

变形高温合金铸锭开裂原因及影响因素研究进展

付宝全^{1,2}, 张金钰¹, 曹凯莉², 刘 谨², 梁 琛², 张建伟², 曹国鑫², 何永胜²

(1. 西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

(2. 西安聚能高温合金材料科技有限公司, 陕西 西安 710299)

摘要: 随着高性能航空发动机对材料性能要求的日益提升, 变形高温合金的合金化程度持续增加, 高合金化铸锭在热应力与相变应力的综合作用下极易发生开裂。铸锭一旦开裂, 严重干扰后续重熔过程的稳定性, 导致铸锭的废品率升高, 对最终产品的性能和可靠性也会产生不可逆的影响。铸锭开裂作为熔炼过程中的一种复杂冶金缺陷, 已成为制约我国高合金化变形高温合金锭型扩大化生产的关键技术瓶颈。鉴于此, 本文综述了近年来国内外关于变形高温合金铸锭在三联熔炼过程中开裂原因的研究成果, 深入剖析了裂纹形成的影响因素, 针对不同开裂原因提出相应的控制措施, 展望了铸锭开裂的未来研究方向, 旨在为实现零缺陷高温合金材料的制备提供理论依据与技术参考。

关键词: 变形高温合金; 铸锭开裂; 开裂原因; 裂纹影响因素; 开裂控制

中图法分类号: TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)03-0798-10

1 引言

在现代航空发动机领域, 变形高温合金凭借其优异的综合性能, 成为制造涡轮盘(如图1所示^[1])的核心材料。随着航空工业对发动机推重比要求的不断提升, 迫切需要开发承温800 °C以上的高温合金材料^[2]。随之, 变形高温合金的合金化程度不断增加:一方面, 通过提高Al、Ti、Nb等沉淀强化元素含量, 促进 γ' 相的大量析出(如图2所示);另一方面, 增加Mo、Co、Cr、W等固溶强化元素比例, 增强合金的综合性能^[3-4]。然而, 合金化程度的显著提高也带来了新的挑战。合金铸锭制备过程中, 严重的成分偏析、有害脆性相的异常析出, 以及大量 γ' 相的过早形成, 导致铸锭开裂风险大幅上升, 给产品质量控制带来严峻考验^[5]。

在生产实践中, 变形高温合金铸锭常见的冶炼工艺包括真空感应熔炼(vacuum induction melting, VIM)+真空电弧重熔(vacuum arc remelting, VAR)、VIM+保护气氛电渣重熔(protection electroslag remelting, PESR)等双联工艺, 以及VIM+ESR+VAR三联工艺^[6-7]。其中, 三联熔炼工艺可结合VIM精确控制合金成分的优势, ESR能脱硫、减少夹杂物、提高铸锭密度的优势^[8], 以及VAR可以细化组织、减少偏析的优势^[9]。然而, 采用三联熔炼制备的高合金化变形高温合金铸锭, 不能有效消除开裂等冶金缺陷, 尤其随着对大尺寸零部件需求的增加, 铸锭开

裂倾向进一步加剧^[10-11]。如图3所示为三联熔炼各工序中铸锭裂纹的宏观特征、微观结构、晶粒取向分布以及断口形貌^[12]。值得注意的是, 感应铸锭一旦出现裂纹, 将严重干扰后续ESR或VAR工序中电流、电压等关键工艺参数的稳定性^[13-15]。据统计, 在镍基高温合金的工业化生产中, 由于VIM铸锭裂纹引发的后续重熔工序废品率高达30%以上^[16]。同理, 在ESR铸锭中存在裂纹也会导致VAR熔炼过程熔速不稳定, 显著增加VAR铸锭的开裂风险^[17]。而VAR铸锭的裂纹, 不仅可能直接导致铸锭报废、造成重大经济损失, 还会对最终产品的性能与可靠性产生不可逆的负面影响。因此, 揭示变形高温合金铸锭的开裂原因, 并针对性地提出有效抑制措施, 对保障高品质高温合金材料生产具有重要的工程意义。

本文系统综述了近年来国内外文献中关于变形高温合金铸锭在三联熔炼过程中开裂原因、裂纹形成影响因素等方面的主要研究成果。针对不同开裂原因, 提出了相应的抑制措施, 并展望了铸锭开裂的未来研究方向, 旨在为实现零缺陷高温合金材料的制备提供理论依据与技术参考。

2 铸锭开裂的类型

铸锭开裂与凝固过程密切相关, 根据铸锭开裂发生的温度区间, 可将其分为热裂和冷裂两类: 其中在合金非平衡固相线以上区间内产生的开裂称为热裂; 在合金固

收稿日期: 2025-07-25

基金项目: 陕西省重点研发计划(2023KXJ-012)

作者简介: 付宝全, 男, 1972年生, 博士生, 正高级工程师, 西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049, E-mail: fu.bq@stu.xjtu.edu.cn

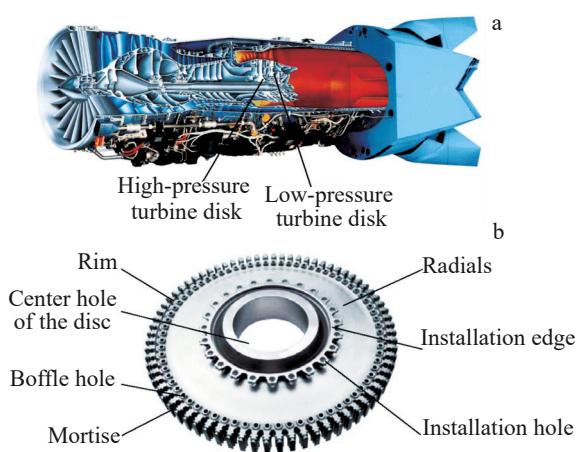


图1 航空发动机中涡轮盘的安装位置及其结构示意图

Fig.1 Assembly position (a) and schematic diagram (b) of an aero-engine turbine disk structure

相线以下区间内产生的开裂称为冷裂。

2.1 热裂

热裂的产生与糊状区补缩状况及合金力学性能密切相关。当糊状区补缩不充分,且其所受应力超过合金在脆性温度区间的强度极限时,热裂便会发生(如图4所示)。从微观层面分析,凝固收缩与热收缩作用于糊状区固体会产生应变和应力,这使得糊状区的力学性能成为决定热裂纹是否形成的关键因素^[18]。根据热裂纹形成的时间,可将其分为两类:其中凝固裂纹是在凝固过程中,由于枝晶间的残余液相被撕裂而产生的;熔融裂纹多见于焊接、激光增材制造过程,通常出现在远离熔池的位置,由低熔点相因受热熔化而引发。鉴于研究方向的针对性,本文将聚焦于铸锭熔炼过程中产生的凝固裂纹展开深入探讨。

如图5所示,Jia等^[19]总结了热裂纹在宏观和微观尺

度上的典型特征:其一,断口呈现典型枝晶形貌;其二,裂纹沿枝晶间呈不规则分布;其三,断口表面存在明显氧化现象;其四,断口表面常被非平衡析出相或液膜覆盖^[19-20],这些特征为研究热裂纹的形成机制提供了重要线索。目前,关于热裂纹形成机制的理论研究,主要集中在液膜理论、凝固收缩补偿理论、应力应变理论及晶间搭桥理论4个方向^[21]。其中,液膜理论和应力-应变理论获得了较为广泛的认可。液膜理论认为,在略高于固相线的温度区间,晶界处残留的未完全凝固液态薄膜是热裂纹形成的关键。当残余应力导致的液膜形变程度与速度超过其承受极限时,热裂纹随即产生(图6)^[22-24]。从该理论可以看出,枝晶间形成的液膜是热裂纹产生的根本原因,凝固过程中液膜承受的拉应力是热裂纹形成的先决条件,而热裂纹产生的临界应力则对应液膜断裂所需的小应力值。而应力-应变理论则强调铸锭凝固后期的热脆区特性。在接近固相线的特定温度范围内,合金强度显著降低、延展性变差,形成热脆区。当铸锭内部由多种应力(包括结构应力、热应力及收缩应力)共同作用产生的合力,超出了该温度条件下合金的强度极限,合金内部会形成孔隙,这些孔隙所在区域容易成为应力集中点。随着应力的不断累积,这些孔隙会逐渐扩大,并最终演变为热裂纹。该理论表明,热脆区的存在被视为铸件中热裂纹产生的重要因素,而应力的累积和相应的变形则是促使热裂形成的必要条件^[25]。

2.2 冷裂

冷裂为铸锭冷却至固相线温度以下,由于铸锭内部产生的拉应力超出其自身的强度极限,导致的开裂现象。相较于热裂,目前对冷裂形成机理的研究较少。Lalpoor等^[26]提出,冷裂与铸锭内储存的弹性残余应变能释放有关。如图4所示,由于 γ' 相的不均匀析出引发较大内应力,这种应力会促使裂纹在铸锭已存在的缩孔或微裂纹附近扩展,最终形成较宽的冷裂纹。如图7所示,冷裂纹

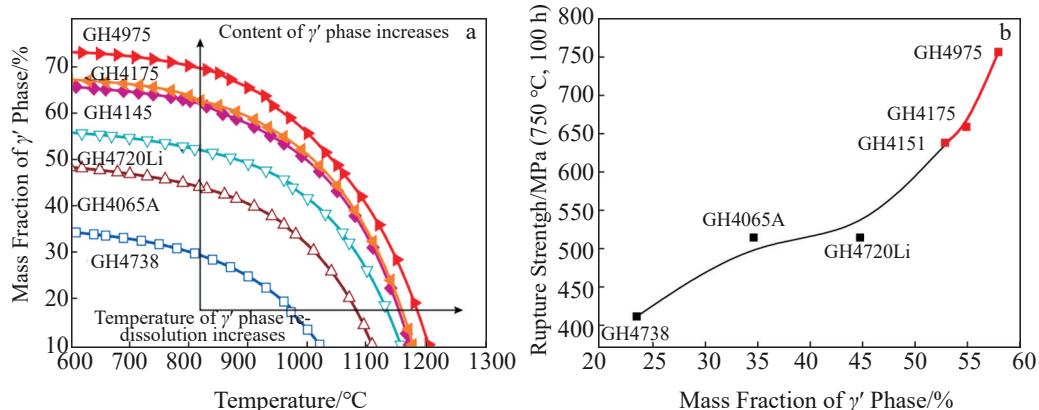


图2 典型涡轮盘用变形高温合金的成分-组织-性能关联关系

Fig.2 Composition-microstructure-property relationships of typical wrought superalloys for turbine disks: (a) content and solvus temperature of γ' phase and (b) stress rupture properties at 750 °C^[3]

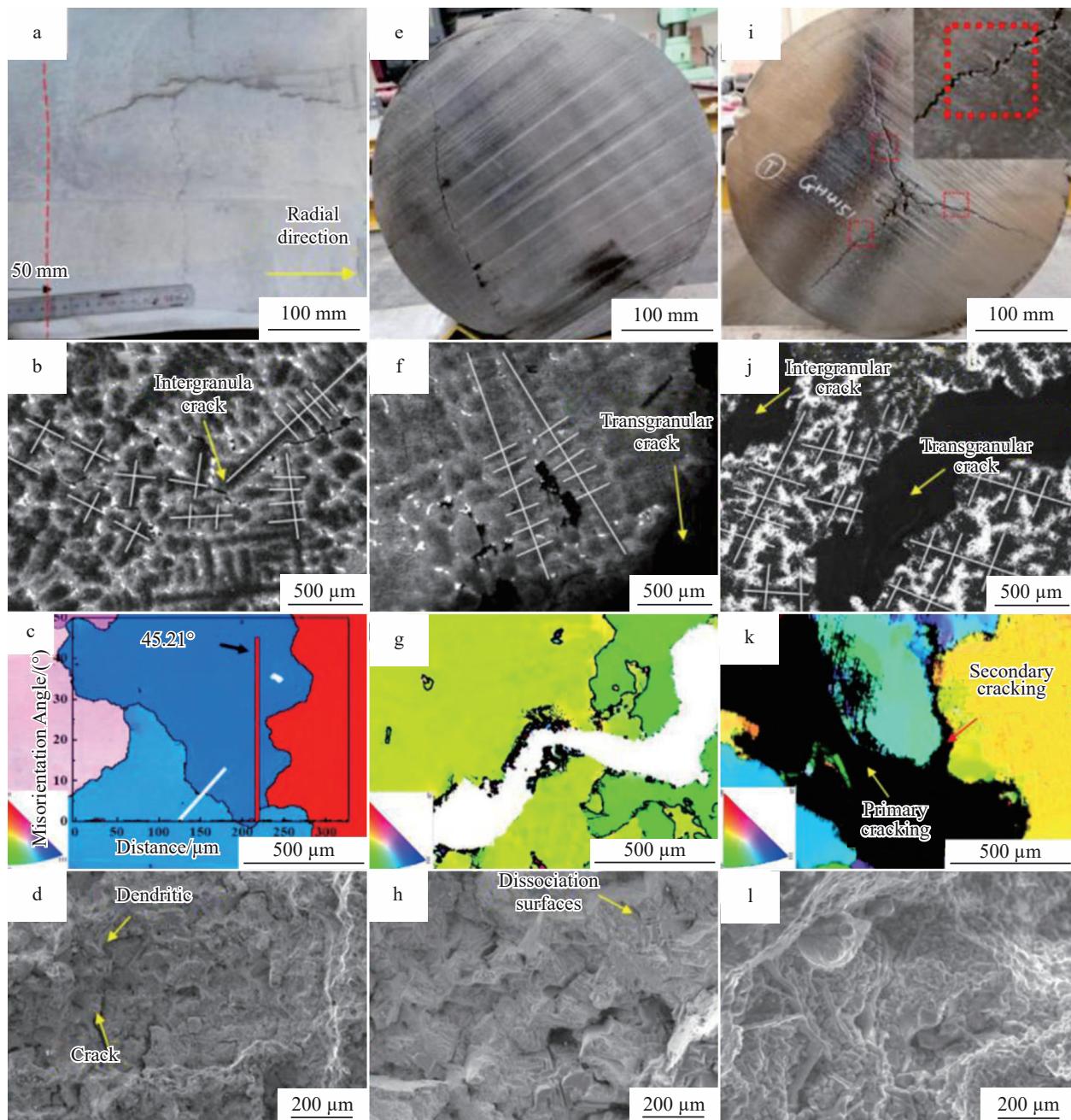


图3 感应铸锭,电渣铸锭,自耗铸锭裂纹的宏观特征、微观组织、晶粒取向分布及断口形貌

Fig.3 Macrostructures (a, e, i), microstructures (b, f, j), grain orientation distributions (c, g, k) and fracture morphologies (d, h, l) of ingot cracks: (a-d) VIM ingot; (e-h) ESR ingot; (i-l) VAR ingot^[12]

通常宏观形状笔直,断面呈现金属光泽,且无液膜或暴露枝晶的特征;形成模式以穿晶断裂为主,次生裂纹则倾向于沿晶界扩展;裂纹断口表面可见大量解理面及破碎的析出相^[27]。值得注意的是,随着应力的逐渐释放,冷裂纹的宽度也会相应减小。

铸锭开裂往往呈现复合的开裂机制,热裂大多出现在VIM阶段,多沿大角度晶界断裂,而VIM铸锭中的微裂纹与微孔可能成为后续ESR或VAR工序中冷裂的裂纹源。ESR及VAR工序中的开裂以冷裂居多^[12, 28],裂纹

多分布于铸锭1/2半径或中心位置,且宽度远大于VIM铸锭中的裂纹。冷裂抑制策略需从应力控制与材料性能优化入手,包括减少凝固过程应力、提升铸锭强度与塑性,以及消除或降低潜在应力集中点。

3 铸锭开裂的影响因素

总的来说,铸锭的开裂是应力状态与铸态组织演变相互作用的结果。铸锭所承受的应力主要由热应力、相变应力及机械阻碍应力等叠加而成:其中,热应力的大小

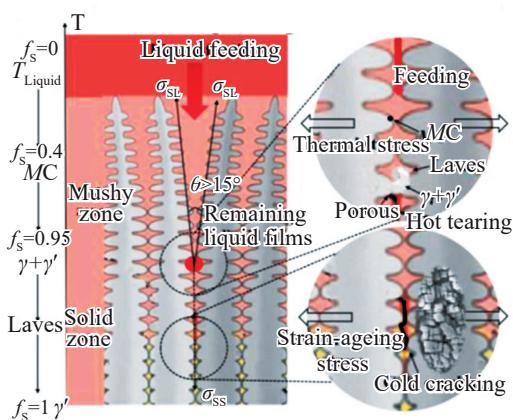


图4 热裂和冷裂的形成机理示意图

Fig. 4 Schematic diagram of formation mechanism of hot tearing and cold cracking^[17]

取决于温度梯度、材料的导热和热膨胀特性等因素; 相变应力则与凝固末期的元素偏析、晶间脆性相析出、合金的

结晶温度范围及 γ' 相析出等过程密切相关。下面就铸锭开裂的各影响因素展开详述。

3.1 合金特性

在铸锭制备过程中, 合金的本征物理特性对热应力的大小起着关键作用, 尤其是热膨胀系数和导热性两大关键特性。具体来说, 如果合金的热膨胀系数较小, 铸锭凝固过程中体积收缩幅度相应较小, 局部应变随之降低, 可显著降低熔炼过程中裂纹萌生的风险^[29-30]。导热性较差的合金易因缓冷不足或 γ' 相析出导致导热性能显著下降, 冷却过程中铸锭内外产生较大温度梯度, 诱发热应力积累, 最终易在铸锭的薄弱部位形成裂纹^[31-32]。

铸锭的热裂敏感性还与合金的凝固特性密切相关^[33]。Zhang 等^[10]的研究表明, 裂纹易萌发于二次枝晶间距较大的区域。如图8所示, 铸锭中心因二次枝晶间距更大, 热裂敏感性最高, 热裂从铸锭中心沿半径方向向外扩展。因此, 减小VIM铸锭的二次枝晶间距并降低元素偏析程度, 是降低大尺寸VIM铸锭热裂敏感性的关

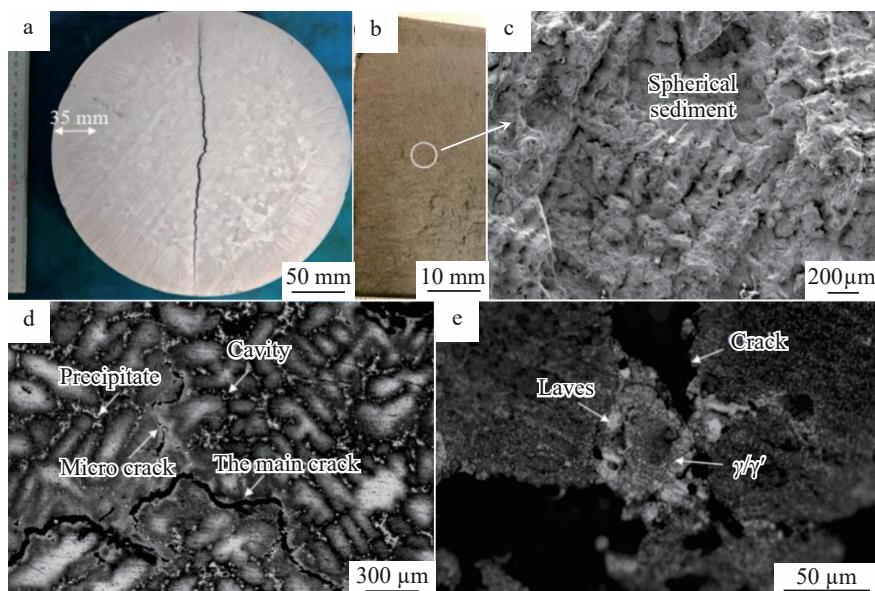


图5 热裂纹的微观特征: 热裂纹的典型断裂面, 热裂纹的显微组织及热裂纹处的析出相形貌

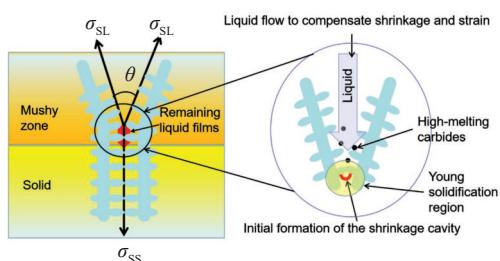
Fig.5 Microstructural characteristics of the hot tearing: (a-c) typical fracture surface of hot tearing; (d) microstructure of a hot tearing; (e) morphology of precipitates at the hot tearing location^[19]

图6 液膜理论示意图

Fig.6 Schematic diagram of liquid film theory^[24]

键。此外, 合金的结晶温度范围越宽, 凝固过程中残余液相存在时间越长, 枝晶间的内聚强度也越低, 开裂倾向越大^[20]。在热裂形成的温度区间内, 合金线收缩率、收缩阻力及强度-塑性匹配关系的改变, 均直接影响铸锭的热裂敏感性^[33-34]。因此, 任何导致结晶温度范围扩大或降低合金在高温条件下的强度和延展性的因素, 均会增加发生热裂的可能性。有必要通过合金成分优化, 调控合金特性, 从合金本征属性上降低开裂倾向。

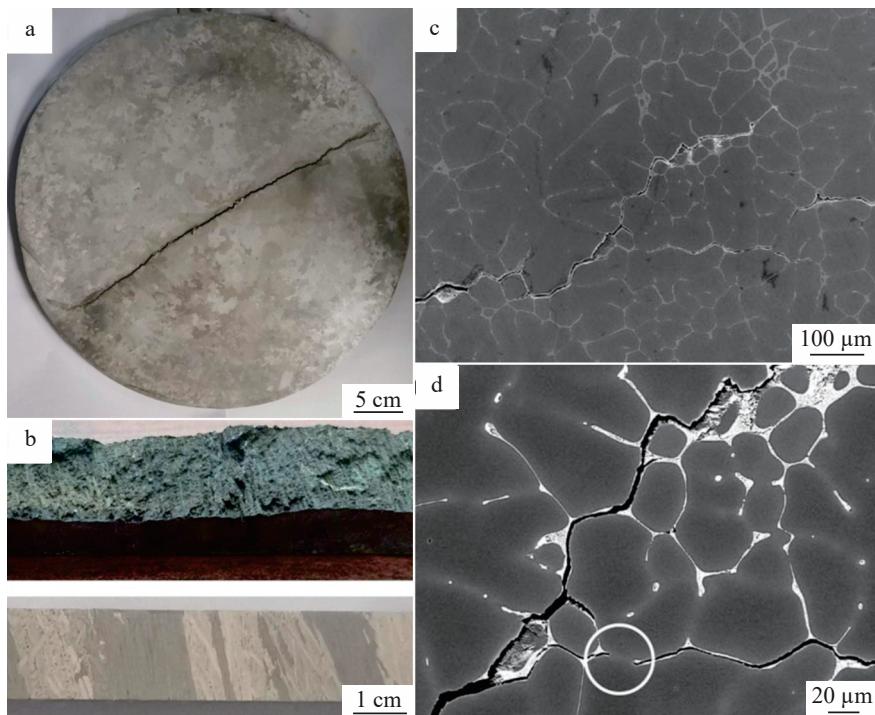


图 7 冷裂纹的微观特征:冷裂的典型断面图;冷裂纹的显微组织

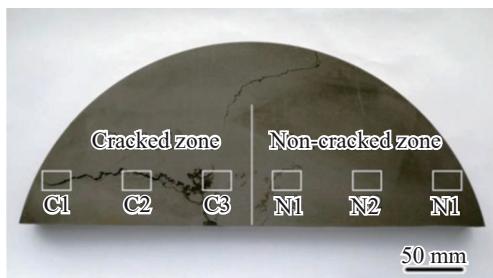
Fig.7 Microstructural characteristics of the cold cracking: (a, b) typical fracture surface^[27]; (c, d) microstructure^[26]

图 8 GH4742 合金 VIM 铸锭裂纹

Fig.8 VIM ingot cracks of GH4742 alloy^[10]

3.2 析出相

铸锭的凝固组织,尤其晶界及晶内的析出相,与组织应力的产生密切相关。晶间脆性析出相(Laves 相、 η 相、 $(\gamma+\gamma')$ 共晶等)往往在热应力产生的同时形成,由于其熔点较低,它们倾向于以非平衡态析出,提供了潜在的裂纹源^[24, 27-28, 35-36]。当铸锭中含有大量脆性析出相时,合金的塑性降低,使得未完全凝固部分承受更大的应变,开裂倾向增加。如图 9 所示,Zhao 等^[37]的研究发现,热裂的产生与晶界上形成的连续 $(\gamma+\gamma')$ 共晶膜有关,这种共晶膜会阻碍枝晶臂的相互接触,较大区域的 $(\gamma+\gamma')$ 共晶膜明显降低铸锭的内聚性,导致裂纹沿共晶影响区和晶界进一步扩展。

沉淀强化型镍基变形高温合金,还需特别关注 γ' 相的析出行为,当合金在温度降至 γ' 相析出温度时,由于 γ'

相的迅速析出和长大导致铸锭内部发生显著的体积变化,这种体积变化在铸锭内部产生额外的拉应力,如果与已存在的残余应力叠加,可能导致总应力超过材料的塑性极限,从而引发铸锭应变时效开裂^[38]。因而,相对缓慢的 γ' 相体积变化,能有效缓解应力集中,降低铸锭开裂敏感性。因此,在铸造过程中,需要合理调控铸锭的凝固组织和析出相的形成,以降低组织应力,提高材料的抗裂性。

3.3 合金元素

在镍基变形高温合金中,合金元素的种类与含量对材料性能及凝固行为有着显著影响,进而影响铸锭的开裂倾向。例如,合金成分对凝固过程的固、液相线温度有着直接影响,当增大合金结晶温度范围的元素含量增多,合金凝固将长时间处于薄液膜这一脆弱状态,同时较宽的糊状区易产生更大的应力,显著提升热裂纹的形成风险^[33]。此外,Zhao 等^[37]的研究认为,Al、Ti 等关键沉淀强化元素含量增加,可能导致枝晶间 $(\gamma+\gamma')$ 共晶大量析出,这些 $(\gamma+\gamma')$ 共晶将阻塞液相流动通道,形成大量无法补缩的液相区域,致使合金强度与塑性显著下降。一旦凝固过程中产生的热应力超过合金在对应温度下的强度极限,开裂现象便不可避免。根据图 10,将合金中 Ti/Al 比(质量百分比)调整至大于 2,可有效减缓 γ' 相析出速率,对抑制应变时效开裂具有积极作用^[6]。Grodzki 等^[39]研究了微量元素对开裂的影响,发现 C 元素一方面能降低合

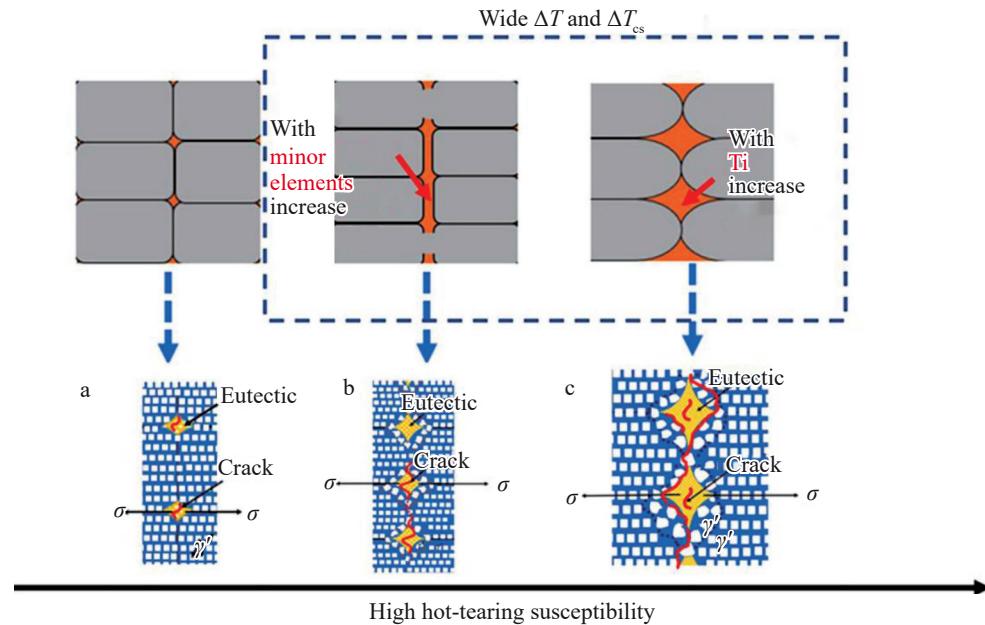
图9 $(\gamma+\gamma')$ 共晶对热裂敏感性的影响示意图

Fig.9 Diagram of the influence of $(\gamma+\gamma')$ eutectic on hot-tearing susceptibility: (a) alloys with a small size and low volume fraction of eutectic show low hot-tearing susceptibility; (b) the addition of minor elements may contribute to the formation of continuous thin liquid films, increasing the volume fraction of eutectic and raising hot-tearing susceptibility; (c) increasing Ti content promotes the formation of larger eutectics with a significant eutectic-affected zone, leading to high hot tearing susceptibility^[37]

金的液相线温度,另一方面也能降低 $(\gamma+\gamma')$ 共晶的析出温度并减小共晶在合金中所占的体积分数,铸锭中碳化物的析出还会改变 $(\gamma+\gamma')$ 共晶的数量和分布。如果共晶在枝晶间孤立的液池中形成,而非形成连续的共晶组织,枝晶臂的相互搭接能够增强固相结构的强度,进而降低合金在凝固过程中产生热裂的倾向。然而,合金元素含量需保持合理平衡,如图11所示,当C含量过低(如0.15%)而B、Zr含量过高(如0.05%)时,合金的凝固过程更容易引发开裂,在高 $(\gamma+\gamma')$ 共晶和高Zr含量的铸锭中,热裂现象尤为突出。稀土元素(如La、Ce等)因其较大的原子半径,倾向于固溶在晶界处,并与基体结合形成金属键,相较于非金属键更有利于抵抗滑移。稀土元素这种晶界聚集特性能有效强化晶界,进而可能提升合金的热塑性^[40]。

综合来看,合金元素对镍基变形高温合金的影响是复杂的交互作用。稀土元素、主要合金成分及微量元素从晶界强化、凝固温度区间调控、析出相控制等多个维度,共同影响着合金的凝固行为、组织形态与力学性能。在合金设计与制备过程中,需深入理解各元素的作用规律,精准调控元素配比,以实现对合金凝固组织和性能的优化,从而有效降低热裂纹等缺陷产生概率,满足高性能合金的应用需求。

3.4 铸造工艺

在变形高温合金铸锭熔炼过程中,不同工艺参数通过改变合金凝固行为与铸锭内部应力状态,显著影响裂

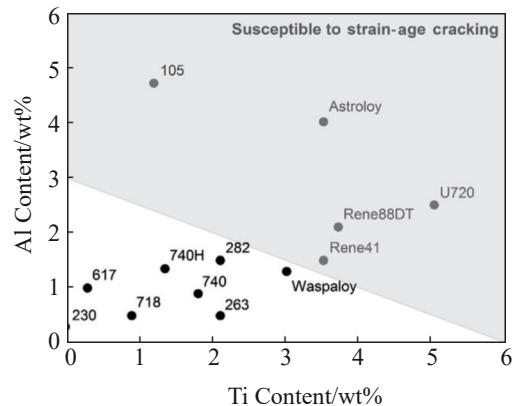


图10 Ti/Al比对时效变开裂敏感性的影响
Fig.10 Influence of Ti/Al ratio on susceptibility of strain-age crack^[6]

纹形成倾向,且各工艺参数间存在复杂的交互作用,工艺参数的精准调控是抑制裂纹产生、保障铸件质量的关键。

(1)浇钢温度:浇钢温度影响液相的流动性及局部凝固时间。在生产实践中,选择浇钢温度,除了合金的液相线温度,通常还需依据铸锭的规格。对于薄壁铸件而言,较高的浇钢温度能确保凝固过程更为缓慢且均匀,降低热裂风险;但对于厚壁铸件,过高的浇钢温度则可能导致缩孔体积增大,减缓冷却速度并增大元素偏析,成为热裂的诱因。

(2)锭模温度:在铸造过程中,锭模温度与浇钢温度

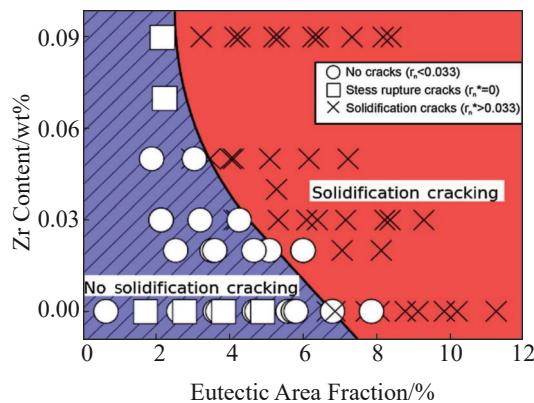
图 11 $(\gamma+\gamma')$ 共晶分数和 Zr 含量对热裂的影响

Fig.11 Effect of $(\gamma+\gamma')$ eutectic fraction and Zr content on hot tearing^[39]

协同作用。预热锭模能改善充型效果、增强凝固末期的补缩能力^[41],同时缩小模具与熔融金属之间的温差,进而减轻因温度梯度造成的应力集中。然而,若浇钢温度和锭模温度过高,会延长凝固时间,增加铸锭热裂的风险,须综合评估这两项温度对铸锭质量的影响。

(3)浇钢速度:浇钢速度通过改变钢液流动与温度场分布影响铸锭开裂。过快的浇钢速度会在钢液内部形成较高的速度梯度,引发较大静压力,使铸锭纵向开裂风险显著增加。浇钢速度还影响铸锭内部的温度分布和凝固顺序,过快的浇钢速度可能使铸锭内部不均匀冷却,导致铸锭内部产生热应力,进而增加开裂倾向。因此,薄壁铸件需快速浇注避免局部过热,厚壁铸件则需慢速浇注以保障均匀冷却、减少缩孔等缺陷。

(4)铸锭锭型:随着铸锭直径的增大,中心区域更容易出现疏松及偏析,铸造性能愈差,增加了产生裂纹的可能性^[42]。

(5)冷却速率:铸锭各部位冷却速率不均产生的热应力是裂纹形成的主因。增大冷却速率虽能细化晶粒,但在 γ' 相析出温度区间会加速 γ' 相析出,增大应变时效裂纹风险^[6]。而电渣重熔中渣皮与渣池的保护作用,通过降低冷速与应变速率,能有效抑制裂纹产生^[8]。

因而,铸造工艺参数对铸锭开裂的影响较为复杂,不同工艺参数之间相互作用。在生产实践中,需基于合金成分特性与铸件结构要求,系统优化工艺参数,建立多参数协同调控机制,才能实现对铸锭凝固过程的精准控制,有效降低裂纹风险,提升高温合金铸件的质量。

3.5 其他因素

(1)原材料质量:原材料质量是铸锭质量的根基,原材料内部缺陷对铸锭开裂有着不容忽视的影响。原材料中皮下气泡、夹杂物等缺陷的存在,一方面增大了合金组织的内应力,另一方面降低了合金的塑性,会在铸造过程中引发应力集中,导致裂纹的产生^[14]。因此,严格控制原

材料质量,减少缺陷数量与尺寸,是从源头上降低铸锭开裂风险的关键步骤。

(2)热处理工艺:热处理工艺作为调控铸锭组织与性能的关键环节,其参数设置的合理性直接关系到铸锭的质量。加热速度过快时,铸锭内外会形成较大的温度梯度,由此产生的热应力极易超过材料的屈服强度,引发不均匀变形;而保温时间不足,则无法促使组织充分均匀化,残留的铸造内应力得不到有效消除。这些不合理的热处理条件,均会在铸锭内部形成复杂的应力场,为裂纹的扩展创造条件。因而,精准控制热处理过程中的加热速度、保温时间等参数,是消除内应力、优化组织性能、提升铸锭抗裂能力的重要保障。

综上所述,铸锭开裂是一个多因素耦合作用的复杂过程,多因素共同影响铸锭的质量与可靠性。在合金设计和铸锭制备过程中,需要深入探究各因素间的交互作用,综合考虑这些因素并进行精细的调整和优化,降低铸锭的开裂风险,实现高性能高温合金材料的稳定制备。

4 铸锭开裂控制

铸锭开裂的有效预防,需基于合金本征特性、合金成分、铸造工艺及后续热处理工艺等多个方面进行综合考量与优化。通过合理的措施,可以显著降低开裂风险,提升铸锭质量稳定性。

4.1 降低组织应力

铸锭凝固过程中,心部冷速较慢,残余液相倾向于向铸锭心部集中,导致心部元素偏析更为严重。当残余热应力过高时,铸锭心部对热裂纹的敏感性会显著增加。为了缓解这一问题,感应工序可通过减缓浇钢速度、适当降低浇钢温度、优化锭模导热性能及采用冷却介质等方式,改善心部冷速,减少偏析元素在铸锭心部的聚集,确保易偏析元素的浓度低于形成低熔点相所需的临界值,进而减少脆性相的析出。在重熔工序中,通过调整熔速、在铸锭与结晶器之间引入氮气强化冷却等手段,获得较浅且宽的熔池形态,改善铸锭心部的冷却条件,减少脆性相的析出。

高温均匀化退火是消除组织应力的关键后处理手段。针对热裂倾向较大的铸锭,可通过高温均匀化退火,回溶晶界低熔点相,消除潜在裂纹源,提高合金塑性;对于时效效应变开裂倾向较大的铸锭,借助合适的去应力退火工艺,调控 γ' 相的形态和尺寸,降低组织应力^[27, 43]。

此外,还需严格控制原材料杂质含量,选用低磷、低硫等有害元素含量低的原材料,去除原材料中的夹杂物、气泡等缺陷,从根源减少应力集中点,以降低铸锭的热裂敏感性。

4.2 降低热应力

锭模预热处理能有效缩小模具与熔融金属之间的温差,对于控制凝固前沿的温度梯度和冷却速率,避免局部

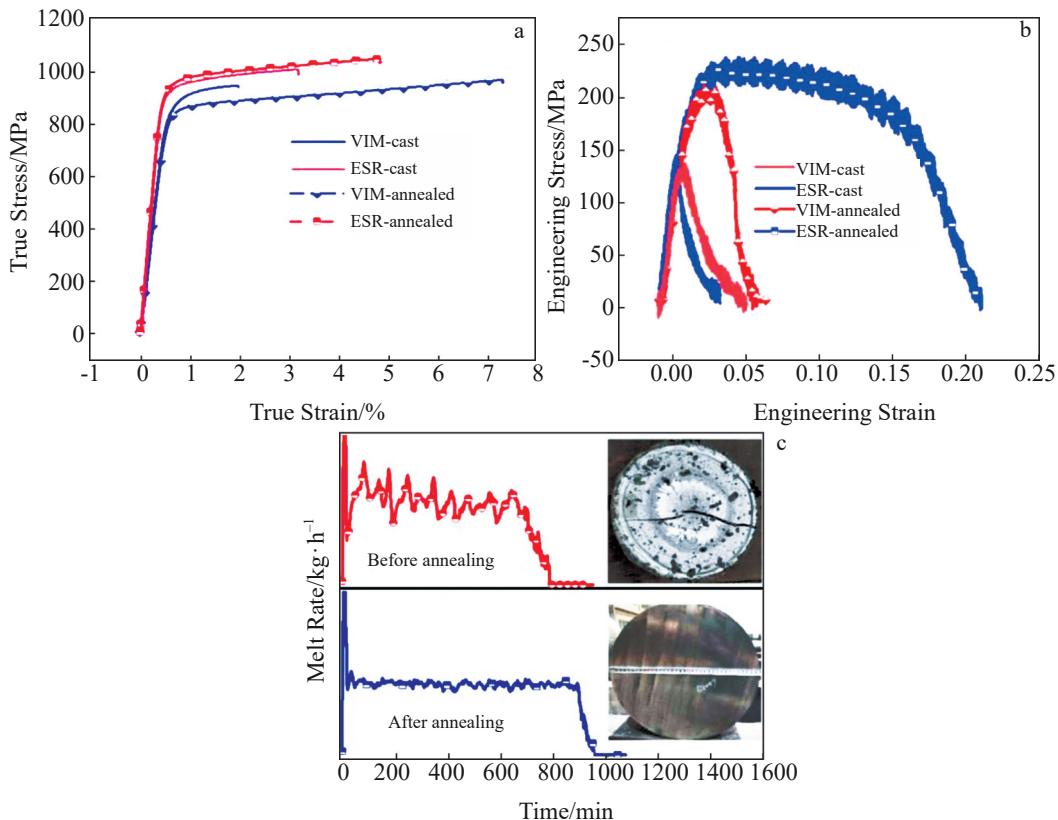


图12 GH4151铸锭样品在室温和1100 °C下铸态和退火后的应力-应变曲线;电极退火前后的VAR熔炼熔速曲线

Fig.12 Stress-strain curves of as-cast and annealed GH4151 ingot samples at room temperature (a) and 1100 °C (b); VAR melting rate curves before and after annealing treatment (c)^[12]

区域冷却过快导致的热应力集中,促进残余应力均匀分布有显著作用^[44]。匀速浇注有助于减少因浇钢速度过快而导致的应力集中和裂纹产生。特别是对于表面裂纹敏感的铸锭,更应严格控制浇钢速度,避免浇钢速度过快导致的速度梯度增加和静压力升高,从而降低铸锭纵向开裂的风险。此外,将浇钢温度控制在铸造温度的中下限,有助于减少因温度过高而导致的热应力。

铸锭脱模后进行去应力退火,也能降低铸锭冷却速率,减小温度梯度造成的热应力,有效消除铸锭内部的残余应力,进而增强铸件的抗裂能力。以GH4151合金铸锭为例,如图12a, 12b所示,退火处理后,室温及1100 °C高温抗拉强度和伸长率均显著提升,ESR熔化速率曲线(图12c)也由波动剧烈趋于平滑,直观反映出内部裂纹缺陷的改善效果,充分验证了退火工艺在增强铸锭抗裂性能方面的有效性^[17]。

4.3 其他措施

(1)控制合金成分:合金元素含量的变化直接影响合金物理特性、结晶温度范围、偏析特性及析出相演变。通过精确调控成分配比,优化微观组织均匀性,可降低开裂倾向。

(2)提高锭模质量:采用高强度、高导热性的锭模材

料,配合定期检查维护,确保壁厚均匀、过渡平滑,减少应力集中隐患^[45]。

(3)优化浇冒口系统:合理设计浇冒口尺寸与形状,降低对铸件收缩的阻碍,使用合适的浇冒口尺寸和形状,避免应力集中。

(4)加强铸造过程监控:借助先进铸造设备和监控系统,实时监测铸造过程中温度、压力等关键参数变化,实现对裂纹风险的早期预警与动态调控。

总的来看,铸锭开裂控制需耦合多因素的影响。降低组织应力与热应力需协同优化铸造工艺参数与热处理制度,而合金成分调控、锭模质量提升、浇冒口优化及过程监控强化,则从多维度构建起开裂预防体系。各控制措施并非独立作用,而是通过相互关联、彼此补充的协同机制,共同作用于铸锭制备全流程。未来铸锭开裂研究,应进一步深化多因素耦合作用机制,开发智能化工艺调控系统,实现铸锭质量的精准控制与持续提升。

5 总结与展望

利用VIM+ESR+VAR三联熔炼工艺制备变形高温合金铸锭,开裂问题仍是制约产品质量与可靠性提升的技术瓶颈。近年来,围绕变形高温合金铸锭开裂原因及

影响因素的研究已取得显著进展,但仍需在以下几个方面进一步深入探索和优化:

1) 多物理场耦合与原位观测研究: 针对凝固过程中锭模与熔融合金复杂的相互作用, 通过多物理场耦合分析结合原位实验观测, 深入研究浇钢速度、浇钢温度、冒口配置、锭模温度及铸锭直径等因素, 揭示其对铸锭内部应力分布和凝固组织演变的影响机制。

2) 多因素开裂关联体系构建: 系统研究不同工艺参数下裂纹形成的临界条件, 以及合金成分对裂纹敏感性的影响规律, 构建成分-工艺-组织-开裂敏感性的多因素关联体系, 夯实铸锭开裂控制的理论基础。

3) 多因素耦合预测模型建立与应用: 综合运用实验观察(原位高温显微技术、同步辐射成像)和数值模拟, 揭示裂纹形成过程的多尺度物理化学机制, 在此基础上结合合金成分、微观组织、铸造工艺等因素, 建立高温合金铸锭开裂的多因素耦合预测模型, 实现铸造工艺优化, 降低开裂风险, 提升铸锭质量与生产效率。

参考文献 References

- [1] Hao Junfeng(郝俊峰). *Research and Improvement of Machining Technology for Aero-engine Turbine Disk*(航空发动机涡轮盘加工工艺研究与改进) [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2018
- [2] Bakradze M M, Ovsepyan S V, Buiakina A A et al. *Inorganic Materials: Applied Research*[J], 2018, 9(6): 1044
- [3] Xu B, Yin H Q, Jiang X et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2023, 155: 175
- [4] 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(1/2): 62
- [5] Feng Y X, Xin D J, Xia S Z et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(10): 3183
- [6] Hardy M C, Detrois M, McDevitt E T et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51(6): 2626
- [7] Chen Z Y, Yang S F, Qu J L et al. *Materials*[J], 2018, 11: 1838
- [8] Gao J G, Yang S L, Zhao P et al. *Materials*[J], 2022, 15(21): 7483
- [9] Zhao P, Gu Y, Yang S F et al. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2023, 54(2): 698
- [10] Zhang L, Wang L, Liu Y et al. *Journal of Iron and Steel Research International*[J], 2022, 29(9): 1505
- [11] Yang Shufeng(杨树峰). *Special Steel*(特殊钢)[J], 2024, 45(4): 1
- [12] Jia L, Cui H, Yang S F et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 25: 2368
- [13] Mir H E, Jardy A, Bellot J P et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2010, 210(3): 564
- [14] Williamson R L, Melgaard D K, Shelmidine G J et al. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2004, 35(1): 101
- [15] Mitchell A. *Ironmaking & Steelmaking*[J], 2021, 48(5): 505
- [16] Li Qiang(李强). *Study on Electrode Cracking Behavior of Nickel-base Superalloy by Vacuum Induction Furnace Melting*(镍基高温合金真空感应电极开裂行为的研究)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2018
- [17] Williamson R L, Beaman J J, Melgaard D K et al. *Journal of Materials Science*[J], 2004, 39(24): 7161
- [18] Ning Qinheng(宁勤恒), Li Yonggang(李永刚), Zuo Xiurong(左秀荣) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2018, 47(20): 7
- [19] Jia L, Cui H, Yang S F et al. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*[J], 2024, 31(8): 1876
- [20] Shi Z X, Dong J X, Zhang M C et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(9): 2737
- [21] Song J F, Pan F S, Jiang B et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2016, 4: 151
- [22] Lee J H, Yamashita S, Ogura T et al. *Journal of Advanced Joining Processes*[J], 2021, 3: 100044
- [23] Eskin D G, Suyitno, Katgerman L. *Progress in Materials Science*[J], 2004, 49(5): 629
- [24] Zhou Z P, Huang L, Shang Y J et al. *Materials & Design*[J], 2018, 160: 1238
- [25] Chen Yue(陈玥). *Research on Solidification Segregation and Ingot Hot Cracking Mechanism of GH4151*(GH4151凝固偏析规律及铸锭热开裂机理研究)[D]. Beijing: Central Iron & Steel Research Institute, 2024
- [26] Lalpoor M, Eskin D G, Katgerman L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(13): 3304
- [27] Li X X, Jia C L, Zhang Y et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30: 2697
- [28] Li Xinxu(李鑫旭). *Metallurgical Quality Controlling Technology for Superalloy GH4151 Ingot*(难变形高温合金GH4151铸锭冶金质量控制技术研究)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2021
- [29] Bozzolo G, del Grosso M F, Mosca H O. *Materials Letters*[J], 2008, 62(24): 3975
- [30] Kromm A, Kannengiesser T. *Welding in the World*[J], 2011, 55(3): 48
- [31] Wei Q S, Xie Y, Teng Q et al. *Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers*[J], 2022, 1(4): 100055
- [32] Bi Z N, Qin H L, Dong Z G et al. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2019, 55: 1160
- [33] Yu H, Liang J J, Bi Z N et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2022, 53(6): 1945
- [34] Ghoussoub J N, Tang Y T, Dick-Cleland W J B et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2022, 53(3): 962
- [35] Zhong M L, Sun H Q, Liu W J et al. *Scripta Materialia*[J], 2005, 53(2): 159
- [36] Wang Fa(王法). *The Influence of Characteristics due to High-Content γ' on Microstructures and Properties of Difficult-to-Deform GH4151 Alloy and the Exploration of Alloys with Higher Service Temperature*(高含量 γ' 特性对难变形GH4151合金组织性能影响及更高使用温度合金探索)[D]. Beijing: University of

- Science and Technology Beijing, 2023
- [37] Zhao Z, Dong J X. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28(8): 4707
- [38] Boswell J H, Clark D, Li W et al. *Materials & Design*[J], 2019, 174: 107793
- [39] Grodzki J, Hartmann N, Rettig R et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47(6): 2914
- [40] Bo Yu(柏宇). *Special Steel Technology*(特钢技术)[J], 2003(4): 34
- [41] Hu B, Li Z X, Li D J et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 105: 68
- [42] Moore J J, Shah N A. *International Metals Reviews*[J], 1983, 28(1): 336
- [43] Kazempour-Liasi H, Tajally M, Abdollah-Pour H. *Engineering Research Express*[J], 2019, 1(2): 025026
- [44] Mertens R, Dadbakhsh S, Humbeeck J V et al. *Procedia CIRP*[J], 2018, 74: 5
- [45] Shi Zhaoxia(石照夏), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2012(6): 91

Research Progress on Cracking Causes and Influencing Factors of Wrought Superalloy Ingots

Fu Baoquan^{1,2}, Zhang Jinyu¹, Cao Kaili², Liu Jin², Liang Chen², Zhang Jianwei², Cao Guoxin², He Yongsheng²

(1. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(2. Xi'an Superalloy Technology Company Limited, Xi'an 710299, China)

Abstract: To meet the growing demand for enhanced material properties of aero-engines, the alloying element content of wrought superalloys is increasing, which leads to the difficulty of ingot casting. Excessive addition of alloying elements in superalloys tend to induce cracking under the combined action of thermal stress and phase transformation stress. Once cracks occur, it will not only interfere with the stability of process parameters such as current and voltage in the subsequent remelting process, but also raise scrap rate of the ingot, and exert an irreversible impact on the performance and reliability of the final product. Cracks in ingot, as a complex metallurgical defect during superalloy casting, has become a critical technological bottleneck, restricting the size scaling of high-alloyed superalloy ingots. Then, this paper reviews the recent research progress on the causes of cracking in wrought superalloy ingots during triple-melting processes, as well as various influencing factors in crack formation. Corresponding inhibition measures are also proposed for different cracking causes. The research direction of ingot cracking is prospected, aiming to provide a theoretical basis and technical reference for producing defect-free superalloy materials.

Key words: wrought superalloy; ingot crack; causes of crack; influencing factors of crack; crack control

Corresponding author: Cao Kaili, Ph. D., Xi'an Superalloy Technology Company Limited, Xi'an 710299, P. R. China, E-mail: klc@c-wst.com