



基于 Thermo-Calc 计算的 316H 奥氏体不锈钢 凝固特性与铁素体分布特性

赵得江¹, 潘吉祥^{1,2}, 胡桓彰², 陈兴润²

(1 酒钢集团宏兴钢铁股份有限公司钢铁研究院不锈钢研究所, 嘉峪关 735100;

2 酒钢集团宏兴钢铁股份有限公司不锈钢分公司, 嘉峪关 735100)

摘要:通过 Thermo-Calc 软件的模拟计算, 寻求优化 316H 奥氏体不锈钢板坯的均匀化工艺, 以降低最终产品中的高温铁素体含量。采用平衡和非平衡凝固路径模拟, 结合实际铸坯样品的金相组织分析, 确定了最佳的均匀化热处理参数, 从而有效减少铁素体含量。优化前铸坯均匀化热处理温度为 1 250 °C, 保温时间 1 000 min, 最终成品铁素体含量为 3%~4%。通过改进均匀化工艺, 将工艺调整为两阶段处理, 第一阶段在 1 250 °C 下保温 250 min, 第二阶段在 1 180 °C 保温 250 min。优化后的工艺将成品铁素体含量降低至 1% 以下, 同时, 显著改善了材料的显微组织。工艺优化后, 成品的室温拉伸强度和冲击韧性均满足材料标准要求。此外, 实验结果表明, 调整均匀化温度和保温时间可有效促进铁素体向奥氏体的转变, 并减少固溶体内偏析现象。

关键词: 316H; Scheil 凝固, Thermo-calc 模拟计算, 板坯均匀化, 高温铁素体

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. 2024-00245 **中图分类号:** TG141

Solidification Properties and Ferrite Distribution Characteristics of 316H Austenitic Stainless Steel Calculated Based on Thermo-Calc

Zhao Dejiang¹, Pan Jixiang^{1,2}, Hu Huanzhang², Chen Xingrun²

(1 Stainless Steel Research Institute, Hong Xing Iron & Steel Co., Ltd., JISCO, Jiayuguan Gansu, 735100, China;

2 Hongxing Co., Ltd. Stainless Steel Branch, Jiuquan Iron and Steel Group, Jiayuguan Gansu, 735100, China)

Abstract: This study aims to optimize the homogenization process of 316H austenitic stainless steel slabs through simulation calculations using the Thermo-Calc software, with the goal of reducing the high-temperature ferrite content in the final product. The equilibrium and non-equilibrium solidification path simulations were conducted, in combination with metallographic analysis of actual cast slab samples, to determine the optimal homogenization heat treatment parameters, thus effectively reducing the ferrite content. Prior to optimization, the slab was homogenized at 1 250 °C for 1 000 minutes, resulting in a final product ferrite content of 3% to 4%. Through improvements to the homogenization process, the process was adjusted to two stages: the first stage involved holding at 1 250 °C for 250 minutes, followed by the second stage at 1 180 °C for 250 minutes. The optimized process reduced the ferrite content in the finished product to below 1%, while significantly improving the material's microstructure. After the process optimization, the tensile strength and impact toughness of the finished product at room temperature met the material standard requirements. Moreover, the experimental results indicate that adjusting the homogenization temperature and holding time effectively promotes the transformation of ferrite to austenite and reduces the segregation within the solid solution.

Key Words: 316H; Scheil Solidification; Thermo-calc Simulation Calculations; Slab Homogenization; High Temperature Ferrite

316H 奥氏体不锈钢是一种高碳含量的耐高温不锈钢, 碳含量通常为 0.04%~0.10%。由于碳含量的提高, 316H 不锈钢在高温环境下表现出显著的抗蠕变能力, 特别适用于石油化工设备、核电工业以及高温锅炉等对高温强度和耐腐蚀性有严格要求

的领域^[1-3]。然而, 在连铸过程中形成的高温铁素体组织可能对材料的整体性能产生不利影响, 控制凝固过程中铁素体的含量和形貌对于确保最终产品的性能至关重要。

国外研究主要集中在 316H 不锈钢的相变机

基金项目: 甘肃省科技计划资助(21ZD3GB001)

作者简介: 赵得江(1983—), 男, 硕士, 高级工程师;

E-mail: zhaodejiang@jiugang.com;

收稿日期: 2024-10-10

通信作者: 潘吉祥(1968—), 男, 硕士, 正高级工程师;

E-mail: panjixiang@jiugang.com

制、元素偏析及其对铁素体和奥氏体相比比例的影响方面。通过热力学模拟和实验方法,揭示了凝固过程中高温铁素体向奥氏体的转变机制,特别是在非平衡凝固条件下的相变行为^[4-5]。国内学者则更多关注实际生产条件下的铸造和焊接工艺,研究冷却速率^[6]、热处理制度^[7-8]等因素对铁素体形貌和含量的影响,旨在优化工艺以提高材料的力学性能和耐腐蚀性^[9-10]。虽然已有研究为理解316H钢的凝固行为提供了重要的理论基础,但在实际生产条件下,如何有效减少铁素体含量并改善材料性能仍然是一个挑战。

本研究通过深入研究316H不锈钢的凝固特性,优化其生产工艺,减少铸坯中的铁素体含量。为此,采用Thermo-Calc软件模拟平衡和非平衡凝固路径,结合实际铸坯样品的金相分析,研究了不同凝固条件下铁素体的形成与演变规律。此外,通过对均匀化热处理工艺的优化,提出了一种有效的板坯均匀化方案,显著降低了铁素体含量,提高了最终产品的力学性能和耐腐蚀能力,从而为316H不锈钢的工业应用提供了可靠的理论和实践依据。

1 试验材料及方法

样品取自某国内钢厂316H铸坯,316H奥氏体不锈钢冶炼以高炉铁水为主要原料,经过脱P、S后,再转入AOD炉,并经过VOD真空处理,随后在LF炉精炼,调整合金元素,当成分和温度达到工艺要求后,将钢液运至连铸平台进行浇铸。连铸机为直弧形板坯连铸坯,平均拉速为1.1 m/s,采用缓冷模式,结晶器冷却水量3 000~3 050 L/min,红坯下线温度800~900 °C,库区堆冷后修磨。样品取自铸坯厚度方向中心部位,该区域铁素体组织分布较多,便于研究均匀化处理过程中的固态相变和元素扩散行为。本次实验仅选择了铸坯偏析最严重的4号位置样品。表1列出了国内某钢厂工业生产的316H奥氏体不锈钢的实际化学成分和控制标准。用最差视场法测量铸坯及成品中铁素体含量(面积百分比),放大倍率200X,测量软件采用Zeiss显微镜自带金相分析软件。铁素体组织表征利用NaOH水溶液进行电解腐蚀,电压为6 V,腐蚀时间为5~10 s。平

衡凝固及Scheil非平衡凝固模拟计算采用Thermo-Calc 2024b,铁基数据库为TCFE12,动力学数据库为MOFE7。

2 试验结果及讨论

2.1 铸坯铁素体组织

从某国内不锈钢生产企业大工业生产的220 mm的铸坯上,按照图1所示的取样示意图截取30 mm×30 mm×30 mm的试样,试样经过磨削-抛光后利用NaOH水溶液进行电解腐蚀,电压6 V,电解时间5~10 s。试样经过电解腐蚀后组织状态只显示高温铁素体,方便定量和形貌的观察。



图1 铸坯取样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of cast slab sampling

图2为沿着厚度方向不同位置处的铁素体含量及形貌分布,其中,图2(a)(h)图为铸坯近表面的铁素体分布,形貌呈点状和短棒状,利用最差视场法测得的铁素体含量为1.8%左右。这种形貌和含量的铁素体可能是由于表面区域冷却速度较快,抑制了铁素体的充分生长所致。图2(b)(g)图为铸坯四分之一位置处的铁素体分布,逐渐有呈现网状分布的趋势,铁素体含量大约为3%左右。这表明随着冷却速率的降低,铁素体有更多的时间生长和连接,形成较为连续的网络结构。图2(c)(f)图接近铸坯心部,尤其是图2(d)(e)为铸坯心部的铁素体分布,形貌呈现网状和骨架状,铁素体含量高达5%~8%。这是由于心部区域冷却速度最慢,热量难以及时散失,促使铁素体充分生长和聚集。

综上所述,铸坯厚度方向的铁素体含量和形貌存在明显的梯度分布。随着距离表面的增加,铁素

表1 316H奥氏体不锈钢成分控制(质量分数)

Table 1 Chemical composition control of 316H austenitic stainless steel

项目	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo	N
实际成分	0.047	0.42	1.65	12.26	17.13	0.03	2.51	0.065
标准要求	0.04~0.05	≤0.60	1.0~2.0	11.5~12.5	17.00~18.00	≤0.10	2.5~2.7	0.050~0.070

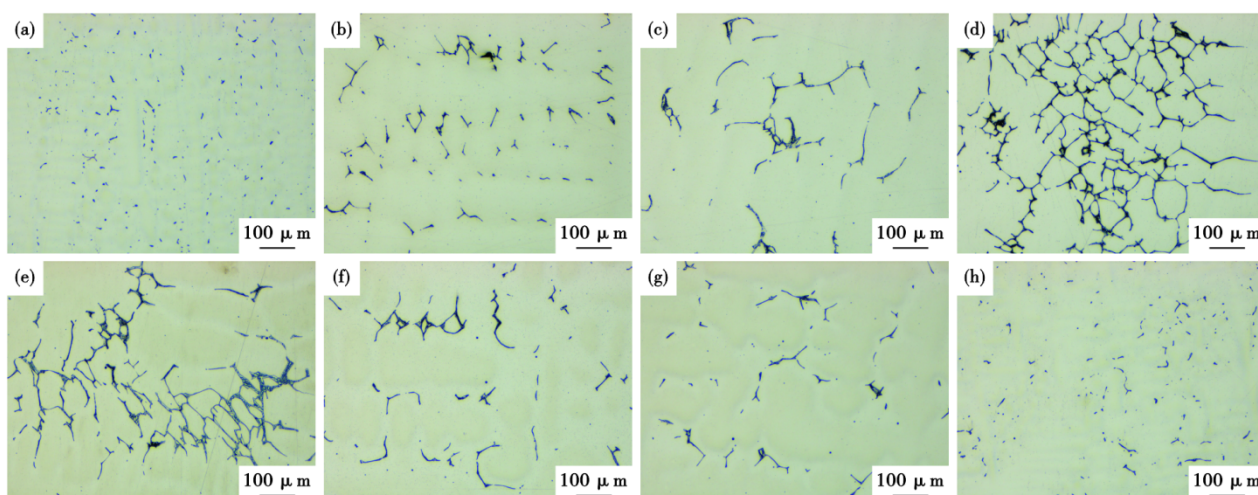


图 2 316H 铸坯沿厚度方向不同位置处的铁素体分布:(a)~(h)图分别代表图 1 取样示意图中的 1~8 号位置

Fig. 2 Ferrite distribution of 316H casting billet at different positions along the thickness direction: (a)–(h) figures respectively represent positions 1–8 in the sampling diagram in figure 1

体含量逐渐升高,形貌由点状、短棒状逐渐过渡到网状、骨架状。这种变化与凝固过程中不同位置的冷却速率和温度梯度密切相关。冷却速率的变化直接影响铁素体的形核和生长行为,从而决定其最终的含量和形貌特征。

2.2 平衡状态下元素的扩散动力学

基于表 1 的实际成分,利用 Thermo-Calc 单轴计算绘制了平衡相图(平衡性制图),如图 3 所示。根据平衡相图,316H 钢在凝固过程中呈现典型的 FA 模式。液相线温度为 1 434 °C,包晶反应温度为 1 402~1 434 °C。因此,在生产过程中,需要将中间包温度控制在液相线温度以上,并在包晶反应温度范围内加快冷却速度,以便迅速越过包晶反应温度区间,避免增加三角区横裂纹的风险。

在平衡凝固条件下,结合菲克第二定律及阿伦

尼乌斯方程,在考虑固态扩散的前提下,得到了扩散系数的表达式如式(1)。

$$D = D_0 \times \left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

式中, D_0 为扩散常数, m^2/s ; Q 为激活能, J/mol ; R 是气体常数, $J/(mol \cdot K)$; T 是均匀化热力学温度, $^{\circ}C$ 。根据 Thermo-Calc 的 DICTRA 软件,计算 Mo 在 316H 不锈钢中扩散常数和激活能分别为 $D_0 = 3.65 \times 10^{-6} m^2/s$, $Q = 2.4 \times 10^5 J/mol$ ^[11]。为了获得 Mo 元素均匀扩散的动力学,考虑残余偏析指数 $\delta = 0.2$,可得到 Mo 的均匀化动力学方程,如式(2)。

$$t = -\frac{\lambda^2 \ln \delta}{\pi^2 D_0} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = f(\lambda, t) \quad (2)$$

式中, t 为均匀化时间, h ; λ 为二次枝晶臂间距, μm ; δ 为残余偏析指数; D_0 为 Mo 元素的扩散常数, m^2/s ; Q 为 Mo 元素的激活能, J/mol ; R 为气体常数, $J/(mol \cdot K)$; T 为均匀化温度, $^{\circ}C$ 。在经典的偏析理论中,认为 Mo 元素偏析最严重,其扩散也最慢,在进行铸坯均匀化过程中,只要 Mo 元素达到均匀化,其他偏析元素 Cr、Ni、Mn 也可以同步达到均匀化,因此,在绘制扩散动力学曲线时只以 Mo 元素的偏析为基准。根据公式(1)和公式(2),以实际测得的枝晶间距(铸坯芯部处的二次枝晶臂距离为 84 μm)代入公式(2)可得铸坯中 Mo 元素的扩散动力学曲线,如图 4 所示,板坯均匀化工艺也以此为基准设定。从扩散动力学曲线可以看出,随着均匀化处理温度的提高,处理所需的时间显著缩短。因此,在实际生产中,均匀化温度被设定在 1 245~1 250 $^{\circ}C$ 。在前期实验中,

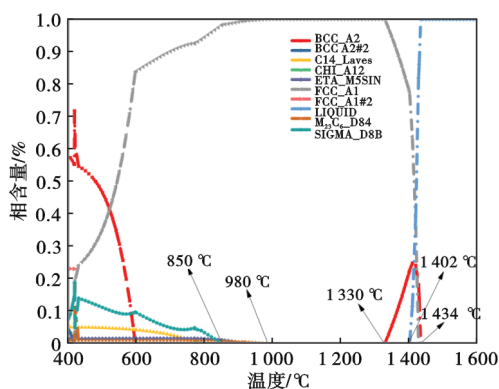


图 3 实际成分体系下的 316H 平衡相图

Fig. 3 Equilibrium phase diagram of 316H based on actual composition

采用热轧加热炉在此温度下进行反复加热处理,但结果未达到预期效果。利用 Thermo-cal 的平衡状态下的热力学计算无法达到工业化控制铁素体的效果。

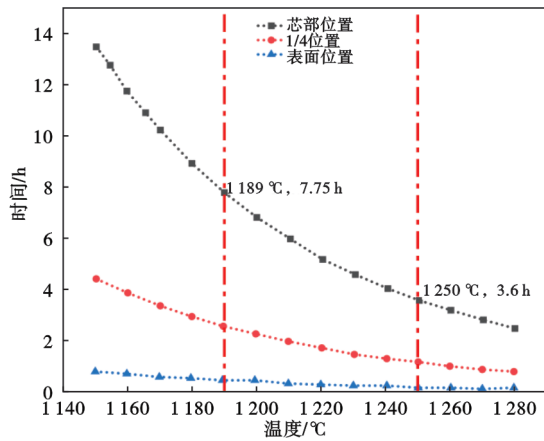


图 4 316H 不锈钢铸坯中 Mo 元素的扩散动力学曲线
Fig. 4 Diffusion kinetics curve of molybdenum (Mo) in 316H stainless steel cast slab

2.3 非平衡凝固路径

利用 Thermo-Calc 中 Scheil 凝固模型中考虑固态扩散的模型,绘制 316H 钢成分体系下的非平衡凝固路径如图 5 所示,计算过程中二次枝晶臂距离为铸坯中实测平均值(铸坯芯部处的二次枝晶臂距离为 84 μm),冷却速率为实际生产过程中计算得到的冷却速率见表 2。

表 2 316H 钢连铸生产过程中实际的冷却速率

Table 2 Actual cooling rate in the continuous casting process of 316H steel

部位	0 m 温度/°C	终点长度/m	拉速/($\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$)	终点温度/°C	冷却速率/($^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$)
一冷	1 450	0.8	1.1	1 038	9.441 7
二冷	1 038	25.36	1.1	898	0.101 2
平均冷速	1 450	26.16	1.1	898	0.386 9

2.2 小节对板坯均热处理的分析都是基于平衡态,根据平衡凝固,316H 钢的固相线温度为 1 434 $^{\circ}\text{C}$,因此,在前期生产过程中没有考虑非平衡凝固过程中固相线温度降低的问题。在经过多次大工业生产试验后重新用 Thermo-Cal 模拟了基于 Scheil 中的主相中反向扩散的非平衡凝固(冷速 0.15 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$,二次枝晶臂 84 μm)曲线,根据模拟结果 316H 钢在 1 190 $^{\circ}\text{C}$ 时固相质量分数仍然小于 1,如图 5 所示。

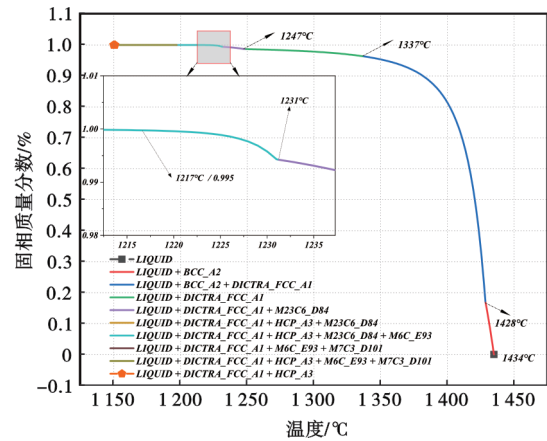


图 5 316H 不锈钢非平衡凝固路径

Fig. 5 Non-equilibrium solidification path of 316H stainless steel

根据图示,非平衡凝固过程时,在 1 217 $^{\circ}\text{C}$ 下固相质量分数为 0.995,仍然有 0.005 的液相残留。有资料记载 1 247 $^{\circ}\text{C}$ 时 δ 铁素体会发生固态相变,如式(3)^[12]。



δ -Fe 向 γ 的固态相变是属于扩散型相变^[13],扩散型相变的相变驱动力来自化学成分的浓度梯度,热力学条件为原子间的热振动,在实际生产过程中则体现在加热温度,随着加热温度的提高,原子热震动增加,会加速元素的扩散形成浓度梯度,完成相变的过程。其中, δ' 为贫 Cr、Mo 铁素体,MC 为 Fe、Cr 碳化物, δ -Fe 向 γ 的转变是一个渐变过程,随着带钢在高温下保温时间的延长 δ -Fe 会逐渐消耗 Cr 元素析出碳化物(C 在铁素体中的溶解度较小),这种大量损耗 Cr 元素的 δ 在热力学上表现的极不平衡,逐渐地转变为 γ 相。理论上,提升温度并延长保温时间可以降低铁素体含量。然而,在此温度范围内液相残留的存在会导致偏析元素富集到液相中,固相内的元素难以均匀分布^[14-16]。因此,材料中铁素体含量难以有效降低,最终成品性能也难以达到预期目标。基于此,通过 Thermo-Calc 软件中的 Scheil 模块重新计算了非平衡凝固路径,并对均热工艺进行了优化。将均热温度降低至 1 180 $^{\circ}\text{C}$ (炉膛气氛控制),在此条件下无液相残留,长时间保温促进了固态相变的完成,从而有效降低了铁素体含量,达到了预期的工艺改进效果。

2.4 技术应用情况

从图 6(不同均匀化工艺下成品板材铁素体形貌)和图 7 成品板材铁素体含量(面积百分比)以及

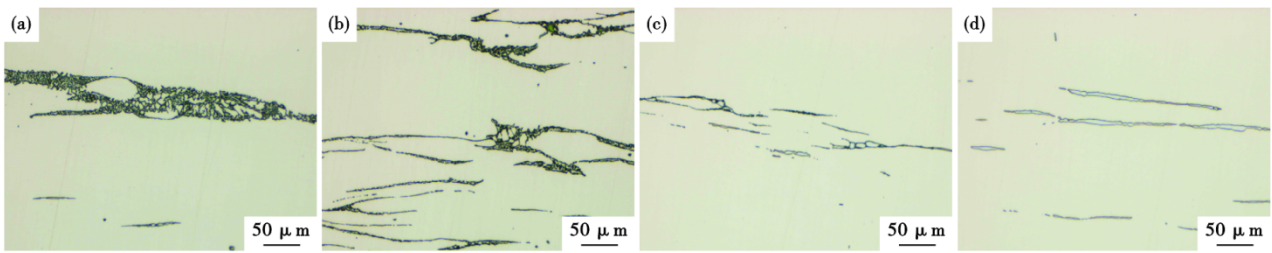


图 6 不同均匀化工艺下成品板材铁素体形貌:(a)(b)1 250 °C/>1 000 min;(c)(d)1 250 °C/250 min+1 180 °C/250 min

Fig. 6 Ferrite morphology of finished steel plates under various homogenization treatments : (a)(b) 1 250 °C for more than 1 000 minutes ; (c)(d) 1 250 °C for 250 minutes followed by 1 180 °C for 250 minutes

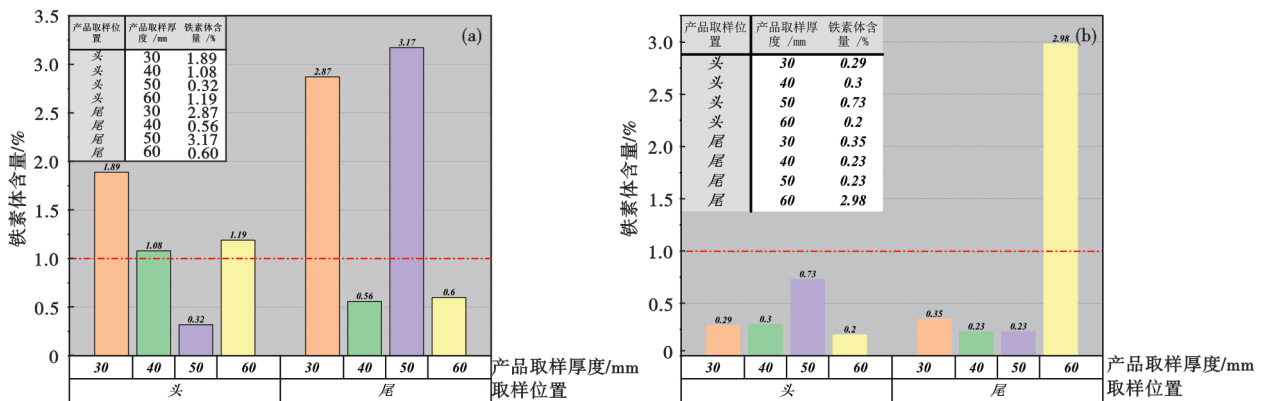


图 7 不同均匀化工艺下成品板材铁素体含量(面积百分比):(a)1 250 °C/>1 000 min, 3%~4%;(b)1 250 °C/250 min+1 180 °C/250 min, 1% 以下

Fig. 7 Ferrite content (area percentage) in finished steel plates under different homogenization processes : (a) 1 250 °C for more than 1 000 minutes ,3%~4%; (b)1 250 °C for 250 minutes followed by 1 180 °C for 250 minutes , less than 1%

图 8 更改均匀化工艺后成品板材的力学性能结果可以看出,利用 Thermo-Calc 软件中的 Scheil 凝固模块计算非平衡凝固路径图,更改了板坯均匀化工艺后,无论是从 δ -Fe 的形貌还是数量以及最终的产品力学性能,均能达到技术标准要求。

采用 Thermo-Calc 热力学计算、实验室优化和工业试验验证相结合的方法,较好地解决了钠冷快

堆用 316H 奥氏体不锈钢中厚板产品铁素体控制难的难题,有效完成了利用普通直弧形连铸机工业化试制与性能优化的任务,成功实现我国钠冷快堆用 316H 不锈钢中厚板产品国产化替代,取得了良好的应用效果。

3 结论

1)铸坯厚度方向的铁素体含量和形貌存在明显的梯度分布,随着距离表面的增加,铁素体含量逐渐升高,形貌由点状、短棒状逐渐过渡到网状、骨架状。

2)从扩散动力学曲线可得知,随着均匀化处理温度的提升,均匀化处理的时间会大幅缩短,但是在实际生产过程中基于平衡状态下的扩散动力学,并不能改善铸坯铁素体含量。

3)通过 Thermo-Calc 模拟与实验验证,本研究提出的两段式板坯均匀化工艺(第一段加热温度 1 250 °C,保温时间 250 min,第二段加热温度 1 180 °C,保温时间 250 min)有效降低了最终产品的铁素体含量,由 5%~8%降低至 1%。

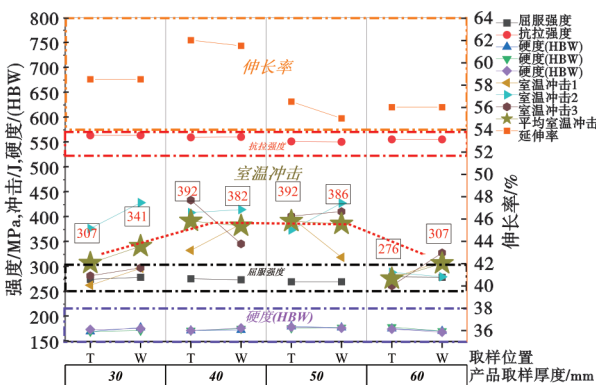


图 8 更改均匀化工艺后成品板材的力学性能

Fig. 8 Mechanical properties of finished steel plates after adjusting the homogenization process.

参考文献

- [1] Whittaker M T, Evans M, Wilshire B. Long-term creep data prediction for type 316H stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 552: 145-150.
- [2] Xu Y T, Zhang B, Wei X X, et al. Improving pitting resistance of Mo-containing stainless steels via chloride-assisted stabilization of the passive film[J]. *Corrosion*, 2024, 227: 111787.
- [3] Dai Y N, Zheng X T, Ding P S. Review on sodium corrosion evolution of nuclear-grade 316 stainless steel for sodium-cooled fast reactor applications[J]. *Nuclear Engineering and Technology*, 2021, 53(11): 3474-3490.
- [4] Zhang Y B, Zou D N, Wang X Q, et al. Influence of cooling rate on δ -ferrite/ γ -austenite formation and precipitation behavior of 18Cr-Al-Si ferritic heat-resistant stainless steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 18: 1855-1864.
- [5] Valiente Bermejo M A, Wessman S. Computational thermodynamics in ferrite content prediction of austenitic stainless steel weldments [J]. *Welding in the World*, 2019, 63 (3) : 627-635.
- [6] 李建民, 庄迎, 尹崑. 316 h 不锈钢铁素体的形成与控制[J/OL]. *钢铁*, 2022, 57(11): 123-130.
- [7] 胡昕明, 张海明, 隋松言, 等. 模拟焊后热处理对 316 H 钢组织和性能的影响[J]. *压力容器*, 2022, 39(3): 34-39.
- [8] 李骥, 何西扣, 许斌, 等. Si 含量对 316H 钢耐铅铋腐蚀性影响[J]. *中国冶金*, 2022, 32(4): 54-62.
- [9] Yang Y, Busby J T. Thermodynamic modeling and kinetics simulation of precipitate phases in AISI 316 stainless steels[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2014, 448(1-3): 282-293.
- [10] 荆雪, 辛光瀚, 耿鑫, 等. 渐进式固溶处理对 316H 不锈钢组织及性能的影响. *特殊钢*, 2025, 46(1): 99-105.
- [11] Hao Y S, Cao G M, Li C G, et al. Solidification structures of Fe-Cr-Ni-Mo-N super-austenitic stainless steel processed by twin-roll strip casting and ingot casting and their segregation evolution behaviors[J]. *ISIJ International*, 2018, 58(10): 1801-1810.
- [12] Ferrandini P L, Rios C T, Dutra A T, et al. Solute segregation and microstructure of directionally solidified austenitic stainless steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 435-436: 139-144.
- [13] 刘益虎, 吴永全, 沈通, 等. 连续升温过程中 γ -Fe \rightarrow δ -Fe \rightarrow 液态 Fe 相变的分子动力学模拟[J]. *金属学报*, 2010, 46(2): 172-178.
- [14] Hao K D, Gao M, Wu R. Cold rolling performance for austenitic stainless steel with equilibrium and non-equilibrium microstructures[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9 (1): 124-132.
- [15] Salehi M, Eskandari M, Yeganeh M. Characterizations of the microstructure and texture of 321 austenitic stainless steel after cryorolling and annealing treatments[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 32: 816-834.
- [16] Li Y N, Zou D N, Chen W W, et al. Effect of cooling rate on solidification and segregation characteristics of 904 L super austenitic stainless steel[J]. *Metals and Materials International*, 2022, 28(8): 1907-1918.