

Monel K-500 合金真空感应熔炼工艺优化依据及控制

孙攀贺, 李 澍, 江 河, 董建新

(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘 要: Monel K-500 合金在真空感应熔炼 (vacuum induction melting, VIM) 浇注过程中铸锭上部易出现大量缩孔缺陷, 导致成材率低、质量差。为解决该问题, 本研究通过 Jmat-Pro 热力学计算对 Monel K-500 合金的热物性能及凝固过程进行了探究。结果表明: Monel K-500 合金的凝固区间在 1250~1350 °C; 凝固路径为: $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC \rightarrow \gamma + MC + M_7C_3 \rightarrow \gamma' + \gamma + MC + M_7C_3$; 凝固过程中随着残余液相质量分数减小, Ni 元素发生负偏析, Cu 元素发生正偏析。将热力学计算结果结合有限元 (FEM) 模型, 对工业中 6 t 级 Monel K-500 合金真空感应熔炼浇注过程进行模拟计算, 并将结果和实际真空浇注的感应锭上部缩孔缺陷形状及尺寸进行对比, 验证浇注模型的可靠性。此外, 本研究依托该模型探究了不同浇注参数对真空感应锭缩孔缺陷的影响, 结果表明: 添加冒口对真空感应锭中缩孔缺陷的改善最大, 随着冒容比增大, 真空感应锭中缩孔缺陷体积大幅降低, 在冒容比为 20% 时, 真空感应锭中无缩孔缺陷; 浇注速度在 2.5~17.5 kg/s 范围时, 随着浇注速度降低, 真空感应锭中缩孔体积减小, 但小于 7.5 kg/s 时缩孔缺陷向真空感应锭内部移动。

关键词: Monel K-500 合金; 真空感应熔炼; 缩孔缺陷; 有限元模型

中图分类号: TG27; TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)03-0756-08

1 引言

Monel K-500 合金是一种高强度, 沉淀强化的 Ni-Cu 基合金, 因添加了 Al 和 Ti 元素使其具有优异的耐腐蚀性能^[1-4]。因此, 被广泛应用于海洋及石油化工设备, 如海底管道螺栓、潜水艇螺旋桨、石油注聚泵的阀簧等^[5]。Monel K-500 合金铸锻件在冶炼阶段通常采用两联工艺: 真空感应熔炼 (vacuum induction melting, VIM) + 电渣重熔 (electroslag remelting, ESR), 其冶炼质量直接决定后期热加工难度及最终锻件的质量和服役寿命。

然而, 目前我国在 Monel K-500 合金的冶炼过程中还存在着很多亟待解决的问题, 杜书扬^[6]发现 Monel K-500 合金在 VIM 过程中, 铸锭头部缩孔深度超过总长度的 1/4, 达 500 mm 以上; 杨光^[7]等人发现 Monel 合金在真空感应熔炼过程中流动性差, 凝固时收缩率大, 易产生缩孔和枝晶偏析。大量的缩孔缺陷将使得铸锭质量和成材率严重下降, 且缩孔中易存在大量的氧化物夹杂物或夹渣^[8], 这将导致电渣重熔过程电流电压不稳, 严重影响二次冶炼质量^[9-10]。

因此, 严格把控 Monel K-500 合金的一次冶炼质量是必要的。为解决真空感应锭内部出现严重缩孔缺陷的问题, 国内外研究人员对真空感应熔炼浇注过程及铸造

合金的凝固行为开展了相关探究。丁雨田^[11]等人对 GH3625 合金真空感应重熔过程的纯净化方法进行研究; Gong^[12]等人采用 Thermo-Calc 热力学计算对 K417G 合金的凝固特性进行了探究; Wang^[13]等人通过解剖 100t 30Cr2Ni4MoV 铸锭观察缩松缩孔缺陷分布情况, 与建立的有限元 (FEM) 模型进行自洽后对该合金浇注工艺进行优化设计, 使铸锭内较为严重的缩孔缺陷基本消除; Zhang^[14]等人采用有限元 (FEM) 模型讨论了铸造参数对钢锭凝固过程的影响; Zhang^[15]等人通过解剖 5.5 t 的 2Cr13 铸锭观察缩松分布情况, 结合钢锭凝固及糊状区特性推导出缩松率准则, 利用准则通过减小高径比、增大锥度的方法消除铸锭中心缩松缺陷; Pola 等人^[16]提出了完整的钢锭充型和凝固三维数学模型; 刘建民^[17]等人探究了冒口对钢锭缩孔缺陷的影响; 范昌健^[18]等人运用有限元 (FEM) 软件 ProCAST 对浇注过程中模具的温度场和应力场进行了数值模拟并研究了浇注参数对模具应力场的影响; 高晨、黄婷^[19-20]等人针对不同合金, 通过 ProCAST 有限元 (finite element method, FEM) 铸造软件计算了钢锭浇注温度、冷却速度、锭型锥度等对真空感应锭缩孔缺陷的影响; Li、王建武^[21-22]等人构建并验证了镍基高温合金 VIM 凝固模型, 探究了浇注工艺参数对真空感应锭内部缩孔的影响规律; 史世凤^[23]等人通过设计不

收稿日期: 2025-03-03

基金项目: 北京市自然科学基金面上项目 (2242042)

作者简介: 孙攀贺, 男, 2000 年生, 博士, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, E-mail: d202410205@xs.ustb.edu.cn

同浇注实验,探究出符合 GMR235 合金的最佳模具预热温度及出钢温度。此外,陆文斌、朱玉亮^[24-25]等人对 Monel K-500 合金在铸造和锻造时坯料心部易开裂给出了解释:晶界弱化是裂纹形成和扩展的直接原因,而最直接的解决途径是提升冶金质量。综上所述,在研究 Monel K-500 合金中问题产生的源头在于实验材料冶炼质量不过关,而真空感应熔炼作为冶炼的首道工序,其生产的真空感应锭质量对后续工艺有着巨大的影响。

然而国内未见有针对 Monel K-500 合金真空感应熔炼浇注工艺优化设计的相关报道。为解决实际工业生产中 Monel K-500 合金真空感应锭头部出现较深缩孔缺陷的问题,本研究通过 Jmat-Pro 热力学计算获取 Monel K-500 合金的平衡相图、凝固路径、元素偏析行为以及热物性参数,构建 Monel K-500 合金的材料属性库和凝固模型。此外,根据实际工况建立有限元(FEM)模型,将热力学计算结果与之耦合进行浇注模拟计算。对比实际真空感应锭和模拟结果的缩孔缺陷情况,验证模型的可靠性,依托该模型对 6 t 级 Monel K-500 合金真空感应熔炼浇注工艺进行优化设计。

2 实验

采用 Jmat-Pro 热力学计算软件中的 Ni 数据库按照表 1 成分(工业中 6 t 级 Monel K-500 合金真空感应锭成分)对 Monel K-500 合金的热物性能和凝固过程进行计算。通过调用热力学软件中的 Thermodynamic Properties 模块分析 Monel K-500 合金中可能析出的平衡相;采用 Solidification 模块分析 Monel K-500 合金的凝固过程及凝固时元素的偏析行为。

基于工业试验数据,采用 ProCAST 有限元铸造仿真

表1 Monel K-500 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of Monel K-500 alloy (wt%)

Ni	Cu	Al	Ti	Fe	Mn	C	Si
65.471	29.21	2.94	0.56	0.94	0.79	0.084	0.005

软件结合 Jmat-Pro 热力学计算结果对 Monel K-500 合金真空感应熔炼浇注全过程进行数值模拟。

3 结果与讨论

3.1 Monel K-500 合金凝固行为

图 1 所示为 Monel K-500 合金通过 Jmat-Pro 中 Thermodynamic Properties 模块计算所得平衡相图,其主要的析出相为 γ 相、 γ' 相以及 MC 相。

为分析 Monel K-500 合金的凝固过程,调用 Jmat-Pro 中的 Solidification 模块进行计算,该模块采用 Scheil-Gulliber 凝固方程模型对复杂凝固过程近似模拟,可补充平衡相图中因计算步距大而未显示的中间析出相。图 2 所示分别为 Monel K-500 合金凝固路径及凝固过程中元素的再分配情况。

图 2a 表明 Monel K-500 合金凝固区间在 1250~1350 °C,在凝固过程中相析出顺序为: $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC \rightarrow \gamma + MC + M_7C_3 \rightarrow \gamma' + \gamma + MC + M_7C_3$;图 2b 表明 Monel K-500 合金在凝固过程中,随着残余液相质量分数减小,Ni 元素发生负偏析,Cu 元素发生正偏析,其余元素无明显变化。有学者^[5]认为:在铸造过程中 Monel K-500 合金易发生心部开裂是因为 Cu 元素含量过高引起的。结合本工作实验结果,Cu 元素在凝固过程中发生快速偏析导致合金成分不均匀,该因素可能是 Monel K-500 合金铸

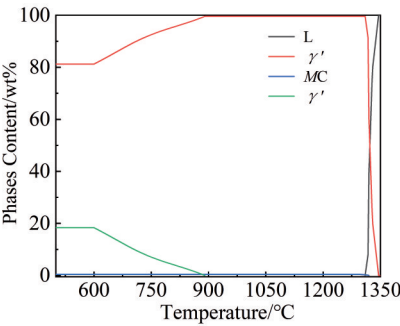


图1 Monel K-500 合金平衡相图
Fig.1 Equilibrium phase diagram of Monel K-500 alloy

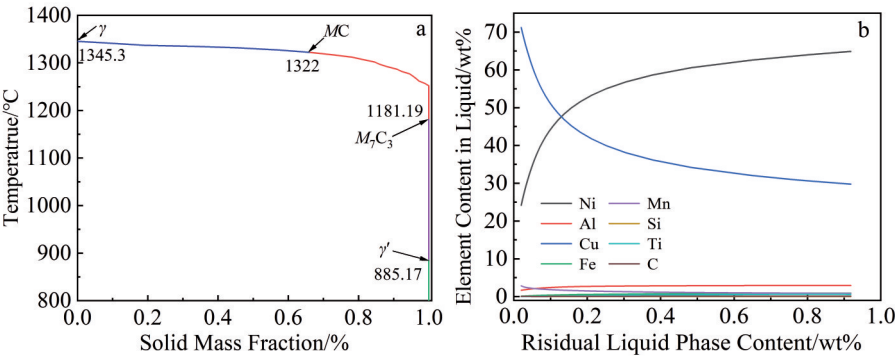


图2 Monel K-500 合金凝固路径及凝固过程中元素再分配情况
Fig.2 Solidification path of Monel K-500 alloy (a) and redistribution of elements during solidification (b)

造时心部开裂的原因之一。

3.2 Monel K-500 合金有限元模型建立

根据浇注系统的实际尺寸及形状,采用UG12 软件建立 6 t 级 Monel K-500 合金钢锭及其浇注系统的 CAD 模型(如图 3 所示),浇注系统主要包括铸锭模、冒口、底座、底垫。在此基础上,基于 ProCAST 铸造仿真有限元(FEM)模拟软件对真空感应铸锭的浇注过程进行数值仿真分析。

为更准确地表达 Monel K-500 的合金特性,在有限元(FEM)模拟中将采用 Jmat-Pro 热力学计算结果,将热导率、密度、固相质量分数等热物性参数随温度变化曲线(如图 4 所示)导入至 ProCAST 中,建立 Monel K-500 合金自定义材料属性库并用此进行真空感应熔炼浇注模拟。钢锭模材料为 Q235 钢,冒口材料为硅酸铝纤维,底垫材料为刚玉,根据钢锭模、冒口和底垫的材料,通过查阅相关资料^[19],获得相关热物性参数。

数值模拟采用和现场浇注方法相同的顶注法,工艺参数(浇注速度、浇注温度、模具预热及添加冒口的情况)的设置与实际工况保持一致。根据现场测温及课题组已发表的数据^[21]对换热条件进行设定:铸锭与铸锭模之间的对流换热系数如图 5 所示。由于浇注及凝固过程在真空中进行,因此传热方式主要为热辐射。铸锭与外部环境的热辐射系数为 0.4,冒口与环境的热辐射系数为 0.5,钢锭模与环境的热辐射系数为 0.75。锭模底部与地面接

触,传热方式主要为热传导,设置钢锭模底部与地面的热传导系数为 500 W/(m²·K)。铸锭在凝固过程中,由于凝固收缩,将会在铸锭和铸锭模之间产生气隙,导致换热系数发生变化,为使模拟仿真更贴近实际工况,在计算中启用气隙模型,最后采用 ProCAST 默认的求解器对模型进行求解计算。

3.3 Monel K-500 合金真空感应熔炼浇注模型验证

根据现场工况,待 Monel K-500 合金真空感应熔炼浇注完成、冷却脱模后,对真空感应锭上部切割、纵剖,观

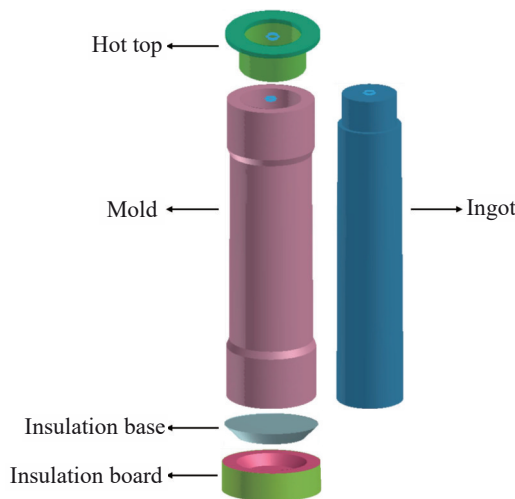


图 3 Monel K-500 合金浇注系统几何模型

Fig.3 Geometric model of the casting system for Monel K-500 alloy

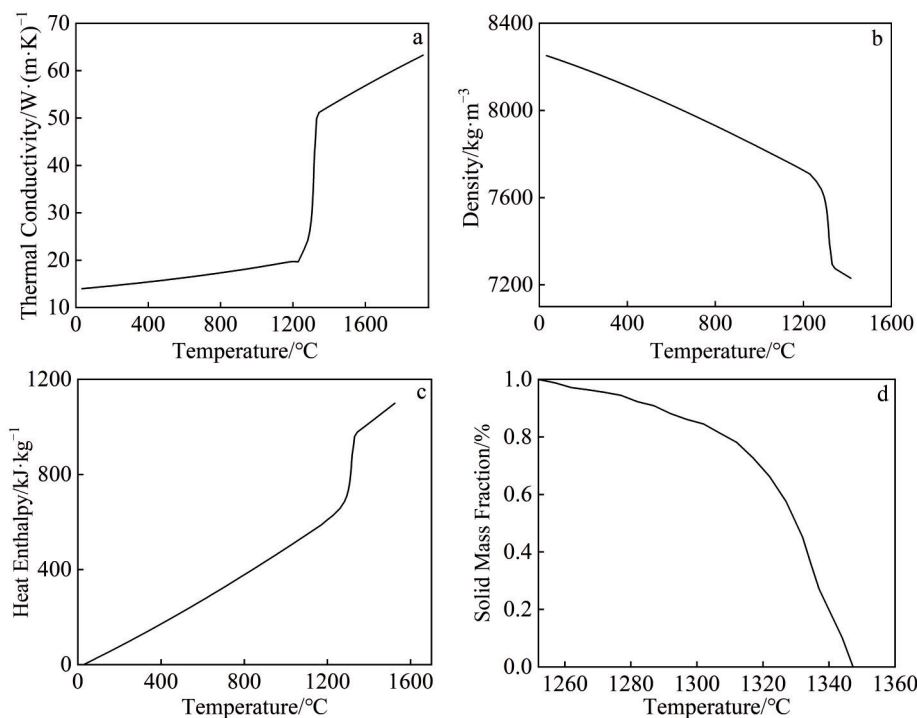


图 4 Monel K-500 合金热物性参数:热导率-温度曲线;密度-温度曲线;热焓-温度曲线;固相质量分数-温度曲线

Fig.4 Thermal physical property parameters of Monel K-500 alloy: (a) thermal conductivity-temperature curve, (b) density-temperature curve, (c) heat enthalpy-temperature curve, and (d) solid mass fraction -temperature curve

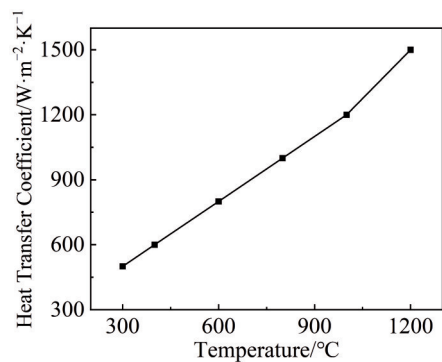


图5 Monel K-500 合金铸锭与铸锭模间对流换热系数曲线
Fig.5 Convection-heat-transfer coefficient curve between Monel K-500 alloy ingot and the mold^[21]

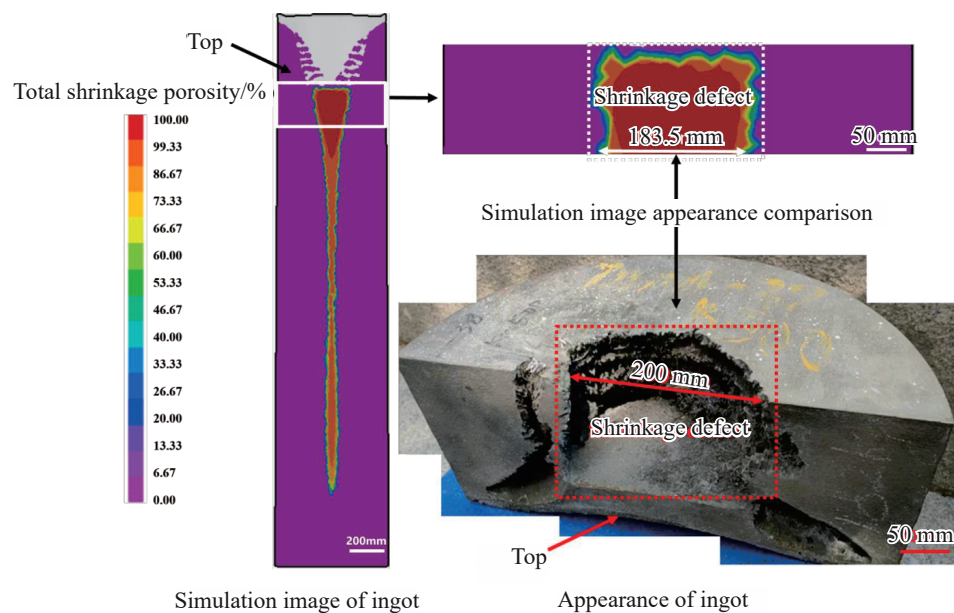


图6 Monel K-500 合金真空感应锭实物及模拟对照图
Fig.6 Comparison of VIM Monel K-500 alloy ingot between appearance and simulation result

规律,从而对真空感应熔炼浇注工艺进行优化设计,提升感应锭质量。

3.4.1 冒容比对真空感应锭的影响

图7所示为:在浇注温度1440℃,浇注速度7.5 kg/s,模具预热温度30℃的工况下分别将6 t的Monel K-500合金金属液浇注在不添加冒口、添加冒容比为10%的(冒口深度为300 mm)冒口以及容比为20%(冒口深度为600 mm)的冒口中所对应冷却后真空感应锭缩孔缺陷云图。图7a表明:不添加冒口时真空感应锭上部存在很薄的凝固壳层,缩孔缺陷一直向感应锭尾部延伸;图7b相较图7a结果表明:添加冒容比为10%的冒口后真空感应锭内部缩孔缺陷体积明显减少,且有向冒口移动趋势。因在实际工业生产中冒口部分需被全部切除,所以工艺优化方向为:尽可能使锭身中缩孔缺陷体积降低且上移

察纵剖面缩孔缺陷情况。按照实际浇注条件和上文建立的浇注模型对金属液的充型、凝固和冷却过程进行模拟仿真,与实际铸锭同一位置缩孔缺陷情况进行对比,对比结果如图6所示。

模拟结果与实物产生缩孔缺陷的形状和位置基本相同,上部都形成封闭式凝固壳层;经测量,实际铸锭下切面缩孔宽度约为200 mm,而模拟铸锭下切面缩孔宽度为183.5 mm。可认为实际铸锭缩孔缺陷与模拟结果基本一致,验证了本文建立的Monel K-500合金材料属性库及浇注模型的可靠性。

3.4 Monel K-500 合金真空感应熔炼浇注工艺优化

采用上述经验证的Monel K-500合金浇注模型,探究工艺参数对真空感应锭中缩孔缺陷体积及位置的影响

至冒口处;图7c所示真空感应锭上部缩孔缺陷完全处于冒口内且锭身中不产生缩孔缺陷。

图7d~7f所示分别对应上述3种情况下真空感应锭的Niyama判据云图,Niyama值越小(图中绿色、黄色部分)代表越可能出现缩松,模拟云图表明:随着冒容比增大,真空感应锭内部出现缩松的体积下降。

图8所示进一步揭示了添加保温冒口对Monel K-500合金真空感应锭凝固过程中形成缩孔体积及位置的影响,分别呈现了无冒口和添加冒容比为20%冒口的真空感应锭凝固进程。通过比较图中两种工艺,可明显发现在相同的凝固进程中,真空感应锭的凝固顺序存在明显差异。在凝固完成68%时,无冒口的真空感应锭顶部已形成凝固壳层,金属液在内部补缩,而添加保温冒口的感应锭上部无凝固区域,凝固集中发生在近钢锭模位置;

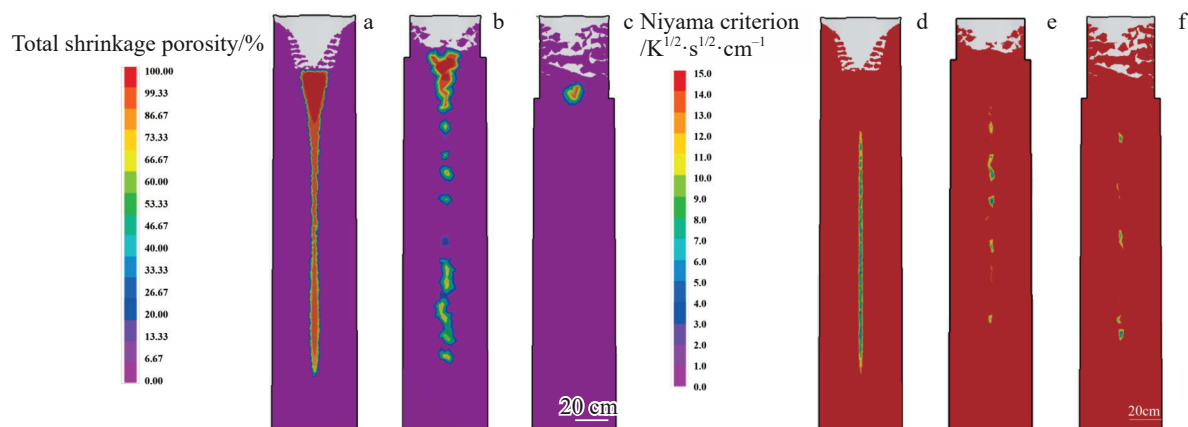


图 7 6 t 不同冒容比 Monel K-500 合金真空感应锭缩孔及 Niyama 判据云图

Fig.7 Shrinkage defects (a–c) and Niyama criterion contour maps (d–f) of VIM Monel K-500 alloy ingots of 6 t with different riser ratios: (a, d) without riser; (b, e) 10%; (c, f) 20%

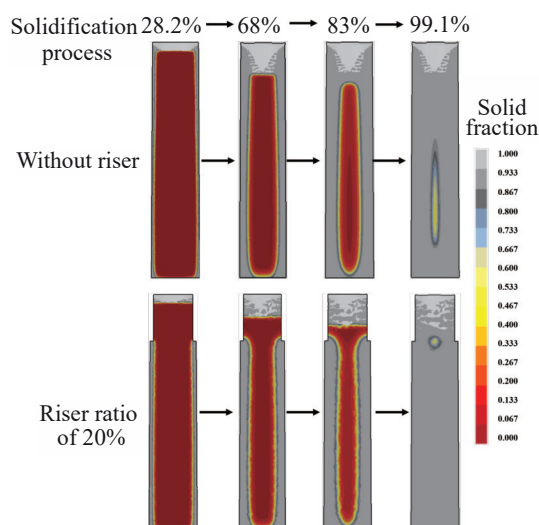


图 8 不同冒容比 Monel K-500 合金真空感应锭凝固进程

Fig.8 Solidification process diagrams of VIM Monel K-500 alloy ingots with different riser ratios

在凝固完成 99.1% 时,无冒口感应锭心部仍存在液相,补缩后形成缩孔缺陷,而添加保温冒口的感应锭,冒口之下位置全部凝固,仅在冒口内部存在残余液相。总的来说,保温冒口通过降低上表面金属液与外界的热交换改变了铸锭内部的凝固顺序,铸锭上部相较于中下部最后凝固,使产生的缩孔缺陷完全在冒口内部,而不添加冒口时,感应锭上表面及靠近模具壁的金属液与外界热交换程度较高,导致铸锭在凝固过程中上部及四周相较于中心部分先凝固,所以待中心金属液凝固、补缩后产生大量的缩孔缺陷。

综上所述,随着冒容比增大,Monel K-500 合金真空感应锭心部缩孔及缩松缺陷都明显减少,且有向冒口位置移动的趋势,当冒容比为 20% 时,真空感应锭心部无

缩孔缺陷。

3.4.2 浇注速度对真空感应锭的影响

图 9a 所示为:在浇注温度 1440 °C,模具温度 30 °C,冒容比 10% 的工况下,不同浇注速度真空感应锭缩孔缺陷云图。云图结果表明:在浇注速度为 2.5~7.5 kg/s 的范围内,缩孔缺陷的位置有明显上移趋势;在 7.5~17.5 kg/s 范围内缩孔缺陷位置变化不明显。图 9b 所示为浇注速度对真空感应锭缩孔缺陷体积的影响,在浇注速度为 2.5~17.5 kg/s 范围,随着浇注速度加快,Monel K-500 合金真空感应锭中缩孔缺陷体积明显增多,当浇注速度在 10.5~17.5 kg/s,真空感应锭内部缩孔缺陷体积不再继续增大。综合考虑真空感应锭中缩孔体积和位置的变化趋势,认为采用 7.5 kg/s 的浇注速度是目前工艺的最优选择。

3.4.3 浇注温度对真空感应锭的影响

图 10a 所示为:在浇注速度为 7.5 kg/s,模具温度 30 °C,冒容比 10% 的工况下不同浇注温度真空感应锭缩孔缺陷云图。云图结果表明:在 1400~1410 °C 浇注温度范围内,缩孔缺陷的位置明显上移,从 1410~1460 °C,缩孔缺陷位置变化不明显。图 10b 所示为浇注温度在 1400~1460 °C 范围内,缩孔缺陷体积分数的变化趋势,随着浇注温度的提高,Monel K-500 合金真空感应锭的缩孔缺陷体积呈现先上升再下降再上升的变化趋势。综合考虑真空感应锭中缩孔缺陷体积和位置的变化情况,认为采用 1440 °C 浇注温度是目前工艺最优的选择。

3.4.4 模具烘烤温度对真空感应锭的影响

图 11a 所示为:在浇注温度为 1440 °C、浇注速度为 7.5 kg/s、冒容比 10% 的工况下不同模具烘烤温度真空感应锭缩孔缺陷云图。随着模具烘烤温度上升,真空

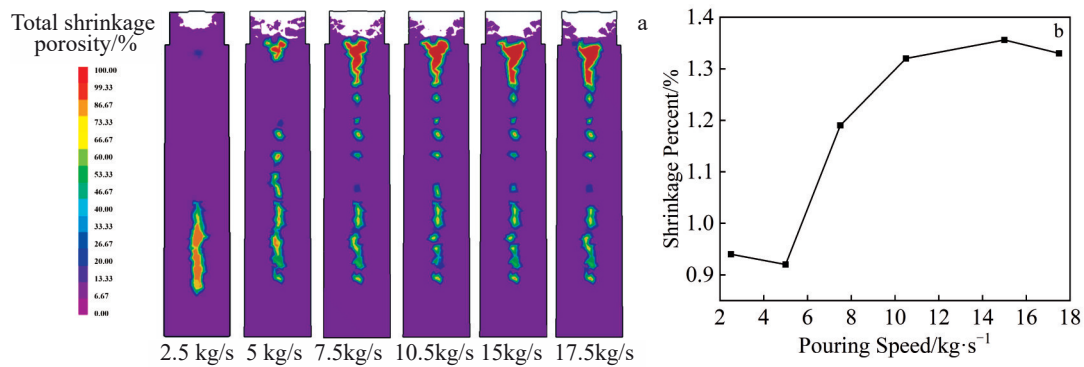


图9 6 t Monel K-500 合金不同浇注速度真空感应锭缩孔云图及缩孔缺陷随浇注速度变化曲线
Fig.9 Shrinkage defect contour maps at different pouring speeds (a) and variation of shrinkage defects with pouring speed (b) of VIM Monel K-500 alloy ingots of 6 t

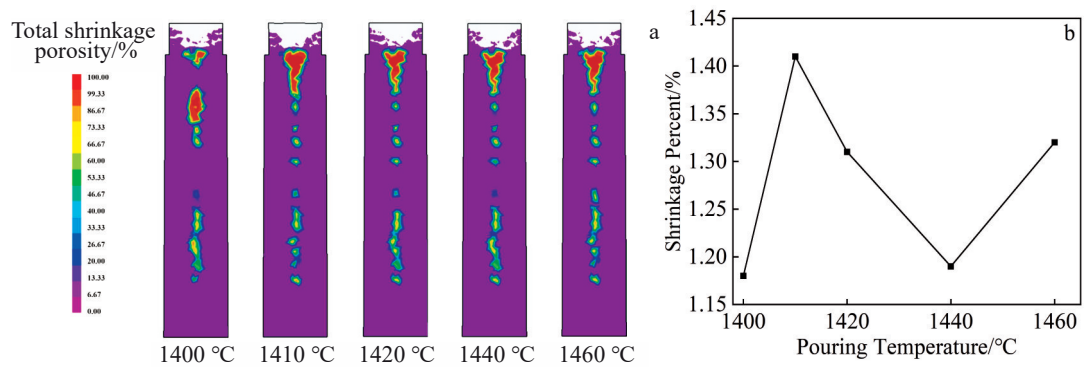


图10 6 t Monel K-500 合金不同浇注温度真空感应锭缩孔云图及缩孔缺陷随浇注温度变化曲线
Fig.10 Shrinkage defect contour maps at different pouring temperatures (a) and variation of shrinkage defects with pouring temperature (b) of VIM Monel K-500 alloy ingots of 6 t

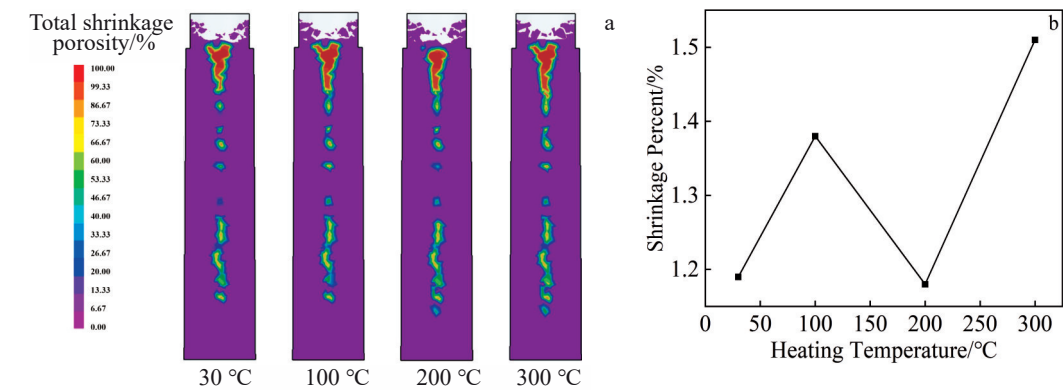


图11 6 t Monel K-500 合金不同模具烘烤温度真空感应锭缩孔云图及缩孔缺陷随模具烘烤温度变化曲线
Fig.11 Shrinkage defect contour maps at different mold heating temperatures (a) and variation of shrinkage defects with mold heating temperature (b) of VIM Monel K-500 alloy ingots of 6 t

感应锭缩孔缺陷有向锭身尾部移动的趋势,该趋势在100~200 °C之间较明显。图11b所示为模具烘烤温度在30~300 °C范围内,Monel K-500 合金真空感应锭缩孔缺陷体积分数,随着模具烘烤温度升高,真空感应锭缩孔缺陷体积呈现先升高、再下降、再次上升的趋势。综合考虑模具烘烤温度对真空感应锭中缩孔缺陷体积和位置的影响规律,认为模具无需提前烘烤,室温浇注即可。

4 结 论

1) Jmat-Pro 热力学计算结果表明: Monel K-500 合金的凝固区间在 1250~1350 °C; 合金在凝固过程中析出相顺序为: $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC \rightarrow \gamma + MC + M_7C_3 \rightarrow \gamma' + \gamma + MC + M_7C_3$; 随着残余液相质量分数减小, Ni 元素发生负偏析, Cu 元素发生正偏析。

2) 综合 6 t Monel K-500 合金真空感应熔炼浇注过程的分析: 添加冒口对真空感应锭中缩孔缺陷的改善最明显, 其主要通过降低合金液上表面热交换程度, 改变真空感应锭凝固顺序, 从而使合金液最后凝固、补缩的位置在冒口内部; 随着冒容比增大, 真空感应锭身中缩孔缺陷体积大幅降低, 在冒容比为 20% 时, 锭身中无缩孔缺陷。

3) 浇注速度对 Monel K-500 合金真空感应锭缩孔缺陷影响较为明显: 在 2.5~17.5 kg/s 范围内, 随着浇注速度降低, 真空感应锭中缩孔体积减小, 但浇注速度低于 7.5 kg/s 时缩孔缺陷向锭身内部移动。

4) 综合考虑工艺参数对 Monel K-500 合金真空感应锭缩孔缺陷的影响, 在浇注温度为 1440 °C, 浇注速度为 7.5 kg/s, 添加冒容比为 20% 的冒口时, 真空感应锭缩孔缺陷体积最小且基本位于冒口内部, 感应锭心部无缩孔缺陷。

参考文献

References

- [1] Dey S, Kumar R R, Florist V *et al.* *Metals and Materials International*[J], 2024, 11(30): 3155
- [2] Chen Zhongyi(陈重毅), Wang Wenjun(王文君), Ma Yonglin(麻永林) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(7): 1782
- [3] Zhang Song(张松), Wu Shiqi(武世奇), Cui Wendong(崔文东) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(5): 1517
- [4] Wang Qingyang(王庆阳), Zhang Kerong(张可荣), Xiong Xiaomei(熊晓梅) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3320
- [5] Qin Minghua(秦明花), Zheng Wenjie(郑文杰), Zhang Xuebing(张雪冰) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2021, 50(11): 5
- [6] Du Shuyang(杜书扬). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2020
- [7] Yang Guang(杨光), Fu Jinquan(傅金权), Feng Zhihong(冯志宏). *Journal of Liaoning University of Technology, Natural Science Edition*(辽宁工学院学报, 自然科学版)[J], 2000, 20(3): 40
- [8] Wang Ning(王宁), Gao Jinguo(高锦国), Yang Shulei(杨曙磊) *et al.* *China Metallurgy*(中国冶金)[J], 2021, 31(12): 20
- [9] Wang Z X, Li Q, Wang L. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(12): 3579
- [10] Jiang Caiwei(姜彩伟), Liu Jianmin(刘建民), Hu Xianjun(胡显军). *Vacuum*(真空)[J], 2019, 56(2): 74
- [11] Ding Yutian(丁雨田), Wang Wei(王伟), Li Haifeng(李海峰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(2): 687
- [12] Gong L, Chen B, Du Z H *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(3): 541
- [13] Wang J Q, Fu P X, Liu H W *et al.* *Materials & Design*[J], 2012, 35: 446
- [14] Zhang P, Li X T, Zang X L *et al.* *Journal of Central South University of Technology*[J], 2008, 15: 296
- [15] Zhang C, Bao Y, Wang M *et al.* *Archives of Foundry Engineering*[J], 2016, 16(2): 27
- [16] Pola A, Gelfi M, Vecchia G L. *Materials*[J], 2016, 9(9): 769
- [17] Liu Jianmin(刘建民), Jiang Tao(蒋涛), Fan Jinxi(范金席) *et al.* *Vacuum*(真空)[J], 2015, 52(3): 49
- [18] Fan Changjian(范昌健), Wang Huifen(汪惠芬), Liu Tingting(刘婷婷). *Machine Building & Automation*(机械制造与自动化)[J], 2011, 40(2): 84
- [19] Gao Chen(高晨), Zhang Lifeng(张立峰), Li Chongwei(李崇巍) *et al.* *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2014, 36(7): 887
- [20] Huang Ting(黄婷), Li Jingshe(李京社), Tang Haiyan(唐海燕) *et al.* *Foundry*(铸造)[J], 2013, 62(7): 633
- [21] Li S, Zhao Z, Zhang T *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 1764
- [22] Wang Jianwu(王建武), Xu Zhiqiang(徐志强), Yang Shufeng(杨树峰). *China Metallurgy*(中国冶金)[J], 2022, 32(4): 63
- [23] Shi Shifeng(史世凤), Hu Bowei(胡博炜), Fan Qiang(范强) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(11): 2038
- [24] Lu Wenbin(陆文斌). *Heat Treatment*(热处理)[J], 2011, 26(6): 82
- [25] Zhu Yuliang(朱玉亮), Zheng Wenjie(郑文杰), Song Zhigang(宋志刚) *et al.* *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2015, 27(10): 67

Optimization Basis and Control of the Vacuum Induction Melting Process for Monel K-500 Alloy

Sun Panhe, Li Shu, Jiang He, Dong Jianxin

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

Abstract: During the vacuum induction melting (VIM) casting process of Monel K-500 alloy, a large number of shrinkage defects are likely to occur in the upper part of the ingot, resulting in low yield and poor quality. To address this issue, this study investigates the thermal and physical properties and solidification process of Monel K-500 alloy through thermodynamic calculations using Jmat-Pro. The experimental results show that the solidification range of Monel K-500 alloy is between 1250 and 1350 °C. The solidification path is: $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + MC \rightarrow \gamma + MC + M_7C_3 \rightarrow \gamma' + \gamma + MC + M_7C_3$. During the solidification process, as the mass fraction of the residual liquid phase decreases, Ni exhibits negative segregation, while Cu exhibits positive segregation. Combining the thermodynamic calculation results with a finite element model (FEM), a simulation of the industrial VIM casting process for Monel K-500 alloy of 6 t was conducted. The simulated results were compared with the actual shape and size of the shrinkage defects in the upper part of the induction ingot to verify the reliability of the casting model. In addition, this study explores the effects of different pouring parameters on shrinkage defects in VIM ingot based on the model. The results show that the addition of a riser has the most significant improvement on the shrinkage defects in VIM ingot. As the riser volume ratio increases, the volume of shrinkage defects in the ingot decreases significantly, with no shrinkage defects present in the ingot at a riser volume ratio of 20%. When the pouring speed is in the range of 2.5–17.5 kg/s, the volume of shrinkage defects in the VIM ingot decreases as the pouring speed decreases. However, when the pouring speed is below 7.5 kg/s, the shrinkage defects move inward within the ingot.

Key words: Monel K-500 alloy; vacuum induction melting; shrinkage defects; finite element model

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