

淬火温度对多元亚共晶高铬铸铁 显微组织和性能的影响

高畅¹, 张少云¹, 陈琨², 李嗣洋³, 成小乐³

(1. 国能长源武汉青山热电有限公司, 湖北武汉 430080; 2. 国家能源集团科学技术研究院有限公司武汉分公司, 湖北武汉 430070; 3. 西安工程大学机电工程学院, 陕西西安 710048)

摘要: 采用光学显微镜、扫描电镜、X射线衍射仪、洛氏硬度计、显微硬度计和磨损试验机, 研究了不同淬火温度对3.3C-20.0Cr-0.5B-2.0V-1.8Mo (wt.%)的高铬铸铁显微组织和性能的影响。结果表明: 铸态多元高铬铸铁微观结构主要由奥氏体、马氏体基体与共晶碳化物(M_7C_3 、 $M_{23}C_6$)组成, HRC硬度达到49.0; 淬火处理时, 温度从950 °C升高至1 150 °C过程中, 共晶碳化物以块状出现并相互连接呈网状分布, 且有二次碳化物($M_{23}C_6$)析出, 基体由奥氏体转变为马氏体, 且含有少量残余奥氏体; 淬火温度由950 °C升高至1 100 °C, HRC硬度由42.7 提高至58.6, 随后在1 150 °C降低至53.0; 经1 100 °C × 1 h + 水冷的高铬铸铁耐磨性较950 °C × 1 h + 水冷的试样提高了53.4%。

关键词: 高铬铸铁; 淬火热处理; 显微组织; 硬度; 耐磨性

高铬铸铁具有高硬度、良好的强韧性以及优异的耐磨性能和抗腐蚀能力, 加之生产便捷、成本适中, 被广泛应用于冶金、电力、煤炭和建材等领域, 被誉为当代最优良的抗磨料磨损材料之一^[1-2]。高铬铸铁材料内部基体与碳化物的类型是决定其耐磨性能的关键, 为了对碳化物形貌以及基体类型进行改良, 提高高铬铸铁的组织性能, 大量专家学者研究发现可通过合金化、热处理和变质处理等方法实现性能优化^[3-4]。

铸态高铬铸铁经失稳和亚临界热处理后碳化物形貌、分布、数量以及基体类型都会发生改变, 从而影响材料显微组织、硬度和耐磨性能。根据化学成分或结晶过程, 高铬铸铁可分为过共晶高铬铸铁、亚共晶高铬铸铁和共晶高铬铸铁, 其Cr、C比例不同内部碳化物类型也会相应发生变化^[5]。此外, 大量材料科研工作者研究了不同合金元素(如钛、铌和钼)与热处理工艺相结合对高铬铸铁组织性能的影响, 这些元素与工艺对材料内部所形成的碳化物和基体类型有着重要影响。大量研究表明高铬铸铁中加入合金元素后并选择合适的热处理工艺对高铬铸铁的力学性能与耐磨性有较大提升。李毅等^[6]研究了不同淬火温度对Cr23的组织性能影响发现: 900 °C淬火后铸态组织未完全消失, 950 °C淬火后Cr23完全奥氏体化性能最优。于洪军等^[7]对含Cr15的亚共晶高铬铸铁实施不同热处理工艺, 研究发现: 硬度和冲击韧性随淬火温度的升高和保温时间的延长先升高后下降, 900 °C × 1 h + 水冷后硬度、韧性达到峰值。Cheng等^[8-9]通过对硅含量分别为0.5%、1.9%的低硅、高硅过共晶高铬铸铁进行不同淬火温度和不同保温时间的热处理试验, 发现提高淬火温度和延长保温时间可显著提高试样的硬度。

目前, 对高铬铸铁研究主要集中在添加不同合金元素后材料组织性能的变化, 而淬火温度对多元素合金化高铬铸铁显微组织、硬度和耐磨性的影响研究较少, 所以本研究旨在系统讨论不同淬火温度对多元高铬铸铁微观结构和性能的影响, 确定最佳淬火温度, 为高铬铸铁合金化与热处理工艺开发和应用提供参考。

作者简介:

高畅(1991-), 男, 工程师, 主要从事耐磨材料研究工作。E-mail: 944104450@qq.com

通信作者:

成小乐, 男, 教授。E-mail: cxlcheng@sohu.com

中图分类号: TG156.31

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)09-1172-09

基金项目:

国家能源集团自立科研项目(QSRD-GCHT(2023)058)。

收稿日期:

2024-11-12 收到初稿,
2025-02-07 收到修订稿。

1 试样制备和试验方法

1.1 试样制备

多元高铬铸铁试样采用10 kg中频感应电炉熔炼，铸铁设计成分和实际成分见表1。浇注过程当铁液温度达到1 530 ℃时出炉到浇包，并在铁液温度为1 450 ℃浇注成145 mm × 45 mm × 150 mm的Y型试块，用线切割机将试样加工成10 mm × 10 mm × 15 mm的长方体试样，如图1所示，直读光谱仪测试铸铁成分。其中铬的加入使碳化物数量增加，提高耐磨性的同时部分铬溶于基体使铸铁的淬透性提高^[10-11]；添加钼的高铬铸铁耐磨性与淬透性都有明显的提升，同时钼可与碳形成高熔点的M₂C，提高高铬铸铁的热稳定性^[12-13]；镍的添加可以提高高铬铸铁的强度和韧性，使其在承受载荷和冲击时表现更为优异^[14]；钒在发生共晶转变时可促使

高铬铸铁内部生成更多的碳化物并细化基体组织^[15]；硼可通过其偏析效应改变共晶碳化物结构，并降低碳在奥氏体中的溶解度，增加碳化物数量^[16-17]。

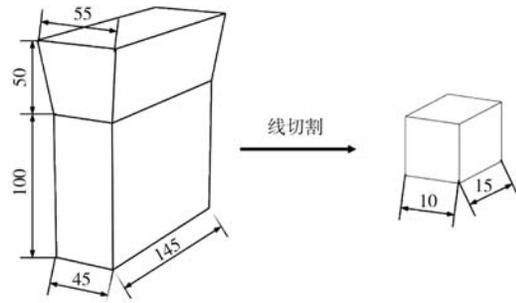


图1 浇注试块与热处理试样尺寸
Fig. 1 Dimensions of cast and heat-treated specimens

表1 多元亚共晶高铬铸铁成分
Tab. 1 Composition of multielement hypoeutectic high-chromium cast iron

项目	C	Cr	Mo	Si	Mn	Ni	V	B	S	P	w _B /%
设计成分	3.30	20.00	1.80	0.50	0.80	1.00	2.00	0.50	<0.03	<0.03	
实际成分	3.32	20.66	1.89	0.55	0.82	1.02	2.04	0.53	<0.03	<0.03	

1.2 试验热处理

在试样热处理前，使用JMat-pro软件模拟了多元高铬铸铁在不同淬火温度下的连续冷却转变曲线

(CCT)，如图2所示。随着淬火温度的升高，CCT曲线右移，表明冷却速度不变时，珠光体随着奥氏体化温度的升高而减少。因此，本文淬火采用的冷却方式

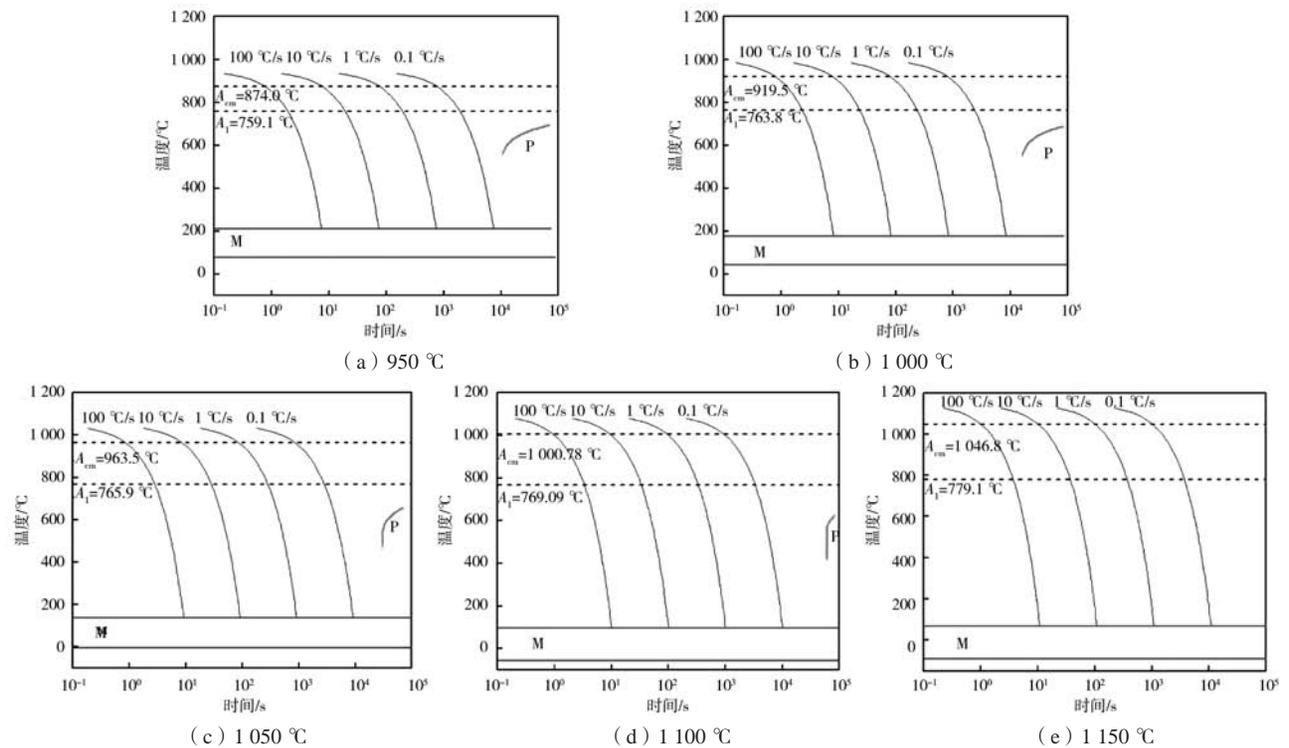


图2 多元高铬铸铁在不同淬火温度下的CCT曲线

Fig. 2 CCT curves of multielement high chromium cast irons at different quenching temperatures

为水冷，热处理试样尺寸为10 mm × 10 mm × 15 mm的长方形，在 KSL-1700X-A4型高温箱式炉中进行，具体热处理工艺如表2所示。

表2 试样热处理工艺
Tab. 2 Heat treatment processes of specimens

试样编号	淬火温度/℃	保温时间/h	冷却方式
1	950	1	水冷
2	1 000	1	水冷
3	1 050	1	水冷
4	1 100	1	水冷
5	1150	1	水冷

1.3 显微组织观察

试样经研磨抛光后使用王水溶液浸蚀，通过PR4XC光学显微镜（Optical Microscope, OM）型观察组织；采用Sigma 500 VP型场发射扫描电子显微镜（SEM）对试样的显微组织和磨损表面进行表征，分析铸态及热处理后的显微组织变化和主要磨损机制，同时结合能谱分析仪（EDS）表征元素在组织中的分布；使用Smartlab 9 kW型X射线衍射分析仪（X-ray diffraction phase analysis, XRD）完成试样组织的定性分析，在40 kV和40 mA的Cu-K α 辐射下操作，20°到100°的2 θ 范围内连续扫描，步进0.02（°）/s，扫描速度10（°）/min。

1.4 力学性能和耐磨性测试

使用HR-150A型洛氏硬度计测量宏观硬度，加载参数设置为150 kg，加载时间为15 s，在试样表面随机测试7个点，去掉最大最小值，其余5点的平均值作为多元高铬铸铁的宏观硬度；使用HV-1000Z型显微硬度计测量显微硬度加载参数设置为500 gf，保荷时间为10 s，随机在试样表面选取7个点去掉最大值和最小

值后取平均值作为碳化物与基体显微硬度；使用339-GSR II 往复球盘摩擦机对不同淬火温度下10 mm × 10 mm × 15 mm的试样进行滑动磨损试验（图3），摩擦副选用304不锈钢球（直径：9.525 mm ± 0.05 mm），载荷为10 N，摩擦速度为10 mm/s，每次试验持续60 min。磨损后超声清理，并使用精度为0.1 mg的MBR-ASB-220-C2型分析天平对样品称重，测得其磨损量，同时多元高铬铸铁耐磨性评估基于磨损前后样品前后的磨损量，耐磨性是磨损量的倒数。

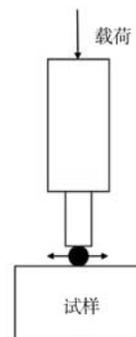


图3 磨损试验示意图

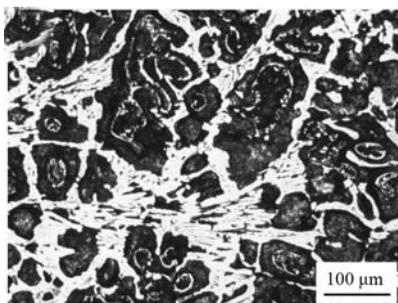
Fig. 3 Schematic diagram of wear test

2 试验结果与讨论

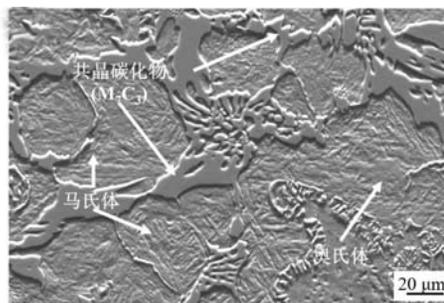
2.1 多元高铬铸铁铸态组织和性能

图4为光学显微镜与扫描电子显微镜拍摄的多元亚共晶高铬铸铁显微组织图片，主要包括金属基体与硬质相。其中，基体由奥氏体与针状马氏体组成，分布在共晶碳化物周围。共晶碳化物呈块状与菊花状分布在金属基体上，部分共晶碳化物上存在细小的孔洞，这是由于M₇C₃碳化物是从外部向芯部生长，而这些中空结构与细小的裂纹会导致碳化物在受到冲击时容易断裂，降低材料整体的耐磨性能。

图5为多元高铬铸铁铸态试样的XRD图谱，从图5



(a) OM



(b) SEM

图4 多元高铬铸铁铸态组织

Fig. 4 As cast structures of multi-component high chromium cast irons

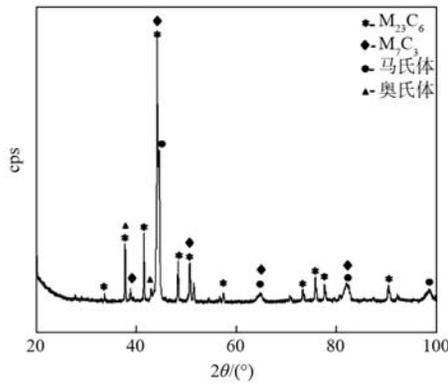


图5 多元高铬铸铁铸态XRD

Fig. 5 As cast XRD of multielement high-chromium cast iron

可看出铸态多元高铬铸铁主要包括奥氏体 (γ -Fe)、马氏体 (α -Fe)、 $M_{23}C_6$ 和 M_7C_3 碳化物, M_7C_3 碳化物相比较 $M_{23}C_6$ 峰值较高; 结合图4以及XRD图谱可以确定材料主要由马氏体、奥氏体与共晶碳化物组成, 当Cr/C较大时高铬铸铁中的碳、铬元素有利于铸态奥氏体的形成, 而共晶碳化物是指高铬铸铁凝固冷却过程中发生共晶转变按亚稳定系进行时所生成的碳化物。铸态多元高铬铸铁碳化物与基体类型决定材料整体力学性能, 其中多元高铬铸铁宏观HRC硬度为49.02, 碳化物显微硬度可达到HV 721.3, 基体显微硬度为HV 500.1。

2.2 多元高铬铸铁热处理态微观组织分析

不同淬火温度下试样的微观结构如图6所示, 与铸态组织相比, 黑色基体区域增加且呈块状分布, 部分共晶碳化物嵌入在基体之上。从图中可以看出, 当淬火温度为950 °C时, 多元高铬铸铁的亮白色碳化物形貌主要表现为不规则的多边形, 边界不均匀, 大小各异, 共晶碳化物 (M_7C_3 、 $M_{23}C_6$) 分别呈长条状和椭圆状嵌入基体之间, 灰黑色组织由马氏体与残余奥氏体组成呈孤岛状分布。在1 100 °C淬火温度下, 不规则长条状碳化物逐渐相互连接转变为网状, 形态更规则, 二次碳化物随奥氏体的分散分布而析出, 作为硬质相弥散地分布在黑色基体上, 且在共晶碳化物周围出现板条状马氏体, 黑色基体呈鱼骨状有序排列; 当继续提高淬火温度, 基体出现过烧, 共晶碳化物由网状结构变为不连续的条状。随着淬火温度从950 °C升至1 150 °C的过程中, 共晶碳化物先以不规则的多边形出现, 然后相互连接呈网状分布, 最后变为不连续的条状分布; 灰黑色基体则先以孤岛状出现, 随温度升高逐渐排列有序, 但最后又以不规则的块状出现。

图7为不同温度下淬火后高铬铸铁的扫描电镜微观结构图, 图中亮白色颗粒状物质是淬火后随温度升高而析出的二次碳化物 ($M_{23}C_6$)。合金元素在较低的淬火温度下扩散能力较差, 所以导致二次碳化物数量较少且分布无规则, 而从图中可明显看出随温度升高共晶碳化物形貌由块状逐渐变为放射的树枝状, 基体中

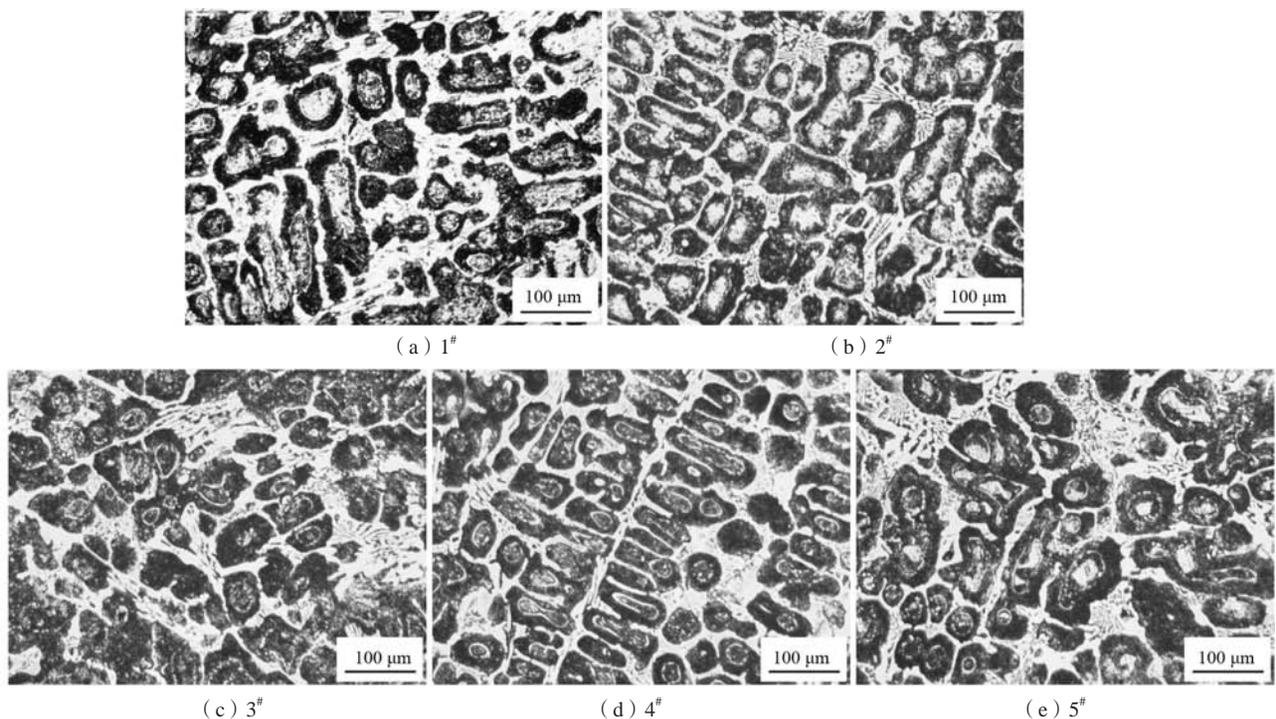


图6 高铬铸铁淬火后的金相显微组织

Fig. 6 Metallographic microstructures of high chromium cast irons after quenching

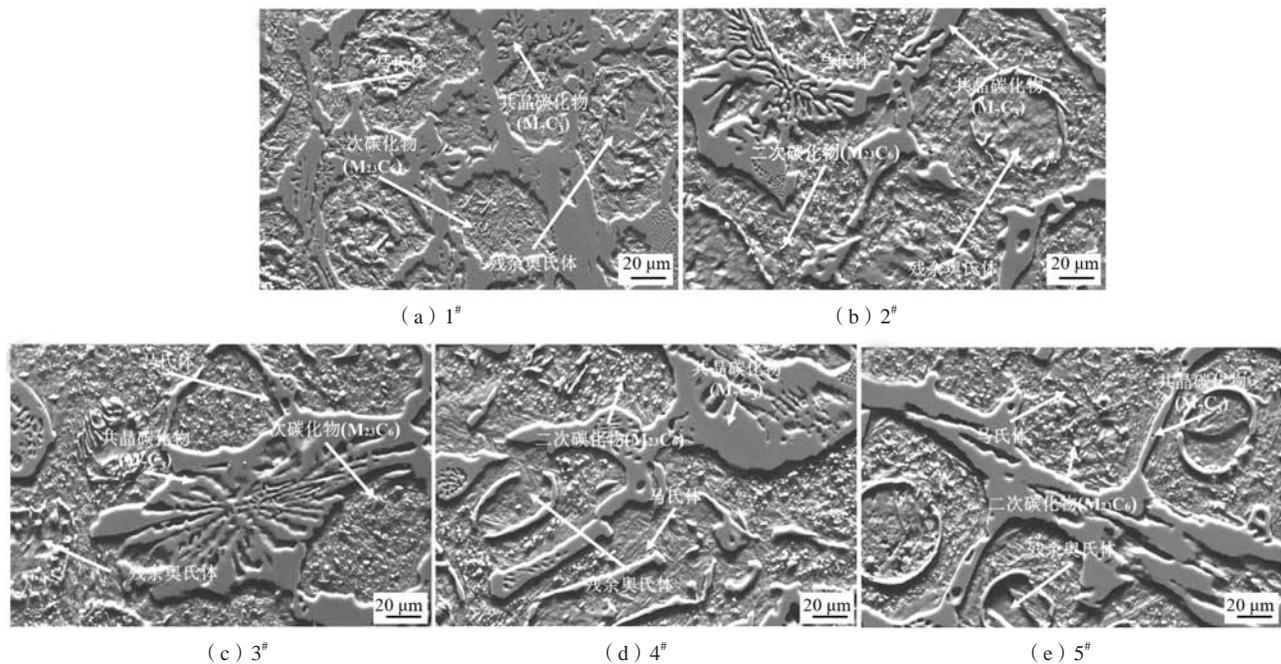


图7 多元高铬铸铁不同淬火温度下SEM形貌

Fig. 7 SEM morphologies of multielement high-chromium cast irons at different quenching temperatures

奥氏体逐渐转变为马氏体。在1 100 ℃温度下二次碳化物随奥氏体的分散分布而析出，共晶碳化物的尖端溶解并且相互连接。但当淬火温度为1 150 ℃时，由于奥氏体化温度过高，导致二次碳化物溶解大于析出，数量明显减少。随着淬火温度升高，碳化物溶解与消失的趋势是由热力学决定，较大的共晶碳化物与细小的共晶碳化物中铬从高化学位向低化学位扩散，这使得碳化物形貌发生改变^[19]。较大的共晶碳化物由于内部合金元素的扩散较慢导致表面出现孔洞，而细小的共晶碳化物中合金元素扩散迅速使得部分碳化物从尖端溶解，互相连接以杆状碳化物出现。同时由于基体中存在硼元素，导致颗粒状碳化物在基体中扩散能力增强，对二次碳化物的析出起到促进作用^[20]。

高铬铸铁在浇注成形与升温淬火过程中，Cr/C决定碳化物的类型，淬火温度与冷却方式决定基体类型，而碳化物种类和基体类型整体决定材料的力学性能^[19, 21-22]。图8为不同淬火温度下多元高铬铸铁X射线衍射图谱，淬火试样内部主要包括 $M_{23}C_6$ 、 M_7C_3 、 α -Fe和 γ -Fe，且 M_7C_3 和 α -Fe峰值较高，表明材料内部碳化物类型主要为 M_7C_3 ，基体为马氏体（ α -Fe）。 $M_{23}C_6$ 碳化物随着淬火温度升高在1 050 ℃与1 100 ℃较其他试样峰值略高，与SEM图相对应说明二次碳化物析出数量随温度的升高而减少，马氏体基体随温度升高峰值强度先升后降。奥氏体（ γ -Fe）峰值较低，随着淬火温度升高大部分奥氏体分散析出转变为马氏体，但基体内部还存在少量残余奥氏体相。

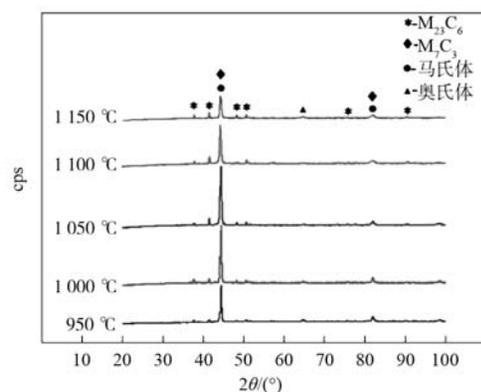


图8 不同淬火温度下样品的XRD图谱

Fig. 8 XRD patterns of samples at different quenching temperatures

通过扫描电镜自带的EDS探针对材料内部相进行能谱扫描，分析元素组成进一步确定碳化物类型。对图9中标定的点进行能谱扫描，其中点1与点3所对应的是共晶碳化物，点2、点4与基体相对应。从表3可看出，碳化物主要由Fe、Cr、C组成，基体为马氏体和少量残余奥氏体由Fe、Cr组成，但也存在少量C，可能与基体上弥散分布着的二次碳化物有关。碳化物中碳、铬含量高于基体，这是因为元素在浇注凝固过程中大量偏析到碳化物中，而硼在共晶碳化物中均匀分布，硅以固溶状态存在于基体中，并将碳和铬等元素排出基体。根据表3中的结果，可以进一步确定能谱1、能谱3中铁、铬含量与碳含量相比为7:3，与XRD图谱衍射峰显示碳化物类型一致，因此共晶碳化物主要为

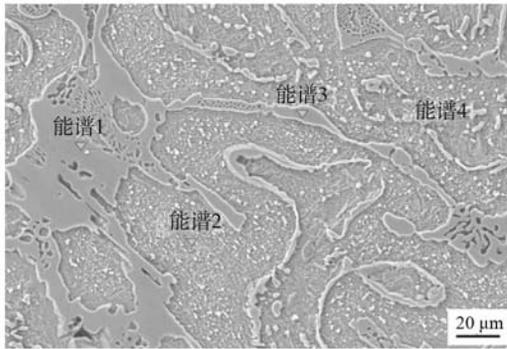
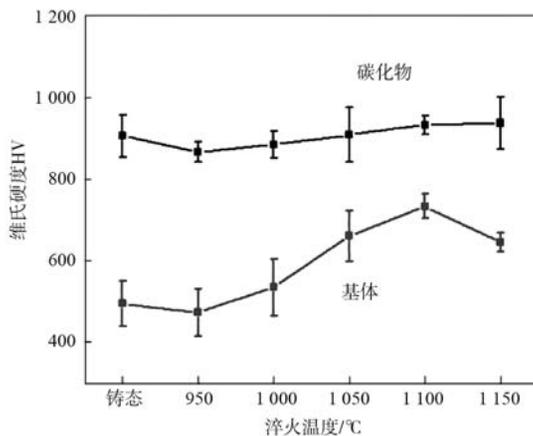


图9 1100 °C淬火试样的能谱投影点扫描位置图

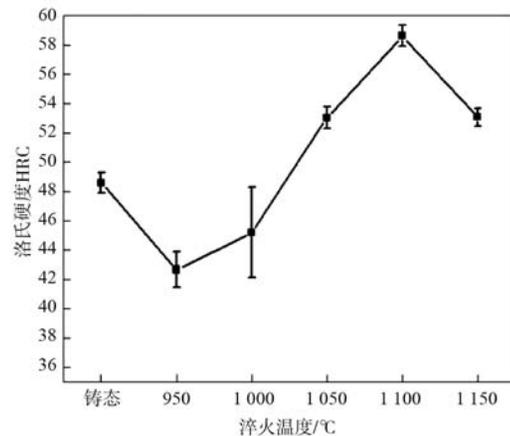
Fig. 9 Scanning position diagram of energy spectrum projection points of quenched specimen at 1100 °C

表3 EDS测定试样中各点的元素成分
Tab. 3 Elemental compositions of the points in the specimen determined by EDS at.%

编号	Fe	Cr	C	V	B	Si	Mo
能谱1	30.71	34.45	29.72	3.69	0.43	0.10	0.90
能谱2	76.86	12.36	8.60	1.01	0.11	0.62	0.44
能谱3	39.08	28.14	27.71	3.12	0.41	0.14	1.40
能谱4	80.41	8.92	9.01	0.65	0.12	0.71	0.18



(a) 显微硬度



(b) 宏观洛氏硬度

图10 淬火温度对多元高铬铸铁硬度的影响

Fig. 10 Effect of quenching temperature on the hardness of multielement high-chromium cast iron

析出数量较少并未对基体起到弥散强化的作用，所以导致淬火后试样硬度下降。在1050~1150 °C淬火温度下，试样宏观硬度升高后降低，在1100 °C达到最大值HRC 58.6，相比较铸态硬度提高了20.5%。这是由于在1100 °C温度下基体析出大量二次碳化物，同时共晶碳化物的尖端相互连接，形态由不规则的块状转变为细长的杆状碳化物，碳元素和合金元素的扩散能力增强，导致奥氏体中的C和Cr含量降低，马氏体起始转变

(Fe, Cr)₇C₃，即M₇C₃型碳化物。

2.3 淬火温度对硬度的影响

铸态与不同淬火温度下多元高铬铸铁硬度的变化见图10(a)，从图中可看出铸态试样与淬火后试样碳化物硬度变化不大，淬火后基体硬度较铸态先降低后升高又降低；950~1000 °C淬火后试样基体硬度较铸态降低，1050~1150 °C淬火后试样基体硬度相对铸态都有所提高，在1100 °C淬火时试样碳化物和基体显微硬度分别达到HV932.8和HV733.7。当淬火温度升至1150 °C，试样中由于共晶碳化物在高温下发生部分溶解导致合金元素向基体扩散速率加快，而析出的碳化物聚集、粗化，强化作用下降，晶粒会不断粗大，所以微观硬度下降；同时合金元素向基体扩散溶于奥氏体，在淬火过程中产生较多的残余奥氏体，同样使得基体微观硬度下降。图10(b)展示了不同淬火温度下多元高铬铸铁的宏观硬度的变化，随着奥氏体化温度升高，多元亚共晶高铬铸铁宏观硬度整体趋势先降低后升高再略有降低。在950~1000 °C淬火温度下，奥氏体化温度较低碳化物中合金元素向基体中偏析过程较慢，使得奥氏体内部转变不均匀，同时二次碳化物

温度升高，使奥氏体在淬火冷却至室温时更容易发生马氏体相变，从而提高了整体硬度。当继续提高淬火温度，试样HRC硬度降低至53.0。这主要因为二次碳化物析出和共晶碳化物形貌改变在淬火过程中是双向可逆的过程，温度过高导致碳和合金元素更容易溶解在奥氏体中，二次碳化物溶解大于析出，增强了奥氏体的稳定性，导致铸铁宏观硬度下降。

2.4 淬火温度对耐磨性能的影响

淬火温度对多元高铬铸铁磨损量和耐磨性的影响见图11。随着淬火温度升高，磨损量下降，耐磨性提高，淬火温度超过1 100 °C后，磨损量反而增大，耐磨性降低，磨损量随硬度的提高而降低，从失重变化可以看出经1 100 °C × 1 h+水热处理后的4号试样，其相对磨损量较其他淬火温度下试样显著下降，耐磨性能得到提升。耐磨性能最好的4号试样相比1号试样耐磨性能提升了53.4%，而这是由于材料内部共晶碳化物、二次碳化物和基体类型共同决定了性能的变化。碳化物作为材料内部骨架，基体则为高硬度的碳化物提供支撑保护^[23]。当发生磨料磨损时表面的基体首先被磨损掉，露出碳化物骨架，在之后的滑动磨损中失去支撑保护的碳化物容易产生剥落。当材料基体为奥氏体时，硬度较低对碳化物保护作用差，而马氏体基体硬度虽高但脆性较大，在滑动磨损中容易发生脆性脱落，降低材料的整体耐磨性能。因此950~1 100 °C试样基体大部分转变为马氏体但也存在少量残余奥氏体，同时共晶碳化物溶解相互连接，使得强韧的基体与高硬度的碳化物相结合，能更好地抵抗磨损行为，从而逐步提高高铬铸铁的耐磨性。当淬火温度达到1 150 °C时，材料内部C、Cr在高温奥氏体中溶解度增加，扩散能力也随之增强，残余奥氏体数量增加；同时二次碳化物溶于基体，综合降低试样的硬度与耐磨性能。

图12为不同淬火温度下磨损表面形态，从图12 (a)到图12 (e)可看出每个试样表面存在不同磨损形

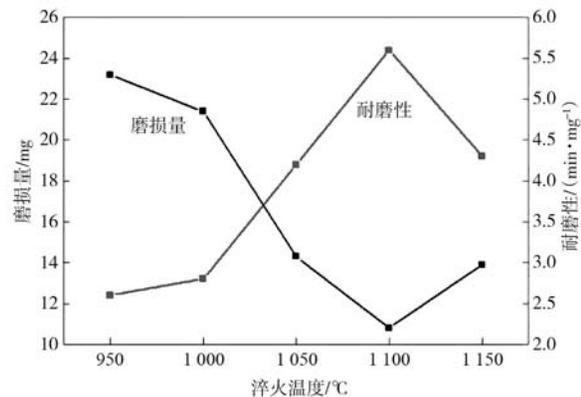


图11 高铬铸铁磨损量与耐磨性

Fig. 11 Wear amount and wear resistance of high chromium cast iron

式：脱落凹坑、磨损碎屑、犁沟、少量裂纹。950 °C、1 000 °C淬火温度下试样表面存在较深的犁沟以及大量凹坑，且磨损碎屑较多，这是由于试样未完全奥氏体化，内部碳化物没有硬质基体提供保护，导致抵抗磨损行为时粗大的碳化物产生裂纹使得耐磨性能降低。1 050 °C淬火温度下，如图12 (c)所示，磨损表面犁沟痕迹较浅，凹坑与磨损碎屑明显减少，说明大部分基体转变为马氏体，硬度提高为碳化物提供良好支撑。当温度达到1 100 °C时，由图12 (d)可看出表面未见明显剥落凹坑与裂纹，磨损碎屑最少，表明其耐磨性能最佳。当淬火温度上升至1 150 °C，磨损表面出现更多的碎屑与凹坑，试样耐磨性能下降，而这与基

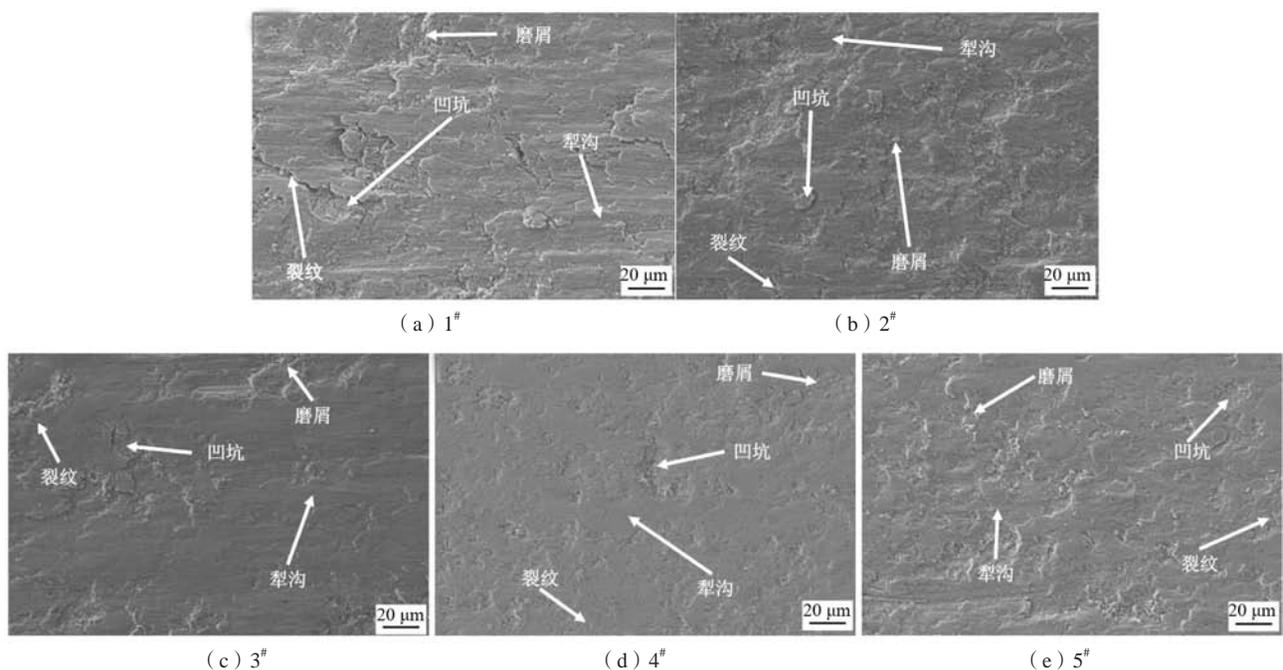


图12 淬火试样的磨损表面形态

Fig. 12 Wear surface morphologies of quenched specimens

体淬火温度过高导致残余奥氏体数量增加和二次碳化物溶解有关。

3 结论

(1) 在不同淬火温度下, 多元高铬铸铁的组织由 M_7C_3 、 $M_{23}C_6$ 碳化物、马氏体和残余奥氏体组成。随着淬火温度的升高, 基体逐渐由奥氏体转变为马氏体, 并含有少量残余奥氏体, 共晶碳化物形态发生改变并

伴随着二次碳化物 ($M_{23}C_6$) 析出, 但当淬火温度过高时, 二次碳化物的析出量减少。

(2) 随着淬火温度的升高, 高铬铸铁硬度和耐磨性能先升后降, 在 $1\ 100\ ^\circ\text{C}$ 淬火时, HRC 硬度达到最大值 58.6, 耐磨性能最好。

(3) 经 $1\ 100\ ^\circ\text{C} \times 1\ \text{h}$ + 水冷的多元高铬铸铁, 其相对磨损量较 $950\ ^\circ\text{C} \times 1\ \text{h}$ + 水冷的试样降低了 53.4%, 硬度较铸态试样提高了 20.5%。

参考文献:

- [1] NODIR T, NOSIR S, SHIRINKHON T, et al. Development of technology to increase resistance of high chromium cast iron [J]. The American Journal of Engineering and Technology, 2021 (3): 85-92.
- [2] NGQASE M, PAN X. An overview on types of white cast irons and high chromium white cast irons [J]. Journal of Physics: Conference Series, 2020, 1495 (1): 12-23.
- [3] 魏世忠, 徐流杰. 钢铁耐磨材料研究进展 [J]. 金属学报, 2020, 56 (4): 523-538.
- [4] EFREMENKO V G, CHABAK YU G, SHIMIZU K, et al. The novel hybrid concept on designing advanced multi-component cast irons: effect of boron and titanium (Thermodynamic modelling, microstructure and mechanical property evaluation) [J]. Materials Characterization, 2023, 197: 112691.
- [5] ZHANG Y, SONG R, PEI Y, et al. The formation of TiC-NbC core-shell structure in hypereutectic high chromium cast iron leads to significant refinement of primary M_7C_3 [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 824: 153806.
- [6] 李毅, 赵继云, 朱鹏霄. 淬火温度对Cr23高铬铸铁组织性能的影响 [J]. 铸造, 2023, 72 (10): 1284-1287.
- [7] 于洪军, 宋传颂馨, 程福超, 等. 不同热处理条件下亚共晶高铬铸铁的组织性能 [J]. 金属热处理, 2021, 46 (8): 56-60.
- [8] CHENG X, ZHANG D, WU X, et al. Effect of quenching temperature on microstructure and properties of low silicon hypereutectic high chromium cast iron [J]. Metallurgical Research & Technology, EDP Sciences, 2023, 120 (1): 102.
- [9] CHENG X, ZHANG D, WU X, et al. Effect of quenching holding time on microstructure and properties of high silicon hypereutectic high chromium cast iron [J]. Surface Review and Letters, 2023, 30 (9): 2350062.
- [10] 朱国庆, 郑中甫, 张茂勋. 铬对低碳高铬铸铁性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2008 (1): 15-17.
- [11] 龚沛, 赵曜, 杨浩, 等. 碳、铬含量及热处理工艺对高铬铸铁力学性能的影响 [J]. 金属热处理, 2017, 42 (9): 137-142.
- [12] 张凯, 郭智, 孙东云, 等. 钼含量对高铬铸铁堆焊层组织及耐磨性的影响 [J]. 钢铁, 2024, 59 (4): 148-158+178.
- [13] 郭克星, 夏鹏举. 钼对金属型铸造高铬铸铁组织和耐磨粒磨损的影响 [J]. 兵器材料科学与工程, 2019, 42 (4): 44-48.
- [14] 符寒光, 蒋志强. 耐磨铸造Fe-B-C合金的研究 [J]. 金属学报, 2006 (5): 545-548.
- [15] 赵一阳. 含钒高铬铸铁的优化设计 [D]. 石家庄: 石家庄铁道大学, 2016.
- [16] 皇志富, 邢建东, 高义民. 硼对半固态过共晶高铬铸铁组织及性能影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40 (S2): 244-247.
- [17] 张倩倩, 陈冲, 张聪, 等. 硼对高铬铸铁铸渗层组织和性能的影响 [J]. 材料导报, 2022, 36 (4): 182-188.
- [18] ZHI X, XING J, GAO Y, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of a Ti-bearing hypereutectic high chromium white cast iron [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 487 (1-2): 171-179.
- [19] WANG J, LI C, LIU H, et al. The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron [J]. Materials Characterization, 2006, 56 (1): 73-78.
- [20] BEDOLLA-JACUINDE A, GUERRA F V, MEJÍA I, et al. Boron effect on the precipitation of secondary carbides during destabilization of a high-chromium white iron [J]. International Journal of Cast Metals Research, 2016, 29 (1-2): 55-61.
- [21] KARAFYLLIAS G, GALLOWAY A, HUMPHRIES E. The effect of low pH in erosion-corrosion resistance of high chromium cast irons and stainless steels [J]. Wear, Lausanne: Elsevier Science Sa, 2019, 420: 79-86.

- [22] BEDOLLA-JACUINDE A, GUERRA F V, MEJÍA I, et al. Abrasive wear of V-Nb-Ti alloyed high-chromium white irons [J]. *Wear*, 2015, 332-333: 1006-1011.
- [23] TANG X, CHUNG R, LI D, et al. Variations in microstructure of high chromium cast irons and resultant changes in resistance to wear, corrosion and corrosive wear [J]. *Wear*, 2009, 267 (1-4) : 116-121.

Effect of Quenching Temperature on Microstructure and Performance of Multielement Hypoeutectic High-Chromium Cast Iron

GAO Chang¹, ZHANG Shao-yun¹, CHEN Kun², LI Si-yang³, CHENG Xiao-le³

(1. CHN Energy Changyuan Wuhan Qingshan Co-Generation Co., Ltd., Wuhan 430080, Hubei, China; 2. Wuhan Branch of National Energy Group Science and Technology Research Institute Co., Ltd., Wuhan 430070, Hubei, China; 3. College of Electromechanical Engineering, Xi'an University of Engineering, Xi'an 710048, Shaanxi, China)

Abstract:

The effects of different quenching temperatures on the microstructure and properties of 3.3C-20.0Cr-0.5B-2.0V-1.8Mo (wt.%) high-chromium cast iron were investigated using an optical microscope, a scanning electron microscope, an X-ray diffractometer, a Rockwell hardness tester, a microhardness tester, and an abrasion tester. The results show that the microstructure of as-cast multielement high-chromium cast iron is mainly composed of austenite, martensite matrix and eutectic carbides (M_7C_3 , $M_{23}C_6$), and the HRC hardness reaches 49.0; when quenching treatment is carried out, during increasing the temperature from 950 °C to 1 150 °C, the eutectic carbides appear in the forms of lumps and connected with each other to present a reticulation distribution, and there is a secondary carbide ($M_{23}C_6$) precipitation, and the matrix is transformed to martensite from austenite, containing a small amount of residual austenite; when the quenching temperature are increased from 950 °C to 1 100 °C, the HRC hardnesses are increased from 42.7 to 58.6, and then being decreased to HRC 53.0 at 1 150 °C; the wear resistance of the high-chromium cast iron specimen through treatment of 1 100 °C × 1 h + water-cooling is increased by 53.4% compared to that of one through treatment of 950 °C × 1 h + water-cooling.

Key words:

high chromium cast iron; quenching heat treatment; microstructure; hardness; wear resistance
