

● NEIBU ZILIAO

全国冶金轧辊与金属粘接技术交流会

QUANGUO YEJIN ZHAGUN YU JINSHU ZHANJIE JISHU JIAOLIU HUI

轧辊技术论文集

ZHAGUN JISHU LUNWEN JI

(第二集)

中国金属学会金属	ZHONGGUO JINSHU XUEHUI JINSHU
粘接专业委员会	ZHANJIE ZHUANYE WEIYU HUI
四川省金属学会	SICHUANSHENG JINSHU XUEHUI
重庆金属学会	CHONGQING JINSHU XUEHUI
冶金信息情报网	YEJIN XINXI QINGBAO WANG
成都华冶信息研究所	CHENGDU HUAYE XINXI YANJIU SUO

全国冶金轧辊与金属粘接技术交流会

系列专题资料:

冷轧辊技术论文集(第一集)

轧辊技术论文集(第二集)

轧辊技术论文集(第三集)

金属粘接技术论文集

主办单位:

冶金信息情报网

中国金属学会金属粘接专业委员会

四川省金属学会

重庆金属学会

成都华冶信息研究所

联系单位及地址:成都市陕西街 100 号 成都华冶信息研究所
邮编:610041 电话:(028)6124969 FAX:(028)6113532

三发牌系列烧结焊剂、合金焊丝

我厂生产的堆焊用烧结焊剂均系氟碱型低活性烧结焊剂，执行 GB/T17854-1999，粒度为 14~60 目。

轧辊堆焊用烧结焊剂包括 SF110、SF111、SF112，碱度 B_{IIW} 1.8，焊接工艺性能和冶金性能优良，配合 Cr-Mo-V，Cr-W-Mo-V 等中、高合金焊丝使用时脱渣性好。该类焊剂已广泛应用于各类钢质轧辊、吊车轮的堆焊修复。

烧结焊剂 SF150、SF151、SF153 主要用于连铸辊堆焊，碱度 B_{IIW} 2.0，焊剂渣性较“短”，与 Cr13 系列马氏体不锈钢焊丝配合堆焊修复连铸辊时电弧稳定，高温脱渣性好，焊道成型美观，表面光洁。该类焊剂已广泛应用于各种连铸辊的堆焊修复，效果良好。

烧结焊剂 SF180 碱度 B_{IIW} 2.1，焊剂渣性较“短”，焊接工艺性能和冶金性能优良，主要堆焊修复连铸辊及配合各种合金焊丝堆焊修复直径 80mm 以上轴类。

我厂按相应国标和企标生产的合金焊丝有 H1Cr13、H1Cr13Ni2、H1Cr13Ni6、H0Cr14、H18CrMo、H25Cr3Mo2MnVA 等。

鞍钢实业发展总公司民企焊接材料厂

地址：鞍山市立山区灵山村灵山检察站南 50 米路东

电话：0412-6211346

传真：0412-6211733

邮编：114031

轧辊技术论文集(第一集)

高铬铸铁轧辊性能研究现状	王久彬 徐如志 刘风云(1)
高铬铸铁轧辊材质的热疲劳行为	王久彬 李庆春(7)
高铬铸铁轧辊简介	邢汝平(10)
谈高速钢轧辊	邵素芸 王 刚 宋 威(12)
高速钢复合轧辊	赵 新(16)
高速钢复合轧辊的研究及生产	宫开令 董雅军 高春利(20)
带钢热轧机用的高铬钢粗轧辊	刘荣藻译 王刚校(25)
常见的轧辊制造缺陷	(30)
各类轧机的选辊原则	(30)
高 NiCr 铸铁轧辊的切削加工及刀具选择初探	段戌生(31)
用氧化钼压块代替钼铁冶炼低钼合金轧辊钢	刘景生 李万清(36)
国外组合轧辊现状	吴仲行 谢梅英(40)
铸造轧辊	徐均康编译(42)
轧辊技术——复合轧辊铸造方法介绍	原著: H·Easter, R-Duffy 牟世伟译(51)
合金球墨铸铁轧辊	蔡淑卿译 邵素芸校(54)
钢轧辊在我公司的试制	周瑞生(56)
无冒口铸造技术在球铁轧辊生产中的应用的研究	刘建华 张瑞军等(58)
小型轧机用铸造轧辊	B. Lyckstron(瑞典)杨善编译(62)
提高轧辊使用寿命的方法和途径	王圣文 金 非(64)
离心法复合铸造铸铁轧辊生产	刘 超(67)
低合金无限冷硬轧辊的研制	王明奎(71)
锻钢轧辊淬火技术简介	叶为德(77)
钒钛铬球墨铸铁松棒棍	李毓彬(81)
含钒复合轧辊试用的探讨	姜 逊(88)
重稀土镁复合球化剂在球墨铸铁轧辊中的应用	陶锦生 苏恩先 谭润生等(92)
MIDLAND 轧辊制造有限公司的制造技术和发展	英 M·C·Perks 毛平译 丁左校(99)
铸铁轧辊质量分析及改进措施	蔡新美(104)
ZU70Mn2 铸钢轧辊热处理工艺试验	潘祖治 饶海龙 吴德安 黄瑚等(108)
Ø400 轧钢机轧辊的设计计算	王和军(112)
轧辊“以铁代钢”问题的探讨	苏恩先 莫运扬(115)
我国中厚板轧机用辊的生产和发展	苏长岐 朱英会 冯延青(118)
六辊轧机轧辊传动力矩的计算	李登超(121)
线棒材轧机复合轧辊可安全操作装配系统的开发	张锦译 董俊校(123)
ZG40Mn2 辊身热处理工艺的改进	李安敏(128)
球墨铸铁轧辊发热保温冒口的研究	熊仲明 李慧龄等(130)
轧辊的种类、特点及其选择	崔佩镛(136)
棒材连轧机轧辊的选用及制造	宫开令 程世文(140)
结合生产实际,谈降低轧辊消耗	高明杰(144)
降低轧辊消耗的主要途径	田海平(147)

对于 550 开坯轧机断辊事故的探讨	周高译(149)
减少断辊事故 提高经济效益	郑国梁(154)
用热时效法解决轧钢的断辊问题	胡青玉(156)
铸钢轧辊热抗裂性判据	王贵明 李秀清(158)
用固体渗碳提高 3Cr2W8V 钢挤压辊寿命	孙建荣(163)
提高初轧辊寿命的研究	张 备(167)
70Mn2 轧辊热裂纹产生原因及防止	蔡新美 周瑞生(173)
控制三次氧化铁皮的形成减少工作辊磨损	苏金萍摘译 魏天斌校(177)
断辊的制造原因分析	莫运扬(181)
高线精轧机硬质合金辊环的使用和维护	赵 峰(184)
关于提高线材轧机辊环寿命的途径	李承斌译(186)
热力学分析轧辊磨损	彭文学 张 利 李长生 王国栋(188)
提高轧制长产品轧辊的寿命	孙东东译 景德喜校(191)
提高热轧中板工作辊使用寿命途径的探讨	杨 君 李道恒 龙思远(196)
日本厚板轧制生产线轧辊修磨技术的开发	曹长娥 唐文彬(208)
轧辊非对称交叉控制板凸度的试验研究	卢秉林(212)
高频焊管轧辊修复的技术要求及方法	杜维臣(215)
提高重负荷热轧工作辊寿命的断裂力学研究	(神户制钢)齐藤诚等(218)
轧辊表面的涡流探伤和现有轧辊磨床的自动进给改进	(美)W. J. K. Lein, P. E. 李强译 毛平校(228)
轧辊显微组织的评定及其对轧机操作性能的影响	刘荣藻译 崔昌利校(234)
实用轧辊弹性变形模型的建立和应用	颜景星(238)
刀片材质对半钢轧辊切削刀具性能的影响	宋立秋 何安西 梁雪平等(242)
马钢轧辊使用现状及降低辊耗措施探讨	完卫国(248)
热叠轧薄板的断辊剖析及对策	甄久林 程永固(254)
叠轧薄板轧辊抛物线辊的不合理性及其改进	薄沛新 李军善(258)
热轧用超硬质合金轧辊	张本连译(262)
喷射沉积法在轧辊生产中的应用	王刚译(271)
小型轧机轧辊耐磨性的提高	蔡廷书译 先越蓉校(281)
轧辊堆焊工艺初探	张 文(277)
钢轧辊堆焊设备	魏常桢 郭开元 刘衍定(284)
轧辊堆焊工艺在我厂的应用	李家良(288)
堆焊工作辊在 4200mm 轧机上的使用	王振宇(291)
750 初轧机轧辊堆焊技术总结	莱芜钢厂(293)
轧辊弹性压扁和辊芯制度	池俊成译 崔平校(297)
焊管冷轧辊自动埋弧堆焊焊剂研制报告	(302)
堆焊冷轧辊摩擦磨损性能试验报告	(305)

——一种焊管冷轧辊埋弧自动堆焊修复技术

科学技术成果鉴定证书

成果简要说明及主要技术指标

推广应用前景及效益预测

鉴定意见

四川省科技项目查新咨询报告书

高铬铸铁轧辊性能研究现状

王久彬 徐如志 刘风云

(鞍钢钢铁研究所 邮编 114021)

【摘要】 本文综述了国内外对高铬铸铁轧辊的性能研究及应用现状。

关键词 高铬铸铁轧辊 研究 应用

PRESENT STATUS ON RESEARCH OF HIGH Cr CAST IRON ROLL

Wang Jiubin Xu Ruzhi Liu Fengyun

(Anshan Iron & Steel Research Institute)

【Synopsis】 The article overreviewed the present status on the research and application of the high chromium cast iron at home and abroad

Keywords high chromium cast iron roll research application

1 前言

近年来,随着轧钢生产对节能,提高与控制轧制精度、降低成本的要求,高铬铸铁轧辊已广泛地应用在轧钢业中^[1]。高铬铸铁具有优良的耐磨性,目前正作为一种新的轧辊材质得到广泛的研究与应用^[2]。轧辊在使用中,伴随着磨损、表面粗糙、碳化物脱落、与轧材粘着、表面塑性流动、热冲击及热疲劳等产生的复杂现象^[3~7]。轧辊的使用性能取决于其组织、成分、力学性能及使用条件。

2 高铬铸铁概况及组织特点

2.1 概述

一般地将含铬量高于7%的铸铁称为高铬铸铁。高铬铸铁作为耐磨材料应用范围较广,主要用于土木建设机械中的耐磨件,破碎机的部件及矿用耐磨件等^[8~10]。为了使高铬铸铁具有高性能,通常在其内添加了Si、Mn、

Ni、Cu、Mo等合金元素。日本等国在80年代中期引入高铬铸铁作为轧辊材质。现在不仅在热轧带钢轧机中使用,且在冷轧机中也占据相当位置。

2.2 显微组织的特点

图1为Fe—Cr—C三元素状态的液相面与结晶碳化物种类的示意图^[11,12]。表1为化学成分与结晶碳化物组成及硬度的关系^[13,14]。在过共晶成分中,凝固组织为初晶的碳化物(M_7C_3)与共晶(γ - M_7C_3)共存。在亚共晶成分中,铬含量大于12%时,合金的凝固组织为奥氏体相与共晶($M_7C_3 + \gamma$)及($M_7C_3 + \gamma$)相共存。但当铬含量小于12%时,合金凝固组织取决于含碳量及Cr/C比。Cr/C比小于3.5时,凝固组织为 γ 相及共晶($M_7C_3 + \gamma$, $M_7C_3 + \gamma$)共存,共晶相($\gamma + M_7C_3$)后于共晶相($\gamma + M_7C_3$)析出。当含钼量高于1.2%时,凝固进行到最终阶段,在($\gamma + M_7C_3$)共晶相的间隙中有共晶($\gamma + Mo_2C$)析

出,且呈细片状^[15]。当钒的加入量为2%时,在初生的 γ 相间隙处有粒状的VC型碳化物析出。

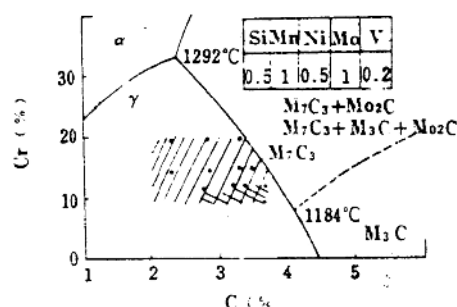


图1 Fe—Cr—C三元状态图液相面及结果碳化物的种类

表1 高铬铸铁碳化物种类及硬度

	M ₇ C ₃	M ₃ C	M ₂₃ C ₆	Mo ₂ C	VC
2C—7Cr	•	•			
2.5C—10Cr	•				
3C—10Cr	•	•			
12Cr	•				
3.5C—15Cr	•				
2.5C—30Cr	•		•		
3C—20Cr—1Mo	•			•	
3C—20Cr—1.5Mo	•			•	
3C—20Cr—2V	•				•
硬度 HV	1800	1150	1000	1000	2500
	2000	1760	1000	2200	2000

在高铬铸铁碳化物中,由于含铬量多,通常的凝固组织中没有石墨析出,但是铬含量降至7%~9%,且阻碍碳化物形成的元素Si、Ni增加,就有可能析出石墨^[16],大多数元素在各相分布较均匀,但Cr、Si元素存在偏析,Cr在晶界处存在负偏析,Si在晶界处存在正偏析。

高铬铸铁凝固开始温度 T_L 、($\gamma+M_7C_3$)共晶开始温度 T_c 及凝固终了温度 T_f 与成分的相关表达式为^[12]:

$$T_f = 1594.5 - 92.6C\% - 0.54Cr\% - 29Si\% - 1.53Ni\%$$

$$- 3.4Mo\% \quad (1)$$

$$T_c = 1225.8 - 22.2C\% + 6.1Cr\%$$

$$- 15.3Si\% - 1.35Ni\%$$

$$- 4.1Mo\% \quad (2)$$

$$T_f = 1203 - 28.8C\% + 6.3Cr\%$$

$$- 10.4Si\% - 1.4Ni\%$$

$$- 17.6Mo\% \quad (3)$$

在典型的高铬铸铁显微组织中,在亚共晶合金组成里,共晶($\gamma+M_7C_3$)存在于初生的 γ 相间, M_7C_3 碳化物独立地以片状存在。在过共晶合金组成里,粗晶的 M_7C_3 碳化物以六角状存在。另一方面,在共晶($\gamma+M_7C_3$)与共晶($\gamma+M_3C$)共存的地方里,共晶碳化物具有二重性,中心部为 M_7C_3 ,外部周围为 M_3C 。从12%Cr系合金的 M_7C_3 碳化物三元形态共晶观察结果看,Mo作为添加元素使共晶碳化物从互相联结的形式出现,在不含Mo元素时共晶碳化物以杆状或带状出现^[17]。

碳化物面积率与成分的关系,Maratray^[21]、丹羽^[19]、佟^[12]分别进行回归,结果如下:

$$\text{Carbide} = 12.33C\% + 0.55Cr\%$$

$$- 15.2 \quad (4)$$

$$\text{Carbide} = 11.4C\% + 0.52Cr\%$$

$$- 12.7 \quad (5)$$

$$\text{Carbide} = 13.23C\% + 0.38Cr\%$$

$$- 15.95 \quad (6)$$

且随着Si、Mo、V元素的增加,碳化物面积率增加。

2.3 热处理特点

高铬铸铁通常采用共晶成分,组织为初生的 γ 相及共晶。温度低时 γ 相中的碳等合金元素固溶度小。冷却进度快时,二次碳化物的析出受到限制,碳、铬等元素在 γ 相中过饱和,而 γ 相具有热稳定性。在从高温到低温的冷却过程中, M_s 点降到常温以下,难以有马氏体形成^[20,21]。为了使高温加热时溶入 γ 相内的过饱和碳、铬元素在随后的冷却或低温

保温过程中形成碳化物析出来,从而让 γ 相转变为马氏体,必须进行适当的热处理。

马氏体转变取决于基体中的合金浓度及二次碳化物析出。不稳定热处理温度及冷却速度使马氏体转变复杂化。图 2 为马氏体开始转变温度(M_s)与硬度及不稳定化热处理温度的关系。^[18] M_s 点随不稳定热处理温度升高而下降。硬度在 950℃,快速上升,950℃~1050℃ 硬度变化缓慢,逐渐达到极大值,在 1050℃ 以上硬度呈下降倾向,在 950℃ 以下,由于基体中合金元素的固溶度小,在冷却过程中难以形成珠光体而易形成贝氏体,在 1050℃ 以上由于基体中合金元素的固溶度大, M_s 点降低,残留奥氏体易于生成,残留奥氏体受轧材的热影响产生塑性流动,使得耐疲劳性下降。

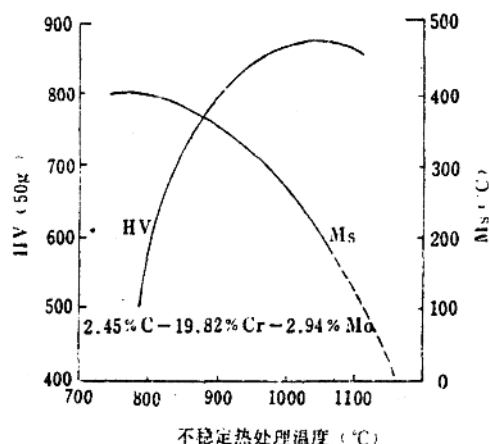


图2 硬度及 M_s 点不稳定热处理温度的关系

为了阻止珠光体及贝氏体变化,而添加 Mn、Ni、Mo 等合金元素是必要的。Si、Mn、Cr、Ni、Mo、Cu 等元素对等温珠光体转变温度的影响范围用下式说明^[21]。

$$I_{\gamma} = 2.15 - 3.18\text{Si}\% + 1.72\text{Mn}\% + 0.28\text{Cr}\% + 2.03\text{Ni}\% + 0.81\text{Mo}\% + 0.94\text{Cu}\% \quad (7)$$

图 3 为 M_s 点与 Cr/C 比及冷却速度的关系^[22]。从图中可以看出,冷却速度低时, M_s

点上升。Cr/C 比在 5 以下时生成贝氏体,马氏体的变化取决于合金成分,不稳定化热处理温度及冷却速度。 M_s 点与成分冷却速度的关系采用下式表示^[23]。

$$M_s = 209.5 - 16.5 + 8.9\text{Cr}\% + 2.7(\text{Cr/C}) + 24.8\text{Si}\% - 31.4\text{Ni}\% - 0.8M_n + 2.48\text{RE}\% \quad (8)$$

热处理后,基体中有残余奥氏体存在,为了得到均一的马氏体组织,要进行回火处理。回火处理有 200℃ 左右的低温回火及 500℃ 左右的高温回火。

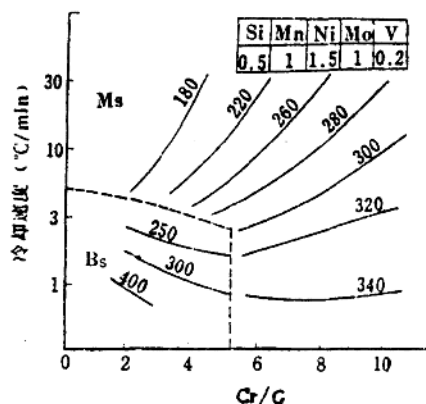


图3 M_s 与 Cr/C 比及冷却速度的关系

3 高铬铸铁的性能

3.1 机械性能

轧辊在轧制中承受较强的热负荷及热应力负荷轧辊除磨损外,还产生疲劳、热裂、剥落等各种各样的损伤与破坏。对轧辊要求具有优良的耐磨性及强韧性。在高铬铸铁轧辊的显微组织中独立地存在 M_7C_3 型碳化物及回火马氏体。马氏体与奥氏体的比例高则硬度大。在相同的碳化物面积率下,马氏体基体的硬度高。在相同组织的条件下,硬度依赖于碳化物的种类,碳化物面积高则硬度高,碳化物的硬度比基体组织硬度高。抗拉强度与断裂韧性依赖于碳化物的多少、种类及形态、

Cr/C 值。杆状或片状的碳化物具有比连续网状的碳化物较高的韧性及耐磨性^[24]。在以马氏体为基体的条件下,碳化物面积率在 25% 以下时抗拉强度与断裂韧性变化不大。当碳化物面积率在 30% 以上时,抗拉强度与断裂韧性大大下降^[25]。在同一碳化物面积率条件下,Cr/C 在 4~8 范围内抗拉强度和断裂韧性小。特别地,7%系合金抗拉强度与断裂韧性小,这是因为 7%Cr 系合金及 Cr/C 比在 4 以下时,M₃C 与 M₇C₃ 碳化物二重形态共存的结果。与碳化物面积率达 30% 时,性能低是由于粗大共晶碳化物存在的结果。K_{IC} 值随

碳化物数量增加而下降,在碳化物相同数量的条件下,M₇C₃ 碳化物比 M₃C 碳化物的 K_{IC} 值高。在同一碳化物且数量相同的条件下,奥氏体基体比马氏体基体的 K_{IC} 值高^[26]。凝固组织的细化对提高机械性能有较好的效果。

表 2 为高铬铸铁辊、麻口细晶高合金辊及半钢辊机械性能比较的结果^[27]。2.55C%-17.65Cr% 及 2.27C%-12.65Cr% 合金 750℃ 及 980℃ 热处理基体组织为珠光体,硬度及抗拉强度分别为 HRC28~36 及 600~700MPa,野口的结果与中川的结果是一致的。

表 2

辊 材	成 分 (%)		热处理 (℃)	抗拉强度 (×10MPa)	断裂韧性 (MPa ^{m^{-1/2}})	抗压强度 (×10MPa)
	C	Cr				
高 铬	2.5~3	15~20	800~900	55~65	870~930	250~270
	2.5~3	16~20	950~1000	80~100	390~490	260~275
	2.5~2.9	12~19	900~1000	55~70		
	2.3~2.9	26~30	1050	65~75	295~590	
	2.5~2.9	10~20	950	40~60	790~990	
半 钢	1.4~1.5			60~85	1180~1470	220~230
高合金麻口	2.5~3.5		510~820	10~50	245~295	210~250

图 4 为几种轧辊的抗拉强度示意图^[27]。从中可以看出,高铬铸铁轧辊具有较高的强度。

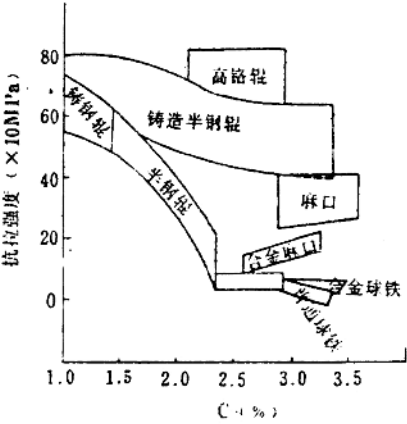


图 4 各种轧辊材质抗拉强度和碳量关系

图 5 为高铬铸铁辊与半钢辊高温硬度及高温强度的比较结果^[28]。从图中可以看出不仅在常温下,而且在 600~700℃ 时高铬铸铁

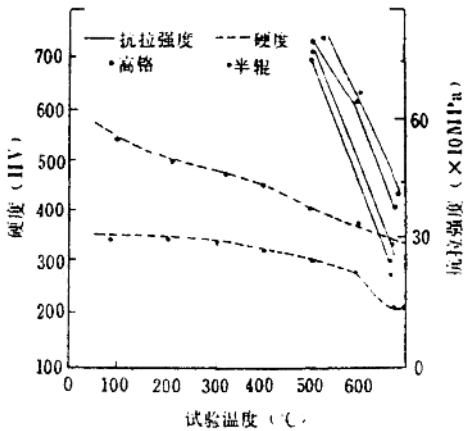


图 5 轧辊材质的高温强度与硬度

辊比半钢辊的强度及硬度指标高。

3.2 物理性能

表3是高铬铸铁、高合金麻口铁辊及半钢辊的物理性能。高铬铸铁与其它两种材料相比弹性模量大,导热系数小^[28]。因此在轧

制中轧辊表面与内部温差大,急热的温度变化实际上产生的热应力比预想的大,为了防止轧制时热裂,在轧辊设计时必须注意以上特点。

表3

材 质	热膨胀系数 ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	热容量 (cal/cm)	热扩散系数 ($\times 10^{-2}\text{cm}^2/\text{s}$)	热传导系数 ($\times 10^{-2}\text{cal}/\text{m}\cdot\text{s}$)	弹性模量 ($\times 10^5\text{MPa}$)
高 铬	13.78	1.31	4.2	5.5	2.1~2.2
麻 口	13.35	1.45	4.5	6.5	1.7~1.8
半 钢	14.33	1.34	4.8	6.6	2.0~2.1

4 耐磨性及实际应用现状

前述了高铬铸铁的显微组织,机械性能及热处理的特点。Hiroshi^[29]细致地研究了Ni—Cr 耐磨铸铁用作热带钢工作辊,得出了硬度与耐磨性、耐磨性与碳化物、成分与耐磨性的关系,且硬度与显微硬度换算公式为:

$$\text{HS} = (r/100) \cdot (a \cdot \text{HV} + \text{C}100 - a) \cdot (\text{MHV} + a)$$

式中: a —粗状碳化物%;

HV—粗状碳化物硬度;

MHV—马氏体硬度;

r 、 a —常数;

研究表明:在Ni—Cr 耐磨铸铁中碳化物为7%及含C量在2%左右,HS=60~70,可提供较好的耐磨性。碳化物对磨耗的影响取决于它的种类、面积率、大小、成分及制造条件。当Cr/C为5~8,碳化物面积率25~30%的原始组织具有优良的耐磨性。目前正应用2.5~3.0C%,15~20Cr%的铸铁作为轧辊材料。为了防止耐磨性的降低及碳化物的破坏,加入Mo形成的Mo₂C共晶碳化物及使显微组织细化对耐磨性的提高具有良好的作用。

图6为轧辊材质的耐磨性与试验温度的关系^[30]。在500℃以下随着温度的提高,磨耗

量增加,当大于500℃时,随温度的提高,磨耗量有所下降。

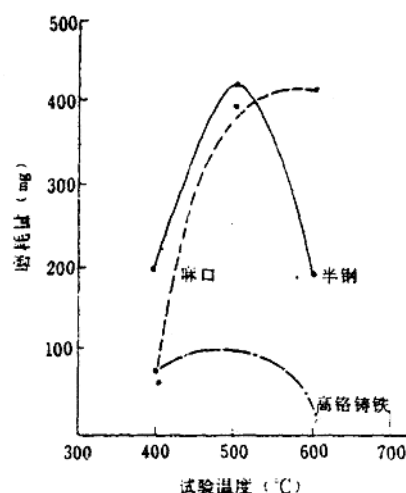


图6 轧辊材质的高温磨耗试验

图7为前段工作辊的高铬铸铁辊与半钢辊的对比耐磨试验^[31]。两者的试验条件一致,可以看出高铬铸铁辊磨耗量小,高铬铸铁辊初期粗糙度下降率小,随着轧压次数增加高铬铸铁各种损伤疲劳性能与锻钢辊相比是十分令人满意的^[31]。高铬辊每次磨削量约为1.33mm,锻钢辊每次磨削量为2~3mm。

高铬铸铁轧辊作为热带钢前段工作辊,热带钢粗轧段工作辊等均获得了良好的评

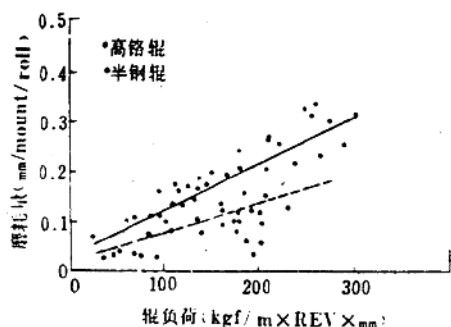


图7 高铬辊与半钢辊的耐磨耗试验

价^[32]。在冷轧中,高铬铸铁辊比半钢辊寿命提高1.2~1.8倍,正引人注目。

高铬铸铁辊具有优良的耐磨性,相反,抗热冲击能力较弱,碳化物越多,越易剥落。目前高铬铸铁轧辊耐磨性,耐疲劳性及耐烧损性正作为研究课题。

5 结 语

以上概略地叙述了高铬铸铁轧辊的凝固组织,热处理特性,机械性能及耐磨性,随着轧制技术的进步,对轧辊的要求越来越苛刻,越来越期望高质量的轧辊。

参 考 文 献

- 1 佐野义一等,日立评论,67(1985),4,P35.
- 2 佐野义一等,日立金属技报,67(1985),P57.
- 3 佟庆平等,铸物,62(1990),2,P130.
- 4 大贯辉等,塑性及加工,25(1984),2,P22.

- 5 外山稻男,钢铁基础共同研究会,钢铁材料の摩耗部会,1984,2,P19.
- 6 大贯辉等,同上,1984,2,P34.
- 7 宫下格之助,铁と钢,57(1971),5,P4.
- 8 W. H. Betts, Iron Steel Eng 54, 1977, 1, P44.
- 9 J. D. Weston, Metals Forum, 3, 1980, 1, P74.
- 10 R. B. Gundlach, Wear 46, 1978, P97.
- 11 R. S. Jackson JISI 208(1970), 2, P163.
- 12 佟庆平等,铸物,62(1990),2,P130.
- 13 J. Podd, AFS Transactions (1980), P47.
- 14 W. Frairhurst, Foundry Trade Journal, 134(1973), 5, P645.
- 15 沢本章等,铸物,54(1982),11,P725.
- 16 清水亮等,第114回铸物全国讲演大会讲演摘要集,1989,P53.
- 17 R. W. Purman, British Foundryman, 78, 1985, 7, P371.
- 18 F. Maridatray, Climax Molibudenum, 1971, P62.
- 19 丹羽良平等,铸物,49, 1977, 1, P29.
- 20 桑野正司等,铸物,54, 1982, 9, P586.
- 21 F. Maratray, AFS Trans, 1982, P795.
- 22 P. Pack, Giessereitechnik, 30, 1984, 9, P273.
- 23 佟庆平等,铸物,62(1990),5,P344.
- 24 方亮,金属学报,1987,12,P305.
- 25 佟庆平等,铸物,62,1990,8,P165.
- 26 J. J. H. Pearle, The British Foundryman, 78, 1985, 1, P13.
- 27 佟庆平等,铸物,1990,11,P925.
- 28 野口纈等,川崎制铁技报,19,1987,3,P195.
- 29 Hiroshi Noguchi, Transaction JSIJ Vol28, 1988, P476.
- 30 加藤治等,日本润滑学会第34期全国大会手稿集,1989,P495.
- 31 中种义弘,铸物协会平成元年度技术赏,丰田赏纪念讲演集,1989—9.
- 32 桥本隆等,铁と钢,73,1987,4,P364.

高铬铸铁轧辊材质的热疲劳行为

王久彬

李庆春

(鞍钢钢铁研究所) (哈尔滨工业大学)

1 前 言

轧辊是轧钢生产中的主要消耗件之一,它不仅关系到轧钢的成本,而且影响轧机作业率及轧材质量。近年来,轧钢业向节省能源,提高轧材质量方向发展,对轧辊提出了更加苛刻的要求。具有优良耐磨性及强韧性的高铬复合轧辊就是适应这一要求而发展的一种新型轧辊。高铬铸铁复合轧辊在使用过程中经常由于产生热疲劳裂纹、剥落、表面粗糙及断辊等而影响使用。材质的抵抗热疲

劳能力对于其轧辊的失效起着重要的作用。因此,研究与掌握高铬铸铁复合轧辊材质的热疲劳行为对于提高与改善轧辊的使用性能具有重要意义。

2 试验方法

本试验是根据高铬铸铁轧辊的实际成分,采用金属镍、锰、低碳铬铁、10号废钢及鞍钢高炉生产的炼钢生铁,经150kg中频感应电炉熔炼而配制成高铬铸铁,成分见表1所示。

表1 试验材料化学成分

材料	成分, wt%	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cr/C	备注
2Cr10CrR		2.282	0.690	0.598	0.075	0.021	9.92	0.372	0.776	4.35	孕育
2Cr10Cr		2.288	0.620	0.567	0.068	0.016	9.90	0.356	0.795	4.33	
2Cr15Cr		2.266	0.634	0.592	0.072	0.016	14.74	0.308	0.805	6.50	
2Cr17Cr		2.244	0.640	0.640	0.072	0.014	17.10	0.371	0.888	7.62	
2Cr21Cr		2.250	0.652	0.726	0.069	0.018	21.36	0.402	0.920	9.49	

试样浇铸后,先进行软化处理,最后在真空热处理炉中经1233K保温2h,空淬,然后经533K保温2h的回火热处理。处理后的试样进行板状自约束热疲劳试验。测试方法如下:(1)将试样(如图1尺寸)放在恒定温度的工业电炉中加热保温5min。(2)从炉中取出试样放入水中冷却。(3)重复上述过程使试样产生热疲劳。(4)每重复5次观察一次裂纹扩展情况。电炉控制精度 $\pm 5K$,热冲击幅值分别为:293~873K, 293~923K, 293

~973K, 293~1028K, 293~1173K。工艺见图2所示。

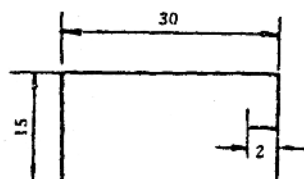


图1 热疲劳试样尺寸

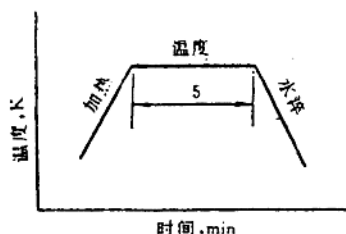


图2 热疲劳试验工艺示意图

3 试验结果与分析

在热疲劳试验的初期，裂纹沿着预制缺

口的方向进行扩展，在试验后期，由于疲劳的原因产生龟裂，如图3所示。图4~7分别为不同循环温度与裂纹长度的关系。由图中可以看出，对于每一冲击值均存在一疲劳裂纹孕育期，且孕育期随着冲击幅值的升高而缩短。这说明热冲击幅值的高低对热疲劳裂纹的扩展有重要影响。通过图7更说明了这一点，图7示出了热疲劳裂纹扩展速率与冲击幅值上限温度之间存在一转折区。在转折点以前热疲劳裂纹缓慢扩展；在转折点以后，热疲劳裂纹扩展速率加快。热疲劳裂纹扩展

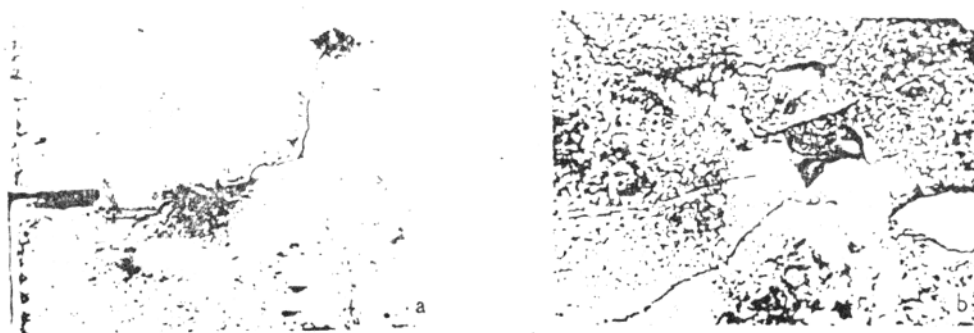


图3 热疲劳裂纹

a—热疲劳试验初期；b—热疲劳试验后期

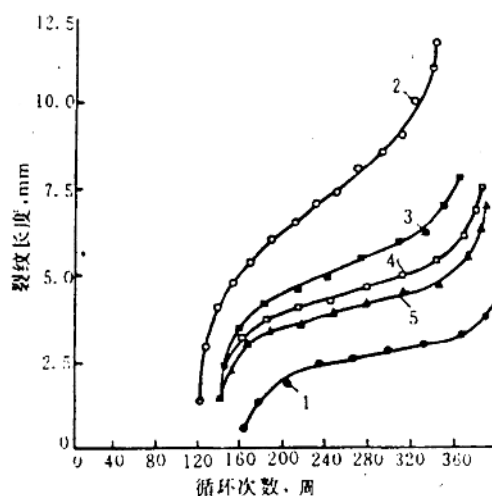


图4 热疲劳裂纹扩展速率 (293~873K)

1—2C10CrR；2—2C10Cr；3—2C15Cr；
4—2C17Cr；5—2C21Cr

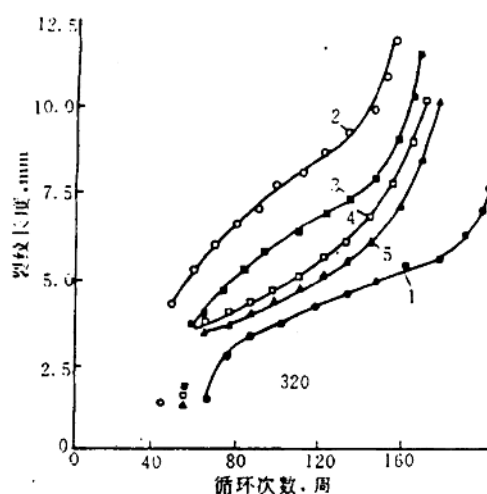


图5 热疲劳裂纹扩散速率 (293~973K)

1—2C10CrR；2—2C10Cr；3—2C15Cr；
4—2C17Cr；5—2C21Cr

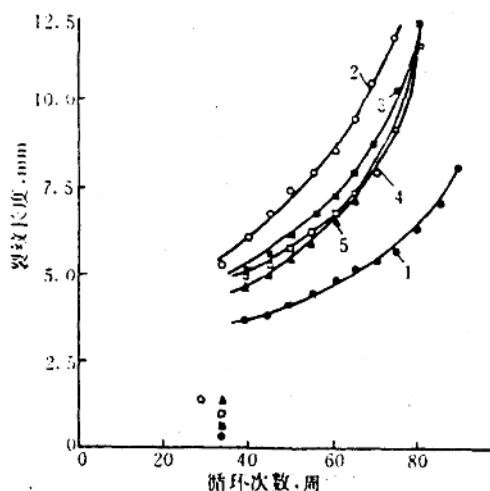


图 6 热疲劳裂纹扩展速率 (293~1173K)

1—2C10CrR; 2—2C10Cr; 3—2C15Cr;
4—2C17Cr; 5—2C21Cr

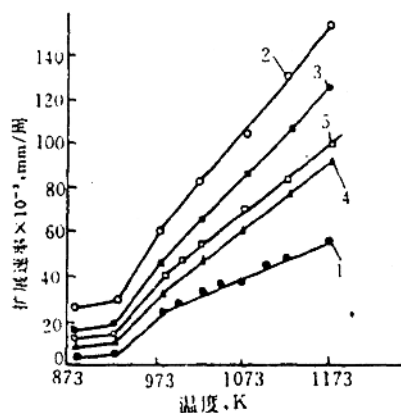


图 7 热疲劳裂纹扩展速率与温度的关系

1—2C10CrR; 2—2C10Cr; 3—2C15Cr;
4—2C17Cr; 5—2C21Cr

速率与热冲击幅值的关系说明了热疲劳的载荷中相当一部分来自于组织相变应力及相变后的组织热疲劳抗力减小。

热疲劳裂纹多以高温晶间裂纹的形成与扩展为主。当热冲击幅值超过相变温度时,组织经常发生可逆相变。整体抵抗变形的能力减弱,累积塑性应变增加,有利于裂纹的形成与扩展。减小晶粒尺寸,增加裂纹形成与扩展的阻力,有利于提高抗热疲劳性(见试样 2C10CrR)。增大热冲击幅值,使热疲劳全过程的热应力与热应变相应增加,因此冷热温差越大,疲劳寿命越低。

4 结 语

高铬铸铁轧辊中碳化物组成与形态对其疲劳行为有重要影响。高铬铸铁热疲劳裂纹扩展速率存在一温度转折区。在转折区以前,热疲劳裂纹扩展缓慢;在转折区以后,热疲劳裂纹扩展明显加快,疲劳寿命降低。

参考文献 (略)

高铬铸铁轧辊简介

邢汝平

(天津市第二冶金机械厂)

自六十年代以来,高铬铸铁轧辊在国外,特别是欧洲和苏联得到广泛的应用。高铬铸铁轧辊之所以受到重用,是因为它具有非常好的耐磨性和抗热裂性。

高铬铸铁轧辊目前多为离心复合法制造。一般为两层:外层(工作层)为高铬铸铁;芯部为球墨铸铁或高强度铸铁。因此,它具有高强度和高耐磨特点。为了更好地保证芯部的高强度,进入八十年代以来,又采取了在外层和芯部材料之间浇入阻挡外层的径向芯部扩散的材料(如半钢等),形成三层金属复合的高铬铸铁轧辊。

高铬铸铁轧辊分为两种:

1、低碳低铬抗事故型——用于热带钢粗轧机组工作辊 R_2-4 〔1〕。

2、高碳高铬抗磨损型——用于热带钢精轧机组前段工作辊 F_1-3 〔1〕。

高铬铸铁轧辊外层主要化学成份范围为: C: 2.0~4.0%, Cr: 10~30%, Ni: 0.15~1.6%, Mo: 0.3~2.9%。

硬度在HS 55~90之间。

武钢引进比利时和日本的高铬铸铁轧辊化学成份如表1:

高铬轧辊化学成份表(%)

表1

元素	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	
M·K (比)	R2-4	2.4~2.5	0.4~0.5	1.0~1.1	≤0.06	≤0.05	1.3~1.4	13~14	1.2~1.3	0.25~9.3
	F1-3	2.8~2.9	0.4~0.5	1.0~1.1	≤0.06	≤0.05	1.3~1.4	17~18	1.2~1.3	0.25~0.3
	芯部	2.9~3.0	$\frac{1.95}{2.05}$	$\frac{0.45}{0.5}$	≤0.06	≤0.05	1.0~1.3	0.4~0.5	$\frac{0.005}{0.12}$	
K·B·T (日)	F1-3	2.7~2.8	0.6~0.9	0.7~1.0	≤0.04	≤0.04	1.1~1.3	17~18	1.1~1.3	
	芯部	球 墨 铸 铁								

辊身硬度:

R2-4 HSC60-65 (M·K)

F1-3 HSC70-75 (M·K)

F1-3 HSD70-76 (K·B·T)

化学成分对高铬轧辊的使用性能起主要作用。表1中 R_2-4 为耐事故型,一般化学成分(主要):含碳2.5%左右,含铬13~15%。抗磨损型含碳2.7~2.9%,含铬17~19%。如表1中 F_1-3 。

高铬铸铁轧辊外层金相组织为:基体为回火马氏体+残余奥氏体。碳化物为 M_7C_3 、共晶碳化物和弥散分布的二次碳化物。

对于要求高耐磨的轧辊,总是希望金相组织中耐磨相越多越好。在高铬铸铁方面,科技工作者也很希望获得全部是马氏体和 M_7C_3 型的组织,但要得到全部是马氏体和 M_7C_3 型碳化物的理想组织几乎是不可能的。或多或少的都残存着残余奥氏体和 $M_{23}C_6$ 、 Fe_3C 等类型的碳化物。它们的硬度分别低于马氏体和 M_7C_3 型碳化物。

从高铬铸铁轧辊的使用性能考虑,希望残余奥氏体量越低越好,在显微组织中,奥氏体介于一次碳化物和马氏体之间。轧钢过程中轧辊温度升高以后,奥氏体将转变为马

机械物理性能表

表2

	K · M		K · B · T		
	高铬层	芯部	高铬	半钢	无限冷硬铸铁
导热系数W/(m·k)	14.65~18.84	37.68~41.37	23.02	27.63	27.21
抗拉强度(MPa)	637~686	441	784~980	637~833	392~490
抗压强度(MPa)	1764~1960	1470~1666	2548~2695	2156~2254	2352~2450
延伸率(压裂)(%)	7~10	25~35	0.4~0.5 (非压裂)	1~1.3 (非压裂)	0.25~0.30 (非压裂)
冲击韧性(kg·m/cm ²)	0.5~0.8	1.3~3.0	0.4~0.5	1.2~1.5	0.25~0.30
弹性模量(10 ³ ×MPa)	21~23	17			
断裂韧性MN/m ²	840~870				
残余应力MPa	<196				

氏体, 体积发生膨胀(体积增加6%左右)产生较大的组织应力。在靠近碳化物一侧产生裂纹。所以一般对高铬轧辊外层中残奥要求要小于5%[1]。

高铬铸铁轧辊组织中的共晶碳化物 Cr_7C_3 和 $Cr_{23}C_6$ 呈不连续分布, 这也是明显区别于一些冷硬铸铁碳化物组织呈连续分布的重要特点。由于碳化物呈不连续分布加之其基本为马氏体, 使轧辊工作层的机械强度, 破断韧性显著提高。其机械物理性能如表2。

由表2不难看出高铬铸铁轧辊的机械物理性能是很好的。

由于高铬铸铁轧辊外层中含有较高的铬, 再配以镍、钼、钨等元素, 使得这种材质具有高的抗磨损、抗氧化能力。其在使用中耐热裂性好, 抗拉强度和抗压强度都比半钢轧辊高; 较高的极限强度和弹性模量导致了抗热裂性好, 热裂纹的扩展深度仅为半钢

轧辊的二分之一。但由于其导热性差, 冷却水的需用量比半钢轧辊大[2]。武钢的实践表明, 在正常使用的情况下, R2-4轧辊使用非常稳定, 耐磨性能很好。F1-3轧辊正常使用到报废直径时轧钢62万吨, 是半钢轧辊的1.5~2倍。他们的最终目标是以高铬轧辊全部代替半钢轧辊。

十多年前, 欧洲已开始在冷轧机上试用高铬工作辊, 由于耐磨性大幅度提高和新的毛面技术的开发(如激光毛面处理), 使用高铬冷轧工作辊已是当今的大趋势。西德克虏伯钢铁厂波宏冷轧车间使用高铬工作辊的轧制量为: 3000—5000t/mm, 而使用锻钢冷轧辊时为1500t/mm。

目前, 高硬度的高铬轧辊有进入热带钢轧机精轧后架使用的苗头, 据报导, 在谨慎的选择化学成分和配合适当的润滑工艺后得到了满意的结果。

另外, 用HS80度的高铬铸铁代替高镍

(下转15页)

谈高速钢轧辊

邵素芸 王刚 宋威

(冶金部钢铁研究总院·北京, 100081) (本钢轧辊铸造公司)

1 轧辊材质的新进展

提高轧材的质量、精度和降低成本是当今轧钢技术进步不断努力的方向。以带钢轧制为例, 交叉轧制(PC轧机)、弯辊技术、多辊轧机、低温及大压下量轧制、连铸连轧短流程等技术对轧辊耐磨性、强度及韧性等性能提出了更高的要求。表1示出了轧钢技术进步对轧辊性能要求的变化^[1]。

表1 轧钢技术进步对轧辊性能要求的变化

轧钢技术发展方向	轧制负荷的改变	负荷/MPa	
		以 前	现在及将来
节能	低温轧制 大压下轧制 辊径减小	辊径扭转 应力增加	50~100 100~200
板形	交叉辊轧制	辊身接触 应力增加	1000~2000 2000~2500
	交叉辊轧制	辊径推力 增加	<50 150~350
控制	弯辊轧制 (工作辊)	辊径弯曲 应力增加	<50 100~150
制	极小直径工作 辊轧制	辊径弯曲 应力增加	<50 >300

一般来说, 热、冷带钢轧机对轧辊的要求最高, 轧制带钢轧辊的新工艺和新材质往往应用了冶金技术的新成就, 反应了轧辊制造技术当前的最高水平。带钢轧辊材质和制造技术的改进伴随着带钢轧机发展和进步的整个过程。

轧辊材质发展的一个明显趋势是广泛使用合金元素, 且合金化程度逐渐提高。如冷轧带钢工作辊材质由2%Cr钢发展到3%Cr、5%Cr钢, 到最近使用的半高速钢。热轧带钢精轧前架由60年代用的半钢工作辊发展到70年代的高铬铸铁, 到了90年代开始使

用高速钢轧辊。

合金元素在轧辊材料中形成各种碳化物, 同时还影响金属基体的转变特性。碳化物的硬度、形貌、数量、分布和金属基体的组织、性能对轧辊的耐磨、抗热疲劳、韧性、抗表面粗糙等性能起着决定性作用。在轧辊材料合金化方面进行的大量工作是企图用细小弥散的高硬度碳化物和稳定性高的金属基体提高轧辊的上述性能^[2]。表2列出各种合金碳化物的显微硬度^[3]。高速钢便是近10年来开始试用的新一代轧辊材质, 它在组织和性能方面均较传统用的轧辊材质有明显的优势。表3是铸造高碳高速钢、高铬铸铁和高铬镍无界(限)冷硬铸铁的组织 and 性能的比较。

表2 碳化物的显微硬度

名 称	硬度 HV
渗碳体 Fe ₃ C	850~1100
碳化铬 Cr ₇ C ₃	1200~1600
碳化钨 WC	2400
碳化钒 VC	2800
碳化钛 TiC	3200
碳化硼 B ₄ C	3700

2 轧辊用高速钢

20世纪80年代以前锻造高速钢已用于制造多辊轧机的工作辊和中间辊, 使用的是标准类型钨钼高速钢, 如美国M2、M4, 以及高碳类型T15^[4]。其成份见表4。

但高速钢大型铸锭不但锻造和热处理难度极大, 而且极易因组织的不均匀、偏析和疏松等缺陷影响轧辊性能。日本采用了电渣