



镍基变形高温合金裂纹形成及控制研究进展

杨树峰¹, 贾雷², 鄢宇灿¹, 王田田¹, 赵朋¹, 杨曙磊¹

(1 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083; 2 北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083)

摘要:随着高性能航空发动机对材料要求的不断提高, 新型镍基变形高温合金的合金化程度和 γ' 相质量分数也在不断增加。这就导致了合金的熔炼难度逐渐提高。高合金化的新型镍基变形高温合金一般通过真空感应熔炼 (VIM)+保护气氛电渣重熔 (PESR)+真空电弧重熔 (VAR) 三联工艺来生产。受合金化程度的影响, 合金在熔炼过程中易产生液固相间的溶质分凝和元素偏析, 电极和铸锭在热应力与相变应力的综合作用下极易发生开裂, 造成后续重熔过程电弧波动, 从而对铸锭质量造成不利影响。电极裂纹问题是高温合金凝固过程中产生的一种复杂冶金缺陷, 也是长期困扰我国高合金化难变形高温合金锭型扩大的共性技术难题。基于此, 综述了近年来作者团队和国内外研究组在变形镍基高温合金熔炼过程中裂纹的形成机制、裂纹的影响因素及裂纹控制方面的研究进展, 并对沉淀强化型镍基变形高温合金的未来发展方向进行了展望。

关键词:三联熔炼; 高合金化; 高温合金; 裂纹形成机制; 裂纹控制

DOI:10.20057/j.1003-8620.2024-00089 中图分类号:TF0

Research Progress on the Formation and Control of Cracks in Wrought Nickel-Based Superalloys

Yang Shufeng¹, Jia Lei², Yan Yucan¹, Wang Tiantian¹, Zhao Peng¹, Yang Shulei¹

(1 School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2 Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: With the continuous improvement of material requirements for high-performance aviation engines, the degree of alloying and the mass fraction of the γ' phase in new nickel-based superalloys for high-temperature applications continue to increase. This leads to progressively more challenging melting processes for these alloys. High-alloyed wrought nickel-based deformation superalloys are generally produced through a triple combination process of Vacuum Induction Melting (VIM) + Protective Atmosphere Electro-Slag Remelting (PESR) + Vacuum Arc Remelting (VAR). Due to the influence of alloying degree, alloys are prone to solute segregation and elemental partitioning between liquid and solid phases during the melting process, making electrodes and ingots susceptible to cracking under the combined effects of thermal stress and phase transformation stress. This not only causes arc fluctuations during the subsequent remelting process but also adversely affects the quality of the ingots. Electrode crack formation is a complex metallurgical defect that occurs in the solidification process of superalloys and has been a common technical challenge that has long plagued the expansion of ingot sizes for high-alloy, difficult-to-deform superalloys in China. Therefore, this paper reviews the recent research progress of the author's team and research groups at home and abroad in the crack formation mechanism, influencing factors of crack and crack control of wrought nickel-based superalloys, and looks forward to the future development direction of wrought superalloy precipitation strengthened nickel-based superalloys.

Key Words: Triple Melting; Highly alloyed; Wrought Superalloy; Formation Mechanism of Crack; Crack Control

近年来,我国航空工业取得了长足的发展,航空发动机推重比逐渐提高。所需材料的服役环境也变得更加恶劣^[1]。随服役温度的增加,所需材料的合金化比例也在不断提高,比如,在镍基高温合金加入了大量的 Al、Ti、Nb 等沉淀强化元素以及 Mo、Cr、W 等固溶强化元素来增强合金的性能^[2]。而合金化程度的提升和 γ' 相含量的提高是一把“双

刃剑”^[3]。较多合金元素的加入,在提高合金使用性能的同时,大幅度增加了合金熔炼的难度。在熔炼过程中易产生液固相间的溶质分凝和元素偏析,严重的偏析和有害相的析出将促进熔炼过程中裂纹的形成,大幅度降低产品质量。

国际上,800 °C 以上用高温合金转动材料一般通过真空感应熔炼 (VIM)+保护气氛电渣重熔

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2021YFB3700402)

作者简介: 杨树峰(1981—),男,博士,教授; E-mail: yangshufeng@ustb.edu.cn; 收稿日期: 2024-04-15

(PESR)+真空电弧重熔(VAR)三联工艺来生产^[4]。三联熔炼工艺是一种结合了真空感应熔炼、电渣重熔和真空自耗重熔的先进技术,通过这种工艺可以实现精确控制夹杂物的要求。在这个过程中,真空感应熔炼可以有效地去除气体和杂质,同时减少夹杂物的生成,从而提高了合金的纯度。而电渣重熔则可以通过脱硫和提高铸锭的致密度来改善所制备合金的强度及塑性^[5],真空电弧重熔细化铸锭组织并减少偏析^[6],综合运用这三种熔炼工艺,可以使合金的成分更加精确、质量更加稳定,并且得到更加理想的微观组织结构。因此,三联熔炼工艺在合金制备中具有重要的意义并广泛应用。然而现场通过三联熔炼工艺制备高合金,在高温时均会产生裂纹^[7]。感应电极质量较差内部存在微裂纹时,在电渣重熔阶段会有明显的熔速波动,会显著增加ESR电极的裂纹敏感性,同理在ESR铸锭中存在裂纹时也会使VAR熔炼过程产生明显的熔速波动,增加VAR铸锭的裂纹敏感性^[8]。在严重情况下,可能导致报废并造成重大经济损失。目前,国内外均致力于零缺陷高温合金材料的研制,而通过避免裂纹和疏松的形成保证铸锭凝固过程中的凝固质量,已成为变形高温合金生产过程中的主要挑战^[9]。本文将结合变形镍基高温合金在三联熔炼过程中产生的裂纹问题分以下3个部分,综述熔炼过程中裂纹形成的潜在机制、影响裂纹的因素和裂纹控制的方法。

1 裂纹类型

基于目前研究,根据形成阶段和微观特征不同,将熔炼过程中裂纹分为热裂纹和固态裂纹两种类型。在合金凝固过程中产生的裂纹叫热裂纹,具体包括凝固裂纹和液化裂纹。在冷却或热处理时产生的裂纹叫固态裂纹,具体包括应变时效裂纹和延性失塑裂纹。

1.1 凝固裂纹

凝固裂纹又叫结晶裂纹,一般萌生于凝固末期的糊状区,受两个因素影响。其一是由微量元素在枝晶间和晶界富集并生成大块状碳化物,阻碍液态金属的流动和补缩。其二是在糊状区内材料处于固液两相共存状态时, γ 枝晶干优先凝固相互接触搭桥阻碍了液相补缩产生细小缩孔^[10]。二者共同作用,造成液态金属的补缩能力严重受限,并在凝固收缩应力以及热收缩应力综合作用下,裂纹在细小缩孔处萌生并在残余应力的持续作用下不断扩

展,最终形成凝固裂纹。凝固裂纹表面一般为大开裂间隙、不规则且无对称性的裂纹边界及可见块状碳化物对液相的阻止补缩。凝固裂纹的断面通常具有典型胞状和树突结构^[11]。课题组研究了高合金化GH4151变形高温合金在真空感应模铸过程中铸锭的开裂情况如图1所示^[12]。图1(a)中观察到VIM锭中心的裂缝最大表明裂纹起源于铸锭中心,逐渐向外部延伸。VIM铸锭的裂纹断面表现出树枝状形态,表面氧化,表明凝固裂纹发生于凝固的最后阶段。裂纹沿着枝晶间不规则扩展,并且在裂纹附近观察到脆性沉淀物Laves和 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相。

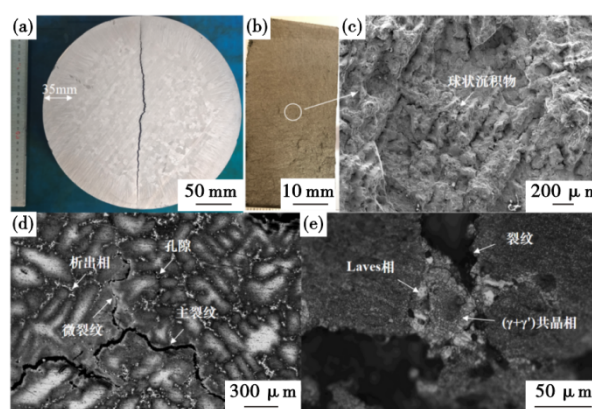


图1 $\phi 280$ mm真空感应电极的断裂特征:(a)宏观形貌,(b)断裂形态学,(c)较小区域的断裂表面,(d)裂纹的显微结构,(e)裂纹附近的析出相特征

Fig. 1 Fracture characteristics of $\phi 280$ mm VIM ingot : (a) macroscopic morphology , (b) fracture macrostructure morphology , (c) fracture surface in smaller regions , (d) microstructures of a crack , (e) characteristics of precipitates near the crack

1.2 液化裂纹

与凝固裂纹不同的是,液膜的形成与破裂是产生液化裂纹的两个重要原因。为了满足更高温度的使用要求,变形高温合金需要增加合金元素和 γ' 相含量。高性能航空发动机涡轮盘用高温合金Al、Ti和Nb的总含量接近10%, γ' 相质量分数在50%以上。较多合金元素的加入,在熔炼过程中易产生元素偏析,促进低熔点有害相的析出和合金凝固温度降低,最终在凝固末期形成低温液膜^[13]。而且,一些高熔点一次碳化物(Nb、Ti、Mo、W)C也会成为晶界液膜中连接晶粒的固相桥,妨碍晶界液膜的连续性。低熔点相的析出、合金凝固范围的增大以及低温液膜的存在是液化裂纹形成的主要原因^[14]。在合金凝固过程中,当产生的拉应力超过液膜表面张力和固相强度极限时,液膜将被撕裂并沿晶界扩

展,导致铸锭内部形成液化裂纹。区分液化裂纹与凝固裂纹的关键是裂纹形成位置和时间不同:凝固裂纹优先于液化裂纹的形成。具体的凝固裂纹在液态金属凝固过程中形成,而液化裂纹则在凝固末期形成。因此,凝固裂纹潜伏区在受热应力作用下也可能成为液化裂纹萌生的源头。图2中也同样展示了GH4151合金VIM铸锭中心液化裂纹的形貌及裂纹附近的析出相特征^[15]。液膜主要由 $\gamma+\gamma'$ 共晶相(A相)、Laves相(B相)、MC碳化物相(C相)、MC/TiN(D相)及(CrMo)NiCo- σ 相(E相)等组成。

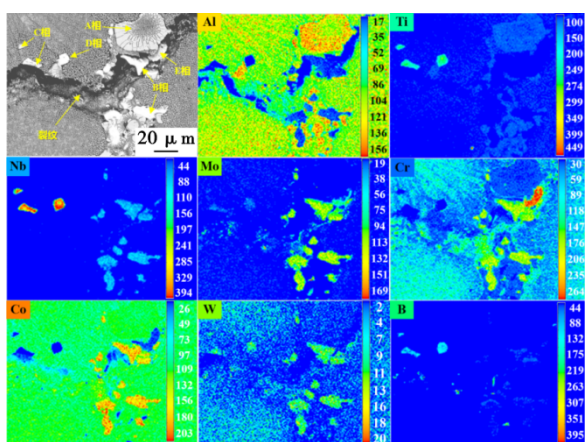


图2 GH4151合金VIM电极中心裂纹附近的沉淀相

Fig. 2 Precipitation phase near the crack of GH4151 alloy VIM ingot center

1.3 应变时效裂纹

应变时效裂纹是指在模冷过程中,沉淀强化型镍基高温合金完全处于固态时产生的裂纹。这种裂纹受到析出相和应力状态的影响,与凝固开裂模式有所不同。

在合金的冷却过程中,当温度降到一定范围内,即达到 γ' 相的析出温度时, γ' 相会迅速析出和长大,合金内部会发生显著的体积变化。这种由相变引起的体积收缩会在材料内部产生额外的拉应力。这些拉应力如果与合金中已存在的残余应力互相叠加,就可能导致总应力超过材料的塑性极限从而导致微裂纹的形成。新裂纹可能在现有凝固裂纹及液化裂纹进一步扩展,导致冷裂纹尺寸大于热裂纹^[16]。应变时效裂纹是沉淀强化型镍基高温合金在模冷过程中产生的一种裂纹。与上述的液相开裂模式不同,应变时效裂纹是合金完全处于固态时的开裂,受析出相和应力状态影响。一般认为应变时效裂纹是穿晶断裂,裂纹表面两侧形状相似,裂

纹形貌干净、笔直,不具有暴露的枝晶或液膜特征^[17]。另外,由于冷裂纹的快速扩展,还会观察到沿枝晶间断裂的特征形成时常伴有声响甚至将铸锭撕裂摔出。Yu等^[18]在对高温合金成分进行设计时考虑了镍基高温合金的应变时效裂纹敏感性。反应合金低应变时效裂纹敏感性特征结构的示意图,如图3(a)所示。较宽范围的均相微观结构和相对缓慢的析出相体积变化保证了裂纹形成时具有较高的应变率阈值,导致应变时效裂纹的敏感性较低。相反,窄的均相温度范围以及随着温度的升高而急剧增加的析出相含量导致应变时效裂纹容易产生,其典型高应变时效裂纹敏感性特征结构的示意图,如图3(b)所示。决定应变时效裂纹敏感性的最本质参数是在一定温度范围内析出相的体积变化。Kazempour-Liasi等^[19]对镍基高温合金IN939中应变时效裂纹的形成机制进行研究,发现随着析出相缓慢析出,在硬度略微降低的前提下,应变时效裂纹被有效抑制。

1.4 延性失塑裂纹

延性失塑裂纹又称高温低塑性裂纹也是一种固态裂纹,即当温度达到 $0.5 \sim 0.8 T_s$ (固相线温度)时,合金的塑性会出现一个急剧下降的区域^[20],该裂纹的形成具有特定的温度区间。与应变时效裂纹不同的是,延性失塑裂纹受晶粒尺寸、晶体取向、晶界化合物等微观结构因素影响。Qin等^[21]的实验研究表明,当温度在 $700 \sim 950 \text{ }^\circ\text{C}$ 时,大角度晶界上的 $M_{23}C_6$ 会发生显著粗化。而当温度高于 $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, $M_{23}C_6$ 则发生溶解。这种演化行为被认为是导致材料失去延性并产生裂纹的主要原因。这些发现对于理解材料在高温条件下的性能变化具有重要意义。

通过对以上4种裂纹的形成机制进行分析可以看到,裂纹的形成受凝固组织和应力的影响较大,产生机制往往也不局限于某一种开裂形式,往往呈现一种复合的开裂机制。根据课题组^[15]对镍基变形高温合金在VIM+ESR+VAR三次熔炼过程中的开裂机制的研究发现铸态真空感应(VIM)铸锭的裂纹形成机制为热撕裂,而铸态电渣重熔(ESR)和真空自耗重熔(VAR)铸锭的开裂机制为固态裂纹,图4显示了三次熔炼过程中宏观、微观和晶粒取向分布以及开裂的断口形貌。VIM电极的开裂特征表明VIM阶段裂纹沿大角度晶界断裂,表氧化,断口呈现完整枝晶形貌表现出热裂纹特征。与VIM铸锭中

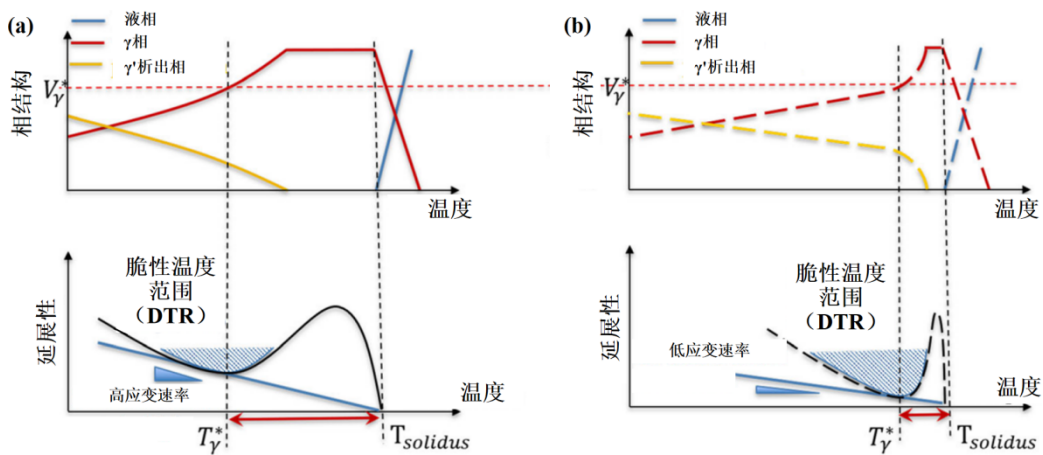


图 3 反应应变时效裂纹敏感性的特征结构示意图:(a)低裂纹敏感性,(b)高裂纹敏感性

Fig. 3 Schematic diagram of the characteristic structure illustrating the strain aging crack sensitivity : (a) Low crack sensitivity, (b) High crack sensitivity

的裂纹形貌不同,ESR 和 VAR 铸锭的宏观裂纹形状笔直发生在 1/2 半径或中心位置,主要表现出穿晶裂纹,而且裂纹宽度远高于 VIM 中的裂纹。这一结果表明,冷裂纹的形成可能与 γ' 相的不均匀析出产生较大的内应力有关,使裂纹在原有气孔或微裂纹附近扩展导致宽裂纹的形成。

2 影响热裂纹的因素

尽管关于熔炼过程中裂纹的形成机理存在较

多的说法,总体来看,裂纹的形成是由热应力和凝固组织相互作用的结果。从合金冶金特性的角度来看,影响合金热裂产生的主要因素包括凝固末期元素偏析行为、合金的凝固区间、合金的物理化学性质和固态相变等。这些因素在合金的制备过程中起着重要作用,因此,在合金设计和制备过程中,需要充分考虑这些因素,以确保合金的质量和可靠性^[22]。此外,生产中所采用的铸造方法和铸造工艺

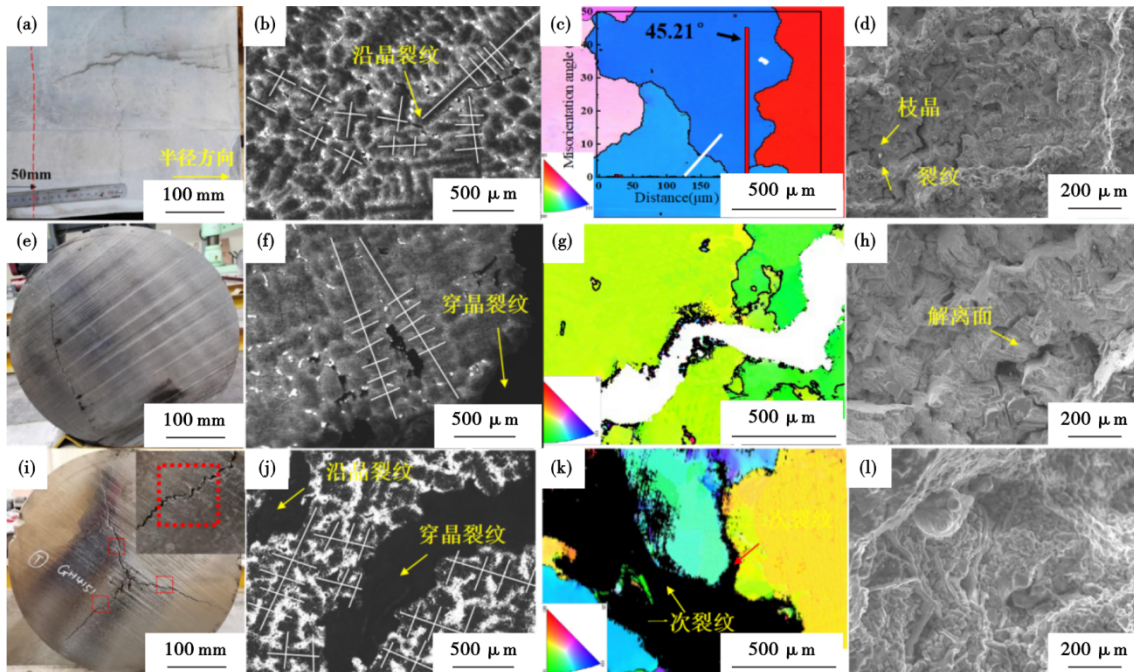


图 4 GH4151 合金三联熔炼过程中宏观、微观、晶粒取向分布以及开裂的断口形貌:(a, b, c, d)VIM;(e, f, g, h)ESR;(i, j, k, l)VAR

Fig. 4 Macroscopic, microscopic, grain orientation distributions and fracture morphology of cracking in the triple-melting process of GH4151 alloy:(a, b, c, d)VIM;(e, f, g, h)ESR;(i, j, k, l) VAR

也会对裂纹的形成产生影响^[23]。

2.1 合金理化性质的影响

在真空感应模铸过程中,合金的物理化学性质对铸锭的质量和性能起着至关重要的作用。其中,热传导率、热膨胀系数和热扩散系数等参数都对合金的凝固过程和最终性能产生影响。在铸锭的凝固过程中,处于铸锭心部的区域温度较高,并且最后凝固。这一过程中,已凝固部分对铸锭心部施加限制,导致铸锭内部产生拉应力。同时,凝固区域与液相区域相互制约,使得铸锭内外出现较大的应力梯度。热膨胀系数和热传导率是评估材料在凝固过程中在热应力大小的重要物理参量。研究显示,热膨胀系数较低说明合金凝固过程中的合金体积收缩率小,合金所承受的局部应变较低,因此,熔炼过程中的裂纹敏感性较低^[24]。而热传导率较高则说明材料能够更快速地将热量传输出去,有助于降低熔池与周围热影响区域之间的温度梯度,从而降低热应力,降低裂纹发生的概率^[25]。因此,在真空感应模铸过程中,合金的物理化学性质对凝固过程中应力的产生和裂纹敏感性具有重要影响。对合金的热扩散系数、热膨胀系数和传导率等参数的全面了解,有助于优化铸造工艺,提高铸锭的质量和性能。王法等^[26]利用JMatPro热力学软件计算了4种合金的热导率随温度变化的曲线,如图5所示。研究表明,当析出 γ' 相后,合金的热导率显著降低,GH4151和GH4720Li合金的导热性能整体低于GH4282和GH4738合金,表明GH4151和GH4720Li合金冷却时铸锭内外温差更大,更容易发生热应力积累,合金裂纹敏感性较高。

2.2 合金凝固温度区间影响

研究表明,固液温度区间较大的材料在成形过

程中更容易发生凝固开裂^[27]。其原因在于凝固过程中,枝晶间液膜可能在较低温度下持续存在,造成更多的热应变累积和更高的凝固开裂敏感性。Ghoussoub J N等^[28]利用TTNi8热力学数据库通过希尔模型对12种合金的凝固路径进行建模并计算了这12种合金在成形过程中的裂纹敏感性,研究表明,ABD850 AM+CD、IN738LC和IN939合金均具有较宽的凝固范围更容易发生凝固开裂。这些发现为凝固开裂问题的预防提供了重要的参考依据。这里,为了研究不同镍基变形高温合金的裂纹敏感性指数。在Tang Y T等^[29]研究基础上引入了KOU判据对表1中11种合金裂纹敏感性进行评估。

该模型假设当两个相邻晶粒的拉伸变形超过晶界区域内液体供应和晶粒相互生长的总和时就会发生裂纹。为了方便地表示热裂纹形成的趋势,提出了热裂纹指数,具体如下^[30]:

$$SCI = |dT/d(f_s^{1/2})| \quad (1)$$

这里 $|dT/d(f_s^{1/2})|$ 是 T 与 $(f_s)^{1/2}$ 的斜率,合金的 T 与 f_s 的曲线称为凝固路径,可以使用市售软件包和数据库进行计算。此部分可由Thermocalc或Jmat-Pro进行计算。这里通过Thermocalc进行计算,从表2中可以看出,11种合金^[31]在0.8~0.9内的SCI值没有显著差异,而关键差异在 $0.9 < f_s < 0.99$ 范围内。GH4718和GH4738在 $0.9 < f_s < 0.99$ 的关键范围内SCI值较低,而GH4720Li和GH4151的值明显更高,这与它们在加工性能上的显著差异一致。研究结果表明,变形高温合金在230.5 K的最大凝固范围内不会发生开裂。这一结论是基于对GH4742合金和GH4151合金铸锭开裂情况的公开报道进行计算得出的^[32]。另外,凝固温度区间可以在一定程度上用来判断合金的开裂倾向,同时,为了更深层次地探

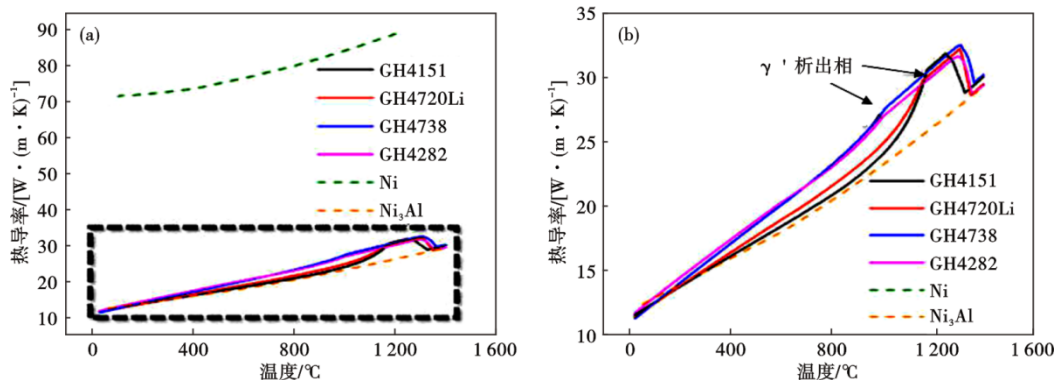


图5 热导率热力学计算结果:(a)不同合金的热导率对比,(b)图(a)虚线框内曲线放大

Fig. 5 Thermodynamic calculation results of thermal conductivity: (a) comparison of thermal conductivities of different alloys, (b) enlargement of the curve inside the dashed box.

表 1 典型变形高温合金成分(质量分数)

Table 1 Composition of typical deformation superalloys

合金牌号	C	Co	Cr	W	Mo	Al	Ti	Nb	Fe	Ni	Al+Ti+Nb
GH4151	0.060	14.93	10.86	2.93	4.41	3.62	2.73	3.26	-	余量	9.61
GH4975	0.115	15.58	7.96	10.22	1.18	5.01	2.49	1.66	0.10	余量	9.16
GH4742	0.052	10.40	14.15	-	5.03	2.51	2.56	2.62	0.53	-	7.69
GH4720Li	0.012	14.96	16.03	1.23	2.70	2.53	5.01	-	-	余量	7.54
GH4175	0.060	15.50	10.00	3.00	4.50	4.00	2.50	4.50	0.10	余量	11.00
GH4738	0.035	13.25	19.40	-	4.25	1.30	3.00	-	-	余量	4.30
AD730	0.015	8.50	15.70	2.70	3.10	2.25	3.50	1.10	4.00	余量	6.85
GH4710	0.060	15.00	17.70	1.40	3.10	2.70	5.10	-	-	余量	7.80
GH4169D	0.020	9.00	18.00	1.00	2.75	1.45	0.70	5.45	10.00	余量	7.60
GH4065	0.011	12.98	15.93	4.02	4.03	2.12	3.78	0.72	1.01	余量	6.62
GH4169	0.025	-	18.10	-	2.80	0.45	1.00	5.40	18.00	余量	6.85

索合金开裂的原因,可以采用不同凝固时段的凝固开裂指数进行计算。这项研究对于后续评估不同高温合金材料的可浇铸性提供了有效参考,并为变形高温合金的设计提供了新思路。

表 2 不同合金的开裂敏感性指标分析

Table 2 Analysis of cracking sensitivity indices for different alloys

合金类型	裂纹指数			凝固温度/°C 希尔
	$f_s=0.8-0.9$	$f_c=0.9-0.99$	$f_e=0.8-0.99$	
GH4151	1 153.2	3 166.7	2 403.4	245.5
GH4975	1 059.1	3 135.1	2 495.3	256.1
GH4742	1 398.3	2 857.5	2 329.3	246.8
GH720Li	579.8	2 481.6	1 997.6	230.4
GH4175	1 238.4	2 423.8	1 909.9	245.4
GH4738	943.3	2 149.8	1 564.1	189.2
AD730	1 062.4	1 990.5	1 602.4	223.6
GH4710	570.6	1 803.8	1 431.3	221.7
GH4169D	1 287.9	1 746.5	1 511.6	228.6
GH4065	1 034.9	1 704.1	1 387.1	230.5
GH4169	1 273.9	1 114.2	1 202.6	204.9

2.3 γ' 相体积分数的影响

固态裂纹是合金完全凝固后在相对低的温度下产生,铸态组织中产生的大量 γ' 相使合金的延展性降低,当局部应力值达到材料的延性极限时固态裂纹形成^[12]。李强^[33]研究了 γ' 相体积分数为45%的GH4742镍基变形高温合金真空感应电极的开裂倾向。当合金中析出大量 γ' 相时, γ' 相吸收基体中的Al、Ti元素,导致 γ 基体点阵常数减小,从而造成合金收缩,产生高应力,增加裂纹敏感性。毕中南等^[34]通过中子衍射同样得到了近似的结果,表明冷却过程中 γ' 相析出越多,合金部件的内应力越高。

Li^[7]发现GH4151合金在真空感应熔炼+电渣重熔后发生严重的开裂,严重的偏析、复杂的析出相及超过55%的大量 γ' 相,导致合金的内应力高达1700 MPa。图6展示了镍基高温合金中 γ' 相质量分数与加工温度范围的关系。可见随着 γ' 相含量不断增加,合金的裂纹敏感性逐渐升高。当前,尽管在探究 γ' 相含量与开裂程度之间关系的研究方面取得了一些进展,但研究人员尚未给出具体的量化关系。目前的主要研究焦点在于通过增加固溶强化元素^[35]或精确控制 γ' 相含量^[29]来优化合金的力学性能,旨在增强合金的强度并改善其延展性,从而有效地缓解裂纹的形成。

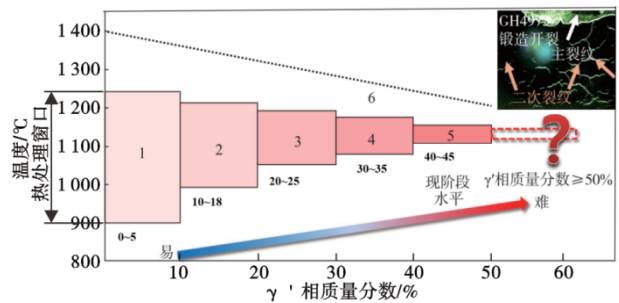


图 6 高温合金可锻性范围与 γ' 相体积分数之间关系
Fig. 6 Relationship between the amount of γ' phase and the malleability range of superalloy

2.4 工艺参数的影响

工艺参数对于热裂纹的影响非常复杂,铸造过程中不同的工艺方法对热裂纹的产生具有显著影响。目前,工艺参数对热裂纹的影响主要集中在锭型预热温度、浇铸温度以及铸件凝固速率的选择等方面。

(1) 锭模预热温度。当前研究表明,较高的锭

模预热温度能够减少模具与熔融金属之间的温差,从而减缓了凝固过程中由于温度梯度引发的应力集中。另外,提高锭模的预热温度可以提高凝固后期液态金属的补缩能力减少缩孔和缩松等缺陷,进而降低铸件中可能出现的热裂纹倾向^[36]。

(2)浇铸温度。浇铸温度对于铸锭热裂纹的影响目前还未有定论。一方面,较高的浇注温度能够延长合金液的局部凝固时间,降低金属液的凝固,使金属液的流动性得到改善并利于非金属夹杂物的上浮,而且凝固时间的延长还会提高凝固后期液态金属的补缩能力愈合裂纹^[37]。然而,另一方面,浇铸温度较高则会增加缩孔的体积。这是因为高温使得金属液在模具中的收缩过程变得更为缓慢,从而延长了凝固时间。这种延长不仅使得初晶变得粗化,还容易形成偏析,恶化铸锭质量。

(3)浇铸速度。浇铸速度的变化主要通过影响铸锭内部的应力分布来影响裂纹敏感性。当浇铸速度过快时会产生较高的速度梯度从而在锭模内引起较高的静压力,增加铸锭纵向开裂的风险。过慢的浇铸速率可能会导致充型阶段大量合金液飞溅至模壁并率先凝固。先凝固的合金粒将会在凝固后的相应位置形成表面缩孔缺陷,成为裂纹萌生扩展的起源,对后续合金的重熔稳定性带来不利影响。因此,选择适宜的浇注速度是铸锭生产中关键参数^[38]。

(4)冷却速率。Suyitno和Savran等^[39]研究了凝固速率对Al-Cu合金铸件热裂纹敏感性的影响。研究表明,随着凝固速率的增加,铸件热裂纹的敏感性也会增加。而当凝固速率下降时,热裂纹的敏感性也会随之降低。此外,张麦仓等^[40]对GH4169合金进行了重熔凝固实验的研究,并发现增大冷却速率可以抑制微观偏析向宏观偏析的转变,从而增加了凝固前沿糊状区的稳定性。对于高温合金而言,在 γ' 析出温度区间较快模冷速率将增加 γ' 析出速度,增加合金时效裂纹的风险性。因此,冷却速率的调控不仅对液体凝固过程的热裂纹形成产生影响,而且对合金固相转变产生的相变应力也会增加冷裂纹风险。

(5)锭模壁厚度的影响。锭模壁厚对裂纹敏感性的影响主要集中于对合金内部应力和局部凝固时间的影响。首先当高温液体进入到低温锭模中时,液体温度下降,锭模温度升高。薄的锭模壁有更好的热传导性,冷却速率更快,产生更高的温度

梯度使热应力提高,铸锭抗裂纹敏感性降低。然而,较快的冷却速率会形成更细小的晶粒,元素偏析和组织不均匀性将得到极大改善,增加铸锭的抗裂纹敏感性。另外,在锭模结构设计时,如果锭模各部位的厚度不均匀,这将在铸件的厚薄不均和厚实部分以及铸件壁十字交接处引起应力集中,从而增加裂纹敏感性^[41]。因此,在设计锭模和合金制备工艺时,需要综合考虑这些因素,以优化锭模壁厚度,从而最小化合金内部的应力。这通常需要进行详细的数值模拟和实验验证,以确保合金的质量和性能达到预期的要求。

(6)浇铸系统设计。缩孔是在铸造过程中最容易出现应力集中和裂纹敏感性最大的位置。工业上解决浇铸过程中的缩孔问题,目前常用的方法是增加冒口。设置冒口可以改善铸锭的凝固顺序,从而减少缩孔并降低凝固过程中的应力^[42]。然而,在靠近浇口和冒口的部位,凝固和冷却速度较慢,温度较高。当铸件收缩受阻时,这些部位容易形成热裂。因此,在解决缩孔问题的同时,也需要注意冒口附近热裂的风险性。

3 裂纹的控制方法

铸锭的热裂纹产生与冶金和力学因素相对应,防止凝固热裂纹的方法主要有两种途径:一是从冶金角度出发,优化合金成分减少脆性相,提高材料在脆性温度区间的塑性储备^[43-44]。二是从力学角度出发,改变凝固过程中的应力应变状态,减少铸锭在凝固过程中处于脆性温度区间的的时间,可采用优化工艺参数等方法。

3.1 成分设计

改变合金的成分会导致显微组织上的差异,通过合金的成分设计优化可以有效改善合金的凝固路径,降低合金的裂纹敏感性,是目前较为常用的一种方法。

(1)调整Al、Ti元素。研究表明,微量的Al和Ti含量变化对铸件的热裂形成有重要影响^[45]。范映伟等^[46]研究了Al含量添加对IC10合金裂纹敏感性的影响。研究发现,当Al含量添加量提高至0.4%时, ($\gamma+\gamma'$)共晶相的析出温度增加了20℃,从而显著增加了($\gamma+\gamma'$)共晶相的析出量。($\gamma+\gamma'$)共晶相为大尺寸块状相在凝固末期析出,阻碍液体的补缩通道并使合金较早失去了补缩能力,从而增加了合金的开裂风险。另外,这种大尺寸($\gamma+\gamma'$)共晶相的析出导致相邻实体枝晶之间只有点接触,无法形成交

叉生长,从而难以建立抵抗外部力量的强度,合金裂纹敏感性提高^[47]。降低 Al 和 Ti 含量虽然可以降低 $(\gamma+\gamma')$ 共晶的析出温度和共晶相的体积分数,降低裂纹敏感性,但是同时也会影响合金的力学性能,无法满足产品的需求。因此,在降低 Al 和 Ti 含量的同时,需要添加一定量的难熔元素,如 W、Mo 和 Ta 等,以弥补强度的不足。Sun 等^[48]计算了元素对合金稳定性的影响如图 7 所示。研究表明,Al、Ti、Ta、Nb、Si 和 Zr 为 I 型元素仅稳定沉淀相而不稳定基体。Co 和 W 元素为 II 型元素既可以稳定基体又稳定沉淀相的元素,而 B 和 Mo 为 III 型元素会降低两相的稳定性并促进热裂形成。研究表明^[49],增加变形高温合金中的 Co 含量可以提高 Al、Ti 等元素的固溶度,抑制 η 相的析出。同时,这也有助于降低基体的层错能,并提高合金的抗高温蠕变能力。

(2)调整 B 元素。B 元素为晶界强化元素,可以提高合金的持久性能。但较高的 B 元素将会使得合金的热裂倾向性增加。Yan 等^[50]研究了定向凝固合金 B 元素添加对凝固组织和力学性能的影响。研究发现, $w[B]$ 由 0.000 5% 增加 0.021% 时, $(\gamma+\gamma')$ 共晶相的尺寸和体积分数显著增大,使合金的力学性能恶化。Chauvet E 等^[51]利用原子探针断层扫描 (APT) 在高角度晶界,准确分析到了三种不同类型的晶间硼化物 MB 、 M_2B 和 M_5B_3 如图 8 所示。而进一步的研究结果表明,B 元素会向晶界迁移并富集,可以降低固液两相界面能,使液膜可以维持到更低的温度,从而使合金的裂纹敏感性提高。因此,在不考虑合金持久性能的前提下,降低 B 元素的添加可以降低合金裂纹敏感性^[48]。

(3)调整 C 元素。C 元素对于合金裂纹敏感性的影响比较复杂,首先 C 元素含量增加显著促进块

状 MC 碳化物形成,消耗了大量 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相、 η 相、硼化物和富 Zr 相的形成元素 Ti、B、Mo 和 Zr,从而减少了这些相的析出降低了裂纹敏感性。Zhou 等^[52]分析了碳对镍基铸造高温合金 CMSX-4 的热裂倾向的影响。研究结果显示,在添加微量碳后,CMSX-4 合金的热裂倾向得到了降低。课题组^[53]还对不同碳含量(0.01% ~ 0.08%)对 GH4151 合金的铸态显微组织、微偏析以及力学性能进行了研究。研究发现碳的微量添加可以减少凝固孔隙并形成细小分散的碳化物,C-0.04 合金在 1 100 °C 显示出优异的抗拉强度(442 MPa)和总伸长率(1.368%),远超 C-0.01 (130.7 MPa, 0.085%) 和 C-0.08 (248 MPa, 1.026%) 的性能,拉伸性能结果如图 9 所示。从铸态显微组织中分析得到,虽然高碳 C-0.08 含量在一定程度上减少了偏析,但析出的块状碳化物使铸态合金的强塑性降低。

(4)调整 Zr 元素。Zr 元素作为晶界强化元素常被添加到高温合金中用于提高晶界的结合力。然而在合金凝固过程中,Zr 元素通常会向晶界偏析促进 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相和低熔点 Ni_3Zr 相的析出,降低合金的凝固范围,使合金的裂纹敏感性提高。郑运荣等^[54]研究了定向凝固 DZ3 合金中 Zr 元素添加对合金凝固特性的影响,研究表明,当 $w[Zr]$ 添加量为 0.1% 时,合金的凝固范围增加了 80 °C,合金的热裂纹敏感性提高。然而利用晶界偏析工程^[55],在激光熔融成形技术中添加少量 Zr(1%) 后,Haynes 230 合金内部形成连续的 $Ni_{11}Zr_9$ 偏析相作为“骨架”,显著提高了打印样品的屈服强度,抑制了裂纹的扩展。总体上说,Zr 元素添加对裂纹的影响不仅与元素含量有关,同时合金的成形方式和冷却速率也会对合金裂纹敏感性产生不同影响,不能一概而论。

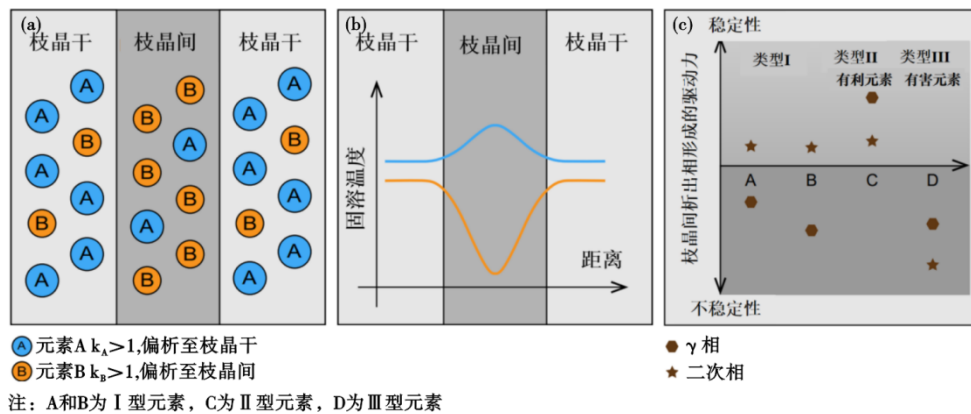


图 7 热力学导向合金原理图及工艺设计方法

Fig. 7 Schematics of thermodynamics-guided alloy and process design approach

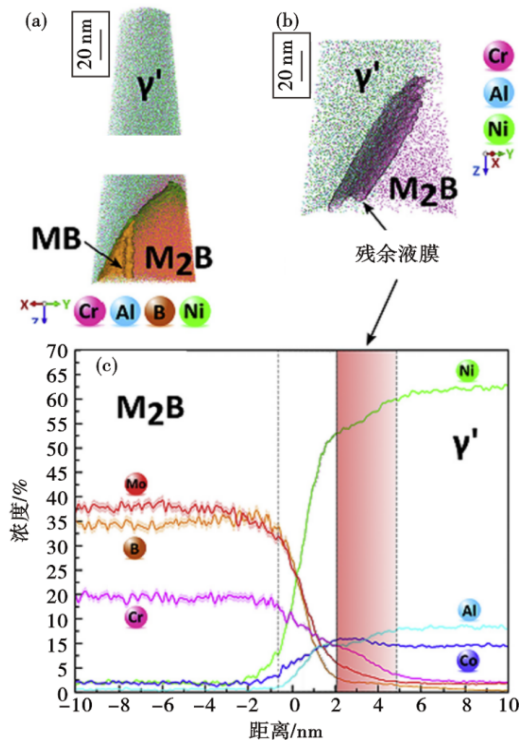


图 8 镍基高温合金晶界处裂纹尖端的原子重构结果:(a) 包含 MB 和 M_2B 型硼化物以及一个晶界 γ' 相的三维原子探针重构图,(b) 放大界面区域,显示图中以红色描绘的区域,(c) 在 γ'/M_2B 界面处的浓度剖面分析

Fig. 8 Results of atomic reconstruction at crack tip at grain boundary of Nickel-based superalloy: (a) A 3D atom probe reconstruction containing MB and M_2B type borides alongside with an intergranular γ' particle, (b) zoom on the region at the interface showing the region depicted in red, (c) concentration profile analysis at γ'/M_2B interface

另外,Zhang 及 Singer 等^[56]研究了 B 和 Zr 复合添加对裂纹敏感性的影响。研究表明,同时添加 B 和 Zr 元素会向残余液相富集,降低残余液相的表面张力,使得晶界更容易被润湿,形成相斥的晶界导致合金

的裂纹敏感性提高。

3.2 工艺参数优化

针对现场工艺参数的优化一般是通过降低凝固偏析,降低热应力和降低应变时效应力三个方面进行调控。

(1)降低凝固偏析^[14]。偏析元素往往随着凝固过程的进行富集到铸锭中心,而铸锭中心处冷却条件差,偏析程度加剧,在过高的残余热应力作用下热裂纹敏感性显著提高^[57]。通过降低浇铸速度或熔速控制凝固速率可以降低偏析元素的富集,使得偏析元素浓度低于析出相形成的临界浓度,减少了低熔点相的析出。有研究表明^[58],在铸锭及结晶器之间通入 He 气加强冷却可以获得浅宽熔池,浅宽熔池中心处冷却条件较深窄熔池更好,组织细密,元素偏析得到了明显改善。

(2)降低热应力。高温合金在模铸前的锭模预热处理对于控制凝固前沿的温度梯度和冷却速率,以及降低合金内部残余应力并使得其更加均匀分布具有有效作用。研究人员 Mertens R 等^[59]研究了包括镍基高温合金在内的 4 种合金材料(A17075、Hastelloy X、H13 工具钢和 CoCr 合金),在 400 °C 基板预热温度条件下的裂纹敏感性。研究表明,基板预热降低了合金成型过程中的温度梯度,减少了零件的内应力但与此同时长时间暴露在 400 °C 的预热温度下 Hastelloy X 合金发生晶粒粗化现象。所以,对高温合金进行模铸前的预热处理对于改善零件质量及减少裂纹具有积极的意义,但同时也需要考虑凝固组织粗化的影响。

(3)降低应变时效应力。高温合金在浇铸完成后进入模具冷却阶段时,如果冷却速率过高 γ' 相快速析出,将在铸锭中产生高残余应力。这些残余应

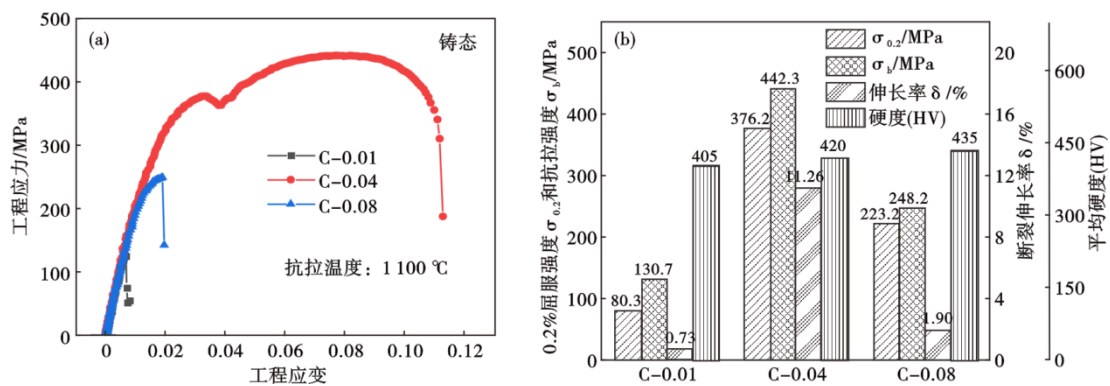


图 9 (a) 不同碳含量 GH4151 合金在 1 100 °C 下的工程应力-应变曲线和(b)GH4151 合金机械性能

Fig. 9 (a) Engineering stress-strain curves of alloys with different carbon content of the GH4 151 alloys at 1 100 °C, (b) Mechanical properties of GH4151 alloy

力对合金材料相当于附加的载荷,特别是拉伸残余应力会导致合金出现强度、疲劳寿命、抗应力腐蚀性能下降,以及开裂和变形等问题,从而影响成形零件的质量。因此,在浇铸完成后的模冷阶段,控制冷却速率,控制粗 γ' 相析出对于减少残余应力,提高铸锭质量具有重要意义。去应力退火是控制 γ' 相形貌,解决合金应变时效应力的可行手段。课题组^[15]研究了GH4151合金真空感应电极和电渣重熔铸锭退火前后的铸态组织特征和力学性能变化,研究表明,经过真空感应电极退火后,抗拉强度和伸长率显著增加,熔化速率曲线变得更加平滑,表明VIM电极中的内部裂纹缺陷得到改善,如图10所示。

3.3 晶粒细化

晶界特性与裂纹敏感性之间表现出明显的相关性,超过75%的裂纹优先发生在晶界取向差 $25^\circ \sim 45^\circ$ (S-HAGB)的范围内^[60],相邻晶体过大的取向差角使晶界处能量过高而变得不稳定,在凝固收缩过程中受热应力影响容易成为裂纹源。Zhou等^[10]发现随着晶界取向差增大,凝固裂纹敏感性也随之增加,相关结论在其他研究中也得到了证实^[61]。均匀细小的等轴晶一方面可以使晶界取向差减小,降低晶界能量,并使热应力平均分配到每个细小的晶粒上缓解应力的集中。另一方面晶粒细化有助于降低元素的偏析,在晶界处形成细小弥散的析出相起到钉扎晶界的作用,对合金进行强化。Guo等^[62]研究了不同平均晶粒尺寸对合金裂纹敏感性的影响,研究发现平均尺寸 $200\ \mu\text{m}$ 的焊接合金中液化裂纹发生率是 $50\ \mu\text{m}$ 的一倍,这说明细化晶粒抑制了热裂纹的形成。而目前常用的细晶操作制度主要分为以下两类:其一是通过降低浇铸温度,改善熔池

中心冷却条件可以实现粗大的柱状晶向均匀细小的等轴晶粒进行转变^[63]。其二对于夹杂物不敏感的合金可在锭模内壁涂覆 CoAl_2O_4 在高温下与合金中Cr、Al、Ti元素进行反应生成与高温合金基体匹配良好的Co颗粒成为非均质形核的核心增加形核率^[64]。

3.4 施加外场

电磁搅拌、超声波振动等均被认为是降低热裂纹敏感性的有效方法,其原理是在凝固末期施加电磁搅拌或超声振动可以抑制枝晶间的搭桥,促进液相对凝固空隙的补充,从源头上控制裂纹的萌生。Jin等^[65]在实验室研究了旋转电磁搅拌和孕育剂对IN100高温合金真空熔模铸件凝固组织和性能的影响。结果表明,在浇注金属液后立即启动50 Hz、150 A的旋转电磁搅拌可以使心部的柱状晶和枝晶间距明显细化,如图11(a'-d')所示,配合使用孕育剂 CoAl_2O_4 将铸件整体平均等轴晶粒细化到 $95\ \mu\text{m}$,等轴晶粒率提高到99%,如图11(a-d)所示。晶粒的细化改善了凝固组织的均匀性和析出相分布,使合金的强度和塑性显著提高。然而,目前限制电磁搅拌广泛推广工业应用的一个重要原因是在真空感应模铸、电渣重熔与真空自耗熔炼阶段一般为密闭的真空环境,内置电磁搅拌装置或其他冷却装置不易实现,制约了大规模模铸电极质量进一步提升。

4 总结与展望

采用真空感应+电渣重熔+真空自耗三联冶炼变形高温合金联系紧密,具有流程长,体量大的本征属性。凝固裂纹、液化裂纹以及固态裂纹等多种类型裂纹存在于 $800\ ^\circ\text{C}$ 以上用高温合金传动材料中。在真空感应模铸阶段,锭模与合金液的交互作

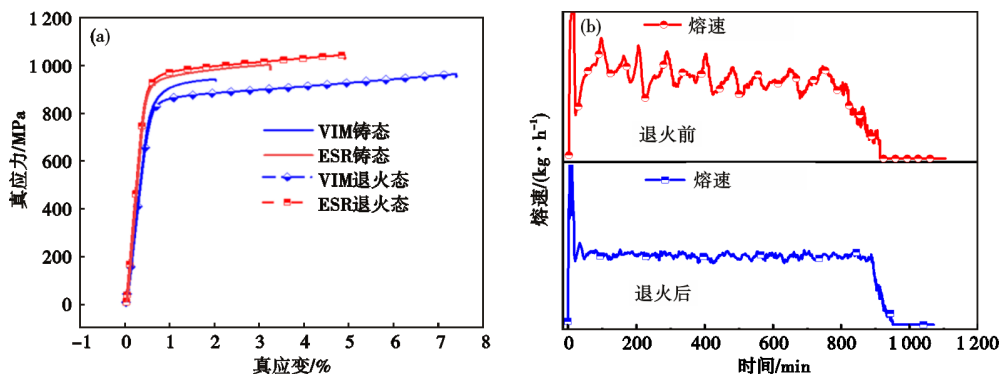


图10 (a) GH4151合金退火前后室温应力应变曲线,(b)电极在退火处理前后的熔化曲线及熔后铸锭状态

Fig. 10 (a) Room temperature stress-strain curves of GH4151 alloy before and after annealing, (b) Melting curves of electrodes before and after annealing treatment and the state of the cast ingot after melting

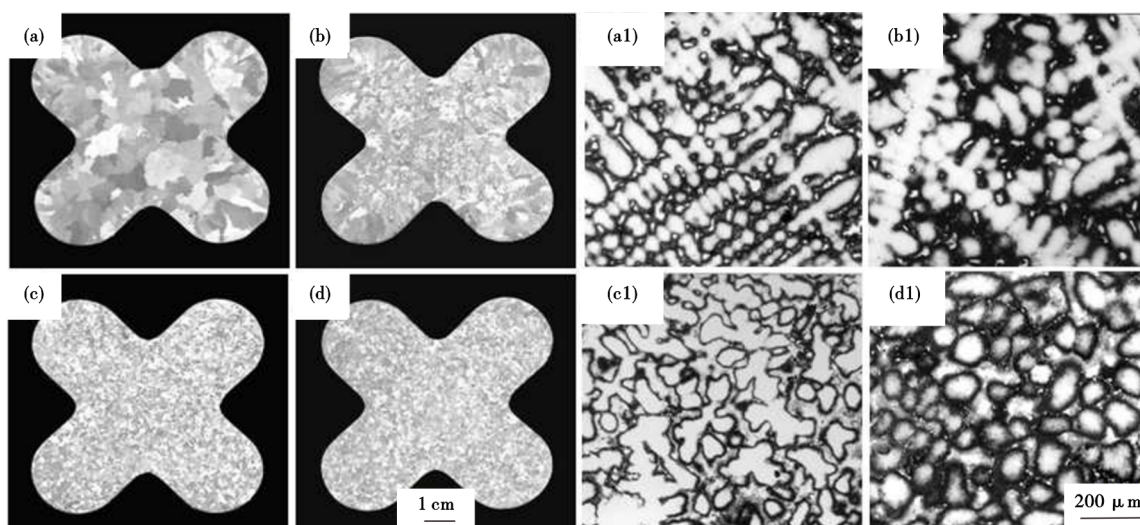


图11 施加电磁搅拌前后和孕育剂 CoAl_2O_4 使用后晶粒组织和枝晶细化效果图:(a)(a1)0 A,无涂覆;(b)(b1)80 A,无涂覆;(c)(c1)120 A,涂覆;(d)(d1)150 A,涂覆

Fig. 11 Grain structure and dendrite refinement effect before and after applying electromagnetic stirring, and before and after the use of nucleating agent CoAl_2O_4 : (a)(a1)0 A, no coating; (b)(b1)80 A, no coating; (c)(c1)120 A, coated; (d)(d1)150 A, coated.

用涉及温度梯度、应力梯度等复杂的传热、传质和热冲击过程。浇铸速度,浇铸温度,冒口设置,锭模预热,铸锭直径等是如何影响铸锭内部的应力分布和凝固组织等有待深入研究。不同工艺参数裂纹形成的临界条件以及不同合金成分对于裂纹形成的敏感性有待进一步确定。同时,在变形高温合金中使用晶粒细化剂或涂覆 CoAl_2O_4 孕育剂生成的 Al_2O_3 夹杂物对于高温合金性能的影响有待进一步深入确定。虽然,目前通过浇铸系统工艺优化和成分设计的方式实现了高合金化无裂纹铸锭的制备,形成了对高温合金裂纹控制的基本思路方针。但对于不同的合金牌号并不具有广泛适用性,仍处于“经验+试错”研究阶段,尤其是浇铸温度,浇铸速度,脱模时机的把握等更是一种合金一种工艺。因此,未来可以针对以下几个方向进行深入研究。

(1)在裂纹判别方面,开发一套可以反映多种裂纹形成机制适用于不同合金牌号和不同冶炼工

艺的开裂准则,并结合物理试验和数值仿真模拟来预测裂纹的萌生和发展是变形高温合金裂纹控制的重要研究方向。

(2)在成分设计方面,利用先进物理表征手段特别是三维原子重构技术和第一性原理计算的结合,实现了实验水平和计算机模拟在原子尺度上的契合,深入探究B、Zr和稀土等高温合金重要元素在枝晶间或裂纹等缺陷附近的分布及原子交互作用,提出一套适用于变形镍基高温合金成分设计准则。

(3)在工艺设计方面,通过机器学习的方式建立元素及含量,加工参数,热收缩行为,应力、应变分布,温度,流变,应力场,宏观收缩,载荷行为,共晶特征,二次相特征,孔隙,夹杂物,热裂的大小(尺寸),体积,位置等参数进行深度学习,形成一套测定材料裂纹敏感性表标准用以判断材料的开裂程度和裂纹密度,最终建立与冶金工艺相关的开裂判据。

参考文献

- [1] Jia L, Cui H, Yang S F, et al. As-cast microstructure and homogenization kinetics of a typical hard-to-deform Ni-base superalloy [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 5368-5381.
- [2] 高首磊,徐晓卫,张宏,等.高温均匀化对GH4710镍基合金组织及性能的影响[J].*特殊钢*, 2024, 45(1): 87-93.
- [3] 江河,董建新,张麦仓,等.800℃以上服役涡轮盘用难变形镍基高温合金研究进展[J].*航空制造技术*, 2021, 64(Z1): 62-73.
- [4] 杨浩,王方军,李采,等.镍基高温合金的熔炼工艺研究进展[J].*特殊钢*, 2023, 44(3): 1-9.
- [5] Yang S F, Yang S L, Qu J L, et al. Inclusions in wrought superalloys: a review [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2021, 28(8): 921-937.
- [6] Zhao P, Gu Y, Yang S F, et al. Study on the Molten Pool Behavior, Solidification Structure, and Inclusion Distribution in an In-

- dustrial Vacuum Arc Remelted Nickel-Based Superalloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2023, 54(2): 698-711.
- [7] Li X X, Jia C L, Zhang Y, et al. Cracking mechanism in as-cast GH4151 superalloy ingot with high γ' phase content[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(10): 2697-2708.
- [8] El Mir H, Jardy A, Bellot J P, et al. Thermal behaviour of the consumable electrode in the vacuum arc remelting process[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(3): 564-572.
- [9] Zhou W Z, Tian Y S, Tan Q B, et al. Effect of carbon content on the microstructure, tensile properties and cracking susceptibility of IN738 superalloy processed by laser powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2022, 58: 103016-103035.
- [10] Zhou Z P, Huang L, Shang Y J, et al. Causes analysis on cracks in nickel-based single crystal superalloy fabricated by laser powder deposition additive manufacturing[J]. Materials & Design, 2018, 160: 1238-1249.
- [11] Jia L, Cui H, Yang S F, et al. Evolution of microstructure and properties of a novel Ni-based superalloy during stress relief annealing[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2023, 30: 1-14.
- [12] Lei J, Heng C, ShuFeng Y. Evolution of microstructure and properties of a novel Ni-based superalloy during stress relief annealing[J]. 2023, under review.
- [13] Zhou W Z, Tian Y S, Tan Q B, et al. Effect of carbon content on the microstructure, tensile properties and cracking susceptibility of IN738 superalloy processed by laser powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2022, 58: 103016-103035.
- [14] Xu J J, Lin X, Guo P F, et al. The initiation and propagation mechanism of the overlapping zone cracking during laser solid forming of IN-738LC superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 749(2): 859-870.
- [15] Jia L, Cui H, Yang S F, et al. The cracking behavior of the new Ni-based superalloy GH4151 in the triple melting process[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 25: 2368-2382.
- [16] Boswell J H, Clark D, Li W, et al. Cracking during thermal post-processing of laser powder bed fabricated CM247LC Ni-superalloy[J]. Materials & Design, 2019, 174: 107793-107805.
- [17] Lalpoo M, Eskin D G, Katgerman L. Cold-Cracking Assessment in AA7050 Billets during Direct-Chill Casting by Thermomechanical Simulation of Residual Thermal Stresses and Application of Fracture Mechanics[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 40(13): 3304-3313.
- [18] Yu H, Liang J J, Bi Z N, et al. Computational Design of Novel Ni Superalloys with Low Crack Susceptibility for Additive Manufacturing[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2022, 53(6): 1945-1954.
- [19] Kazempour-Liasi H, Tajally M, Abdollah-Pour H. Effects of pre- and post-weld heat treatment cycles on the liquation and strain-age cracking of IN939 superalloy[J]. Engineering Research Express, 2019, 1(2): 25026-25041.
- [20] Singh S, Andersson J. Hot cracking in cast alloy 718[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2018, 23(7): 568-574.
- [21] Qin R Y, Duan Z L, He G. Microstructure and Ductility-Dip Cracking Susceptibility of Circumferential Multipass Dissimilar Weld Between 20MND5 and Z2CND18-12NS with Ni-Base Filler Metal 52[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44(10): 4661-4670.
- [22] Agarwal G, Amirthalingam M, Moon S C, et al. Experimental evidence of liquid feeding during solidification of a steel[J]. Scripta Materialia, 2018, 146(4): 105-109.
- [23] 王旭明, 程 军, 党惊知. 铸件热裂纹预测的判据[J]. 华北工学院学报, 1996, 12(1): 37-41.
- [24] Bozzolo G, del Grosso M F, Mosca H O. Algorithm for the calculation of the coefficient of thermal expansion of multicomponent metallic alloys[J]. Materials Letters, 2008, 62(24): 3975-3977.
- [25] Wei Q S, Xie Y, Teng Q, et al. Crack types, mechanisms, and suppression methods during high-energy beam additive manufacturing of nickel-based superalloys: A review[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers, 2022, 1(4): 100055.
- [26] 王 法. 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]. 北京: 北京科技大学, 2023.
- [27] Brennan M C, Keist J S, Palmer T A. Defects in metal additive manufacturing processes[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021, 30(7): 4808-4818.
- [28] Ghossoub J N, Tang Y T, Dick-Cleland W J B, et al. On the influence of alloy composition on the additive manufacturability of Ni-based superalloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2022, 53(3): 962-983.
- [29] Tang Y T, Panwisawas C, Ghossoub J N, et al. Alloys-by-design: Application to new superalloys for additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2021, 202: 417-436.
- [30] Kou S. A criterion for cracking during solidification[J]. Acta Materialia, 2015, 88: 366-374.
- [31] JIANG H, DONG J X, ZHANG M C. Development of typical hard-to-deform nickel-base superalloy for turbine disk served above 800 °C[J]. Aeronaut. Manuf. Technol., 2021, 64(1/2): 62-73.
- [32] Zhang L, Wang L, Liu Y, et al. Hot cracking behavior of large size GH4742 superalloy vacuum induction melting ingot[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2022, 29(9): 1505-1512.
- [33] 李 强. 镍基高温合金真空感应电极开裂行为的研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2018.
- [34] 毕中南, 秦海龙, 董志国, 等. 高温合金盘锻件制备过程残余应力的演化规律及机制[J]. 金属学报, 2019, 55(9): 1160-1174.
- [35] Harrison N J, Todd I, Mumtaz K. Reduction of micro-cracking in nickel superalloys processed by Selective Laser Melting: A fundamental alloy design approach[J]. Acta Materialia, 2015, 94: 59-68.

- [36] Hu B, Li Z X, Li D J, et al. A hot tearing criterion based on solidification microstructure in cast alloys [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 105: 68-80.
- [37] Li L F, Zhang R J, Yuan Q Q, et al. An integrated approach to study the hot tearing behavior by coupling the microscale phase field model and macroscale casting simulations [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 310: 117782.
- [38] Chen K, He X K, Liu Z D, et al. Porosity forming mechanism and numerical simulation of casting process optimization of nickel-based heat-resistant alloy electrode ingot with large height to diameter ratio [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 2363-2375.
- [39] Suyitno, Savran V I, Katgerman L, et al. Effects of alloy composition and casting speed on structure formation and hot tearing during direct-chill casting of Al-Cu alloys [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35(11): 3551-3561.
- [40] 张麦仓, 曹国鑫, 董建新. 冷却速度对GH4169合金凝固过程微观偏析及糊状区稳定性的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(11): 3107-3113.
- [41] 沙卫星, 魏仁杰, 周伟基, 等. 钢锭模和帽口的设计对特殊钢6t八角钢锭成材率的影响 [J]. *特殊钢*, 2014, 35(6): 44-46.
- [42] 唐郑磊, 许少普, 王福明, 等. 新型水冷模铸生产抗层状撕裂特厚板的浇铸参数模拟优化 [J]. *特殊钢*, 2023, 44(4): 22-27.
- [43] Tang B, Li S S, Wang X S, et al. Effect of Ca/Sr composite addition into AZ91D alloy on hot-crack mechanism [J]. *Scripta Materialia*, 2005, 53(9): 1077-1082.
- [44] Hu B, Richardson I M. Mechanism and possible solution for transverse solidification cracking in laser welding of high strength aluminium alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 429(1-2): 287-294.
- [45] 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 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2004, 33(12): 1329-1332.
- [46] 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 [J]. *材料热处理学报*, 2009, 30(1): 88-92.
- [47] Zhao Z, Dong J X. Effect of eutectic characteristics on hot tearing of cast superalloys [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019, 28(8): 4707-4717.
- [48] Sun Z J, Ma Y, Ponge D, et al. Thermodynamics-guided alloy and process design for additive manufacturing [J]. *Nature Communications*, 2022, 13: 4361.
- [49] 盖永超. GH4151合金微观组织调控与拉伸性能研究 [D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2022.
- [50] Yan B C, Zhang J, Lou L H. Effect of boron additions on the microstructure and transverse properties of a directionally solidified superalloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 474(1-2): 39-47.
- [51] Chauvet E, Kontis P, Jv'agle E A, et al. Hot cracking mechanism affecting a non-weldable Ni-based superalloy produced by selective electron Beam Melting [J]. *Acta Materialia*, 2018, 142: 82-94.
- [52] Zhou Y Z, Volek A. Effect of carbon additions on hot tearing of a second generation nickel-base superalloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 479(1-2): 324-332.
- [53] Jia L, Cui H, Yang S F, et al. Effect of carbon addition on microstructure and mechanical properties of a typical hard-to-deform Ni-base superalloy [J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2023, 33(2): 232-243.
- [54] 郑运荣. 微量铈对DZ3高温合金凝固行为的影响 [J]. *金属科学与工艺*, 1988(3): 40-46.
- [55] Zhao Y N, Ma Z Q, Yu L M, et al. New alloy design approach to inhibiting hot cracking in laser additive manufactured nickel-based superalloys [J]. *Acta Materialia*, 2023, 247: 118736.
- [56] Zhang J, Singer R F. Effect of Zr and B on castability of Ni-based superalloy IN792 [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35(4): 1337-1342.
- [57] Jia L, Cui H, Yang S F, et al. Effect of the cooling rates on the microstructure and segregation characteristics in directionally solidified GH4151 superalloy [J]. *Materials Characterization*, 2024, 209: 113735.
- [58] 杨浩, 王方军, 李采, 等. 镍基高温合金的熔炼工艺研究进展 [J]. *特殊钢*, 2023, 44(3): 1-9.
- [59] Mertens R, Dadbakhsh S, Van Humbeeck J, et al. Application of base plate preheating during selective laser melting [J]. *Procedia CIRP*, 2018, 74: 5-11.
- [60] Guo B J, Zhang Y S, Yang Z S, et al. Cracking mechanism of Hastelloy X superalloy during directed energy deposition additive manufacturing [J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 55: 102792.
- [61] Lu N N, Lei Z L, Hu K, et al. Hot cracking behavior and mechanism of a third-generation Ni-based single-crystal superalloy during directed energy deposition [J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 34: 101228.
- [62] Guo H, Chaturvedi M C, Richards N L. Effect of nature of grain boundaries on intergranular liquation during weld thermal cycling of nickel base alloy [J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 1998, 3(5): 257-259.
- [63] Won Y M, Yeo T J, Seol D J, et al. A new criterion for internal crack formation in continuously cast steels [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2000, 31(4): 779-794.
- [64] 赵惠田, 师昌绪. CoO孕育剂促进铸造镍基高温合金晶粒细化的研究 [J]. *金属学报*, 1981, 17(2): 118-123.
- [65] Jin W Z, Zhang W, Li T J, et al. Study of the grain refinement technology by electromagnetic stirring for IN100 superalloy vacuum investment casting [J]. *Advanced Materials Research*, 2011, 189-193: 3789-3794.