

汽车制动鼓用 HT250 高温拉伸性能研究

于玉城, 王振玲

(攀枝花学院 钒钛学院, 四川攀枝花 617000)

摘要: 灰铁制动鼓在长时间行车过程中因连续制动导致温度升高而发生过早失效。利用金相显微镜、扫描电镜、高温拉伸试验机和常温拉伸试验机研究了HT250试样在常温至600 °C范围的组织演变及拉伸性能; 同时对500 °C和600 °C热暴露72 h后的HT250试样进行了组织观察及拉伸性能研究。结果表明: HT250显微组织主要由片层状珠光体和A型片状石墨组成, 随着拉伸温度提高(室温~600 °C), 珠光体片层间距由室温的0.20 μm逐渐增大到0.54 μm。从400 °C开始, 珠光体片层组织开始出现粒状化, 600 °C时珠光体片层大部分已经完成粒化, 此时石墨片也明显粗化。HT250常温拉伸强度为342 MPa, 随拉伸温度升高抗拉强度逐渐下降, 当试验温度升高到600 °C时, 抗拉强度下降至169 MPa。HT250在500 °C和600 °C热暴露72 h后, 珠光体片层间距宽化且片层组织部分粒状化, 片状石墨明显粗化, 抗拉强度分别为309 MPa和222 MPa, 较同温度下高温拉伸强度大很多, 同时HT250材料表层有一定氧化。提高HT250高温抗氧化性能及高温强度是提升其使用寿命的重要措施。

关键词: 灰铸铁; 力学性能; 氧化性能; 显微组织; 高温

我国现有铸铁企业1.4万家左右, 铸铁件产量占铸件总产量的70%以上, 其中, 制动鼓作为汽车的关键组成部件, 其制动效果和服役可靠性对于车辆的安全行驶起到至关重要的作用^[1]。在制动鼓使用过程中, 常见失效形式有开裂和掉底等, 严重危害了汽车行驶安全^[2-4]。其影响因素主要有外因与内因两个方面: 外因即制动鼓的工况, 主要有如路况、载重情况、驾驶员开车习惯和长下坡行驶后遇水激冷等; 内因主要是制动鼓设计不合理及制动鼓材料成分和生产工艺不合格导致制动鼓强度和硬度不达标^[5]。汽车行驶过程中, 尤其长下坡条件下由于长时间制动, 制动鼓在制动力的作用下与制动蹄摩擦生热使工件升温(不均匀的升温、通常温度高达600 °C左右, 最高可达900 °C)、解除刹车后降温, 如此反复循环, 它需要材料具有一定的强度以承受制动力, 在保证与摩擦副摩擦具有良好制动能力的同时还应具有优异的耐磨性能、耐热性能^[6]。

因此, 有必要了解制动鼓的高温耐热性能。针对四川攀枝花市某企业生产的HT250重卡制动鼓在使用过程中有少量产生开裂和掉底问题, 如图1所示, 研究该铸

作者简介:

于玉城(1973-), 男, 副教授, 从事金属材料及表面技术相关研究工作。
E-mail: 30035957@qq.com

中图分类号: TG251.1
文献标识码: A
文章编号: 1001-4977(2023)09-1140-07

基金项目:
材料腐蚀与防护四川省重点实验室开放基金项目(2022CL13)。

收稿日期:
2023-01-09 收到初稿,
2023-03-30 收到修订稿。



(a) 开裂

(b) 掉底

图1 灰铁制动鼓失效形式

Fig. 1 Gray iron brake drum failure forms

件的常温及高温力学性能和显微组织，为产品质量的改进提供一定的理论基础。

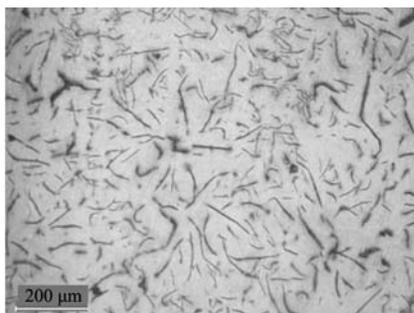
1 试验材料及方法

采用攀枝花产含钒生铁、锰铁、硅铁及废钢等原材料在中频感应炉中熔炼HT250合金，在砂型中浇注出制动鼓铸件，同时浇注出用于切割拉伸试样和金相试样的圆柱形铸锭。HT250合金成分见表1，孕育剂为75%SiFe中间合金，孕育方式为浇包孕育。金相试样采用4%浓度的硝酸酒精进行腐蚀，然后在GX-71-6230A型金相显微镜上观察显微组织。常温及高温拉伸实验在万能拉伸试验机上进行，拉伸速度0.5 mm/min，拉伸试样尺寸见图2。拉伸断口形貌在VEGA-XMH型扫

表1 HT250的化学成分

Table 1 Chemical Composition of HT250 $w_B/\%$

C	Si	Mn	S	V	P	Fe
3.12	1.79	0.21	0.076	0.05	0.053	余量



(a) 低倍

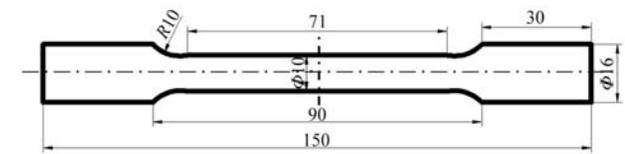


图2 拉伸试样尺寸

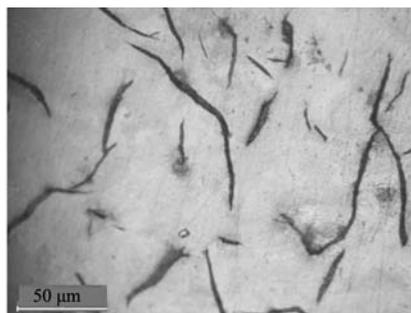
Fig. 2 The size of the tensile specimen

描电镜上观察，加速电压20 kV。

2 试验结果及分析

2.1 HT250 常温及高温拉伸后的显微组织

图3是HT250的铸态显微组织，主要由珠光体基体和石墨片组成，珠光体占比约为95%以上。石墨形态主要是A型片状石墨和少量卷曲的B型石墨，以及少量团聚石墨。石墨尺寸在40~150 μm，平均长度为102 μm左右。对于汽车制动鼓而言，导热性高有利于快速释放刹车产生的热量，降低刹车毂的温度，而石墨形态中A型石墨导热系数最高^[7]，石墨过长、卷曲、团聚会降低铸铁力学性能。



(b) 高倍

图3 HT250铸态显微组织 (OM)

Fig. 3 The microstructure of as-cast HT250

图4为HT250汽车制动毂变形部位高温拉伸后的金相显微组织，主要由珠光体基体和片状石墨组成。高温拉伸温度在200~500 °C区间时其显微组织与铸态相比，变化不大。当高温拉伸温度为600 °C时，石墨片明显粗化，由室温下平均长度100 μm增加到600 °C下的150 μm。图5为HT250高温拉伸后的的SEM显微组织，随着温度升高(200~600 °C)，Fe和C原子扩散能力增强，一方面珠光体层片间距逐渐增大，分别为0.38、0.41、0.42、0.53、0.54 μm。另一方面，由于片状渗碳体的表面积大于同体积的粒状渗碳体，具有较高的表面能，因此从热力学上讲渗碳体的粒状化是一个自发的过程，而高温会加速粒状化的进程。渗碳体片在较高温度下首先在缺陷处或凹陷处发生断裂，变为短片状或短棒状，根据Gibbs-Thomson定律^[8]，曲率半

径越小，溶解度越高，尖角处和凹陷处具有较高的碳浓度，与基体形成浓度梯度，持续扩散的结果导致渗碳体片发生断裂。随后，短片状或短棒状渗碳体还会进行碎化和溶解，形成小而均匀的粒状渗碳体。在本试验中，试样在200~600 °C下进行高温拉伸，增加了珠光体中铁素体和渗碳体的位错密度和亚晶界数量，明显促进渗碳体球化的进程。当温度高于400 °C后，就可明显观察到片状渗碳体转变为粒状渗碳体的现象。600 °C拉伸时珠光体大部分已经转变为粒状珠光体，如图5c、d、e所示。

2.2 常温及高温拉伸性能

图6为汽车制动鼓HT250在不同温度下的拉伸曲线，表2为汽车制动鼓HT250在高温下拉伸的抗拉强度

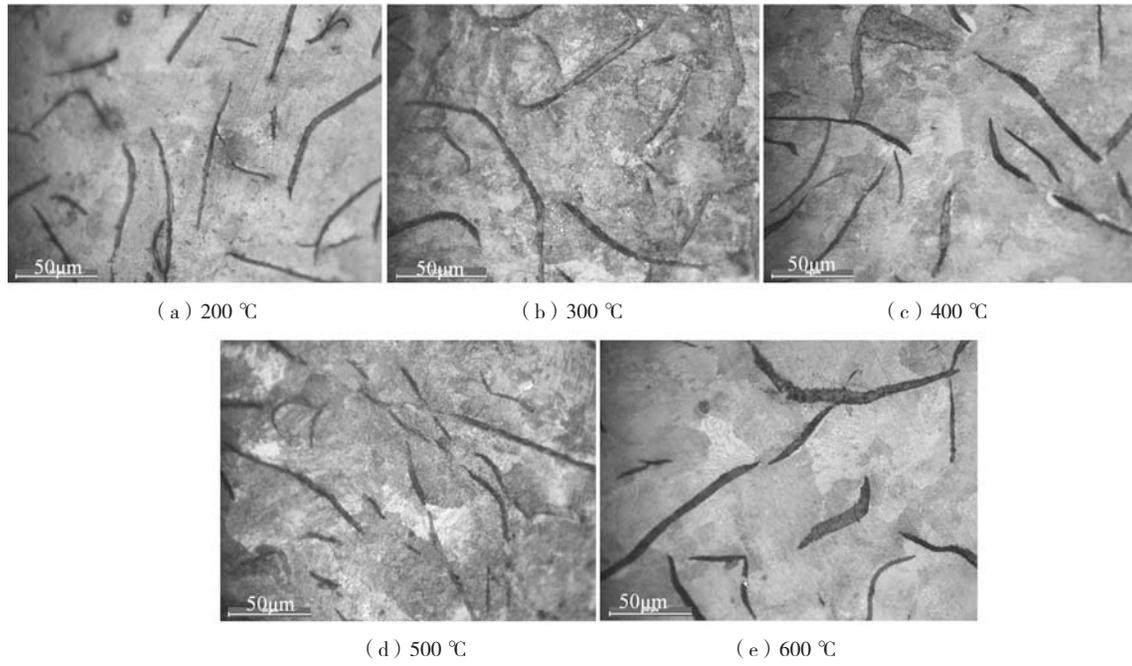


图4 HT250试样变形部位高温拉伸后显微组织
Fig. 4 The microstructure of HT250 deformation site of the sample after high temperature tensile

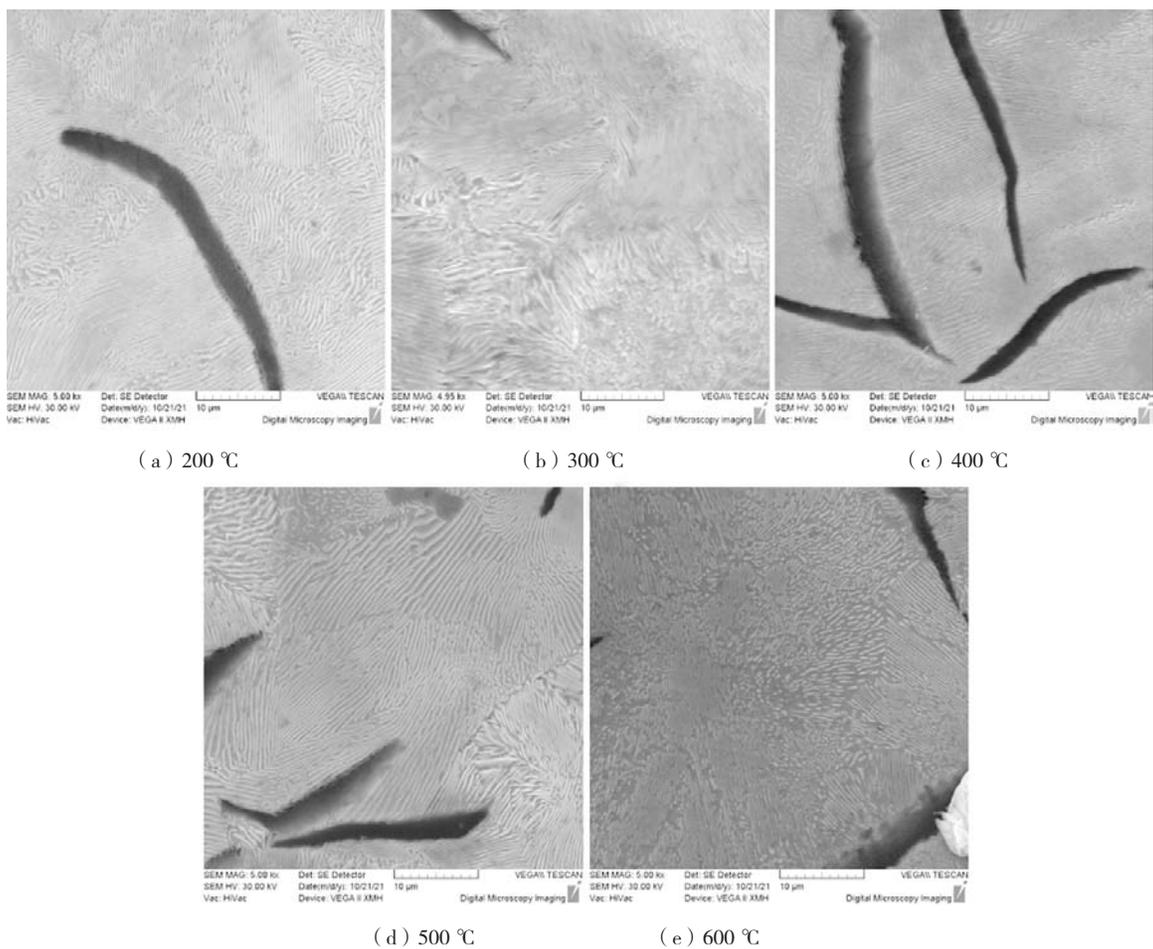


图5 HT250试样变形部位高温拉伸后SEM显微组织
Fig. 5 The SEM microstructure of HT250 deformation site of the sample after high temperature tensile

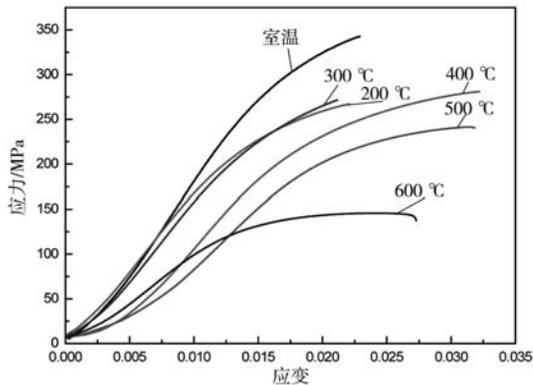


图6 HT250高温拉伸应力应变曲线

Fig. 6 Tensile stress-strain curves at high temperature

表2 HT250高温拉伸强度和伸长率
Table 2 High temperature tensile strength and the elongation rate

温度/°C	抗拉强度/MPa	伸长率/%
室温	342.62	0.67
200	273.57	1.01
300	271.66	0.61
400	290.04	1.49
500	257.3	1.42
600	168.99	2.29

及伸长率。从图中可以看出，HT250室温抗拉强度较高，达到了342 MPa，伸长率为0.67%；随着拉伸温度的提高，抗拉强度呈逐渐下降趋势，弹性模量也逐渐减小，伸长率逐渐增加，塑性改善。其中，200 °C和300 °C的试样塑性变化很小，而抗拉强度下降幅度较大，这主要是因为，C原子和Fe原子在低温和有限的高温拉伸时间内很难扩散，其高温组织与铸态组织几乎没有变化，塑性变化也不大；但与常温拉伸相比，高温拉伸条件下原子间结合力会随着温度升高逐渐减弱，导致珠光体晶界和 $\text{Fe}_3\text{C}/\alpha$ 相界面强度降低，抗拉强度大幅度下降。当温度升高至400 °C进行高温拉伸时，C原子和Fe原子在拉应力作用下已经能够进行短程扩散，由于扩散能力的增强，其塑性有明显的改善，拉伸过程中裂纹尖端的应力集中也得到了有效缓解，裂纹尖端易产生钝化，而此条件下影响强度的因素（如原子结合力、相界面强度等）变化较小，导致抗拉强度增加。综合各方面因素，相比于200 °C高温拉伸，400 °C高温拉伸曲线具有更高的塑性和强度。在500 °C拉伸时，仍具有较高的塑性，但强度已由290 MPa降至257 MPa，600 °C拉伸时急剧下降到149 MPa。由图4和图5可以看出，500~600 °C高温拉伸的显微组织已出现明显的粒状组织，珠光体层片间距明显增大，形

态逐渐向粒状珠光体转变，石墨片长大，尽管仍具有较好的塑性但强度却大幅度下降。其主要原因为片状渗碳体本身硬脆，变形困难，塞积在层片状碳化物处的位错，需要足够大的外力才能够将其启动，因此，片状珠光体强度高，当碳化物变成粒状时，位错运动遇到粒状碳化物容易绕过粒状粒子而继续运动，则粒状珠光体组织强度低^[4]。温度越高或保温时间越长，片状珠光体分解程度越大，材料的强度也越低。

2.3 热暴露对 HT250 显微组织和拉伸强度的影响

为进一步考察制动鼓长时间刹车导致的高温及氧化的“累积效应”对灰口铸铁组织和力学性能的影响，对HT250灰铸铁铸件进行加速试验，分别在500 °C和600 °C热暴露72 h。其显微组织如图7所示。由图7a、c低倍组织中可以看出，石墨片随机分布，少量石墨片长度为150 μm 左右，大部分长度在100 μm 左右，较铸态时长度增加。图7b、d高倍组织所示的500 °C和600 °C热暴露72 h组织中，石墨片边缘长出树枝状凸起，600 °C较500 °C凸起更明显，这主要是由于更高温度下原子扩散能力更强，导致了石墨片尺寸增加及侧面长大。500 °C \times 72 h热暴露处理后HT250基体组织主要为珠光体，层片间距约为0.47 μm ，较同样温度下高温拉伸下间距（0.53 μm ）要小，且部分渗碳体片出现断裂和碎化，说明高温下拉应力会显著促进珠光体片层间距宽化和渗碳体的球化；当热暴露温度为600 °C \times 72 h时，片状珠光体的层片间距增加至0.55 μm 。由此可见，随着制动鼓热暴露温度升高及时间增加，石墨片粗化，珠光体层片间距增大并逐渐分解为粒状。

图8为HT250汽车制动鼓在500 °C和600 °C热暴露72 h后的室温拉伸曲线，具体拉伸数据见表3。从图中可以看出，抗拉强度分别为308.67 MPa和222.35 MPa，由于较高温度下长时间保温造成组织粗化及层片珠光体的分解，导致灰铸铁的力学性能下降，温度越高，下降越显著。高温热暴露下片层状珠光体转变为粒状珠光体与前述高温拉伸条件下的转变原理基本相同，但转变机制有所不同。热暴露条件下片层状珠光体和组织粗化过程是静态下完成的，其组织转变的驱动力主要来源与表面能和热激活，所以需要长时间的加热保温才能完成；而高温拉伸条件下片层状珠光体和组织粗化过程是在动态下完成的，拉应力和大量的变形会大幅增加铁素体和渗碳体内部的位错密度和亚晶界数量，促进C原子在空位和晶界中的扩散，从而使转变进程显著加快。尽管高温拉伸全过程只有10 min左右，但显微组织中大部分片状渗碳体已经发生断裂和碎化，甚至出现小粒状碳化物。由此可见，HT250制动鼓服役过程中长时间制动导致摩擦升温，加之制动过

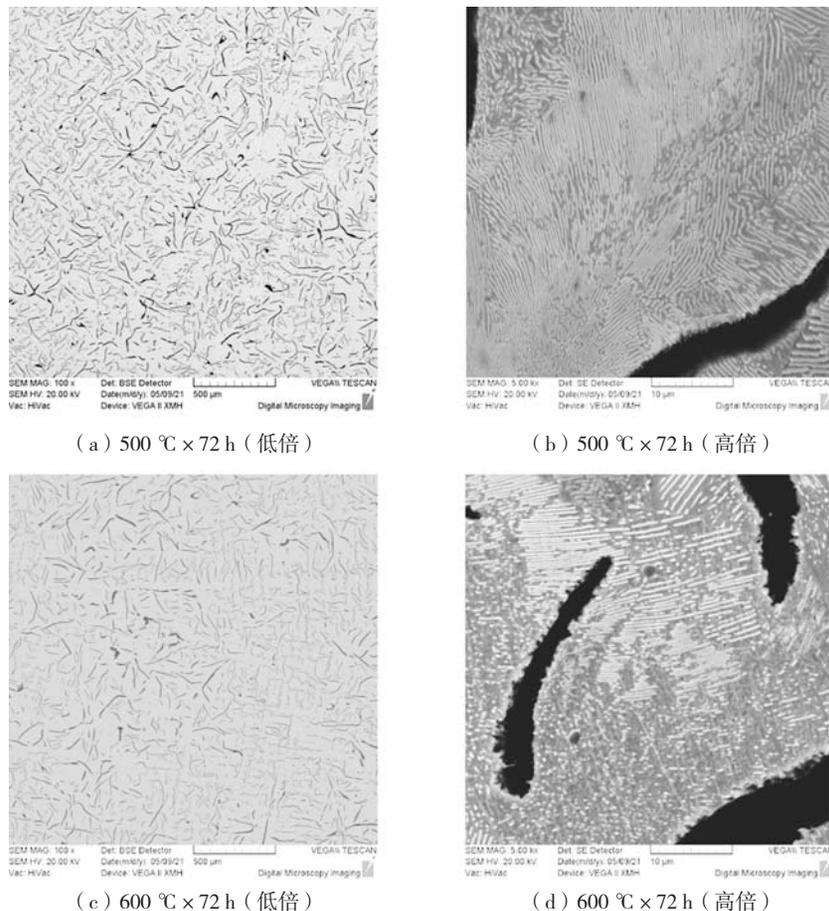


图7 热暴露不同时间HT250显微组织

Fig. 7 Microstructure of HT250 at different time of heat exposure

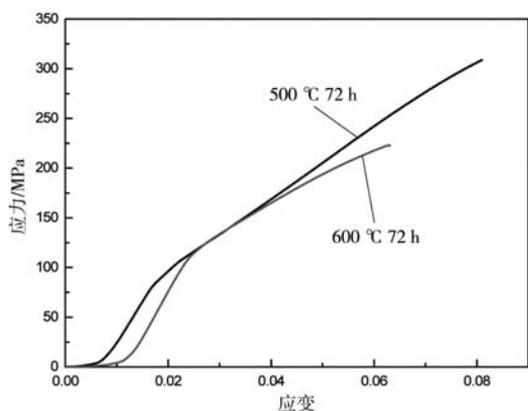


图8 HT250热暴露后拉伸应力应变曲线

Fig. 8 Tensile stress-strain curves of HT 250 after thermal exposure

表3 HT250经不同时间不同温度热暴露后的抗拉强度及最大应变

Table 3 Tensile strength and maximum strain of HT250 after thermal exposure at different temperatures and time

热暴露状态	抗拉强度/MPa	伸长率/%
500 °C-72 h	308.67	4.38
600 °C-72 h	222.35	3.96

程受力变形会加速制动鼓的早期失效。

2.4 HT250 高温抗氧化性能

灰铁制动鼓长时间制动后，温度升高除造成组织和力学性能改变，还可能造成HT250表面氧化和内氧化。图9为500 °C热暴露72 h后氧化层组织及能谱分析。图9a、c为氧化层组织，氧化层厚度为8.24 μm，氧化层点能谱和线扫描能谱分析见图9b和d。由能谱中可知，氧化层主要成分为O、Fe及少量C和Si，O和Fe原子百分比分别50.32%和31.39%；氧化层的线扫描能谱见图9，主要成分为Fe、O、Si，可见铸铁表面生成了Fe的氧化物和Si的氧化物，初步判断为Fe₂O₃和SiO₂。图10为600 °C热暴露72 h后氧化层组织及能谱分析。图10a、c为氧化层组织，氧化层厚度为24.75 μm，温度升高100 °C，氧化层厚度急剧增加。图10b为点能谱图，表面氧化层主要由Fe、O、Si元素组成，Fe和O原子百分比分别为55.04%和30.1%，氧化层线扫描能谱图见图10d，O浓度较高，判断氧化层主要形成了FeO，Fe₂O₃和少量SiO₂。FeO为较为疏松的氧化层，通常在560 °C以上形成，会加速氧向金属内部扩散，因此600 °C下氧

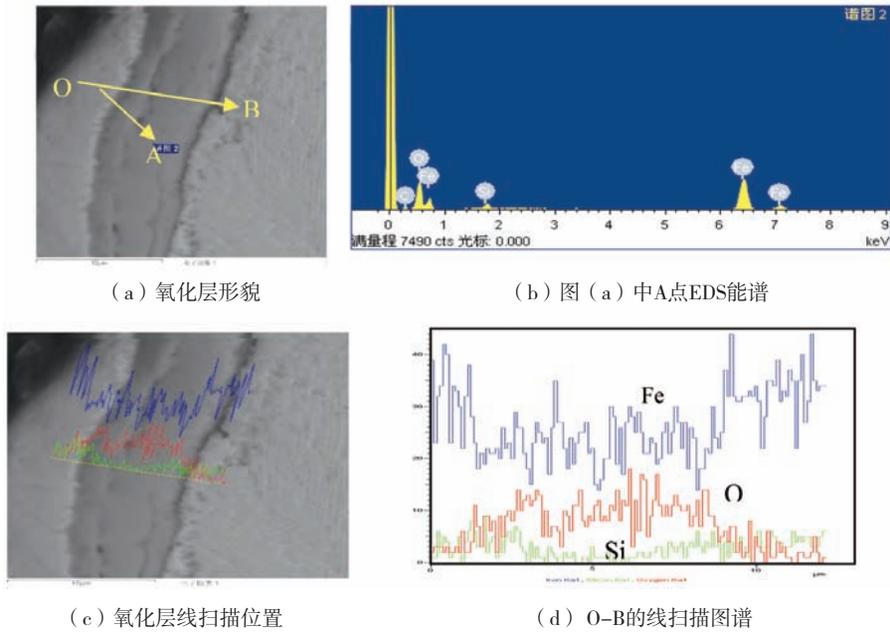


图9 500 °C-72 h热暴露后HT250表面氧化层
Fig. 9 The oxidation layer of HT250 at 500 °C after 72 h thermal exposure

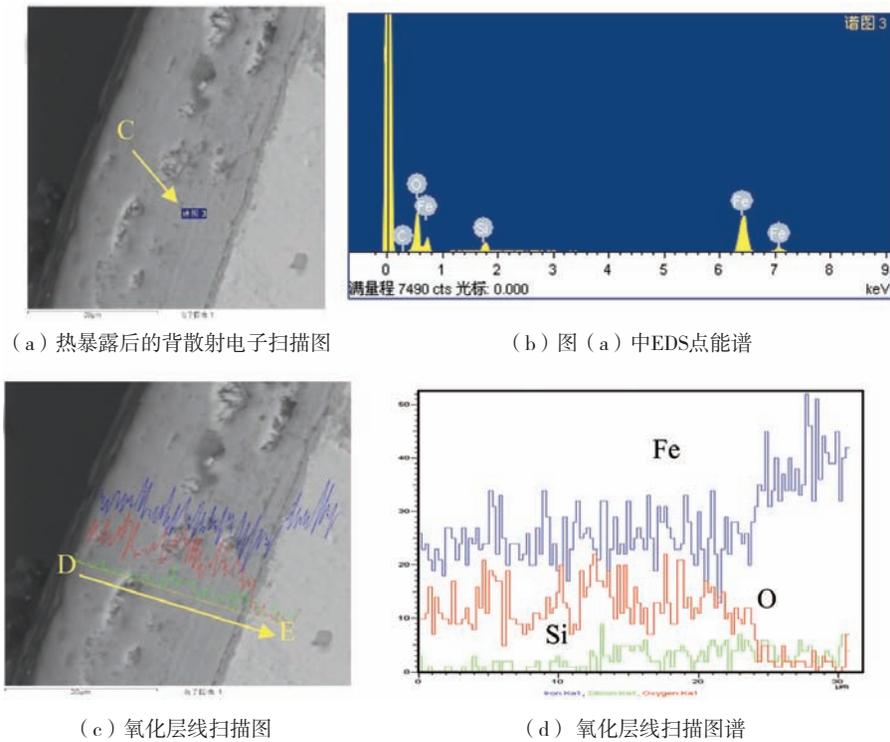


图10 600 °C-72 h热暴露后HT250表面氧化层
Fig. 10 The oxidation layer of HT250 at 600 °C after 72 h thermal exposure

化层明显增厚。通过以上分析可知，HT250随着温度升高，表层形的氧化层厚度增加，也会加快制动鼓磨损和失效。因此，提高HT250的高温抗氧化性能也是防止制动鼓过早失效，提高使用寿命的重要措施之一。

3 结论

(1) HT250铸件在200~600 °C范围内，随着高温拉伸温度提高，珠光体层片间距增大，由0.38 μm增加到0.544 μm；珠光体形态由层片状从400 °C开始由片状

逐渐转变成粒状，600 ℃拉伸时珠光体大部分已经转变为粒状珠光体。

(2) 常温拉伸时铸态HT250抗拉强度为342 MPa，随着拉伸温度提高，在200~300 ℃时抗拉强度下降，400 ℃呈现出强度和塑性都升高，500~600 ℃强度再下降，600 ℃下降到149 MPa，为室温拉伸强度的43.56%。

(3) HT250铸件在500 ℃和600 ℃暴露72 h后，

石墨片明显粗化，珠光体层片间距增大，且珠光体形态大部分粒状化；热暴露后，抗拉强度分别为下降至309 MPa (500 ℃)和222 MPa (600 ℃)。

(4) HT250制动鼓长时间制动，摩擦升温 and 高温受力变形会加速组织粗化、粒化，加之高温表面氧化等综合作用，会严重恶化制动鼓的工作环境，是导致其早期失效的主要原因。

参考文献:

- [1] 李克锐, 李增利, 崔宇, 等. 我国铸铁生产技术现状与发展趋势 [J]. 铸造, 2022, 71 (2): 124-135.
- [2] 童思艺. 感应炉熔炼与双联熔炼的灰铸铁力学性能的比较 [J]. 铸造, 2013, 62 (2): 96-98.
- [3] 史磊, 张凤营. 热处理工艺对Cr26型高铬铸铁组织和性能的影响 [J]. 铸造, 2017, 66 (4): 408-410.
- [4] 李建, 刘鸣放, 李世杰, 等. 重型卡车铸铁制动鼓开裂失效行为的机理研究 [J]. 铸造技术, 2023, 44 (3): 1-6.
- [5] 邓钦球, 赵冬, 颜景林, 等. 重型汽车制动鼓开裂分析 [J]. 热处理, 2016, 31 (6): 48-50.
- [6] 刘怀喜, 闫耀辰, 方东阳. 制动鼓龟裂的研究 [J]. 热加工工艺, 2013, 42 (22): 212-214.
- [7] 侯起飞, 杨娟, 王刘利, 等. 石墨形态和氧化夹杂对灰铸铁力学性能的影响 [J]. 铸造技术, 2010, 31 (3): 302-304.
- [8] 杜瑞, 薛正良, 严浩, 等. 高温下灰铸件微观组织的演变及其对抗拉强度的影响 [J]. 上海金属, 2021, 43 (1): 20-25.

Study on High Temperature Tensile Properties of HT250 for Automobile Brake Drum

YU Yu-cheng, WANG Zhen-ling

(Panzhuhua University, College of Vanadium and Titanium, Panzhihua 617000, Sichuan, China)

Abstract:

Gray iron brake drum failed prematurely due to the rapid temperature rise caused by continuous braking during driving. The microstructure and tensile properties of HT250 samples at high temperature and room temperature were studied by metallographic microscope, scanning electron microscope, high temperature tensile testing machine and room temperature tensile testing machine. At the same time, the microstructure and tensile properties of HT250 samples after thermal exposure for 72 h at 500 ℃ and 600 ℃ were also researched. The results show that the microstructure of HT250 is mainly composed of pearlite and A-type flake graphite. With the increase of tensile temperature (room temperature -600 ℃), the pearlite lamellar spacing gradually increases from 0.2 μm at room temperature to 0.54 μm at 600 ℃. Starting from 400 ℃, the lamellae in the pearlite group began to granulate. At 600 ℃, most of the pearlite lamellae had been granulated, and the graphite flakes were coarsened obviously. The tensile strength of HT250 is 342 MPa at room temperature, and gradually decreases to 169 MPa at 600 ℃ with the increase of tensile temperature. After HT250 was exposed at 500 ℃ and 600 ℃ for 72 h, the spacing of the pearlitic lamellae was wide, the lamellae structure was partly granular, and the flake graphite was coarser obviously. The tensile strength was 309 MPa and 222 MPa respectively, which was much larger than that at the same temperature. At the same time, the surface layer of HT250 material was oxidized to some extent. Improving the oxidation resistance and strength of HT250 at high temperature is an important measure to improve its service life.

Key words:

grey iron; mechanical properties; oxidative properties; microstructure; high temperature