

高合金化难变形高温合金GH4975热裂敏感性研究

朱 兴¹, 江 河¹, 董建新¹, 万志鹏²

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院,北京 100083)

(2. 中国航发北京航空材料研究院 先进高温材料重点实验室,北京 100095)

摘要: 为研究高合金化难变形高温合金GH4975热裂敏感性,对GH4975合金铸锭裂纹形貌和组织特征进行观察,结合其凝固行为和热力学计算等方式分析热裂原因。结果表明,裂纹沿晶界和枝晶间扩展,等轴晶区比柱状晶区具有更大的热裂倾向。铸锭中心区域易出现缩孔,连续缩孔的形成导致枝晶间搭接不充分,易在应力作用下被拉开从而形成裂纹源。同时枝晶间Al、Ti、Nb元素偏析严重,复杂的析出相尤其是大量的($\gamma+\gamma'$)共晶相促进了裂纹的形核与扩展。JMatPro计算可知GH4975合金固液两相区收缩率大,不可补缩温度范围大,易形成缩孔从而成为裂纹源,同时不可补缩温度区间内合金线性膨胀系数变化大,裂纹易扩展。

关键词: 高合金化; 难变形高温合金; GH4975; 热裂敏感性

中图法分类号: TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)01-0203-10

1 引言

变形高温合金因其优异的高温强度、抗氧化性能和抗蠕变性能,同时具备可靠性高、适于大批量生产和全寿命成本低廉的突出优势,在航空发动机、舰用燃气轮机及地面燃机的高压压气机盘、涡轮盘等高温转动部件有着广泛应用^[1]。随着航空发动机向更大、更高的推重比和更高的效率发展,高温合金铸锭的尺寸和涡轮盘服役温度不断提高,推动了涡轮盘用变形高温合金的研发与应用。目前,通过提高合金化程度进而提高 γ' 含量是研发更高使用温度涡轮盘用变形高温合金的有效途径,我国在这方面的研究包括GH4151、GH4175和GH4975等合金,目标服役温度为800 °C以上^[2]。这类合金制备难度较大,存在变形抗力提高、热塑性下降和热加工温度窗口缩窄等难点问题,目前的研究主要集中在均匀化工艺、超塑性变形、热挤压开坯等方面^[3-5]。除此之外,这类合金铸锭凝固过程被发现易出现开裂现象,而对其开裂研究缺乏报道。

热裂是凝固过程最常见的缺陷之一,目前普遍认为热裂发生于凝固末期的固液两相区内,研究也主要集中在固液两相区的凝固行为上。从合金体系来看,目前热裂研究主要集中在铝镁锌等低熔点合金,钢铁、高温合金等则相对研究较少^[6-9]。其中合金体系及其成分很大程度上决定了收缩应力、凝固范围和共晶液相等参数,并且同一种合金因某些元素含量的改变也会对开裂敏感性有

很大影响^[10-13]。从凝固条件来看,目前裂纹研究主要集中在铸造、焊接和增材制造等^[14-20]。凝固条件包括凝固温度、凝固形状和冷却速率等参数,同一种凝固方式下不同的工艺也会导致开裂敏感性有所差异^[21]。多年以来,研究人员致力于通过调整工艺参数来减少热裂,然而不同的合金体系和凝固条件下,热裂的形成机理有所差异,因此从热裂形成机理角度研究热裂敏感性,可以从理论上指导合金成分和凝固条件的优化。

目前关于热裂的理论有强度理论、液膜理论、晶间搭桥理论、凝固收缩-补偿理论、裂纹形成功能理论和冲击应力理论等^[6],几种理论从不同角度揭示了热裂的前期形核和后期扩展机理。研究人员根据上述理论提出了一系列判据,不过这些判据根据具体的材料和工艺有其有效范围。对于高温合金来说,随着铸锭锭型的进一步增大以及合金化程度的提高,铸锭更加容易开裂^[22],因此本工作以GH4975合金为研究对象,对其热裂纹形成原因进行研究,分析高合金化难变形高温合金热裂敏感性,以期指导这类合金热裂纹的控制。

2 实验

经真空感应熔炼出直径294 mm的GH4975合金铸锭,其主要化学成分(质量分数,%)为:C 0.115, Co 15.58, Cr 7.96, W 10.22, Mo 1.18, Al 5.01, Ti 2.49, Nb 1.66, Fe 0.10, Ni余量。

收稿日期:2025-01-16

基金项目:北京市自然科学基金(2242042)

作者简介:朱 兴,男,1999年生,硕士,北京科技大学材料科学与工程学院,北京 100083, E-mail: m202220537@xs.ustb.edu.cn

低倍组织及缺陷酸蚀检验腐蚀剂按 60 mL HNO₃+200 mL HCl+50 g FeCl₃+30 g (NH₄)₂S₂O₈(过硫酸铵)+50 mL H₂O 的比例进行配置, 擦拭铸锭表面直至观察到低倍组织。从铸锭边缘、1/2 半径、中心处取试样进行微观组织观察, 试样经砂纸逐级打磨后并机械抛光。利用 DMR 光学显微镜(OM)观察枝晶形貌, 腐蚀剂为 0.5 g CuCl₂+10 mL HCl+10 mL C₂H₅OH 溶液, 棉球均匀擦拭 5 s。利用附带 INCA-X-ACT 能谱(EDS)的 Supra55 场发射扫描电镜(SEM)观察析出相及元素分布, 电解侵蚀采用 150 mL H₃PO₄+10 mL H₂SO₄+15 g CrO₃混合溶液, 电解电压为 10 V、电解时间为 10 s。

切取不同位置裂纹观察断口形貌, 断口清洗时首先将样品放在(12 wt% NaOH+3 wt% KMnO₄+0.5 wt% C₆H₁₂N₄(六次甲基四胺)+H₂O)的混合溶液煮沸 30 min, 随后取出放在煮沸的饱和草酸溶液中 3 min, 最后将样品放在(2 wt% 柠檬酸+10 wt% 柠檬酸铵+H₂O)的混合溶液中, 去除表面残留的化学试剂, 在断口表面变得光亮后, 利用 Supra55 场发射扫描电镜观察断口形貌。

因热裂与凝固过程密切相关, 因此进行 GH4975 合金的凝固行为研究。按 GB/T 1425-2021 标准进行差示扫描量热实验(DSC), 取 1/2 半径处 $\Phi 3\text{ mm} \times 1\text{ mm}$ 试样, 将试样放入氧化铝坩埚中, 在 Ar 气氛围中加热及降温, 升温速率及降温速率均为 10 °C/min。为观察凝固过程中的组织演化过程进行等温凝固实验和高温共聚焦实验。等温凝固实验取 1/2 半径处 $\Phi 8\text{ mm} \times 8\text{ mm}$ 若干试样, 将硅溶胶和氧化铝粉末混匀后形成浆料密封试样, 干燥后, 将试样放入氧化铝烧舟, 随后放入 SX16-12 型箱式电阻炉中。实验合金以 5 °C/min 的速率升温至 1420 °C, 保温 20 min, 然后以 5 °C/min 的降温速率降至等温凝固温度, 等温凝固温度设置为 1380、1370、1360、1350、1340、1330、1320、1310 以及 1300 °C, 保温 20 min 后淬火, 淬火后样品经清洗、打磨、化学侵蚀或电抛电侵后分别用光学显微镜及扫描电镜观察合金的显微组织, 并采用电子探针(EPMA)对其进行元素分析。高温共聚焦实验取 1/2 半径处 $\Phi 7.5\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ 样品, 升温至 1420 °C 后, 保温 3 min, 然后以 20 °C/min 的降温速率降至室温, 观察其凝固行为。

3 结果与分析

3.1 铸锭裂纹特征

裂纹宏观形貌如图 1 所示, 可知铸锭存在着很严重的内裂纹, 包括横向裂纹和纵向裂纹。裂纹呈不连续、扭曲、走向不规则的形貌, 且存在分叉, 可知这是典型的热裂纹形貌^[18]。在铸锭中心观察到大量缩孔, 且铸锭中心缩孔是部分裂纹的源头。同时越靠近铸锭中心, 裂纹宽度越大且裂纹越多, 这表明越靠近铸锭中心热裂倾向越

大。结合低倍组织, 可知无论是横向裂纹还是纵向裂纹都主要存在于等轴晶区, 裂纹总体上呈沿等轴晶晶界扩展的趋势。

进一步对裂纹的微观形貌进行观察, 不同位置裂纹的微观形貌如图 2 所示。可知裂纹扩展与枝晶形貌存

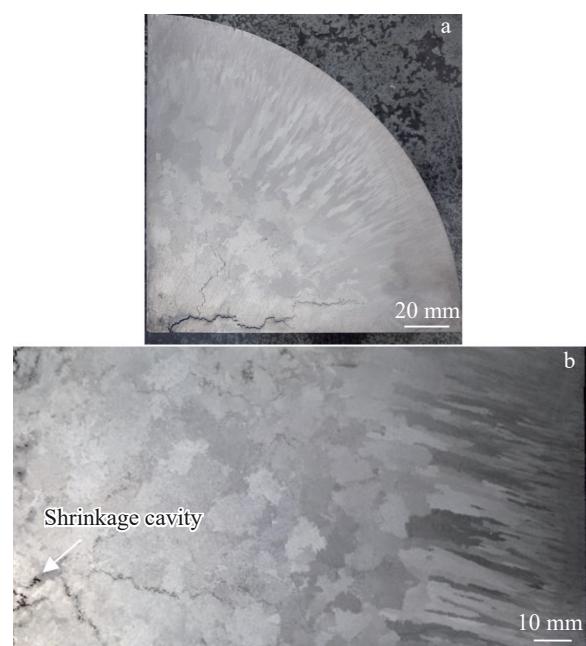


图 1 GH4975 合金真空感应铸锭裂纹宏观形貌

Fig.1 Macro-morphologies of cracks at different positions in vacuum induction ingot of GH4975 alloy: (a) transverse and (b) vertical

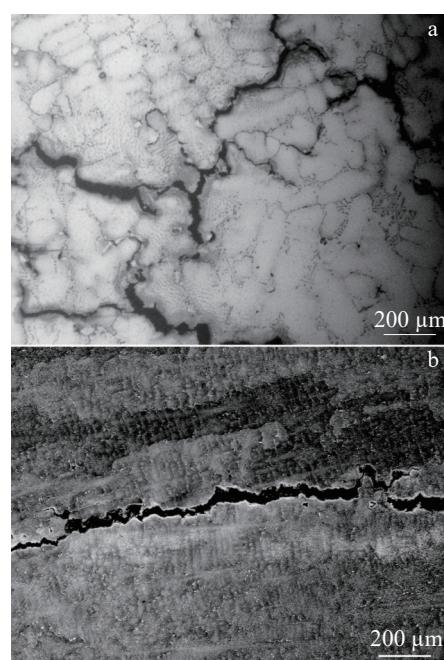


图 2 GH4975 合金真空感应铸锭裂纹微观形貌

Fig.2 Micro-morphologies of cracks at different positions in vacuum induction ingot of GH4975 alloy: (a) center and (b) edge

着关系,无论是在中心等轴晶区还是边缘柱状晶区,裂纹都沿枝晶间扩展。等轴晶区晶界处枝晶具有不同的方向,所以裂纹呈不连续的、扭曲的、走向不规则的形貌。而柱状晶区枝晶方向较为一致,裂纹沿枝晶方向扩展。

图3是扫描电镜下裂纹断口形貌,发现断口形貌复杂,且不同位置断口也有差异。铸锭中心位置裂纹断口和1/2半径位置裂纹断口,断裂表面观察到有光滑的枝晶臂、缩孔和液滴等特征,未发现解理面和韧窝,可知开裂时仍有液相存在,是在固液两相区时开裂。铸锭边缘位置裂纹断口观察到有韧窝存在,说明开裂时存在一定塑性,是固相时的断裂,可知铸锭边缘裂纹是由铸锭中心裂纹扩展形成的。

3.2 铸锭组织特征

影响热裂的因素可概括为合金成分和凝固条件,在两种因素共同影响下导致的微观组织差异与合金的热裂敏感性密切相关,因此对铸锭的微观组织进行分析。不同位置的枝晶形貌如图4所示,其中较浅的白色区域和对比较深的区域分别为枝晶干和枝晶间区域,枝晶间有着浅灰色条状析出相和白色块状析出相。观察可知由铸锭边缘到铸锭中心,枝晶间距越来越大,同时枝晶间的析出相也越来越多。

进一步对析出相进行分析,对图5a的大块状析出相进行面扫描(图6),可知其主要含Ni、Al、Ti等元素,为 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相,主要分布于枝晶间。对同一位置进行背散射电子成像,如图5b所示,发现呈细小板块状或长条状

的衬度为白色的析出相,结合面扫描(图6),其主要含C、Nb、Ti、Mo等元素,可知为MC碳化物。MC碳化物分布不规则,枝晶干和枝晶间都有分布。综上可知GH4975合金铸态组织除基体 γ 相外,主要析出相为 γ' 相、 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相和一次MC碳化物。

3.3 凝固行为特征

针对GH4975合金凝固易热裂问题,进一步开展DSC实验、等温凝固实验和高温共聚焦实验,研究其凝固行为特征。图7为GH4975合金的DSC测试升降温曲线,结合显微组织可知析出相析出和回溶的温度。由图7a升温曲线可知, γ' 相在1178 °C时完全回溶进 γ 基体中;1306 °C时开始熔化即固相线; γ 基体在1340 °C时完全熔化;MC碳化物在基体熔化之后才开始回溶,在1356 °C才开始溶解;液相线为1367 °C,此时完全变为液态。图7b降温曲线可知,基体 γ 相在1347 °C时从液相中析出;MC碳化物析出温度与基体 γ 相析出温度相近,未检测到MC碳化物析出温度; $(\gamma+\gamma')$ 共晶相在凝固末期^[23]1308 °C时析出; γ' 相开始大量析出温度为1145 °C。

不同温度下等温凝固实验显微组织如图8所示。1370 °C淬火组织为细小的枝晶结构,表明此时基本全为液态,液态淬火后变为细小枝晶,只有少部分固相颗粒特征,表明液相刚开始形核凝固。当等温凝固淬火温度为1360 °C时,可以观察大的固相颗粒,表明在此温度下合金处于形核长大阶段。等温凝固温度为1340 °C时,可以观察到大量粗大的枝晶,表明在此温度下合金已大量凝

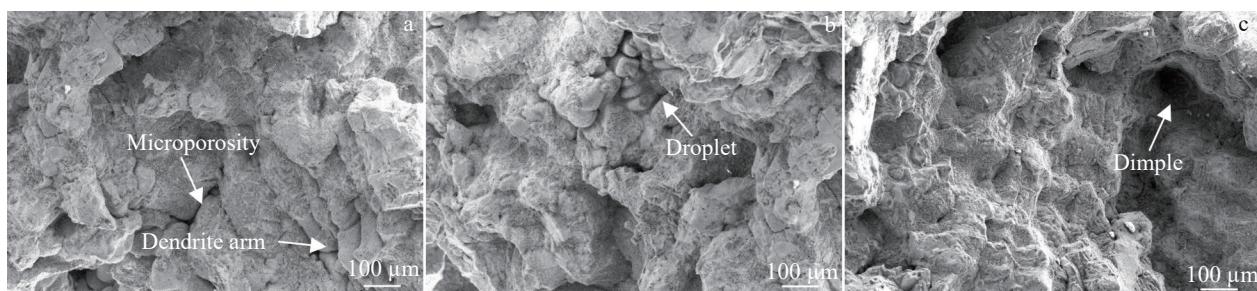


图3 GH4975合金真空感应铸锭不同位置裂纹断口形貌

Fig.3 Fracture morphologies of cracks at different positions in vacuum induction ingot of GH4975 alloy: (a) center, (b) 1/2 radius, and (c) edge

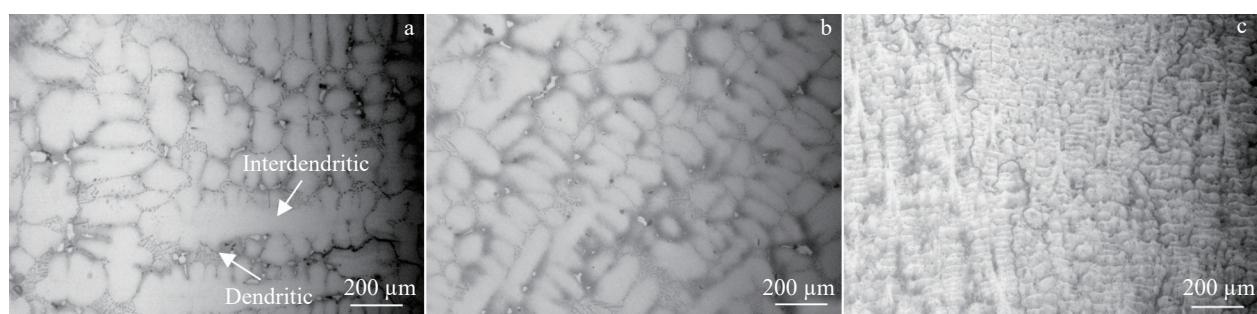


图4 GH4975合金真空感应铸锭不同位置枝晶形貌

Fig.4 Dendritic morphologies at different positions in vacuum induction ingot of GH4975 alloy: (a) center, (b) 1/2 radius, and (c) edge

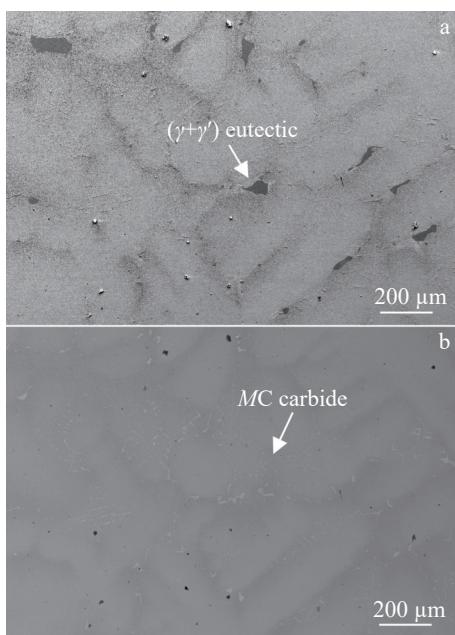


图 5 GH4975 合金真空感应锭态组织的 SEM 照片

Fig.5 SEM images of as-cast microstructure of GH4975 alloy vacuum induction ingot: (a) secondary electron image and (b) backscattered electron image

固,枝晶开始搭接。但此时枝晶处于一个游离状态,搭接随时可能发生与破坏^[24]。随着凝固温度进一步降低,固相枝晶组织进一步形成并发展,1330 °C时,大部分固相已经连接在一起,液相以孤立液池形式存在。1320 °C时,剩余液相转变为液膜状存在。当凝固温度继续降低

到1300 °C时,液膜宽度进一步变小,只有少量液膜存在。

为进一步观察凝固过程的动态情况,通过高温共聚焦观察GH4975合金凝固过程,如图9所示。可知随着温度的降低,γ基体相开始形核,形核方向为枝晶生长方向。随着形核长大,很快就形成结晶骨架。最后凝固的位置包括不同方向的枝晶搭接处以及较宽的枝晶,残余液相形貌与等温凝固实验相吻合。

结合等温凝固实验、高温共聚焦实验和DSC实验,可知GH4975合金的析出相析出顺序为:L→L+γ→L+γ+MC→L+γ+MC+(γ+γ')→γ+MC+(γ+γ')→γ+MC+(γ+γ')+γ'。

4 分析与讨论

4.1 缩孔对裂纹的影响

等温凝固实验1340~1300 °C温度范围内GH4975合金出现了明显的缩孔,分析其原因,因等温凝固实验水淬会使凝固收缩更为明显,而1340~1300 °C为不可补缩温度区间,与文献报道缩孔出现在不可补缩温度区间一致^[25]。图10为等温凝固淬火温度为1330 °C时的缩孔情况,对缩孔进行分析,发现缩孔形貌与等温凝固实验残余液相形貌相似,表明缩孔形貌受残余液相影响。当残余液相呈孤立液池形式存在,即残余液相之间不连贯,不能进行补缩,在凝固收缩的作用下,会在等温凝固样品中心出现大量缩孔,且缩孔往往是聚集在一起的。

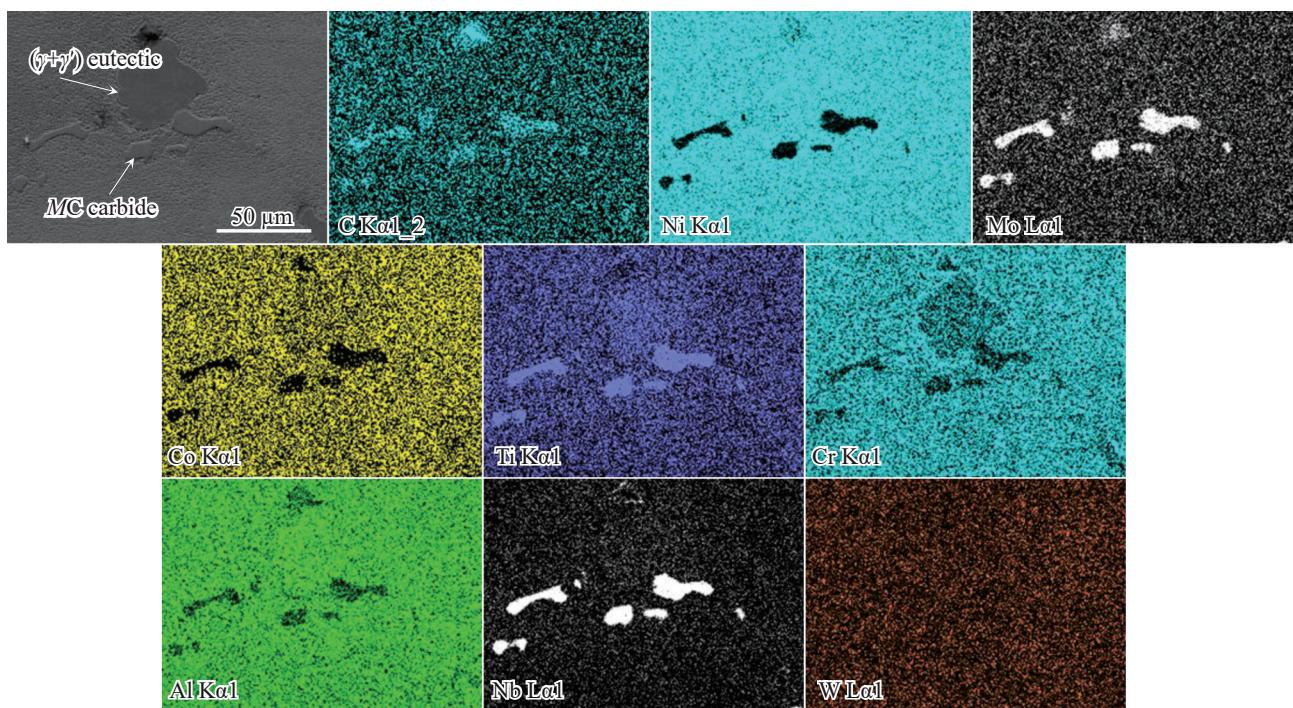


图 6 GH4975 合金(γ+γ')共晶相和 MC 碳化物的元素面扫描

Fig.6 Elemental surface scanning of (γ+γ') eutectic phase and MC carbide in GH4975 alloy

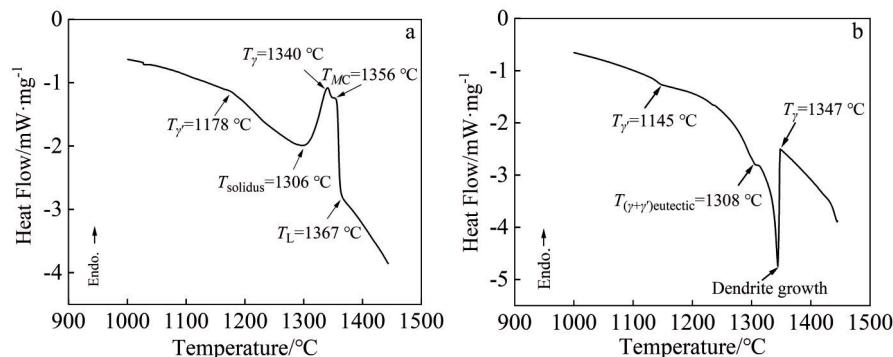


图7 GH4975合金在10 °C/min速率下的DSC曲线

Fig.7 DSC curves of GH4975 alloy at 10 °C/min rate: (a) heating curve and (b) cooling curve

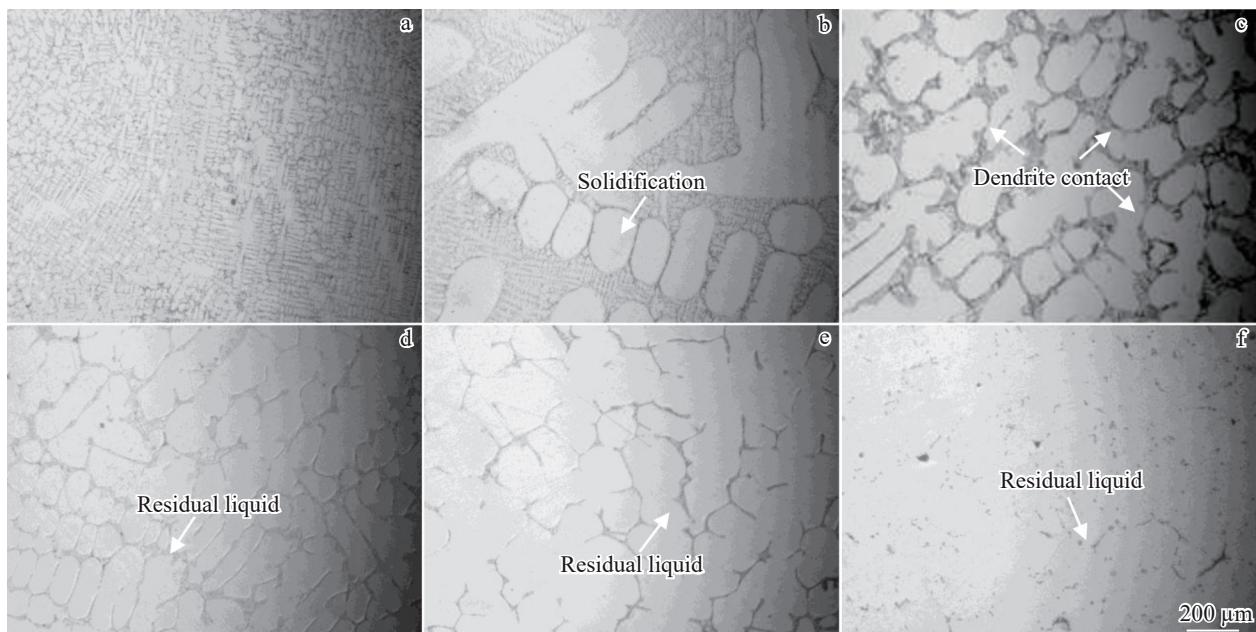


图8 GH4975合金不同温度下等温凝固实验的显微组织

Fig.8 Microstructures of GH4975 alloy during isothermal solidification experiment at different temperatures: (a) 1370 °C, (b) 1360 °C, (c) 1340 °C, (d) 1330 °C, (e) 1320 °C, and (f) 1300 °C

在GH4975合金真空感应铸锭中心同样观察到大量的缩孔,如图11所示。对缩孔观察,可知缩孔处保留了初级枝晶臂和次级枝晶臂的形态,对比等温凝固实验出现的缩孔,都呈枝晶搭接不充分形貌,且搭接部分易断裂。

进一步观察裂纹形貌,如图12a在裂纹附近观察到大量缩孔,缩孔有继续扩大的趋势,即搭接不充分的连续缩孔易在应力作用下扩展形成裂纹。由图12b可知裂纹源头枝晶臂形貌与图3a裂纹中心断口形貌相似,进一步证明液相补缩不足导致的连续缩孔会引起裂纹的萌生。又因等轴晶区比柱状晶区更易形成缩孔^[25],而缩孔会引起裂纹的形核与扩展,这与铸锭中心等轴晶区开裂倾向大所对应。

4.2 共晶相对裂纹的影响

图13为JMatPro的Sheil-Gulliver模型计算的GH4975合金非平衡凝固路径,可知 γ 基体固相形核后快速长大,液体分数下降很快,而液体分数的强烈变化会导致凝固过程中的高应变和应变速率从而积累应力。而根据应力集中理论,应力可以由固体传递而不能由液态传递,因而应力将大量集中于最后凝固的地方^[24]。根据等温凝固实验可知,凝固末期残余液相以孤立液相形式存在,而孤立液相会形成 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相,且凝固末期液体分数变化缓慢,裂纹易沿共晶相形核扩展从而释放应力。因此从凝固行为上看, $(\gamma+\gamma')$ 共晶相与热裂存在着关系。

对图14a所示的裂纹附近析出相进行观察,发现铸锭裂纹周围普遍存在共晶相析出。如图14b所示,凝固

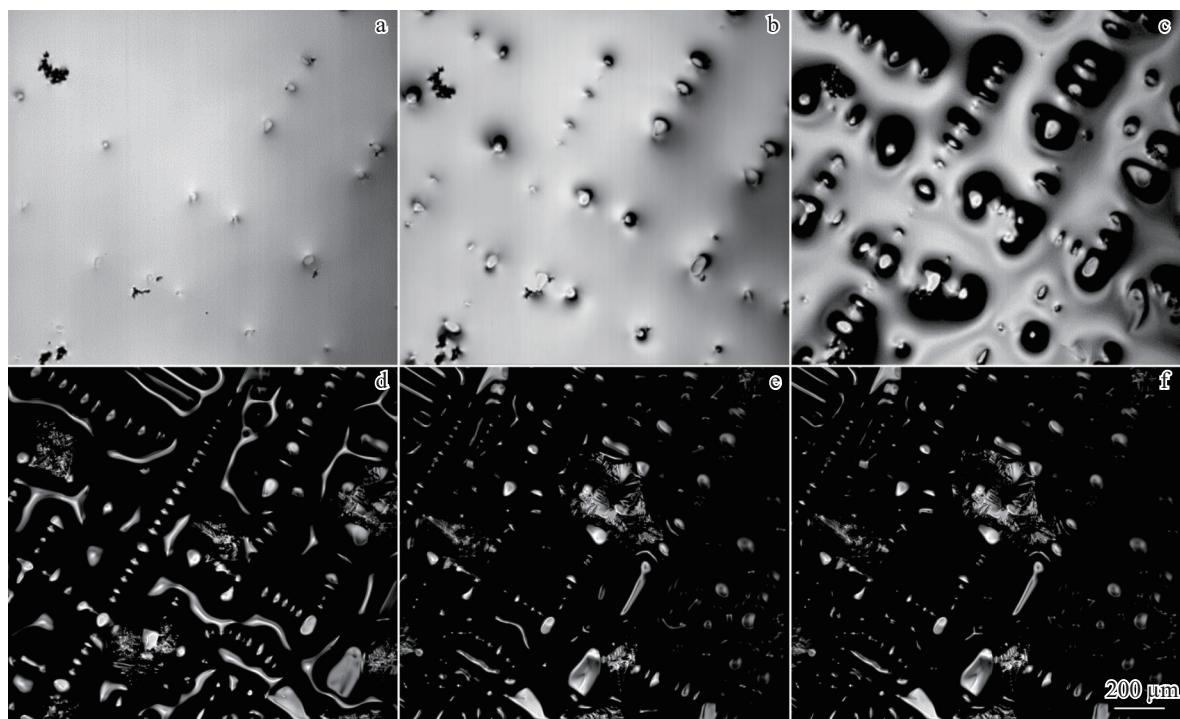


图9 GH4975合金不同温度下的高温共聚焦图像

Fig.9 High temperature confocal images of GH4975 alloy at different temperatures: (a) 1350 °C, (b) 1345 °C, (c) 1340 °C, (d) 1335 °C, (e) 1330 °C, and (f) 1325 °C

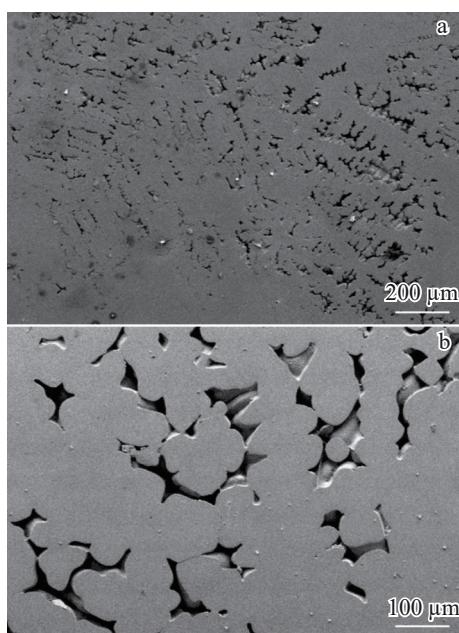


图10 GH4975合金1330 °C等温凝固实验缩孔情况

Fig.10 Shrinkage of GH4975 alloy during isothermal solidification at 1330 °C

末期残余液相形成共晶时,共晶相的形成会阻碍枝晶间的补缩从而形成缩孔成为裂纹源,即 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相的大量析出不利于合金液的进料,使合金的流动性恶化,增加了合金的热裂倾向。如图14c所示,裂纹在缩孔附近形成

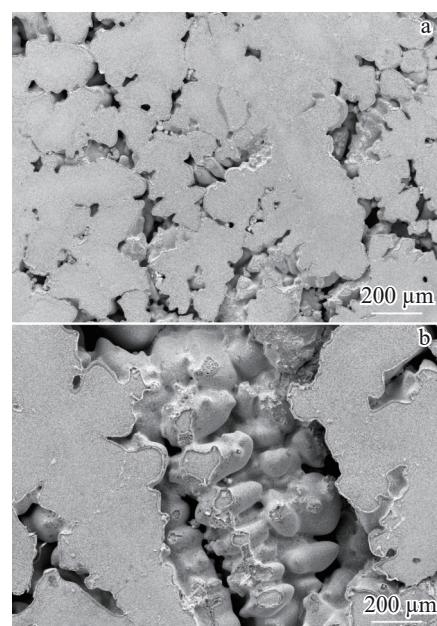


图11 GH4975合金真空感应铸锭缩孔特征

Fig.11 Characteristics of shrinkage cavity in vacuum induction ingot of GH4975 alloy: (a) shrinkage cavity and (b) dendrite morphology

后,还涉及到进一步扩展,因析出相与基体的匹配性较差,结合强度低^[26],裂纹易沿析出相扩展。当晶界/枝晶间附近有较多共晶相时,因共晶相体积大,结合的界面

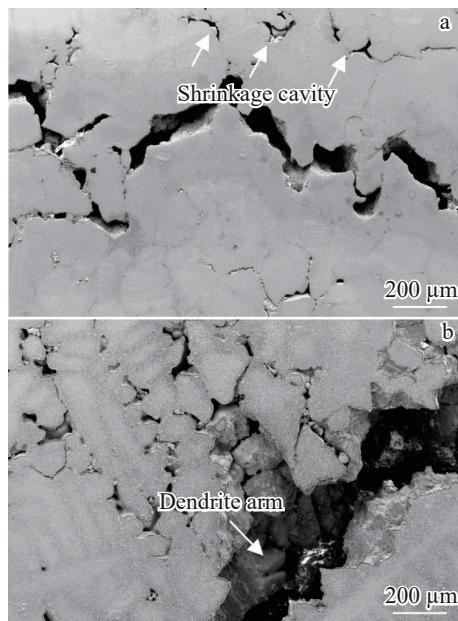


图12 GH4975合金真空感应铸锭裂纹特征

Fig.12 Characteristics of cracks in vacuum induction ingot of GH4975 alloy: (a) cracks formed by shrinkage expansion and (b) crack originated from shrinkage

多,裂纹更易在含有大量共晶相的地方扩展。

因凝固末期元素的偏析行为以及残余液相的形貌将显著影响共晶组织的形成,为验证GH4975合金($\gamma+\gamma'$)共晶相的形成,对凝固末期进行EPMA面扫(对1310 °C等温凝固淬火组织进行面扫),如图15所示。可知已有块状碳化物在枝晶干析出(C元素在枝晶干和枝晶间都有富集情况),Ni、Ti、Al、Nb、Mo元素偏析于枝晶间,Co、Cr、W元素偏析于枝晶干,可知偏析于枝晶间的元素为($\gamma+\gamma'$)共晶相的形成提供了条件。残余液相处于晶界和枝晶间位置,残余液相转化为共晶,进而对裂纹产生影响,这与前面分析所对应。

4.3 高合金化对裂纹的影响

因缩孔和($\gamma+\gamma'$)共晶相等析出相对热裂起着协同作用,为表达缩孔和($\gamma+\gamma'$)共晶相等析出相对热裂的影响,绘制GH4975合金凝固热裂纹形成示意图,如图16所示。

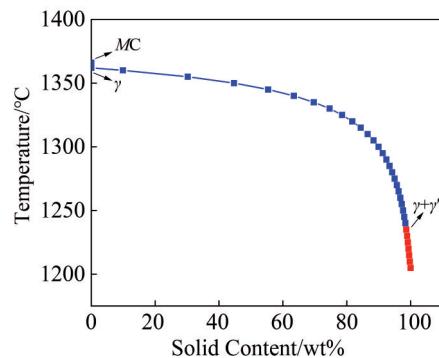


图13 基于JMatPro计算得到的GH4975合金凝固路径

Fig.13 Solidification path of GH4975 alloy calculation based on JMatPro

当金属液冷却到液相线时开始凝固, γ 基体形核并长大,随着温度不断降低,MC碳化物先在枝晶干析出,同时因偏析元素在枝晶间富集,MC碳化物和($\gamma+\gamma'$)共晶相在枝晶间析出。当处于不可补缩温度区间时,随着枝晶搭接和析出相阻碍补缩会出现缩孔,在缩孔和($\gamma+\gamma'$)共晶相等析出相的协同作用下形成了热裂纹,在应力的作用下进一步扩展。从凝固条件角度,对同一合金来说,铸锭边缘枝晶更细,有充足液体补缩,且枝晶间析出相含量少,裂纹不易形核扩展,相反铸锭中心会表现出大的热裂敏感性。从合金成分角度来看,合金收缩率越大,铸锭中心偏析越严重,凝固末期形成大量复杂析出相,则会表现出更大的热裂敏感性。

为分析不同合金热裂倾向,表1列出了GH4975合金、典型变形高温合金(GH4169、GH4738)和典型铸造高温合金(K419)的成分。根据前面分析可知缩孔会成为裂纹源,而合金形成缩孔的倾向取决于合金凝固前后固液密度差异^[27],在相同锭型下固液密度变化可预测缩孔倾向。由表2液固相线密度变化可知,GH4975合金固液密度变化大,形成缩孔能力强。等轴晶区液相形成缩孔而使枝晶易分离的液相体积分数范围为0.003~0.215^[28],即不可补缩液相区间。不同高温合金易形成缩孔的液相分数范围相同,不同的是温度区间,通过

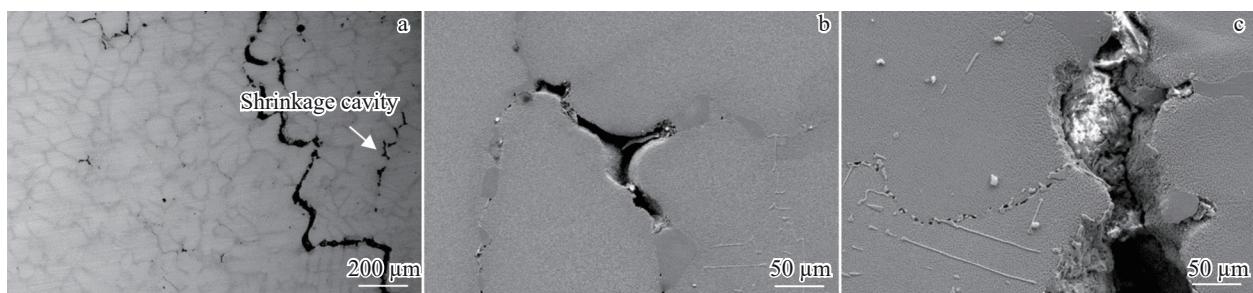
图14 ($\gamma+\gamma'$)共晶相对裂纹的影响

Fig.14 Effect of ($\gamma+\gamma'$) eutectic on cracks: (a) crack, (b) crack initiation, and (c) crack extension

JMatPro 计算液相分数与温度关系(如图 13), 得到不同合金液相体积分数为 0.003~0.215 的温度区间, 统计在表 2。合金的不可补缩区温度间隔越大, 合金的热裂倾向越高, 这是因为凝固范围越宽, 凝固时脆弱阶段所消耗的时间越长, 合金开裂的几率就越大。可知, GH4975 合金形成缩孔能力强, 且形成缩孔的温度区间大, 易形成缩孔从而成为裂纹源。从合金成分分析其原因, 因 GH4975 合金 C、W、Al 元素含量高, 而 C 熔点 3500 °C、W

熔点 3410 °C、Ni 熔点 1453 °C、Al 熔点 660.4 °C,C、W 元素熔点比主要元素 Ni 熔点高许多,C、W 元素含量越高不可补缩开始温度越高, Al 元素熔点比主要元素 Ni 熔点低许多, Al 元素含量越高不可补缩结束温度越低, GH4975 合金成分特点导致不可补缩凝固温度区间大。

同时根据前面分析可知, 合金的热裂倾向还与共晶相有关, 因 GH4975 合金 γ' 形成元素(Al+Ti+Nb)的含量达 9.16wt%, 达到铸造高温合金水平, γ' 形成元素含量大,

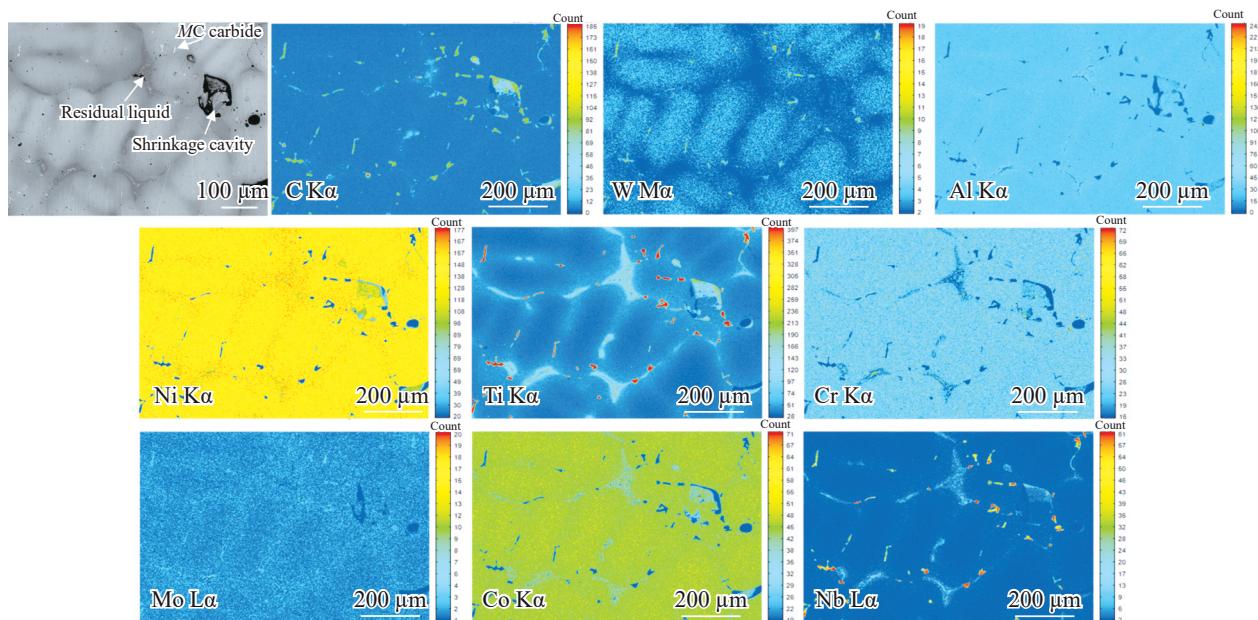


图 15 GH4975 合金凝固末期的 EPMA 面扫描图

Fig.15 EPMA scanning diagrams of GH4975 alloy at the end of solidification

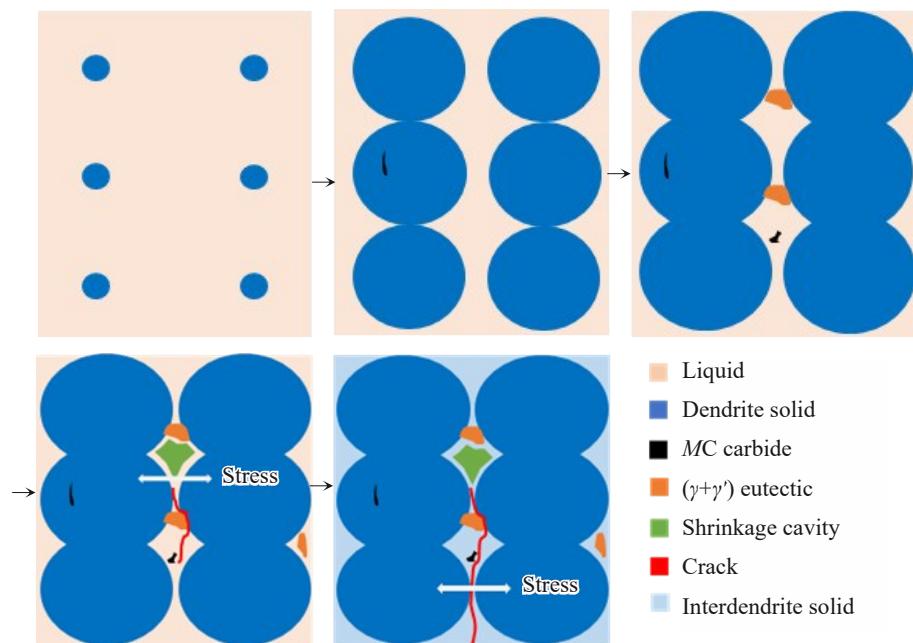


图 16 GH4975 合金热裂纹形成示意图

Fig.16 Diagram of hot crack formation in GH4975 alloy

表1 GH4975合金与典型高温合金成分对比

Table 1 Comparison of composition between GH4975 alloy and typical superalloys (wt%)

Superalloy	C	Co	Cr	W	Mo	Al	Ti	Nb	Fe	Ni
GH4975	0.115	15.58	7.96	10.22	1.18	5.01	2.49	1.66	0.10	Bal.
GH4738	0.035	13.25	19.40	-	4.25	1.30	3.00	-	-	Bal.
GH4169	0.025	-	18.10	-	2.80	0.45	1.00	5.40	18.00	Bal.
K419	0.100	12.14	6.07	10.40	1.85	5.47	1.42	2.79	0.36	Bal.

表2 基于JMatPro计算的不同高温合金凝固情况

Table 2 Solidification of different superalloys based on JMatPro calculation

Superalloy	Density change from liquid phase to solid phase/g·cm ⁻³	Temperature range of liquid phase volume fraction from 0.003 to 0.215/°C	Variation of average expansion coefficient with liquid phase volume fraction from 0.003 to 0.215/ $\times 10^{-6}$ K ⁻¹
GH4975	0.45 (7.42→7.87)	108 (1325→1217)	3.08 (23.74→20.66)
GH4738	0.33 (7.39→7.72)	93 (1317→1224)	2.37 (21.40→19.03)
GH4169	0.33 (7.50→7.83)	95 (1197→1102)	2.60 (20.30→17.70)
K419	0.45 (7.49→7.94)	113 (1323→1210)	3.78 (24.00→20.22)

($\gamma+\gamma'$)共晶相含量也变大。($\gamma+\gamma'$)共晶相以及其它析出相线性收缩系数不同,裂纹易沿析出相扩展。同时根据强度理论,铸件在凝固后期固相骨架已经形成并开始线收缩,由于收缩受阻产生应力和变形,当应力或变形超过合金在该温度下的强度极限或变形能力时便产生热裂纹。因固液两相状态下,合金的强度和塑性接近于零^[29],相对而言,膨胀系数变化大的合金通常更易产生热裂。因此通过统计不同合金线性膨胀系数变化来评价裂纹扩展能力,如表2统计液相体积分数为0.003~0.215的线性膨胀系数变化,GH4975合金线性膨胀系数变化较大,其裂纹易扩展。综合分析可知GH4169、GH4738合金比GH4975合金具有更小的缩孔形成能力,不可补缩温度区间更小,线性膨胀系数变化也更小,因此GH4975合金表现出更大的热裂敏感性。而K419合金因高合金化,有研究表明K419合金易热裂^[24],计算结果也显示其易热裂。表明JMatPro计算不同高温合金凝固情况评价热裂敏感性具有可靠性,高合金化高温合金呈现出较大的热裂敏感性。

5 结论

1) GH4975合金真空感应铸造裂纹为热裂纹,裂纹沿晶界和枝晶间扩展,等轴晶区比柱状晶区具有更大的热裂倾向。

2) GH4975合金真空感应铸造中的缩孔在应力作用下被拉开从而形成裂纹源,同时枝晶间Al、Ti、Nb等元素偏析严重,形成的($\gamma+\gamma'$)共晶相等析出相促进了裂纹的形核与扩展。

3) GH4975合金固液两相区收缩率大,不可补缩温度区间大,更容易出现缩孔从而导致热裂风险。不可补

缩温度区间内线性膨胀系数随温度变化较大,裂纹也更加容易扩展。

参考文献 References

- [1] Zhang Beijiang(张北江), Huang Shuo(黄 烁), Zhang Wenyun(张文云) et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1095
- [2] Jiang He(江 河), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)[J], 2021, 64(1): 62
- [3] Xiang Xuemei(向雪梅), Jiang He(江 河), Dong Jianxin(董建新) et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2020, 56(7): 988
- [4] Lv Shaomin, Jia Chonglin, He Xinbo et al. Materials[J], 2019, 12(22): 3667
- [5] Zhang Yong(张 勇), Li Xinxu(李鑫旭), Wei Kang(韦 康) et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2020, 56(10): 1401
- [6] Chen Jing(陈 静), Lin Xin(林 鑫), Wang Tao(王 涛) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(3): 183
- [7] Kou Sindo. Acta Materialia[J], 2015, 88: 366
- [8] Chen Dongxu(陈东旭), Wang Junsheng(王俊升), Wang Yu(王 郁) et al. Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)[J], 2020, 63(22): 24
- [9] Shi Zhaoxia(石照夏), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11): 1935
- [10] Jiang L, Sachin L S, Yan L et al. Materials Design[J], 2016, 93: 324
- [11] Zhou Yizhou, Volek Andreas. Materials Science and Engineering A[J], 2007, 479(1): 324
- [12] Wang Yanli, Huang Zhaohui, Hong Xizhao et al. Advanced

- Materials Research*[J], 2010, 150–151: 975
- [13] Zhou Xiaozhou, Zhang Yuheng, Zhang Yi et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2022, 53(9): 3465
- [14] Wang N, Mokadem S, Rappaz M et al. *Acta Materialia*[J], 2004, 52(11): 3173
- [15] Wang Dan(王丹), Kadoi Kota(门井浩太), Yamamoto Motomichi(山本元道) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(7): 2435
- [16] Coniglio N, Cross C E. *International Materials Reviews*[J], 2013, 58(7): 375
- [17] Chandra S, Tan X, Narayan R L et al. *Additive Manufacturing*[J], 2021, 37: 101633
- [18] Chauvet E, Kontis P, Jägle E A et al. *Acta Materialia*[J], 2017, 142: 82
- [19] Jia Lei, Cui Heng, Yang Shufeng et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 25: 2368
- [20] Zhou Guangtao(周广涛), Jiang Yudong(江余东), Fang Hongyuan(方洪渊) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(6): 1407
- [21] Seo S M, Lee J H, Yoo S Y et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(10): 3150
- [22] Zhang Liang, Wang Lei, Liu Yang et al. *Journal of Iron and Steel Research International*[J], 2022, 29(9): 1505
- [23] D'Souza N, Dong H B. *Scripta Materialia*[J], 2007, 56(1): 41
- [24] Zhao Zhan(赵展). *Influences and Control of Microstructures and Process on Hot-tearing for Superalloy Turbocharger Turbine Wheels*(增压涡轮用高温合金组织和工艺对热裂的影响与控制)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2020
- [25] Ding Hao(丁浩), Fu Hengzhi(傅恒志), Liu Zhongyuan(刘忠元) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1997, 33: 921
- [26] Li Xinxu, Jia Chonglin, Zhang Yong et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(10): 2697
- [27] Wei Ziqi(魏子淇). *Effects of Solidification Behavior of Several Mg-Zn-RE(Y,Gd) Series Alloys on Hot Tearing Mechanism*(几种 Mg-Zn-RE(Y,Gd) 系合金凝固行为对热裂机制的影响)[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2021
- [28] Shi Zhaoxia(石照夏). *Hot Tearing Susceptibility of Nickel-base Superalloys for Turbocharge Turbine Wheel*(增压涡轮用高温合金热裂倾向性研究)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2014
- [29] Yang Jingan(杨靖安). *Experimental Study and Numerical Simulation of Hot Cracking in Steel Ingots*(钢锭热裂纹实验研究及数值模拟)[D]. Beijing: Tsinghua University, 2017

Hot Cracking Sensitivity of Difficult-to-Deform Superalloy GH4975 with High Alloying

Zhu Xing¹, Jiang He¹, Dong Jianxin¹, Wan Zhipeng²

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

(2. Key Laboratory of Science & Technology on Advanced High Temperature Structural Materials, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: To study the hot cracking sensitivity of high alloying difficult-to-deform superalloy GH4975, the crack morphology and microstructure characteristics of the GH4975 ingot were observed, and the causes of hot cracking were analyzed through solidification behavior and thermodynamic calculation. The results show that cracks propagate along grain boundaries and dendrites, and the equiaxed region has a greater cracking tendency than the columnar region. Shrinkage holes are easy to appear in the center of the ingot. The formation of continuous shrinkage holes leads to insufficient overlap between dendrites, which can be easily pulled apart under stress to form a crack source. At the same time, the segregation of Al, Ti and Nb elements between dendrites is severe. Complex precipitates, especially numerous $(\gamma+\gamma')$ eutectic phases, promote the nucleation and propagation of cracks. JMatPro calculation shows that GH4975 alloy has a high shrinkage rate and a wide temperature range for poor feeding during solidification. It facilitates the formation of shrinkage hole that can act as a crack source. Meanwhile, the linear expansion coefficient of the alloy changes significantly in the temperature range for poor feeding, thereby promoting crack propagation.

Key words: high alloying; difficult-to-deform superalloy; GH4975; hot cracking sensitivity

Corresponding author: Jiang He, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: jianghe17@sina.cn; jianghe@ustb.edu.cn