DOI：10.16410/j.issn1000-8365.2019.12.013

以高铬铸铁为例探讨抗磨白口铸铁件磨损特性

平宪忠[1]，乔　峰[2]，朴东学[3]

(1.山东临沂天阔铸造有限公司，山东 临沂 276000；2. 鞍山耐磨材料有限公司，辽宁 鞍山 114001；3. 沈阳铸造研究所，辽宁 沈阳 110022)

摘　要：通过分析和揭示高铬白口铸铁磨损面受力状态与行为，磨损面基体组织中形成各类不同形貌的显微磨损面与形貌特征，各类显微磨屑在基体组织中形成与脱离磨损面基体组织机制，磨损面显微组织与特点等，提出了高铬白口铸铁磨损特性与机制及提高高铬白口铸铁抗磨性能的措施。

关键词：显微磨损面；显微磨屑；磨损面显微组织；磨损特性与机制

中图分类号：TG143　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1000-8365(2019)12-1286-05

Wear Characteristics of Anti-Wear White Cast Iron--Taking High Chromium Cast Iron as an Example

PING Xianzhong[1], QIAO Feng[2], PIAO Dongxue[3]

(1. Shandong Linyi Tianguo Foundry Co., Ltd., Linyi 276000, China; 2. Anshan Wear-resistant Materials Co., Ltd., Anshan114001, China; 3. Shenyang Research Institute of Foundry, Shenyang 110022, China)

Abstract: The stress state and behavior of wear surface of high chromium white cast iron were analyzed and revealed. The microstructure of the wear surface with different morphologies formed in the matrix of the wear surface; The mechanism of forming and breaking away from the wear surface in the matrix; The wear characteristics and mechanism of high chromium white cast iron and the measures to improve the wear resistance of high chromium white cast iron are put forward.

Key words: micro-wear surface; micro-chip; wear surface microstructure; wear characteristics and mechanism

1　高铬白口铸铁磨损特性与其行为

1.1　高铬白口铸铁磨损面受力状态与行为

图 1 是高铬白口铸铁磨损面受力状态与行为的示意图[1]。

示意图直观的揭示出，当高饱白口铸铁磨损表面接触不同方位施力的坚硬磨料或一定速度移动的坚硬磨料时，磨损表面将受到垂直于磨损表面的法向力和平行于磨损表面的切向力的相关情况。

垂直于磨损面的法向力，迫使坚硬的磨料嵌入或压入其硬度低于磨料的高饱白口铸铁磨损表面，产生显微压坑，其周围发生塑性变形和由此而产生拉应力和压应力及分布，以及它促使显微压坑最薄弱处形成显微裂纹的情况。显微裂纹将成为形成宏观裂纹或各类显微磨屑的起点，造成磨损面的磨损。

这种显微压坑是高铬白口铸铁磨损面常见的显微形貌。

平行于磨损面的切向力，则迫使嵌入或压入高饱白口铸铁基体磨损表面一定深度的磨料沿切向力方向滑移，造成高饱白口铸铁磨损面被显微切削形成显微沟槽，显微沟槽两侧因塑性变形形成高应变区域的相关情况。

高应变区域成为形成各类显微磨屑的起点，造成磨损面的磨损。这种显微沟槽是高铬白口铸铁磨

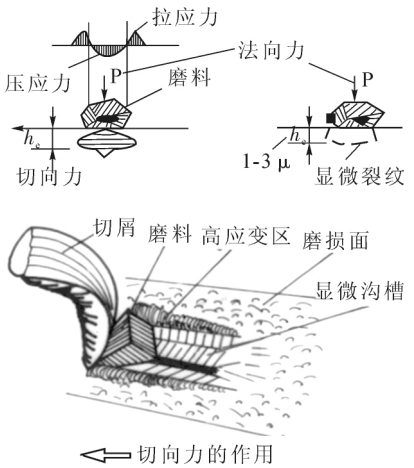


图 1　高铬白口铸铁磨损面受力状态与行为的示意图

Fig.1　Schematic diagram of stress state and behavior of wear surface of high chromium white cast iron

收稿日期：2019-10-20

作者简介：平宪忠(1962-)，山东临沂人，高工．主要从事耐磨铸造工艺方面的工作．电话：13705392891，E-mail：pingxianzhong@163.com

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

损面常见的又一种显微形貌。

不难看出法向力和切向力的作用下，其硬度低于磨料的高铬白口铸铁磨损面，形成各类形貌不同的显微磨损面，将成为造成磨损面磨损的起点。

1.2　高铬白口铸铁显微磨损面形成与形貌特征

高铬白口铸铁磨损面，受到法向力和切向力的综合作用下，形成如图 2[1]所示的各类形貌不同的显微磨损面。

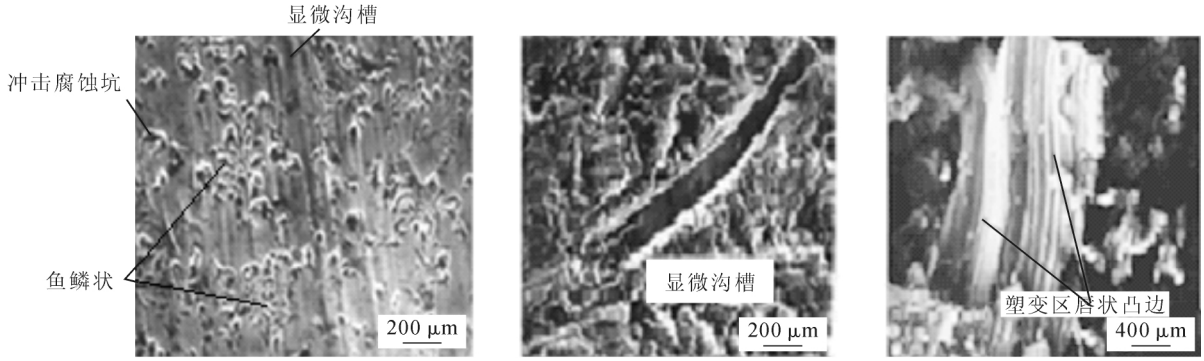
从图 2 (a)杂质泵叶轮显微磨损形貌中明显看出，磨损面因受到不同方位腐蚀介质的腐蚀和高速流动介质（线速度为 28 m/s）赋予的高动能磨料的显微切削和冲击所形成的显微沟槽、冲击腐蚀坑、鱼鳞状等形貌不同的显微磨损面。这与杂质泵叶轮旋转，不断改变叶轮磨损面与高速流动液体腐蚀介质和高速流动介质赋予的高动能磨料接触部位有着密切关联。当叶轮磨损面与介质平行接触时，叶轮磨损面受到高速流动高动能磨料的显微切削形成显微沟槽。当叶轮磨损面与介质有一定角度接触时，叶轮磨损面受到高速流动高动能磨料的冲击和介质腐蚀形成分散冲击腐蚀坑。当叶轮磨损面与介质接近 90°垂直接触时，磨损面将受到高速流动高动能磨料的密集冲击和介质腐蚀形成密集的冲击腐蚀坑，与此同时受到气蚀磨损，使密集冲击腐蚀坑相互连接，形成鱼鳞状显微形貌。由于杂质泵叶轮的基体组织为马氏体为主其塑性较差，其各类不同形貌的显微磨损面周围塑性变形部位因几乎同时被硬化和脆化及脱离，难以观察到塑性变形的痕迹。图 2 中的(b，c)是低碳奥氏体高铬白口铸铁磨损面，被磨料显微切削形成的显微沟槽。由于奥氏体高铬白口铸铁的塑性变形能力好于马氏体高铬白口铸铁，显微沟槽两侧明显看出塑性流变和塑性变形留下的痕迹。从图 2 的(b，c)中直观的看到显微沟槽两侧金属发生塑性流变和呈现唇状凸边塑性变形区域。伴随着发生塑性流变和形成唇状凸边塑性变形区域，将促使金属组织和性质发生很大变化。可能发生形变硬化、形变热导致的相变、组织结构变化、内应力增加、工件表面的氧原子向塑性流变区扩散等一系列足以改变材料组织结构和性能的变化。

值得关注的是经大量检验和检测结果表明，各种不同形貌的显微磨损表面，均在其硬度和冶金质量远低于共晶碳化物的基体组织中形成，成为磨损的起点。

1.3　高铬白口铸铁磨屑形成与剥离

伴随着磨损面基体组织中成形各种形貌不同显微磨损面，其周围塑性变形区域几乎同时被硬化和脆化，形成各种显微磨屑并从磨损面基体中剥离（见图 3[1]），造成磨损面基体组织的磨损。

从磨屑的形状特征和磨屑中的铬含量分析结果，进一步证实磨屑是高铬白口铸铁磨损面基体组织中形成并从磨损面基体组织中脱离。图 3 中(a)图是典型冲击疲劳磨屑，是在法向力的作用下，迫使坚硬磨料嵌入或压入其显微硬度和冶金质量远低于共晶碳化物的基体组织所形成的显微压坑，经多次受到磨料的冲击被疲劳而形成的典型的冲击疲劳磨削，其形状十分类似于显微压坑，呈现空心半球状。磨屑中的小孔洞经检验分析证实，是基体组织中镶嵌较浅的二次碳化物被剥离而形成。这说明高铬白口铸铁基体组织中的二次碳化物同显微磨屑同时脱离基体磨损面，对基体的抗磨性没有起到良好作用，反而消耗基体组织中的铬和碳的含量，将降低基体显微硬度和电极电位，降低其抗磨性和耐蚀性，这一点在生产中应给于足够重视，既要做到高温奥氏体向马氏体转变要充分，也要抑制二次碳化物析出和长大，以得到高碳高铬高硬度高电极电位的马氏体基体组织。图 3 中(b)图所示的显微切削磨屑，是在切向力作用下所形成的显微沟槽两侧塑性流变和呈现唇状凸边的塑性变形区域，随着磨损的进程，变得更硬化、更脆化，不能再发生塑性变形时，唇状凸边



(a)杂质泵叶轮腐蚀磨损表面形貌　(b)奥氏体基体磨损面　(c)塑变区唇状凸边

图 2　高铬白口铸铁显微磨损面与形貌特征

Fig.2　Microstructure and morphology of high chromium white cast iron

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

区域的最薄弱的部位，发生裂纹萌生—扩展—断裂被解体而形成的显微切削磨屑，呈现卷起来的唇状形貌。图 3 中(c)图所示的显微切削磨屑，是磨损面被磨料显微切削而形成的显微切削直接脱离磨损面基体组织，而形成的典型显微磨屑，其形状呈现类似于车屑的形貌。

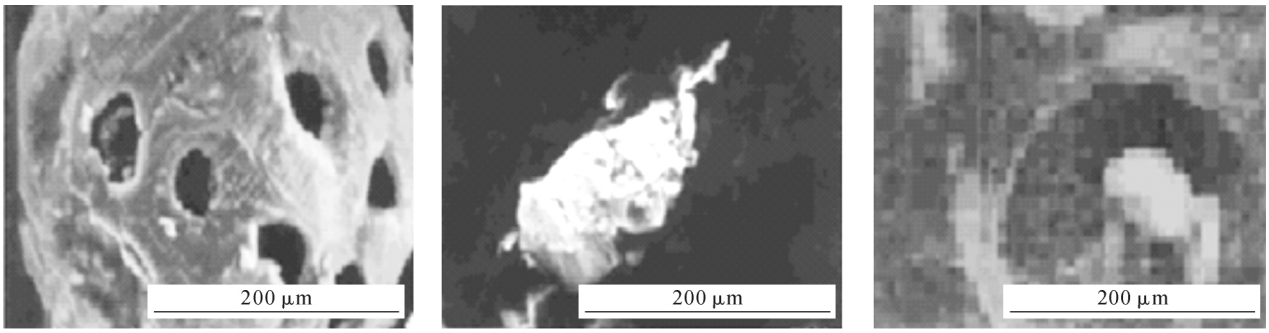
要指出的是，各类显微磨屑的形成及剥离与磨损面基体组织形成不同形貌显微磨损面有着密切关联，虽然后者在先前者在后，但实际磨损中两者几乎同时交替形成并相互促进，造成磨损面基体组织的磨损。研究和生产实践表明，高铬白口铸铁基体组织越细化、显微硬度越高(马氏体 Hv＞720)，将有效降低形成各类显微磨屑的几率和速率，同时有效减少磨屑尺寸，有利于提高高铬白口铸铁抗磨性能。

1.4 高铬白口铸铁磨损面显微组织与特征

随着各类显微磨屑不断从高铬白口铸铁磨损面基体组织中剥离，高铬白口铸铁磨损面显微组织将呈现如图 4[1]所示凸凹不平。图中分别列入了高铬白口铸铁在(a)干态和(b)湿态磨损时，磨损面显微组织特征。

从干态和湿态磨损面显微组织中不难看出，共晶碳化物周围基体组织均呈现凹坑，而碳化物呈现凸状，并带有稍微弯曲和裂纹及即将剥离特征。这再一次证实高铬白口铸铁的磨损面磨损先从基体开始，而后共晶碳化物弯曲–裂纹–剥落。磨损中共晶碳化物周围基体组织之所以先呈现凹状共晶碳化物呈现凸状的主要原因，是高铬铸铁的基体显微硬度、冶金质量(显微疏松、晶界夹杂物等)、电极电位等远低于共晶碳化物，其抗磨性和耐腐蚀性能远不如抗磨相共晶碳化物所致。从高铬白口铸铁磨损面显微组织中明显看出，湿态磨损面基体组织凹坑深度大于干态，湿态磨损面共晶碳化物凸状长度大于干态，这意为着湿态磨损大于干态，这是因为湿态磨损既有液态腐蚀介质的腐蚀磨损，又有磨料磨损且有腐蚀磨损和磨料磨损的互交作用加速磨损几率和磨损速率所致。

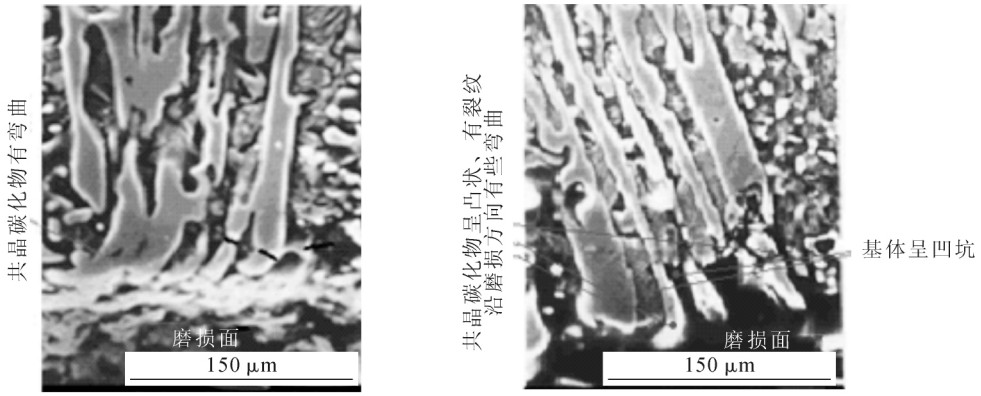
随着磨损的进程凹状加深，当凹状基体组织的不能再支撑凸状共晶碳化物时，共晶碳化物在磨料的综合作用下，导致裂纹萌生–扩展–断裂–剥离磨损面裸出新的磨损面，造成磨损面的磨损。研究和生产实践表明，高铬白口铸铁基体组织和共晶碳化物越细化(共晶碳化物最大长度＜120 微米、共晶碳化物最大间距＜60 微米)、基体显微硬度越高(马氏体



(a)冲击疲劳显微磨屑　(b)显微切削磨屑　(c)显微切削磨屑

图 3 磨损面基体组织中形成的各类磨屑

Fig.3 All kinds of abrasive particles formed in the matrix of wear surface



(a)干态磨料磨损时磨损面显微组织特征　(b)湿态磨损时磨损面显微组织特征

图 4 高铬白口铸铁磨损面显微组织特征

Fig.4 Microstructure characteristics of wear surface of high chromium white cast iron

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

Hv＞720），将有效降低基体组织呈现凹状共晶碳化物呈现凸状的几率和速率，有利于提高高铬白口铸铁抗磨性能。

1.5　高铬白口铸铁磨损特性与机制

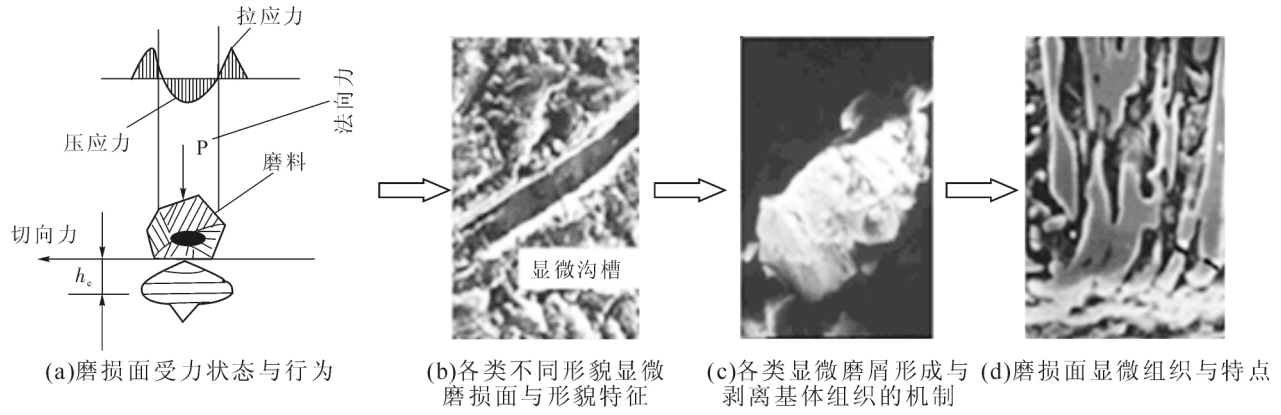
综上所述高铬白口铸铁磨损特性与机制揭示如下。

通过分析和揭示高铬白口铸铁磨损面受力状态与其行为。一是高铬白口铸铁磨损面所受到的法向力和切向力的作用下，首先在其硬度和冶金质量远不如共晶碳化物的基体中形成各类形貌不同的显微磨损面，同时伴随着形成各类显微磨屑并剥离磨损面基体组织，磨损面基体组织将呈现凹状，共晶碳化物呈现凸状，这是高铬白口铸铁磨损面磨损的第一原因。二是随着磨损的进程，基体组织的凹状加深，当凹状基体组织的不能再支撑凸状共晶碳化物时，凸状共晶碳化物在磨料的综合作用下，发生裂纹萌生–扩展–断裂–剥离磨损面–裸出新的磨损面，造成磨损面的磨损。这是高铬白口铸铁磨损面磨损的第二原因。这两种磨损的原因反复交替重复，将加速高铬白口铸铁磨损，甚至导致高铬白口铸铁的失效。这就是高铬白口铸铁磨损的基本特征，是高铬白口铸铁磨损或失效的基本机制。

2　提高高铬白口铸铁抗磨性能的措施

从高铬白口铸铁磨损特性与机制，不难看出要提高高铬白口铸铁的抗磨性，首先要降低高铬白口铸铁基体组织在磨损过程中呈现凹状和共晶碳化物呈现凸状的几率和速率，以最大限度发挥基体组织和共晶碳化物相互依存、相互支持、相互保护的能力。其次要降低凸状共晶碳化物产生裂纹萌生–扩展–断裂–剥离–裸出新磨损面的几率和速率，以最大限度的挖掘抗磨相共晶碳化物对高铬白口铸铁抗磨性能的积极有效潜力。

研究和实践表明，以马氏体高铬白口铸铁为例，按高铬白口铸件的结构特点、铸件服役环境、磨损特点：一是优化设计主要成分 C 和 Cr/C、辅助元素含量（Si，Mn，Mo，Ni，Cu）、微量元素含量（RE，B，V，Ti 等）、有害元素含量（P，S，O，H，N 等）并严控其波动范围，为提高高铬白口铸铁的抗磨性能提供最佳的化学成分时，如碳含量严控在 3.1%~3.3%，同一铸件不同炉次碳含量波动范围严控在＜0.05%，各辅助元素含量（Si，Mn，Mo，Ni，Cu）波动范围严控在＜0.05%，残余稀土和铝含量分别严控在＜0.04%，氧含量严控在＜20×10^{-6} 时；二是优化确定基体组织和共晶碳化物的最佳组成含量，并呈现优异物化特性，为提高高铬白口铸铁抗磨性能提供最佳组织和性能时，如组织要细化，分布要均匀尤其是共晶碳化物。由 $E_W=1.68\times10^{-3}\Delta T_E$[2] 和 $E_W=A.R_E^{-0.72}$[3] 计算共晶团直径，表述组织细化程度。共晶碳化物最大长度严控在＜120 微米，共晶碳化物的最大间距＜60 μm，由 $f1/2=C(d/K)$ [4] 控制共晶碳化物直径和间距，HV＞1 400，严控基体组织中二次碳化物含量与尺寸，确保马氏体中铬含量在 10%~14%（由 $Cr_{基体}\%=1.95Cr/C-2.74$[5] 控制），基体中马氏体含量严控在＞90%，残余奥氏体含量严控在＜10%，由 $r\%=52,7-(0.174M_S)$[6] 严控残余奥氏体含量，共晶碳化物含量严控在 30%~33%，由 K（%）=12.33（%C）+0.55（%Cr）-15.2[7] 控制其含量等，最大限度的挖掘基体组织和共晶碳化物对抗磨性能的积极有效的潜力时；三是优化实施确实可行的纯净化、近净化、健全化等一系列工艺措施，为提高高铬白口铸铁抗磨性能提供铸造质量优异的优质铸件时，如夹杂物级别＜2A 或 2B），夹杂物呈现孤立状均匀分布，铸件几何形状清晰 Ra＜25~50 μm+CT11 级，铸件各区域尤其是磨损面部位成分+组织+性能均匀且达标，没有任何宏观＋微观铸造缺陷，宏观硬度严控在 62~63 HRC 等



(a)磨损面受力状态与行为　(b)各类不同形貌显微磨损面与形貌特征　(c)各类显微磨屑形成与剥离基体组织的机制　(d)磨损面显微组织与特点

图 5　高铬白口铸铁磨损面基体组织的不同形貌

Fig.5　Different morphologies of matrix structure of wear surface of high chromium white cast iron

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

时，明显降低高铬白口铸铁基体组织在磨损过程中呈现凹状，共晶碳化物呈现凸状的几率和速率，同时明显降低共晶碳化物产生裂纹萌生–扩展–断裂–剥离–裸出新磨损面的几率和速率，将显著提高高铬白口铸铁的抗磨性能，高铬白口铸铁件，将成为成分和组织优化设计+严控波动范围，组织细化+分布均匀，纯净化，近净化，健全化的优质铸件。图 6 是严控碳含量和共晶碳化物重要性的相关试验结果[8]。当高铬白口铸铁的碳含量严控在 3.1%~3.3%，共晶碳化物体积含量严控在 30%~33%时，高铬白口铸铁的抗磨性能显示最佳。

不难看出高铬白口铸铁基体和共晶碳化物的物化特性与基体组织组和共晶碳化物组成及含量、组织中诸合金元素含量及分布、组织细化程度及分布（基体组织和共晶碳化物）、纯净化程度（夹杂物含量级别尺寸大小分布）、近净化程度（几何形状清晰，小件 $Ra<25$ μm 大件 $Ra<50$ μm）、健全化程度（成分+组织+性能均匀性，宏观+微观铸造缺陷）等有着密切关联。

因此，生产中要采用一系列确实可行的优化设计成分与严控成分波动范围的工艺措施，一系列细化组织+分布均匀的工艺措施，一系列纯净化工艺措施，一系列近净化的工艺措施，一系列健全化工艺措施等，是得到优异物化特性的基体组织和共晶碳化物及铸造质量优异铸件的关键技术措施应给于足够重视，以有效提高高铬白口铸铁抗磨性能。

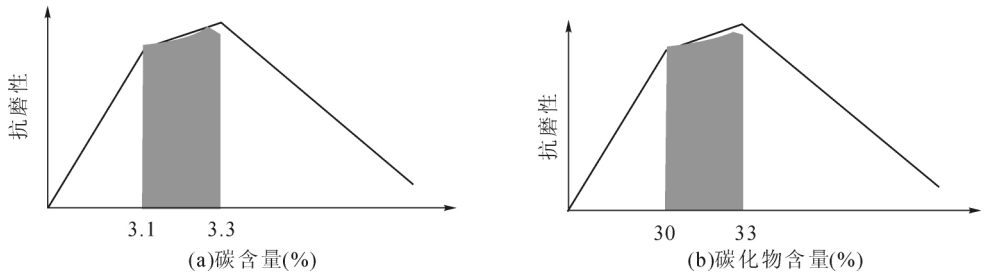


图 6 碳含量和共晶碳化物含量对抗磨性能的影响

Fig.6 Effects of carbon content and eutectic carbide content on wear resistance

3 结论

（1）高铬白口铸铁磨损面的磨损，首先从其硬度和冶金质量远不如共晶碳化物的基体开始，成为高铬白口铸铁磨损的起点，促使磨损面基体组织呈现凹状，共晶碳化物呈现凸状。随着磨损的进程，当凹状基体组织不能再支撑凸状共晶碳化物时，凸状共晶碳化物在磨料的综合作用下，发生裂纹萌生–扩展–断裂–剥离磨损面–裸出新的磨损面，造成磨损面的磨损，这就是高铬白口铸铁磨损的特征，是高铬白口铸铁磨损的基本机制。

（2）降低高铬白口铸铁磨损面基体组织呈现凹状，共晶碳化物呈现凸状几率和速率，降低凸状共晶碳化物产生裂纹萌生–扩展–断裂–剥离–裸出新的磨损面的几率和速率，是提高高铬白口铸铁抗磨性能的唯一技术措施。它与基体组织和共晶碳化物的物化特性及铸件铸造质量有着密切关联，因此在产生中要认真实施一系列确实可行的工艺措施，得到理想基体组织和共晶碳化物的物化特性及铸造质量优异铸件，是关键技术，应给予足够重视，以有效提高高铬白口铸铁的抗磨性能。

（3）其他抗磨白口铸铁的磨损特性与高铬白口铸铁基本相，然而各自的基体组织和共晶碳化物的物化特性及铸件铸造质量的差异，将呈现不同磨损几率和磨损速率。

参考文献：

[1] 朴东学，孙超英，李卫，等. 湿态磨料磨损用抗磨铸铁及磨损特性的研究[R]，沈阳铸造研究所研究报告，1989.

[2] Ogi K, Matsubara Y, Matsuda K. Eutectic solidification of high chromium cast iron-Mechanism of eutectic growth[J]. AFS Transactions, 1981, 89: 197-204.

[3] Matsubara Y, Ogi K, Matsuda K. Eutectic Solidification of High Chromium Cast Iron—Eutectic Structures and their Quantitative Analysis[J]. Trans. AFS, 1981, 72, 183-195.

[4] Zum-Gahr K H. How Microstructure Affects Abrasive WearResistance[J]. Metal Progress, 1979, 116(2)：46-50.

[5] Maratray F, Usseglio-Nanot R. Atlas of Transformation Characteristics of Cr- and Cr-Mo cast irons [D]. Climax Molybdenum, S.A. Paris: 1970.

[6] Maratray F, Poulalion A. Contribution to the study of the hardness of martensitic structures, the retention of austenite, its control and its transformation in high carbon, high tudes des Metaux Meeting [C]. st.Etienne, France: Climax Molybdenum Publication M-399E, 1977.

[7] 郝石坚. 高铬耐磨铸铁[M]. 北京：煤炭工业出版社，1993.

[8] 朴东学. 影响高铬白口铸铁抗磨性能的因素 [R]. 沈阳铸造研究所研究报告，1989.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net