

# 高强耐磨斗齿组织及性能研究

杜阳<sup>1</sup>, 杨佳欣<sup>1</sup>, 杨裕丰<sup>2</sup>, 王端<sup>3</sup>, 徐筱慧<sup>3</sup>, 付立铭<sup>1</sup>, 单爱党<sup>1, 3</sup>

(1. 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200240; 2. 徐州徐工矿业机械有限公司, 江苏徐州 221000;

3. 上交(徐州)新材料研究院有限公司, 江苏徐州 221000)

**摘要:** 针对矿山机械领域对高强耐磨斗齿的需求, 开发了集成铸造成形与淬火+回火复合热处理工艺的新型斗齿制备技术。通过系统表征斗齿切割试样的金相组织、XRD衍射图谱、硬度分布及力学性能, 结合磨损表面形貌分析, 揭示了铸造工艺参数与热处理制度对材料微观组织演变及性能的协同作用机制。研究表明: 采用优化后的斗齿材料获得马氏体/残余奥氏体复相组织, 呈现由表层至芯部的梯度硬度分布, 屈服强度 $\geq 1\ 600\ \text{MPa}$ , 抗拉强度 $\geq 1\ 800\ \text{MPa}$ , 伸长率 $\geq 10\%$ , 在室温和 $-40\ ^\circ\text{C}$ 条件下的冲击功分别达到30 J和20 J。耐磨性测试显示, 新工艺试样磨损量较原工艺显著降低, 实际工况使用寿命从76 h提升至91 h。该斗齿在矿山挖掘及重载作业中具有广泛的应用潜力, 有望进一步推动高强耐磨斗齿的自主创新与应用。

**关键词:** 超高强度钢; 梯度组织; 淬火回火; 断裂韧性; 低温韧性; 耐磨机理

## 作者简介:

杜阳(1995-), 男, 硕士生, 研究方向为超高强韧耐磨钢组织与性能。E-mail: 1498919339@qq.com

## 通信作者:

付立铭, 男, 副研究员, 博士。E-mail: lmfu@sju.edu.cn

中图分类号: TG142.72

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)

11-1502-06

## 基金项目:

江苏省科技项目《超大吨位智能化液压挖掘机关键技术研发》(BE2023047)。

## 收稿日期:

2024-12-24 收到初稿,  
2025-03-11 收到修订稿。

铸造斗齿作为挖掘机工作装置的核心易损件<sup>[1-3]</sup>, 其性能直接影响设备作业效率与使用成本。在典型工况下, 斗齿需承受多向复合应力作用: 既面临矿石、砂土等磨料的持续磨损, 又需应对岩石破碎过程中的动态冲击载荷。这种特殊工况对材料提出了双重性能要求: 一方面需要具有高硬度以抵抗磨料磨损<sup>[4]</sup>, 另一方面需保持足够冲击韧性来抵御应力冲击<sup>[5]</sup>。

作为市场主流产品, 铸造斗齿因工艺简单、成本低及易于量产而被广泛采用<sup>[6-7]</sup>。铸造工艺相较其他制造方式, 可显著降低生产成本, 尤其在大规模生产中具有经济效益<sup>[8]</sup>。尽管铸造斗齿存在晶粒粗大、夹杂、偏析和缩松等缺陷, 合理的改进工艺和热处理可降低这些缺陷对性能的影响<sup>[9-10]</sup>。随着铸造技术的不断进步, 未来的铸造斗齿将具备更高的耐磨性和韧性, 以应对更加复杂的作业环境, 提升工作效率, 减少停机损失, 降低整体更换成本, 为用户提供经济和实用的双重保障<sup>[11]</sup>。

## 1 试验材料与方法

### 1.1 斗齿制造过程

斗齿全高205 mm, 外部轮廓长宽为316 mm × 309 mm, 最大壁厚100 mm, 最小壁厚20 mm, 重56.0 kg, 采用树脂砂手工造型工艺, 铸造用原材料为 $\Phi 130\ \text{mm}$ 钢棒材, 实测的化学成分如表1所示。

表1 高强耐磨斗齿的化学成分

Tab. 1 Chemical composition of high-strength and wear-resistant bucket teeth  $w_B/\%$

C	Si	Mn	Cr	S	P
0.346	1.63	1.25	0.89	0.004	0.007

具体的铸造及热处理工艺流程为: 配料→合金熔炼→细晶强化处理→浇注成形→浇冒口切割→正火→淬火→配分→回火→喷砂。配分(partitioning)的主要目的是通过控制碳元素在不同相之间的分布, 优化强度和韧性。配分的具体过程为:

将淬火后的斗齿放入热处理炉中，配分温度控制在360~400℃，配分1.0~2.0 h。

### 1.2 组织性能测试

采用JEOL-JSM-6490LV型扫描电子显微镜进行显微组织拍照分析；利用Shimadzu XRD-6000衍射仪（扫描速度为1.0 s/step）进行物相分析；使用手持硬度计在斗齿剖面上测试硬度；采用WDW-100H万能拉伸试验机进行室温拉伸试验，拉伸试样尺寸如图1所示；按照国标GB/T 229—2021制备夏比V型缺口的标准冲击试样（10 mm×10 mm×55 mm，缺口深度2.0 mm）。

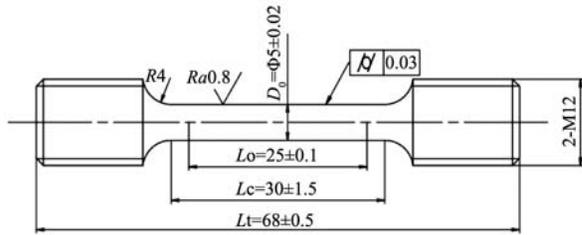


图1 拉伸试样尺寸图  
Fig. 1 Dimensions of tensile test specimen

### 1.3 耐磨性测试

摩擦磨损试验依据JB/T 7506—1994《固定磨粒磨料磨损试验 销-砂纸盘滑动磨损法》标准进行。采用销盘式磨损试验机模拟斗齿实际工况中的高应力滑动磨损行为，以刚玉砂纸（颗粒度80）作为磨料，在低冲击载荷下开展模拟及强化磨损试验。试样尺寸为Φ3 mm×20 mm圆柱体，通过电火花线切割法从斗齿本体取样，确保取样区域位于斗齿工作面。试验参数设

定如下：圆盘转速60 r/min，法向载荷14 N，总摩擦行程34 m。磨损性能通过重量损失量进行定量表征，试验前后试样经酒精超声清洗并干燥后称重。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 铸造工艺数值模拟

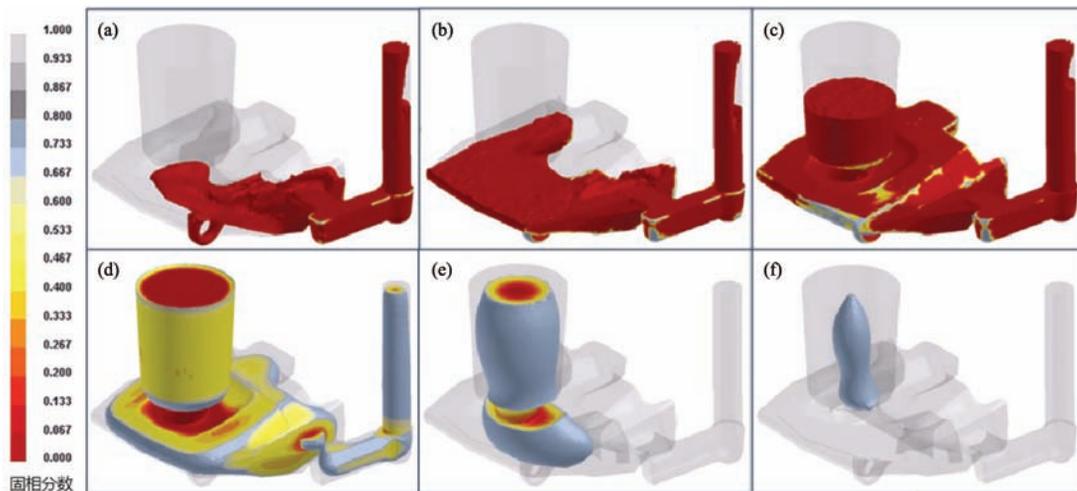
采用CAD软件绘制斗齿铸造工艺数模，并导入ProCAST软件进行数值模拟，通过模拟在浇注前优化工艺参数，预测铸造缺陷位置，提高生产效率，降低试验成本，流程如图2所示。通过调整浇冒口位置、冒口形状和大小以及冷铁位置和大小，开展多轮计算，得到最优方案，其充型凝固过程如图3所示。充型凝固过程共计21.33 s，由图2数值模拟结果可以看出铸件充型过程平稳，凝固过程无孤立液相区，铸件内部没有缩孔缩松缺陷。



图2 铸造模拟流程  
Fig. 2 Casting simulation process

### 2.2 显微组织分析

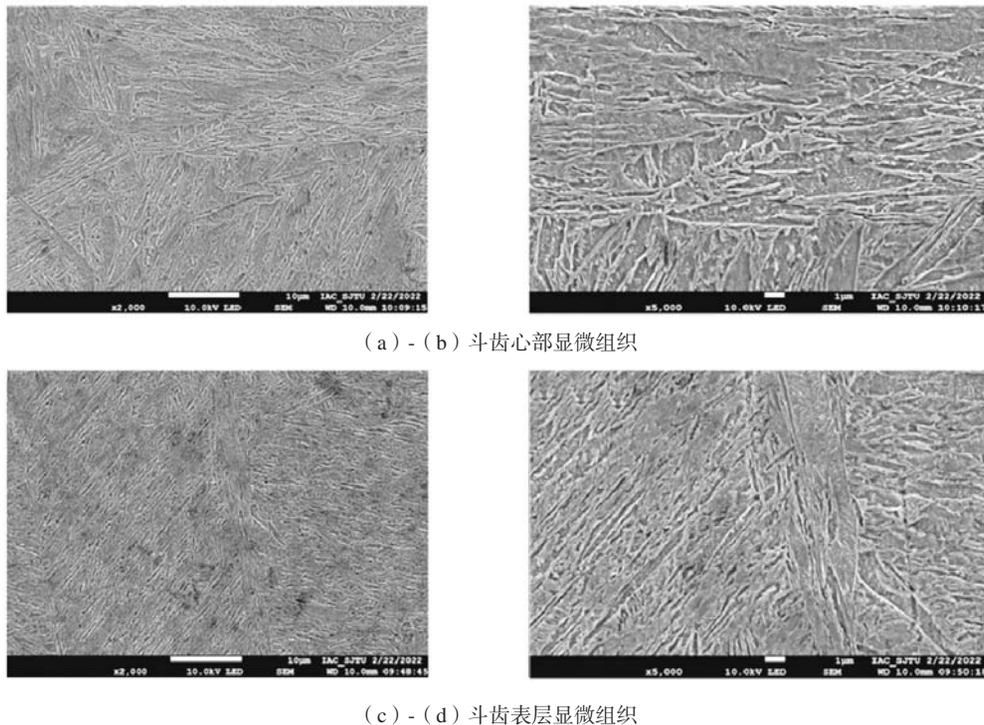
由图4可以看出斗齿组织均为马氏体，斗齿心部组织较粗（图4（a）、（b）），斗齿表层组织较细（图4（c）、（d））。其主要原因是冷却速度和温度梯



(a) 充型3 s；(b) 充型6 s；(c) 充型9 s；(d) 凝固3 s；(e) 凝固6 s；(f) 凝固9 s

图3 工艺优化后铸件充型凝固过程

Fig. 3 The mold filling and solidification processes of the casting after process optimization



(a) - (b) 斗齿心部显微组织

(c) - (d) 斗齿表层显微组织

图4 高强耐磨斗齿显微组织图

Fig. 4 Microstructures of high-strength and wear-resistant bucket teeth

度的影响。在淬火过程中，斗齿表层直接与冷却介质接触，冷却速度快，导致表层首先形成较细小的马氏体组织；而心部由于远离冷却介质，冷却速度相对较慢，形成的马氏体组织较粗大。同时，表层快速冷却限制了晶粒的长大，而心部由于冷却较慢，晶粒有更多的生长时间，因而出现组织的差异。这种组织分布可以使斗齿表层具备更高的硬度和耐磨性，心部则具有较好的韧性，从而实现耐磨性和韧性的合理平衡，适应斗齿在恶劣工况下的性能需求。

### 2.3 晶体结构分析

XRD样品需经电解抛光处理。电解抛光时所用的电解液为5%高氯酸酒精，电压控制在28 V，温度为室温。试验选用Shimadzu XRD-6000衍射仪进行测试，采用Cu Ka射线，扫描电压和电流分别为40 kV和30 mA，扫描的角度范围为 $30^{\circ}$ ~ $105^{\circ}$ ，扫描步长为 $0.02^{\circ}$ ，每个步长停留1.0 s。图5为斗齿的X射线衍射图谱，可看出，斗齿衍射峰只有铁素体峰和奥氏体峰，说明材料有残余奥氏体的存在，结合扫描电镜的结果分析，斗齿的组织为马氏体+残余奥氏体。通过计算，前齿尖残余奥氏体量为6.41%，通过调质的方式获得一定量的残余奥氏体，旨在提高材料的韧性，同时在使用过程中通过残余奥氏体的应力诱导马氏体转变，实现自锐效应，从而提升斗齿的耐磨性和使用寿命。

### 2.4 斗齿剖面硬度测试

硬度的测试主要依据GB/T 230—2018《金属材料洛氏硬度试验》和GB/T 17394.1—2014《金属材料里氏硬度试验》标准。利用线切割将斗齿进行切割，对表面进行处理，然后使用手持硬度计测试试样硬度，多次测试取平均值，斗齿剖面的硬度分布云图如图6所示，从剖面硬度云图可看出斗齿表面HRC硬度在57.0，中心区域里HRC硬度49.0左右，表层到中间过渡区HRC硬度在51~55.0之间。结合显微组织分析，斗齿表层为细小马氏体、心部为粗大马氏体，硬度的梯度分布主要由冷却速度差异所致。表层冷却速度快，形成细小高硬度马氏体；而心部冷却速度较慢，导致晶粒长大，硬度略低。

### 2.5 拉伸与冲击试验

为评估斗齿的综合力学性能，进行了拉伸和冲击试验。试验结果显示，采用新工艺处理的试样的屈服强度、抗拉强度和冲击韧性显著提升。新工艺1、2和3的试样屈服强度均高于原工艺试样，其中新工艺1达到1 705 MPa，相比原工艺的1 560 MPa提高了9.3%。抗拉强度方面，新工艺试样均超过2 000 MPa，最高达到2 070 MPa，相较于原工艺的1 800 MPa提升了15%。此外，新工艺处理试样的伸长率在10.4%~13.2%，显著高于原工艺的4.0%，表明材料塑性有所改善。冲击韧性

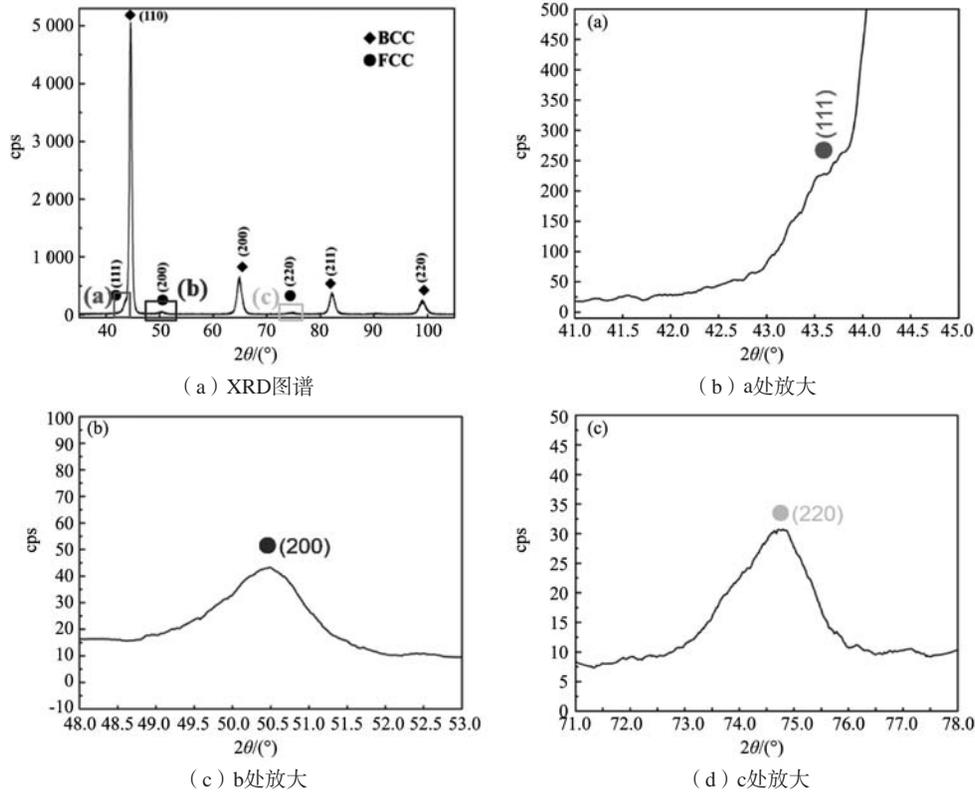


图5 高强耐磨斗齿XRD图谱  
Fig.5 XRD spectra of high-strength and wear-resistant bucket teeth

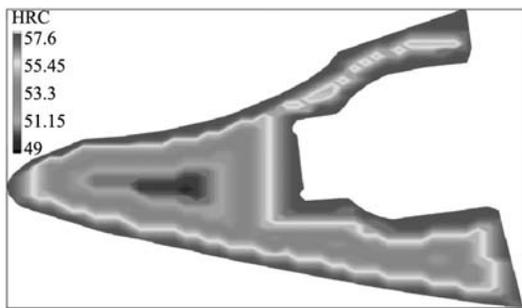


图6 高强耐磨斗齿剖面硬度云图  
Fig. 6 Hardness contour map of cross-section of high-strength and wear-resistant bucket teeth

测试结果也体现了新工艺的优势。在室温条件下，新工艺处理的试样冲击韧性在29.8~31.5 J之间，相比原工艺的20.2 J提升了约50%。在-40 °C的低温条件下，新

工艺处理的试样冲击韧性保持在19.8~20.7 J之间，相较原工艺的15.6 J提高了约30%，表明新工艺改进了材料的低温冲击韧性（表2）。综合来看，新工艺显著提高了材料的强度和韧性，使其在高强度负载和复杂工况下表现出更优越的耐磨性和抗冲击能力，有助于延长斗齿的使用寿命。

### 2.6 耐磨性测试

耐磨性测试结果表明，新工艺处理的斗齿在耐磨损性能上显著优于原工艺试样（表3）。原工艺试样的平均长度磨损量为510 μm，质量磨损量为32.3 mg，而新工艺试样的平均长度磨损量降至363 μm，质量磨损量降至22.7 mg。且在现场工况同种条件下的测试寿命由76 h提升至91 h。

通过SEM观察磨损表面，原工艺试样表面呈现连

表2 斗齿的综合力学性能  
Tab. 2 Comprehensive mechanical properties of the bucket teeth

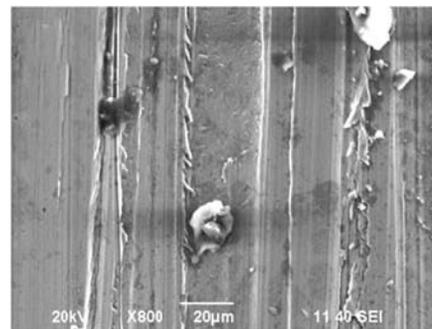
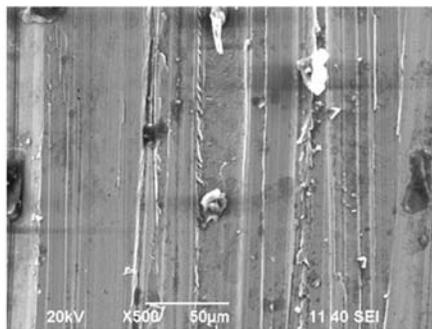
试样编号	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	硬度HRC	室温冲击吸收能量KV <sub>2</sub> /J	-40 °C冲击吸收能量KV <sub>2</sub> /J
原工艺	1 560	1 800	4.0	52	20.2	15.6
新工艺1	1 705	2 070	10.6	55	30.2	19.8
新工艺2	1 680	2 040	10.4	54	29.8	20.5
新工艺3	1 613	1 970	13.2	55	31.5	20.7

表3 斗齿的耐磨性能  
Tab. 3 Wear resistance of bucket teeth

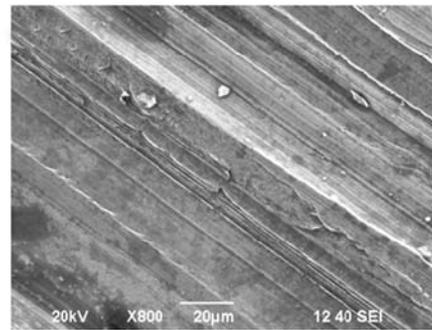
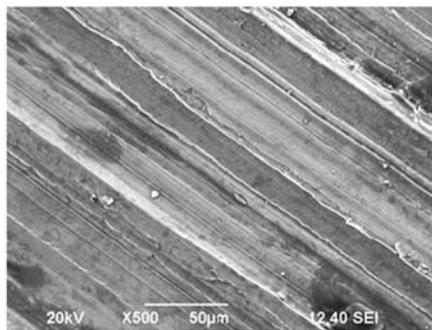
样品序号	样品名称	长度磨损/ $\mu\text{m}$	质量磨损/mg	长度磨损平均值/ $\mu\text{m}$	质量磨损平均值/mg	工况现场寿命/h
1		490	30.1			
2	原工艺	460	31.4	510	32.3	76
3		580	35.3			
4		340	20.9			
5	新工艺	380	23.0	363	22.7	91
6		370	24.1			

续犁沟，部分区域存在裂纹和剥落凹坑，为典型磨粒磨损特征，如图7(a)、(b)所示；而新工艺试样表面犁沟较浅，剥落凹坑数量明显减少，表明其磨损机

制以轻度磨粒磨损为主。这一差异进一步验证了新工艺在抑制材料剥离和裂纹扩展方面的优势。



(a)、(b) 原工艺



(c)、(d) 新工艺

图7 原工艺与新工艺试样磨损形貌对比

Fig. 7 Comparisons of wear morphologies between the samples manufactured by using of original and new processes

### 3 结论

(1) 斗齿材料组织主要为马氏体，表层组织较细，心部组织较粗。这种组织差异有效提高了表层硬度和耐磨性，心部保持较好的韧性，从而在耐磨性与韧性之间实现了合理的平衡。

(2) 斗齿中存在少量残余奥氏体(6.41%)，这部分残余奥氏体的存在有助于提升材料的韧性和抗冲击性能，使斗齿在高强度负载下具备更优的使用寿命。

(3) 斗齿表层HRC硬度可达57.0，心部HRC硬度

为49.0左右，过渡区HRC硬度分布在51.0~55.0之间，形成了硬度梯度分布，有效提升了斗齿的耐磨性能。

(4) 新工艺斗齿的磨损量相比原工艺显著降低，重量磨损减少29.7%，现场工况下使用寿命由76 h提升至91 h。

(5) 斗齿材料具有高屈服强度和抗拉强度，且在室温和低温环境下均具备良好的冲击韧性，表明高强耐磨材料在保证硬度和耐磨性的同时，也具备良好的韧性和抗冲击能力。

**参考文献:**

- [1] 吴世常, 王青澄, 贾素琴. 挖掘机斗齿抗磨材料及制造工艺的国内外概况 [J]. 铸造, 1996 (7): 47-48.
- [2] 程巨强, 刘志学. 铸造无碳化物贝氏体耐磨钢的研究与应用 [J]. 铸造, 2011, 60 (4): 382-385.
- [3] 姜利坤. 新型低铬合金耐磨钢在挖掘机斗齿上的应用 [J]. 铸造, 2013, 62 (12): 1225-1228.
- [4] 杨康, 王志英, 郭云婷, 等. Ti对中碳高硅锰合金钢组织及耐磨性的影响 [J]. 铸造, 2024, 73 (1): 60-67.
- [5] 张晓荷, 鲍瑶, 康丽, 等. 动载荷下Mn13Cr2Mo高锰耐磨铸钢形变硬化行为 [J]. 铸造, 2023, 72 (11): 1410-1416.
- [6] 侯建强, 符寒光, 蒋志强, 等. 热处理对无钼镍低合金耐磨铸钢组织和性能的影响 [J]. 铸造, 2010, 59 (5): 441-444.
- [7] 刘志学, 程巨强. ZG30CrMn2Si2Mo铸钢斗齿的研制 [J]. 铸造, 2005 (10): 98-100.
- [8] FERNÁNDEZ J.E, VIJANDE R, TUCHO R, et al. Materials selection to excavator teeth in mining industry [J]. Wear, 2001, 250 (1-12): 11-18.
- [9] VALTONEN K, RATIA V, OJALA N, et al. Comparison of laboratory wear test results with the in-service performance of cutting edges of loader buckets [J]. Wear, 2017: S0043164817309778.
- [10] BONJAK S M, ARSI M A, GNJATOVI N B, et al. Failure of the bucket wheel excavator buckets [J]. Engineering Failure Analysis, 2017, 84: 247-261.
- [11] MASHLOOSH K M, EYRE T S. Abrasive wear and its application to digger teeth [J]. Tribology International, 1985, 18 (5): 259-266.

---

## Study on Microstructure and Properties of High-Strength and Wear-Resistant Bucket Teeth

DU Yang<sup>1</sup>, YANG Jia-xin<sup>1</sup>, YANG Yu-feng<sup>2</sup>, WANG Duan<sup>3</sup>, XU Xiao-hui<sup>3</sup>, FU Li-ming<sup>1</sup>, SHAN Ai-dang<sup>1,3</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China; 2. Xuzhou XCMG Mining Construction Machinery Co., Ltd., Xuzhou 221000, Jiangsu, China; 3. Shangjiao (Xuzhou) New Materials Research Institute Co., Ltd., Xuzhou 221000, Jiangsu, China)

**Abstract:**

Directing at the demand for high-strength and wear-resistant bucket teeth in the mining machinery sector, a novel bucket teeth preparation technology of integrating casting forming with quenching + tempering composite heat treatment process had been developed. Through systematic characterization of the microstructures, XRD diffraction patterns, hardness distribution, and mechanical properties of cutting samples, and combined with wear surface morphology analysis, the synergistic interaction mechanism between casting process parameters and heat treatment regime on the material microstructure evolution and performance was revealed. The study results demonstrate that a martensite/residual austenite duplex structure with gradient hardness distribution from surface to core can be obtained by using of the optimized bucket tooth material, exhibiting yield strength  $\geq 1\ 600$  MPa, tensile strength  $\geq 1\ 800$  MPa, elongation  $\geq 10\%$ , and impact energy reaching 30 J and 20 J at room temperature and  $-40\ ^\circ\text{C}$ , respectively. The wear resistance tests show that, compared to the original process, the wear losses of specimens are significantly reduced after the new one is used, and actual service life is extended from 76 h to 91 h. This bucket tooth demonstrates broad application potential in mining excavation and heavy-duty operations, promising to advance independent innovation and application of high-strength and wear-resistant bucket teeth.

**Key words:**

ultra-high strength steel; gradient microstructure; quenching and tempering; fracture toughness; low-temperature toughness; wear resistance mechanism