

耐磨合金钢的回火脆性、变质处理及组织遗传性

王定祥¹, 王世伟²

(1. 青岛市机械研究所, 山东 青岛 266033; 2. 通化祥润热处理科技有限公司, 吉林 通化 134003)

摘要:探讨了耐磨合金钢的回火脆性、变质处理及组织遗传性 3 个特征对其组织与力学性能的影响, 分析了获得高性能耐磨合金钢的关键问题和方法。

关键词:回火脆性; 变质处理; 组织遗传性; 耐磨钢

中图分类号: TG156

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2020)04-0370-05

Tempering Brittleness, Modification and Microstructure Heredity of Wear Resistant Alloy Steel

WANG Dingxiang¹, WANG Shiwei²

(1. Qingdao Mechanical Research Institute, Qingdao 266033, China; 2. Tonghua Xiangrun Heat Treatment Technology Co., Ltd., Tonghua 134003, China)

Abstract: The effects of tempering brittleness, modification and microstructure heredity on the microstructure and mechanical properties of wear resistant alloy steel were discussed. The key problems and methods of obtaining high performance wear resistant alloy steel were analyzed.

Key words: tempering brittleness; modification; microstructure heredity of steel; wear resistant steel

1 耐磨合金钢的回火脆性

通常,随着回火温度的升高,总的趋势是耐磨合金钢强度和硬度降低而塑性、韧性增高。然而,有时却不遵守这个趋势,在一定温度区间回火时出现脆性,其冲击断面为沿晶界断裂。许多耐磨合金钢的回火温度与冲击韧性就存在两个脆性区域,第一个区域在 250~400 °C, 第二个区域在 450~650 °C, 如图 1 所示。

1.1 第一类回火脆性

在 250~400 °C 回火的第一区域出现的脆性,大部分耐磨合金钢具有这样的特征,而且通过控制回火后的冷却速度仍不能消除这种脆性,即不可逆回火脆性。如果将钢加热到 400 °C 以上,脆性消除后再重复到 250~400 °C 回火脆性不会发生。

第一类回火脆性产生原因有三种观点。①碳化物析出论,回火时马氏体的分解和碳化物析出,薄片状碳化物在马氏体晶界和亚晶界上生成导致;②杂质偏聚论,P、S、Sb、As、H、N 等微量杂质元素在晶界上的偏聚,降低了晶界抗断裂能力,引起晶间显

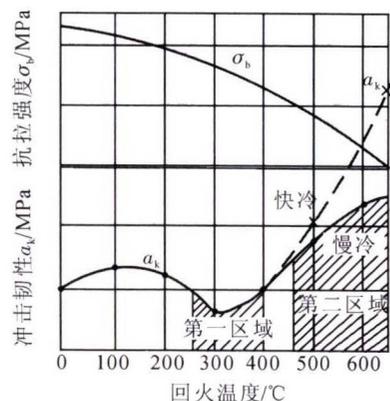


图 1 淬火后回火温度对耐磨合金钢冲击韧性的影响
Fig.1 Influence of tempering temperature on impact toughness of wear-resisting alloy steel after quenching

微裂纹导致;③残余奥氏体分解论,残余奥氏体分解时沿晶界、亚晶界析出脆性碳化物,具有韧性的残余奥氏体的减少与消失,导致晶界抗断裂能力及晶界抗拉强度降低,脆性增加,产生晶界显微裂纹。

第一类回火脆性的防止方法:①采用真空熔炼,炉外精炼,电渣重熔等先进冶炼方法减少杂质向晶界偏聚;②采用变质处理,加入活泼金属元素 Ca、Mg、Ba 和稀土元素减少钢中杂质含量,降低杂质偏聚;③加入 Mo、W 和 Ti 等减小或消除第一类回火脆性的元素,提高韧性;④避免在第一类回火脆性区域回火热处理,或采用等温淬火工艺;⑤采用高温形变热处理。

收稿日期: 2020-02-12

作者简介: 王定祥(1936-), 湖南长沙人, 教授级高工。从事耐磨材料研究、应用及开发工作六十多年。

电话: 13625325443, E-mail: wangdx2561@163.com

1.2 第二类回火脆性

在 450~650 °C 回火的第二区域出现的脆性,在 450~650 °C 回火后经慢冷(如炉冷)则产生脆性,而快冷(如在水中或油中冷却)则不产生脆性。慢冷产生脆性再回火快冷可以消除,重新回火慢冷又出现脆性。第二类回火脆性常在含 Cr、Ni 和 Mn 等合金元素的钢中出现。第二类回火脆性与第一类回火脆性的机理不完全相同。

第二类回火脆性是可逆回火脆性,其原因不能用回火时马氏体分解和碳化物析出论及奥氏体分解论解释,而可以用杂质偏聚论解释。利用俄歇谱仪对其晶间断口 0.5~1.0 nm 的表层进行化学分析,发现原奥氏体晶界及显微裂纹表面富集着大量杂质 P、S、Sn、Sb 和 As 等元素,特别是裂纹表面杂质的浓度极高,已超过正常钢中平均浓度的数十倍至数百倍,一般在纯净的钢中,有害杂质浓度只有十万分之几或万分之几,但产生高温回火脆性的同一种钢,其裂纹表面最高可达百分之几。因此,第二类回火脆性是杂质元素在原奥氏体晶界表面偏聚并使晶界和裂纹表面脆化的结果^[1]。杂质偏聚论可以解释快冷避免脆性的原因。偏聚过程是原子定向扩散的过程,在快冷时杂质来不及偏聚而不出现脆性。慢冷时出现杂质偏聚而产生脆性,重复回火使原子运动加剧及无规则扩散减小偏聚倾向,再次快冷不产生杂质偏聚,脆性消除。在高于 600~650 °C 回火,Sb 的偏聚完全消失,P 的偏聚降至更低,采用水冷时可以有效避免偏聚而不出现脆性。Sb 的密度 6.68 g/cm³,熔点 630 °C。Sn 的密度 7.31 g/cm³,熔点 232.08 °C。As 的密度 5.73 g/cm³,28 atm 时熔点 817 °C。Sb、Sn、As 均为低熔点金属,在钢中一般偏聚于晶界,消减了晶粒间原子结合力,易造成钢的回火脆性。

在碳钢中杂质偏聚很少,故不产生第二类回火脆性。钢中加入 Cr、Ni、Mn 等合金元素时,合金元素原子与杂质原子的亲合力大于铁原子与杂质原子的亲合力,合金元素促进了自身和杂质偏聚,使第二回火脆性倾向增加。钢中单独加入 Si 大于 1.5% 时也产生较显著的第二类回火脆性。对 Cr、Ni、Mn 合金元素在钢中加入两个或两个以上这些元素,第二类回火脆性倾向更大。钢中加入约 0.5% Mo 或 1.0% w 可以基本消除第二类回火脆性,少量 Ti 也有减弱第二类回火脆性的作用。

防止第二类回火脆性的主要方法有以下几种:

(1)在回火温度保温后采用快冷,抑制杂质元素在晶界的偏聚。

(2)提高冶金质量,减少或消除钢中杂质元素,从根本上减少或消除杂质在晶界的偏聚。

(3)加入 Mo、W、Ti、B、稀土等合金元素,减少或消除第二类回火脆性。

(4)采用二次淬火工艺:第一次常规淬火,高温回火后,第二次亚温淬火。亚温淬火后得到部分细条铁素体,使杂质元素均匀颁布在铁素体内,抑制了杂质在晶界的偏聚,有利于减轻脆性。

(5)采用高温形变热处理工艺可以细化晶粒,增加位错密度,改善杂质元素在晶界偏聚,从而减少或消除第二类回火脆性。

2 耐磨合金钢的变质处理

2.1 变质剂的作用

在浇注前在钢铁水中加入变质剂,将有利于增加形核核心,达到细化晶粒、抑制长大、改善组织形态的目的^[2]。变质剂的应用越来越广泛,不限于形核剂这个最初定义的概念,而包括改善组织形态、消除或改善杂质物形态,改善基体组织与提高性能的目的。其作用与性能有以下几点:①加入同类金属颗粒或者结构对应的高熔点颗粒,起到外来形核作用;②加入少量合金元素,生成稳定化合物作为核心,促进非自发形核;③加入活性元素,形成无数微小的富集区,促使晶体弥散形核析出;④加入少量表面活性元素,阻碍晶粒长大并促进形核;⑤在具有外来形核作用的同时还强化基体组织;⑥与有害残留元素作用具有脱氧、脱硫、脱磷作用;⑦具有减少或改善夹杂物形态的作用;⑧固氢作用,降低氢在钢铁中含量,消除氢的白点危害;⑨固氮作用,降低氮在钢铁中含量,消除氮气孔的生成量;⑩纯净钢水质量的作用,它又是精炼剂、净化剂;⑪改善铸造性能提高钢铁液的流动性;⑫变质剂在完成钢铁中的作用后,其残余含量成为钢铁中化学成分的组成部分。

2.2 变质剂分类

变质剂的常规分类:①以合金成分为主要成分的,如 K、Na、Ba、Ca、Mg、Al、Si、B、Ti、Si-Ca、Si、Ba、Ca-Ba 等;②以稀土元素为主要成分的,如 Ce、Nd、La、Y、Yb、Se 等。La、Ce、Nd 为轻稀土;Y、Yb、Se 等为重稀土;③以纳米材料为主要成分的,如 TiN、SiC、TiC 等纳米颗粒。

2.3 常用变质剂

(1)B 与 Ti B 的变质作用在低合金钢、中合金钢中使过冷奥氏体等温转变孕育期延长,使 C 曲线右移,提高钢的淬透性。且 B 与 N、O 有很强的亲合力,可以消除 N、O 的危害。B 与 C 形成 B₄C 热稳定

性好、硬度高。B 在 α -Fe 中只能以置换固溶体形式存在, B 在 γ -Fe 中则可以以置换固溶体和间隙固溶体形式存在, 对基体强化, 提高硬度作用显著。另外还可以生成 FeB, 在淬火时硬质点在晶内弥散析出, 提高钢的硬度, 在晶界弥散析出阻止 γ -Fe 晶粒长大, 防止晶粒粗化。在耐磨低合金钢及中合金钢中加入, 在高铬铸铁及超高铬铸铁中加入适量 0.002 5% B 可取代 0.2%Mo 或 0.3%Cr。B 可改善碳化物的形貌与分布, 提高冲击韧性、硬度。

Ti 的变质作用主要是增加形核率, 细化晶粒, 并具有脱氧能力, 净化钢液, 提高钢的抗磨损性能。缩小 γ 区, 使奥氏体等温转变图右移, 溶于固溶体时提高淬透性, 形成碳化物时降低淬透性。常用的钛铁牌号为 FeTi30-A(GB/T3282-1987)。B、Ti 在几类钢的加入量见表 1。

表 1 B、Ti 在几类钢的加入量
Tab.1 The addition amount of B and Ti in several types of steel

钢铁品种	加入成分及其质量分数
低合金钢、中合金钢	0.002-0.005%B
高铬铸铁	0.1% B+0.2%Ti
超高铬铸铁	(0.10-0.14)%B+0.2%Ti
高锰钢(ZG120Mn13)	(0.002-0.004)%B
超高锰钢高锰钢(ZG120Mn17)	(0.003-0.005)%B

在该量的基础上某些钢铁品种还可加入稀土(稀土硅铁、铈、钇基重稀土)以及 Si-Ca 合金及含 Si-Ba 的合金变质剂。

(2)稀土 稀土变质剂净化晶界、细化晶粒、提高韧性及耐磨性。加入微量的稀土可以改善夹杂物形态, 使大的多角形夹杂物改变为均匀分布少量的圆形的夹杂物。稀土将 MnS 转化为高熔点和热力学性能稳定的球状稀土夹杂物; 消除簇状分布的 Al_2O_3 , 并使其转化为球状稀土夹杂物; 可以有效清除夹杂物, 以提高钢水的洁净度, 最终获得高耐磨性铸件。稀土是强的脱氧剂、脱硫剂和理想的夹杂物球化剂。稀土种类很多, 常用的是 FeSiRE 合金, 但是 Ce 效果更好, Y 效果更优。FeSiRE 合金的几种牌号及化学成分见表 2, 混合稀土金属见表 3 及表 4。重稀土钇(Y)的牌号 YFB-4 的化学成分见表 5。

铈铁有两种, 一种为稀土铈为主, 99% Ce。Ce 的熔点为 804 $^{\circ}C$, 密度为 6.7 g/cm^3 。另一种混合稀土铈铁化学成分: 约 45%Ce, 约 15%La, 约 10%Pr。

稀土硅铁中成分量为 0.05%~0.08%RE。加入量为 0.15%~0.2%, Ce 含量为 0.06%~0.08%; 重稀土钇(Y)的牌号 YFB-4 的含量为 15~17%FEO[Y], 加入量为 0.2%~0.5%。

表 2 稀土硅铁合金的几种牌号及化学成分
(GB/T4137-1993) w(%)

Tab.2 Several designation and chemical compositions of rare earth FeSiRE alloys

牌号	RE	Si	Mn	Ca	Ti	Fe
FeSiRE23	21.0~24.0	≤ 44.0	≤ 3.0	≤ 5.0	≤ 3.0	余量
FeSiRE26	24.0~27.0	≤ 43.0	≤ 3.0	≤ 5.0	≤ 3.0	余量
FeSiRE29	27.0~30.0	≤ 42.0	≤ 3.0	≤ 5.0	≤ 3.0	余量

表 3 混合稀土金属(GB4153-84) w(%)

Tab.3 Mixed rare earth metal

牌号	总稀土金属含量	稀土中铈含量	Si	S	P
RECe-48	99	48	≤ 0.07	≤ 0.02	≤ 0.01
RECe-45	98	45	≤ 0.15	≤ 0.02	≤ 0.01

表 4 混合稀土成分 w(%)

Tab.4 Mixed rare earth component

牌号	总稀土金属含量	稀土中 Ce 含量	Si	S	P	其它
RECe-48	98.5	49~53	≤ 0.05	≤ 0.02	≤ 0.01	Fe ≤ 0.5

表 5 重稀土钇(Y)牌号 YFB-4 的化学成分(Q/LY04-2001) w(%)

Tab.5 Chemical composition of heavy rare earth yttrium (Y) designation YFB-4

牌号	REO(Y)	Ba	Ca	Si	Mg	V	Ti	B
YFB-4	15~17	2.5~3.5	适量	36~40	2.5~3.5	适量	适量	适量

加入量: 0.2~0.5%; 加入方法: 钢包内冲入法。

(3)Si-Ca 合金及 Si-Ba 合金变质剂 具有脱氧、脱硫、脱磷、改善夹杂物有害性质、形态与分布, 改善铸造性能, 提高钢液流动性, 提高钢的力学性能与耐磨性。这种变质剂又常用作精练剂, 对于提高钢水的质量起纯净的效果。对于一般的小型工厂没有真空熔炼, 也没有炉外精炼, 采用它可以达到真空熔炼或炉外精炼的效果。这些复合变质剂中主要是钙与钡的作用。而钡的作用比钙显著。硅钙合金的牌号及化学成分, 见表 6。几种硅钡合金变质剂如表 7。用量两种各加入为 0.1%~0.2%。

表 6 硅钙合金牌号及化学成分(YB/T5051-1993) w(%)

Tab.6 Designation and chemical composition of Si-Ca alloy

牌号	Ca	Si	C	Al	P	S
	\geq					
Ca31Si60	31	55~65	0.8	2.4	0.04	0.06
Ca28Si60	28	55~65	0.8	2.4	0.04	0.06
Ca24Si60	24	55~65	0.8	2.5	0.04	0.04

(4)纳米变质剂 以纳米尺寸与高表面活性颗粒在钢铁液中形成的纳米形核以及纳米变质剂颗粒弥散均匀分布在基体上, 它具有高硬度、高熔点、耐高温、尺寸小和弥散度高的特点, 在结晶过程可以增加形核的核心数量, 减少晶粒尺寸, 细化晶粒。纳米变质剂的高表面活性及细化晶粒过程中弥散硬

表7 几种硅钡合金的主要成分 w(%)
Tab.7 Main components of several silicon-barium alloys

序号	名称	Si	RE	Ba	Mg	Ca	Ti	Al	S	P	C	Fe
1	稀土硅钡镁合金	40~45	1~3	1~3	6~9	2.5~4.0	<0.5	<1				
2	稀土硅钡镁钙合金	43	6.9	2.4	8.6	2.2						
3	硅钡钙合金	40		12		10						
4	硅钡钙铝合金	30~40	-	8~12	适量	10~14	-	18~22	<0.02	<0.02	<0.02	余量

化,能够达到提高耐磨钢铁硬度与韧性的综合效果,打破了耐磨钢铁在强化过程中硬度提高必然韧性下降的对应关系。

常用的纳米变质剂有 TiN、SiC、TiC、WN、VN、AlN 等单一或混合粉体。常用 TiN 纳米变质剂的粒度在 30 nm 左右。通过 EDS 分析,纳米变质剂 SiC 的颗粒在钢中常存在于晶内,而不在晶界。

纳米变质剂的加入方法有:①氩气吹入法,利用吹氩气,将纳米变质剂均匀弥散分布到钢铁液中;②中间合金法,将纳米 TiN 或 SiC 等颗粒与其它粉状材料制备成块状中间合金,出钢时直接投入钢水包中,利用钢水冲击力而使其反应;③弹丸射入法,将纳米变质剂制成弹丸,通过专门弹射装置以一定弹射速度射入钢铁液中。④喂丝法,用脱氧材料做外壳包裹纳米变质剂制成线丝,通过喂丝装置喂入钢铁液中。

纳米变质剂的应用效果明显,以高锰钢为例,热处理状态韧性提高 10%~80%,一般在 30%以上。对一些耐磨合金钢可使晶粒细化,晶粒变细 1~2 个级别。在以 TiN 中间合金纳米变质剂某公司对 ZG42Cr2Si2MnMo 钢的对比试验,抗拉强度提高 0.7%,屈服强度提高 6.1%,伸长率提高 10.8%,冲击韧度提高 17.97%,硬度提高 HRC0.3。

3 耐磨合金钢的组织遗传性

碳钢组织遗传性一般不明显,而合金钢中往往比较明显。钢的组织遗传性是非平衡组织加热到 Ac3 以上经奥氏体化进行淬火后的晶粒大小恢复到钢原始的晶粒大小,而没有被细化的现象。

按 Fe-Fe₃C 状态图,钢分亚共析钢、共析钢、过共析钢,它们的平衡组织依次是铁素体+珠光体,珠光体,珠光体+碳化物。如果是合金钢,合金元素就进入了平衡状态下的铁素体或碳化物中。除此之外的马氏体、贝氏体以及回火马氏体就是非平衡组织。平衡组织在耐磨合金钢铸件浇注之后缓慢冷却可以获得,也可以通过完全退火获得。耐磨合金钢非平衡组织是铸件浇注后冷却速度很快或打箱很早,得到全部或部分马氏体或贝氏体+其它组织;或者经过等温淬火或淬火、回火生成了马氏体、回

火马氏体或贝氏体的组织。

原始晶粒大小是指平衡组织或非平衡组织在铸件浇注后形成奥氏体的晶粒大小,但是在随后的冷却过程中奥氏体发生了相变,转变后的产物有平衡组织或非平衡组织,这个组织的晶粒度体现为奥氏体晶粒度,这个晶粒度就是原始晶粒度。例如,在铸件浇注后形成的奥氏体晶粒度是四级,随后得到的马氏体晶粒度也是四级;如果是粗大的奥氏体晶粒,转变后即生成粗大的马氏体晶粒。因此,非平衡组织的钢加热到 AC3 以上经奥氏体化进行淬火获得的晶粒大小与非平衡组织的原始晶粒一样大。

一般淬火加热前要求钢的原始组织为平衡组织,如果不是就经过完全退火处理。经淬火后,其加热、冷却时的转变按正常的热处理理论进行。淬火后获得的晶粒比平衡组织的原始晶粒更细小。但是,如果非平衡组织是粗大的原始晶粒,淬火后就可以获得与原始晶粒一样粗大的晶粒,而不能被细化,就可能出现组织遗传性。这就不能通过淬火、回火来达到提高力学性能的目的,材料的耐磨性能也将受到很大影响。

碳钢一般不讨论组织遗传性,这是由于无合金化元素,得到的是平衡组织。但是,当钢水熔炼时过热,以及浇注温度过高生成魏氏组织,这种情况碳钢就有组织遗传性。耐磨合金钢、高速钢均存在组织遗传性,不仅非平衡组织有组织遗传性,而且平衡组织在非常快的加热速度,例如 200~500 °C/s 以上,或非常慢的加热速度例如 1~2 °C/min 慢速加热,均可能出现组织遗传性。以 200~500 °C/s 的加热速度对小钢件快速加热或高频、中频感应加热时容易出现组织遗传性,一般耐磨合金钢工件不宜快速加热。但是,耐磨合金钢普遍采用 1~2 °C/min 慢速升温,如果这个速度也产生组织遗传性,那么就违背了加热速度愈慢愈好的理念。耐磨合金钢的升温速度考虑的出发点是:防止因温差太大产生的热应力使钢件开裂。如果将热处理炉装得过多,钢件几乎没有间隙,升温速度可能很慢,这是不行的。因此,钢件装炉要有充足的间隙,升温速度也不能太慢,应当适当加快。

实际生产中,一个产品按同一个生产工艺规程

进行,有时候突然出现一批不合格,按照常规对化学成分、浇注温度、热处理工艺进行检查发现不了问题,是否就是出现了钢的遗传性所造成的问题?

钢的加热转变以“原子扩散理论”建立在Fe-Fe₃C相图的平衡组织基础上,而钢的冷却转变建立在过冷奥氏体等温分解C曲线基础上。如果平衡组织共析钢是珠光体,当加热至临界点AC1以上生核长大,再结晶转变为奥氏体。亚共析组织是珠光体+铁素体,珠光体转变成奥氏体后铁素体溶入,升温至临界点AC3以上则完全溶解。过共析组织是珠光体+碳化物,珠光体转变成奥氏体后,碳化物溶入,升温至临界点AC_m以上则碳化物完全溶解。奥氏体经历生核、长大,珠光体内残余碳化物的溶解以及奥氏体均匀化四个阶段。奥氏体由形核、长大和再结晶过程,最终晶粒比原始晶粒要细小。奥氏体均匀化后的冷却过程形成的过冷度,按C曲线生成了冷却转变产物,按冷却速度增加顺序依次可获得珠光体、奥氏体、屈氏体、贝氏体及马氏体。而非平衡组织的加热转变不能用“原子扩散理论”解释,而是用一种“原子无扩散理论”解释,是原子有序化结构转变。非平衡组织马氏体、回火马氏体或贝氏体转变为奥氏体时,在晶内具有非常小的有序化 α -Fe畸变晶格原子团,大量的有序化畸变晶格原子团改组为 γ -Fe原子团,它们移动不超过原子间距,许多的 γ -Fe原子团形成晶内织构,保留了原始

晶粒的尺寸、形状以及原始晶粒取向而转变成奥氏体,奥氏体晶粒大小与原始晶粒一致。这就是原子无扩散转变的机制。而在奥氏体化后冷却转变组织仍决定于冷却速度及其产生的过冷度。冷却转变过程不改变晶粒大小,只是决定冷却转变产物及细密度。晶粒大小是在加热转变过程中获得。因此,非平衡组织在加热到奥氏体化后冷却获得的晶粒度仍与原始晶粒度一致。

对于防止钢的遗传性的最好办法就是在耐磨合金钢件淬火之前,如果没有退火可以加一次完全退火。耐磨合金钢件在淬火之前进行一次完全退火,这是防止钢的组织遗传性的最佳措施,而且可以提高淬火回火后钢的力学性能,特别是冲击韧性可以提高30%以上。如果耐磨合金钢件在淬火回火后没有达到预期要求,需要重新处理,此时就要考虑钢的组织遗传性的影响。通过检验淬火、回火组织材料的晶粒比较细小,再进行一次淬火回火是可行的;如果晶粒粗大,应避免钢的组织遗传性影响,再加一次完全退火,然后再淬火、回火,以获得细小晶粒组织。

参考文献:

- [1] 李松瑞,周善初.金属热处理[M].长沙:中南大学出版社,2003.
- [2] 陈华辉,邢建东,李卫.耐磨材料应用手册[M].北京:机械工业出版社,2012.

(上接第363页)

(2)一层二层的内浇道和横浇道联接增加了提升段在浇注过程中使金属液不会提前进入型腔,当金属液上升到和第二层水口平行时,经过缓冲的金属液失去了惯性的冲击力会很好的走最短路程。此时第三层内浇道已经停止注入钢液,静止的金属液此时开始降温、收缩、凝固;继续浇注的高温金属液顺第二层内浇道平稳进入型腔,形成了第二个高温区;第一层内浇道开始进入钢液后,第二层内浇道注入的钢液开始镇静、降温、收缩;这种设计在浇注充型过程即防止了金属液紊流,保证金属液平稳充型,又在型腔内形成高温金属液始终处于顶部位置,有效保证顺序凝固自下而上进行。

(3)铸钢明冒口的使用,可以使泡沫燃烧产生的游离碳迅速排外型腔,从而有效避免发生碳缺陷。(这种工艺称作:消失模铸造排碳法)明冒口接受大气压力,大大提高冒口钢液的利用率。另外,冒

口设计在主墙面的顶端可利用厚大部位钢液凝固时间长,提高补缩效果。

(4)为保证埋型加砂时不出现填砂死角,模型摆放略有倾斜。设计倾斜的冒口是为保证埋型时泡沫模倾斜而冒口保持垂直,垂直的冒口静压力大,补缩效果会更好。前墙铸件毛坯重:6322kg,净重5650kg。钢液利用率高达89.22%,经济效益明显。

参考文献:

- [1] 刘立中,刘宁.消失模铸造工艺学[M].北京:化学工业出版社,2019.
- [2] 史昆,鲁玲玲,赵军,等.复杂曲面钛合金叶轮消失模铸造工艺研究[J].铸造,2019,68(4):344-345.
- [3] 毛正石,周霄,姜作砚.壶式防飞溅孕育浇注箱的设计及应用[J].铸造,2019,68(8):602-604.
- [4] 将辉,蔡宗超,宋学恩,等.中速机灰铁飞轮缩陷原因分析及防治[J].中国铸造装备与技术,2018,53(4):62-64.