



低成本耐腐蚀高强度不锈钢的成分均匀性控制研究

王晓辉¹, 张雪凌², 王林¹, 刘振宝¹, 梁剑雄¹, 杨志勇¹, 田帅¹, 王长军¹, 孙永庆¹

(1 钢铁研究总院有限公司特殊钢研究院, 北京 100081; 2 钢研纳克检测技术股份有限公司, 北京 100081)

摘要:采用 Meltflow-VAR 模拟仿真手段, 研究了真空自耗重熔过程中熔化速率对低成本耐腐蚀高强度不锈钢铸锭熔池形状和宏观偏析的影响规律, 熔炼速率从 3.2 kg/min 增加到 6.2 kg/min, 金属熔池体积逐渐增加, 熔池形貌逐渐由“浅平状”向“U型”再向“深V型”转变; 熔炼速率由 3.2 kg/min 增加到 5.2 kg/min, 稳态阶段熔池深度由 120 mm 增加至 175 mm, 熔速超过 5.2 kg/min, 熔炼达到稳态所需时间延长, 铸锭柱状晶比例增加, 合金元素的偏析程度加剧。熔炼速率为 4.2 kg/min 时, 糊状区宽度较窄, 稳定熔炼阶段熔池深度为 140 mm。对 4.2 kg/min 熔速下铸锭质量进行评定, 该熔速下铸锭不同位置合金成分具有良好的均匀性, 低倍组织检测结果显示, 铸锭无明显宏观组织缺陷。1 220 °C 均匀化处理 4 h 后, 钢中 C、Cr、Ni 和 Mo 的显微偏析得到明显改善。

关键词: 高强度不锈钢; 真空自耗重熔; 成分偏析; 数值模拟; 均匀化

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. 2023-00110 中图分类号: TF133

Investigation of Composition Uniformity Control of Low Cost Corrosion Resistant High Strength Stainless Steel

Wang Xiaohui¹, Zhang Xueling², Wang Lin¹, Liu Zhenbao¹, Liang Jianxiong¹, Yang Zhiyong¹,
Tian Shuai¹, Wang Changjun¹, Sun Yongqing¹

(1 Research Institute of Special Steels, Central Iron & Steel Research Institute Co., Ltd., Beijing 100081, China;
2 Nestesting Technology Co., Ltd., Beijing 100081, China)

Abstract: Meltflow-VAR simulation method was used to study the effect of melting rate on the molten pool shape and macro segregation of low-cost corrosion-resistant high-strength stainless steel ingot during vacuum arc remelting, the morphology of molten pool changed from "shallow flat" to "U-shap", and finally to "deep V-shap", with the increasing of melting rate from 3.2 kg/min to 6.2 kg/min and the metal pool volume was gradually increased. The depth of molten pool increased from 120 mm to 175 mm with increasing the melting rate from 3.2 kg/min to 5.2 kg/min. When the melting rate exceeded 5.2 kg/min, the time to reach steady state was extended, the proportion of ingot cylindrical crystals increased, and the segregation degree of alloying elements was intensified. 4.2 kg/min was determined as the actual melting rate, the mushy zone width was narrow, and the molten pool depth was 140 mm in the stable melting stage. The metallurgical quality of the ingot remelted at 4.2 kg/min was evaluated, the alloy compositions at different positions of the ingot at the said melting speed had good uniformity, the result of macrostructure inspection showed that there was no obvious macrostructure defects in the ingot. After homogenization at 1 220 °C for 4 h, the micro segregation of C, Cr, Ni and Mo elements in the steel was significantly improved.

Key Words: High-strength Stainless Steel; Vacuum Arc Remelting; Composition Segregation; Numerical Simulation; Homogenization

低成本、轻量化、长寿命和安全性是目前商用飞机承力部件的关键设计需求, 要求制造关键部件的材料兼顾超高强度和优良的服役安全性。飞机关键结构件的失效分析结果显示, 腐蚀、磨损等是导致结构件失效开裂的重要因素。因此, 美国在 1975 年提出了耐久性设计思路, 强调结构件在规定使用期限内抵抗开裂、应力腐蚀开裂、腐蚀、磨损等外界损伤的能力^[1-2]。目前用于制造飞机轨道部件、连接件及紧固件的材料多为非不锈钢, 表面有防腐

涂层, 这些涂层需要大量的维护费用, 而且由于环境法规, 其中一些涂层可能在不久的将来被禁止使用。对于轨道部件或连接件来说, 长期使用特别是表面防护层破损后, 极易引起灾难性的腐蚀失效、氢脆和应力腐蚀开裂。金属腐蚀不但影响飞机安全, 而且腐蚀的维修成本高昂, 严重影响飞机的经济性^[3-4]。

高强度不锈钢作为强度、韧性及抗腐蚀损伤性能俱佳的金属材料, 在航空关键部件的制造中得到

作者简介: 王晓辉(1988—), 男, 高级工程师; E-mail: wangxiaohui@nercast.com; 收稿日期: 2023-06-02

通信作者: 刘振宝(1977—), 男, 正高级工程师, 博士生导师; E-mail: liuzhenbao@nercast.com,

广泛应用。国内外典型高强度不锈钢的强化体系如图 1 所示,高强度不锈钢,如 PH13-8Mo、15-5PH 及 17-4PH 等虽具有良好的耐蚀性,由于采用元素富集相或金属间化合物强化,其强度偏低^[5-10]。目前,1 900 MPa 级的超高强度不锈钢普遍采用碳化物强化和高 Co ($w[\text{Co}]$ 为 12% ~ 15%) 设计^[11],国外的 Ferrium S53 钢采用碳化物强化, Ferrium S53 钢和国产 USS122G 钢均采用 Co 合金化的设计,虽然 Co 可以促进时效过程中富 Mo、Ti 和 Ni 第二相的析出,稳定马氏体基体中的位错结构,获得高的位错密度,为第二相的析出提供更多的形核位置,增加其弥散度和强化效果,使钢获得超高的强度,但高 Co 设计会提高钢自身的原材料成本,同时,碳化物的析出会导致钢中形成富 Cr 的碳化物和 $\alpha\text{-(Cr, Fe)}$ 相,造成基体产生贫 Cr 区,贫 Cr 区的形成会降低钢本征的抗点蚀能力,而点蚀坑通常是材料服役过程中裂纹萌生位置,造成钢的抗腐蚀损伤性能降低。2017 年,美国已经将 MLX17 和 MLX19 两种高强度不锈钢列入金属材料特性开发和标准化手册(MMPDS)中,两种钢均采用了无 Co 超低碳的合金体系, NiAl 和 Ni₃Ti 金属间化合物复合强化,其优势在于多相复合析出可以在兼顾高比强度的同时,具有优良的抗腐蚀损伤性能。这种设计不仅降低了原材料成本以及飞机的维修、养护成本,提高了飞机的服役寿命和使用安全性,同时超低碳的设计使材料具有良好的焊接性能。因此,开发兼顾高比强度和优良抗腐蚀损伤性能的低成本高强度不锈钢不仅是下一代超高强度不锈钢的技术发展方向,同时也契合了商用飞机对低成本、长寿命及高强度关键承力部件用材的迫切需求。

高品质高强度不锈钢通常采用真空感应+真空自耗的双真空冶炼工艺制备,大锭型冶炼过程中易

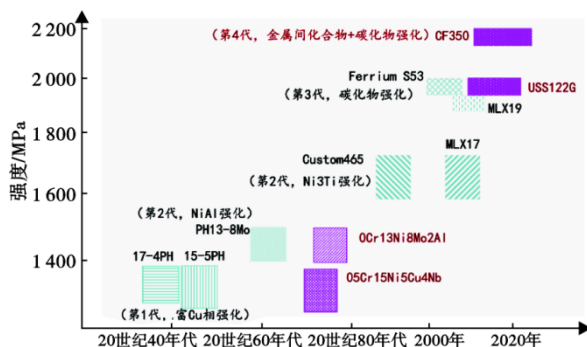


图 1 典型高强度不锈钢的强化体系

Fig. 1 Strengthening system of typical high strength stainless steel

产生成分偏析,主要原因分为两个方面,(1)由于真空自耗工艺控制不合理导致的宏观偏析,究其原因是由于电极本身的熔炼速率过快,熔速过快会导致熔池加深,产生偏析的可能性增大,当凝固相排出溶质的速率大于溶质向液相中的扩散速率时,就会在分界面附近产生一个富集层,从而产生正、负偏析;(2)枝晶组织导致的显微偏析,锭型增大将会降低钢液的凝固速度,使熔池的深度增加,结晶器截面尺寸跨度大也造成熔池中心与边部的过冷度加大,从而产生大范围的柱状晶区,导致钢中元素发生严重的枝晶偏析,合金元素特别是主强韧化元素的偏析会导致钢中强化相和逆转变奥氏体的分布不均匀,进而造成棒材的性能出现严重的波动^[12-14]。因此,开展低成本耐腐蚀高强度不锈钢冶炼工艺以及均匀化热处理工艺的优化研究,可以改善铸锭组织的均匀性^[15-17],对提高材料的综合性能具有重要的指导意义。

1 实验材料及方法

实验所用低成本耐腐蚀高强度不锈钢,真空自耗重熔所需的电极棒采用 6 t 级真空感应炉冶炼,将电极棒的顶端冒口以及侧面进行车光处理,以减少杂质对真空自耗冶炼质量的影响,真空自耗重熔后得到 $\phi 660$ mm 铸锭。实验用钢的化学成分见表 1。

表 1 实验用钢的主要合金成分(质量分数)

| Table 1 Main alloy composition of the tested steel % | | | | | |
|--|---------------|---------------|-------------|-------------|-------------|
| C | Cr | Ni | Mo | Al | Ti |
| ≤0.002 | 11.00 ~ 12.50 | 10.25 ~ 11.25 | 1.75 ~ 2.25 | 1.35 ~ 1.75 | 0.20 ~ 0.50 |

采用有限元方法并借助商业数值仿真软件 MeltFlow-VAR,结合现场实际建立大尺寸高强度不锈钢真空自耗重熔冶炼凝固模型,系统研究不同时刻下合金真空自耗重熔过程金属熔池形貌与场量分布规律,重点讨论不同熔化速率对真空自耗重熔过程金属熔池形貌和凝固铸锭中温度场的影响。将真空自耗重熔铸锭头尾进行低倍组织取样,打磨抛光,采用盐酸硝酸水溶液腐蚀后进行低倍组织观察。然后,对铸锭中部 1/2R 处取样进行高温均匀化工艺研究,并在钢锭头、中、尾的横截面心部、1/2R、边部分别取样,然后使用场发射电子探针显微分析仪(EPMA, JXA-8350F)测定枝晶干和枝晶间元素的分布规律,取样示意图如图 2 所示。

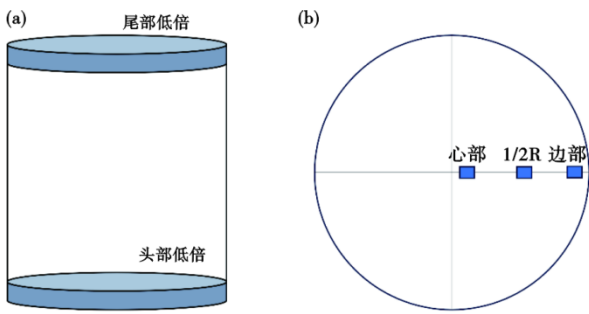


图 2 取样位置示意图:(a)低倍组织,(b)化学成分和 EPMA
Fig. 2 Schematic diagram of sampling location: (a) macro-structure, (b) chemical composition and EPMA

2 真空自耗重熔凝固过程模拟结果与分析

2.1 熔炼过程温度场及熔池形貌的演变规律

根据以往学者对高强度不锈钢真空自耗重熔数值模拟的研究经验^[14,18],为了获得最佳的熔化速率参数,本试验采用熔化速率 3.2 ~ 6.2 kg/min 进行真空自耗重熔的模拟研究,真空自耗重熔的熔池

形貌及熔池温度场随时间变化的数值模拟结果如图 3 所示,其中图 3(a,b)、(c,d)、(e,f)和(g,h)分别为熔化速率为 3.2、4.2、5.2、6.2 kg/min 时的温度场和熔池形貌。真空自耗重熔过程主要分为起弧、稳态、热封顶三个阶段,熔池形貌模拟结果如图 3(b, d, f, h)所示,起弧阶段电极棒开始熔化,熔池与结晶器的侧壁和底面均有接触,散热能力较强,凝固较快,此时金属熔池形貌较为浅平;随着熔炼的进行,铸锭逐渐生长,金属熔池中心距结晶器底部距离增大,散热能力减弱,造成热量积累,使熔池逐渐加深,当熔池增大到一定深度时,边缘与结晶器侧面接触面积增大,散热速度加快,当金属熔池散热速度与吸热速度达到平衡时,深度和形貌基本保持不变,达到稳态阶段;熔炼接近尾声时,为防止缩孔、疏松等冶金缺陷,电极棒熔化速率降低,结晶器内吸热速率减慢,金属熔池由深变浅,熔炼到达热封顶阶段,熔池逐渐收缩凝固并形成最终的铸锭。由于不同阶段熔池的散热状态不同,导致沿铸锭纵向

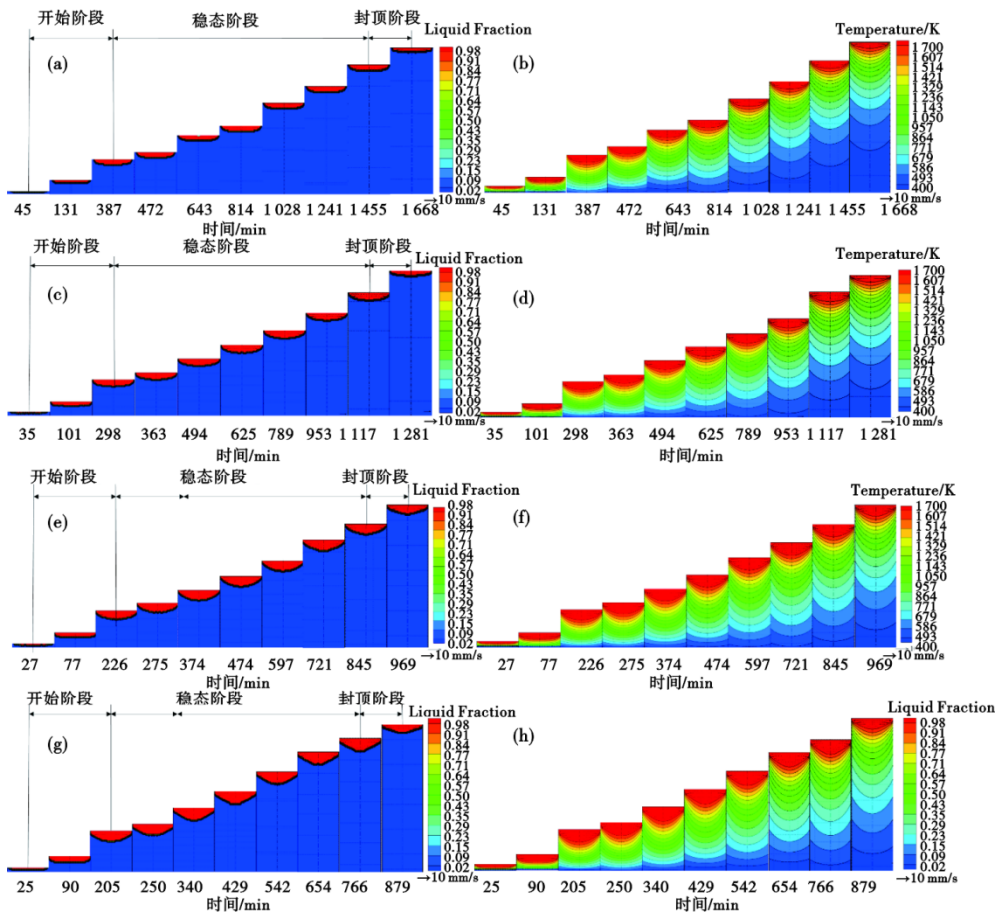


图 3 不同熔速下(kg/min)熔池形貌(a,c,e,g)和温度场(b,d,f,h)随时间的变化规律:(a)(b)3.2,(c)(d)4.2,(e)(f)5.2,(g)(h)6.2
Fig. 3 Variation of molten pool morphology (a, c, e, g) and temperature field (b, d, f, h) with time at different melting speeds (kg/min): (a) (b) 3.2, (c) (d) 4.2, (e) (f) 5.2, (g) (h) 6.2

的温度梯度逐渐减小,并最终形成了如图 3(a, c, e, g)所示的温度梯度。

2.2 熔化速率对稳态熔池形貌的影响

熔化速率对稳态阶段金属熔池温度场和熔池形貌的影响如图 4 所示。当熔炼速率为 3.2 kg/min 时,熔池形貌较为浅平,可以降低铸锭中的偏析现象并细化晶粒,但熔速太慢,导致熔炼时间过长,且过于浅平的熔池导致熔体流动性较差,不能有效排杂。当熔炼速率为 4.2 kg/min 和 5.2 kg/min 时,电极棒熔化速率加快,熔池内热量累积效应加强,稳态阶段熔池深度稍有加深,熔池形貌为“U 形”,在该熔池形貌及熔池深度下,铸锭的偏析程度较小,而且排杂效果较好。当熔炼速率为 6.2 kg/min 时,熔池热量累积效应进一步加剧,熔池形貌由“U 形”向“深 V 形”转变,此时熔池的冷却速率较慢,导致铸锭柱状晶比例增加,偏析现象加剧。

2.3 熔化速率对熔池体积与糊状区深度的影响

不同熔化速率下,金属熔池体积和熔池最高温度随时间的变化曲线,如图 5 所示。熔炼速率为 3.2 kg/min 时,稳态阶段下熔池体积约为 0.022 m³;当熔炼速率为 4.2 kg/min 时,稳态阶段下熔池体积约为 0.025 m³;当熔炼速率为 5.2 kg/min 时,稳态阶段下熔池体积约为 0.027 m³。从熔炼开始到熔池达到

稳态所需时间随着熔速的增加而逐渐延长,当熔炼速率为 5.2 kg/min 时,熔炼在进行到约 600 min 后,金属熔池的体积基本保持不变,钢的熔炼趋于稳态,熔池体积约为 0.030 m³,但达到稳态所需的时间过长,不利于实际的工业化生产;当熔炼速率增加到 6.2 kg/min 时,熔池体积与最高温度曲线出现了较大的波动,这可能与熔池中热量累积效应有关。

在合金的熔炼过程中,糊状区是金属熔液从开始凝固到最终凝固的过度区域,所以,熔炼过程中大部分物理化学反应发生在糊状区内,因此,糊状区的状态与铸锭最终形成的凝固组织特征有着密切联系。不同熔速下,熔池深度及糊状区宽度随时间的变化曲线如图 6 所示,从图 6 中可以看出,3.2、4.2、5.2 kg/min 的熔池深度分别为 120、140、175 mm,糊状区宽度分别为 5.8、8.1、11.1 mm,由于 6.2 kg/min 熔速下的糊状区宽度不稳定。将 4 种熔速下的糊状区宽度进行对比发现,当熔速为 3.2 kg/min 和 4.2 kg/min 时,糊状区宽度稳定性更强,这种稳定性有利于保证铸锭轴向性能的均匀性。基于以上分析可得,4.2 kg/min 为 4 种熔速中最佳的真空自耗熔化速率,此时熔池浅平,排杂效果良好,元素偏析倾向较小,同时具有稳定且适宜的熔池形貌和稳定性。

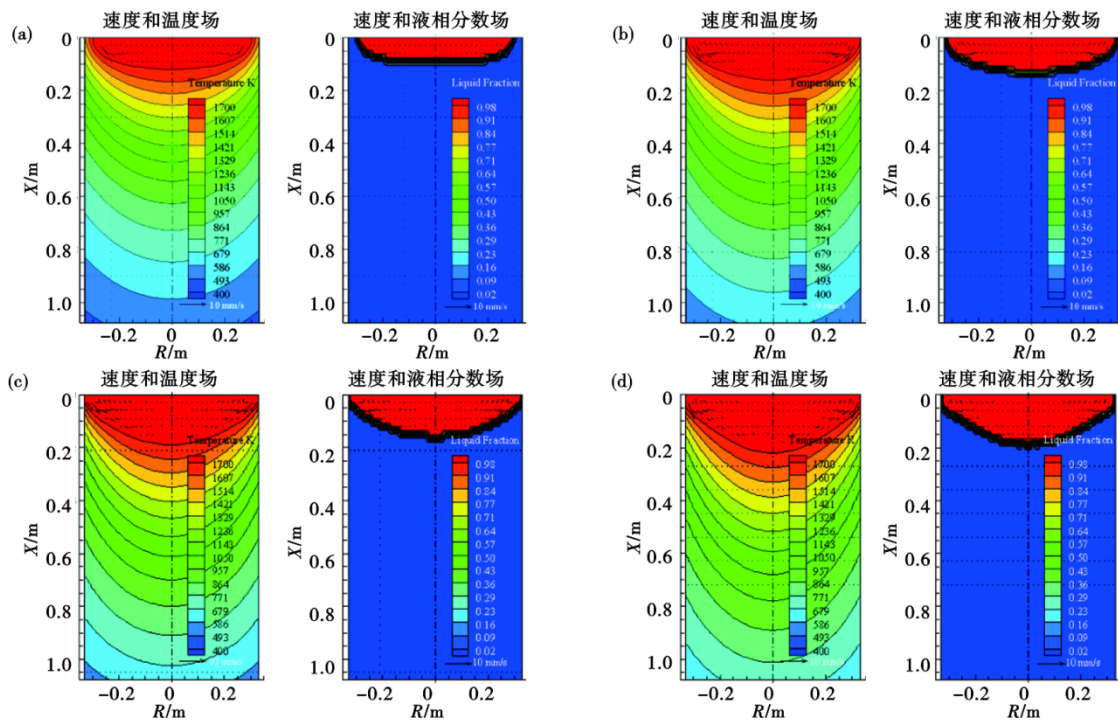


图 4 不同熔速下(kg/min)稳态时温度场及熔池形貌:(a)3.2,(b)4.2,(c)5.2,(d)6.2

Fig. 4 Steady-state temperature field and molten pool morphology at different melting speeds (kg/min) : (a) 3.2 , (b) 4.2 , (c) 5.2 , (d) 6.2

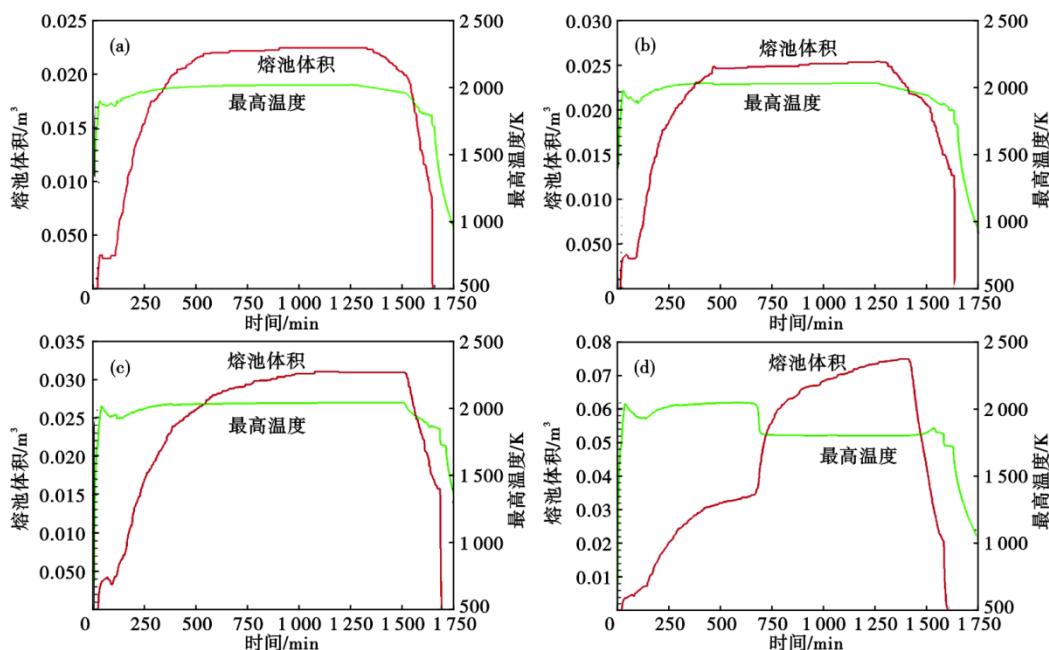


图 5 不同熔速下(kg/min)熔池体积、温度随时间的变化:(a)3.2,(b)4.2,(c)5.2,(d)6.2

Fig. 5 Variation of bath volume and temperature with time at different melting speeds (kg/min) : (a) 3.2 , (b) 4.2 , (c) 5.2 , (d) 6.2

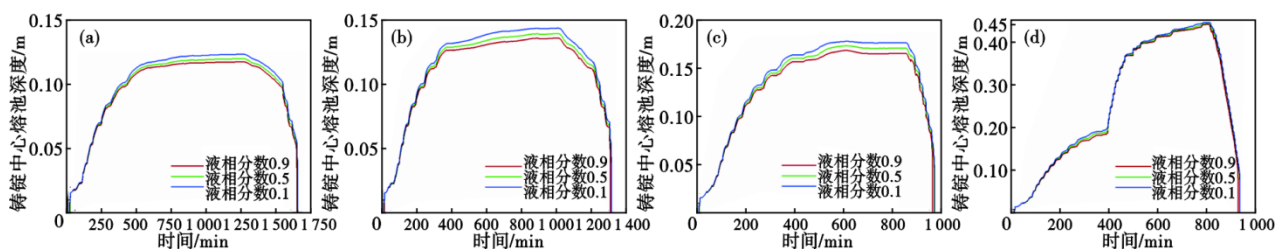


图 6 不同熔速下(kg/min)熔池深度随时间的变化:(a)3.2,(b)4.2,(c)5.2,(d)6.2

Fig. 6 Variation of bath depth with time at different melting speeds (kg/min) : (a) 3.2 , (b) 4.2 , (c) 5.2 , (d) 6.2

3 铸锭的冶金质量评定

3.1 铸锭的宏观冶金质量

基于数值模拟的结果,实际稳态熔炼速率选用 4.2 kg/min 制备 $\phi 660$ mm 规格的铸锭,并对铸锭的冶金质量进行评定。铸锭不同位置的合金元素检验结果见表 2,从表 2 中可以看出,铸锭中合金元素在各位置成分差异较小,说明在此熔速下铸锭未出现成分的宏观偏析。采用 ASTM A604M-07—2012 标准对铸锭低倍组织进行评级,结果显示,铸锭的白斑、黑斑、环状花样、径向偏析均为 A 级。

3.2 铸锭的显微成分偏析及均匀化处理

根据以往学者对高强度不锈钢均匀化热处理研究的经验^[19-21],将铸锭试样分别在 1 140、1 180、1 220 °C 均匀化处理 4 h,为探究高温均匀化工艺对铸锭试样元素显微偏析现象的改善情况,采用电子

表 2 实测铸锭不同位置合金元素含量(质量分数)

Table 2 Measured alloying element content in different positions of the ingot

| 位置 | | Cr | Mo | Ni | Ti |
|------|--------|-------|------|-------|------|
| 铸锭头部 | 边部 | 11.30 | 2.32 | 10.53 | 0.39 |
| | 1/2R 处 | 11.33 | 2.34 | 10.69 | 0.36 |
| | 心部 | 11.43 | 2.33 | 10.54 | 0.39 |
| 铸锭中部 | 边部 | 11.32 | 2.33 | 10.63 | 0.34 |
| | 1/2R 处 | 11.35 | 2.35 | 10.72 | 0.39 |
| | 心部 | 11.36 | 2.35 | 10.62 | 0.37 |
| 铸锭尾部 | 边部 | 11.28 | 2.33 | 10.66 | 0.39 |
| | 1/2R 处 | 11.37 | 2.38 | 10.71 | 0.38 |
| | 心部 | 11.38 | 2.32 | 10.71 | 0.38 |

探针对经不同均匀化热处理后试样中的 C、Cr、Ni、Mo、Ti、Al 元素进行面扫描分析,结果如图 7 所示。其中图 7(a)为原始铸态样品的电子探针面扫描结

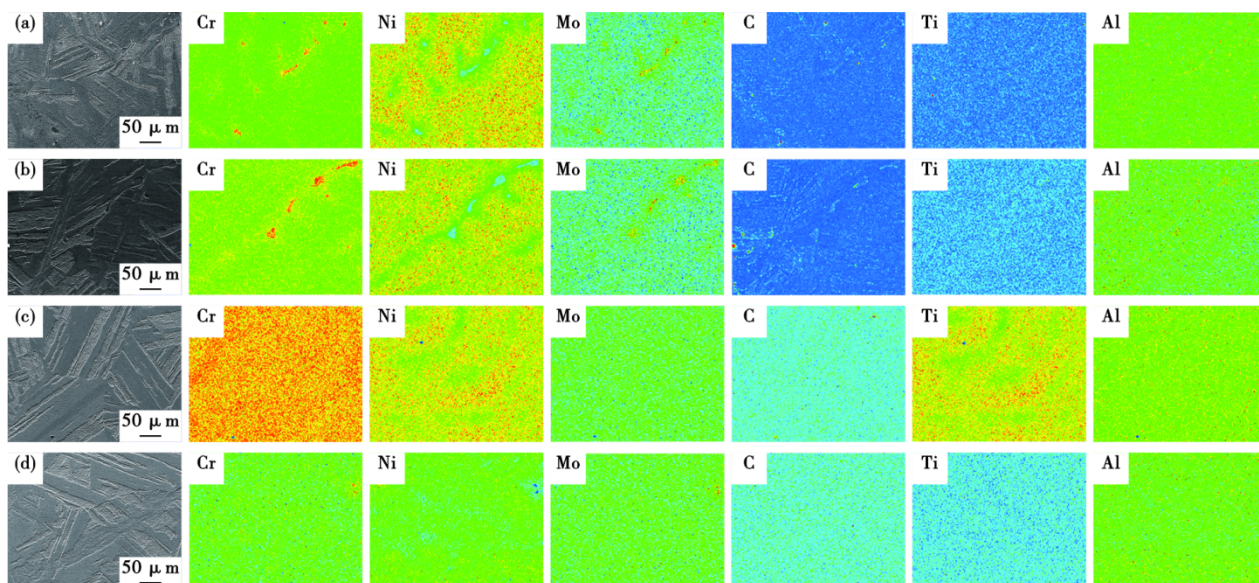


图 7 铸态样品经过不同均匀化处理后的电子探针扫描结果:(a)原始状态,(b)1 140 °C×4 h,(c)1 180 °C×4 h,(d)1 220 °C×4 h
Fig. 7 Electron probe scanning results of as-cast samples after different homogenization treatments : (a) original state , (b) 1 140 °C×4 h , (c) 1 180 °C×4 h , (d) 1 220 °C×4 h

果,从图 7 中可以看出,试样中 C、Cr、Ni、Mo 元素均存在明显的偏析现象,Al 和 Ti 元素偏析倾向不明显;经过 1 140 °C 的高温均匀化处理 4 h 后,铸态样品中的显微偏析并未显著改善,C、Cr、Ni、Mo 仍存在明显的偏析现象,如图 7(b) 所示;当高温均匀化温度为 1 180 °C 时,在经过 4 h 的高温均匀化处理后,Cr、Mo 偏析情况得到缓解,Ni 偏析现象依旧较为严重,富 Cr 相尺寸减小,如图 7(c) 所示;当高温均匀化温度增加到 1 220 °C 时,在保温处理 4 h 后,视野中无明显的元素偏析现象,如图 7(d) 所示,基本达到成分均匀化目标要求。

4 结论

(1) 模拟结果显示,随着熔炼速率从 3.2 kg/min

增加到 6.2 kg/min,金属熔池的形貌由“浅平状”向“U 状”再向“深 V 型”转变,熔池体积由 0.022 5 m³ 增加到 0.075 5 m³;熔炼速率由 3.2 kg/min 增加到 5.2 kg/min,稳态阶段熔池深度由 120 mm 增加至 175 mm,糊状区宽度由 5.8 mm 增加至 11.1 mm,熔速超过 5.2 kg/min,熔炼达到稳态所需时间延长,铸锭柱状晶比例增加,合金元素的偏析程度加剧。

(2) 基于模拟计算结果,对 4.2 kg/min 熔速下铸锭质量进行评定,该熔速下铸锭不同位置合金成分具有良好的均匀性,低倍组织检测结果显示铸锭无明显宏观组织偏析。在 1 220 °C 均匀化处理 4 h 后,钢中 C、Cr、Ni 和 Mo 元素的显微偏析得到明显改善。

参考文献

- [1] 刘振宝,梁剑雄,苏杰,等. 高强度不锈钢的研究及发展现状[J]. 金属学报, 2020, 56(4): 549-557.
- [2] 王晓辉,罗海文. 飞机起落架用超高强度不锈钢的研究及应用进展[J]. 材料工程, 2019, 47(9): 1-12.
- [3] 赵锦. 飞机结构的腐蚀与防护措施研究[J]. 中国金属通报, 2021(8): 150-151.
- [4] 商兴华. 海军飞机腐蚀规律探索及腐蚀控制方法探讨[J]. 航空标准化与质量, 2021(5): 39-41.
- [5] Yeli G M, Auger M A, Wilford K, et al. Sequential nucleation of phases in a 17-4PH steel: Microstructural characterisation and mechanical properties[J]. Acta Materialia, 2017, 125: 38-49.
- [6] Couturier L, De Geuser F, Deschamps A. Microstructural evolution during long time aging of 15-5PH stainless steel[J]. Materialia, 2020, 9: 100634.
- [7] 张秀丽,陈明昕,刘振宝,等. 热处理工艺对 15-5PH 沉淀硬化不锈钢的力学性能与耐腐蚀性的影响[J]. 钢铁, 2014, 49(8): 70-75.
- [8] Cui P C, Yu S F, Zhou F, et al. Unveiling the precipitate evolutions and relationships between the nano-precipitates and mechanical properties in PH13-8Mo stainless steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 856: 143986.
- [9] Schober M, Schnitzer R, Leitner H. Precipitation evolution in a Ti-free and Ti-containing stainless maraging steel[J]. Ultramicroscopy, 2009, 109(5): 553-562.
- [10] 张良,雍岐龙,梁剑雄,等. PH13-8Mo 高强不锈钢在不同

- 温度时效后的析出相及其对力学性能的影响[J]. 机械工程材料, 2017, 41(3): 19-23+28.
- [11] Li Y C, Yan W, Cotton J D, et al. A new 1.9 GPa maraging stainless steel strengthened by multiple precipitating species [J]. Materials & Design, 2015, 82: 56-63.
- [12] 王亚栋, 张立峰, 张健, 等. 真空自耗熔炼过程宏观偏析的数值模拟[J]. 钢铁研究学报, 2021, 33(8): 718-725.
- [13] 曲敬龙, 杨树峰, 陈正阳, 等. 真空自耗冶炼过程数值仿真研究进展[J]. 中国冶金, 2020, 30(1): 1-9.
- [14] 汲庆涛, 于杰, 宁静, 等. USS122G 钢锭真空电弧重熔工艺的数值模拟[J]. 钢铁, 2022, 57(10): 127-138.
- [15] 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. doi: 10.20057/j.1003-8620.2022-00206.
- [16] 王志刚, 文嘉利, 杨贵新, 等. GH2907 合金 VIM+VAR 3 t 钢锭 1190 °C 均质化过程中 Nb 和 Si 的扩散行为[J]. 特殊钢, 2021, 42(4): 17-19.
- [17] 史咏鑫, 李青, 钟庆元, 等. 超级奥氏体不锈钢 254SMo 的均质化工艺研究[J]. 特殊钢, 2023, 44(2): 12-16.
- [18] 王杨, 马党参, 杨卯生, 等. 高合金不锈钢轴承钢真空自耗熔炼数值模拟优化[J]. 中国冶金: 2023, 1-10.
- [19] Semiatin S L, McQuay P, Stucke M, et al. Homogenization of ingot metallurgy near-gamma titanium aluminides [J]. MRS Online Proceedings Library, 1990, 213(1): 883-888.
- [20] 徐海涛, 燕春光, 张舒展, 等. 奥氏体不锈钢中液析碳化物在高温均匀化过程中的演化[J]. 压力容器, 2022, 39(4): 9-16.
- [21] 刘毅, 胡锐, 胡敏, 等. Haynes230 合金铸锭的均匀化工艺研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(7): 1285-1290.

投稿须知

本刊面向国内外征稿, 主要刊登特殊钢领域的具有创新性、科学性、前沿性、有实践指导意义的论文, 涉及综述、试验研究、工艺新材料、工艺技术、组织和性能、应用、动态信息等栏目。来稿应观点明确、论据充分、数据详实、层次分明、文理通顺。

1 投稿要求

- 1.01 来稿内容文责自负, 不得涉及国家机密, 必须符合国家法律法规;
- 1.02 借鉴参考文献: 企业作者应不少于 10 篇(其中建议英文 1~2 篇), 其他作者引用文章应不少于 15 篇(其中英文 ≥5 篇), 综述类文章参考文献应不少于 30 篇。参考文献中须三分之二在最近 5 年以内出版的, 保证其引用的时效性和新颖性。见知网-万方网-《特殊钢》出版论文;
- 1.03 论文题目应简洁、准确, 不宜使用缩略词; 摘要(中文)字数一般在 300~500 字间, 内容应包括论文的研究目的、方法及研究结果等; 英文摘要字数在 400~600 个单词左右(鼓励英文长摘要, 对中文摘要内容进行拓展, 便于国际化传播), 简要介绍研究背景、研究内容、研究成果。关键词的个数为 3~8 个;
- 1.04 论文电子版为彩色出版, 纸质期刊原则上为灰度印刷, 请确保图片在灰度模式下也能够清晰可辨, 不接受截屏图片;
- 1.05 投稿前需按照本刊下载中心“杂志投稿模板及要求”进行修改。不尽之处可参考近期出版的《特殊钢》论文;
- 1.06 若研究成果获得过奖励或属国家、省、部级有关基金资助项目, 在文末注明项目名称和编号;
- 1.07 网络投稿时, 必须准确、完整地填写所有署名作者的信息; 无高级职称在读硕士研究生的文章需注明: 导师姓名、通讯地址、职务(称)、邮编等作者单位(包括二级单位)应写全称;
- 1.08 请填写中图分类号 TF 或 TG 类, 中国图书馆分类法链接: <http://www.ztflh.com/>, 通常在“工业技术”中的“TF—冶金工业”或“TG—金属学与金属工艺”栏目;
- 1.09 修改稿请注明稿件编号, 同时说明进行了哪些修改。每次修改的说明和修改稿都应留备份, 以防丢失。修改稿需待编辑部讨论后, 方能确定是否刊用。编辑部对来稿可作文字和编辑技术上的修改;
- 1.10 原稿必须是未在中外文正式刊物上发表的论文。本刊严禁一稿多投、重复内容多次投稿、不同文种重复投稿。一旦发现上述情况, 稿件将按退稿处理, 并将通知作者单位及材料冶金领域有关期刊。作者本人的稿件今后将不被录用;
- 1.11 稿件审查结果在 2 个月内通知作者, 在此期间, 作者不得将稿件投往他处。个别稿件可能送审时间较长, 如果作者决定改投他刊或退稿, 请通知编辑部后, 再进行处理。编辑部决定录用稿件后, 会及时通知作者;
- 1.12 退修稿件的修改时限为 10 日, 编辑部将以作者返回修改稿日期作为投稿日期。如果需延期请事先联系编辑部, 否则, 超过 30 日, 编辑部有权对稿件做出退稿处理;
- 1.13 文责自负, 编辑部有权对稿件做技术性、文字性修改, 在征得作者同意后可以进行实质内容的修改;
- 1.14 作者需交纳版面费, 编辑部赠寄当期《特殊钢》杂志 1~3 册。
- (1) 版面费 1600 元/篇(含专家审稿费); (2) 不向作者收取审稿费用, 相应费用由编辑部代付; (3) 稿酬 300 元/篇。

2 著作权约定

论文被《特殊钢》编辑部录用后, 论文所有作者需签署“著作权转让协议”后才能正式出版发行。“著作权转让协议”可从本刊官网下载中心下载。

《特殊钢》编辑部