

## 直接切削用40MnVS钢高强韧化控轧控冷工艺开发

冀 鸽, 余道军

(靖江特殊钢有限公司材料研究所, 靖江 214500)

**摘要:** 采用1 030 °C开坯、880 °C连轧、轧后穿水的控轧控冷工艺试制了Φ110 mm直接切削用40MnVS非调质圆钢, 结果表明: 轧后穿水可在控轧工艺的基础上进一步细化晶粒, 明显改善带状组织, 提高钢的力学性能。产品在抗拉强度达到945 MPa、屈服强度达到800 MPa的情况下,  $A_{ku}$  仍能达到70 J以上, 可代替42CrMo等调质钢。

**关键词:** 直接切削; 40MnVS非调质钢; 控轧控冷; 轧后穿水

## Development of High Strengthening and Toughening TMCP of 40MnVS Steel Round Bars for Direct Cutting Application

Ji Ling, Yu Daojun

(Institute of Material Research, Jingjiang Special Steel Co., Ltd., Jingjiang 214500)

**Abstract:** Using Thermo-Mechanically Control Process (TMCP) of 1 030 °C breakdown rolling 800 °C continuous rolling and water through after rolling, Φ110 mm non-quench and tempering (NQT) 40MnVS for free cutting application was trial produced. The results indicate that water fast cooling process of rolled steel can refine grain size, improve banded structure obviously and increase mechanical properties of steel. At the condition that tensile strength reaches 945 MPa and yield strength reaches 800 MPa, the impact energy  $A_{ku}$  of steel products can still reach more than 70 J. It can be used to replace 42CrMo NQT steel.

**Key Words:** Direct Cutting; 40MnVS NQT Steel; TMCP; Water Through After Rolling

与传统调质钢相比, 直接切削用非调质钢因工序上省略了轧制后的热处理环节, 生产周期短, 成材率高, 生产成本低<sup>[1-2]</sup>。强韧性匹配是这类圆钢设计与生产中的难点与瓶颈所在, 强韧性匹配越好, 可代替传统调质钢的范围越广。本文选用40MnVS钢方坯为原料, 在半连轧棒材轧制线上采用可改善轧制节奏的分段待温控轧工艺, 加上轧后穿水强冷却工艺试轧了Φ110 mm圆钢, 并与采用相同成分、相同控轧工艺但未穿水的同规格圆钢在横截面金相组

织、硬度分布以及力学性能等方面进行对比, 研究了穿水工艺对非调质钢组织和强韧性的影响, 从而得到生产具有高强韧性的直接切削用40MnVS钢的控轧控冷工艺。

### 1 试验材料、工艺及过程

#### 1.1 试验材料和生产工艺

试验材料选用较为常用的铁素体-珠光体型系非调质钢40MnVS, 主要化学成分如表1所示。

表1 40MnVS钢化学成分/%

Table 1 Chemical composition of 40MnVS steel/%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V
0.50	0.20~0.40	1.00~1.40	≤0.015	0.020~0.040	≤0.30	≤0.30	≤0.20	≤0.20	0.05~0.15

圆钢的生产工艺流程如下: 100 t电弧炉-LF精炼-VD真空脱气-连铸(300 mm×340 mm)-冷却-再加热(1 180 °C均温)-除鳞-待温-1 030 °C开坯(185 mm×190 mm)-待温-880 °C连轧-穿水冷却-锯切-冷床冷却-精整。

#### 1.2 试验工艺

在试验中采用低温大压缩比的控轧工艺, 以获得良好的冲击韧性<sup>[3-4]</sup>, 终轧温度控制在880 °C以下, 通过在低温下轧制推迟奥氏体变形后的再结晶, 使奥氏体晶粒尽可能扁平化, 再结晶后的晶粒度更

细小,从而显著细化相变后的先共析铁素体和珠光体尺寸,同时获得提高强度及韧性的效果。但在执行低温控轧工艺时,出钢节奏会受到待温时间的制约,300 mm × 340 mm 规格坯料如果仅采用连轧前一次待温工艺,在 1 180 °C 的均温温度出炉并开坯后,在连轧前需要待温至少 5 min 才能获得 880 °C 以下的终轧温度,出钢节奏 ≤ 12 支/h,坯型越大或轧制温度越低,待温时间越长,生产节奏越慢;此外坯料的角部温降较快,与其它位置温差较大,这也会带来后续一系列的质量问题,如周向尺寸不均,组织与性能不均,横向微裂纹等等。试验充分利用半连轧机组的布局特征,采用两段待温工艺,即开坯前坯料待温,待温度降到 1 030 °C 后再进行开坯,开坯后中间坯再待温,每段待温时间仅需 3 min 甚至更短,即可获得 880 °C 以下的终轧温度,通过坯料待温、坯料初轧、中间坯待温、中间坯连轧同步进行的方式,理论出钢节奏可达到 20 支/h,显著提升了低温控轧材的生产效率,并有效改善了以上诸多问题。轧制工艺示意图如图 1 所示。

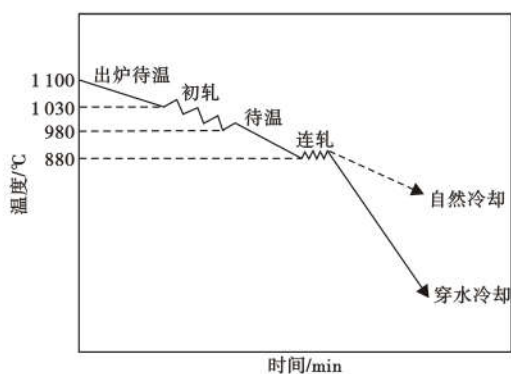


图 1 Φ110 mm 圆 40MnVS 钢控轧控冷工艺示意图

Fig. 1 Schematic diagram of TMCP of Φ110 mm 40MnVS steel round bar

### 1.3 试验过程

300 mm × 340 mm 坯料第一次待温至 1 030 °C 后,经往复式轧机开坯至 185 mm × 190 mm 中间坯,中间坯继续在连轧机入口处进行第二次待温,表面温度达到 880 °C 后经过 4 道次轧制成 Φ110 mm 圆钢,中间坯至成品的变形量达到 70% 以上;轧制成 Φ110 mm 圆钢后,再分别进行穿水和不穿水冷却,研究穿水后钢在组织和性能方面的变化。

为了提高轧制后的冷却速度,在棒材轧机出口后增设了 6 组水环,棒材轧制结束后进入水环进行强制冷却,图 2 是穿水冷却圆钢的时间-温度曲线示意图,模拟了圆钢整个横截面从轧后穿水冷却到穿

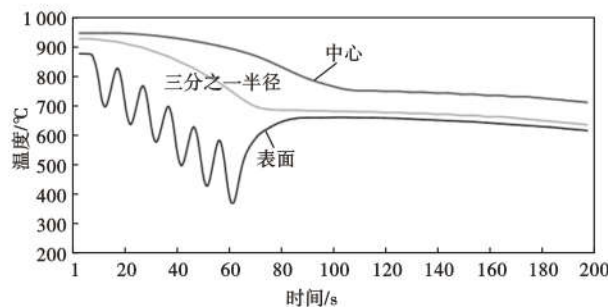


图 2 Φ110 mm 圆 40MnVS 钢轧后穿水时间-温度曲线示意图  
Fig. 2 Schematic diagram of time-temperature of 40MnVS steel Φ110 mm round bar after rolling and water through after cooling

水后返温的过程。可以看出,圆钢进入第一个水环后,表面温度急速降低,但出水环后因内部返温,温度又迅速升高,但略低于穿水前的温度,如此反复几次,呈现锯齿状的温降过程,穿水结束后温度升高至某一数值,随后开始缓慢但稳定的下降;1/3 半径处(表明下 18 mm)受表面穿水的影响,温度会快速但较为稳定的降低,越靠近心部温降越慢,经过一定时间后,整个截面会达到一个比较均匀一致的温度范围。

## 2 试验结果

### 2.1 穿水工艺对钢材组织的影响

不经过穿水图 3(a、b、c)和穿水图 3(d、e、f)两种工艺冷却后获得的 Φ110 mm 圆钢不同位置处的金相组织。从图 3(a、d)可以看出,无论轧后是否穿水,表层 1 mm 的范围内都形成了细小等轴的先共析铁素体加珠光体团的组织形貌,不同之处在于未穿水的圆钢表面的铁素体有长大迹象,先共析铁素体尺寸较大,珠光体团也稍粗大;而轧后穿水的圆钢先共析铁素体及大多数珠光体团的尺寸都十分细小,但在稍微远离表面的位置可以观察到大量呈扁平状、被细小铁素体包围的珠光体团簇。对比图 3(b、e、c、f)看出,与轧后未穿水的圆钢相比,轧后穿水的圆钢在距表面下 8 mm 和 18 mm 处的先共析铁素体晶粒和珠光体团都明显更加细小,并且带状组织也有明显改善,但距表面下 8 mm 处仍然能够观察到扁平状的珠光体团簇,该形貌在距表面下 18 mm 处基本消失。

### 2.2 穿水工艺对钢材力学性能的影响

表 2 为不穿水棒材及穿水棒材在距表面下 18 mm 处取样测得的力学性能,从表 2 中看出,采用低温轧制工艺但不穿水的棒材也具有较好的强韧性匹配,在抗拉强度达到 860 MPa、屈服强度达到 590 MPa 的基础上,  $A_{ku}$  仍然能达到 56 ~ 68 J。而在低温控轧的基础上再经过穿水冷却后,强度和韧性

明显提升,抗拉强度提升了 85 MPa,延伸率略有下降,面缩率略有提升, $A_{ku}$ 平均提升了 18%,硬度由 254HBW 提升至 278HBW,屈服强度的提升尤为明显,提升了 210 MPa。如此高的性能完全能够达到正常 42CrMo 钢调质后的水平,可用于生产注塑机

格林柱、高强液压缸活塞杆等高强韧性要求的零件。

采用布氏硬度计测量了棒材横截面的硬度分布情况,结果如图 4。可以看出穿水后棒材整个横截面的硬度都有明显提升,结合金相组织和力学性能可知,穿水工艺相较于不穿水工艺,提高了圆钢整个

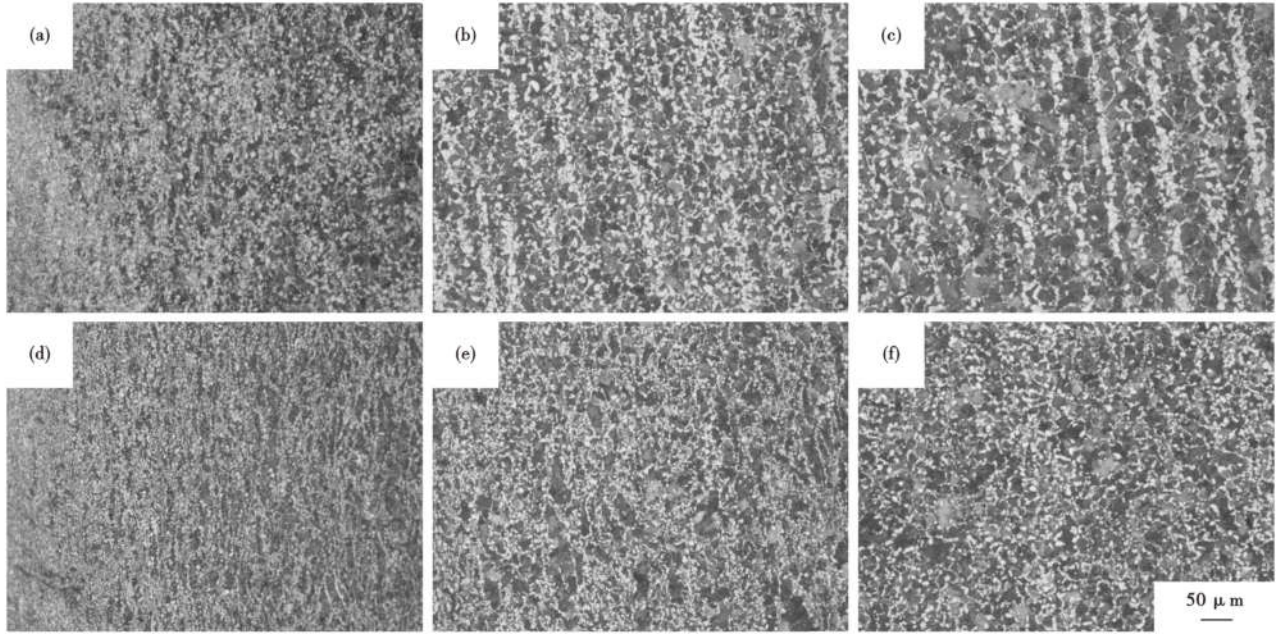


图 3 40MnVS 钢轧后不穿水与穿水金相组织:不穿水:表面下 1 mm (a);8 mm (b); 18 mm (c);穿水:表面下 1 mm (d); 8 mm (e);18 mm (f)

Fig. 3 Microstructure of 40MnVS steel after rolling with non water through and water through cooling: with out trans-water: below steel surface 1 mm (a); 8 mm (b) and 18 mm (c);with trans-water: below steel surface 1 mm (d); 8 mm (e) and 18 mm (f)

表 2 不穿水(1)和穿水(2)冷却后  $\Phi 110$  mm 40MnVS 圆钢距表面下 18 mm 处力学性能

Table 2 Mechanical properties of 40MnVS steel  $\Phi 110$  mm round bars at below steel surface 18 mm, non water through (1) water through (2)

工艺	抗拉强度( $R_{d1}$ )/MPa	屈服强度( $R_m$ )/MPa	延伸率(A)/%	断面收缩率(Z)/%	冲击功( $A_{ku}$ )/J	硬度(HBW)
(1)不穿水	860	590	21.5	54	68,65,56	254
(2)穿水	945	800	19.5	58	78,70,75	278
标准	$\geq 880$	$\geq 600$	$\geq 15.0$	$\geq 45$	$\geq 38$	270 ~ 320

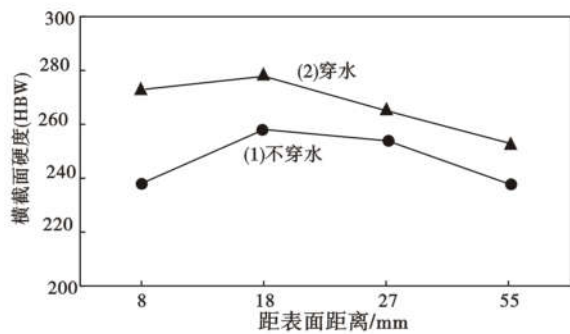


图 4 不穿水(1)和穿水(2)工艺冷却后  $\Phi 110$  mm 40MnVS 圆钢横截面硬度分布

Fig. 4 Hardness value distribution at cross section of 40MnVS steel  $\Phi 110$  mm round bars with (1) non water through (2) water through

横截面的冷却速度,对圆钢的强度、硬度的提升是全截面的,这对提升材料在服役条件下的整体表现及使用寿命是非常有利的。

### 3 结果分析

#### 3.1 轧制过程中的相变与析出

如上所述,300 mm  $\times$  340 mm 连铸坯经第一次待温后,开坯至 185 mm  $\times$  190 mm,此时坯料温度虽然低于常规开坯工艺,但变形仍然完全在奥氏体温度区间完成,变形后经过 3 min 左右的待温,可以认为变形奥氏体晶粒已经全部完成再结晶并充分长大。当待温至 880 $^{\circ}$ C 后,经过 4 道次精轧轧制成  $\Phi 110$  mm 的圆钢,中间坯至成品变形量达到了

73%, 因为变形量较大并且整个连轧过程时间较短, 圆钢出轧机后并未出现明显温降, 实测表面温度仍在 880 °C 左右, 在待温以后的精轧过程中, 表面变形温度低, 变形量大, 这种低温加大变形的工艺使奥氏体充分扁平化, 形成薄饼形晶粒, 并在晶粒内部产生大量变形带、孪晶以及位错等缺陷, 这给先共析铁素体提供了形核位置, 为后续先共析铁素体的大量析出提供了条件, 有利于铁素体晶粒的细化<sup>[5-6]</sup>; 所以, 无论轧后是否穿水, 在圆钢的表层都能形成一层细小等轴的先共析铁素体加珠光体团的组织形貌。

在热轧变形过程中, 同时需考虑 V 的析出<sup>[7]</sup>, 根据 V 在碳钢中的一般溶解度公式(1)计算可得。

$$\lg[V][C] = -9500/T + 6.7 \quad (1)$$

$$\lg[V][N] = -8830/T + 3.46 + 0.12Mn \quad (2)$$

式中 T 为温度, 当 V 含量为 0.1%, C 含量为 0.45% 时, VC 的开始析出温度为 891 °C, 实际上, 绝大多数的 VC 是在更低温度的铁素体以及珠光体片层间析出, 并且需要非常长的孕育期。当钢中加 0.01% N 时, 则可促使在更高温度下析出 VN 及 V(C,N), 根据公式(2)可算得 VN 开始析出温度为 1060 °C 左右, 低温大变形轧制条件下, 由于未再结晶的奥氏体具有很高的畸变能, 这会导致 VN 及 V(C,N) 能更快地在晶内及亚晶界上形核并析出, 这些析出物一方面固定亚晶界, 阻止奥氏体晶粒的再结晶, 一方面也能为先共析铁素体提供形核核心, 提高先共析铁素体的形核率, 从而起到细化晶粒的效果。

### 3.2 轧后冷却过程中的相变与析出

圆钢经过如前所述的低温大变形轧制后, 形成了蕴含大量晶界、亚晶界、位错、V(C,N) 析出物以及畸变能的圆饼状奥氏体晶粒, 显著提升了先共析铁素体的形核率和析出温度。但轧后如不立即进行穿水所得到的晶粒和组织就会较粗大, 随着温度逐渐降低, 先析出先共析铁素体, 然后再析出珠光体, 最终形成比穿水稍粗大的先共析铁素体 + 珠光体组织形貌, 如图 3(a,b,c)。

在整个相变过程及后续的冷却过程中, 基体中

剩余的 V(C,N) 在先共析铁素体及珠光体中的铁素体片层间析出, 起到析出强化的作用<sup>[8]</sup>。如圆钢出轧机后立即穿水, 表面温度迅速降低至 A<sub>3</sub> 以下, 此时变形奥氏体尚未来得及再结晶, 先共析铁素体在晶界甚至晶内形核长大, 相互碰撞后停止生长, 得到了比常规冷却条件下更细小的先共析铁素体颗粒; 在稍微远离表面的位置, 因温度稍高, 未达到晶内析出先共析铁素体的条件, 先共析铁素体颗粒仅在变形奥氏体晶界析出, 随后因温度迅速降低至伪珠光体区间, 伪珠光体团在变形奥氏体晶粒内部析出, 形成了先共析铁素体围绕扁平状伪珠光体团簇的遗传组织。需要注意的是, 应当尽量避免这种组织。该类组织在距表面下 18 mm 处基本消失, 这是因为距表面越远, 冷速越慢, 变形奥氏体晶粒有充分的时间完成再结晶。结束穿水后, 棒材表面温度在相变潜热及内部返温的共同作用下迅速回升至 650 °C 左右, 一方面在强冷条件下形成的先共析铁素体 + 伪珠光体组织发生自回火软化, 析出的细小碳氮化钒颗粒长大并粗化, 另一方面因冷速过快而没有来得及析出的 V(C,N) 继续析出, 使基体进一步硬化, 最终材料的硬度取决于组织与析出物共同作用的结果。另一方面, 轧后穿水使得钢材的温度能迅速降低, 可在一定程度上抑制先共析铁素体的析出, 继而能明显改善钢材的带状组织。

## 4 结论

(1) 300 mm × 340 mm 40MnVS 钢坯, 采用 1030 °C 开坯、880 °C 连轧、轧后强穿水的控轧控冷工艺生产的 Φ110 mm 圆钢, 在 1/3 半径处(表面下 18 mm) 取样, 抗拉强度可达到 945 MPa, 屈服强度可达 800 MPa, 延伸率为 19.5%, 断面收缩率为 58%, U 型冲击功达到 70 J 以上。产品可用于代替 42CrMo 调质钢生产注塑机格林柱、高强度液压缸活塞杆等高强韧性零件。

(2) 轧后穿水快冷工艺可起到显著细化晶粒的作用, 明显改善带状组织, 全截面硬度、抗拉强度尤其是屈服强度大幅提升, 同时明显改善冲击韧性。

### 参考文献

- [1] 王 乾, 俞 杰, 周 旭, 等. 高强度易切削非调质钢的研制[J]. 热处理, 2008, 33(2): 30-33.
- [2] 谭 利, 吉 光, 肖 波, 等. 非调质钢 50MnSiV 新能源汽车电机轴的开发[J]. 特殊钢, 2019, 40(5): 40-41.
- [3] 谭 利, 肖 波, 郑力宁, 等. 轧制比和 Nb 对 V-Ti 微合金非调质钢组织及性能的影响[J]. 特殊钢, 2018, 39(5): 58-61.
- [4] 韩怀兵, 宋建锋, 王清波, 等. 终轧温度和晶粒度对非调质钢 JGF45 冲击功的影响[J]. 特殊钢, 2021, 42(3): 67-70.
- [5] 王有铭, 李曼云, 韦 光. 钢材的控制轧制和控制冷却[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009: 50-74.
- [6] 王绍东, 曲锦波, 刘相华, 等. 松弛法研究微合金钢碳氮化物的应变诱导析出行为[J]. 金属学报, 2000, 36(6): 618-621.
- [7] 杨才福. 钒微合金化钢的技术进展与应用[J]. 钢铁研究学报, 2020, 12(12): 1029-1043.
- [8] 齐俊杰, 黄运华, 张 跃. 微合金化钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 37-39.