

## 退火温度对热轧态 M390 组织与性能的影响

王铁军<sup>1,2,✉</sup>, 杨博<sup>3</sup>, 梁晨<sup>1,2</sup>, 车洪艳<sup>1,2</sup>, 秦巍<sup>1,2</sup>, 曹睿<sup>3</sup>

1 中国钢研科技集团有限公司, 安泰科技股份有限公司, 北京 100081

2 河北省热等静压工程技术研究中心, 涿州 072750

3 兰州理工大学有色金属先进加工与再利用省部共建国家重点实验室, 兰州 730050

对不同始轧温度热轧后的高碳高铬马氏体不锈钢 M390 在 650 °C、750 °C 和 850 °C 下进行退火热处理, 通过热膨胀仪、维氏硬度计、X 射线衍射仪及扫描电子显微镜 (SEM) 等研究了 M390 在热轧加工过程中不同始轧温度及轧后不同退火温度下的组织及力学性能的变化规律。结果表明: 随着热轧后退火温度的提高, M390 呈现出强度下降但塑性提高的趋势, 同时碳化物尺寸随温度提高进一步变大但数量减少。在温度相对较高即 1 200 °C 始轧后, 再经过高温 850 °C 退火后的 M390, 其铁素体基体上均匀分布着细小的球状碳化物。该 M390 的抗拉强度和断后延伸率分别为 920 MPa、0.83%, 表现出最佳的综合力学性能, 这有利于材料后续的加工和热处理。

**关键词** 高碳不锈钢 热轧态 退火温度 组织及力学性能

**中图分类号**: TG142.1 **文献标识码**: A

## Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Mechanical Property of Hot-rolled M390

WANG Tiejun<sup>1,2,✉</sup>, YANG Bo<sup>3</sup>, LIANG Chen<sup>1,2</sup>, CHE Hongyan<sup>1,2</sup>, QIN Wei<sup>1,2</sup>, CAO Rui<sup>3</sup>

1 Advanced Technology & Materials Co., Ltd, China Iron & Steel Research Institute Group, Beijing 100081, China

2 Engineering and Technology Research Center of Hot Isostatic Pressing, Zhuozhou 072750, China

3 State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metal, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China

Hot-rolled M390 high-carbon and high-chromium martensitic stainless steel was annealed at 650 °C, 750 °C and 850 °C. Therefore, the changes of microstructure and mechanical properties of M390 under different initial rolling temperatures and different annealing temperatures after hot rolling were studied by thermal expansion machine, Vickers hardness tester, X-ray diffractometer and scanning electron microscope (SEM). The results show that the strength of M390 deteriorates but the plasticity increases significantly with the increase of annealing temperature after hot rolling, while the carbide size becomes larger and the number of carbides decreases. After's initial rolling at a high temperature of 1 200 °C and then annealing at a high temperature of 850 °C, M390 ferrite matrix uniform distributed with fine spherical carbide. At this time, the best comprehensive mechanical properties with tensile strength of 920 MPa and elongation of 0.83% are obtained, which was facilitates to the subsequent processing and heat treatment of the material.

**Key words** high-carbon stainless steel, hot-rolled state, annealing temperature, microstructure and mechanical properties

### 0 引言

刀具作为日常生活中广泛使用的工具, 在全世界钢铁产业中占有重要一席, 仅在中国每年的产量就占到世界总产量的 1/2 以上, 产值更是达到 500 多亿人民币<sup>[1]</sup>。目前, 刀具普遍采用马氏体不锈钢作为原材料, 但是随着对刀具性能及使用要求的提高, 刀具材料逐渐由低碳不锈钢向高碳高铬不锈钢转变, 而通过粉末冶金方法制备的 M390 既有成分均匀、没有偏析及夹杂物较少的优点, 又兼具高碳马氏体不锈钢高硬度、高耐磨性及较好耐蚀性的特点, 因此被广泛应用在高品质刀具材料中, 此外其在模具、阀具材料中也扮演着重要角色<sup>[2]</sup>。

M390 从成分上看为高碳高铬马氏体不锈钢, 其组织为大量细小的碳化物均匀地分布在铬含量较高的基体上, 而在刀具材料中碳化物对性能和质量起着至关重要的作用。特别是在具有很高碳和铬含量的高碳高铬不锈钢中, 极易产生大量的合金碳化物, 从而对刀具钢的性能产生重要影响, 细

小且趋于球形的碳化物均匀分布在基体组织上, 将显著提高刀具的综合性能和延长其使用寿命<sup>[3]</sup>。热轧态的 M390 在室温下的基体组织即为马氏体, 硬度高且韧性较差, 在后续加工前需要进行退火处理以防止出现开裂等现象<sup>[4]</sup>, 因此轧制与后续的退火处理作为生产刀具材料过程中的重要工序, 对高碳马氏体不锈钢的组织与性能有着重要的影响。于文涛等<sup>[5]</sup>研究了始轧温度对高碳不锈钢中碳化物的影响, 结果发现, 始轧温度越高, 材料组织的动态再结晶程度越高, 碳化物尺寸越大。但是陈年莲等<sup>[6]</sup>在研究高碳钢时发现始轧温度并不是越高越好, 当温度过高时, 材料的综合性能将急剧下降。不同的碳化物形貌对后续热处理的效果也起着关键的作用<sup>[7]</sup>, 通常细小、分布均匀、形貌为球形的碳化物颗粒在淬火时易溶于基体, 并在回火处理时析出二次碳化物产生二次硬化效果, 有利于提高刀具质量<sup>[8-9]</sup>。王奇等<sup>[10]</sup>研究了退火温度对高碳钢组织的影响, 发现随着退火温度的提高, 碳化物的尺寸与数量呈现出先减小后增大的趋势。

目前, 关于始轧及轧后退火温度对 M390 组织、性能影响



请扫描二维码访问本文网络展示页面以获取补充信息 (Supplementary Information)

基金项目: 国家自然科学基金 (51675255; 51761027)

This work was financially supported by the National Natural Science Foundation of China (51675255, 51761027).

的系统性研究较少,退火温度越高,材料强度下降、塑性提高,但是退火温度过高时碳化物又会明显长大,对后续热处理不利<sup>[11]</sup>。因此,本工作以 M390 为研究对象,借助维氏硬度计、X 射线衍射仪、扫描电子显微镜(SEM)等仪器研究退火温度对高碳马氏体刀具钢热轧后组织结构和力学性能的影响规律,并探讨该过程中析出相及其演化规律,以明确退火温度对材料的作用机制,并为高碳马氏体刀具钢工艺制定提供实验和理论依据。

## 1 不同温度始轧及退火后 M390 钢的组织特征与相组成

M390 钢经过 1 200 °C、1 100 °C 始轧后的组织如图 1 所示,可以看到组织均由基体和分布在基体上的碳化物两部分组成。同时,不同始轧温度下碳化物的数量、大小和形貌的差异显著。

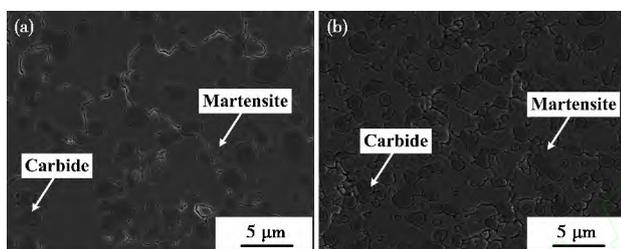


图 1 不同始轧温度下 M390 钢的 SEM 组织形貌:(a) 1 200 °C;(b) 1 100 °C

Fig.1 SEM morphologies of M390 steel after initial rolling at different temperatures:(a) 1 200 °C;(b) 1 100 °C

图 1a 为 1 200 °C 始轧后 M390 钢的显微组织,由马氏体基体及在基体上分布的碳化物组成,可以看到,在较高温度(1 200 °C)保温时,有较多的碳化物溶解到基体中,保温过程

中残留的未溶解碳化物进一步长大;而在后续的轧制过程中,溶解的部分碳化物又重新沿晶界析出,由于晶界处能量较高使碳化物容易形核长大,此时碳原子优先吸附在缺陷较多的晶界碳化物物质点上,因此晶界处的碳化物数量明显多于晶内<sup>[12-13]</sup>。同时,碳化物继续长大出现了大尺寸(>2.9 μm)的碳化物,整体而言,高温始轧时碳化物尺寸较大、数量较少。始轧温度为 1 100 °C 时实验钢的显微组织如图 1b 所示,此时基体仍为马氏体,但碳化物发生了明显的变化。碳化物数量明显增多、尺寸减小且晶内的碳化物数量增多,出现这个现象的原因在于:相比于高温始轧,1 100 °C 时溶解的碳化物数量明显减少;同时由于温度较低,原子的扩散能力下降,导致碳化物长大速度减慢。

为了进一步分析退火温度对 M390 钢组织的影响,将热轧加工后的试样经过三种不同温度退火处理,得到的组织如图 2 可以所示。由图 2 看出,显微组织主要为铁素体、尺寸较大的碳化物及马氏体溶解析出的弥散分布的细小碳化物,不同退火温度下碳化物的数量与分布等参数差异显著。A 组为在 1 200 °C 始轧后再退火的试样,图 2a 为 650 °C 退火后的组织,可以看出此时基体上密集分布着较多细小的碳化物且大尺寸的碳化物占总数的比例小,整体上碳化物数量很多;由图 2b 可知,当退火温度为 750 °C 时,小尺寸的碳化物数量减少同时碳化物整体呈现长大的趋势;当退火温度继续升高至 850 °C 时,由图 2c 观察到小尺寸的碳化物数量明显减少,未溶解的碳化物呈现出进一步长大的趋势,整体上碳化物均匀分布且趋于球形。B 组即图 2d、e、f 分别为 1 100 °C 始轧后,再经过不同温度退火后试样的显微组织,相比于 A 组,小尺寸碳化物及整体碳化物尺寸的变化规律基本一致,不同之处在于始轧温度越低,退火后碳化物的数量越多且出现较多形貌不规则类似于短棒状的碳化物。

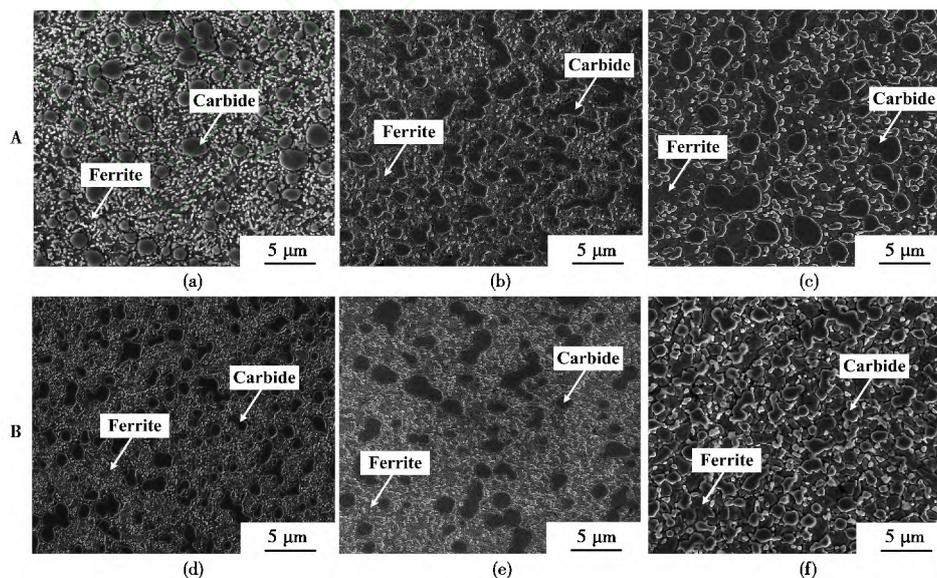


图 2 不同退火温度下 M390 钢的 SEM 组织形貌:(a,d) 650 °C;(b,e) 750 °C;(c,f) 850 °C

Fig.2 SEM morphologies of M390 steel after annealing at different temperatures:(a,d) 650 °C;(b,e) 750 °C;(c,f) 850 °C

在高碳不锈钢中碳化物的尺寸、数量等因素对性能有着至关重要的影响,而 M390 钢中的碳化物在不同温度始轧及轧后退火后呈现出较为明显的变化趋势,因此为了明确其对

碳化物的作用结果,对组织中不同阶段的碳化物进行统计分析。不同阶段组织电镜照片中的碳化物统计结果如表 1 所示。由表 1 可知,在不同温度热轧后未退火的试样中,始轧

温度较高的组织中碳化物圆度(碳化物颗粒最大直径与最小直径之差,碳化物形貌越趋于球形则圆度值越小)、数量均小于较低温度始轧后的试样,但是碳化物平均尺寸较大。出现这种现象的原因在于较高温度始轧时试样整体在高温下保温时间较长,导致  $M_{23}C_6$  等碳化物固溶到基体中,而在后续的冷却过程中碳化物又再次析出并迅速长大,同时温度越高,碳、铬等原子的扩散速度越快,扩散的原子更容易吸附在已有的碳化物质点上,使碳化物长大并趋于球形<sup>[14]</sup>;在热轧后经过退火的 A、B 两组整体上同样呈现出与热轧态相似的碳化物变化规律,这说明热轧态中的组织将对后续热处理过程中组织的演变产生显著的影响。

表 1 不同始轧及退火温度下 M390 钢的碳化物参数

Table 1 Parameters of carbides in M390 steel after initial rolling and annealing at different temperatures

Temperature °C	Mean squared error of carbide	Average carbide size/ $\mu\text{m}$	Number of carbide	Roundness
A-1 200	0.523	1.08	119	0.19
B-1 100	0.34	0.89	175	0.21
A-650	0.21	0.32	1893	0.09
B-650	0.18	0.21	2415	0.16
A-750	0.25	0.46	728	0.2
B-750	0.21	0.36	989	0.23
A-850	0.518	0.62	449	0.25
B-850	0.401	0.55	594	0.31

Note: A/B—unannealed after initial rolling at 1 200 °C/1 100 °C; A/B-650 °C/750 °C/850 °C/1 200 °C/1 100 °C—annealing at different temperatures after hot rolling

在退火过程中,随着退火温度的升高,试样组织中的碳化物尺寸变大、数量减少。这是因为退火温度的升高加快了合金元素成分的扩散,使得析出物易成形且迅速增大。大量研究证明高碳钢中  $M_{23}C_6$  碳化物容易在 600~900 °C 之间析出且存在析出敏感温度,同时析出相的固溶温度为 900 °C 左右<sup>[15]</sup>。650 °C 退火时碳化物平均粒径、粒径均方差及圆度比其他温度退火时均小,即碳化物尺寸分布均匀,大颗粒碳化物在碳化物总数中的占比最小,此时碳化物迅速析出,因此显微组织为铁素体基体上密集分布着细小的碳化物。而当温度升高到 750 °C 时,整体上碳化物呈现出相同的变化规律。当在 850 °C 退火时,碳化物平均粒径及粒径均方差明显增大,而碳化物数量达到最小值,这可能与温度较高使得部分碳化物重新固溶到基体中有关。因此综合来看,850 °C 退火时 M390 钢的组织最优。

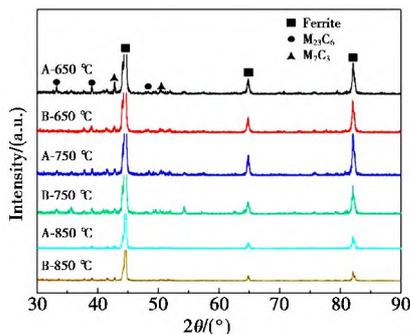


图 3 不同退火温度下 M390 钢的 XRD 谱

Fig.3 XRD patterns of M390 steel after annealing at different temperatures

图 3 为在不同退火温度下 M390 钢的 XRD 谱。由图 3

可知,不同退火温度下 M390 钢的相成分没有发生变化,主要是相的含量有些改变,其基体组织为体心立方结构的铁素体,而碳化物则是以铁、铬为主要元素的  $M_7C_3$  及  $M_{23}C_6$  型碳化物。退火后粉末 M390 的基体组织由热轧态的马氏体转变为铁素体,细小球形的碳化物均匀分布在基体组织上,同时从马氏体基体转变过程中析出碳化物,使碳化物的峰变宽、变高<sup>[6]</sup>,因此 650 °C 退火时碳化物衍射峰最多,而当退火温度进一步提高到 850 °C 时,部分碳化物开始溶解、长大,使得碳化物峰值下降。

## 2 不同退火温度下 M390 钢的力学性能变化规律

图 4 为不同温度下退火后 M390 钢的硬度。由图 4 可知,在 1 200 °C 始轧后未退火的热轧态 A 组硬度(720HV)明显高于始轧温度较低的 B 组(685HV);而经过退火处理后 A 组的硬度仍高于 B 组,同时随着退火温度的提高,实验钢的硬度反而呈现出下降趋势,在 650 °C 时硬度分别为 398.8HV、379.5HV,当温度提高到 750 °C 时硬度值进一步下降至 379HV、365.3HV,随着温度进一步提高到 850 °C 时,M390 钢的硬度值明显下降为 335.6HV、311HV。

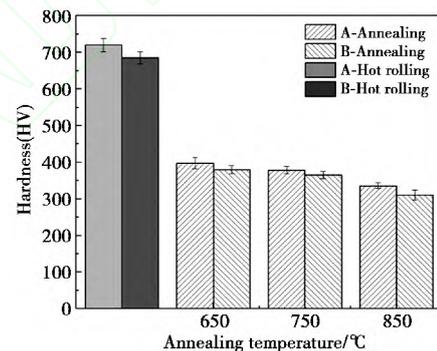


图 4 不同退火温度下 M390 钢的硬度图

Fig.4 Hardness of M390 steel after annealing at different temperatures

这种现象出现的原因在于 A 组在较高温度保温后开轧,导致更多碳化物溶解,使合金元素更多地固溶到基体中,固溶强化效果明显使马氏体基体强度提高,同时高温下碳原子的扩散驱动力大,未溶解的碳化物长大并趋于球形,高碳钢中碳化物等第二相的沉淀强化与其数量和尺寸有关,尺寸越大第二相沉淀强化效果越好<sup>[16]</sup>,综合结果使热轧态 A 组硬度明显高于 B 组。经过不同温度退火处理后,M390 钢的组织为铁素体基体及在基体上分布的碳化物,整体上 A 组中的碳化物数量少于 B 组,并且随着温度的提高,碳原子的扩散激活能和形核驱动力增大<sup>[17]</sup>。同时温度越高马氏体基体转变为铁素体过程中析出的细小碳化物越多,扩散中的碳原子更容易以存在的碳化物质点为形核核心而进一步长大。因此,退火温度越高碳化物越容易长大,在组织上呈现为铁素体基体上分布的碳化物尺寸越大但数量减少,导致 M390 钢的硬度逐渐下降。

材料在室温拉伸时的抗拉强度与延伸率如图 5 所示,其中 A、B 两组分别为 1 200 °C 与 1 100 °C 始轧后再经过退火的试样。由图 5 可知,M390 钢随着退火温度的提高整体上呈

现出强度减小而塑性增大的趋势,同时始轧温度较高的 A 组在三种不同温度退火后强度均高于 B 组但塑性较差。当退火温度为 650 °C 时,材料在 A、B 两组中的抗拉强度与断后延伸率分别为 1 162.7 MPa、0.44% 与 1 061.7 MPa 和 0.53%;当退火温度提高为 750 °C 时,材料强度变化不明显但塑性提高,强度为 1 059 MPa、1 034.1 MPa,而塑性提高为 0.59%、0.75%;随着退火温度进一步提高为 850 °C 时,材料的抗拉强度和断后延伸率分别为 920 MPa、0.83% 与 769.5 MPa、0.94%,呈现出最佳的综合性能。

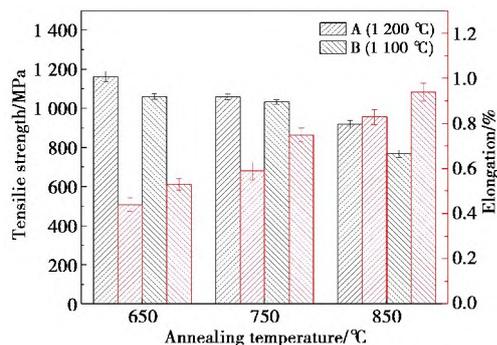


图5 不同退火温度下 M390 钢的抗拉强度与延伸率

Fig.5 Tensile strength and elongation of M390 steel after annealing at different temperatures

可见,不同退火温度下碳化物的改变对 M390 钢的拉伸性能有很大的影响。热轧态组织中 A 组由于是在较高温度始轧,因此 M390 钢的组织为马氏体基体上均匀分布着碳化物,相比于 B 组,其中碳化物的数量较少但未溶解的碳化物

尺寸更大并趋于球形;此外由退火后的组织看出,不同退火温度下 A 组中的碳化物数量少于 B 组,固溶强化对强度的主要作用导致整体强度较高,同时因为 A 组中碳化物分布均匀且圆度明显优于 B 组,所以在强度较高的同时保持了一定的塑性。而对于 B 组,虽然在不同温度退火后整体碳化物较多,使第二相的沉淀强化对材料的强度起主要作用,反之固溶强化效果减弱使得铁素体基体的强度变小,但由于整体碳化物分布不均匀且出现短棒形貌的碳化物,使得其在强度显著较低的情况下塑性并没有明显提高。

图 6 为不同退火温度下 M390 钢的拉伸断口形貌(右上角红框中起裂源处的放大照片),由右上角的宏观断口形貌可以看出,M390 钢在不同温度下退火整体呈现出脆性断裂的特点,有明显的放射状河流花样,并且断面均很平滑,没有颈缩现象发生。图 6a、d 为 650 °C 退火时的拉伸断口,断口由开裂的碳化物和少量的韧窝组成,此时碳化物整体较小,使固溶强化效果明显,材料的基体强度最高,导致碳化物在外加应力作用下更容易开裂、脱落,使材料更容易发生整体脆性断裂,而韧窝中的第二相通过成分分析确定为碳化物,因此 M390 钢的断裂方式是以碳化物颗粒为源的脆性断裂。当退火温度提高为 750 °C 时,材料强度下降但塑性提高,通过图 6b、e 观察到,由于温度升高,碳化物颗粒尺寸变大、数量变少且小尺寸碳化物明显减少,这使得断口中的韧窝数量减少,同时出现大量撕裂棱。图 6c、f 为 850 °C 退火时的拉伸断口,观察发现随着温度的提高,碳化物进一步长大,使第二相的沉淀强化作用增强,反之固溶强化减弱,使得材料基体强度下降,韧窝数量进一步减少并出现解理平面,材料的塑性

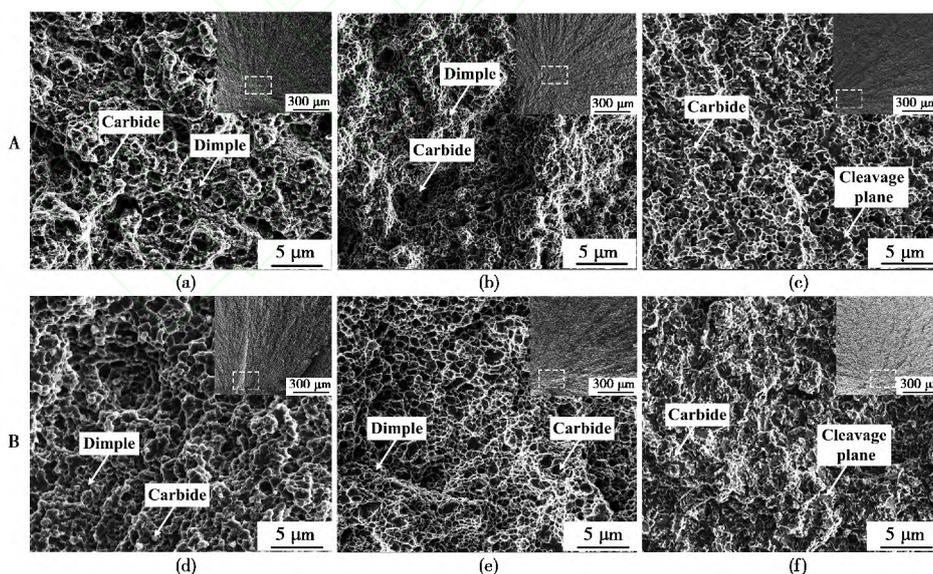


图6 不同退火温度下 M390 钢的拉伸断口形貌:(a,d)650 °C;(b,e)750 °C;(c,f)850 °C

Fig.6 Fracture morphologies of M390 steel after annealing at different temperatures:(a,d)650 °C;(b,e)750 °C;(c,f)850 °C

进一步提高。

### 3 结论

(1) 热轧过程中始轧温度不同对轧后 M390 钢的组织 and 性能有显著影响:1 100 °C 始轧后组织为马氏体基体上分布着较多的碳化物,此时硬度为 685HV;当温度提高为 1 200 °C

时,基体组织没有发生变化,但是碳化物整体数量明显减少、尺寸增大且更趋向于球形,同时在晶界处分布的碳化物占比明显提高,硬度提高为 720HV。

(2) 在不同温度退火后,M390 高碳马氏体不锈钢的组织发生了变化:综合来看 A 组碳化物数量少、圆度好且分布更加均匀,这说明热轧后的组织对退火热处理有显著的影响。

650 °C 退火时,组织为铁素体基体上密集分布着尺寸较小的  $M_{23}C_6$  型碳化物及  $M_7C_3$  型碳化物;随着退火温度的提高,铁素体基体上分布的碳化物进一步长大,直到退火温度提高为 850 °C 时,碳化物尺寸最大且数量最少。

(3) M390 的力学性能随着退火温度的提高呈现出强度下降但塑性提高的变化趋势,同时 A 组试样退火后强度均高于 B 组但塑性略差。在 850 °C 退火时,A、B 两组材料的抗拉强度和断后延伸率分别为 920 MPa、0.83% 与 769.5 MPa、0.94%,尤其是 1 200 °C 始轧后再经过 850 °C 退火的试样表现出最佳的综合力学性能,有利于后续的加工和热处理。

## 参考文献

- Lu S Y. *Introduction to stainless steel*, Chemical Industry Press, China, 2013 (in Chinese).  
陆世英. 不锈钢概论, 化学工业出版社, 2013.
- Zhu Q T, Li J, Shi C B, et al. *International Journal of Materials Research*, 2017, 108(1), 20.
- Karlun J, Vogel K, Bergstrand M, et al. *Applied Ergonomics*, 2016, 56, 92.
- Yu W T, Li J, Shi C B, et al. *Heat Treatment of Metals*, 2016, 41(9), 25 (in Chinese).  
于文涛, 李晶, 史成斌, 等. 金属热处理, 2016, 41(9), 25.
- Yu W T. Study on carbide control technology of carbides in high-carbon martensitic stainless steel 8Cr13MoV used as knives and shears. Ph.D. Thesis, State Key Laboratory of Advanced Technology of Iron and Metallurgy, University of Science and Technology Beijing, China, 2017 (in Chinese).  
于文涛. 刀剪用高碳马氏体不锈钢 8Cr13MoV 中碳化物控制技术研究. 博士学位论文, 北京科技大学, 2017.
- Chen N L. Study on processing, microstructure and properties of T15 powder high speed steel. Master's Thesis, Harbin Institute of Technology, China, 2012 (in Chinese).  
陈年莲. T15 粉末高速钢制备及组织和性能研究. 硕士学位论文, 哈尔滨工业大学, 2012.
- Zhou H L, Huang X Z, Yang Y T. *Heat Treatment of Metals*, 2015, 40(2), 135 (in Chinese).  
周宏亮, 黄训增, 杨弋涛. 金属热处理, 2015, 40(2), 135.
- Zhao B Q, Gong Z Z, Ji Z X, et al. *Heat Treatment Technology and Equipment*, 2011, 32(3), 60 (in Chinese).  
赵步青, 龚真忠, 纪正祥, 等. 热处理技术与装备, 2011, 32(3), 60.
- Garcia C de A, Caruana G, Alvarez L F. *Materials science and Engineering A*, 1998, 241(1-2), 211.
- Wang Q, Li X Y, Shi J, et al. *Heat Treatment of Metals*, 2016, 41(11), 88 (in Chinese).  
王奇, 李晓源, 时捷, 等. 金属热处理, 2016, 41(11), 88.
- Cui Z Q, Liu B X. *Principles of metallography and heat Treatment*, Harbin Institute of Technology press, China, 2004 (in Chinese).  
崔忠圻, 刘北兴. 金属学与热处理原理, 哈尔滨工业大学出版社, 2004.
- Chang Y H, Luo C, Chen C A, et al. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 557, 23.
- Dhara S, Marceau R K W, Wood K, et al. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 718, 74.
- Wang Y Q, Han J, Yang B, et al. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013, 49(4), 415 (in Chinese).  
王永强, 韩军, 杨滨, 等. 金属学报, 2013, 49(4), 415.
- Lagneborg R, Siwecki T, Zajac S, et al. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 1999, 28(5), 186.
- Yao D, Li J, Li J H, et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2014, 35(11), 129 (in Chinese).  
姚笛, 李晶, 李积回, 等. 材料热处理学报, 2014, 35(11), 129.
- Xiao X, Liu G, Hu B, et al. *Journal of Materials Science*, 2013, 48(16), 5410.

(责任编辑 杨霞)



**Tiejun Wang**, a well-known expert in the powder metallurgy field with rich experience and remarkable achievements, PhD, professor of senior engineer, currently is the VP of Advanced Technology and Materials, Ltd. (AT&M), The editorial committee member of *Powder Metallurgy Technology* and *Powder Metallurgy Industry*, the member of AT&M Technical Innovation Committee. Engaged in the research, development, application, promotion and industrialization of refractory

metal materials, metal-ceramic composites and hot isostatic pressing (HIP) technology for many years. Commended as the "Beijing science and technology new star" in 2004. Hosted 10 and participated in 15 national enterprise technological innovation projects. Won twice the second prize of the Science and Technology of China Nonferrous Metals Industry Award, three times the third prize of Metallurgy Science and Technology Award, once the third prize of Beijing Science and Technology Award, once the second prize of Hebei

Province Metallurgy Science and Technology Award, and once the third prize of China Nuclear Energy Industry Science and Technology Award. 33 patents Authorized. Awarded as the "Outstanding Young Expert of Central Enterprises", the "Outstanding Communist Party Member of Central Enterprise", the "Outstanding Manager" of CISRI, and the "Model Worker" of CISRI.

王铁军, 博士, 教授级高工, 现任安泰科技副总裁, 党委委员, 兼任《粉末冶金技术》《粉末冶金工业》编委会编委, 安泰科技技术创新委员会主任委员等。长期从事难熔金属材料、金属陶瓷复合材料及热等静压技术等研究开发、应用推广及产业化工作, 2004 年入选“北京市科技新星”。共主持 10 项、参与 15 项国家级及企业技术创新项目, 经验丰富, 成果显著, 是粉末冶金领域的知名专家。荣获中国有色金属工业科学技术奖二等奖 2 项, 冶金科学技术三等奖 3 项, 北京市科学技术三等奖 1 项, 河北省冶金科学技术二等奖 1 项, 中国核能行业协会科学技术三等奖 1 项; 获授权专利 33 项。被授予“中央企业青年岗位能手”、“中央企业优秀共产党员”、中国钢研科技集团“优秀管理者”、“中国钢研劳动模范”等荣誉称号。