

钼、钒复合强化灰铸铁组织和性能研究

裴慧雯, 李莉娟, 李仁兴, 陈湘茹, 翟启杰

(上海大学材料科学与工程学院, 先进凝固技术中心, 上海 200444)

摘要: 为满足汽车发动机缸体高性能要求, 在灰铸铁中添加Mo和V, 利用OM、SEM、EPMA等手段分析其组织变化, 进行力学性能和导热性能的检测。结果表明: 含0.5wt.% Mo和0.3wt.% V的灰铸铁试样, 相比于空白试样, 共晶反应后温度降低, 石墨形态更弯曲细小; 基体组织珠光体的片层间距细化, 共晶团数量增多; 抗拉强度提高了24%, 布氏硬度增加了15%左右。钒元素含量增加至0.6 wt.%, 抗拉强度最高达到402 MPa。Mo、V复合强化后的灰铸铁, 不但综合力学性能得到显著提升, 同时兼具良好的导热性能。

关键词: 灰铸铁; 合金化; 显微组织; 抗拉强度; 导热性能

目前, 铸铁在汽车工业中的大型柴油发动机缸体应用领域广泛, 随着科学技术的不断发展和进步, 人们不断对铸件的性能和品质提出更高的要求^[1-5]。发动机是汽车的“心脏”, 而发动机缸体作为汽车的骨架、外壳, 需要承受较高的载荷、足够的刚度和抗拉强度, 满足易切削、薄壁、耐热和导热性能佳的要求^[6]。随着汽车整车轻量化发展以及更高的性能要求, 其发展遇到了困难和受到了局限。主要原因一是灰铸铁的粗大片状石墨, 使提高其强度、韧性和耐磨性变得困难; 二是降低灰铸铁中石墨的数量会使导热性能下降。为此, 需研发出高性能的灰铸铁材料使发动机缸体性能方面得到大幅度提升, 使力学性能、物理性能、工艺性能等满足汽车产业发展的需求^[7]。因此, 开发具有高抗拉强度和平衡热导率的高性能灰铸铁, 具有重要意义。

合金化可以提高灰铸铁性能, 在灰铸铁中添加微量合金元素, 改变石墨形态, 进而改善微观组织, 优化组织从而达到高性能的目的^[8]。在灰铸铁中添加合金元素获得优异的力学性能研究备受关注, 例如钼合金化可以改善灰铸铁的力学性能和热导率, 钼元素的加入通过降低石墨的含量和强力细化石墨和珠光体的方式, 提高灰铸铁强度和稳定导热性能^[9]。钒元素, 被认为是一种强碳化物形成元素, 在灰铸铁中易形成坚硬的碳化物, 且有助于基体形成珠光体^[10]。

本研究通过熔模铸造的方式, 在灰铸铁中添加Mo和V, 研究钼元素和钒元素对灰铸铁试样的微观组织、力学性能和导热性能的影响, 从而研发出具有较好导热性能, 且抗拉强度达到350 MPa以上的灰铸铁材料。

1 试验材料与方法

试验采用30 kg中频感应炉进行熔炼。配料选用Q235废钢、生铁(45%)、FeSi75铁硅合金、FeMn80铁锰合金、FeMo60铁钼合金、FeV50铁钒合金以及FeNb55铁铌合金, 化学成分如表1。采用熔模铸造造型工艺, 根据需要熔炼合金的重量, 按

表1 灰铸铁化学成分表
Table 1 Chemical compositions of the gray cast irons

试样	C	Si	Mn	P	S	Cu	Nb	Mo	V	Fe
0Mo0V	2.85	2.08	0.69	0.03	0.02	0.59	0.03	0.00	0.00	其余
0.5Mo0.3V	2.83	1.95	0.70	0.04	0.02	0.61	0.03	0.50	0.30	其余
0.5Mo0.6V	2.87	1.90	0.66	0.04	0.02	0.60	0.03	0.50	0.60	其余

作者简介:

裴慧雯(1997-), 女, 硕士, 主要研究方向为合金化铸铁。E-mail: peihw@shu.edu.cn

通讯作者:

陈湘茹, 女, 高级实验师, 博士, 硕士生导师。电话: 15821883670, E-mail: chenxr@shu.edu.cn

中图分类号: TG251

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2022)

07-0845-08

基金项目:

十三五国家重点研发计划(No.2020YFB2008403); 国家自然科学基金(No.52071195)。

收稿日期:

2021-11-24 收到初稿,

2021-12-28 收到修订稿。

照国标设计铸型尺寸，单根试棒直径30 mm，高度300 mm，一个型壳可浇注四根试棒。

浇注完成后，待型壳冷却至室温后去掉型壳，将0Mo0V试样、0.5Mo0.3V试样和0.5Mo0.6V试样的光谱模样品用80目砂纸将其表面打磨平整，采用德国SPECTROLABM9型直读光谱仪测定其化学成分。铸件按照GB/T9439—2010标准加工拉伸试样三根；采用液压式万能拉伸试验机MTS-CMT5205测量三个试样的抗拉强度，结果取平均值；选取抗拉强度接近平均值的试样，利用布氏硬度计（设定载荷750 kg，保持15 s，每个试样测量5个点，取其平均值）测其宏观硬度；采用MH-5L显微维氏硬度计（硬度载荷100 gf，保持时间5 s）检测三组试样的基体组织的显微硬度；金相试样经过80目至2000目砂纸打磨、抛光后用蔡司金相显微镜观察石墨形态，4%硝酸酒精腐蚀后观察其基体组织；再次对抛光态的试样使用4 g硫酸铜、2 mL盐酸、20 mL水配制的腐蚀剂侵蚀检验共晶团数量；热扩散系数测试采用LFA 467 Hyperflash设备测量，测量温度范围为50 ℃和100 ℃，每个点测量三次结果取其平均值；采用扫描电子显微镜和电子探针（EPMA-8050G）对三组试样的基体组织和析出物质进行检测分析。

2 试验结果

2.1 显微组织

图1a-c为0Mo0V、0.5Mo0.3V、0.5Mo0.6V三组试样在金相显微镜下的石墨组织形貌，根据GB/T7216—2009对三组试样进行石墨长度统计，结果如表2所示。图1g为三组试样石墨长度统计结果柱状图，图1h为三组试样珠光体在基体中平均占比统计结果柱状图。0Mo0V试样中的石墨长度为154.1 μm，宽度为2.8 μm，分布密集，在组织中的占比为7%，其形貌属于片状A型石墨。0.5Mo0.3V试样中的石墨长度为145.6 μm，宽度为2.3 μm，在组织中的占比为4%，分布较均匀，其形貌为A型和D型石墨，经过统计，A型石墨约占

表2 三组灰铸铁试样石墨组织统计结果
Table 2 Statistical results of the graphite structure of three groups of the gray cast iron samples

试样	石墨类型	石墨长度平均值/μm	级别	石墨平均宽度/μm	石墨面积占比/%
0Mo0V	A型	154.1 ± 20.1	5	2.8	7
0.5Mo0.3V	A+D型	145.6 ± 18.9	5	2.3	4
0.5Mo0.6V	A+D型	136.1 ± 13.0	5	2.3	3

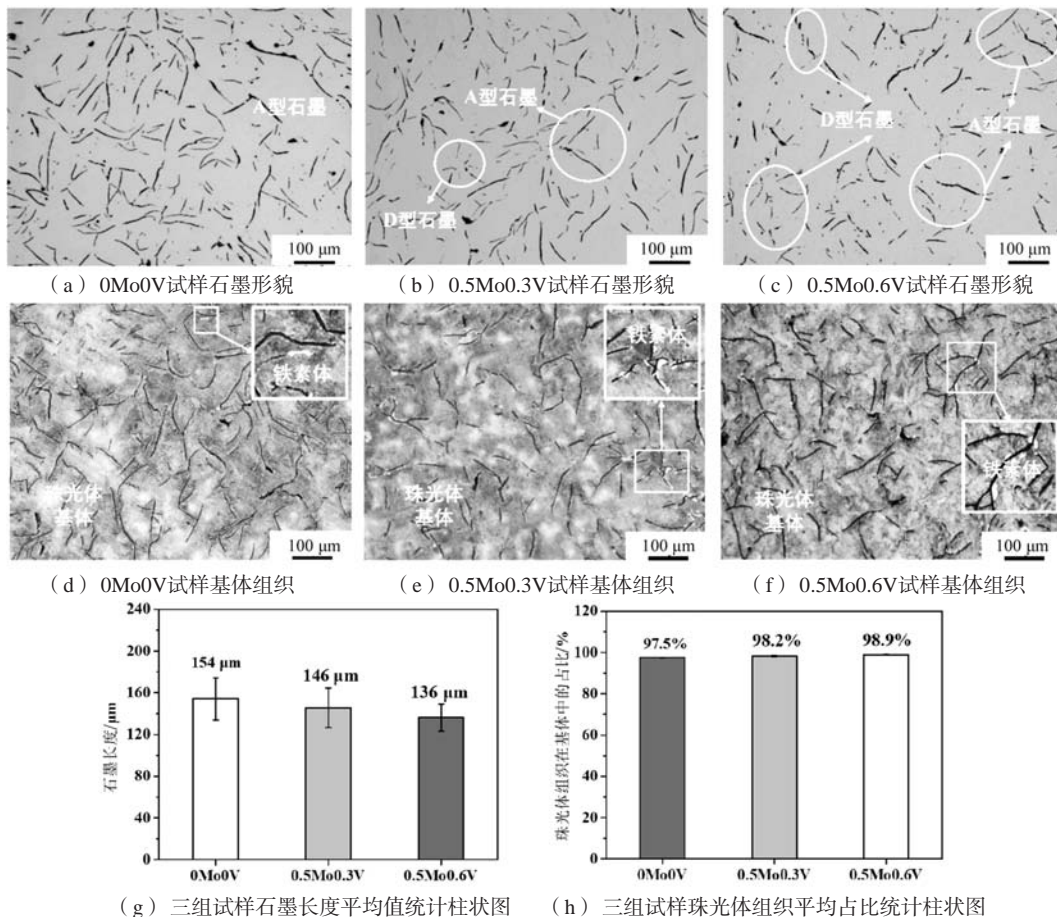


图1 三组灰铸铁试样显微组织及统计结果

Fig. 1 Microstructures and statistical results of three groups of the gray cast iron samples

92%，D型石墨约占8%。0.5Mo0.6V试样中的石墨长度为136.1 μm ，宽度为平均2.3 μm ，在组织中的占比为3%，分布均匀，其形貌同0.5Mo0.3V试样的石墨形貌类似，为A型和D型石墨，其中A型石墨约占90%，D型石墨约占10%。对比三组试样的石墨，在灰铸铁中添加0.5wt.% Mo和0.3wt.% V元素后，石墨长度减少了8.5 μm ，宽度减少了0.5 μm ，占比下降了3%，且石墨分布更加均匀，形貌变细小、弯曲，且增加了8%的D型石墨。当灰铸铁中添加0.5wt.% Mo和0.6wt.% V元素后，相比较空白试样，石墨长度减少了18 μm ，宽度减少了0.5 μm ，占比降低了4%；相比较0.5Mo0.3V试样的石墨组织，石墨长度减少了9.5 μm ，宽度和占比基本不变，石墨的形貌更加细小、弯曲，且增加了2%的D型

石墨。图1d-f为三组试样在金相显微镜下的基体组织形貌，三组试样的基体组织均为珠光体组织，含有少量铁素体。0Mo0V试样中珠光体组织在基体中的平均占比为97.4%，0.5Mo0.3V试样中珠光体组织在基体中的平均占比为98.2%，相比较不含Mo、V的灰铸铁试样，珠光体在基体中的平均占比上升了0.8%。进一步提高钼元素含量，0.5Mo0.6V试样中珠光体组织在基体中的平均占比为98.5%，相比较空白试样，珠光体在基体中的平均占比提高了1.1%，对比0.5Mo0.3V试样，珠光体在基体中的平均占比提高了0.3%（图1h）。

图2a-c为三组试样在扫描电子显微镜下的基体组织形貌，三组试样的基体组织均为片状珠光体。经过统计，0Mo0V试样的平均珠光体片层间距为298 nm，

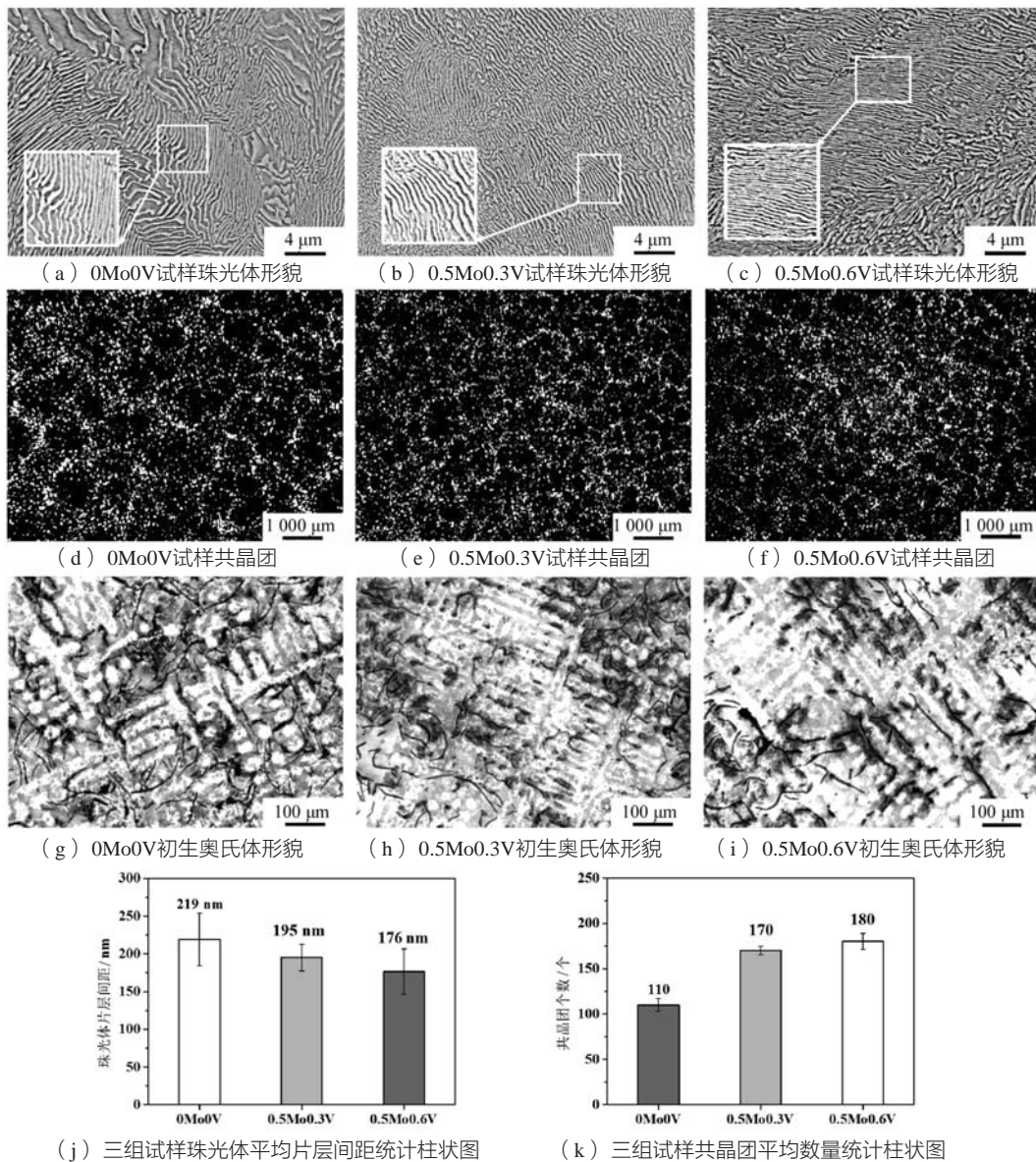


图2 三组灰铸铁试样珠光体、共晶团组织形貌、初生奥氏体枝晶形貌以及组织统计结果

Fig. 2 Three groups of gray cast iron samples pearlite, eutectic cluster microstructure morphology, primary austenite dendritic morphology and microstructure statistical results

统计五个珠光体片层间距大小为 $1.1\ \mu\text{m}$ (图2a), $0.5\text{Mo}0.3\text{V}$ 试样中平均珠光体片层间距为 $195\ \text{nm}$, 统计五个珠光体片层间距大小为 $1.0\ \mu\text{m}$ (图2b), $0.5\text{Mo}0.6\text{V}$ 试样中平均珠光体片层间距为 $176\ \text{nm}$, 统计五个珠光体片层间距大小为 $0.9\ \mu\text{m}$ (图2c)。对比三组试样的珠光体的片层间距统计结果 (图2j), 在 $0\text{Mo}0\text{V}$ 的灰铸铁试样中添加 $0.5\text{wt.}\%$ Mo和 $0.3\text{wt.}\%$ V元素后, 平均珠光体片层间距缩减了 $103\ \text{nm}$, 减少了 35% 。当灰铸铁中添加 $0.5\text{wt.}\%$ Mo和 $0.6\text{wt.}\%$ V元素后, 对比空白试样, 平均珠光体片层间距缩小了 $122\ \text{nm}$, 减少了 40% ; 相比较 $0.5\text{Mo}0.3\text{V}$ 试样的片状珠光体, 其平均珠光体片层间距减少了 $19\ \text{nm}$, 减少了 10% 。钼元素和钒元素的加入, 使灰铸铁的珠光体片层间距缩小, 钒元素含量继续增加的情况下, 珠光体片层间距得到进一步缩减。图2d-f为三组试样在金相显微镜下的共晶团组织形貌, 根据GB/T7216—2009对三组试样进行共晶团数量统计, 统计结果如图2k所示。 $0\text{Mo}0\text{V}$ 试样中共晶团平均数量为110个, $0.5\text{Mo}0.3\text{V}$ 试样中的共晶团平均数量为170个, 相比较 $0\text{Mo}0\text{V}$ 试样的共晶团平均数量增加了60个, 占 35% 。进一步提高钒元素含量, $0.5\text{Mo}0.6\text{V}$ 试样中共晶团数量为180个, 对比 $0\text{Mo}0\text{V}$ 试样的共晶团数量增加了70个, 对比 $0.5\text{Mo}0.3\text{V}$ 试样的共晶团数量增加10个。图2g-i为三组试样经过退火后显示的初生奥氏体枝晶形貌, 随着Mo和V含量的增加, 初生奥氏体枝晶面积不断增大, 数量增多。经过统计得

到, $0\text{Mo}0\text{V}$ 试样的初生奥氏体枝晶面积占比为 65% , $0.5\text{Mo}0.3\text{V}$ 试样的初生奥氏体枝晶面积占比为 78% , $0.5\text{Mo}0.6\text{V}$ 试样的初生奥氏体枝晶面积占比为 82% 。此外, 对初生奥氏体的二次枝晶臂进行了测量与统计, 结果发现, 随着Mo和V元素含量的增加, 初生奥氏体枝晶的二次枝晶臂也在不断减小, $0\text{Mo}0\text{V}$ 试样的二次枝晶臂约为 $47\ \mu\text{m}$, $0.5\text{Mo}0.3\text{V}$ 试样的二次枝晶臂约为 $39\ \mu\text{m}$, 相比较 $0\text{Mo}0\text{V}$ 试样约缩小了 $8\ \mu\text{m}$ 。 $0.5\text{Mo}0.6\text{V}$ 试样的二次枝晶臂约为 $36\ \mu\text{m}$, 对比 $0\text{Mo}0\text{V}$ 试样约缩小了 $11\ \mu\text{m}$ 。

2.2 性能检测

图3a-c为三组试样在扫描电镜下拉伸试样断口形貌, 其断面参差不齐, 均由大小不均的解理面组成, 含有片状石墨以及碎裂的基体组织。 $0\text{Mo}0\text{V}$ 拉伸试样断口的解理面尺寸大, $0.5\text{Mo}0.3\text{V}$ 和 $0.5\text{Mo}0.6\text{V}$ 的拉伸试样断口解理面尺寸较小。三组试样的拉伸断口均为典型的解理断裂, 即脆性断裂。经过对三组试样力学性能测试, 在灰铸铁中添加Mo和V后, 有效提高了灰铸铁的力学性能 (图3d)。 $0\text{Mo}0\text{V}$ 试样的抗拉强度平均值为 $288\ \text{MPa}$, 布氏硬度平均值为HBW 216, 维氏显微硬度平均值为HV 307。 $0.5\text{Mo}0.3\text{V}$ 试样的抗拉强度平均值为 $380\ \text{MPa}$, 布氏硬度平均值为HBW 254, 维氏显微硬度平均值为HV 371。相比较 $0\text{Mo}0\text{V}$ 试样, 抗拉强度平均值增加了 $92\ \text{MPa}$, 提高 24% ; 布氏硬度平均值

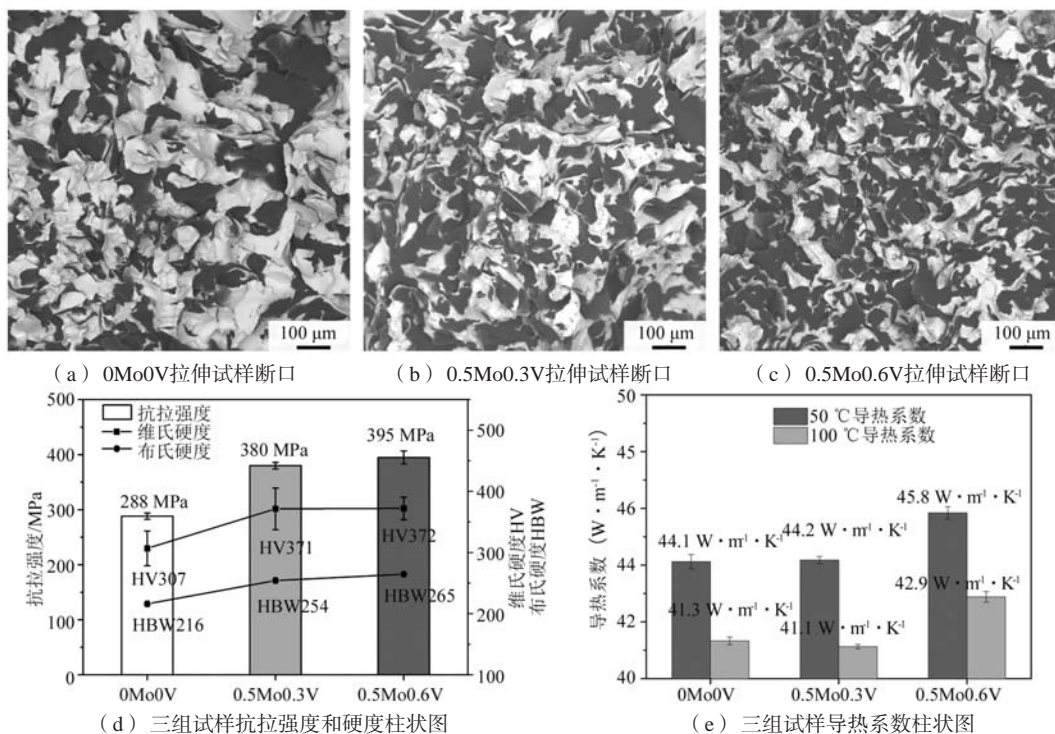


图3 三组灰铸铁拉伸试样断口形貌以及性能测试结果

Fig. 3 Fracture morphologies and mechanical properties of the three groups of the gray cast iron tensile specimens

增加了HBW 38, 提高15%; 显微硬度上升了HV 64, 提高17%。进一步增加V含量, 0.5Mo0.6V试样的抗拉强度平均值为395 MPa, 最高值为402 MPa, 对比空白试样, 抗拉强度平均值提高了107 MPa, 提升27%。相比较0.5Mo0.3V试样的抗拉强度平均值增加了15 MPa, 提高4%, 这与该试样获得形态良好的石墨形态有关。0.5Mo0.6V试样的布氏硬度平均值为HBW 265, 相比较0.5Mo0.3V试样的布氏硬度平均值增加了HBW 11, 提高4%; 对比空白试样的布氏硬度平均值提高了HBW 40, 占16%。0.5Mo0.6V试样的基体维氏显微硬度平均值为HV 372, 对比0.5Mo0.3V试样的基体显微硬度基本不变, 对比空白试样, 显微硬度增加了HV 65。

图3e为的三炉灰铸铁试样在50 °C和100 °C下的导热系数 λ , 导热系数是由密度、比热及非稳态法测热扩散率三各物理量相乘所得, 如公式1所示:

$$\lambda = \rho \cdot C_p \cdot \alpha \quad (1)$$

式中: λ 为导热系数; ρ 为物质的密度; C_p 为反映试验材

料吸热升温、放热降温本领的物理量比热容; α 为热扩散系数。

采用LFA 467 Hyperflash设备测得三个试样在50 °C下的热扩散系数分别为: 14.0 mm²/s、13.2 mm²/s、13.6 mm²/s, 在100 °C下的热扩散系数分别为: 12.8 mm²/s、12.3 mm²/s、12.8 mm²/s。用公式(1)计算了0Mo0V、0.5Mo0.3V、0.5Mo0.6V试样在50 °C下的导热系数分别为44.1 W/(m·K)、44.2 W/(m·K)、45.8 W/(m·K), 在100 °C下的导热系数分别为41.3 W/(m·K)、41.1 W/(m·K)、42.9 W/(m·K)。结果表明, 钼、钒复合强化后的灰铸铁试样在50 °C和100 °C下的导热系数均在40 W/(m·K)以上。

2.3 析出相检测

图4为0.5Mo0.3V试样和0.5Mo0.6V试样在电子探针下对其析出相进行面扫检测结果, 可以看出, Mo和V元素均以碳化物的形式析出。0.5Mo0.3V试样的钼、钒

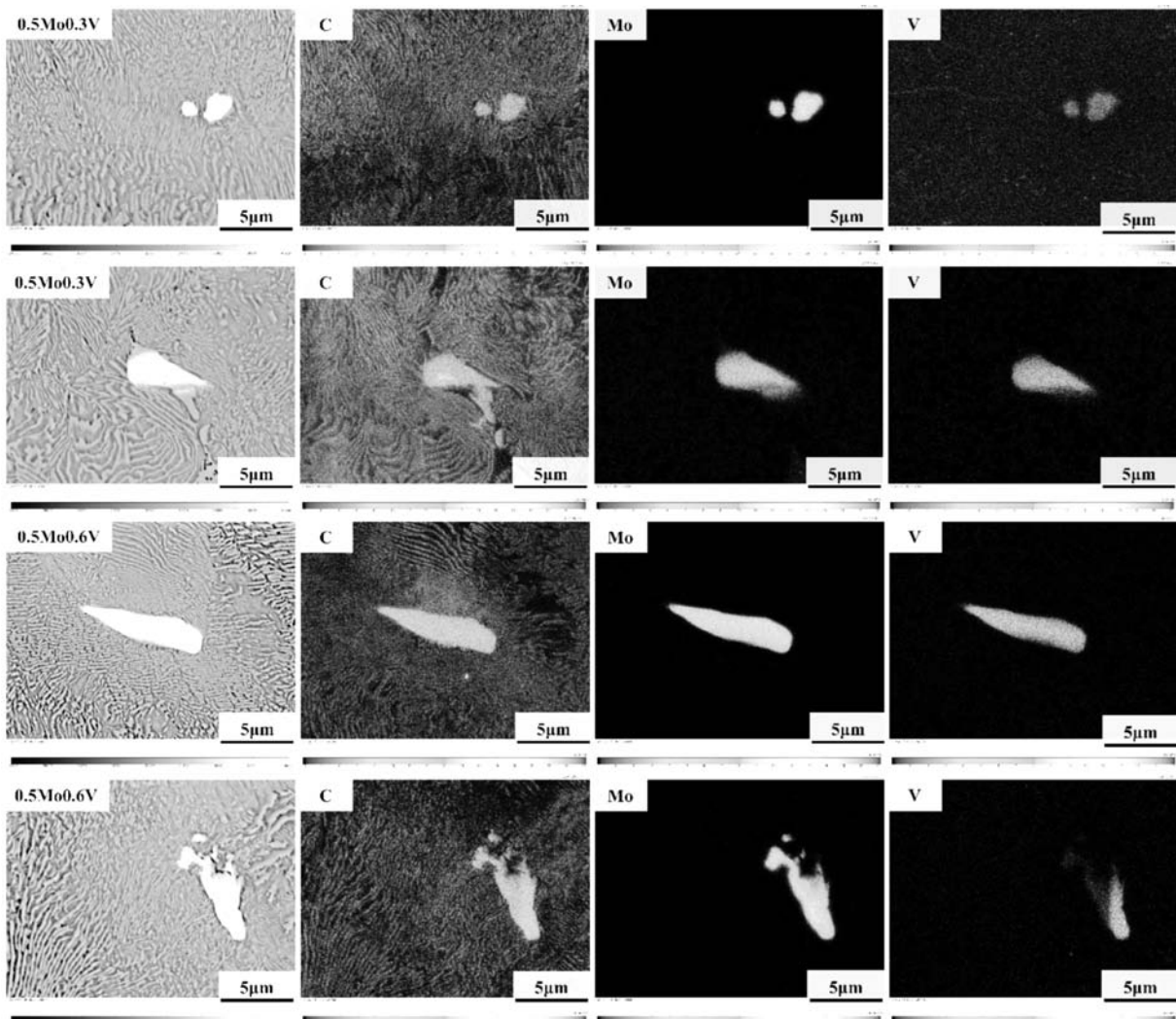


图4 0.5Mo0.3V、0.5Mo0.6V试样的含钼、钒碳化物面扫结果

Fig. 4 Surface scanning results of the Mo and V-containing carbides of the 0.5Mo0.3V and 0.5Mo0.6V samples

碳化物形貌为有棱角块状, 尺寸在2~5 μm, 0.5Mo0.6V试样的钼、钒碳化物形貌为长条状, 尺寸在5~8 μm。随着钒元素含量从0.3wt.%变化至0.6wt.%, 碳化物以长条状分布, 尺寸在5~10 μm。此外, 含钼、钒的碳化物存在于珠光体基体中, 相当于硬质相弥散的分布于基体上, 强化了珠光体基体, 提高了材料的硬度。

3 分析与讨论

灰铸铁的强度主要和石墨形貌数量有关, 石墨是碳的一种同素异构体, 强度极低^[11]。在铁液中生长时石墨易形成片状结构, 在灰铸铁基体中犹如裂纹般的存在, 割裂基体组织连续性, 因此石墨的数量和形态对材料的拉伸性能影响最大。灰铸铁的断裂源自于石墨尖端断裂应力, 若石墨片尺寸减小, 石墨尖端断裂应力会增大, 格里菲斯断裂理论针对脆性材料, 对断裂应力用公式(2)表示^[12]。

$$\sigma_c = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (2)$$

式中: σ_c 为断裂应力; E 为杨氏弹性模量; γ_s 为裂纹表面能; a 为断裂裂纹有效长度的一半。

当石墨片尺寸减小, 即 a 减小, 石墨尖端的断裂应力 σ_c 增大。如果要使灰铸铁发生断裂, 则需要更大

的外力作用, 故石墨尖端断裂应力增大, 灰铸铁的强度越高。由图1a、b、c、g可知在灰铸铁中添加Mo和V后, 石墨长度、宽度变小, 数量减少。石墨形貌和数量变化的主要原因是: Mo和V在灰铸铁中的作用类似Cr, 易与碳元素亲和, 形成碳化物, 是阻碍石墨化的元素。不同的是, Cr具有强烈的亲和碳元素能力, 或导致白口倾向严重, 反而使强度下降。Mo和V的碳亲和能力较弱, 在灰铸铁中以更温和的方式阻碍石墨化, 稳定碳化物, 减少石墨的析出, 达到温和细化石墨的效果, 更适合作为强化灰铸铁的元素。此外, 利用热力学计算软件JMatPro, 计算了0Mo0V试样、0.5Mo0.3V试样和0.5Mo0.6V试样凝固过程中奥氏体相转变温度曲线, 图5a为0Mo0V试样在凝固过程中固液相变随温度变化曲线, 固液两相区为残余液相、 γ 相和石墨, 石墨开始析出温度为1 157 °C, 对应共晶反应开始温度, 奥氏体完全转变温度为1 130 °C, 对应共晶反应结束温度。此外, 对三组试样的共晶开始转变温度进行了计算, 0Mo0V试样的共晶反应开始温度为1 157 °C, 0.5Mo0.3V试样的共晶反应开始温度为1 148 °C, 0.5Mo0.6V试样的共晶反应开始温度为1 143 °C。

图5b为0Mo0V试样、0.5Mo0.3V试样和0.5Mo0.6V试样在凝固过程中的奥氏体相转变温度曲线, 图5b的

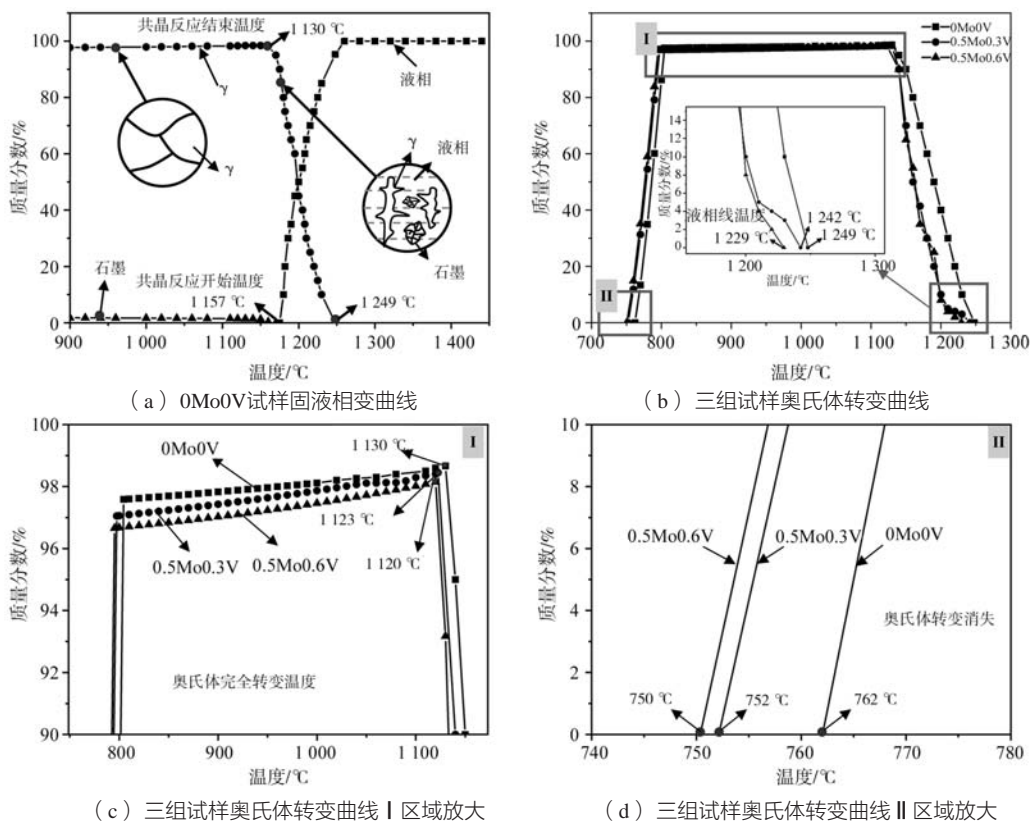


图5 JMatPro热力学相图计算结果

Fig. 5 Calculation results of JMatPro thermodynamic phase diagram

I 区域放大为奥氏体完全转变区域, 0Mo0V试样、0.5Mo0.3V试样和0.5Mo0.6V试样的奥氏体完全转变温度分别为: 1 130 °C、1 123 °C、1 120 °C (图5c)。即在灰铸铁中添加反石墨化元素Mo和V后, 促使共晶反应结束温度降低, 共晶反应开始-结束的温度差变小, 从而减少了初生石墨的析出, 提高了灰铸铁的力学性能。

灰铸铁的性能好坏和基体组织组成有关, 珠光体在基体中的占比越高, 性能越好。珠光体性能介于铁素体和渗碳体之间, 珠光体组织在基体中的占比增加可以削弱灰铸铁中片状石墨尖端对基体的割裂作用, 增强灰铸铁的拉伸性能。由图1d、e、f、h和图2a、b、c、g可知在灰铸铁中添加Mo和V后, 珠光体在基体中占比上升, 珠光体片层间距缩小。图5d是奥氏体转变消失温度曲线, 0Mo0V试样、0.5Mo0.3V试样和0.5Mo0.6V试样的奥氏体转变消失温度分别为: 762 °C、752 °C、750 °C (图5d)。说明在灰铸铁中添加了Mo和V后, 在共晶转变过程中, Mo和V降低共晶转变的终了温度, 从而使得共晶转变的过冷度增大, 使渗碳体层片变厚, 缩小了珠光体片层间距。此外, 钼元素和钒元素可以有效的降低珠光体片层间距。公式(3)表征了合金元素对珠光体片层间距 S_0 的单独影响^[13]:

$$\log S_0 = -2.212 + 0.0514 \times [\text{Mn}] - 0.0396 \times [\text{Cr}] + 0.0967 \times [\text{Ni}] - 0.002 \times [\text{Si}] - 0.4812 \times [\text{Mo}] - \log \left(\frac{\Delta T}{T_c} \right) \quad (3)$$

式中: S_0 以 μm 为单位测量; $[\text{Mn}]$ 、 $[\text{Cr}]$ 、 $[\text{Ni}]$ 、 $[\text{Si}]$ 、 $[\text{Mo}]$ 是不同的合金含量(质量分数, %); ΔT 是共析温度 T_c 的过冷度。通过以上对三组试样的珠光体片层间距的统计结果, 钼元素含量为0.5wt.%时, 钒元素含量为0.3wt.%时, 珠光体片层间距明显减小至195 nm, 减少18%。说明钼元素的加入, 促进了珠光体的形成及细化珠光体片层间距。灰铸铁的基体组织也和硬度有关, 通过以上试验结果, 在灰铸铁中添加Mo和V后, 有效

地提高了灰铸铁的硬度。这是因为钼、钒元素与碳原子形成了较高硬度碳化物弥散分布在基体中, 对基体起到良好的强化作用, 有利于提高材料的硬度。

在灰铸铁凝固过程中, 石墨和石墨之间的热导率以及石墨晶体的不同取向之间的差异决定了导热性能好坏。铸铁中石墨形态主要分为层状石墨、致密石墨和球状石墨。通常, 层状石墨的热导率最高, 致密石墨的热导率介于层状石墨和球状石墨之间^[14]。经过钼、钒复合强化后的灰铸铁, 其石墨形貌为层片状, 类型为A型+D型, 导热性能较好。且在灰铸铁中添加Mo和V后, 形成了含Mo、V的碳化物, 这些碳化物的增加, 在一定程度上影响了灰铸铁的导热性能。

4 结论

(1) 在灰铸铁中添加Mo和V后, 降低了凝固过程中共晶转变终了温度, 增大了共晶转变过冷度, 减少了石墨的析出。

(2) 经过钼、钒复合强化, 灰铸铁的基体组织均为珠光体, 石墨由A型石墨转化为A型+D型石墨, 石墨长度变短, 形貌变弯曲, 且分布更加均匀。

(3) 随着Mo和V含量的增加, 灰铸铁的共晶团组织得到细化, 初生奥氏体面积占比增加, 且二次枝晶臂变短, 力学性能得到显著提高, 抗拉强度达到350 MPa以上, 在50 °C和100 °C测试温度下导热系数均在40 W/(m·K)以上。

致谢: 工作得到国家重点研发计划(No.2020YFB2008403)、国家自然科学基金(52071195)资助, 同时感谢国际钒技术委员会(Vanitec)——钢铁研究院钒技术中心、国际钼协会(IMOA)的支持。

参考文献:

- [1] LULIAN R, MIHAI C, STELIAN S. New developments in high quality grey cast irons [J]. China Foundry, 2014, 11: 351-363.
- [2] 崔晓鹏, 刘山峰, 王成刚, 等. 汽车用排气歧管材料的应用现状及发展方向 [J]. 铸造, 2008, 57(10): 1001-1004.
- [3] GESARI S B, PRONSATO M E, JUAN A. Effect of manganese on grain boundary segregation of sulfur in iron [J]. Applied Surface Science, 2007, 253: 5939-5942.
- [4] 赵忠魁, 李钊, 王春轩. 采用废高碳钢丝生产灰铸铁刹车盘的研究与实践 [J]. 铸造, 2021, 70(10): 1239-1243.
- [5] 王春风, 梁清延, 高宏. 改性 SiC_p 在无缸套灰铸铁气缸体材质开发中的应用 [J]. 铸造, 2017, 66(11): 1201-1203.
- [6] 王宇飞, 任凤章, 黄胜操. 发动机缸体用高强度灰铸铁切削加工性能研究 [J]. 铸造, 2015, 64(1): 47-49.
- [7] 郝巧玲, 陈爱荣, 王守忠. 铸造工艺及合金元素对气缸套切削性能的影响 [J]. 铸造, 2009, 58(8): 846-848.
- [8] OKAZAKI Y, KYO K, ITO Y, et al. Corrosion resistance and mechanical properties of new titanium alloys for centrifugally cast dental implants [J]. Journal of the Japan Institute of Metals, 1995, 59(10): 1070.

- [9] HASSANI A, HABIBOLLAHZADEH A, SADEGHINEJAD S. Influence of vanadium and chromium additions on the wear resistance of a gray cast iron [J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2012, 19: 602–607.
- [10] LIU Zhongli, LI Yanxiang, CHEN Xiang. Effect of tempering temperature on microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron [J]. China Foundry, 2012, 9 (4): 313–317.
- [11] 曹警, 任学冲, 陈剑虹, 等. 铸铁断裂机理原位拉伸研究 [J]. 兰州理工大学学报, 2003, 29 (2): 8–13.
- [12] 王嘉诚, 谭自盟, 何奥平, 等. 镍铬对灰铸铁显微组织及性能的影响 [J]. 铸造技术, 2018, 39 (3): 526–529.
- [13] CHEN Xiangru, ZHAI Qijie, DONG H, et al. Molybdenum alloying in cast iron and steel [J]. Advances in Manufacturing, 2020, 8: 3–14.
- [14] HOLMGREN D. Review of thermal conductivity of cast iron [J]. International Journal of Cast Metals Research, 2005, 18 (6): 331–345.

Research on Microstructure and Properties of Molybdenum and Vanadium Composite Reinforced Gray Cast Iron

PEI Hui-wen, LI Li-juan, LI Ren-xing, CHEN Xiang-ru, ZHAI Qi-jie

(Center for Advanced Solidification Technology, School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

Abstract:

In order to meet the high performance requirements of automobile engine cylinder block, Mo and V were added into gray cast iron. The microstructure changes were analyzed by OM, SEM and EPMA. The results show that the gray cast iron sample containing 0.5wt.% Mo and 0.3wt.% V, compared with the blank sample, the temperature of the eutectic reaction is lowered, and the graphite morphology is more curved and finer; the matrix structure is lamellar pearlite. The spacing is refined, and the number of eutectic clusters is increased. The tensile strength is increased by about 24%, and the Brinell hardness is increased by about 15%. The vanadium content is increased to 0.6wt.%, and the tensile strength is up to 402 MPa. The gray cast iron strengthened by Mo and V compound not only has a significant improvement in comprehensive mechanical properties, but also has good thermal conductivity.

Key words:

gray cast iron; alloying; microstructure; tensile strength; thermal conductivity
