



Si 对铸态高碳铬轴承钢中渗碳体类型转变的影响机理

徐太旭^{1,2}, 何志军^{1,2}, 杨鑫^{1,2}, 乔西亚^{1,2}, 黄育飞^{1,2}

(1 辽宁科技大学材料与冶金学院, 鞍山 114051; 2 辽宁省绿色低碳与智能冶金重点实验室, 鞍山 114051)

摘要: 利用真空感应炉制备了四种不同 Si 含量 (0.29%、0.42%、0.71% 和 1.50%) 的铸态高碳铬轴承钢, 并采取非水溶液电解法萃取钢中碳化物。通过扫描电镜观察钢中碳化物的二维和三维形貌, 采用 X-射线衍射仪 (XRD) 对不同 Si 含量下碳化物的类型进行探究, 并结合热力学和第一性原理计算明确 Si 含量影响渗碳体类型的本质机理。研究表明, 不同 Si 含量的高碳铬轴承钢中都存在两种类型的碳化物, 分别是片层状渗碳体 ($(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$) 和晶界碳化物 M_{23}C_6 。随着 $w[\text{Si}]$ 从 0.29% 增加到 1.50%, M_{23}C_6 晶界碳化物由连续粗大的棒状结构变为断续细小的点状结构, 说明 Si 含量的增加对晶界碳化物的析出具有抑制效果。而 Si 含量的增加, 降低了 Mn 在 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ 渗碳体中的占比, 渗碳体类型的转变趋势为 $\text{Fe}_{1.8}\text{Mn}_{1.2}\text{C}$ 向 $\text{Fe}_3\text{Mn}_0\text{C}$ 转变。可能的原因是, 渗碳体生成析出过程, Si 原子被外排到渗碳体周围形成富 Si 微区, 阻碍基体中的 Mn 原子向渗碳体扩散, 降低了 Mn 在基体中的活度以及扩散迁移能力, 从而降低了 Mn 在渗碳体中的相对含量。

关键词: 高碳铬轴承钢; 渗碳体; Si 含量; 热力学计算; 第一性原理

DOI: 10.20057/j.1003-8620.2023-00201 **中图分类号:** TG260

Mechanism of Si on the Cementite Type Transformation in As-cast High Carbon Chromium Bearing Steel

Xu Taixu^{1,2}, He Zhijun^{1,2}, Yang Xin^{1,2}, Qiao Xiya^{1,2}, Huang Yufei^{1,2}

(1 School of materials and metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China;

2 Key Laboratory of Green Low-Carbon and Intelligent Metallurgy Liaoning Province, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China)

Abstract: Four as-cast high carbon chromium bearing steels with different Si contents (0.29%, 0.42%, 0.71% and 1.50%) were prepared using a vacuum induction furnace, the carbides in the steel were extracted by nonaqueous solution electrolysis method. The two-dimensional and three-dimensional morphology of carbides in steel was observed through scanning electron microscopy. The types of carbides at different Si contents were investigated by X-ray diffractometer, the essential mechanism of influence of Si content on cementite type was determined by thermodynamics and first principles calculation. The research results indicate that there are two types of carbides in as-cast high carbon chromium bearing steel with different Si contents, namely layer cementite $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ and grain boundary carbides M_{23}C_6 . With the increase of Si content (0.29%–1.50%), the M_{23}C_6 grain boundary carbides change from a continuous coarse rod-shaped structure to a discontinuous fine point like structure, which indicate that the increase of Si content has an inhibitory effect on the precipitation of grain boundary carbides. In addition, the increase in Si content reduces the proportion of Mn in $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ cementite, and the transformation trend of cementite type is from $\text{Fe}_{1.8}\text{Mn}_{1.2}\text{C}$ to $\text{Fe}_3\text{Mn}_0\text{C}$. The possible reason is that during the precipitation process of cementite formation, Si atoms are discharged into area around cementite to form a Si rich micro zone, which hinders the diffusion of Mn atoms from the matrix to the cementite, reduces the activity and diffusion migration ability of Mn in the matrix. Thus, the relative content of Mn in the cementite is reduced.

Key Words: High Carbon Chromium Bearing Steel; Cementite; Si Content; Thermodynamic Calculations; First Principles

随着国内工业水平的飞速发展, 轴承作为各类机械设备关键基础零件, 其性能要求不断提高。大多轴承所使用的材料是 GCr15 系的高碳铬轴承钢。而非金属夹杂物和碳化物是影响高碳铬轴承钢性能的重要指标^[1-4]。目前冶炼工艺已经能够将轴承钢中 O、S 含量控制在极低水平, 使得非金属夹杂物

的数量减小并细化。另外, 通过 Ca、Mg 或稀土等对夹杂物进行处理, 甚至可以将硬质夹杂物改性, 有效的降低其对轴承钢疲劳寿命的影响^[5-9]。因此, 在夹杂物控制已经接近瓶颈的情况下, 碳化物对轴承钢性能的影响则在逐步成为主导因素。而碳化物具有遗传特性, 尤其是铸坯中的片层状渗碳体会影

基金项目: 国家自然科学基金 (51874171); 国家自然科学基金 (52104331)

作者简介: 徐太旭 (1993—), 男, 博士研究生; **E-mail:** xutaixu@126.com;

收稿日期: 2023-09-20

通信作者: 何志军 (1979—), 男, 博士, 教授; **E-mail:** hzhj2002@126.com

响到后续生产工艺下碳化物形态^[10]。因此,为降低后续球化退火和淬火时的加工难度,对轴承钢铸坯中渗碳体的调控尤为重要。

目前,通过合金化、连铸和轧制工艺对渗碳体进行调控的相关研究已经取得了良好的成果^[11-14]。然而,轴承钢中非碳化物形成元素对渗碳体影响却被忽视,尤其是在高碳铬轴承钢中具有宽泛的可控范围的 Si 元素,只在少量的研究中被报道。Kim 等^[15]指出 Si 含量的增加,降低了非平衡状态下渗碳体形核的驱动力。Wu 等^[16]指出, Si 延缓了渗碳体的粗化,并加强了锰的迁移。Kozeschnik 等^[17]研究了 Si 含量(1.0%~2.0%)对渗碳体析出的影响,研究发现,当 Si 被困在渗碳体中时,渗碳体形核驱动力低,可能会延迟渗碳体的沉淀^[17]。上述研究表明, Si 对渗碳体析出和长大具有抑制效果,而渗碳体析出和长大的全过程是存在类型转变的,目前尚未见到 Si 影响渗碳体类型的详细研究。

本文以铸态高碳铬轴承钢为研究对象,采取非水溶液电解法萃取钢中碳化物,通过扫描电镜对不同 Si 含量下碳化物(渗碳体和晶界碳化物)的二维和三维形态进行探究。通过 XRD 分析碳化物类型,结合热力学和第一性原理计算明确 Si 对渗碳体类型转变的本质机理,为渗碳体进一步精细化控制提供研究基础。

1 实验材料及方法

基于 GCr15SiMo 轴承钢的标准化学成分制备了不同 Si 含量的高碳铬轴承钢。实验采用 2 kg 真空感应炉对工业纯铁进行熔炼,待工业纯铁完全熔化后,通过加料系统加入硅铁、锰铁、镍铁、铬铁、钼铁、石墨和纯铝粒,并持续通电 10 min,确保合金料充分熔化。随后在炉内氩气气氛下浇注并自然冷却,最终得到直径 10 cm 的圆铸坯。对制得的钢坯采用火花直读光谱仪(ARL 3460)进行检测,结果见表 1。

分别在 1#~4#圆形铸坯上取 10 mm×10 mm×10 mm 和 ϕ 10 mm×50 mm 试样用于二维微观形貌观察、XRD

检测和电解萃取实验,取样位置如图 1 所示。将 1#~4#的 10 mm×10 mm×10 mm 金相试样进行电解腐蚀,电解液为醋酸:高氯酸:蒸馏水(9:3:2)。采用直流电,电压 8 V,电解时间 20 s。1#~4#的 ϕ 10 mm×50 mm 棒状试样被作为非水溶液电解萃取碳化物所用材料。电解液为无水甲醇、四甲基氯化铵、丙三醇和三乙醇胺,比例为 20:1:1:1。试样作为阳极,电流密度 100 mA/cm²,全程通有氩气保护。扫描电镜(ZEISS Sigma 500)被用于试样表面微观结构和粉末状碳化物的观察。对四种试样进行 XRD(D8 ADVANCE)检测,衍射条件 2θ 为 20°~110°,时间 300 s,靶型为 Cu 靶。依照表 1 中 1#~4#试样的化学成分,通过热力学软件 JMatPro 分别计算 1#~4#试样的 Mn 和 Fe 在渗碳体中的含量变化及 Mn 的活度变化。

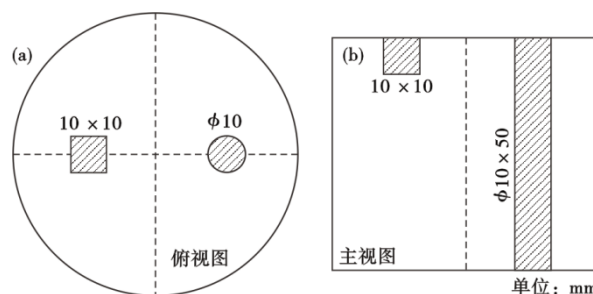


图 1 取样位置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of sampling location

根据密度泛函理论^[18], Vienna Ab initio Simulation Package(VASP)被用于第一性原理计算。使用 Perdew-Burke-Ernzerhof 泛函(PBE)^[19]的广义梯度近似(GGA)计算中不同 Fe/Mn 的 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ 、Fe、C 和 Mn 体相的总能量,计算的截止能量为 400 eV。当自洽计算的最后两个循环能量之差小于 1.0×10^{-5} eV/原子时,系统达到收敛,最大应力为 0.05 GPa。

2 实验结果与分析

2.1 碳化物微观形貌

图 2 为不同 Si 含量下高碳铬轴承钢腐蚀后的微观形貌。由图 2(a)~(d)可知铸态高碳铬轴承钢中存在两种碳化物,一种为珠光体相主要组成之一的片层状渗碳体,另一种为晶界碳化物。对比图 2(a)~(d)可知,随着 Si 含量的增加(0.29%~1.50%),晶界碳化物的析出量降低,尺寸减小,由最开始的连续棒状逐渐变为断续细小的颗粒状。由此可以推断, Si 的增加对晶界碳化物的析出和长大具有抑制效果。对比图 2(e)~(h)可知,随着 Si 含量增加,渗碳体片

表 1 不同 Si 含量高碳铬轴承钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of high carbon chromium bearing steel with different Si content								%
编号	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	Fe
1#	0.950	0.292	0.335	0.159	1.509	0.319	0.001 2	Bal.
2#	1.049	0.425	0.319	0.162	1.575	0.333	0.003 4	Bal.
3#	0.985	0.714	0.309	0.167	1.540	0.332	0.003 3	Bal.
4#	1.048	1.483	0.341	0.172	1.558	0.333	0.002 9	Bal.

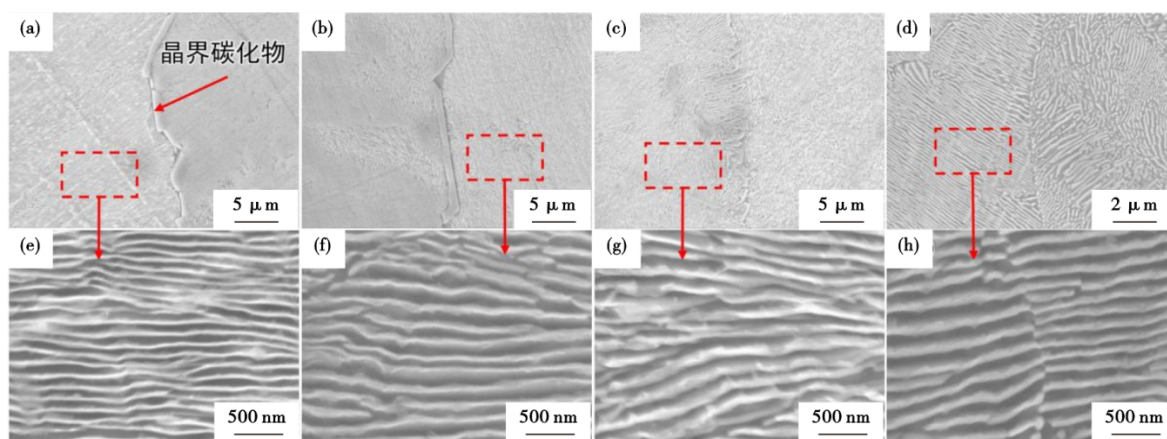


图2 不同Si含量高碳铬轴承钢二维形貌:(a)、(e)1[#];(b)、(f)2[#];(c)、(g)3[#];(d)、(h)4[#]

Fig. 2 Two-dimensional morphology of as-cast high carbon chromium bearing steel with different Si content: (a) and (e) 1[#], (b) and (f) 2[#], (c) and (g) 3[#], (d) and (h) 4[#]

层的厚度呈现先增加后减少的趋势,Si含量的影响并不是单调线性的。

图3为电解萃取得到的不同Si含量高碳铬轴承钢中的碳化物粉末。由于萃取过程和制样过程都不可避免的对粉末的整体性进行破坏,因此在扫描电镜下碳化物呈现出完整性。但是仍然可以观察到碳化物的片层状结构,这与图1中二维形貌结果相符合。为判断碳化物不同Si含量实验钢中碳化物的类型,需要通过XRD对碳化物的类型进一步分析。

2.2 碳化物类型

图4(a)为电解萃取得到的碳化物粉末的XRD检测结果。由图4可知,碳化物的类型为 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 和 $M_{23}C_6$ (M为Fe、Cr、Mo、Mn)两种类型。对图4(a)中 $M_{23}C_6$ 类型碳化物的衍射峰进行局部放大得到图4(b)和(c),可以发现在 38.1° 、 42° 、 51.1° 、 76.5° 角度下 $M_{23}C_6$ 碳化物的衍射峰强度随着Si含量的增加而逐渐减小,表明 $M_{23}C_6$ 碳化物的含量随着Si含量的增加逐渐减少,而高碳铬轴承钢中 $M_{23}C_6$ 碳化物大多在晶界位置析出,因此,XRD的结果也表明随着Si含量的增加,晶界碳化物的析出量会降低。这与图2

(a)~(b)中所呈现的实验现象相符合。造成这种现象的可能原因是,Si含量增加,降低了晶界处碳化物形成元素的偏析程度,进而抑制了晶界碳化物的析出和长大。对图4(a)中 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 类型碳化物的衍射峰进行局部放大得到图4(d)和(e)。对比1[#]~4[#]实验钢中 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 碳化物衍射峰的角度可以发现,随着Si含量的增加,衍射峰的角度发生偏移,并且这种偏移同图4(f)和(g)中的 $Fe_{1.8}Mn_{1.2}C$ 、 $Fe_{2.7}Mn_{0.3}C$ 和 Fe_3Mn_0C 三种碳化物的标准峰之间对应角度的偏移趋势相近,说明随着Si含量的增加, $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 碳化物中的Fe/Mn值增大,也可以表述为 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 碳化物中的Mn占比随着Si含量的增加而降低。

2.3 Si对 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 渗碳体类型转变的影响机理

2.3.1 热力学计算分析

为揭示Si含量变化对 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 渗碳体类型转变影响的根本原因,应用JMat Pro计算不同Si含量下Mn在渗碳体中占比的变化情况,结果如图5(a)所示。可以明显发现,在渗碳体析出的初始和结束阶段,Si的存在都使得渗碳体中Mn含量降低,且随着Si含量的增加这种限制在逐渐增加,计算结果

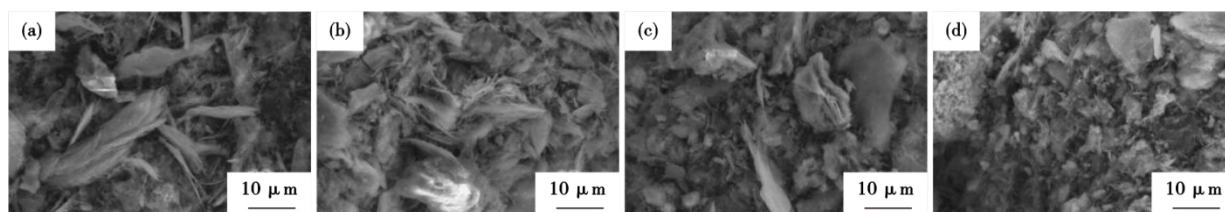


图3 电解萃取碳化物的三维形貌:(a)1[#];(b)2[#];(c)3[#];(d)4[#]

Fig. 3 Three-dimensional topography of carbide extracted by electrolysis: (a) 1[#], (b) 2[#], (c) 3[#], (d) 4[#]

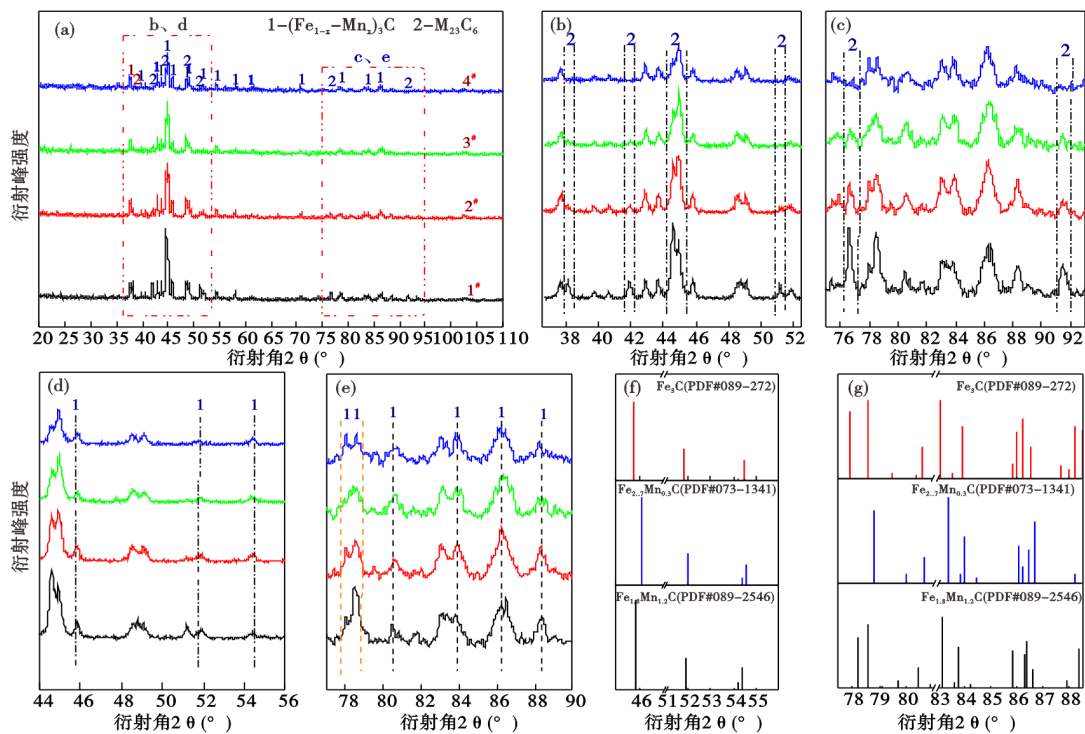


图 4 电解萃取得到的碳化物粉末的 XRD 检测结果: (a) 1# ~ 4# 试样的检测结果, (b)、(c)、(d)、(e) 为局部放大图, (f)、(g) 为 $(Fe_{1-x}Mn)_3C$ 碳化物标准峰

Fig. 4 XRD results of carbide powder obtained by electrolytic extraction: (a) test results of 1#-4# samples, (b), (c) (d), and (e) are the locally enlarged image, (f) and (g) are the standard peaks of $(Fe_{1-x}Mn)_3C$

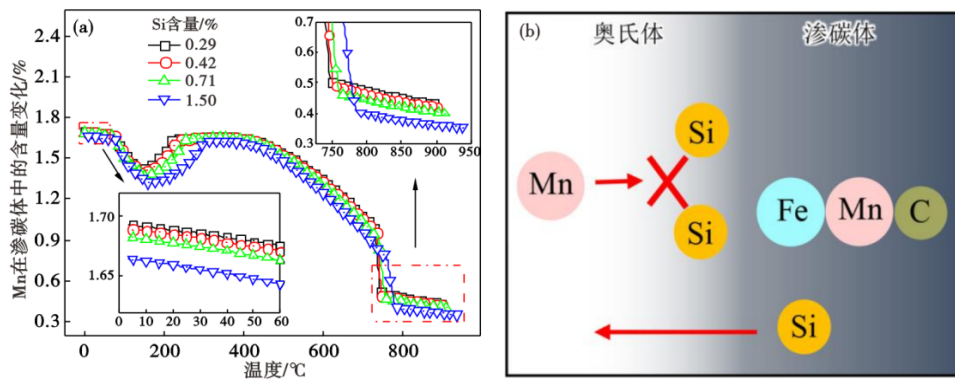


图 5 应用 JMatPro 计算不同 Si 含量下 Mn 在渗碳体中占比: (a) 不同 Si 含量下 Mn 在渗碳体中的含量变化, (b) 界面处 Mn 原子扩散示意图

Fig. 5 JMatPro applied to calculate the proportion of Mn in cementite with different Si content: (a) the change of Mn content in cementite with different Si content; (b) the schematic diagram of Mn atomic diffusion at the interface

与 XRD 检测到的渗碳体类型的变化相吻合。造成这种现象的可能原因是, Si 为非碳化物形成元素, 在奥氏体向铁素体和渗碳体转变过程中被逐渐排出渗碳体, 并在渗碳体与奥氏体界面处富集。此时, 奥氏体中原本存在的 Mn 会与 C、Fe 形成 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 渗碳体, 而周围奥氏体中 Mn 的迁移却由于富 Si 层的存在而受阻, 难以补充到渗碳体中, 如图 5(b) 所示, 且这种阻碍会随着 Si 含量的增加而增强。因此, 在高

温区的奥氏体向铁素体和渗碳体转变的过程中, 渗碳体中的 Mn 含量便会由于 Si 含量的逐渐增加而降低。这一变化过程被呈现在图 5(a) 中的高温阶段。而随着温度的降低, 部分含 Mn 渗碳体会由于歧化反应向 $M_{23}C_6$ 和 M_7C_3 碳化物发生转变进一步消耗原本的 Mn 含量, 而高 Si 含量所在区域对于 Mn 的补充限制更大, 因此, 在这一环节进一步扩大了由于 Si 含量增加而造成的渗碳体中 Mn 含量减少的现象。

通过计算,凝固过程中 Mn 的活度与温度的变化关系如图 6 所示,在渗碳体析出的温度区间内(850 ~ 950 °C/s),Mn 的活度随着钢中 Si 含量的增加逐渐降低。这一计算结果在文献中得到了相似证明^[20]。而 Mn 活度的降低则表明,在渗碳体析出的温度范围内,Mn 的迁移能力由于 Si 含量的增加被减弱。因此,Mn 与 Si 之间的这一关系同样可以解释 Si 含量的增加使 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 渗碳体中 Mn 占比减少的原因。

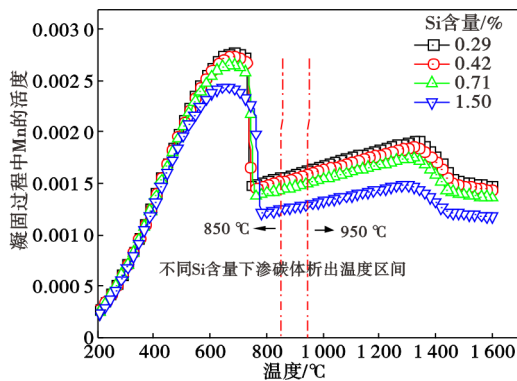


图 6 Si 含量变化对钢中 Mn 的活度的影响

Fig. 6 The effect of Si content change on the activity of Mn in steel

Si 含量变化对渗碳体中 Fe 含量的影响如图 7 (a)所示,增加 Si 含量促进了渗碳体中 Fe 含量的增加。这一现象的主要原因是,由于 Si 原子是以置换固溶的形式存在于奥氏体中, Si 原子在排出渗碳体的过程中会在原本的晶格处出现空位,此时,基体中含量最多的 Fe 原子会及时补充,进而进入到欲成形的渗碳体范围内。因此,随着 Si 含量的增加,会出现更多的 Si 原子与 Fe 原子之间的位置互换,进而增加渗碳体中 Fe 含量,如图 7(b)所示。而 Fe 在渗碳体中的占比增加,变相降低了 Mn 在渗碳体中的占比,这一现象同样说明了 Si 会降低 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 渗碳体中 Mn 的占比。

2. 3. 2 第一性原理计算分析

综合以上分析, Si 对 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 渗碳体中 Mn 占比的抑制作用,主要是渗碳体周围 Si 富集层的存在及 Si 对 Mn 活度的降低所造成的。然而,以上的分析计算存在一定局限性,没有具体对 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 渗碳体中 Mn 的占比情况进行分析,因此,需要更进一步探究。通过第一性原理计算可以得到不同 Fe/Mn 值下 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 渗碳体的生成焓,从侧面反映 Si 对不同 Mn 占比的 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 渗碳体析出的影

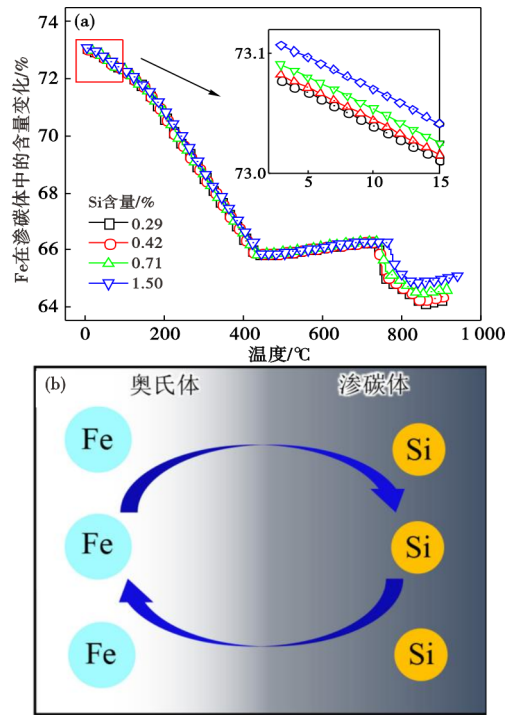


图 7 Si 含量变化对渗碳体中 Fe 含量的影响:(a)不同 Si 含量下 Fe 在渗碳体中的含量变化,(b)界面处 Fe 原子扩散示意图

Fig. 7 Influence of the change of Si content on the Fe content in cementite: (a) the change of Fe content in cementite under different Si content; (b) Schematic diagram of Fe atom diffusion at the interface

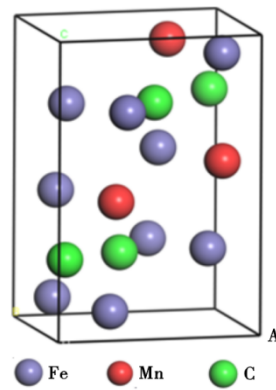


图 8 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 渗碳体计算模型

Fig. 8 the computation model of $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ cementite

响。由于 XRD 检测到的渗碳体类型主要为 Fe_3Mn_0C 、 $Fe_{2.7}Mn_{0.3}C$ 、 $Fe_{1.8}Mn_{1.2}C$ 三种类型,因此, $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 渗碳体模型中 Fe 和 Mn 比例设定为 12:0、11:1、10:2、9:3、8:4、7:5 和 6:6,如图 8 所示。上述比例设定涵盖了实验所检测到的渗碳体中 Fe 和 Mn 的比例。基于第一性原理计算 $(Fe_{1-x}Mn_x)_3C$ 渗碳体生成焓 ΔH_f 的公式如式(1)^[21]。

表 2 不同 Mn/Fe 下 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ 碳化物的生成焓/eV
Table 2 The enthalpies of formation of $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ cementite at different Mn/Fe values/eV

Mn:Fe	$E_{\text{total}}(\text{Mn}_x\text{Fe}_y\text{C})$	$E(\text{C})$	$E(\text{Fe})$	$E(\text{Mn})$	ΔH_f
0:12	-10 982.023 32	-157.371 376 8	-862.162 788 2	-2 861.886 03	-6.584 357 27
1:11	-12 984.091 68	-157.371 376 8	-862.162 788 2	-2 861.886 03	-8.929 477 79
2:10	-14 984.446 93	-157.371 376 8	-862.162 788 2	-2 861.886 03	-9.561 479 15
3:9	-16 984.736 51	-157.371 376 8	-862.162 788 2	-2 861.886 03	-10.127 815 93
4:8	-18 984.990 57	-157.371 376 8	-862.162 788 2	-2 861.886 03	-10.658 643 52
5:7	-20 985.230 79	-157.371 376 8	-862.162 788 2	-2 861.886 03	-11.175 614 38
6:6	-22 985.421 82	-157.371 376 8	-862.162 788 2	-2 861.886 03	-11.643 411 54

$$\Delta H_f = E_{\text{total}}(\text{Mn}_x\text{Fe}_y\text{C}) - [xE_{\text{total}}(\text{Mn}) + yE_{\text{total}}(\text{Fe}) + zE_{\text{total}}(\text{C})] \quad (1)$$

式中, $E_{\text{total}}(\text{Mn}_x\text{Fe}_y\text{C})$ 为渗碳体晶胞总能量; $E_{\text{total}}(\text{Mn})$ 、 $E_{\text{total}}(\text{Fe})$ 和 $E_{\text{total}}(\text{C})$ 分别为 Mn、Fe 和 C 纯金属和单质的总能量。

表 2 为根据式(1)计算得到的不同 Mn、Fe 原子比的 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ 渗碳体的生成焓, 对其做图如图 9 所示。在设定范围内, 无论 Mn 的占比怎样改变, $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ 渗碳体的生成焓都为负, 这表明 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ 渗碳体存在可能性, 并且是可以自发进行的, 相似的计算结果出现在 Lh 的研究中^[22]。另外, 可以明显发现 Mn 占比增加会减少 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ 渗碳体的生成焓, 这一结果表明, Mn 占比高的 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ 渗碳体应该更容易生成。因此, 图 9 的 Fe_3C 、 $\text{Fe}_{2.7}\text{Mn}_{0.3}\text{C}$ 、 $\text{Fe}_{1.8}\text{Mn}_{1.2}\text{C}$ 三种类型渗碳体中, 由于 $\text{Fe}_{1.8}\text{Mn}_{1.2}\text{C}$ 的生成焓更低, 理论上更容易生成。但是, 在实际检测中却发现随着钢中 Si 含量的增加, Mn 占比低的渗碳体含量更多(Fe_3C 、 $\text{Fe}_{2.7}\text{Mn}_{0.3}\text{C}$), 这样的结果则是从反面证明了 Si 对于 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ 渗碳体中 Mn 占比的限制。

3 结论

(1) 随着 $w[\text{Si}]$ 从 0.29% 增加到 1.50%, 片层状渗碳体厚度呈现先增加后减少的趋势, 晶界碳化物

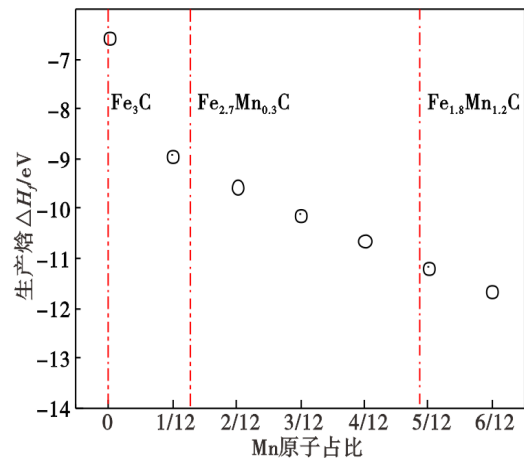


图 9 不同 Mn 原子占比下 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ 渗碳体的生成焓
Fig. 9 The enthalpies of formation of $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ cementite at different Mn atomic ratios

析出逐渐减少。

(2) Si 含量的增加, 降低了 Mn 在 $(\text{Fe}_{1-x}\text{Mn}_x)_3\text{C}$ 渗碳体中的占比, 渗碳体类型的转变趋势由 $\text{Fe}_{1.8}\text{Mn}_{1.2}\text{C}$ 向 $\text{Fe}_3\text{Mn}_0\text{C}$ 转变。

(3) Si 含量变化影响渗碳体 Mn 含量占比的可能原因是, 渗碳体生成期间, Si 原子被外排到渗碳体周围形成富 Si 微区, 阻碍周围 Mn 原子向渗碳体扩散, 降低了 Mn 在基体中的活度以及扩散迁移能力, 从而降低了 Mn 在渗碳体中的相对含量。

参考文献

- [1] 官跃辉, 张林, 张剑锋, 等. GCr15 轴承钢碳化物控制及其对压碎负荷的影响[J]. 特殊钢, 2022, 43(6): 38-41.
- [2] Yao H, Zhang L F, Ren Q. Influence of inclusions on the nucleation of acicular ferrites in a Ti - Zr-bearing steel[J]. Steel Research International, 2022, 93(2): 1-9.
- [3] Suh M S, Nahm S H, Suh C M, et al. Fracture behaviors at inclusions of very-high-cycle fatigue in newly developed clean bearing steel[J]. International Journal of Modern Physics B, 2021, 35(26): 1-24.
- [4] 张林, 刘海, 官跃辉, 等. 高碳铬轴承钢碳化物带状评定方法探究[J]. 特殊钢, 2022, 43(6): 42-45.
- [5] 邹涛, 王鹏, 董艳伍, 等. Ce-Mg 合金加入对 GCr15 轴承钢夹杂物和凝固组织的影响[J]. 特殊钢, 2022, 43(6): 1-7.
- [6] Shi Z Y, Wang H, Gao Y H, et al. Improve fatigue and mechanical properties of high carbon bearing steel by a new double vacuum melting route[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2022, 45(7): 1995-2009.
- [7] Gu C, Liu W Q, Lian J H, et al. In-depth analysis of the fatigue mechanism induced by inclusions for high-strength bearing steels[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials,

- 2021, 28(5): 826-834.
- [8] 吕子宇, 顾超, 包燕平. 轴承钢中不同成分钙铝酸盐类夹杂物对疲劳性能的影响[J]. 现代交通与冶金材料, 2022, 2(3): 36-40+50.
- [9] Ma C Y, Zhang G, Wang Y W, et al. Effect of non-metallic inclusions on subsurface stress and fatigue life of high-speed railway bearings[J]. IOP Conference Series: Earth and Environmental Science, 2021, 632(5): 052001.
- [10] Wang Z T, Yuan Q, Zhang Z C, et al. Influence of cementite precipitation on work hardening behavior in ultrafine grain steels rolled at room and cryogenic temperatures[J]. Metals, 2022, 12(11): 1845.
- [11] 周杰. 超高强度桥梁缆索用钢的微合金化及强化机理[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2022.
- [12] 皇祝平, 李解, 周正东, 等. 82B盘条中心网状渗碳体形成原因及改善措施[J]. 金属制品, 2022, 48(2): 26-29.
- [13] 吕明, 米小雨, 张朝晖, 等. 连铸工艺参数对SWRH82B高碳钢碳偏析的影响[J]. 工程科学学报, 2020, 42(S1): 102-108.
- [14] 魏福安, 喇培清, 金培鹏. 轧制变形对高强高塑纳米结构珠光体1020钢的影响[J]. 热加工工艺, 2018, 47(11): 1-6.
- [15] Kim B, Celada C, San Mart\in D, et al. The effect of silicon on the nanoprecipitation of cementite[J]. Acta Materialia, 2013, 61(18): 6983-6992.
- [16] Wu Y X, Sun W W, Gao X, et al. The effect of alloying elements on cementite coarsening during martensite tempering[J]. Acta Materialia, 2020, 183: 418-437.
- [17] Kozeschnik E, Bhadeshia H K D H. Influence of silicon on cementite precipitation in steels[J]. Materials Science and Technology, 2008, 24(3): 343-347.
- [18] Kresse G, Furthmüller J. Efficient iterative schemes for *ab initio* total-energy calculations using a plane-wave basis set[J]. Physical Review B, Condensed Matter, 1996, 54(16): 11169-11186.
- [19] Perdew J P, Burke K, Ernzerhof M. Generalized gradient approximation made simple[J]. Physical Review Letters, 1996, 77(18): 3865-3868.
- [20] Tanaka A. The determination of the activities in Mn-C and Mn-Si melts by the vapor pressure measurement[J]. Transactions of the Japan Institute of Metals, 1979, 20(9): 516-522.
- [21] Zhou W, Wu H, Yildirim T. Electronic, dynamical, and thermal properties of ultra-incompressible superhard rhenium diboride: A combined first-principles and neutron scattering study[J]. Physical Review B, 2007, 76(18): 184113.
- [22] Appen J V, Eck B, Dronskowski R. A density-functional study of the phase diagram of cementite-type (Fe, Mn)₃C at absolute zero temperature[J]. Journal of Computational Chemistry, 2010, 31(14): 2620-2627.

欢迎订阅 2024 年《特殊钢》期刊

全国各地邮局均可订阅(可破订)

邮发代号:38-183 定价:40.00元/期、240.00元/年 邮编:435001

地址:湖北省黄石市黄石大道316号、大冶特殊钢有限公司《特殊钢》杂志社

电话:0714-6297386 0510-80673212