

## 温锻和等温正火对 20CrMnTiH3 齿轮钢渗碳淬火后奥氏体晶粒度的影响

白瑞娟 万长杰 董战利 朱振国 王清波 韩怀宾  
(河南济源钢铁(集团)有限公司科技质量处, 济源 459000)

**摘要** 通过理化和原材料奥氏体晶粒度检验分析了温锻(880~930℃)加工工艺对 20CrMnTiH3 齿轮钢奥氏体晶粒长大的影响,得到温锻加工齿轮工序在后续 890~920℃ 渗碳过程中该钢奥氏体容易异常长大,830℃ 渗碳淬火后转变为粗大马氏体组织。温锻后回火、普通正火工艺对渗碳淬火后 20CrMnTiH3 齿轮钢奥氏体晶粒粗大无改善效果,而通过 950℃ 1 h 空冷至 650℃ 8 h 空冷的等温正火工艺可以避免渗碳淬火后粗大马氏体。

**关键词** 20CrMnTiH3 齿轮钢 温锻 马氏体粗大 混晶 等温正火

### Effect of Warm-Forging and Isothermal Normalizing on Austenite Grain Size of Carburized and Quenched Gear Steel 20CrMnTiH3

Bai Ruijuan, Wang Changjie, Dong Zhaili, Zhu Zhenguo, Wang Qingbo and Han Huaibin  
(Department of Technology and Quality, Henan Jiyuan Iron and Steel (Group) Co Ltd, Jiyuan 459000)

**Abstract** The effect of process of warm-forging at 880~930℃ on growth of austenite grain of gear steel 20CrMnTiH3 is analyzed by examination of physicochemistry and original material austenite grain size to get that the austenite of steel is easy abnormally coarsening during carburizing process at 890~920℃ after warm-forging gear processing, that transforms to coarse martensite structure after cemented-quenching at 830℃. There is no obvious improvement for coarse austenite grain of carburized and quenched gear steel 20CrMnTiH3 by tempering and normal normalizing process after warm forging, but the occurrence of coarse martensite of carburized and quenched steel is avoided by isothermal normalizing process at 950℃ for 1 h air cooling to 650℃ for 8 h air cooling.

**Material Index** Gear Steel 20CrMnTiH3, Warm-Forging, Coarse Martensite, Mixed Grain, Isothermal Normalizing

齿轮厂使用济源钢铁公司生产的 Φ55 mm 规格 20CrMnTiH3 钢(热轧态供货)通过精锻工艺加工重载车用齿轮,在成品检验过程发现齿心部马氏体粗大严重(图 1)。

由于采用精锻工艺,锻造出的齿轮齿面不再进行磨削加工,为了减少表面氧化提高表面质量<sup>[1]</sup>,选择温锻工艺,具体加工工艺为:

中频加热(880~930℃)-模锻-堆冷-去飞边-加工轴孔-渗碳淬火(渗碳温度 890~920℃,渗碳过程在炉总时间约 19 h)。

#### 1 理化检验和生产过程随炉试验

对出现马氏体粗大样品使用光谱分析法分析其化学成分,具体成分及用户协议标准如表 1,成分符合协议要求。

20CrMnTiH3 钢因 Ti 的加入,会形成 Ti(NC)第二相粒子,对晶界起到钉扎作用,从而抑制奥氏体晶粒长大<sup>[2]</sup>。如果 Ti 在钢中分布不均匀,在加热过

程中 Ti 含量低的区域奥氏体晶粒会长大,淬火后转变为粗大马氏体组织。从扫描结果来看(图 2),出

表 1 20CrMnTiH3 钢样品及协议要求化学成分 /%

Table 1 Analysis of specimen and chemical composition of specification, steel 20CrMnTiH3 /%

项目	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti
样品	0.19	0.33	1.03	0.019	0.004	1.21	0.08
协议	0.17~0.20	0.27~0.37	0.95~1.10	≤0.030	≤0.030	1.10~1.30	0.07~0.10

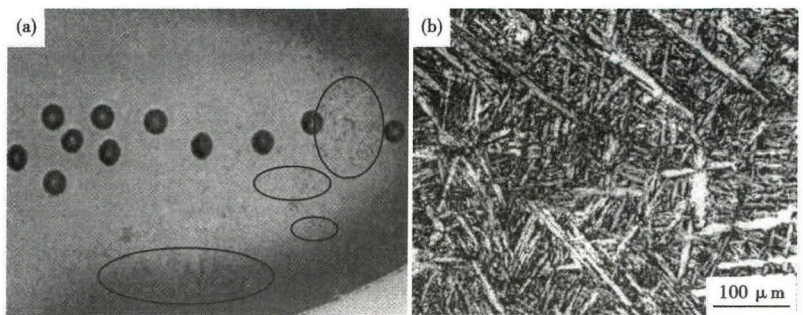


图 1 粗大马氏体宏观(a)和显微组织形貌(b)

Fig. 1 Morphology of micro- (a) and micro- (b) structure of coarse martensite

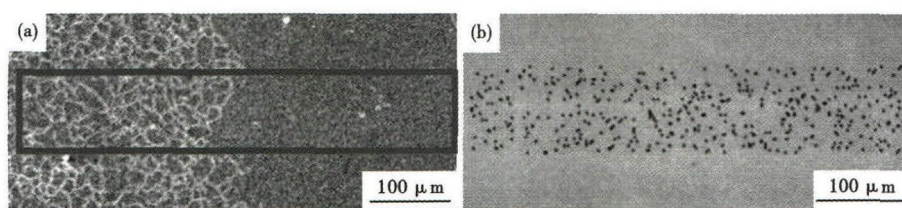


图 2 SEM 扫描区域(a)Ti 分布(b)  
Fig. 2 SEM scanning region (a) and distribution of Ti (b)

现马氏体粗大与未粗大的区域 Ti 元素的分布比较均匀,无明显差别。说明马氏体局部粗大与 Ti 的偏析无关。

取 Φ55 mm 规格 20CrMnTiH3 母材圆钢一支,将样品锯切成 3 段,其中一段加热到 930 °C,保温 24 h 水淬后检验奥氏体实际晶粒度。经检验,奥氏体实际晶粒度为 8 级,如图 3(a)。用户渗碳淬火过程温度低于 930 °C、渗碳时间小于 24 h,说明用户产品出现马氏体粗大与原材料无关。

将上述剩余两段样品其中一段,按照用户锻打工艺加工成 153 行星齿轮毛坯,与未锻打另一段样品同时放入用户渗碳淬火炉中进行渗碳处理(渗碳温度 910 °C、淬火 830 °C,总在炉时间 20 h),淬火后检验奥氏体晶粒度,未加工试样奥氏体晶粒均匀,晶粒度 7 级,如图 3(b);经过锻打的齿轮毛坯出现混晶,晶粒度细晶粒 7~8 级,粗晶粒 2~3 级,如图 4。说明成品马氏体粗大与锻造工艺有关。

## 2 温锻加工工艺对奥氏体晶粒长大的影响

在试验室用 1/3 顶锻试验模拟传统高温锻打及温锻工艺,在渗碳淬火前对温锻工艺锻打出的试样增加预备热处理工艺,具体试验工艺及检验结果如表 2,不同热处理工艺后的渗碳淬火组织如图 5 所示。

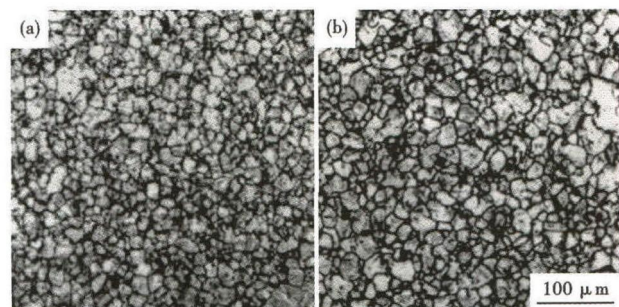


图 3 原 20CrMnTiH3 钢 Φ55 mm 棒材 930 °C 保温 24 h 奥氏体晶粒度(a);910 °C 渗碳,830 °C 淬火后奥氏体晶粒度(b)

Fig. 3 Austenite grain size of steel 20CrMnTiH3 original Φ55 mm bar product heated at 930 °C for 24 h (a) and carburizing at 910 °C and quenching at 830 °C (b)

## 3 结果分析与讨论

(1)按照传统开锻温度 1 150 °C 变形,由于在再结晶温度以上,变形过程奥氏体易充分发生动态再结晶(或变形间隙充分发生静态再结晶)<sup>[3]</sup>,晶粒畸变能及时得到释放,在后续热处理过程中奥氏体晶粒长大的驱动力减弱,奥氏体晶粒不易长大。采用温锻工艺,开锻温度 880 ~ 930 °C,在奥氏体未再结晶区变形,由于变形引起的存储能无法释放,使整体自由能上升,在后续的渗碳过程奥氏体晶粒容易长大,淬火后转变为粗大马氏体组织。

(2)采用回火(低温、中温、高温)工艺可以减小材料变形后的内应力,但无法降低材料自由能,在后续渗碳过程中奥氏体异常长大,淬火后转变为粗大马氏体组织。

(3)普通正火易产生非平衡组织<sup>[4]</sup>,只能细化

(3)普通正火易产生非平衡组织<sup>[4]</sup>,只能细化

表 2 试验工艺及奥氏体实际晶粒度

Table 2 Test process and real austenite grain size

锻打工艺	预备热处理工艺	模拟锻后 渗碳淬火	实际晶粒度/级		图 5
			粗晶	细晶	
高温锻造: 1 150 ± 5 °C	无	930 ± 5 °C	无	6~7	(a)
温锻 930 ± 5 °C	无	24 h	2~3	8~9	(b)
	250 °C 回火 16 h	水冷	2~3	8~9	(c)
	350 °C 回火 16 h		2~3	8~9	(d)
	550 °C 回火 16 h		2~3	8~9	(e)
	锻后直接放入 650 °C 炉 14 h 空冷		2~3	8~9	(f)
	950 °C 1 h 空冷		1~2	8~9	(g)
	950 °C 1 h 空冷至 650 °C 8 h 空冷		无	7~8	(h)

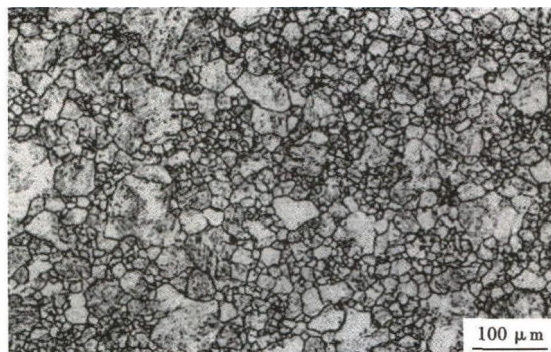


图 4 20CrMnTiH3 钢 880 ~ 930 °C 锻造后毛坯齿轮 910 °C 渗碳 830 °C 淬火后奥氏体晶粒度

Fig. 4 Austenite grain size of stock gear forged at 880 ~ 930 °C, then carburized at 910 °C and quenched at 830 °C, steel 20CrMnTiH3



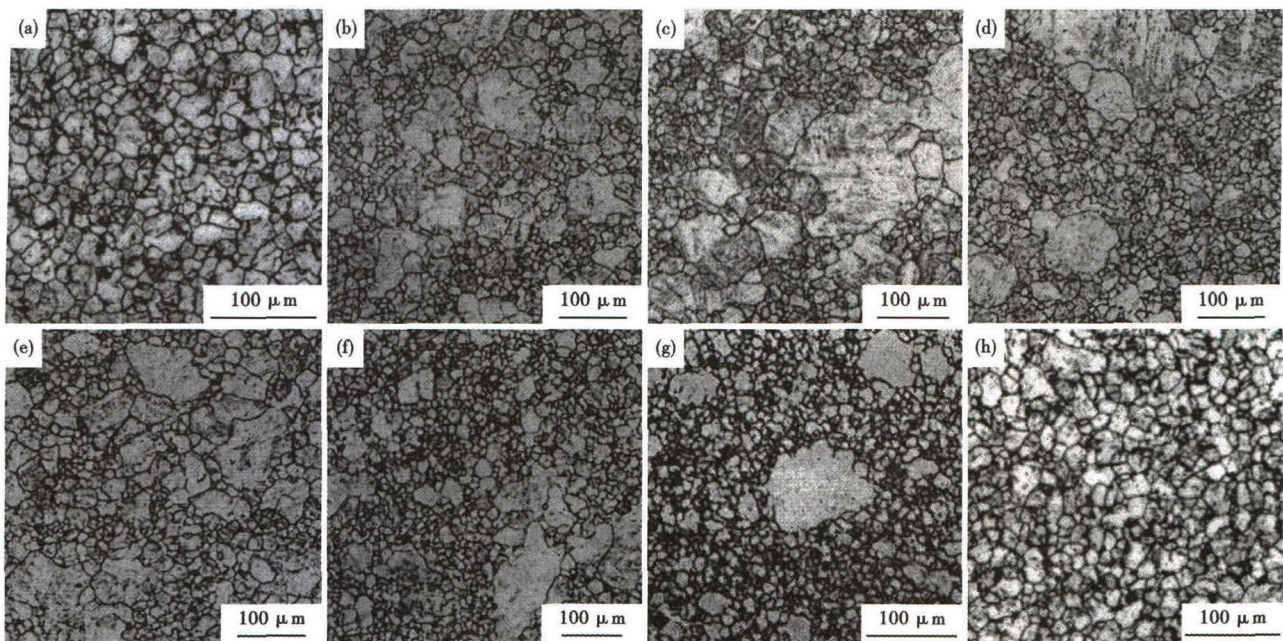


图5 实验室20CrMnTiH3 钢顶锻试验和930 °C 渗碳淬火后的组织形貌,顶锻试验:(a)1150 °C 顶锻;(b)930 °C 顶锻;(c)930 °C 顶锻+250 °C 16 h 回火;(d)930 °C 顶锻+350 °C 16 h 回火;(e)930 °C 顶锻+550 °C 16 h 回火;(f)930 °C 顶锻+850 °C 余热正火;(g)930 °C 顶锻+950 °C 正火;(h)930 °C 顶锻+950 ~650 °C 等温正火

Fig. 5 Morphology of structure of steel 20CrMnTiH3 heading tested than carburized quenching at 930 °C, heading testing: (a) heading at 1150 °C; (b) heading at 930 °C; (c) heading at 930 °C + tempered for 16h at 250 °C; (d) heading at 930 °C + tempered for 16 h at 350 °C; (e) heading at 930 °C + tempered for 16 h at 550 °C; (f) forging at 930 °C + self-quenching at 850 °C; (g) heading at 930 °C + normalizing at 950 °C; (h) heading at 930 °C + isothermal normalizing at 950 °C ~650 °C

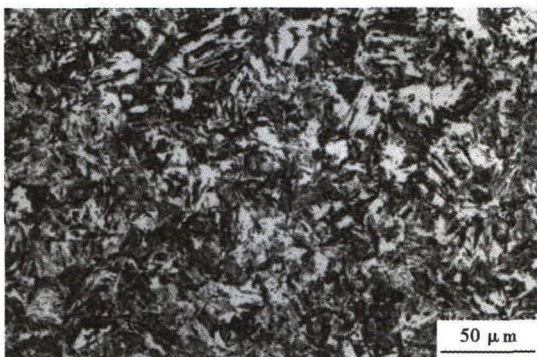


图6 880 ~930 °C 模锻,950 ~650 °C 等温正火,880 ~920 °C 渗碳淬火后的20CrMnTiH3 钢的组织形貌

Fig. 6 Morphology of structure of steel 20CrMnTiH3 produced by new process- die forging at 880 ~930 °C, isothermal normalizing at 950 ~650 °C and carburizing quenching at 880 ~920 °C

相变组织,对后续热处理过程奥氏体晶粒细化无改善作用。而等温正火由于相变时间比较长,并且接近于平衡态组织转变,转变出的组织接近于平衡组织,组织均匀性比较好<sup>[5]</sup>,在后续渗碳过程比较容易转变为细小均匀的奥氏体晶粒。

#### 4 生产实践

齿轮厂使用中频加热(880 ~930 °C)-模锻-堆冷-去飞边-加工轴孔-等温正火-渗碳淬火,即在渗碳淬火前增加一道等温正火的改进工艺后,试生产的

两个批次的产品,经检验,齿心部全部为细小针状马氏体,马氏体级别2~3级(图6)。

#### 5 结论

(1)通过温锻工艺锻打出的齿轮,在后续渗碳过程奥氏体晶粒容易异常长大,淬火后转变成粗大马氏体组织。

(2)锻后回火工艺或锻后普通正火均对温锻后渗碳淬火过程形成粗大马氏体无改善效果。

(3)锻后等温正火工艺可以解决在后续渗碳淬火过程马氏体粗大问题。

#### 参考文献

- [1] 王向东,张宝红,张治民. 直齿圆柱齿轮精锻技术的发展现状与趋势[J]. 锻压装备与制造技术,2006,41(2):21-24.
- [2] 崔中圻,覃耀春. 金属学与热处理(第2版)[M]. 北京:机械工业出版社,2007:239.
- [3] 伍来智,陈 军,张鸿冰. 40Cr 钢奥氏体动态再结晶及晶粒细化[J]. 上海交通大学学报,2008,42(5):786-790.
- [4] 李佐峰. 渗碳齿轮毛坯锻造余热等温正火工艺可行性研究[J]. 热处理技术与装备,2007,28(2):47-49.
- [5] 马锋钢. SAE8620RH 钢等温正火工艺[J]. 金属热处理,2010,35(12):120-123.

白瑞娟(1976-),女,工程师,2000年华东冶金学院(本科)毕业,齿轮钢研究。

收稿日期:2015-12-28