

Nb 对喷射成形 M3 型高速钢组织和性能的影响 *

于一鹏¹⁾ 黄进峰¹⁾ 崔 华²⁾ 蔡元华¹⁾ 张济山¹⁾

¹⁾ 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083
²⁾ 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

摘要 为了利用 NbC 的高硬度和高热稳定性, 并避免其在凝固过程中的过分长大, 采用喷射成形快速凝固技术制备了 M3 型高速钢和以 Nb 代 V 的 M3 型高速钢. 利用 SEM, EDX 和 XRD 等方法研究了 Nb 对喷射成形 M3 型高速钢沉积态组织的影响; 利用 SRV 高温摩擦磨损试验机 and 三维白光干涉表面形貌仪研究了 Nb 对喷射成形 M3 型高速钢摩擦磨损性能的影响. 结果表明, 用等原子分数的 Nb 替代 V, 可大幅增加沉积态中一次 MC 型碳化物, 减少一次 M₂C 型碳化物, 同时由于喷射成形高冷速的作用, 使得 MC 碳化物尺寸减小, 分布更弥散; 这些 MC 型碳化物的存在是 M3 型高速钢的抗磨粒磨损性能提高的主要原因, 但其对抗氧化性能并无贡献, 在高载荷时抗氧化剥落磨损能力增加不明显; Nb 对提高 M3 高速钢回火稳定性也有明显的作用.

关键词 喷射成形, 高速钢, 显微组织, Nb, 磨损抗性

中图分类号 TG142.1 文献标识码 A 文章编号 0412-1961(2012)08-0935-06

EFFECT OF Nb ON THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF SPRAY FORMED M3 HIGH SPEED STEEL

YU Yipeng¹⁾, HUANG Jinfeng¹⁾, CUI Hua²⁾, CAI Yuanhua¹⁾, ZHANG Jishan¹⁾

¹⁾ State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

²⁾ School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

Correspondent: ZHANG Jishan, professor, Tel: (010)62334717, E-mail: zhangjs@skl.ustb.edu.cn

Supported by National Basic Research Program of China (No.2011CB606303)

Manuscript received 2011-10-17, in revised form 2012-06-11

ABSTRACT Spray forming with a short process chains has been proven to be a powerful tool for the production of high-alloyed materials. Niobium, as a strong former for the carbide, will mainly form primary MC carbides, such as NbC, which can be formed via the reaction between Nb and C atoms at the beginning of solidification, and it can act as the inoculants and refine the cast structure of steel which can mainly form primary MC carbides. M3 high speed steel with or without Nb addition were prepared via spray forming. The effect of Nb on the microstructure of spray formed M3 high speed steel was investigated by SEM, EDX and XRD methods; the friction performances of these two steels were studied by SRV high temperature tribometer and 3D white-light interfering profilometer. The results show that the amount of primary MC carbides can increase sharply while the reduction of the amount of primary M₂C due to the substitution of 2% Nb for 1% V (mass fraction) in M3 high speed steel. For the high cooling rate during the spray forming, the primary MC carbides can be refined and dispersed. Large number of primary MC carbides can improve the abrasive wear resistance of M3 high speed steel, but cannot enhance its oxidation resistance; M3 high speed steels containing Nb possess high tempering resistance.

KEY WORDS spray forming, high speed steel, microstructure, Nb, wear resistance

* 国家重点基础研究发展计划资助项目 2011CB606303

收到初稿日期: 2011-10-17, 收到修改稿日期: 2012-06-11

作者简介: 于一鹏, 男, 1982 年生, 博士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2011.00650

高速钢中存在的 C 及大量碳化物形成元素在固溶强化基体的同时形成大量弥散分布的碳化物, 可进一步强化基体并提高合金钢的硬度和耐磨性, 其中尤以 V 对耐磨性和二次硬化能力的贡献最大. 而与 V 同族的 Nb 与 C 的结合力更强, 所形成的 NbC 较 VC 具有更高硬度和热

稳定性,能更有效地细化组织、提高高速钢的硬度和热稳定性^[1-5]。而通常 Nb 微合金化主要用以提高低合金钢的强度或韧性^[6-13],提高 Nb 含量会导致粗大 NbC 形成并大大降低合金的塑韧性^[14]。在高合金钢中, Nb 的应用较少且常采用粉末冶金工艺实现^[15-17],制造成本较高。

喷射成形特有的工艺优势(如高冷速、抑制宏观偏析、细化组织、提高固溶度等)在高合金钢制备方面具有很大的应用潜力,能够极大地提高材料的强韧性^[18-25]。因此,基于喷射成形技术来开发 Nb 含量较高的高速钢成为可能。由于 Nb 不参与二次硬化,因此合金必须保证一定的 V 含量。考虑到 Nb 的原子量约为 V 的 2 倍,前期研究^[26]曾在 M3 钢中以 1%Nb(质量分数,下同)替代 0.5%V,发现组织中 MC 碳化物组织并未异常长大,且提高了材料的组织热稳定性,提高 Nb 含量,可望能进一步提高材料硬度和耐磨性。因此,本研究拟用 2%Nb 代替 M3 型高速钢中 1%V,在不降低二次硬化性能的基础上,提高材料的热稳定性、硬度及耐磨性。同时利用喷射成形工艺来抑制 MC 碳化物的长大,优化合金组织。

1 实验方法

实验原材料为 M2 型高速钢,用珍珠岩除渣剂覆盖合金母料,在大气环境下用中频炉感应加热重熔,加入适量 C, W, Mo, Cr, V-Fe 合金和 Nb-Fe 合金,保温适当时间后,经 3 次拔渣,浇注到中间包,浇注温度约为 1550 °C,中间包过热约 100 °C。钢液由 N₂ 雾化,采用主副二级环孔式雾化喷嘴,气液质量比约为 0.6 : 1,沉积距离为 450 mm。过冷液滴沉积在旋转的氧化铝陶瓷基板,最终形成直径约 110 mm,高约 150 mm 的沉积坯试样,不含 Nb 的 M3 高速钢和含 Nb 的 MN 高速钢的化学成分如表 1 所示。

在 M3 和 MN 沉积坯上分别切取尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的试样用于金相观察和热处理,切取直径为 40 mm 的试样用于热加工。将热加工试样锻造成直径 20 mm 左右的棒坯,始锻温度不低于 1050 °C,终锻温度不低于 950 °C。将样品密封在充有 Ar 的真空石英管中进行热处理,以防止热处理过程中高速钢的氧化脱碳。

将试样经抛光后,用 5% 硝酸酒精溶液侵蚀,利用

ZEISS SUPRA 55 场发射扫描电子显微镜 (FE-SEM) 和 PHILIPSPD-10 型 X 射线衍射仪 (XRD, Cu K α) 分别观察组织形貌和分析相组成。在锻造态棒坯上制取尺寸为 5 mm×10 mm×55 mm 的无缺口试样进行冲击韧性测试,制取尺寸为 5 mm×5 mm×50 mm 的试样进行弯曲强度测试,制取直径 5 mm,高 10mm 的圆柱状试样进行压缩强度测试,以上力学性能测试用试样均经过如下热处理: 860 °C, 120 min, F.C.+1180 °C, 8 min, W.Q.+560 °C, 60 min, A.C.(3 cyc)。将锻造态试样进行热处理后,通过测试室温硬度来表征其红硬性,热处理制度为: 860 °C, 120 min, F.C.+1180 °C, 8 min, W.Q.+560 °C, 60 min, A.C.(3 cyc)+600 °C, 240 min, A.C..将锻造态试样热处理,再机械抛光后,进行摩擦磨损实验,热处理制度为: 860 °C, 120 min, F.C.+1180 °C, 8 min, W.Q.+540(560) °C, 60 min, A.C.(3 cyc)(其中, M3 和 MN 高速钢的回火温度分别为 540 和 560 °C)。摩擦磨损实验为点接触摩擦,摩擦副为 SiN 球,采用往复式摩擦,行程 1 mm,频率 50 Hz,载荷分别为 100, 200, 300 和 400 N。用三维白光干涉表面形貌仪测算磨损体积,并对磨损表面的形貌和成分进行分析。

2 实验结果与讨论

2.1 Nb 对沉积坯组织的影响

图 1 示出了 M3 和 MN 高速钢的沉积坯组织的 SEM 像。可见, M3 和 MN 高速钢的基体组织均为马氏体,不同的是, M3 中含有大量残余奥氏体; M3 和 MN 高速钢的晶粒大小差别不大 (30 μ m 左右),均为等轴组织; M3 型高速钢沉积坯含有共晶的块状 MC 型碳化物(如图 1a 中箭头 A 所示)和片层状 M₂C 型碳化物(如图 1a 中箭头 B 所示);含 2%Nb 的 MN 高速钢沉积坯中的 MC 碳化物(图 1b 中箭头 C 所示)含量明显多于 M3 高速钢沉积坯,也比用 1%Nb 替代 M3 高速钢中 0.5%V 时获得试样中的 MC 碳化物数量多^[26],且由于 Nb 含量增加,使 MC 碳化物的析出温度升高,因而 MC 碳化物尺寸有所增加,而 M₂C(图 1b 中箭头 D 所示)含量则相对于 M3 大幅减少; M3 高速钢中的 MC 碳化物主要是在晶界析出,形状受晶粒生长限制为不规则块状(如图 1a 中箭头 A 所示),而 MN 高速钢中的 MC 碳化物则分布在基体中,为近球形,尺寸范围在 1—5 μ m(图 1b 中箭头

表 1 M3 和 MN 高速钢的化学成分
Table 1 Compositions of M3 and MN high speed steels

| Steel | (mass fraction, %) | | | | | | | | | |
|-------|--------------------|------|------|------|------|------|------|------|--------|------|
| | C | W | Mo | Cr | V | Nb | Si | Mn | N | Fe |
| M3 | 1.35 | 6.24 | 5.09 | 4.15 | 3.07 | — | 0.29 | 0.33 | 0.0027 | Bal. |
| MN | 1.31 | 6.05 | 5.11 | 4.11 | 1.98 | 2.01 | 0.34 | 0.29 | 0.0025 | Bal. |

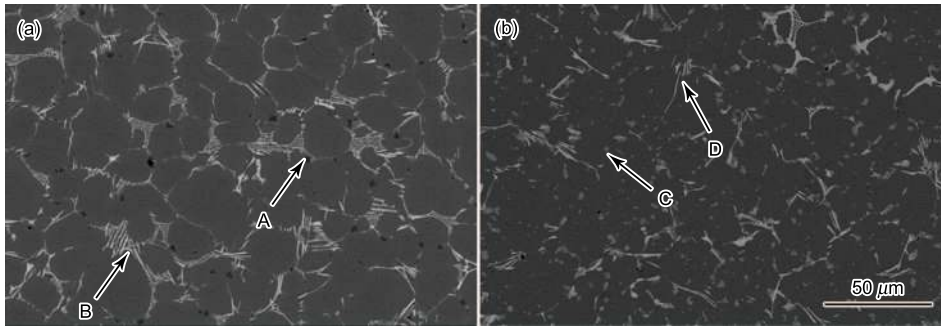


图 1 M3 和 MN 高速钢沉积坯组织的 SEM 像

Fig.1 SEM images of as-spray formed microstructures of M3 (a) and MN (b) high speed steels

C 所示).

图 1 所示结果说明, 在喷射成形 M3 型高速钢中, 用 2% Nb 替代 1% V 能大幅增加组织中一次 MC 碳化物的含量, 降低 M_2C 碳化物含量. 这是因为, Nb 较 V 具有与 C 更强的结合力, 几乎全部形成碳化物 (EDX 未检测到基体中有剩余 Nb 的存在); 同时, Nb 具有更高的析出温度, 在共晶反应之前便析出并长大, 从而降低了剩余液相中的 C 浓度, 抑制共晶反应, 而 V 析出温度稍低, 不会在共晶反应之前完全析出, 因而还会形成 M_2C 碳化物, 并有部分 V 会固溶于基体. 另外, 在 MN 高速钢中, 由于 Nb 先于共晶反应而形成碳化物析出消耗了大量的 C, 减少了 W 和 Mo 以碳化物形式析出的消耗, 而提高了它们的固溶度, 有利于耐磨性和热稳定性的提高.

图 2 给出了 M3 和 MN 高速钢沉积坯的 XRD 谱. 可见, M3 和 MN 高速钢均由马氏体 (α), 残余奥氏体 (γ), M_2C 型碳化物和 MC 型碳化物组成; M3 和 MN 高速钢中 MC 碳化物的衍射峰位置不同, 这是由于 Nb 的加入, 使 MC 型碳化物中相当数量的 V 原子被 Nb 替代, MC 晶格常数发生变化. 由于 Nb 原子尺寸大于 V 原子, 因此 MC 碳化物晶面间距被拉大, 根据 XRD 分析结果计算, MN 高速钢中 MC 型碳化物晶格常数 a 由 M3 高速钢时的 0.42004 nm 增加至 0.43292 nm.

图 3 示出了 M3^[26] 和 MN 高速钢中一次碳化物 MC 的形貌, MC 的 EDX 分析结果如表 2 所示. 结合图 3 和表 2 可知, M3 高速钢沉积坯中 MC 碳化物主要位于晶界上, 为不规则块状 (图 3a), EDX 结果表明, 形成碳化物的金属元素以 V 为主, 并含有大量的 W, Mo 和 Cr; 而对于 MN 高速钢沉积坯, 由于含有较多的 Nb, MC 析出温度提高, MC 在晶内析出, 为近球形 (图 3b), EDX 结果表明, MN 高速钢中析出的 MC 中主要金属元素为 Nb, 另有一定量的 V 和 Fe; 由于剩余液相中的 V, Mo 和 W 等含量升高, 以至于最终在晶界处共晶析出的 MC 中这些元素的含量也较高, 以 V 尤为明显.

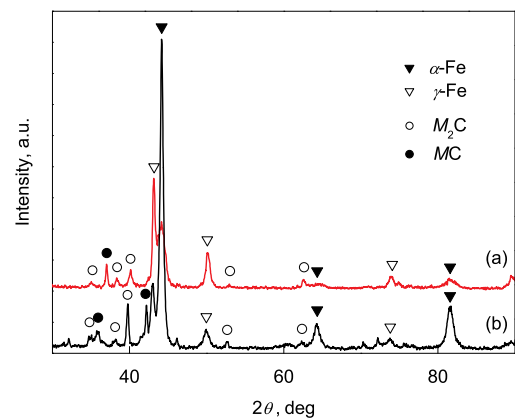


图 2 M3 和 MN 高速钢沉积坯的 XRD 谱

Fig.2 XRD patterns of as-spray formed M3 (a) and MN (b) high speed steels

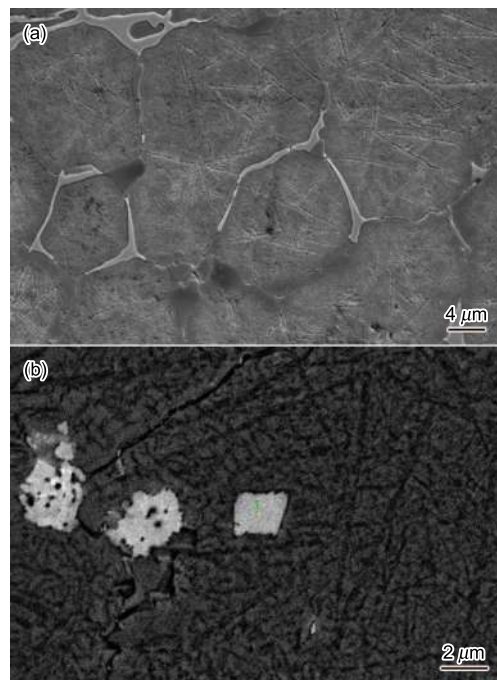


图 3 M3 和 MN 高速钢沉积坯中 MC 碳化物形貌

Fig.3 Features of MC carbides in spray formed M3^[26] (a) and MN (b) high speed steels

表 2 M3 和 MN 高速钢沉积坯中一次 MC 碳化物中金属元素的相对含量

Table 2 Compositions of primary MC carbides with respect to total metallics in spray formed M3 and MN high speed steels

| (atomic fraction,%) | | | | | | |
|-------------------------------|-------|------|------|-------|-------|-------|
| MC | Mo | W | Cr | Fe | V | Nb |
| MC in M3 | 13.40 | 9.41 | 4.66 | 5.60 | 66.93 | — |
| MC in grain internal of MN | 0.97 | 1.21 | 0.91 | 12.22 | 9.21 | 75.48 |
| MC at grain boundary of MN | 2.54 | 3.90 | 2.91 | 12.60 | 23.32 | 54.73 |

2.2 Nb 对 M3 高速钢性能的影响

表 3 示出了 M3 和 MN 高速钢的力学性能测试结果. 可见, MN 高速钢的冲击韧性、弯曲强度较 M3 高速钢有所下降, 而红硬性大幅提高, 原因是 MN 钢中含有更多的硬质 MC 颗粒. 图 4 示出了 M3 和 MN 高速钢硬度随回火温度的变化. 可见, M3 高速钢的硬度峰值对应的回火温度为 540 °C, MN 高速钢为 560 °C; MN 高速钢峰值硬度较 M3 高速钢高近 2 HRC, 回火软化温度也升高了近 50 °C, MN 高速钢 600 °C 的回火硬度依然在 67 HRC 左右. 以上结果表明, Nb 的加入可提高高合金钢的回火稳定性并延迟硬度随温度的下降^[27,28], 其原因可能是加入 Nb 对 MC 和 M₂C 碳化物含量的调节促使更多的 W 和 Mo 固溶于基体, 提高了基体的回火稳定性, 同时高硬度的富 Nb 的 MC 型碳化物提高了回火硬度.

2.3 Nb 对 M3 高速钢磨损性能的影响

图 5 为 M3 和 MN 高速钢的磨损体积与载荷关系曲线. 由图 5 可知, 在不同载荷下, M3 高速钢的磨损量比 MN 高速钢大, 随载荷增加, M3 高速钢和 MN 高速钢磨损量均大幅增加, 二者之间的相对差距减小; 载荷为 100 N 时, M3 高速钢磨损体积约为 MN 高速钢的 2 倍. 图 5 结果说明, MN 高速钢具有比 M3 高速钢更好的抗磨损性能.

表 3 喷射成形 M3 和 MN 高速钢的力学性能

Table 3 Mechanical properties of spray formed M3 and MN high speed steels

| Steel | Impact toughness | Bending strength | Compressive strength | Red hardness |
|-------|---------------------|---------------------|-------------------------|-----------------|
| | J | MPa | MPa | HRC |
| M3 | 16 | 2852 | 3702 | 62.5 |
| MN | 9 | 2673 | 4249 | 65.3 |

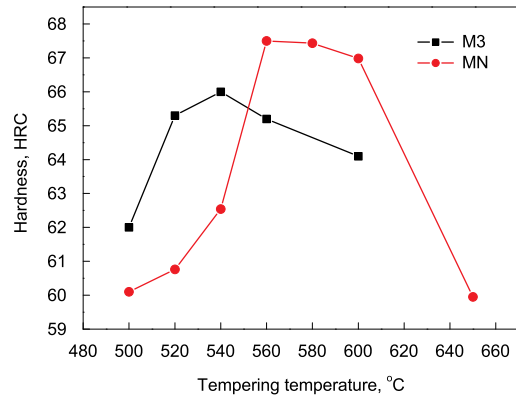


图 4 喷射成形 M3 和 MN 高速钢的硬度随回火温度的变化
Fig.4 Hardness vs tempering temperature of spray formed M3 and MN high speed steels

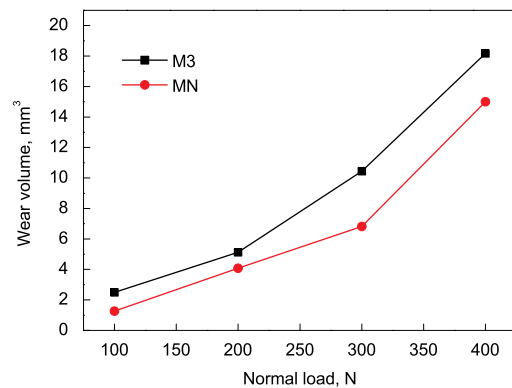


图 5 喷射成形 M3 和 MN 高速钢的磨损体积 - 载荷曲线
Fig.5 Wear volumes-loading curves of spray formed M3 and MN high speed steels

图 6 示出了载荷为 100 和 300 N 时, M3 和 MN 高速钢的表面磨痕的 SEM 像. 可见, 在低载荷时 (100 N), 磨损表面出现大量犁痕和部分氧化物 (图 6a 和 b), 此时, 磨损以磨粒磨损为主, 氧化剥落为辅; 当载荷增加到 300 N, M3 高速钢磨损表面出现了光滑平整的氧化层 (图 6c 中黑色块状), 由于较脆的氧化层易在载荷作用下发生破损、剥落, 故磨损变为氧化层剥落为主, 磨粒磨损为辅; 加入 Nb 的 MN 高速钢在 300N 载荷下, 抗氧化能力没有得到提高, 同样出现光滑平整的氧化层 (图 6d 中黑色块状), 磨损也以氧化层剥落为主, 磨粒磨损为辅.

相对不含 Nb 的 M3 钢, MN 钢耐磨性的提高主要是因为 Nb 大幅增加了基体中 MC 碳化物的含量, 这些 MC 颗粒对抗磨粒磨损性能的提高作用明显. 因此, 低载荷下磨粒磨损占主导地位时, 含 Nb 的 MN 钢抗磨损性能得到较大的提高; 而高载荷下氧化层剥落占主导地位时, 由于二者抗氧化性相近, 因而二者抗磨损性能差距减小.

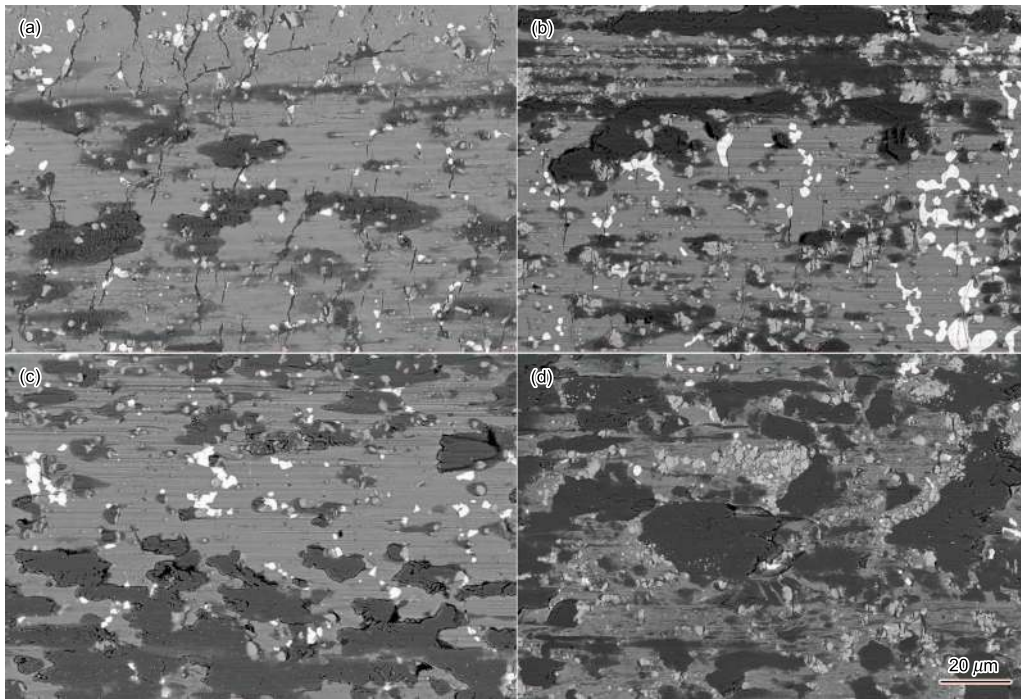


图 6 喷射成形 M3 和 MN 高速钢的磨损表面 SEM 像

Fig.6 SEM images of worn surfaces of spray formed M3 (a, c) and MN (b, d) high speed steels under 100 N (a, b) and 300 N (c, d) loading

3 结论

(1) 用 2% Nb(质量分数) 替代 1% V, 可大幅增加喷射成形 M3 型高速钢中的一次 MC 型碳化物的量, 同时, MC 碳化物的尺寸减小、分布更均匀、形状也由不规则块状转变为近球形。M3 高速钢中富 V 的 MC 碳化物主要分布在晶界, 形状呈不规则块状; 含 Nb 的 MN 高速钢中富 Nb 的 MC 碳化物析出温度高, 在共晶反应之前已经析出并长大, 降低了剩余液相中的 C 浓度, 抑制共晶反应, 减少了 M_2C 型碳化物的含量。

(2) Nb 可显著改善高速钢的回火稳定性, MN 高速钢的峰值硬度较 M3 高速钢提高近 2 HRC, 回火软化温度提高近 50 °C, 600 °C 回火硬度依然可保持 67 HRC。

(3) Nb 的添加使晶内析出大量 MC 碳化物颗粒, 提高了磨粒磨损抗性, 使低载荷时含 Nb 的 MN 钢抗磨损性能得到较大提高; 由于高载荷时, 磨损以氧化层剥落为主, M3 和 MN 高速钢的抗磨损性能差距较小。

参考文献

- [1] Dobrzański L A, Zarychta A, Ligarski M. *J Mater Process Technol*, 1997; 63: 531
- [2] Kheirandis S, Kharrazi Y H K, Mirdamadi S. *ISIJ Int*, 1997; 37: 721
- [3] Dobrzański L A, Zarychta A, Ligarski M. *J Mater Process Technol*, 1995; 53: 109
- [4] Dobrzański L A, Zarychta A. *J Mater Process Technol*, 1998; 77: 180
- [5] Zhang Y, Ma D S, Liu J H, Chen Z Z, Yong Q L. *Spec Steel*, 2007; 28(3): 44
(张永, 马党参, 刘建华, 陈再枝, 雍岐龙. 特殊钢, 2007; 28(3): 44)
- [6] Najafi H, Rassizadehghani J, Asgari S. *Mater Sci Eng*, 2008; A486: 1
- [7] Chakraborty K, Chattopadhyay A B, Chakrabarti A K. *J Mater Process Technol*, 2003; 141: 404
- [8] Shanmugam S, Misra R D K, Hartmann J, Jansto S G. *Mater Sci Eng*, 2006; A441: 215
- [9] Shanmugam S, Misra R D K, Mannering T, Panda D, Jansto S G. *Mater Sci Eng*, 2006; A437: 436
- [10] Wang Y W, Feng C, Xu F Y, Bai B Z, Fang H S. *J Iron Steel Res Int*, 2010; 17(1): 49
- [11] Feng C, Fang H S, Zheng Y K, Bai B Z. *J Iron Steel Res Int*, 2010; 17(4): 53
- [12] Yuan Z X, Song S H, Wang Y H, Liu J, Guo A M. *Mater Lett*, 2005; 59: 2048
- [13] Guo A M, Misra R D K, Xu J Q, Guo B, Jansto S G. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 3886
- [14] Riedl R, Karagöz S, Fishmeister H, Jeglitsh F. *Steel Res*, 1987; 58: 339
- [15] Novák P, Vojtěch D, Šerák J, Knotek V, Bártová B. *Surf Coat Technol*, 2006; 201: 3342
- [16] Novák P, Vojtěch D, Šerák J. *Surf Coat Technol*, 2006; 200: 5229
- [17] Novák P, Vojtěch D, Šerák J. *Mater Sci Eng*, 2005; A393: 286
- [18] Grant P S. *Prog Mater Sci*, 1995; 39: 497
- [19] Grant P S. *Metall Mater Trans*, 2007; 38A: 1520

- [20] Zhang J G, Xu H B, Shi H S, Wu J S, Sun D S. *J Mater Process Technol*, 2001; 111: 79
- [21] Mesquita R A, Barbosa C A. *Mater Sci Eng*, 2004; A383: 87
- [22] Schulz A, Uhlenwinkel V, Escher C, Kohlmann R, Kulmburg A, Montero M C, Rabitsch R, Schützenhöfer W, Stochid, Viale D. *Mater Sci Eng*, 2008; A477: 69
- [23] Ulshin V I, Gogaev K A, Ulshin S V. *Porous Metall Mater Cera*, 2007; 46: 123
- [24] Ernst I C, Duh D. *J Mater Sci*, 2004; 39: 6835
- [25] Yan F, Xu Z, Shi H S, Fan J F. *Mater Charact*, 2008; 59: 592
- [26] Yu Y P, Huang J F, Cui H, Cai Y H, Zhang J S. *Mater Res*, 2012; 418-420: 3
- [27] Chi H X, Ma D S, Liu J H, Chen Z Z, Yong Q L. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 206
(迟宏宵, 马党参, 刘建华, 陈再枝, 雍岐龙. 金属学报, 2010; 46: 206)
- [28] Karagöz S, Fischmeister H. *Metall Mater Trans*, 1988; 19A: 1395

(责任编辑: 陈新贵)

首届“材料期刊网”创新与发展研讨会在金属所召开

6月1日上午,以“合作、共赢、创新、发展”为主题的首届“材料期刊网”创新与发展研讨会在沈阳中国科学院金属研究所召开。《金属学报》中英文版、《材料科学技术(英文版)》、《中国有色金属学报》中英文版、《钢铁》、《钢铁研究学报》中英文版、《稀有金属材料与工程》、《中国材料进展》、《矿物冶金与材料学报》、《武汉理工大学-材料科学版》、《东北大学学报》、《材料工程》、《航空材料学报》、《材料与冶金学报》等20余家国内材料冶金期刊出版单位应邀出席了本次研讨会。

金属所所长助理张哲峰研究员主持本次会议,并代表金属所致欢迎词。张哲峰研究员介绍了金属所的基本情况以及国内外材料研究进展和材料期刊的发展趋势。金属所学报信息部黄春晓主任向与会代表介绍了金属所的期刊工作以及“材料期刊网”的建设与发展情况。从材料学科的需求、期刊的需求、读作审编者四位一体的需求以及引领示范作用四个方面阐述了材料期刊网建设的意义;重点从系统建设、功能开发、信息整合、推广应用的角度介绍了材料期刊网建设内容;详细讲解了“材料期刊网”功能和特点,包括如信息容量大,更新快,内容独特,便捷的检索功能,超强的搜索引擎,基于Web2.0技术的个性化服务等;并对“材料期刊网”的未来发展方向做出了展望。《中国有色金属学报》编辑部主任彭超群教授、《武汉理工大学-材料科学版》陈银洲主编等其他出版单位分别介绍了各自期刊的特色和办刊经验。

与会代表一致认为,在数字出版为主流的信息化大环境下,“材料期刊网”平台建设具有重要意义。目前“材料期刊网”覆盖了90%进入SCI的材料类期刊,并全部为核心期刊,期刊的起点较高。国内材料期刊应该联合起来,形成以“材料期刊网”为基础的期刊联盟。会议还就期刊网站建设、办刊经验、论文一稿多投和重复发表等进行了深入讨论。代表们建议今后各出版单位轮流举办材料期刊研讨会。

合作共赢,共谋发展,提升期刊影响,服务材料科技。“材料期刊网”的主办单位中科院金属所携手联盟单位,共同努力,打造材料领域信息服务平台,迅速传播最新科研成果,促进学术交流,履行期刊出版人的使命,为我国材料科技的发展做出贡献。