

18CrNiMo7-6 齿轮钢连铸坯的有限元分析与试验研究

李红革¹, 袁 勃², 苏 明³, 柏厚义¹, 陈晓金¹, 冯厚斌¹, 戴先武¹, 胡 冰¹

(1. 重庆长安望江工业集团有限公司, 重庆 400020; 2. 深圳职业技术大学智能制造技术研究院, 广东深圳 518055;
3. 中国科学院金属研究所, 辽宁沈阳 110016)

摘要: 本文以18CrNiMo7-6齿轮钢连铸坯为研究对象, 采用ProCAST大型铸造仿真软件对连铸坯的连铸过程进行了稳态模拟, 建立了三维稳态模型。通过C语言外部程序控制连铸过程, 模拟工艺参数的变化, 模拟了连铸过程温度场分布情况, 分析连铸坯产生铸造缺陷的原因。随后, 以某工厂提供的18CrNiMo7-6齿轮钢的圆形连铸坯为材料, 研究了其横截面显微组织、硬度梯度分布和残余应力分布的情况。最后, 建立“冶炼工艺参数-显微组织-力学性能”之间的定量关系, 总结并讨论了铸造工艺可能的优化途径。

关键词: 铸造模拟; 齿轮钢; 温度场; 显微组织; 晶粒度

作者简介:

李红革(1993-), 男, 博士, 工程师, 主要从事风电齿轮箱设计与制造工作。
E-mail: 15842255331@163.com

通信作者:

袁勃, 男, 博士, 副研究员。
E-mail: yuanbo@szpu.edu.cn;
柏厚义, 男, 博士, 副高级工程师。E-mail: 497fd@vip.163.com

中图分类号: TG142.1

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)05-0610-10

基金项目:

深圳职业技术大学校级科研项目(6024310028K);
深职大-重庆望江技术开发项目(6023260095K)。
收稿日期:
2024-02-01 收到初稿,
2024-03-16 收到修订稿。

齿轮是汽车制造、轨道交通与各类工程机械中的关键传动部件, 也是机械设备中至关重要的基础零部件。齿轮在工作过程中要承受变载荷冲击、接触应力以及弯曲应力等多种应力的共同作用, 服役环境比较恶劣^[1]。高质量的齿轮钢不但要有良好的强韧性、耐磨性和高疲劳性, 能很好地承受冲击、弯曲和接触应力, 而且要求组织性能稳定^[2]。德国工业标准的18CrNiMo7-6齿轮钢作为生产齿轮材料的低碳高合金渗碳钢, 具有高强度、高韧性和高淬透性的特点, 是一种具有优良综合性能的表面硬化钢。

在工业生产中, 连铸技术是齿轮钢材料的主要生产方法之一, 其高效短流程的特征将传统的钢铁生产模式转化成为连续的、大型的、专业的和优质的生产模式^[3]。尽管通过连铸方法获得的原始铸坯必须要通过后续的机械加工或热处理能得到最终所需的零部件, 但原始铸坯的质量对于最终零件质量具有决定性影响^[4]。当前, 大量的应用场景对齿轮钢的质量和性能要求日益提高, 基于连铸源头的凝固质量控制已成为进一步提升钢材产品质量的重要途径。

现阶段, 对于18CrNiMo7-6齿轮钢的研究大多集中在后续热处理和表面强化处理^[5-7], 对于初始状态连铸坯的质量控制还有待进一步研究。在连铸生产中, 合金的初始凝固区域尤为重要^[8], 该区域易使铸坯产生表面缺陷, 也决定了拉坯成功与否。实际上, 连铸过程的各个阶段均有缺陷产生的条件, 如钢液浇注初期的热应力^[9]、铸坯表面与结晶器壁之间的接触应力^[10]、二冷区冷却强度^[11]等, 均会造成铸坯表面或角部产生铸造缺陷。为了探明铸坯铸造缺陷的产生规律, 本文采用ProCAST软件对18CrNiMo7-6齿轮钢连铸过程进行了稳态建模, 研究了不同浇注温度和拉坯速度下连铸坯的温度场与晶粒形态的分布, 同时结合后续的工艺试验验证, 建立“冶炼工艺参数-显微组织-力学性能”之间的定量关系, 提出了齿轮钢连铸工艺的优化途径。

1 有限元模型建立与试验方法

1.1 有限元模型的建立

使用CAD三维设计软件UG建立三维实体模型, 将模型导出x-t格式导入至

ProCAST软件中的visual-mesh模块中。首先进行面重合和交叉体检查,对模型的各部分进行装配。然后进行面网格划分,面网格检查无误后划分体网格,然后进行cast模块。上、中部分为铸坯,用于在两者之间设置折叠网格,网格厚度选择2 mm,下部为引锭杆部分。模型通过对称设置为整体模型的1/2,具体如图1所示。通过控制节点数,对网格的质量评价和边缘的平滑性进行了修正。

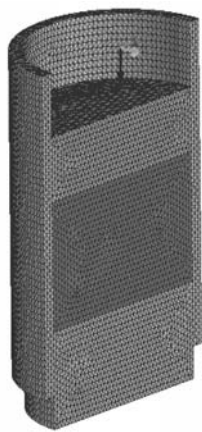


图1 连铸坯的有限元模型

Fig.1 Finite element model of continuous casting billet

1.2 材料的物性参数

表1为18CrNiMo7-6钢化学成分。在铸造过程中,材料的热物理特性随温度的改变而变化,不能再取单一数值,而是要设置合理的函数曲线。因此数值模拟过程中需要掌握材料在具体时刻的具体物性来定义边界条件,主要包括与温度相关的热导率、密度、热焓、固相分数和运动粘度。本工作利用ProCAST自带的材料数据库结合JMatPro 计算软件确定18CrNiMo7-6齿轮钢的热物性参数值,具体如图2所示。

1.3 试验方案

本文试验样品取自直径 $\Phi 390$ mm $\times$ 110 mm的连铸坯,由重庆某铸造供应商提供,实际生产采用的浇注温度为1 560 $^{\circ}\text{C}$,拉坯速度为0.000 25 m/s。沿径向依次截取大小为12 mm $\times$ 12 mm $\times$ 10 mm的试样,按从中心到边缘的方向依次编号0、1、2……11,取样位置如图3所示,其中心部的0号样品为三角形。所有试样用于后续的显微组织观察、显微硬度和残余应力分析。

在ZEISS Imager M1m金相显微镜下观察连铸坯的显微组织。分别在50倍、100倍和200倍的放大倍数下,观察样品的显微组织,获得连铸坯从心部到边缘的显微组织演化情况。根据获得的金相照片,在Image J软件中计算物相的百分含量。

表1 18CrNiMo7-6齿轮钢的化学成分
Tab. 1 Chemical composition of 18CrNiMo7-6 gear steel

$w_B/\%$

C	Mn	P	S	Sr	Cr	Ni	Cu	Nb	Mo	V	Fe
0.17	0.69	0.007	0.003	0.2	1.66	1.6	0.04	0.033	0.28	0.008	其他

使用HVV-1000Z型微机全自动显微硬度计对18CrNiMo7-6合金钢试样进行硬度测量。硬度测试的试验样品与金相样品相同,每个试样取5个位置测量。取平均值作为当前试样的表面硬度,最终得到18CrNiMo7-6合金钢从心部到边缘的表面硬度梯度分布。

残余应力的测量是在Proto公司生产的LXRD型残余应力分析仪上进行。测量时靶材选用Cr靶,衍射晶面为(211)。X射线穿透性低(一般为几微米至十几微米),因此每次测量的都为测量表面残余应力。为了测试深度方向的残余应力分布,采用电化学腐蚀法对试样进行剥层,腐蚀液为饱和食盐水,剥层电压为60 V,剥层时间为10 s,剥层深度为100 μm 。每层测量三个位置处的残余应力值,取平均值作为最终结果。

2 数值模拟结果分析

2.1 温度场数值模拟

为了研究不同连铸工艺对数值模拟结果的影响,

将浇注温度和拉坯速度作为数值模拟过程中的变量,在相同的拉坯时间内(60 s),通过多次改变这两个参数的值来研究不同连铸工艺对铸坯温度分布的影响。此外,由于在实际生产过程中,表面温度和冷却水的实际温度难以精确测量,因此在数值模拟过程中,未考虑连铸坯和结晶器之间的边界换热条件对温度场的影响。首先控制浇注温度保持在1 560 $^{\circ}\text{C}$ 不变,设置0.001 5 m/s、0.002 m/s、0.002 5 m/s、0.003 m/s四种不同的拉坯速度,数值模拟的结果如图4所示。其次控制拉坯速度保持在0.002 5 m/s不变,设置1 540 $^{\circ}\text{C}$ 、1 560 $^{\circ}\text{C}$ 、1 580 $^{\circ}\text{C}$ 、1 600 $^{\circ}\text{C}$ 四种不同的浇注温度,数值模拟的结果如图5所示。

由图可知,随着连拉坯凝固过程的不断进行,圆形连铸坯表面的温度沿着拉坯方向逐渐降低,其中边部和角部温度降低速度最快,其他部分相对滞后。在后半段,铸坯表面的温度降低速率变慢,这是由于该区域铸坯与结晶器间开始产生气隙从而传热变差。此

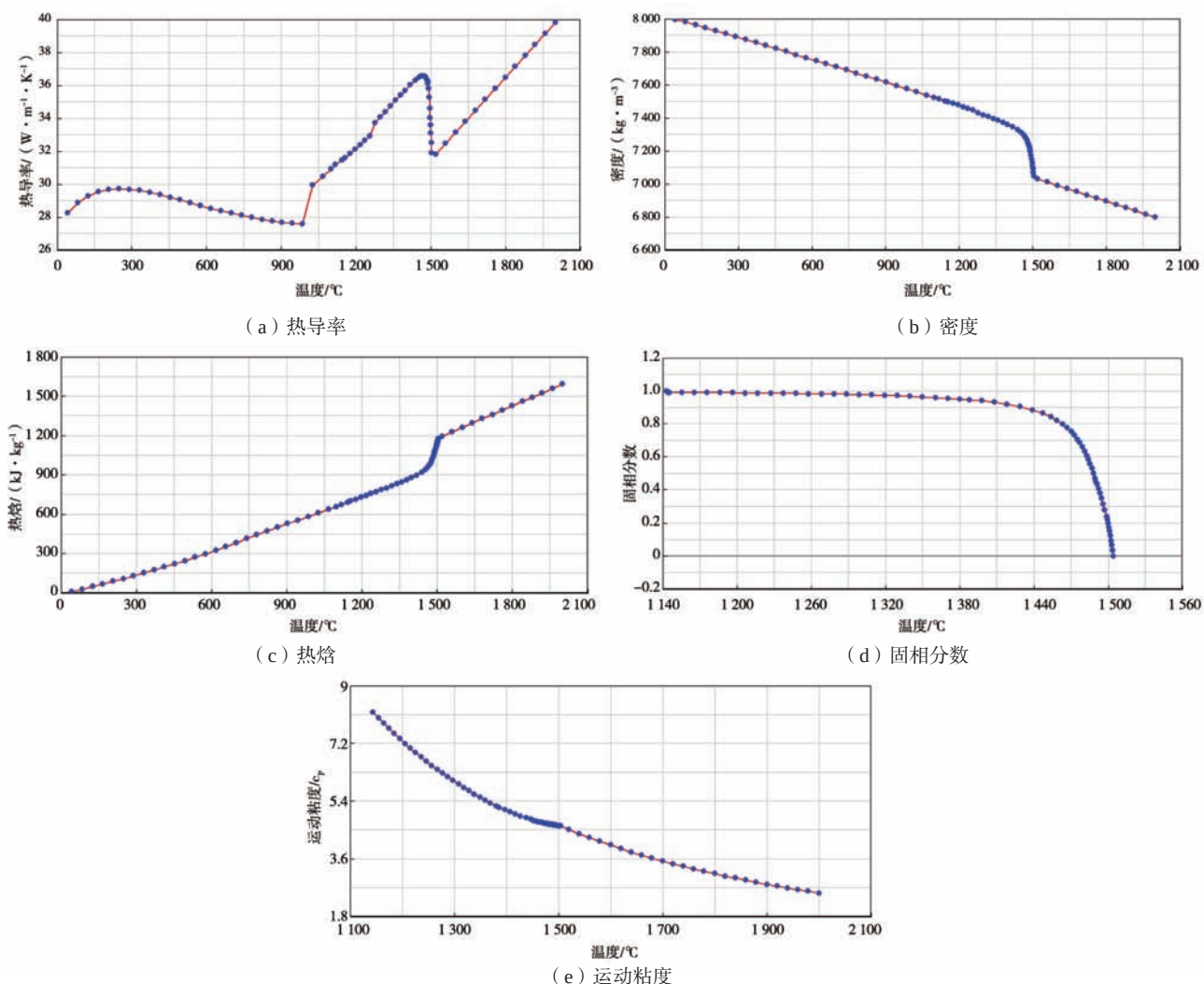


图2 热导率、密度、热焓、固相分数和运动粘度随温度变化的曲线

Fig. 2 Curves of thermal conductivity, density, enthalpy, solid fraction, and kinematic viscosity with temperature change

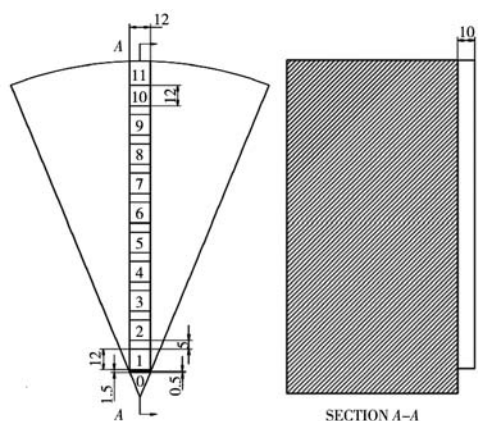
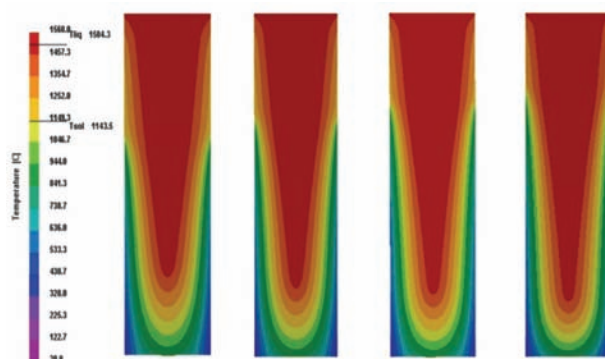


图3 连铸坯测试样品的取样位置、尺寸及编号方法

Fig. 3 Sampling location, size and numbering method of continuous casting billet test samples



(a) 0.0015 m/s (b) 0.002 m/s (c) 0.0025 m/s (d) 0.003 m/s

图4 1560 °C的浇注温度下, 不同拉坯速度下连铸坯截面温度场分布

Fig. 4 Temperature field distribution of the continuous casting billet section at different casting speeds at 1560 °C

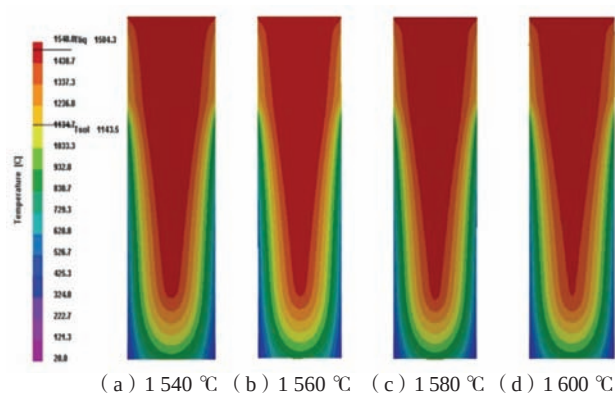


图5 0.002 5 m/s的拉坯速度下不同浇注温度下连铸坯截面温度场分布

Fig. 5 Temperature field distribution of the continuous casting billet section at different casting temperatures at a casting speed of 0.002 5 m/s

外, 可以从图5中清晰的看出, 铸坯各处的温度从中心到外表面逐渐降低, 在表面处温度达到最低, 可见铸坯的凝固方式是从表面向中心逐渐进行的。

为了进一步分析不同工艺参数下连铸坯温度梯度的变化, 在如图6(a)下方位置的横线上选取了16个特征点, 读取了每个特征点在60 s的拉坯时间内的温度变化, 如图6所示。可以看出, 在靠近铸坯心部的特征点(1-3)温度变化平稳, 60 s的时间内温度只下降了40 °C左右, 刚刚下降至液相线温度(1 504.3 °C)。而其他特征点, 随着位置越来越靠近边缘, 温度越来越低。其中, 特征点16在四种不同拉坯速度下, 60 s时刻的最终温度分别为602 °C、588 °C、579 °C、554 °C。可以推断, 随着拉坯速度的增加, 铸坯边缘的温度逐渐降低, 说明边缘冷却速度逐渐增加, 可以计算得到

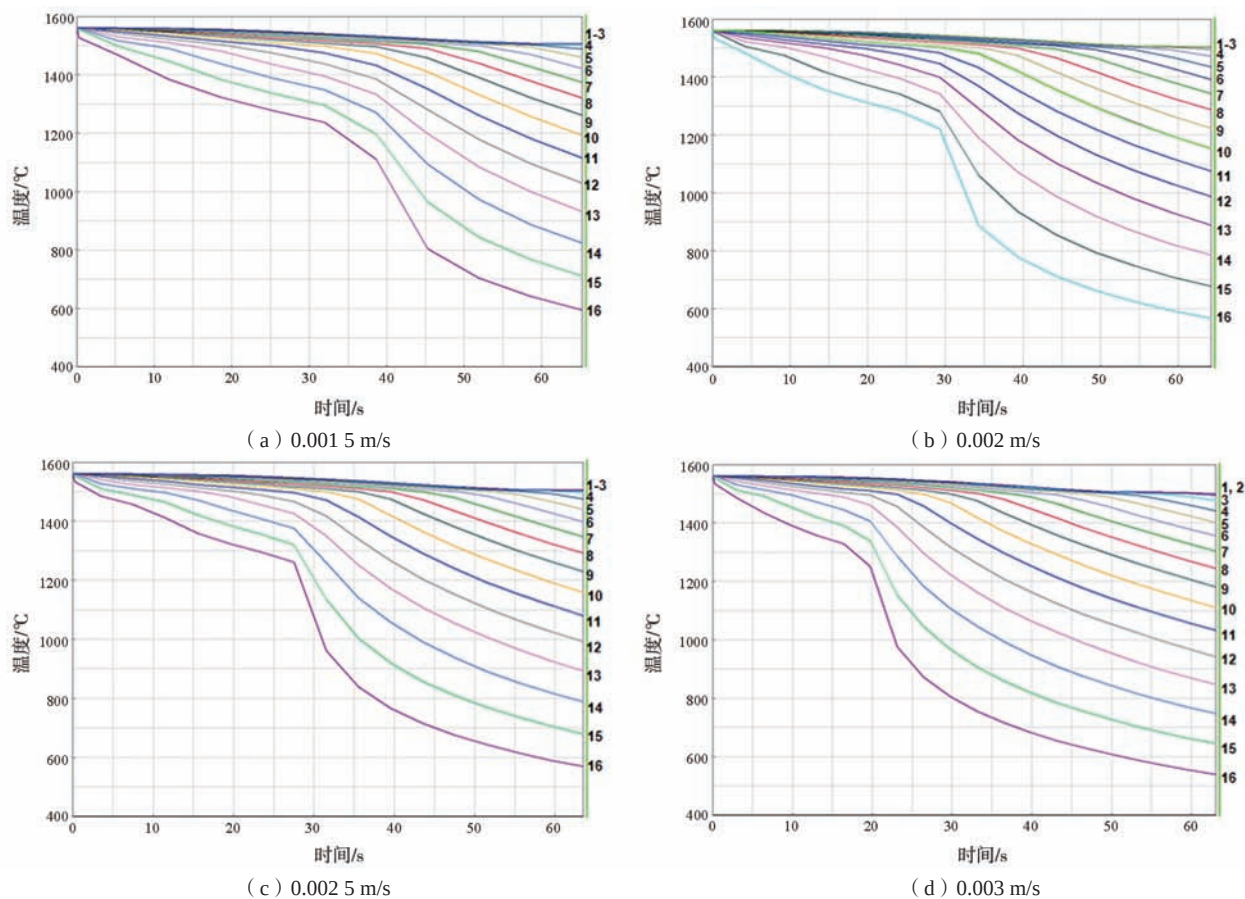


图6 1 560 °C的浇注温度下, 特征点1-16在不同拉坯速度下60 s内的温度变化

Fig. 6 Temperature changes of characteristic points 1-16 within 60 s at different casting speeds at 1 560 °C

此时连铸坯在四种不同拉坯速度下, 中心与边缘的温度梯度为50.42 °C/cm、51.15 °C/cm、51.63 °C/cm和52.94 °C/cm, 这说明提高拉坯速度导致了铸坯边缘与心部形成了更高的温度梯度。

利用上述方法, 在图5每个数值模拟结果中的相

同位置绘制一条直线, 同样选取16个特征点, 读取了每个特征点在60 s的拉坯时间内的温度变化, 相关结果在图7中绘制。在不同的浇注温度下, 中心位置特征点(1-3)的温度变化基本一致, 60 s后的模拟终止时刻温度均在1 500 °C左右, 同样是处于液相线温度附近

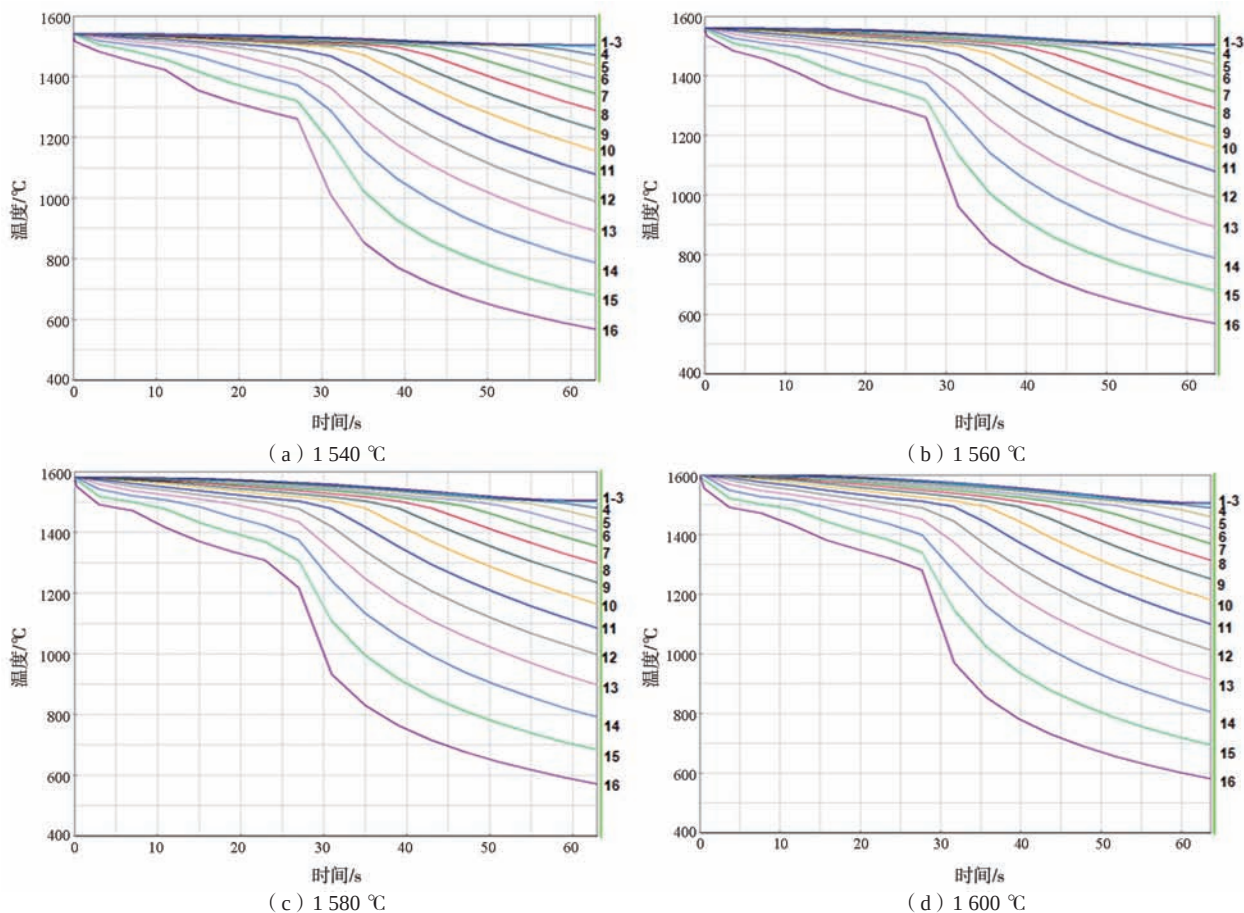


图7 0.002 5 m/s的拉坯速度下,特征点1-16在不同浇注温度下60 s内的温度变化

Fig. 7 Temperature changes of characteristic points 1-16 within 60 seconds at different casting temperatures with a casting speed of 0.002 5 m/s

(1504.3 °C)。与图6相同的是,随着位置越来越靠近边缘,冷却速度也逐渐加快。与图6结果不同的是,随着浇注温度的升高,特征点16的终了温度并没有下降,反而略有升高,60 s时刻的最终温度分别为582 °C、587 °C、591 °C、594 °C。这说明提高浇注温度会导致在靠近边缘的位置冷却速度越来越快,提高了边缘与心部的温度梯度。

总之,改变浇注温度和拉坯速度对温度场的分布影响不大,提高浇注温度和拉坯速度都会在一定程度上提高铸坯的表面与心部的温度梯度。这种升高的温度梯度容易产生高的热应力,对铸坯的残余应力产生影响。

2.2 晶粒形态数值模拟

为了探究浇注温度对铸坯显微组织演变的影响,在相同的冷却条件下,选取0.002 5 m/s的拉坯速度,模拟铸坯在浇注温度分别为1540 °C、1560 °C、1580 °C和1600 °C下晶粒形态。通过观察连铸坯在不同浇注温度下的等轴晶、柱状晶所占的比例,考察浇注温度对铸坯显微组织演变的影响。图8(a)-(d)分别为浇

注温度为1540 °C、1560 °C、1580 °C和1600 °C时铸坯的晶粒形态。可以看出,当初浇注温度为1540 °C时,铸坯的组织主要是等轴晶,柱状晶的含量很少。随着浇注温度的升高,铸坯中等轴晶的百分比逐渐下降,边缘柱状晶的比例逐渐增加。这是由于浇注温度越高,铸坯中夹杂物溶于钢液的比例就越高,导致异质形核能力下降,从而造成等轴晶百分比的下降。在实际生产过程中,等轴晶的百分比与铸坯质量直接相关,等轴晶占比越低,铸坯质量就越差。所以适当降低浇注温度有助于提升铸坯中等轴晶的比例,提升铸坯的成形质量。

3 试验结果分析

3.1 显微组织试验

在连铸过程中,温度场的演化决定了显微组织会存在差异。图9为18CrNiMo7-6圆形连铸坯从心部到边缘的金相显微组织图。图9(a)心部位置,0号,图9(b)-(1),1-11号从心部位置开始沿一条直线取样,每个样品间隔5 mm,直到边缘所有样品沿着连铸坯圆

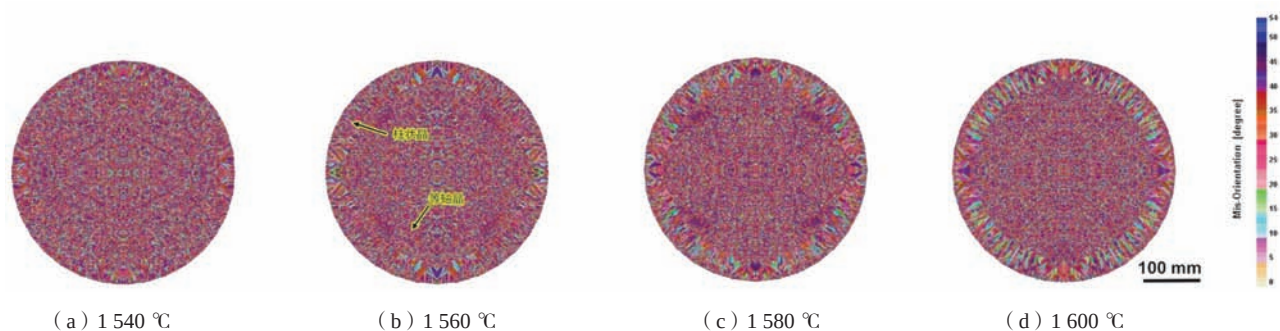
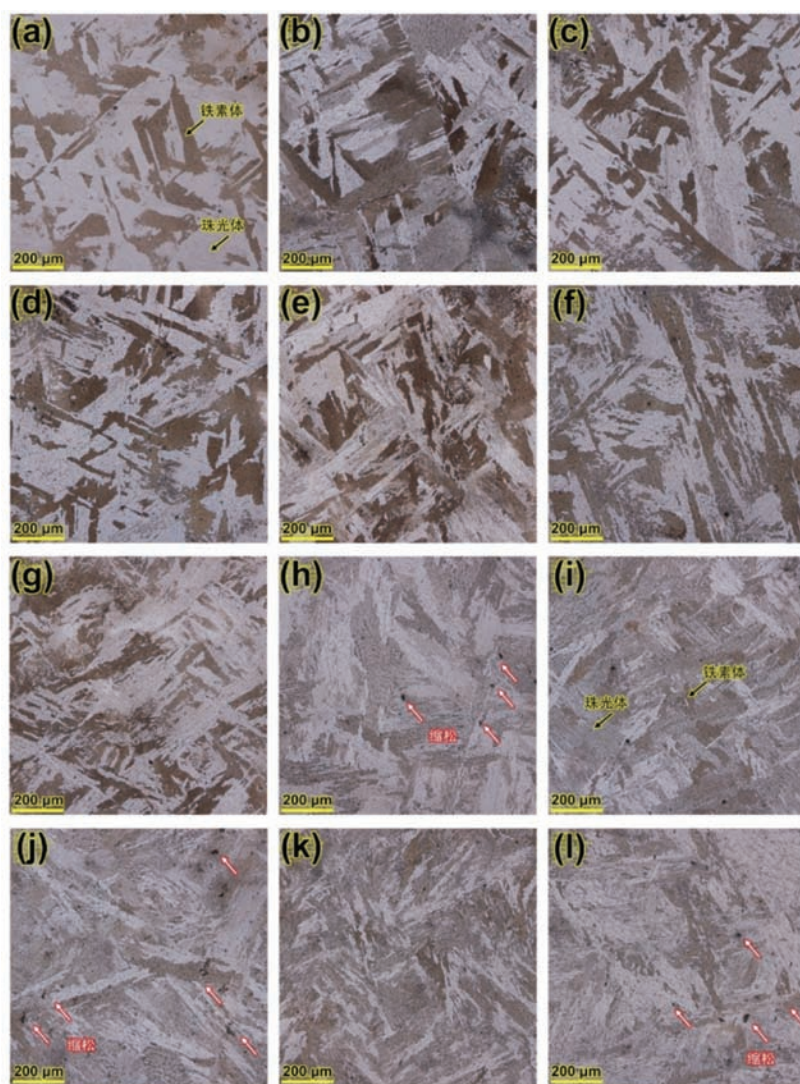


图8 0.002 5 m/s的拉坯速度下,不同浇注温度下连铸坯截面的晶粒形态

Fig. 8 Grain morphology of the continuous casting slab section at different casting temperatures with a casting speed of 0.002 5 m/s



(a) 0号心部位置; (b) - (l) 1-11号从心部位置开始沿一条直线取样,每个样品间隔5 mm,直到边缘

图9 Φ390 mm圆形齿轮钢连铸坯沿截面从心部到边缘的金相组织

Fig. 9 The microstructure of the Φ390 mm round gear steel continuous casting billet along the section from the center to the edge

形截面的同一半径方向截取,其中图9(a)为心部位置,图9(l)为边缘位置。由于18CrNiMo7-6钢为典型的亚共析钢,室温组织主要为片状珠光体和颜色较深

铁素体,已在图9中用黄色文字和黄色箭头所标记。通过对比可以清晰的发现,在靠近心部的位置,如图9(a) - (c)所示,铁素体粗大且含量较高,珠光体的

片层较宽。随着位置逐渐靠近中部,如图9(d)-(f)所示,铁素体逐渐细化,珠光体片层愈发明显。当位置越来越靠近边缘,如图9(g)-(i)所示,铁素体的含量与尺寸基本保持不变,而珠光体片层与心部相比明显细化。而且,在多数靠近边缘的位置发现了缩孔等铸造缺陷,如红色文字和红色箭头标注。产生上述现象的原因是铸件心部位置的凝固速度较慢,铁素体与珠光体有充分的时间形核长大,各个组织趋于平衡凝固。相反,在越靠近边缘的位置凝固速度较快,各种组织来不及完全长大就已经凝固,因此边缘位置的组织细化明显。此外,金属液的补缩不良是造成缩松的主要原因。由于连铸坯在冷却过程中边缘的冷却速度较快,先凝固的钢液会发生体积收缩,树枝晶之间容易受到补缩不良的影响。因此在边缘处观察到明显的缩松缺陷。

总的来说,连铸坯的心部冷却速率较低,铁素体含量较多;边缘的边缘冷却速率较高,铁素体含量少。工艺试验结果印证了连铸坯温度场变化对物相变化的影响,证实了温度场数值模拟的准确性。

3.2 硬度梯度分布

图10显示了圆形齿轮钢连铸坯截面心部位置(0号)到边缘位置(11号)的显微硬度分布,每个样品沿中心线测量5个点后取平均值,具体数值见表2。从测试结果可以发现,连铸坯的显微硬度在靠近心部的时候较低(0号和1号)。当取样位置逐渐靠近中间时,显微硬度呈现明显的升高趋势(2号,3号,4号)。随后,样品的显微硬度逐渐下降(5-9号),并在靠近边缘的位置又显示出上升的趋势(10,11号)。

可以看出,齿轮钢连铸坯截面的显微硬度在心部位置最低,随着位置向边缘靠近,显微硬度呈现先

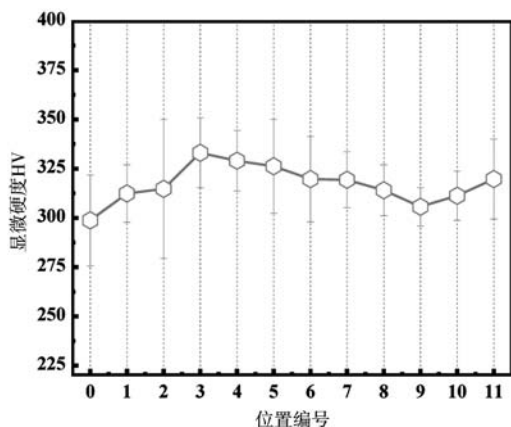


图10 圆形齿轮钢连铸坯截面心部位置(0号)到边缘位置(11号)的显微硬度分布

Fig. 10 Microhardness distribution of the round gear steel continuous casting billet section from No. 0 in the center to No. 11 at the edge

表2 图10中每个样品显微硬度的具体数值
Tab. 2 Specific values of microhardness for each sample in Fig. 10

位置	测试点1	测试点2	测试点3	测试点4	测试点5	平均值
0	292.5	337.1	276	288.6	299.7	298.78
1	320.3	334.2	305.5	302.2	299.7	312.38
2	297.3	277.4	369.4	326.7	303	314.76
3	327.6	334.2	308.9	358.5	336.1	333.06
4	313.2	333.2	329.4	327.1	352.3	329.04
5	307.2	351.1	353.2	313.2	306.3	326.2
6	319.4	303	319.4	355.3	301.3	319.68
7	328	334.2	320	296.5	318.1	319.36
8	296.5	318.5	331.3	315.8	308	314.02
9	302.2	322.1	300.5	306.3	297.3	305.68
10	323	312.3	298.9	323.9	298.1	311.24
11	322.1	306.3	354.2	308.9	307.2	319.74

升高,再下降,最后又再升高的变化趋势。显微硬度的变化与显微组织的演化密切相关。这是由于在低碳钢中,铁素体的硬度较低,相当于软质相;珠光体的硬度较高,相当于硬质相。整体硬度的变化趋势主要取决于两种相的含量。在心部位置,凝固速度较慢,铁素体能充分析出,含量较多,导致硬度较低。在中间的位置,虽然铁素体含量逐渐降低,珠光体含量逐渐增加,但是由于存在铸造缺陷(见图9中的缩松缺陷),导致硬度并没有如预想的那样持续增加,而是呈现出的逐渐下降的趋势。缩松的出现通常会导致铸件局部区域的密度降低,因为缩松是金属液在凝固过程中未能完全补缩而形成的空洞或疏松区域。这种密疏松的区域相对于致密的金属来说更软,从而降低铸件的硬度。在最靠近边缘的位置,硬度在下降后又升高的原因是因为靠近边缘的位置凝固速度较快,珠光体的层变细,一定程度上起到细晶强化的作用。

3.3 残余应力分布

圆形18CrNiMo7-6连铸坯沿直径方向上(与硬度梯度的测试方向相同)残余应力的测量结果如图11所示,每个测量点的具体数值在表3中列出。通过结果分析可以发现,在X方向上,连铸坯圆形截面的心部位置受拉应力(0-3号),中间位置受压应力(4-7号),在靠近边缘的位置受力转变为拉应力之后(8号,9号),在边缘的位置又变成了压应力(10号,11号)。在铸造过程中,由于金属的收缩受到阻碍,导致在铸件内部产生应力。这种应力可以是拉应力或压应力,取决于铸件各部位冷却速度的不一致性。较慢冷却的部分会产生拉应力,而较快速冷却的部分会产

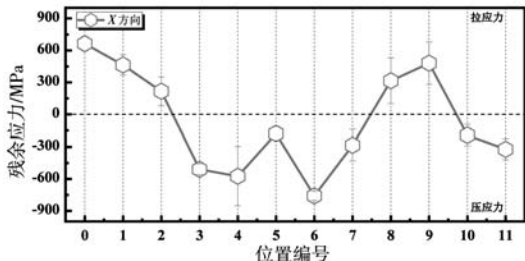


图11 圆形齿轮钢连铸坯截面心部(0号)到边缘(11号)沿X方向的残余应力分布

Fig. 11 Residual stress distribution along the X direction from the center section of the round gear steel continuous casting billet No. 0 to the edge No. 11

表3 图11中每个样品在X方向上的残余应力
Tab. 3 Specific values of residual stresses along the X direction for each sample in Fig. 11

位置	X方向	
	残余应力/MPa	误差值
0	662.98	68.12
1	462.98	95.18
2	216.27	133.64
3	110.2	51.53
4	-75.41	277.42
5	-177.3	63.67
6	-199.46	42.18
7	-285.96	146.68
8	114.8	215.53
9	279.78	198.91
10	-193.23	100.23
11	-322.87	98.45

生压应力。值得注意的是,8号和9号位置的残余应力的趋势发生变化,由压应力转变为拉应力。这是由于残余应力不只受温度场的影响,凝固过程中产生的物相转变也会对残余应力产生影响,即组织应力。从前文的显微组织分析可以发现,在靠近边缘的位置晶粒组织细小,柱状体的占比较高,铁素体的占比较低,说明先共析铁素体已经大部分都转变成了珠光体。此时,由于受体积膨胀的原因在铸坯边缘产生拉应力。因此,8号和9号位置的残余应力的趋势发生变化的原因是组织应力起到了主导作用。

此外,这种边缘拉应力转变与铸坯和结晶器之间存在的气隙也存在关联。在连铸过程中,当铸坯与结晶器之间形成气隙时会改变铸坯的冷却条件和热传递效率。气隙的存在会阻碍铸坯表面与结晶器壁之间的直接热交换,导致铸坯表面温度上升,而内部温度仍然较低。这种不均匀的温度分布会在铸坯中产生热应力。特别是在铸坯的固液界面附近,由于温度梯度

的存在,固相部分会收缩,而液相部分则试图保持其原始体积。这种收缩和膨胀的不匹配会在铸坯中产生拉应力。当金属材料内部受到拉应力时,会发生塑性变形,这时金属材料的硬度会降低。而当金属材料内部受到压应力时,会发生弹性变形,这时金属材料的硬度会增加。根据这一理论,图11中残余应力从连铸坯中心到边缘的变化趋势与图10中硬度的变化趋势保持一致。

4 数值模拟结果与试验结果的误差分析

4.1 温度场与物相

根据亚共析钢冷奥氏体的等温转变曲线可知,曲线在左上角有一条先共析铁素体(F)的析出线,因此当亚共析钢连铸坯在非淬火状态下,首先发生奥氏体(A)到先共析铁素体(F)的转变,随后在继续冷却的过程中,奥氏体会继续转变为珠光体(P),而先共析铁素体会继续保留。因此,室温下获得的金相组织为P+F的混合物。

另一方面,根据上文的温度场数值模拟结果(图6和图7),连铸坯的边缘冷却速度约为 $15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$,类似于空冷特征,而心部冷却速度仅为 $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$,类似于炉冷特征。由于铁素体是碳溶解在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的间隙固溶体,随着冷却速度的增加,碳元素没有足够的时间溶解到铁基体中,会导致先共析铁素体的含量的减少。由此可以推断,在连铸坯横截面可以观测到心部的铁素体含量较多,边缘的铁素体含量较少。为了证实上述推断,通过分析图9所示的金相照片,采用Image J软件分析物相的比例,得到的结果如表4所示。可以看出,在靠近心部位置铁素体的含量约为35%~40%左右,而靠近边缘的位置铁素体的含量仅为20%左右。

总的来说,连铸坯的心部冷却速率较低,铁素体含量较多;边缘的边缘冷却速率较高,铁素体含量少。工艺试验结果印证了连铸坯温度场变化对物相变化的影响,证实了温度场数值模拟的准确性。

4.2 显微组织与晶粒度

另一方面,根据中华人民共和国国家标准GB/T 6394—2017《金属平均晶粒度测定法》,测试连铸坯的晶粒度。在 $100\times$ 的放大倍数下,将图9中的金相照片导入晶粒度分析软件,采用面积法进行晶粒度测试,相关结果如表5所示。可以看出,晶粒度的级别在心部位置较低,说明心部位置的晶粒粗大。随着测试位置从中心靠近边缘,晶粒度的级别逐渐增加,在中间位置达到7.5左右,在边缘位置达到8左右,这说明晶粒尺寸从中心到边缘呈现逐渐减小的趋势。晶粒度的

表4 根据金相照片计算连铸坯中的物相比例
Tab. 4 Calculation of phase ratio in continuous casting
billet based on metallographic photos

位置	物相占比/%	
	铁素体	珠光体
0	35.1	64.9
1	38.51	61.49
2	39.4	60.6
3	43.12	56.88
4	39.4	60.6
5	39.86	60.14
6	26.42	73.58
7	27.04	72.96
8	23.8	76.2
9	18.2	81.8
10	18.08	81.92
11	19.91	80.09

表5 连铸坯不同位置的晶粒度
Tab. 5 Grain size at different positions of continuous
casting billet

位置	晶粒度
0	6.8
1	6.5
2	6.65
3	6.17
4	7.56
5	7.44
6	7.57
7	7.34
8	7.8
9	8.2
10	8.08
11	8.01

大小对材料的性能和性质有重要影响。晶粒度较小的材料通常具有较高的硬度，而晶粒度较大的材料则具有较高的塑性和韧性。这是因为晶粒度较小的材料中存在着更多的晶界和位错，这些缺陷可以有效地阻碍材料的位移和滑移，从而提高了材料的强度和硬度。而晶粒度较大的材料中晶粒之间的位移和滑移相对容易，因此具有较高的塑性和韧性。

根据上文图8（b）中获得的数值模拟结果，从心部位置到边缘位置的晶粒尺寸如表6所示。同样，根据上文的晶粒度试验结果，将两者进行比对，比对方法为： $|（数值模拟值-试验值）|/试验值$ ，计算数值模拟结果与试验结果的误差。可以看出，在连铸坯的不同

位置，数值模拟结果与试验结果的误差在±15%以内，少量测试点的误差大于10%，所有结果的平均误差为12%。

表6 晶粒形态模拟结果与晶粒度试验的误差分析
Tab. 6 Error analysis of solidification structure simulation
results and grain size test

位置	晶粒尺寸/ μm		误差/%
	模拟结果	试验结果	
0	99.4	113.2	12
1	88.3	99.6	11
2	83.6	95.3	12
3	76.3	74.3	3
4	69.5	58.4	19
5	57.6	46.2	25
6	49.2	50.3	2
7	36.3	44.3	18
8	29.6	39.1	24
9	22.3	20.3	10
10	16.9	18.4	8
11	7.6	8.01	5

材料的晶粒度与显微硬度之间存在一种反比关系。较细的晶粒可以提高显微硬度值，因为晶粒越细，晶格缺陷的数量就越少，晶格间距也越小。这种关系可以通过Hall-Petch公式分析。Hall-Petch公式是描述晶体塑性变形强度与晶粒尺寸关系的经验公式，表达式为 $\sigma_y=\sigma_0+k_yd^{-1/2}$ 。其中， σ_y 代表了材料的屈服极限； σ_0 表示移动单个位错时产生的晶格摩擦阻力； k_y 表示一个与材料的种类性质以及晶粒尺寸有关的常数， d 为平均晶粒直径。该公式表明，晶粒尺寸的平方根与材料的屈服强度成反比关系，当晶粒尺寸减小时，晶界变得更加密集，晶界对位错的阻碍作用更加显著，从而增大了材料的屈服强度。通常， $\sigma_{0.2}$ 是材料发生0.2%变形时的屈服应力，通常可以用来间接表示材料的显微硬度。

从晶粒形态的数值模拟结果可知，连铸坯截面的晶粒度从心部到边缘呈线性减小的趋势。根据Hall-Petch公式，可以反推出其硬度是从中心到边缘应该是线性增加。然而亚共析钢的硬度除了与晶粒尺寸相关之外，还与物相分布、缺陷分布相关。根据图10的结果，硬度并没有呈现线性增加的趋势。这主要是与珠光体和铁素体的物相分布，以及铸造缺陷有关。因此，硬度值从中心到边缘的分布情况是显微组织、物相分布和铸造缺陷的综合结果。

5 结论

（1）温度场模拟方面，在钢液凝固过程中，凝固

表面的温度最低,钢液的中心温度最高,且从钢液中心到凝固表面的温度逐渐降低。在铸坯凝固过程中,铸坯角部的温度下降最快。改变浇注温度和拉坯速度对温度场的分布影响不大,提高浇注温度和拉坯速度都会在一定程度上提高铸坯的表面与心部的温度梯度。

(2) 晶粒形态方面,不同的连铸工艺会影响铸坯组织的形成,浇注温度越高,铸坯等轴晶占比降低,柱状晶比例增加。相反,较低的浇注温度有利于细化晶粒,提高铸坯质量。

(3) 显微组织方面,室温下18CrNiMo7-6齿轮钢主要由片状珠光体和先共析铁素体组成。心部位置的

铁素体粗大且含量较高,珠光体的片层较宽。边缘位置的珠光体片层明显细化。晶粒度从心部位置到边缘位置逐渐增加,晶粒细化现象明显。

(4) 显微硬度方面,心部位置的硬度较低,随着测试位置往边缘靠近,显微硬度呈现先升高后下降的趋势。同时,提高浇注温度会使边缘趋向于形成柱状晶组织,进而降低表面的硬度。

(5) 残余应力方面,材料的残余应力主要来源于凝固过程中产生的热应力。其中心部受拉应力,边缘受压应力。提高浇注温度和拉坯速度会使连铸坯边缘形成较高的残余应力。

参考文献:

- [1] 曹新刚. 齿轮钢铸坯质量工艺研究与应用 [J]. 山西冶金, 2023, 46 (1): 42-43.
- [2] 瞿铁, 庞庆海, 贾冠飞, 等. 超大型矿用磨机高性能铸造齿轮钢的研究开发 [J]. 铸造, 2023, 72 (1): 28-32.
- [3] 李月云, 张宇, 喻智晨, 等. 连铸坯偏析对高碳钢盘条组织和力学性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2023 (7): 156-159.
- [4] 张宁, 高星, 王芝林, 等. 18CrNiMo7-6钢齿轮组织性能异常分析 [J]. 金属热处理, 2022, 47 (4): 268-274.
- [5] 郑凯, 钟振前, 曹文全, 等. 18CrNiMo7-6钢齿轮热处理后开裂失效分析 [J]. 金属热处理, 2022, 47 (12): 275-280.
- [6] 李云昆. 18CrNiMo7-6渗碳齿轮钢超高周疲劳性能研究 [D]. 昆明: 昆明理工大学, 2020.
- [7] 张棒. 18CrNiMo7-6齿轮钢渗碳工艺和疲劳性能的研究 [D]. 郑州: 郑州大学, 2021.
- [8] 李海强, 赵雷, 徐晓林, 等. 25MnSiV矩形连铸坯温度场模拟研究 [J]. 鞍钢技术, 2022 (5): 24-29.
- [9] 屈永豪. 连铸坯凝固过程热应力分析及微观组织模拟 [D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2021.
- [10] 孔意文. 高质量板坯的新型动态二冷控制和动态轻压下模型的研究 [D]. 重庆: 重庆大学, 2020.
- [11] 钟文, 石绍清, 江自然, 等. P91连铸钢坯的显微组织和残余应力分布与测试 [J]. 热加工工艺, 2012, 41 (14): 63-66.
- [12] GANDIN C A, RAPPAZ M, TINTILLIER R. 3-Dimensional simulation of the grain formation in investment castings [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1994, 25 (3): 629-635.

Finite Element Analysis and Experimental Study on Continuous Casting Billet of 18CrNiMo7-6 Steel Gear

LI Hong-ge¹, YUAN Bo², SU Ming³, BAI Hou-yi¹, CHEN Xiao-jin¹, FENG Hou-bin¹, DAI Xian-wu¹, HU Bing¹
(1. Chang'an Wangjiang Industrial Co., Ltd., Chongqing 400020, China; 2. Institute of Intelligent Manufacturing Technology, Shenzhen Polytechnic University, Shenzhen 518055, Guangdong, China; 3. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China)

Abstract:

In this paper, the steady-state simulation of the continuous casting process of the 18CrNiMo7-6 gear steel billet was carried out by using the ProCAST large-scale casting simulation software. The continuous casting process was controlled through an external program in C language, and the changes in process parameters were simulated. The distribution of temperature field during the continuous casting process was simulated, and the reasons for casting defects during the processes were analyzed. Subsequently, the circular continuous casting billet of 18CrNiMo7-6 gear steel provided by a certain factory was used as the raw material to study its cross-sectional microstructure, hardness gradient distribution, and residual stress distribution. Finally, a quantitative relationship between smelting process parameters, microstructure, and mechanical properties was established, and possible optimization approaches for the casting process were summarized and discussed.

Key words:

casting simulation; gear steel; temperature field; microstructure; grain size