含钒高速车轮钢第二相析出的热力学研究

丁小明[1,2], 李 丰[3], 郭晓培[4], 李 涛[3*], 琚立颖[3], 宋晓辉[2]

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100083; 2. 航材国创 (青岛) 高铁材料研究院有限公司, 山东 青岛 266109; 3. 华北理工大学冶金与能源学院, 河北 唐山 063210; 4. 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044)

摘 要: 利用热力学软件 Thermo-calc 计算了含钒高速铁路车轮钢中第二相的析出行为, 详细分析了低碳车轮钢中平衡相的组成以及温度和钒含量对第二相析出的影响。结果表明, 钢中钒含量的变化对车轮钢中第二相析出量有较大影响, 对第二相析出的温度几乎无影响; 温度变化对钢中稳定存在的第二相析出产物影响较小, 对瞬态析出相的影响较大。

关键词: 含钒高速车轮钢; 第二相; 析出; 热力学
中图分类号: TF76 **文献标志码:** A **文章编号:** 1004−7638(2024)01−0158−07
DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.01.023 **开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):**

听语音 聊科研 与作者互动

Thermodynamic behaviour of second phases precipitation in vanadium-bearing high-speed steel for railway wheel

Ding Xiaoming[1,2], Li Feng[3], Guo Xiaopei[4], Li Tao[3*], Ju Liying[3], Song Xiaohui[2]

(1. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100083, China; 2. National Innovation (Qingdao) High Speed Train Material Research Institute Co. Ltd., Qingdao 266109 , Shandong, China; 3. College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, Hebei, China; 4. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: A thermodynamic Thermo-calc software was used to calculate the precipitation behavior of second phase in vanadium-bearing high-speed railway wheel steel. The composition of equilibrium phase in low-carbon wheel steel and the influence of temperature and vanadium content on the precipitation of the second phase were analyzed in detail. The results show that variation of vanadium content in steel has a great influence on the second phase precipitation in wheel steel, and almost no effect has been observed on the precipitated temperature of the second phase. The temperature variation has small effect on the stable second phase precipitated products in steel, but has great effect on the transient precipitated phase.

Key words: vanadium-bearing high speed wheel steel, the second phase, precipitation, thermodynamics

0 引言

近年来, 中国高速铁路发展迅速。到 2021 年, 中国高速铁路运营里程达到 15 万 km, 居世界首位。随着中国铁路网建设的快速发展, 铁路的运行速度和载重量大幅增加, 车轮磨损和疲劳剥落引起的失

收稿日期: 2022−10−25
基金项目: 高铁车轮钢中复相夹杂物调控研究项目; 河北省杰出青年科学基金(E2021209039); 2021 年度河北省引进留学人员资助项目(C20210309); 唐山市科技创新团队培养计划项目(21130209D)。

作者简介: 丁小明, 1987 年出生, 男, 硕士, 高级工程师, 主要从事金属加工及热处理研究, E-mail: ding_1121@163.com; *通讯作者: 李涛, 1984 年出生, 男, 博士, 教授, 主要从事钢中夹杂物三维表征及相关研究, E-mail: litao@ncst.edu.cn。

效越发严重[1-2]。因此, 为保证列车平稳运行, 减少失效行为, 在高速铁路车轮钢的制造中加入钒等微合金元素来提高车轮钢的性能, 以满足日益增长的现实需要。

车轮是列车的重要部件, 是保证列车高速稳定运行的关键。提高铁路车轮钢的韧性, 如冲击韧性和断裂韧性, 对防止因裂纹扩展和脆性断裂造成的危害具有重要意义。在不显著改变生产工艺的前提下, 微合金化是提高车轮钢力学性能的重要手段和发展趋势[3-4]。微合金化可以通过提高铁素体体积分数[5]和细化奥氏体晶粒[6]来提高车轮韧性, 通过在车轮钢中加入钒来实现析出强化[7-9]。在高温条件下, 碳氮化钒 V(C, N)颗粒在奥氏体区析出, 抑制奥氏体晶粒的生长; 低温时, 在铁素体区析出, 增加晶粒中铁素体形核的数量[10-13]。钒的加入能提高车轮钢的力学性能, 如强度、韧性、耐磨性等, 以提高车轮钢的服役性能。

车轮钢断裂韧性随奥氏体晶粒尺寸的减小而增大[14], 车轮钢中添加钒可以细化奥氏体晶粒, 增加车轮钢韧性[15]。目前含钒车轮钢的研究工作都集中于通过加入钒细化晶粒来优化车轮钢的性能[16]。Pan 等[17]研究了钒对车轮钢力学性能的影响, 发现加钒车轮钢的强度和冲击韧性均优于未加钒车轮钢。Ekberg 等[18]在中碳车轮钢中加入 0.1% 的钒, 发现珠光体转化被延迟, 珠光体团尺寸和片层间距显著细化, 提高了车轮钢韧性。左越等[19]报道表明在珠光体车轮钢中添加适当的钒和较高的硅可以获得更好的强韧性。然而, 在目前的研究中, 钒含量对车轮钢第二相析出相的影响的研究相对较少。

笔者对含钒低碳高速车轮钢的第二相进行了分析。利用 Thermo-calc 软件计算了第二相析出的温度和含量, 研究了钢中钒含量对车轮钢中第二相析出的影响, 为低碳高速车轮钢的优化提供理论参考。

1　计算方法

利用 Thermo-Calc 软件中的平衡析出模块, 基于 TCFE8 数据库获得目标组分第二相的析出行为。为得到准确的计算结果, 在热力学计算过程中, 最大迭代次数设为 500。计算了系统温度、钒含量对第二相析出量和析出温度的影响。车轮钢主要化学成分如表 1 所示。

表 1　高速车轮钢主要化学成分

Table 1　Main chemical composition of high-speed wheel steel　　%

C	Si	Mn	Mo	Ni	V	Cr	S	P	Al	O	N
0.2	1.2	1.91	0.5	0.24	0.03~0.12	0.03	0.006	0.019	0.04	0.000 1	0.004

2　结果与讨论

2.1　平衡析出相

利用 Thermo-Calc 热力学计算软件在 200 ~ 1 600 ℃ 的温度范围内, 对试验钢进行第二相析出计算, 第二相析出含量与温度的关系如图 1 所示。

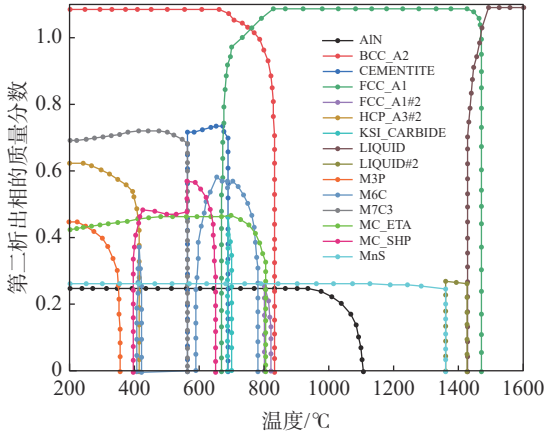


图 1　试验钢平衡析出相图

Fig. 1　Equilibrium diagram of precipitation in high-speed wheel steel

由于钢的冶炼温度一般在 1 600 ℃, 冷却到 200 ℃ 时钢中可能存在的粒子均已析出, 所以温度选在 200 ~ 1 600 ℃。相图中的 FCC_A1#2、M6C3、Cementite、KSI_CARBIDE 和 MC_SHP 为仅存在于一定温度范围内的瞬态相, 其他相均在计算温度范围内稳定析出。根据热力学计算结果, 对各类第二相析出的状态进行统计分析, 结果如表 2 所示, 主要包括最大析出质量分数, 开始析出温度、完全分解温度等。

2.2　温度变化对第二析出相的影响

第二相的析出行为与钢材的原始成分密切相关, 当改变构成第二相的元素质量分数时, 其析出量、化学成分和平均粒径等参数会发生改变, 进而影响到钢材的力学性能。基于以上考虑, 利用 Thermo-Calc 软件计算了试验钢中各析出相的化学成分随温度的变化关系, 如图 1 所示。车轮钢的液相线温度为 1 362 ℃, 随着温度的降低, 液相中的大部分元素逐渐向奥氏体基体转移。由于各种元素在钢中的溶解度不同, 有些元素会在较低温度下转变为固相。

图 2 所示为车轮钢中各析出相的组成与温度的关系，图 2(a) 为 1 430 ℃ 的液相中，仅含有 Mn、S、Al 和 O 元素，当温度降低到 1 362 ℃ 时，液相中的 Mn 和 S 全部析出形成 MnS 夹杂，Al 和 O 溶解到奥氏体基体中。由于钢中 Al 和 O 的浓度较低，未形成 Al_2O_3 夹杂。MnS 是一种常见的析出相，其组成成分为 MnS，在各种钢材中具有不同的作用。MnS 在液相完全消失后开始析出，并在小范围的温度内全部析出。

表 2 试验钢中第二相粒子平衡析出结果

Table 2 The equilibrium precipitation of the second phases in high-speed wheel steel

第二析出相	最大质量分数	最大析出温度/ ℃	析出温度/ ℃	分解温度/ ℃
MnS	1.63×10^{-4}	-	1 362.52	-
AlN	1.46×10^{-4}	-	1 184.86	-
FCC_A1#2	1.55×10^{-4}	803.02	826.79	801.63
MC_ETA	9.26×10^{-4}	688.92	803.02	-
M6C	4.71×10^{-3}	653.13	780.00	400.00
KSI_CARBIDE	1.33×10^{-3}	688.92	702.00	687.26
CEMENTITE	2.44×10^{-2}	669.52	688.91	564.62
MC_SHP	4.11×10^{-3}	565.44	653.13	392.26
M7C3	2.05×10^{-2}	416.35	565.30	-
HCP_A3#2	7.44×10^{-3}	-	416.35	-
M3P	1.15×10^{-3}	-	359.95	

注:二次相析出的计算温度范围为200 ~ 1 600 ℃。“-”表示在计算温度范围内无法分解析出相或连续析出至200 ℃。

FCC_A1#2 相在 826 ℃ 左右析出，随着温度的降低，析出量逐渐增加。在 803 ℃ 达到最大析出量后开始下降，直到 801 ℃ 完全分解。图 2 (d) 显示了析出相中的主要元素为 V、C、Mo、Fe 和 N，且 Ni、Mn 和 Cr 等在析出相中所占比例不足 1%，可认为 FCC_A1#2 相主要由 V(C, N) 和 Mo(C, N) 颗粒组成。由表 2 和图 1 可知，FCC_A1#2 相的分解温度与 MC_ETA 相的析出温度一致。图 2 (e) 显示 MC_ETA 相的组成元素为 Mo、V 和 C，可认为该相由 (Mo, V)C 组成。结合图 3 可证明，V(C, N) 颗粒主要存在于 FCC_A1#2 和 MC_ETA 中，其他相中仅存在微量的钒元素。随着温度的降低，钒和碳在钢中的溶解度降低，并伴随着奥氏体相向铁素体相转变，从而导致 VC 颗粒的析出。

从图 1 和图 2 (g) 可以看出，随着 KSI_CARBIDE 的分解，渗碳体 (Cemenite) 相开始析出，Cemenite 主要由 Fe、Mn、C、Mo 和 Cr 组成。在 690 ℃ 时开始析出，最大析出量为 2.44×10^{-2}，在 564 ℃ 时完全分解消失。KSI_CARBIDE、MC_SHP 和 HCP_A3#2 相由多种碳化物组成，分别在 702 、653 ℃ 和 416 ℃ 析出。KSI_CARBIDE 和 MC_SHP 相为过渡析出相，对钢产品性能影响不大，故不做讨论。HCP_A3#2 相在炼钢温度下不析出，可以忽略。

M6C 和 M7C3 析出相为金属碳化物，以 (Fe, Mn)C 表示。M6C 碳化物是一种硬质碳化物，显微硬度 (HV) 为 1 350 [20]。M6C 的析出相计算温度分别为 407 ~ 426 ℃ 和 580 ~ 784 ℃，这种析出相的存在会影响钢的强度和韧性。M7C3 碳化物能提高车轮钢的耐磨性[21-23]。如图 1 所示，M7C3 相在 566 ℃ 析出后其析出量突变为 1.36×10^{-2}。如图 2(h)、(i)、(g) 所示，这是因为 MC_SHP 和 Cementite 相中部分元素直接进入 M7C3 相导致。M3P 相由 P、Fe、Ni 和 Cr 元素组成，为磷化物，属于低温析出相。

第二相粒子在钢中的析出本质上是各种元素析出的综合反映。通过计算车轮钢中主要微合金化元素钒和钼在各相中的含量，进一步探讨了车轮钢中主要微合金化元素钒和钼的分布情况。高温下钢中所有钒元素都溶解于奥氏体基体中，随着温度的逐渐降低，奥氏体逐渐转变为铁素体。由于钒在铁素体中的溶解度较低，所以基体中钒开始转移到 FCC_A1#2 和 MC_ETA 相中[24-26]。其中，FCC_A1#2 为过渡相，在 801.63 ℃ 时分解，此后钢中钒元素全部以 VC 形式存在于 MC_ETA 相中。

2.3 钒含量对第二析出相的影响

车轮钢中钒的含量是影响 VC 颗粒析出的重要影响因素。因此，有必要探讨不同钒含量对低碳高速车轮钢中第二相颗粒析出的影响。试验选取受钒含量影响较大的析出相进行分析，图 4 是不同钒含量下车轮钢中第二析出相的热力学相图。

图 4 (a) 为不同钒含量下析出的 FCC_A1#2 相的质量分数。FCC_A1#2 相的存在温度受钒含量的影响较大。当钒含量为 0.04% 时，析出和分解温度分别为 826 ℃ 和 801 ℃，存在间隔仅为 25 ℃。钒含量为 0.08%(0.12%) 时，析出和分解温度分别为 899 ℃(976 ℃) 和 793 ℃(784 ℃)，存在区间为 106 ℃ (192 ℃)。三种不同钒含量的车轮钢中 FCC_A1#2 相的析出量均在 810 ℃ 左右达到最大值。表 3 给出了 810 ℃ 下不同钒含量的车轮钢中 FCC A1#2 相的析出量及元素的分布。当钒的含量从 0.12% 降至 0.04% 时，FCC_A1#2 相的最大析出量从 1.41×10^{-3} 下降到 8.90×10^{-5}，且钒含量在该相中占比逐渐下降。将图 4(a)、(b) 一同讨论可发现，ALN 相出现波动的温度区间与 FCC_A1#2 相析出与分解时间一致，表明 ALN 相中的氮元素转移到 FCC_A1#2 相中，参与 VN 的形成。

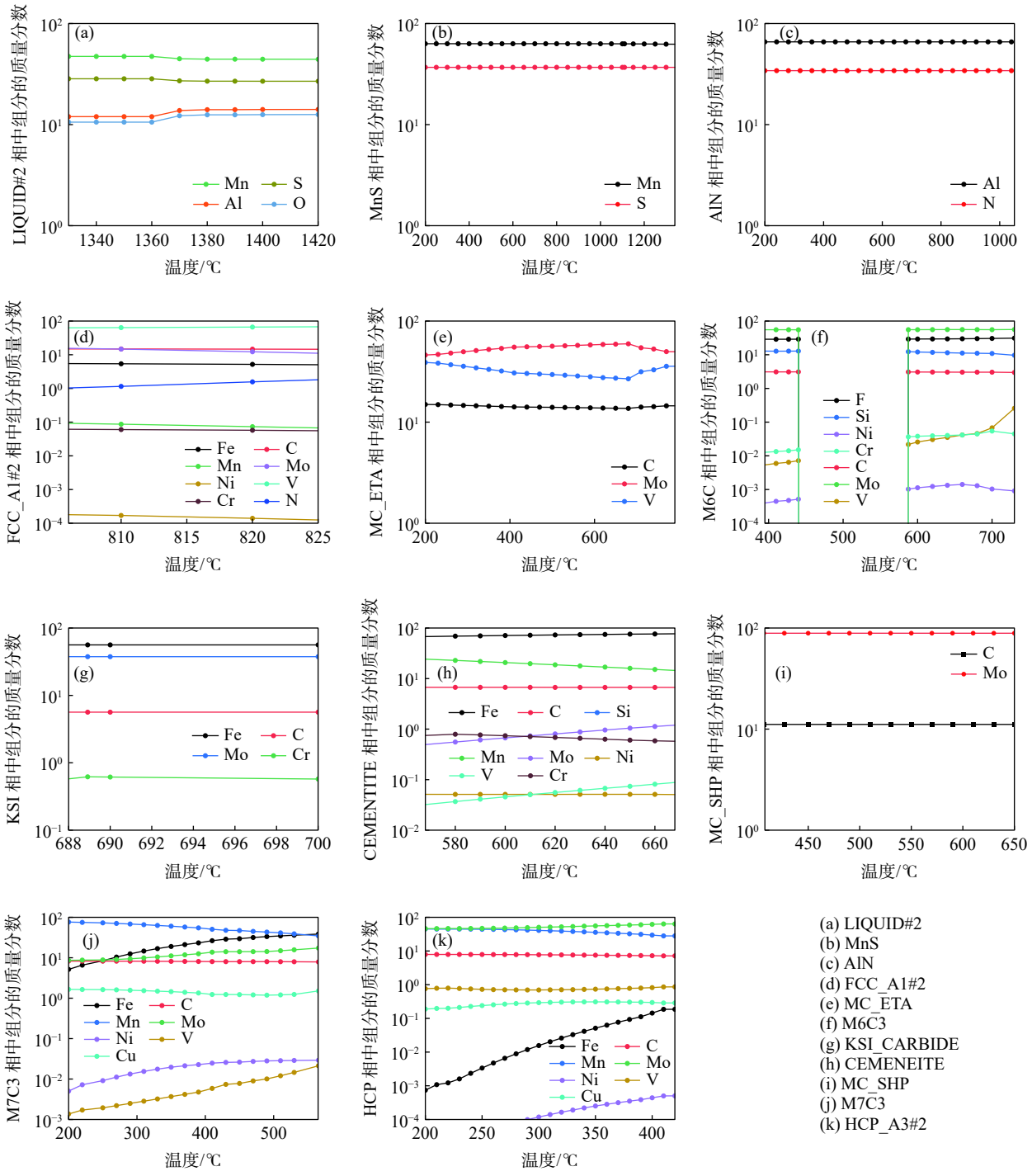


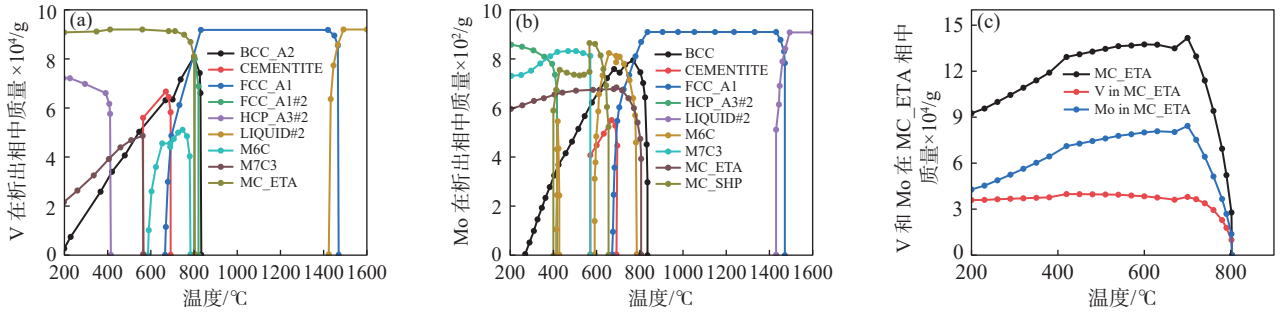
图 2　车轮钢中各析出相的组成与温度的关系

Fig. 2　The relationship between the composition of each precipitated phase and temperature in wheel steel

MC_ETA 的主要组成元素是 Mo、V 和 C, 因此钒含量的变化必然会影响该相的析出行为。三种钒含量下 MC_ETA 相的变化趋势基本相同, 从图 4 (c) 可以看出, 随着钢中钒含量的增加, MC_ETA 相的析出量逐渐增加在 700 ℃ 附近达到最大值。随后, MC_ETA 相中的主要组分之一的 MoC 颗粒逐渐分解, 导致 MC_ETA 相的析出量逐渐减少, 同时分解后的 Mo 元素参与 M_7C_3 型碳化物的形成。当钢中钒含量分别为 0.04%、0.08% 和 0.12% 时, MC_ETA 相在 200 ℃ 下的最终析出量为 2.87×10^{-3}、1.91×10^{-3} 和 9.26×10^{-4}。表 4 给出了不同钒含量下相关相的析出温度。当 V 含量为 0.04% 和 0.12% 时, MC_ETA 相析出温度分别为 807.12 ℃ 和 802.12 ℃, 下降约 5 ℃。因此, MC_ETA 相的析出

温度受钒影响较小。

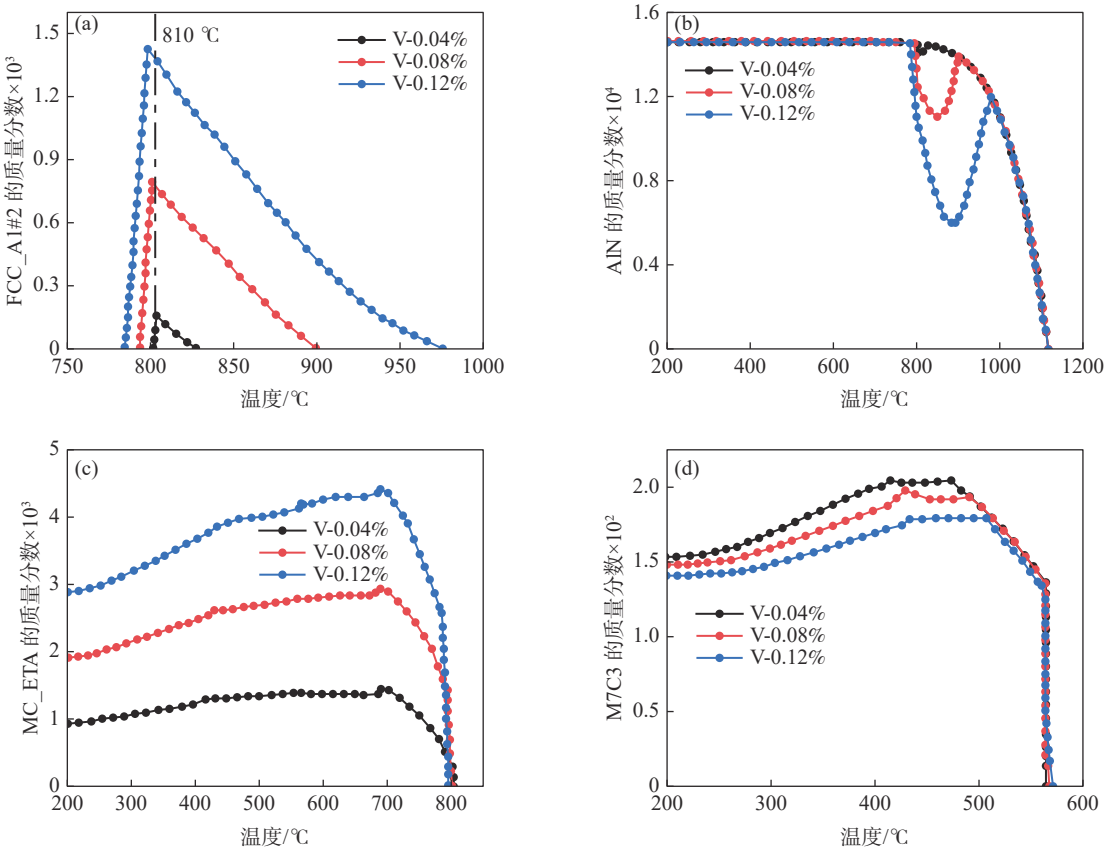
图 4 (d) 显示了钒含量对 M7C3 相析出的影响。在一定温度下，析出量随钒含量的增大而减小。由于大量碳化物 (如 VC) 先析出，且容易聚集和生长，铁水中碳大量消耗导致 M7C3 碳化物的减少[17,23]。三种不同钒含量的下 M7C3 相变化趋势与析出温度基本一致。当钢中钒含量为 0.04%、0.08% 和 0.12% 时，M7C3 相的析出含量和析出温度分别为 1.53×10^{-2}/565 ℃、1.48×10^{-2}/569 ℃ 和 1.41×10^{-2}/572 ℃，其析出温度几乎不随钒含量的变化而变化。M7C3 碳化物具有较高的硬度 (HV)(1 200 ~ 1 800) 和韧性，但对基体仍有一定的割裂作用[27]。而强碳化物 VC 的硬度 (HV) 高达 2 800，形貌呈颗粒状或球形，对基体几乎没有割裂作用[28]。与 M7C3 型碳化物相比，VC 颗粒在提高车轮钢耐磨性的同时，又可以保证车轮的韧性。



(a) 钒在各析出相中的质量；(b) 钼在各析出相中的质量；(c) 钒和钼在 MC_ETA 相中的质量

图 3 析出相中钒和钼的质量

Fig. 3 Mass fraction of V and Mo in precipitated phase



(a) AlN; (b) FCC_A1#2; (c) MC_ETA; (d) M7C3

图 4 钒含量对主要析出相的影响

Fig. 4 Effect of V content on main precipitates

表 3　810 ℃ 时不同钒含量下 FCC_A1#2 相的含量和元素分布

Table 3　Content and element distribution of the FCC_A1#2 phase at 810 ℃ with different V contents

钢中V含量/%	FCC_A1#2	Mo/%	V/%	C/%	N/%
0.04	1.55×10^{-4}	16.78	61.77	15.07	0.62
0.08	7.94×10^{-4}	16.20	62.42	15.10	0.66
0.12	1.43×10^{-3}	15.48	63.04	15.12	0.69

表 4　不同钒含量下相关相的析出温度

Table 4　The precipitation temperature of the related phase with different contents of V

钢中V含量/%	析出温度/℃			
	AlN	MC_ETA	FCC_A1#2	M7C3
0.04	1 114.86	807.10	820.97	566.01
0.08	1 113.90	804.01	883.87	569.05
0.12	1 112.93	802.11	932.01	572.14

钢中钒含量的增加对钢中析出相含量有很大影响。随着钢中钒含量的增加, FCC_A1#2 相的析出时间和析出量增加, 增加了热处理工艺时 VC 颗粒对奥氏体相的影响, 提高了细化奥氏体晶粒的能力, 增加了钢的韧性[10]。钢中钒元素以 VC 颗粒形式稳定存在于 MC_ETA 相中, VC 含量随钢中钒含量增加而增加。低碳车轮钢中钒含量的增加促进了 MC 型碳化物析出, 抑制了 LEM7C3 型碳化物的析出。

3　结论

利用热力学软件 Thermo-calc 研究了低碳高速车轮钢在 200 ~ 1 600 ℃ 下第二相的析出行为, 进一步探讨了钒含量对第二相析出行为的影响, 得到以下结论:

1) 钢的第二相在较低的温度下不断析出。对钢性能影响较大的 MC_ETA 和 M7C3 相析出温度分别为 826 ℃ 和 565 ℃。在实际生产中, 该温度处于钢材二次处理的温度范围内, 因此热处理工艺对该钢材的性能有较大影响。

2) 钢中钒元素以 VC 形式存在于 MC_ETA 相中, 该相析出量受钒含量的影响较大, 当 V 含量从 0.04% 增加到 0.12% 时, 析出量增加了 205%, 而析出温度所受影响较小。

3) 低碳车轮钢中 VC 析出受温度影响较小, 对 VC 的析出起主导作用的是钢中 V 元素的含量。

4) 钒不仅能促进 MC 型碳化物的析出, 而且能抑制 M7C3 型碳化物的析出, 在提高车轮钢耐磨性的同时保证车轮钢的韧性。

致谢

感谢高铁车轮钢中复相夹杂物调控研究项目, 河北省杰出青年科学基金(E2021209039), 2021 年度河北省引进留学人员资助项目(C20210309), 唐山市科技创新团队培养计划项目(21130209D)的资助。

参考文献

[1] Ekberg A, Åkesson B, Kabo E. Wheel/rail rolling contact fatigue–Probe, predict, prevent[J]. Wear, 2014, 314(1-2): 2−12.

[2] Zeng D, Lu L, Zhang J, *et al*. Effect of micro-inclusions on subsurface-initiated rolling contact fatigue of a railway wheel[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F:Journal of Rail and Rapid Transit, 2016, 230(2): 544−553.

[3] Yong Qilong. Secondary phase in steels[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 8.
(雍岐龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 8.)

[4] Dong Han. Advanced steel materials[M]. Beijing: Science Press, 2008: 103.
(董瀚. 先进钢铁材料[M]. 北京: 科学出版社, 2008: 103.)

[5] Ollilainen V, Kasprzak W, Holappa L. The effect of silicon, vanadium and nitrogen on the microstructure and hardness of air cooled medium carbon low alloy steels[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 134(3): 405−412.

[6] Ma Yue, Pan Tao, Jiang Bo, *et al*. Study of the effect of sulfur contents on fracture toughness of railway wheel steels for high speed train[J]. Acta Metall Sin, 2011, 47(8): 978−983.
(马跃, 潘涛, 江波, 等. S含量对高速车轮钢断裂韧性影响的研究[J]. 金属学报, 2011, 47(8): 978−983.)

[7] Wen Bo. Precipitation behavior of vanadium carbide in the Fe-C-V micro-alloy steel[D]. Chongqing: Chongqing University, 2011.
(文波. 碳化钒在Fe-C-V微合金钢中的析出行为研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2011.)

[8] Batte A D, Honeycombe R W K. Strengthening of ferrite by vanadium carbide precipitation[J]. Metal Science Journal, 1973, 7(1): 160−168.

[9] Wu D, Xiao F, Wang B, *et al*. Investigation on grain refinement and precipitation strengthening applied in high speed wire rod containing vanadium[J]. Materials Science and Engineering:A, 2014, 592: 102−110.

[10] Cui Chenshuo, Gao Cairu, Yang Xiongfei, *et al*. Dynamic precipitation behavior of V-N microalloyed steel in low

temperature region[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2015, 36(6): 37−43.
(崔辰硕, 高彩茹, 杨雄飞, 等. V-N微合金钢在低温区动态析出行为[J]. 钢铁钒钛, 2015, 36(6): 37−43.)
[11] Dunlop G L, Carlsson C J, Frimodig G. Precipitation of VC in ferrite and pearlite during direct transformation of a medium carbon microalloyed steel[J]. Metallurgical Transactions A, 1978, 9(2): 261−266.
[12] Zhang J, Zhang K J. Strengthening mechanism and application of microalloying element vanadium in plate[J]. Sichuan Metallurgy, 2009, 31(2): 15−18.
[13] Di X, Li M, Yang Z, *et al*. Microstructural evolution, coarsening behavior of vanadium carbide and mechanical properties in the simulated heat-affected zone of modified medium manganese steel[J]. Materials & Design, 2016, 96: 232−240.
[14] Sakamoto H, Toyama K, Hirakawa K. Fracture toughness of medium-high carbon steel for railroad wheel[J]. Materials Science and Engineering:A, 2000, 285(1-2): 288−292.
[15] Han Xiaoyong. Functions of Nb, V and Ti in micro-alloyed steel[J]. Wide and Heavy Plate, 2006, (1): 39−41.
(韩孝永. 铌、钒、钛在微合金钢中的作用[J]. 宽厚板, 2006, (1): 39−41.)
[16] Faccoli M, Ghidini A, Mazzù A. Experimental and numerical investigation of the thermal effects on railway wheels for shoe-braked high-speed train applications[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49(10): 4544−4554.
[17] Pan Tao, Cui Yinhui, Su Hang, *et al*. Effect of vanadium on strength and toughness of wheel steel normalized at different temperatures[J]. Iron and Steel, 2006, (3): 71−76.
(潘涛, 崔银会, 苏航, 等. 不同加热温度下钒对车轮钢强韧性的影响[J]. 钢铁, 2006, (3): 71−76.)
[18] Ekberg A, Sotkovszki P. Anisotropy and rolling contact fatigue of railway wheels[J]. International Journal of Fatigue, 2001, 23(1): 29−43.
[19] Zuo Yue, Zhou Shitong, Li Zhaodong, *et al*. Effect of V and Si on microstructure and mechanical properties of medium-carbon pearlitic steels for wheel[J]. Chinese Journal or of Materlals Research, 2016, 30(6): 401−408.
(左越, 周世同, 李昭东, 等. V和Si对珠光体车轮钢显微组织和力学性能的影响规律[J]. 材料研究学报, 2016, 30(6): 401−408.)
[20] Ning Jiapei, Zheng Kaihong, Zhou Hongming, *et al*. Microstructure and abrasive wear resistance of high carbon medium chromium wear resistant alloy steel after heat treatment[J]. Foundry, 2020, 69(2): 135−141.
(宁嘉沛, 郑开宏, 周宏明, 等. 高碳中铬耐磨合金钢热处理后的组织及磨料磨损性能[J]. 铸造, 2020, 69(2): 135−141.)
[21] Yu Ting, Shimizu K, Kusumoto K. Effect of vanadium on the dry friction and wear properties of V-Cr-Mn alloy white cast iron[J]. Journal of Dalian Jiaotong University, 2016, 164(2): 107−110, 119.
(于婷, 清水一道, 楠本賢太. V含量对V-Cr-Mn合金白口铸铁干摩擦磨损性能的影响[J]. 大连交通大学学报, 2016, 164(2): 107−110, 119.)
[22] Ju J, Fu H G, Fu D M, *et al*. Effects of Cr and V additions on the microstructure and properties of high-vanadium wear-resistant alloy steel[J]. Ironmaking & Steelmaking, 2018, 45(2): 176−186.
[23] Kim C K, Lee S, Jung J Y. Effects of heat treatment on wear resistance and fracture toughness of duo-cast materials composed of high-chromium white cast iron and low-chromium steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(3): 633−643.
[24] Gao Cairu, Chen Yuxuan, Du Linxiu, *et al*. Effect of Mo on carbide precipitation from bainite in V-microalloyed steel[C]// The 3rd Vanadium Titanium Microalloyed High Strength Steel Development and Application Technology and the 4th Advanced Technology Exchange Conference of Vanadium Industry. Chongqing:The Strategic Alliance of the Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization and Industrial Technology Innovation,
2017: 14-22.
(高彩茹, 陈宇轩, 杜林秀, 等. Mo对钒微合金钢中碳化物在贝氏体区析出的影响[C]//第三届钒钛微合金化高强钢开发应用技术暨第四届钒产业先进技术交流会论文集. 重庆: 钒钛资源综合利用产业技术创新战略联盟, 2017: 14-22.)
[25] Miyamoto G, Hori R, Poorganji B, *et al*. Interphase precipitation of VC and resultant hardening in V-added medium carbon steels[J]. ISIJ International, 2011, 51(10): 1733−1739.
[26] Ioannidou C, Arechabaleta Z, Navarro-López A, *et al*. Interaction of precipitation with austenite-to-ferrite phase transformation in vanadium micro-alloyed steels[J]. Acta Materialia, 2019, 181: 10−24.
[27] Xiao Jiguang, Chen Huijing, Liu Keming, *et al*. Effect of vanadium on microstructure and high temperature oxidation resistance of medium chromium white cast iron[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(12): 97−102.
(肖寄光, 程慧静, 刘克明, 等. 钒对中铬白口铸铁组织和抗高温氧化性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(12): 97−102.)
[28] Su Yinglong, Zhang Xuekun. Toughness improvement of high-chromium anti-wear cast iron[J]. Modern Cast Iron, 2000, (4): 56−59.
(苏应龙, 张学昆. 高铬抗磨铸铁韧性的提高[J]. 现代铸铁, 2000, (4): 56−59.)

编辑 邓淑惠