

文章编号:1000-582X(2011)11-044-06

硅对热处理态 M2 高速钢中共晶碳化物的影响

王维青¹, 潘复生^{1,2}, 吴立志³, 汤爱涛¹, 刘婷婷¹

(1. 重庆大学材料科学与工程学院 重庆 400030; 2. 重庆市科学技术研究院 重庆 401123;

3. 河冶科技股份有限公司 河北 石家庄 050031)

摘要:通过电渣重熔制备不同硅含量的 M2 高速钢铸锭(硅质量分数分别为 0.3%, 0.8%, 1.6% 和 2.4%), 采用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、能谱分析(EDS)和 X 射线衍射(XRD)的方法研究了硅对热处理态 M2 高速钢中共晶碳化物的影响。研究表明, 退火态高速钢铸锭中共晶碳化物呈连续或半连续网状分布于枝晶间, 随着硅含量的增加, 共晶碳化物从片层状 M_2C 变为鱼骨状 M_6C 。在 1 165 °C 保温 2.5 h 的热处理过程中, 片层状 M_2C 碳化物分解为 MC 和 M_6C 碳化物, 在后续变形中破碎为细小的碳化物颗粒。0.8% Si 的加入减小了 M2 高速钢中碳化物的尺寸, 而高硅含量高速钢中由于鱼骨状 M_6C 碳化物在热处理过程中并没有发生转变, 经后续变形后仍有尺寸较大对性能不利的块状碳化物。

关键词: M2 高速钢; 共晶碳化物; 分解; 硅

中图分类号: TG142.1⁺¹

文献标志码: A

Effect of silicon on the eutectic carbides in as-heated M2 high speed steel

WANG Wei-qing¹, PAN Fu-sheng^{1,2}, WU Li-zhi³, TANG Ai-tao¹, LIU Ting-ting¹

(1. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400030, P. R. China;

2. Chongqing Academy of Science and Technology, Chongqing 401123, P. R. China;

3. Heye Science and Technology Co., Ltd., Shijiazhuang, Hebei 050031, P. R. China)

Abstract: The effect of silicon on the eutectic carbides in as-heated M2 high speed steels is investigated by using optical microscope, scanning electron microscope, energy dispersive spectrometer and X-ray diffraction analysis. The high speed steel ingots with different silicon additions are produced by electroslag remelting process (the mass content of silicon is 0.3%, 0.8%, 1.6% and 2.4%, respectively). The ingots are annealed at 780 °C for 10 h and heated at 1 165 °C for 2.5 h. The results show that the eutectic carbides distributed in the dendrites with continuous or semi-continuous net-shape in the as-annealed ingots. The eutectic carbides change from lamellar-like M_2C to herringbone-like M_6C with the increase of silicon content. After 2.5 h heating at 1 165 °C, the lamellar-like M_2C decomposes into granular M_6C and MC, and the size of granules in M2 high speed steel ingot with 0.8% Si addition is smaller than that in the 0.3% Si. Whereas herringbone-like M_6C is unchanged during heating treatment, and coarse primary blocky carbides which are harmful for properties still exists after the deformation.

Key words: M2 high speed steel; eutectic carbides; decomposition; silicon

收稿日期: 2011-07-14

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50725413); 科技部国际合作项目(2008DFR50040); 重庆市自然科学基金资助项目(2010CSTC-BJLKR)

作者简介: 王维青(1980-), 女, 重庆大学博士研究生, 主要从事高速钢的研究。

潘复生(联系人), 男, 重庆大学教授, 博士生导师, (Tel) 023-65112635; (E-mail) fspan@cqu.edu.cn。

高速钢是一种重要的工具材料,主要用于制造机床切削工具,另外还可用于制造冷热作模具、轧辊、高温轴承和一些特殊机械零件等^[1]。在装备工业快速发展的今天,高速钢工具的作用已再次引起世界各国的关注。高速钢作为前沿先进材料之一也再次列入中国“十二五”科技发展规划中。

高速钢中含有大量碳化物形成元素,故碳化物是高速钢中的一个重要组成相。高速钢中碳化物的类型、形貌、数量和分布等是决定高速钢性能的重要因素,尤其是共晶碳化物,而合金元素以及热处理对碳化物有较为明显的影响。许多学者对此开展了不少研究,特别是期望通过添加钛、铌、稀土等合金元素对共晶碳化物进行变质处理^[2-7],但所添加的合金元素价格相对较贵或资源短缺。硅是一种廉价且丰富的元素,过去它主要是作为脱氧剂引入钢中,被视为一种杂质元素而含量受到限制。后来,一些学者对硅在高速钢中的作用进行研究,发现硅具有促进钼系或钨-钼系高速钢中亚稳碳化物 M_2C 的分解转变,增加含钼钢的二次硬度,改善回火性能等优点^[8-10],使得在一些钢尤其是低合金钢中有意加入一定量的硅来代替贵金属元素。但硅对应用较为广泛的 M2 高速钢热处理态中共晶碳化物影响的系统研究相对较少。笔者通过光学显微镜、扫描电镜、能谱分析和 X 射线衍射方法研究了硅对热处理态 M2 高速钢中共晶碳化物的影响。

1 实验材料及方法

实验材料通过“中频感应炉+电渣重熔”工艺制备,高速钢电渣锭的尺寸为 $\phi 170$ mm。4 种钢中硅含量分别为:0.3%,0.8%,1.6%和 2.4%(质量分数)。4 种不同硅含量高速钢的化学成分如表 1 所示。4 种硅含量的高速钢电渣锭经 780 °C 保温 10 h 退火,再经 1 165 °C 保温 2.5 h 后在适当的温度进行开坯锻造,再经轧制制成 $\phi 18$ mm 的棒材。棒材经 880 °C 保温 5.5 h 后 760~800 °C 保温 11 h 的退火处理。试样经磨制抛光并采用碱性过饱和 $KMnO_4$ 溶液腐蚀后在 ZEISS2000MAT 显微镜下进行组织观察。经深腐蚀后的试样在 TESCAN VEGAII LM 扫描电子显微镜下进行组织观察,并利用附带的电子能谱散射仪对碳化物成分进行测定。采用 Rigaku D/MAX-2500PC 型 X 射线衍射分析仪对碳化物类型进行分析。

表 1 实验用高速钢的化学成分(质量分数) %

钢种	C	W	Mo	Cr	V	Si	Mn	Fe
M2(-0.3Si)	0.92	6.17	4.79	4.00	1.85	0.28	0.92	余量
M2-0.8Si	0.91	6.12	4.74	4.09	1.84	0.83	0.91	余量
M2-1.6Si	0.90	6.04	4.79	4.00	1.85	1.62	0.90	余量
M2-2.4Si	0.92	6.03	4.75	4.03	1.84	2.42	0.92	余量

2 实验结果

2.1 硅对不同硅含量退火态 M2 高速钢中共晶碳化物的影响

图 1 为不同硅含量的退火态 M2 高速钢显微组织金相照片。从照片中可以看出,常规退火对高速钢初生碳化物影响较小。高速钢中共晶碳化物呈连续或半连续的网状分布于枝晶间。随着硅含量的增加,枝晶芯部共析组织越来越发达。显微组织中总的碳化物数量随着硅含量的增加而明显增加。M2(-0.3Si)高速钢中主要的共晶碳化物为片层状,在片层多的地方组成了“扇”形、“羽毛”形等。M2-0.8Si 高速钢中共晶碳化物形貌没有发生大的变化,主要仍为片层状碳化物。而 M2-1.6Si 高速钢中共晶碳化物的形态发生了较大的变化,类似于钨系高速钢的组织,枝晶间的共晶碳化物变为“鱼骨”状。当硅含量添加至 2.4%,即 M2-2.4Si 高速钢中共晶碳化物仍为“鱼骨”状,但“鱼骨”状形态更加明显。

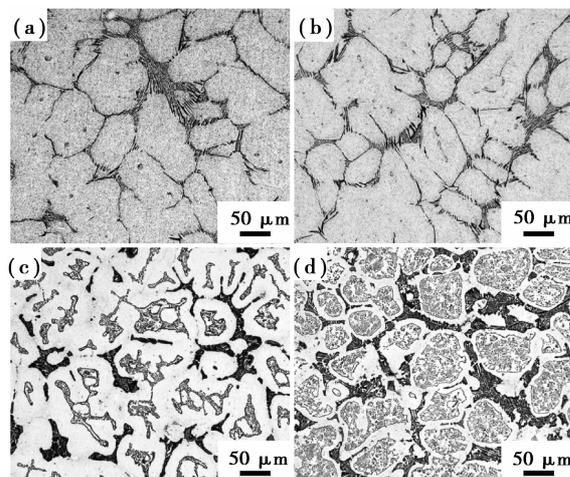


图 1 不同硅含量的退火态高速钢显微组织金相照片

(a) M2(-0.3Si); (b) M2-0.8Si; (c) M2-1.6Si;

(d) M2-2.4Si

图 2 为不同硅含量的退火态高速钢中共晶碳化物的扫描电镜照片,可以清晰地反映出共晶碳化物的形貌。M2(-0.3Si)和 M2-0.8Si 高速钢中片层碳化物大小厚度不等,片与片之间基本是独立的,平均片层厚为 $0.5 \sim 1 \mu\text{m}$,碳化物片层的长为 $50 \sim 100 \mu\text{m}$,宽为 $20 \sim 50 \mu\text{m}$,片层间距窄处为 $1.5 \sim 2 \mu\text{m}$,宽处约为 $4 \mu\text{m}$ 。经能谱分析,片层状共晶碳化物主要富钼和钨,一定量的钒、铬和铁,但铁的量较低。M2-1.6Si 和 M2-2.4Si 高速钢中的共晶碳化物为“鱼骨”状,大小也不等,宽为 $20 \sim 40 \mu\text{m}$,长为 $50 \sim 100 \mu\text{m}$ 。“鱼骨”状碳化物中间有中脊,有的两根中脊相交,中脊两边是片层状的碳化物枝条,在枝条的另一端即“鱼骨”状的边界处,碳化物较厚形成“外墙”。规则的“鱼骨”中每个片厚 $0.3 \sim 0.5 \mu\text{m}$,片间距 $0.5 \mu\text{m}$ 左右,片与中脊成 50° 或 82° 左右,大部分鱼骨的两中脊呈 90° 左右,由于截面的关系,还呈现出其他角度。在中脊与片连接处有局部缩颈现象。经能谱分析,“鱼骨”状碳化物富含钼、钨和铁,还有一定的铬、钒和硅,且随着钢中硅含量的增加共晶碳化物中的硅增加。另外显微组织中的块状碳化物经能谱分析为富含钒,钒质量分数达 40% 左右,还有一定的钼、钨和铬,以及少量的铁。

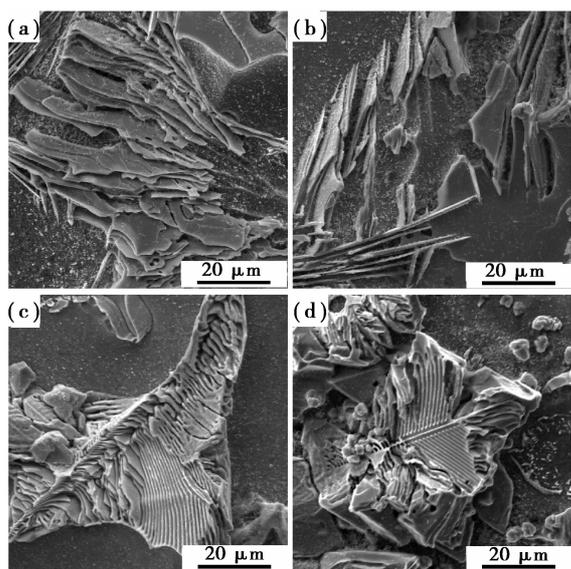


图 2 不同硅含量的退火态高速钢共晶碳化物的组织(SEM)
(a)M2(-0.3Si);(b)M2-0.8Si;(c)M2-1.6Si;
(d)M2-2.4Si

从 XRD 的分析结果(图 3)可以看出,退火态 M2(-0.3Si)和 M2-0.8Si 高速钢中的主要碳化物为 M_2C 碳化物,另有少量 MC 和 M_6C 碳化物。在 M2-1.6Si 和 M2-2.4Si 中碳化物类型发生了明显变化,

没有 M_2C 型碳化物存在,主要是 M_6C 型碳化物以及部分 MC 碳化物。这说明硅的添加会改变共晶碳化物的类型,随着硅含量的增加共晶碳化物从 M_2C 型变为 M_6C 型。另外在 4 种高速钢铸锭中出现了 M_{23}C_6 碳化物,这是因为 780°C 保温 10 h 退火造成的。随着硅含量的增加, M_{23}C_6 碳化物的数量减少。结合扫描电镜能谱分析等,片层状共晶碳化物为 M_2C 型,“鱼骨”状共晶碳化物为 M_6C 型,另外块状或颗粒状碳化物为 MC 型碳化物, M_{23}C_6 型碳化物应为基体上分布的细小碳化物。

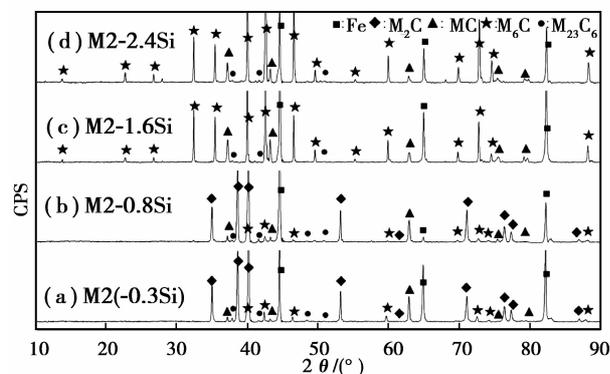


图 3 不同硅含量的退火态 M2 高速钢中的碳化物相 XRD 图谱

2.2 硅对不同硅含量热处理态 M2 高速钢中共晶碳化物的影响

图 4 为不同含硅量的热处理态 M2 高速钢经 1165°C 保温 2.5 h 后的显微组织的照片。可以看出,热处理后的 M2(-0.3Si)和 M2-0.8Si 高速钢中,共晶碳化物从退火态的片层状变为断断续续的小的

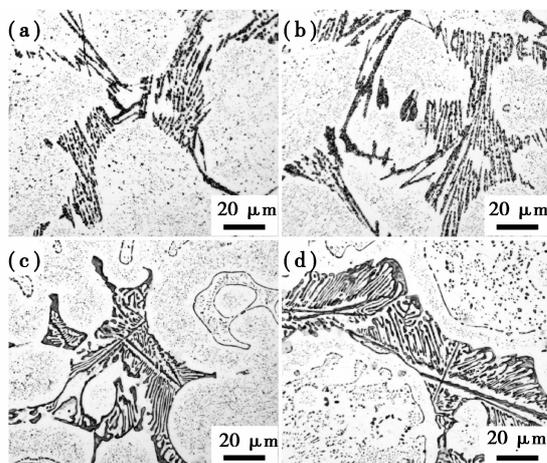


图 4 不同硅含量的高速钢 1165°C 保温 2.5 h 时共晶碳化物的金相照片

(a)M2(-0.3Si);(b)M2-0.8Si;(c)M2-1.6Si;
(d)M2-2.4Si

颗粒状, 原先片层平直的边界变得凹凸不平, 这些小的碳化物颗粒基本上还是出现在原先片层状的位置上。对于热处理后的 M2-1.6Si 和 M2-2.4Si 高速钢中共晶碳化物则基本上保持“鱼骨”状不变。这说明片层状共晶碳化物在该热处理条件下已经发生了转变, 但“鱼骨”状共晶碳化物基本不受该热处理的影响, 这势必对高速钢后续加工过程中碳化物的尺寸和分布等产生影响。

为了更加清楚地观察热处理后的不同硅含量高速钢中共晶碳化物的变化, 将深腐蚀后的试样在扫描电镜下进行观察。

图 5 是经 1 165 °C 保温 2.5 h 后不同硅含量的高速钢中共晶碳化物的扫描电镜照片。从扫描电镜照片中, 可以清楚地看到 M2(-0.3Si) 和 M2-0.8Si 高速钢中片层状共晶碳化物发生转变后的形貌, 转变后的碳化物为颗粒状和“花生”状。M2(-0.3Si) 高速钢经过热处理后的显微组织中, 颗粒的平均尺寸 0.8 μm 左右, “花生”状的径向尺寸 0.6 μm 左右, 一些“花生”状碳化物连接在一起。在 M2-0.8Si 高速钢中, 颗粒状碳化物的平均尺寸 0.6 μm 左右, “花生”状碳化物径向尺寸 0.7 μm 左右, 但长度方向上较 M2(-0.3Si) 高速钢中的要短。而对于 M2-1.6Si 和 M2-2.4Si 高速钢中“鱼骨”状共晶碳化物的形态基本保持“鱼骨”状, 但大部分“鱼骨”状枝条发生了局部溶解, 枝条变得不规则, “外墙”变厚。

同硅含量的高速钢在 1 165 °C 保温 2.5 h 热处理后, 钢中的碳化物都仅是 MC 和 M₆C 两种类型。对比图 3 的 XRD 图谱可看出, 退火态 M2(-0.3Si) 和 M2-0.8Si 高速钢中 M₂C 碳化物经过热处理后不存在, 只存在 MC 和 M₆C, 说明 M₂C 碳化物在该热处理过程中已经完全发生转变。而 M2-1.6Si 和 M2-2.4Si 高速钢热处理后的碳化物类型没有发生变化, 说明“鱼骨”状碳化物在热处理过程中不发生变化。这些与组织观察中看到的的结果是一致的。

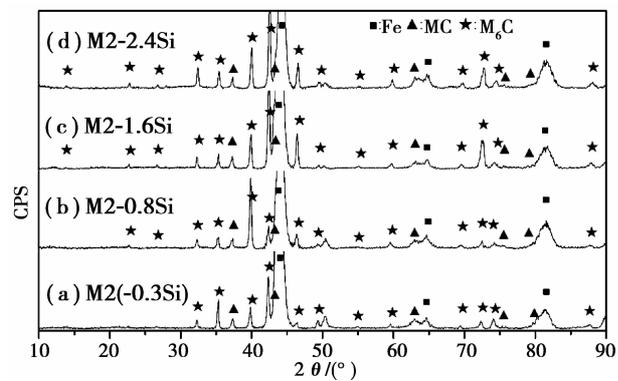


图 6 不同硅含量 M2 高速钢 1 165 °C 保温 2.5 h 时碳化物相 XRD 图谱

图 7 为 4 种不同硅含量的高速钢经过锻打轧制后得到的棒材的显微组织扫描电镜照片。从图中可以看出, M2(-0.3Si) 和 M2-0.8Si 高速钢中的共晶碳化物得到了较好地破碎, 而含硅量高的 M2-1.6Si 和 M2-2.4Si 高速钢中共晶碳化物破碎不彻底, 还有对

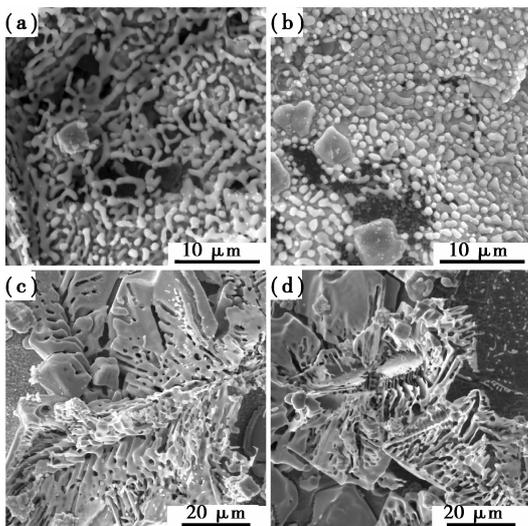


图 5 不同硅含量的高速钢 1 165 °C 保温 2.5 h 时共晶碳化物的组织 (SEM)

(a) M2(-0.3Si); (b) M2-0.8Si; (c) M2-1.6Si;
(d) M2-2.4Si

图 6 是经 1 165 °C 保温 2.5 h 后不同硅含量的高速钢中碳化物相的 XRD 图谱。可以看出, 4 种不

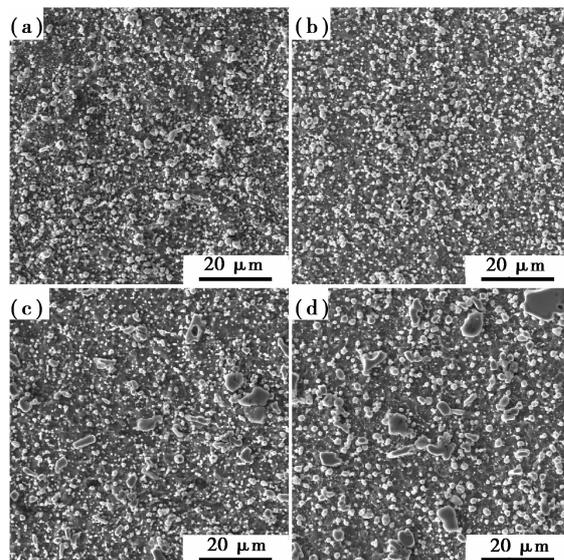


图 7 不同硅含量的 M2 高速钢退火态棒材的显微组织 (SEM)

(a) M2(-0.3Si); (b) M2-0.8Si; (c) M2-1.6Si;
(d) M2-2.4Si

性能不利的大块状碳化物存在,它们是未破碎完全的“鱼骨”状碳化物。经统计, M2(-0.3Si)和 M2-0.8Si 高速钢棒材中较大的颗粒平均尺寸分别为 $1.5\ \mu\text{m}$ 和 $1.3\ \mu\text{m}$ 左右, M2-1.6Si 和 M2-2.4Si 中较大的块状碳化物的平均尺寸分别为 $2.6\ \mu\text{m}$ 和 $3.5\ \mu\text{m}$, 最大的分别可达 $6\ \mu\text{m}$ 和 $10\ \mu\text{m}$ 。这些热处理过程中未发生变化的粗大“鱼骨”状碳化物导致初生化合物破碎难度加大,对经后续加工后的棒材组织有严重的危害。

3 分析讨论

由于 M2 高速钢中合金元素含量较高,在凝固过程中形成大量的初生碳化物。粗大的共晶碳化物沿枝晶界分布,呈连续或断续的网状。共晶碳化物主要是片层状的 M_2C 碳化物,其层片状特征主要与其密排六方晶体结构有关^[11]。硅是一种非碳化物形成元素,它对 M2 高速钢中共晶碳化物的类型和形貌有着明显影响,这一影响与硅对高速钢合金元素的配分系数和活度系数有关。在 M_2C 和 MC 碳化物中均不含硅,硅可以溶入 M_6C 碳化物中,使得 M_6C 碳化物在热力学上比 M_2C 碳化物更加稳定,因此添加硅使得 M_2C 碳化物减少, M_6C 碳化物增多。780 °C 保温 10 h 的退火对高速钢中共晶碳化物的类型影响不大,产生共晶碳化物类型的变化主要是由于硅的添加引起的。随着硅含量的增加退火态高速钢中共晶碳化物类型从 M_2C 变为 M_6C ,这一趋势和其他人的研究是一致的。但是对于发生这一转变的硅的临界值还存在一些差异,文献[12]中给出 M2 高速钢中的这一临界值质量分数为 2%。葛辽海等人^[13]的研究表明添加质量分数为 1% 的硅可以使 M2 高速钢中的 M_2C 大部分转变为“骨骼”状的 M_6C ,其形貌为由碳化物墙所包围的没有中脊线的分枝和弯曲的碳化物条。但作者之前的研究结果^[14]表明含有质量分数 1% 硅的 M2 高速钢中共晶碳化物的类型没有发生转变,仍为片层状 M_2C 。这些结果差异的存在可能是高速钢的熔炼条件不同,因为冷却条件对共晶碳化物也有较大的影响^[15],总的来说,硅添加量的临界值应为 0.8%~1.6%。

有研究表明,片层状 M_2C 碳化物是一种亚稳相,在高温时可分解为 M_6C 和 MC 碳化物^[16-20]。可以利用这一相变来实现碳化物的细化,更有利于后续加工中碳化物的细化及分布。实验中的 M2(-0.3Si)和 M2-0.8Si 高速钢在经 1 165 °C 保温 2.5 h 的过程中,片层状 M_2C 共晶碳化物发生了相的转变,分解为尺寸较小的 MC 和 M_6C 碳化物。而

由于 M_6C 碳化物热力学上的稳定性, M2-1.6Si 和 M2-2.4Si 高速钢中的“鱼骨”状共晶碳化物在热处理过程中不发生转变。在热处理条件下这两种碳化物的差异导致了后续加工过程中碳化物的尺寸和分布也有所差异,对于硅含量较低的 M2(-0.3Si)和 M2-0.8Si 高速钢中碳化物是以“相变细化”和“机械碎化”的形式完成破碎的,而 M2-1.6Si 和 M2-2.4Si 高速钢仅仅发生“机械碎化”,不难看出前两种钢中碳化物破碎的程度明显要好得多,在退火态棒材中大尺寸碳化物要少得多。而 M2-0.8Si 高速钢棒材中的碳化物尺寸比 M2(-0.3Si)高速钢中的要小些,这与硅促进 M_2C 碳化物的分解有关,详细的机理还有待进一步研究。

4 结论

1) 退火态高速钢中共晶碳化物的类型随着硅含量的增加而发生变化。当硅含量为 0.8% 时,共晶碳化物主要为片层状的 M_2C 碳化物;当硅含量大于 1.6% 时,共晶碳化物从片层状 M_2C 变为“鱼骨”状 M_6C 。

2) 经 1 165 °C 保温 2.5 h 处理后,热处理态 M2(-0.3Si)和 M2-0.8Si 高速钢中片层状 M_2C 碳化物转变为细小的 MC 碳化物和 M_6C 碳化物,添加 0.8% Si 可以细化转变后的碳化物。而 M2-1.6Si 和 M2-2.4Si 高速钢中粗大的“鱼骨”状碳化物在热处理过程中并没有发生转变。

3) 由于片层状 M_2C 碳化物的“相变细化”使得高速钢在锻打及轧制加工后棒材中碳化物颗粒尺寸较小,而没发生转变的“鱼骨”状碳化物仅发生“机械碎化”,在后续加工中由于破碎不完全仍保留有对性能不利的大块状碳化物。添加适量的硅可以改善高速钢在锻打及轧制加工后棒材中碳化物尺寸和分布。

参考文献:

- [1] 干勇, 田志凌, 董翰, 等. 中国材料工程大典: 钢铁材料工程(下) [M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.
- [2] CHAUS A S. Effect of silicon and germanium on the structure and properties of cast high-speed steel [J]. *Metal Science and Heat Treatment*, 2009, 51(1-2): 33-39.
- [3] LESZEK A, DOBRZAŃSKI A Z. The structure and properties of W-Mo-V high-speed steels with increased contents of Si and Nb after heat treatment [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1998, 77(1-3): 180-193.

- [4] 符寒光,邢建东. 变质处理 M2 铸造高速钢的组织 and 性能[J]. 航空材料学报,2003,23(1):7-10.
FU HAN-GUANG, XING JIAN-DONG. Structures and properties of modified M2 cast high speed steel [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2003, 23(1):7-10.
- [5] HETZNER D W. Refining carbide size distributions in M1 high speed steel by processing and alloying [J]. Materials Characterization, 2001, 46(2-3):175-182.
- [6] 蒋志强,冯锡兰,符寒光. 稀土对高碳高速钢组织和性能的影响[J]. 航空材料学报,2007,27(1):6-10.
JIANG ZHI-QIANG, FENG XI-LAN, FU HAN-GUANG. Influence of rare earth on structure and properties of high carbon high speed steel [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2007, 27(1):6-10.
- [7] CHAUS A S. Modifying cast tungsten-niobium high-speed steels with Niobium, Zirconium, and Titanium [J]. Metal Science and Heat Treatment, 2005, 47(1):53-61.
- [8] PAN F S, DING P D, ZHOU S Z, et al. Effects of silicon additions on the mechanical properties and microstructure of high speed steels [J]. Acta Materialia, 1997, 45(11):4703-4712.
- [9] 潘复生,周守则,丁培道,等. 硅对高速钢力学性能的影响[J]. 钢铁,1990,25(5):38-42.
PAN FU-SHENG, ZHOU SHOU-ZE, DING PEI-DAO, et al. Effects of silicon on mechanical properties of high speed steels [J]. Iron and Steel, 1990, 25(5):38-42.
- [10] PAN F S, EDMONDS D V, DING P D, et al. Metastable austenite transformation in low alloy high speed steels containing silicon [J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1992, 27(9):1145-1150.
- [11] 石功奇. 高速钢铸态组织结构及生长机制 [D]. 重庆:重庆大学,1987:78.
- [12] PAN F S, HIROHASHI M, LU Y, et al. Carbides in high-speed steels containing silicon [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2004, 35A(9):2757-2766.
- [13] 葛辽海,李彦军. M2 高速钢中铸态共晶碳化物的电镜研究 [J]. 电子显微学报,1996,15(6):560-560.
GE LIAO-HAI, LI YAN-JUN. Scanning electron microscopy on eutectic carbides in as-cast M2 high speed steel [J]. Journal of Chinese Electron Microscopy Society,1996,15(6):560-560.
- [14] 王维青,潘复生,汤爱涛,等. Si 影响 M2 高速钢中共晶碳化物的精细研究 [J]. 材料导报,2011,25(1):89-91,103.
WANG WEI-QING, PAN FU-SHENG, TANG AI-TAO, et al. Investigation on effect of Silicon addition on the eutectic carbides of the as-cast M2 high speed steel [J]. Materials Review, 2011, 25(1):89-91,103.
- [15] 周雪峰,方峰,蒋建清. 冷却速度对高速钢 M_2C 共晶碳化物的影响 [J]. 铸造,2008,57(7):658-660.
ZHOU XUE-FENG, FANG FENG, JIANG JIAN-QING. Effect of cooling rates on M_2C eutectic carbides in high speed steel [J]. Foundry,2008,57(7):658-660
- [16] FREDRIKSSON H, HILLERT M, NICA M. Decomposition of the M_2C carbide in high-speed steel [J]. Scandinavian Journal of Metallurgy, 1979, 8(3):115-122.
- [17] GHOMASHCHI M R. Quantitative microstructural analysis of M2 grade high speed steel during high temperature treatment [J]. Acta Materialia, 1998, 46(14):5207-5220.
- [18] BOCCALINI M, GOLDENSTEIN H. Solidification of high speed steels [J]. International Materials Reviews, 2001, 46(2):92-115.
- [19] HWANG K C, LEE S, LEE H C. Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls: Part I: microstructural analysis [J]. Materials Science and Engineering, 1998, 254A(1-2):282-295.
- [20] LEE E S, PARK W J, JUNG J Y, et al. Solidification microstructure and M_2C carbide decomposition in a spray-formed high-speed steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1998, 29A(5):1395-1404.

(编辑 王维朗)