

文章编号: 1000-5714(2006)06-578-04

凝固速度对高铬铸铁共晶组织的影响^{*}刘春霞¹, 陈建^{1,2}, 严文^{1,2}, 李浩², 范新会¹

(1. 西安工业大学 材料与化工学院, 西安 710032; 2. 西北工业大学)

摘要: 采用液态金属冷却的定向凝固技术, 获得了在不同凝固速度下的高铬铸铁(Fe-3.35 C-27.5Cr), 并研究了凝固速度对高铬铸铁共晶组织的影响规律. 结果表明, 当温度梯度为 150 K/cm, 凝固速度为 1~10 $\mu\text{m/s}$ 时, 固液界面均可维持平直状, 可获得 M_7C_3 型碳化物呈定向排列的高铬铸铁, 碳化物与基体结合牢固, 具有原位生长复合材料的效果.

关键词: 定向凝固; 凝固速度; 共晶碳化物; 共晶组织

中图分类号: TG143.7

文献标识码: A

高铬铸铁因其优异的抗磨性能而获得较为广泛的应用. 但是, 普通条件下凝固的高铬铸铁碳化物呈网状, 在使用过程中因碳化物剥裂而失效. 为此, 通过定向凝固的方法, 使碳化物沿凝固方向定向生长, 即将 Fe-Cr-C 合金制备成碳化物定向分布的原位生长复合材料, 使高硬度的碳化物垂直于磨面的方向定向排列, 可以显著提高其性能^[1-3]. 目前, 有关定向凝固的研究所用的设备温度梯度较低, 比如发热法^[4], 砂型放入冷铁的方法^[5]等. 关于高铬铸铁在高温温度梯度下定向凝固的研究, 公开报道的文献并不多见. 高铬铸铁共晶转变后形成粗糙界面的奥氏体和光滑界面的碳化物^[6], 而温度梯度对碳化物形态的影响比较大^[7]. 因此, 采用液态金属冷却的定向凝固技术在 150 K/cm 的温度梯度下, 探讨了凝固速度对高铬铸铁共晶组织的影响.

1 实验过程

试验选用高品质生铁和纯铬为原始材料, 在感应炉中熔化, 重熔后实验合金的化学成分如表 1 所示, 其中, 各元素的含量采用重量百分比表示. 所有试样先浇注成 $\Phi 10\text{ mm} \times 120\text{ mm}$ 的试棒, 再加工成 $\Phi 7\text{ mm} \times 110\text{ mm}$ 试样, 装入内径为 $\Phi 7.2\text{ mm} \times 120\text{ mm}$, 壁厚 0.4 mm 的高纯氧化铝管中, 然后用液态 Ga-In 合金冷却的定向凝固设备进行定向凝

固实验. 在实验过程中, 先对系统抽真空, 等真空度达 $2.0 \times 10^{-3}\text{ Pa}$ 时, 再充入压力为 $8 \times 10^4\text{ Pa}$ 的氩气. 然后将试样加热至 $1500\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 0.2 h. 此时, 固液界面处的温度梯度约为 150 K/cm, 然后分别以 $1\text{ }\mu\text{m/s}$, $2\text{ }\mu\text{m/s}$, $5\text{ }\mu\text{m/s}$ 和 $10\text{ }\mu\text{m/s}$ 的冷却速度进行均匀抽拉, 待试样拉至长度 20~30 mm 后, 立即淬入液态的 Ga-In 合金中.

表 1 试验合金的化学成分

Tab. 1 Composition of experimental alloy

元素	C	Cr	Si	Mn	P	S
ω	3.35	27.5	0.85	<0.16	<0.05	<0.02

2 实验结果与分析

2.1 合金的组织转变过程

本实验所配制的合金成分点靠近 Fe-Cr-C 三元合金相图的四相平衡点 U_2 (如图 1 中的黑色三角形所示). 由于 C % 与 Cr % $\times 0.054$ 之和大于 4.4 %, 故本实验合金属于过共晶合金. 当合金加热到 $1500\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 全部熔化为液体, 随着温度的降低, 将发生如下转变



* 收稿日期: 2006-04-20

基金资助: 陕西省教育厅科研专项(06JK276), 教育部优秀青年教师奖励计划项目[2002]123 号文件.

作者简介: 刘春霞(1973-), 女, 西安工业大学讲师, 硕士, 主要研究方向为电子显微分析. E-mail: lcx-zyc@163.com.

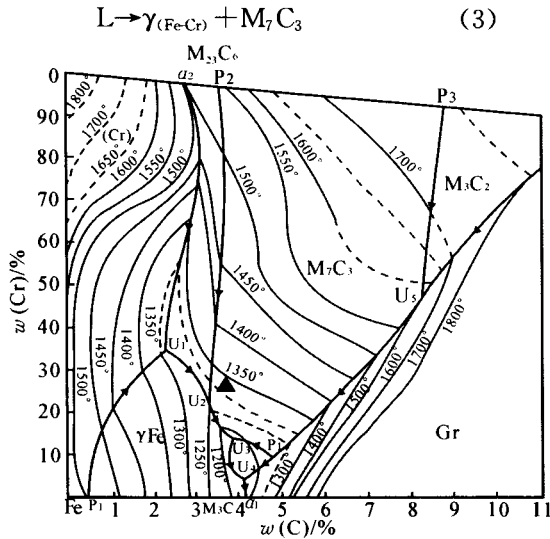
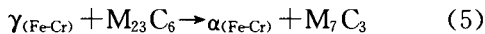


图 1 Fe-Cr-C 合金液相面投影图(部分)

Fig. 1 Liquids projection for Fe-Cr-C ternary system

由以上组织转变过程可知,试验合金凝固后的室温组成相应该是 $\gamma(\text{Fe-Cr})$, M_{23}C_6 型碳化物和 M_7C_3 型碳化物。但是,对试样进行 X 射线衍射分析结果如图 2 所示,合金组成相中没有 M_{23}C_6 型碳化物,而出现了 $\alpha(\text{Fe-Cr})$ 。由于凝固过程中,包共晶转变本身要消耗一些 M_{23}C_6 型碳化物,并且冷却到 1 000 °C 时要发生包共析固态转变^[5]



因此,试验合金凝固后的相组成为 M_7C_3 , $\gamma(\text{Fe-Cr})$ 和 $\alpha(\text{Fe-Cr})$ 。

2.2 凝固速度对固液界面的影响

图 3(a)(b)(c)(d) 分别是合金以 10 $\mu\text{m/s}$,

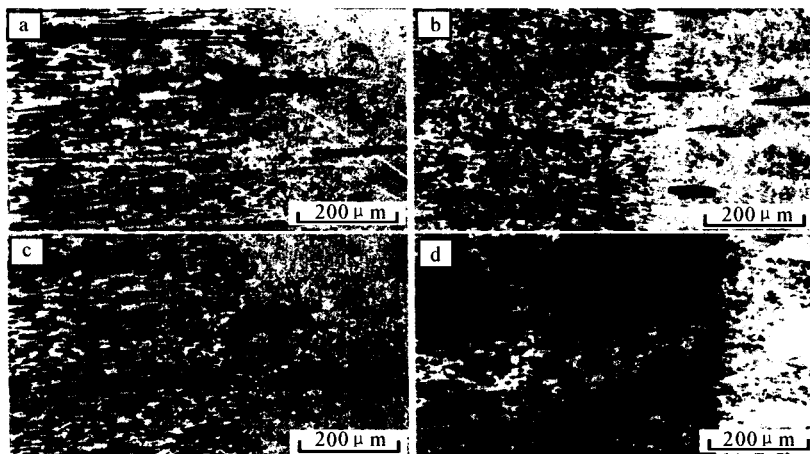


图 3 合金不同凝固速度时的固液界面

Fig. 3 Effect of solidification speed on S/L interface

2.3 凝固速度对共晶组织的影响

由合金的组织转变过程分析可知,试验合金定

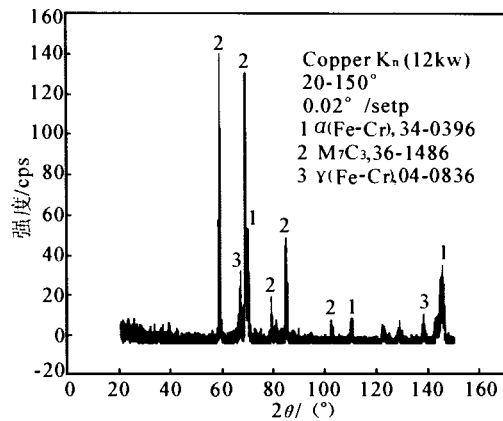
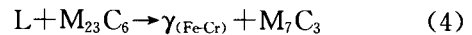


图 2 凝固组织的 XRD 分析结果

Fig. 2 X-ray spectrum of solidification structure

5 $\mu\text{m/s}$, 2 $\mu\text{m/s}$ 和 1 $\mu\text{m/s}$ 的速度凝固后试样的固液界面。由图可知,随凝固速度的增加,本来比较平直的固液界面开始失稳,凝固速度为 10 $\mu\text{m/s}$ 时(图 3),固液界面为枝状界面;当凝固速度为 1 $\mu\text{m/s}$ 时(图 3d),固液界面变为胞状。因为当合金成分一定时,固液界面的形状主要取决于温度梯度 G 与凝固速度 R 之间的比值 G/R , G/R 值越大,固液界面越平直。由于文中的温度梯度一定,因此增加凝固速度将会降低固液界面的稳定性。对于含碳量为 3.35 % 和含铬量为 27.5 % 的高铬铸铁来讲,要想获得平直的固液界面,必须进一步提高其温度梯度。

向凝固后共晶组织中的碳化物为 M_7C_3 型。图 4 和图 5 为试样深腐蚀后共晶碳化物的形貌。可以看

出, M_7C_3 型共晶碳化物的形态介于层状与棒状之间. 另外, 随凝固速度的降低, 碳化物的有效长度在逐渐增加. 有效长度的增加主要是因为随着凝固速度的降低, 溶质的扩散和聚集趋于平衡.

合金凝固过程中, 共晶转变产物为微观粗糙界面的奥氏体和微观光滑界面的 M_7C_3 或 $M_{23}C_6$ 型碳化物组成^[6]. 平面凝固和曲面凝固方式对共晶体中微观光滑界面碳化物的排列影响如图 6 所示^[2]. 图 6 在平界面的情况下, 碳化物能形成形态极为规

则的组织, 当固液界面变成曲面时, 碳化物便具有明显的各向异性, 严重破坏了组织的规则性. 由图 3 可知, 凝固速度处于 $1 \sim 10 \mu\text{m/s}$ 范围时, 由于温度梯度不够高以及初生碳化物结晶潜热的影响, 固液界面未成为理想的平直界面, 而处于胞状界面向枝状界面转变的阶段. 因此, 深腐蚀后共晶碳化物精细组织中可以看到, 共晶碳化物大体上比较规则, 随凝固速度的增加, 出现一些分叉, 如图 4 凝固速度为 $10 \mu\text{m/s}$ 的“A”处.

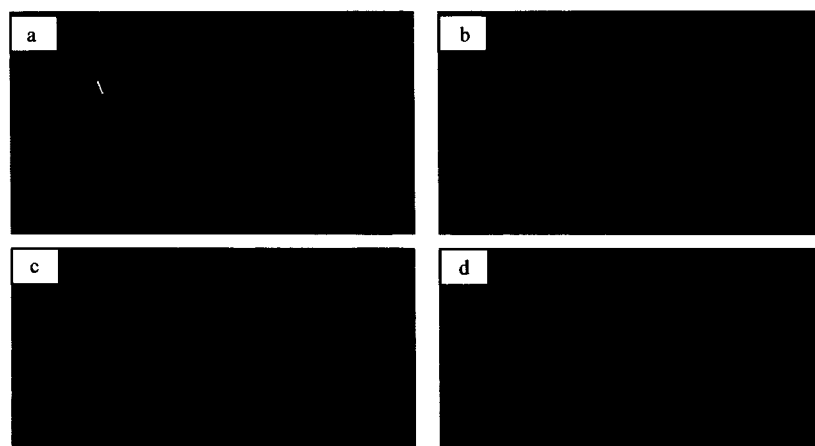


图 4 合金共晶组织中碳化物的纵截面 SEM 形貌 $1\,000\times$

Fig. 4 Longitudinal morphology of eutectic carbide $1\,000\times$

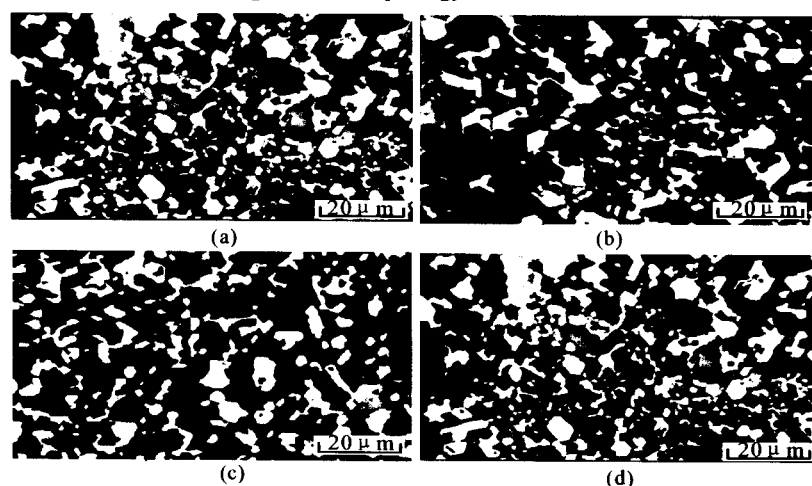


图 5 合金共晶组织中碳化物的横截面 SEM 形貌

Fig. 5 Transverse cross-section morphology of eutectic carbide



图 6 凝固界面对 Fe-Cr-C 合金的共晶碳化物排列的影响 (灰色代表共晶碳化物)

Fig. 6 Schematic illustration of Fe-Cr-C binary eutectic colony under different solidification interface

3 结论

1) 含碳量和含铬量质量分数分别为 3.35% 和 27.5% 的高铬铸铁定向凝固后形成了自身复合材料, 最终相组成为 M_7C_3 , $\gamma_{(Fe-Cr)}$ 和 $\alpha_{(Fe-Cr)}$;

2) 当温度梯度为 150 K/cm, 凝固速度为 1~10 $\mu\text{m/s}$ 时, 共晶 M_7C_3 型碳化物的精细结构中出現分叉现象, 且随凝固速度的增加分叉越多。

此时, 定向凝固的固液界面还不能达到理想的平界面, 要想获得理想的平界面, 有待提高温度梯度和加入合金元素。

参考文献:

[1] 熊博文, 张军, 吴振卿. 碳化物在高铬铸铁高应力磨

料磨损中的影响[J]. 铸造设备研究, 2005 (6): 6.

[2] Liming Lu, Hiroshi Soda, Alexander McLean. Microstructure and Mechanical Properties of Fe-Cr-C Eutectic Composites [J]. Materials Science and Engineering, 2003(A347): 214.

[3] 彭晓春, 张长军. 27%Cr 高铬铸铁组织及性能研究[J]. 机械工程材料, 2005, 29(11): 35.

[4] 倪锋, 罗霞, 黄树锋, 等. 定向凝固高铬白口铸铁干滑动摩擦磨损特性[J]. 材料开发与应用, 2002, 17 (3): 1.

[5] 陈建, 严文, 李浩, 等. 凝固速度对高铬铸铁 M_7C_3 型初生相的影响[J]. 铸造技术, 2006, 27(6): 591.

[6] 郝石坚. 高铬耐磨铸铁[M]. 北京: 煤炭工业出版社, 1993.

[7] 李建国. 现代凝固技术: 凝固新型材料[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 1995.

The Effect of Solidification Rate on Eutectic Microstructure of High Chromium Cast Iron

LIU Chun-xia¹, CHEN Jian^{1, 2}, YAN Wen^{1, 2}, LI Hao², FAN Xin-hui¹

(1. School of Materials and Chemical Engineering, Xi'an Technological University, Xi'an 710032, China;

2. Northwestern Polytechnical University)

Abstract: By the technique of directional solidification with cooling in liquid metal, the high chromium cast iron (Fe-3.35C-27.5Cr) with different solidification rate has been obtained, and the effect of solidification rate on the eutectic microstructure of high chromium cast iron has been studied. The results show that when the temperature gradient is about 150 K/cm, and solidification rate is 1 to 10 $\mu\text{m/s}$, the solid-liquid interface can be kept in straight, and the high chromium cast iron with directional distribution of M_7C_3 type carbides can be obtained. The combination between carbides and matrix is quite strong, which is similar to the composite material formed in-situ.

Key Words: unidirectional solidification; solidification rate; eutectic carbide; eutectic structure

(责任编辑、校对 张立新)