

船用曲柄 85 ~ 95 t S34MnV 钢锭的生产实践

庞宗旭 林腾昌 朱 荣 王成杰
(北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083)

摘 要 曲柄用钢 S34MnV 的生产流程为 100 t Consteel 电弧炉-LF-VD + VC(真空浇注)-铸锭工艺。运用扫描电镜和数值模拟对 S34MnV 钢锭缺陷部位钢样进行了观察和分析, 得出造成曲柄探伤不合的原因为钢锭沉积锥处有大量非金属夹杂物富集。通过精炼前喂 2 m/t 铝线深脱氧、终脱氧喂 Ca-Si 线, 控制钢中夹杂物类型, 调整渣系、优化钢锭模结构等优化工艺措施, 减轻了钢锭的沉积锥缺陷, 使钢锭废品率由原来的 21% 降低至 6%, 钢锭尾部氧含量由原来的 23×10^{-6} 降低至 12×10^{-6} 。

关键词 船用曲柄钢 S34MnV 钢锭 沉积锥 夹杂物 工艺优化

Production Practice of 85 ~ 95 t Ingot of Steel S34MnV for Marine Crank

Pang Zongxu, Lin Tengchang, Zhu Rong and Wang Chengjie
(School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology, Beijing 100083)

Abstract The production flow sheet of steel S34MnV for marine crank is 100 t Consteel arc furnace-LF-VD + VC (vacuum casting)-ingot process. The observation and analysis on samples of defect region of steel S34MnV ingot are carried out by using scanning electron microscope and numerical simulation to get that the a large amount of non-metallic inclusions enriched at deposit cone of ingot is the cause of rejection of crank by non-destructive test. With using optimum process measures including feeding 2 m/t aluminium wire to deep-deoxidize before refining, feeding Ca-Si wire for end deoxidization, controlling type of inclusions in steel, adjusting slag series and optimizing structure of steel ingot mold etc. the defects at deposit cone of ingot reduce, the rejection rate of ingot is reduced to 6% from original 21% and the oxygen content in steel of ingot bottom decreases to 12×10^{-6} from original 23×10^{-6} .

Material Index Steel S34MnV for Marine Crank, Ingot, Deposit Cone, Inclusion, Process Optimization

我国造船业发展迅速,但是作为大型船用柴油发动机的核心部件曲轴,其制造问题一直没有得到解决,使造船公司不得不高价进口船用曲轴。进口船用曲轴不但价格昂贵,而且交货不及时,这严重制约了我国造船业的发展。曲柄作为曲轴中主要受力部件,其质量要求极为严格,超声波探伤单个缺陷当量 $\Phi 1.5 \text{ mm}$,磁粉探伤单个缺陷最大长度不超过 1 mm。本文以提高锻钢曲柄用钢锭纯净度为研究目标,利用扫描电镜等检测设备对钢水及锻件内部夹杂物进行细致分析,不断优化冶炼工艺,利用 Procast 软件模拟并优化锭模结构,减少钢锭凝固缺陷,最终实现了曲柄用 S34MnV 钢锭纯净化生产。

1 钢种 S34MnV 特性与生产现状

1.1 钢种特性

S34MnV 为 MAN B&W 公司船用组合式曲轴专

用钢种,成分见表 1,该钢属于中碳低合金结构钢,Mn 含量为 1.2% ~ 1.4%,用以强化铁素体和细化珠光体的作用,来提高钢的强度,为了消除锰钢的过热敏感性,加入微量的 V(0.09% ~ 0.11%),由于珠光体锰钢容易产生白点,为了防止由于偏析而产生的带状组织,锻件在停止热加工后,不宜在 Ar_3 到 Ar_1 的温度区间停留过久,因此通常不采用一般的扩散去氢的热处理工艺,因而要求钢锭在真空脱气环节就要把氢含量控制在 1.5×10^{-6} 以下。

1.2 生产情况及质量问题总结

曲柄用钢 S34MnV 采用 100 t Consteel 电弧炉 + 100 t LF + 100 t VD + VC(vacuum casting 真空浇注)模铸流程生产,超声波(UT)探伤分区进行,单个缺陷最小当量 $\Phi 1.5 \text{ mm}$ 、磁粉(MT)探伤单个线性最大长度不超过 1.0 mm,是目前国内大型锻件无损探伤要求最高的锻件之一,因而钢锭不仅要控制极低的非

通讯作者:林腾昌,博士研究生,北京科技大学冶金与生态工程学院,北京 100083

E-mail: lintengchang@126.com

表 1 S34MnV 钢的化学成分/%
Table 1 Chemical composition of steel S34MnV /%

项目	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Cu	H	O
标准	0.34 ~ 0.37	0.15 ~ 0.35	1.20 ~ 1.40	≤0.010	≤0.005	≤0.30	≤0.15	0.09 ~ 0.12	≤0.30	≤0.30	≤0.000 15	≤0.002 5
目标	0.35 ~ 0.37	0.15 ~ 0.30	1.30 ~ 1.35	≤0.008	≤0.002	0.10 ~ 0.20	0.05 ~ 0.10	0.09 ~ 0.11	0.10 ~ 0.20	≤0.15	≤0.000 15	≤0.002 5

金属氧化物及硫化物含量,并且要保证钢锭内部质量不产生局部疏松及锭型偏析,才能保证锻件的探伤合格率。

由于曲柄锻件结构复杂,出现探伤缺陷则无法继续改锻,并使整个钢锭报废。钢厂自 2008 年 ~ 2009 年 2 月共生产钢锭 2 685 t, 33 炉, 锭型主要为 85 t 和 90 t。其中共计报废 9 支钢锭(其中 6 支为 85 t 锭型), 废品达 564 t, 废品率达到 21%。探伤缺陷及钢材中气体含量见表 2。

从探伤反馈来看, 缺陷部位大都集中在锻件一端, 经重量折算, 全部发生在钢锭沉积锥部位, 气体含量为锻后从锭尾端所取气体经加工后用氧氮分析仪测定, 由于氢在加工时已经扩散逸出, 只能将全氧和氮作为参考。由表 2 可见, 锻材上氧含量偏高, 大型钢锭真空浇注极限真空度约 40 Pa, 文献介绍^[1-2], 钢中氧化物在 1 600 °C 下分解的自由能 $\Delta G_{\text{分解}}^0$ 均大于 0, 即所有的氧化物在真空熔炼条件下不发生分解反应, 仍保留在钢液中, 通过钢中碳还原氧化物的计算, 真空度必须达到 1 ~ 10 Pa 情况下, 钢液中的碳才能还原 FeO、MnO。因此, 必须保证精炼过程钢水足够纯净, 才能减轻或消除沉积锥缺陷。

2 钢锭探伤不合格的原因分析

2.1 非金属氧化物造成探伤不合格的机理

夹杂物在热加工时的变形量与钢基体的变形量关系, 引用夹杂物变形性指数公式^[3]:

$$\gamma = \frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_s} = \frac{2}{3} \cdot \frac{\ln \lambda}{\ln h} = \frac{2}{3} \cdot \frac{\lg \lambda}{\lg h}$$

表 2 曲柄钢锭锻造后探伤不合格炉次的夹杂物类型和气体含量
Table 2 Inclusion types and gas content in forged crank of ingot of heat rejected by non-destruction test

炉次	生产日期	缺陷类型	气体/10 ⁻⁶		
			O	N	H
1-1108	2008.7	密集缺陷, 普遍当量 $\Phi 4 \sim \Phi 6.1$	29	28	0.78
2-1540	2008.9	密集缺陷, 普遍当量 $\Phi 3.9 \sim \Phi 5.8$	25	56	0.32
2-1722	2008.11	有密集缺陷, 最大点状 $\Phi 4.3$	44	70	1.10
2-1727	2008.11	两处密集缺陷, 最大点状 $\Phi 9.3$	29	56	0.70
2-1729	2008.11	密集 $\Phi 2 \sim \Phi 3$ 点状最大 $\Phi 2.7$	25	83	0.48
1-1787	2008.11	密集 $\Phi 2 \sim \Phi 3$ 点状最大 $\Phi 8$	20	51	0.43
1-003	2009.1	点状缺陷, 最大 $\Phi 3.6$	39	69	0.35
1-020	2009.1	密集缺陷 $\Phi 1.5 \sim \Phi 3.1$	30	52	0.70
1-097	2009.1	密集缺陷 $\Phi 3 \sim \Phi 4$ 最大 $\Phi 6.3$	24	66	0.84

式中: $\varepsilon_i = \ln \lambda = \ln(b/a)$ 表示夹杂物的真正伸长; a - 铸态钢中夹杂物原始长度/ μm ; b - 热加工状态下钢中夹杂物长度/ μm ; λ - 表示 b/a 。 $\varepsilon_s = 1.5 \ln h = 1.5 \ln(F_0/F_1)$ 表示钢的真正伸长, F_0 - 钢锭原始横截面积/ m^2 ; F_1 - 加工后钢坯的横截面积/ m^2 ; h - 表示 F_0/F_1 。

变形性指数 $\gamma = \varepsilon_i/\varepsilon_s$ 的数值可以从 0 变到 1, 即由钢在加工时夹杂物完全不变形, 到夹杂物的伸长与钢的伸长相等。

当夹杂物的伸长程度大于钢时, 该值就大于 1。当变形指数接近 1 时, 夹杂物的伸长与钢相同, 这时, 钢与夹杂物界面间的结合力不会消失, 夹杂物的显微界面呈椭圆形, 在钢中没有因夹杂物引起的不连续现象, 含有 MnO、FeO、CaO、Al₂O₃ 的硅酸盐属于此类夹杂。

当变形指数低于 1 时, 夹杂物与钢界面在热加工时则易产生热撕裂或锥形间隙, 即造成钢的不连续现象, 大多数的非金属氧化物如尖晶石类、CaO · Al₂O₃、CaO · 2Al₂O₃、CaO · 6Al₂O₃ 型的钙铝酸盐及纯 SiO₂、(Fe, Mn)O 等均属此类夹杂, 硬质夹杂物周围基体存在明显的应力应变集中。半径为 2.5 mm 的夹杂物所引起的应力应变分布不均现象, 仅限于该夹杂物为中心、半径约为 7.5 mm 的球形区域内, 即影响范围约为夹杂物缺陷尺寸的 3 倍, 与文献 [4] 结论吻合。这种强烈的局部变形很容易引起材料的损伤聚集而萌生微观裂纹, 成为锻件超声波探伤报废和大型锻钢服役失效事故的潜在根源。通过对工艺改进前的夹杂物进行电镜分析, 尺寸最大达到 320 μm , 因此单颗粒不变形夹杂在金属基体周围形成的微裂纹足可以造成锻件探伤不合。

2.2 夹杂物类型分析

由于曲柄产生了大量废品, 为分析缺陷原因, 在钢水精炼过程中及锻件水口端取大量试样进行分析, 分别为原工艺 LF(图 1a)、喂 1 m/t 铝线终脱氧后(图 1b)、锭尾(图 1c) 的试样做了扫描电镜观察及能谱分析, 研究认为大颗粒非金属夹杂物造成的密集缺陷是导致探伤不合格的主要原因。

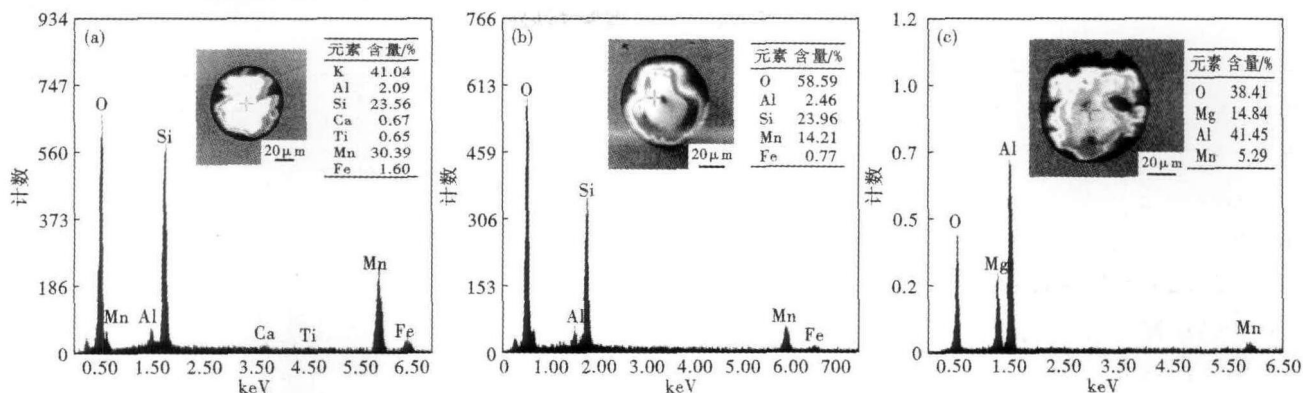


图1 原工艺钢中夹杂物形貌和分析:(a)硅铝酸锰-LF;(b)硅铝酸锰-脱氧后;(c)镁铝尖晶石-锭尾

Fig. 1 Morphology and analysis of inclusions in steel by original process: (a) alumino-silicate manganese, in LF; (b) alumino-silicate manganese, after deoxidation; (c) magnesium-aluminum spinel, ingot bottom

工艺改进前 LF 以 Fe-Si 粉及 Fe-Ca 粉扩散脱氧为主,没有用 Al 进行预脱氧,因此夹杂物以硅酸锰为主。对原工艺锻件尾端取样分析,夹杂物为镁铝尖晶石。终脱氧喂 Al 所形成的单颗粒氧化铝夹杂并未充分上浮,尽管还原了氧化锰,但与包衬镁碳砖发生反应,生成了脆性镁铝尖晶石夹杂。

3 工艺分析、改进与生产检验

3.1 沉积锥处非金属氧化物夹杂来源与锭型模拟优化

大型钢锭由于其凝固选分结晶的结果,钢锭内部自上而下往往存在严重的元素及非金属夹杂物的正偏析及负偏析,沉积锥位于锭心中下部粗大等轴晶带之下,属于负偏析区^[5],内有大量尺寸超过 50 μm 的氧化物夹杂,主要成分是簇状 Al₂O₃ 及复合类夹杂物,Al₂O₃ 及其复合类夹杂物在钢锭凝固初期往往作为外来形核质点而成为树枝晶的形核核心。文献[6]描述真空浇注钢锭沉积锥处非金属氧化物有两个来源:

(1)在帽口处钢水液面快速凝固后形成的树枝晶长大到一定尺寸时,在剪切重量的作用下,使树枝晶从顶面分离,树枝晶下沉过程中捕捉非金属氧化物夹杂并一起下沉到钢锭下部;

(2)沿凝固前沿下降的环流将树枝晶折断或再熔,在环流下降时将大型氧化物夹杂捕捉,一起下沉到钢锭下部。由于真空钢锭的热中心在中上部,帽口处缩孔形成时,下部沉积锥等轴晶区钢水接近固相线温度,下沉的枝晶颗粒不能通过热对流上升,而“富集”到钢锭下部。

如上所述,沉积锥处负偏析区晶粒含有从钢锭帽口处最先结晶的那部分树枝晶和钢锭纵向凝固前

沿下沉的树枝晶,通过大量生产实践发现,大型真空钢锭在浇注结束后钢锭帽口液面就开始快速凝固,形成的树枝晶往往夹带大型非金属氧化物夹杂,坠入沉积区,探伤体现出夹杂性密集缺陷。

根据以上分析,不难发现,如果增强帽口保温效果,可避免帽口处钢水“凝壳”,实现钢锭自下而上的顺序凝固,进而能减少沉积锥处夹杂总量。原 85 t 锭型帽口仅一层粘土砖,并且帽口锥度较大,改进后的 86 t 锭型帽口增加了一层轻质保温砖,且降低了帽口锥度,解决了帽口处钢水“结壳”现象。通过 ProCAST 软件,计算出 S34MnV 液相线温度为 1 500 °C,固相线温度为 1 436 °C,浇注温度设定为 1 550 °C,并严格按照实际情况设定边界条件模拟出了 85 t 锭型及 86 t 锭型温度场,见图 2。通过对模拟步骤 25500 时取帽口处温度点测定 85 t 帽口液面处温度为 1 483 °C,已经接近结晶温度趋势,帽口液面更易“结壳”,而 86 t 锭型温度达到 1 483 °C 时的模拟步骤为 27250。由此可见,86 t 锭型保温效果优于

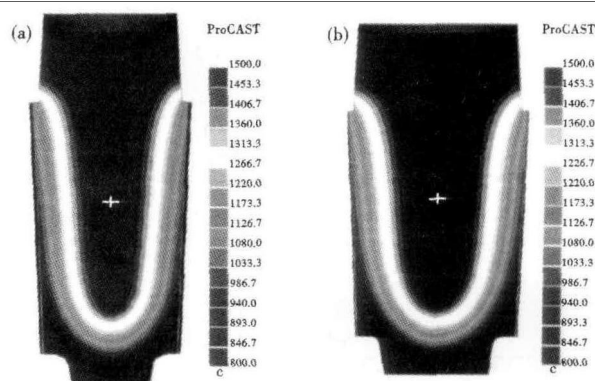


图2 85 t(a)和86 t(b)钢锭温度场

Fig. 2 Simulation of temperature field: (a) 85 t ingot; (b) 86 t ingot

85 t 锭型。原 85 t 锭型收缩高度高于改进的 86 t 锭型,表面收缩应力可能将包裹保护渣的凝固壳拉裂,然后坠入钢锭底部,更易产生沉积锥处大型夹杂物。

3.2 工艺改进措施

对原生产工艺进行分析后,分别在冶炼工艺和钢锭模两方面进行了优化调整。工艺改进措施如表 3 所示。调整后的钢渣成分见表 4。

大型钢锭由于其凝固选分结晶的结果,钢锭内部自上而下存在严重的元素及非金属夹杂物的正偏析及负偏析,沉积锥位于锭心中下部粗大等轴晶带之下,属于负偏析区,内有大量尺寸超过 50 μm 的氧化物夹杂,主要成分是簇状 Al₂O₃ 及复合类夹杂物。

3.3 工艺改进后生产效果

在 2009 年 4 月~2010 年 4 月间对生产工艺及锭模结构优化后,共生产 2 648 t,其中仅有 2 炉出现探伤不合缺陷,废品量为 159 t,废品率为 6%。对新工艺下 LF(图 3)的夹杂物分析发现,夹杂物由原工艺的硅铝酸锰变为典型的 12CaO·7Al₂O₃ 夹杂物。改进工艺后锻件锭尾端取样分析,未发现大型夹杂物,钢锭抽检的氧含量平均值由 23 × 10⁻⁶ 降至 12 × 10⁻⁶。

表 3 原工艺和优化工艺对比

Table 3 Comparison between original process and optimum process

周期	原工艺	优化工艺
冶炼期	(1) 精炼渣量(石灰 15~25 kg/t),用萤石(1~2 kg/t)调渣; (2) 采用硅铁粉、硅钙粉还原; (3) LF 结束喂铝线 1.0 m/t,喂铝线结束,进真空位进行 VD 处理; (4) 真空度达到 67 Pa,保持 20 min; (5) 出钢前喂 Ca-Si 线 1.0 m/t	(1) 取消终脱氧喂铝线,改为精炼前期喂 2 m/t 铝线,确保深脱氧,还原钢中 MnO 及 FeO 等夹杂,避免精炼后期出现(Fe、Mn)O 等的硅铝酸盐、钙铝酸盐复合氧化物; (2) 终脱氧改用 Ca-Si 线,按照 Al 含量计算加入,确保形成 12CaO·7Al ₂ O ₃ 型钙铝酸盐; (3) 控制钢中夹杂物类型,对不变形夹杂物进行变性处理,使夹杂物变形指数 $r = \epsilon_1/\epsilon_2 \geq 1$,热加工后不影响钢基体的连续性; (4) 调整渣系,精炼期渣变白后扒渣,重新造渣,采用经调整的钢渣(具体成分见表 4)进行扩散脱氧及调整渣流动性,渣量控制在 3~5 kg/t。
浇注期	优化锭模结构,采用新 86 t 锭型替代原 85 t 锭型。减少帽口下缩孔及疏松程度,增强帽口保温性,保证钢锭顺序凝固,避免高熔点非金属氧化物枝晶提前熔断。	

表 4 调整后的钢渣成分/%

Table 4 Ingredient of readjusted slag / %

Al	Al ₂ O ₃	SiO ₂	MgO	Fe ₂ O ₃	CaO
26~35	≥28	≤15	≤10	≤2	≤10

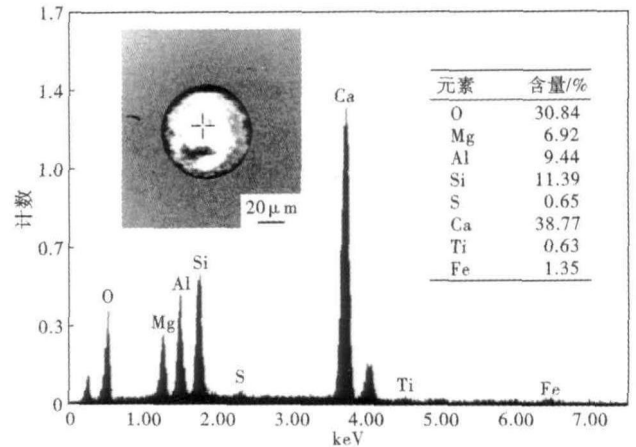


图 3 LF 工艺 12CaO·7Al₂O₃ 型塑性夹杂形貌和分析

Fig.3 Morphology and analysis of plastic inclusion 12CaO·7Al₂O₃, LF process

4 结论

(1) 分析认为钢锭中存在大型脆性非金属氧化物夹杂是造成曲柄锻件探伤不合格的主要原因。通过调整铝脱氧制度与采用经调整的钢渣精炼,提高渣系吸附夹杂物的效果及延长脆性夹杂物上浮时间可有效改善钢液质量。

(2) 终脱氧改喂 Ca-Si 线,根据 Al 含量计算喂入量,可变形夹杂物为低熔点 12CaO·7Al₂O₃ 型夹杂物,不仅有利于脱氧产物在钢包内及钢锭凝固过程中快速上浮,而且确保了沉积锥处不再存在危害性较大的尖晶石类夹杂。

(3) 通过锭型优化和工艺改进后,钢锭废品率由原来的 21% 降至 6%,钢锭抽检全氧含量由 23 × 10⁻⁶ 降至 12 × 10⁻⁶。

参考文献

[1] 王信之. 真空炼钢理论(一)[J]. 大型锻件, 1987(4): 36-48.
 [2] 王信之. 真空炼钢理论(二)[J]. 大型锻件, 1988(1): 57-76.
 [3] 赵 坚, 赵 琳. 优质钢缺陷[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1991.
 [4] 韩静涛. 大型饼块类锻件夹杂性裂纹形成机理及控制锻造工艺研究[D]. 北京: 清华大学, 1995.
 [5] Maidom C, Blind D. Solidification and Segregation in Heavy Forging Ingots[J]. Nuclear Engineering and Design, 1985, 84: 285-296.
 [6] 卢 盛. 钢锭质量[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1990.

庞宗旭(1984-),男,硕士研究生,工程师,2007 年辽宁科技大学毕业,特殊钢工艺与质量控制研究。

收稿日期:2012-12-20