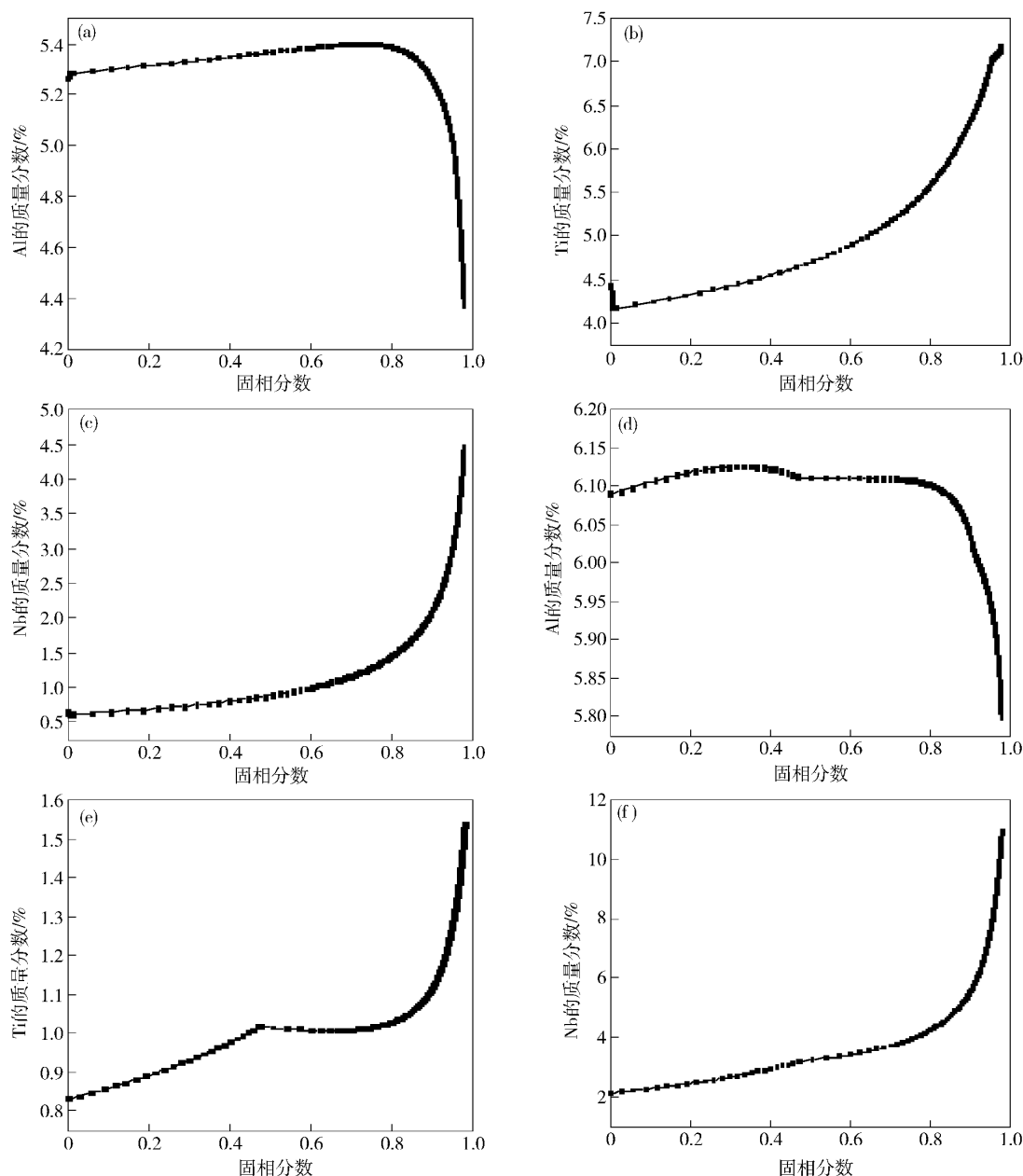


图8 合金中溶质含量随固相分数的变化。(a) K424, Al; (b) K424, Ti; (c) K424, Nb; (d) K418, Al; (e) K418, Ti; (f) K418, Nb

Fig. 8 Mass fraction of elements in liquid in the solidification process: (a) K424, Al; (b) K424, Ti; (c) K424, Nb; (d) K418, Al; (e) K418, Ti; (f) K418, Nb

的热物性能及凝固特性发生改变,从而引起铸造应力的变化。K424合金中Al和Ti含量高,凝固末期过早析出大尺寸的共晶组织,引起结晶温度范围变宽,凝固收缩率增大,铸件的热应力也随之增大;另一方面,大尺寸共晶组织的析出,可能导致合金中的相变应力增大。铸造应力越大,合金在凝固末期出现热裂纹的倾向也就越大。模拟结果与实验结果吻合良好。

K424合金增压涡轮叶片出现热裂纹是合金特性与铸件特性共同作用的结果:一方面,K424合金Al和Ti含量高(Al+Ti质量分数大约10%), $\gamma+\gamma'$ 析出温度高,易过早形成大尺寸的共晶组织,共晶组织塑性

差,与基体的结合力弱,作为合金的薄弱环节,在浇注涡轮时热裂倾向较大;另一方面,叶片厚度小,局部冷却过快,抑制元素扩散,加剧残余液相的偏析,从而使叶片处共晶的数目大幅增加;曲率变化大,易产生应力集中从而导致开裂。

根据以上分析结果,要减少涡轮叶片的热裂,建议从以下几个方面入手:控制Al、Ti和Nb三种元素的含量,以牺牲一部分的强度性能,获得较好的抗热裂性能;在Al+Ti含量一定的情况下,提高Al/Ti比例,从而控制合金中共晶组织的数量和尺寸;由于凝固冷速对 $\gamma+\gamma'$ 共晶量有明显的影响,过快和过慢的冷速都

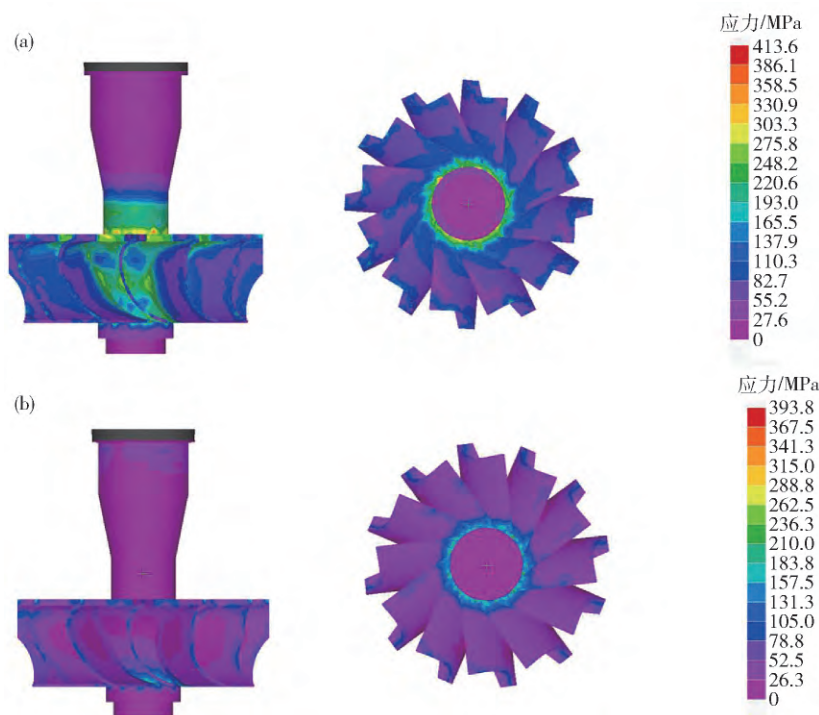


图9 ProCast 模拟铸造增压涡轮应力场分布。(a) K424; (b) K418

Fig.9 Stress field distribution of the turbocharger turbine wheel simulated by ProCast: (a) K424; (b) K418

能引起 $\gamma + \gamma'$ 共晶量增加。因此建议熔炼过程中采用合理的工艺参数以保证适当的凝固速度,尤其注意控制叶片的凝固速度。

3 结论

(1) K424 合金呈现典型的树枝状结构,由 γ 固溶体基体、 γ' 析出相、分布在枝晶间的花瓣状 $\gamma + \gamma'$ 共晶和骨架状 MC 碳化物组成。与 K418 合金相比,K424 合金共晶组织尺寸大,分布广,数量多; γ' 尺寸较大,且形貌在枝晶间与枝晶干有明显差别。

(2) K424 涡轮叶片处产生裂纹是合金本身特性以及铸件特性共同影响的结果。一方面 K424 合金热裂倾向性高;另一方面叶片位置厚度小且曲率变化大,易形成应力集中,导致热裂产生。

(3) 与 K418 相比,K424 合金的热裂倾向性更高,这是由合金中不同合金元素偏析规律及凝固特性决定的。K424 中,MC 碳化物在高温析出,凝固末期元素偏析严重,在液相其质量分数为 3% 左右时, $\gamma + \gamma'$ 共晶就开始析出。共晶组织过早、过多析出,将会堵塞补缩通道,且共晶与基体的结合力较弱,易成为合金的薄弱环节,热裂倾向性增大。

(4) 使用 K424 合金浇注增压涡轮时要控制铸造应力以减小涡轮热裂倾向性。需选择适宜的浇注温度及模壳温度;尤其注意叶片部位的冷却速度。可适当降低冷却速度使得铸件各部分温度趋于均匀,以减少热应力。

参 考 文 献

- [1] Burke R D, Vagg C R M, Chalet D, et al. Heat transfer in turbo-charger turbines under steady, pulsating and transient conditions. *Int J Heat Fluid Flow*, 2015, 52: 185
- [2] Pint B A, Haynes J A, Armstrong B L. Performance of advanced turbocharger alloys and coating at 850–950 °C in air with water vapor. *Surf Coat Technol*, 2013, 215: 90
- [3] Tetsui T, Ono S. Endurance and composition and microstructure effects on endurance of TiAl used in turbochargers. *Intermetallics*, 1999, 7(6): 689
- [4] Jovanović M T, Dimčić B, Bobić I, et al. Microstructure and mechanical properties of precision cast TiAl turbocharger wheel. *J Mater Process Technol*, 2005, 167(1): 14
- [5] Shi Z X, Dong J X, Zhang M C. Development of hot tearing on cast superalloys used for auto turbocharger turbine wheel. *J Mater Eng*, 2012, 2(6): 91
(石照夏,董建新,张麦仓.汽车增压器涡轮用铸造高温合金热裂研究进展.材料工程,2012,2(6):91)
- [6] Academic Committee of Superalloy. *China Superalloys Handbook*. Beijing: Standards Press of China, 2012
(中国金属学会高温材料分会.中国高温合金手册(下卷):铸造高温合金.北京:国标出版社,2012)
- [7] Tetsui T. Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles. *Mater Sci Eng A*, 2002, 329(1): 582
- [8] D'Souza N, Dong H B. Solidification path in third-generation Ni-based superalloys, with an emphasis on last stage solidification. *Scripta Mater*, 2007, 56(1): 41
- [9] Garosshen T J, McCarthy G P. Low temperature carbide precipitation in a nickel base superalloy. *Metall Trans A*, 1985, 16(7):

1213

- [10] Wei C N, Bor H Y, Chang L. The influence of carbon addition on carbide characteristics and mechanical properties of CM-681LC superalloy using fine grain process. *J Alloys Compd*, 2011, 509(18): 5708
- [11] Liu G, Liu L, Zhao X B, et al. Influence of refractor elements addition on solidification characteristics and microstructure of Ni-based single-crystal superalloys. *Mater Rev*, 2008, 22(9): 38
(刘刚, 刘林, 赵新宝, 等. 难熔元素对镍基单晶高温合金凝固特性及组织的影响. 材料导报, 2008, 22(9): 38)
- [12] Yang F X, Liu E Z, Zhi Z, et al. Influence of Ti content on microstructure, mechanical properties and castability of directionally solidified superalloy DZ125L. *Mater Des*, 2014, 61(9): 41
- [13] Li S S, Zheng Y R, Han Y F, et al. Effect of Al Content on the Microstructure and stress rupture properties of DS Ni₃Al based alloy. *Rare Met Mater Eng*, 2004, 33(12): 1329
(李树索, 郑运荣, 韩雅芳, 等. 铝含量对定向凝固 Ni₃Al 基合金显微组织和持久性能的影响. 稀有金属材料与工程, 2004, 33(12): 1329)
- [14] Fan Y W, Hou S E, Huang Z H. Effect of Al content on solidification behavior of Ni₃Al-base IC10 alloy. *Trans Mater Heat Treat*, 2009, 30(1): 88
(范映伟, 侯淑娥, 黄朝晖. Al 含量对 Ni₃Al 基 IC10 合金凝固行为的影响. 材料热处理学报, 2009, 30(1): 88)
- [15] Zhang J, Singer R. Hot tearing of nickel-based superalloys during directional solidification. *Acta Mater*, 2002, 50(7): 1869
- [16] Yang Z, Tian F, Zheng Z, et al. Effect of element factors of a directionally solidified Ni-base superalloy on hot tear in turbine blades. *Acta Metall Sin*, 2002, 38(11): 1191
(杨政, 田飞, 郑志, 等. 定向凝固镍基高温合金的成分因素对涡轮叶片热裂的影响. 金属学报, 2002, 38(11): 1191)
- [17] Clyne T W, Davies G J. Influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems. *Br Foundryman*, 1981, 74(4): 65