

# 形变热处理在无缝钢管生产中应用的研究

冶金部钢铁研究总院，上钢一厂

## 内 容 摘 要

本文介绍在上钢一厂  $\phi 100$  自动式轧管机组上用低、中碳钢管对减径后淬火所进行的试验研究。试验结果表明，产品的综合性能有较大幅度提高，达到了 DZ50 的水平。由此证明，此工艺方法可行，既简化了工序、节约了能源，且易于推广。本文对合理的工艺参数、金属的组织结构和强化机理等方面进行了详细研究和分析。

### 一、前言

形变热理的研究已经为时很久，但所研究的成果在许多工业部门，尤其是在钢管生产上的应用却长期得不到推广，其关键原因在于某些实际应用上的问题尚未得到切实地研究和解决。

热轧钢管技术发展至今形成的几种基本不同的生产方式，承担着90%以上的钢管产品。而这些不同的生产方式有一共同特点，就是机组的设备结构、工艺流程和工艺参数间的配合都十分复杂和严密。因此，形变热处理的应用必须进行周密的情况调查、现场观测和实验研究，然后找出切实可行的措施。在不破坏管坯——钢管变形、成型的固有规律的前提下，建立起与形变强化相结合的相变强化的条件，逐步为形变热处理的推广应用开辟一条通道。

《100机组》是我国无缝钢管生产装

置中能生产较多规格和品种的最小机组。按国外资料分析，它也是采用形变热处理可能性较大和方法较多的机组之一，因此可以作为多种形变热处理方法研究的试验机组。

钢研总院与上钢一厂观察分析了上钢一厂《100机组》温度——变形的综合条件和特点，并且首先用减径后淬火开始探讨低、中碳钢管的形变热处理，综合性能已有较大幅度的提高。

### 二、《100机组》的变形

#### 条件概况调查

以  $\phi 73 \times 4 \sim 4.5 \text{mm}$  的地质管为例，将温度——变形条件的调查结果列入表1和表2。

φ73×4.5mm碳钢管轧制温度——变形条件测定

表 1

工 序		温 度 °C	变 形 率 %	轧 速 米/秒	距前工序的间隔时间·秒	备 注
定 径	加 热	1220—1250	—	—	—	
	穿 孔	1240—1250	68	0.55	20—25	
	轧 管	1150—1180	42	2.4	12	
	均 整	930—950	1—2	0.52	12—15	
管 径	定 开轧	810—850	11	—	15	
	径 终轧	740—780		0.79		
减 径	加 热	1220—1250	68	—	—	
	穿 孔	1240—1250		0.55	20—25	
	轧 管	1150—1180	42	2.4	12	
	均 整	930—950	1—2	0.52	12—15	
	再 加 热	880—930	—	—	20	
管 径	减 开轧	870—920	23	—	1	
	径 终轧	780—810		0.89	—	

减径机与定径机变形率（减径率）的分配  
(φ73×4~4.5mm的钢管) 表 2

机 架	减径率(%)	总减径率(%)
减 径 机		
NO1	1.495	23
NO2~11	2.99	
NO12b	0.54	
NO13b	0	
定 径 机		
NO1	1.8	11
2	2.7	
3	2.68	
4	2.62	
5	2.50	
6	1.0	
7	0	

### 三、无缝钢管生产中应用形变热处理的特点和减径后淬火的条件

钢管生产中应用形变热处理的类型方法很多，但其共同的特点（与钢板控制轧制不同）首先是冷却制度（包括：距变形的间隔时间、冷却开始和终止温度以及冷却速度）的控制和冷却位置的选择。应该说，变形率对形变热处理也是一个十分重要的因素。现有传统的无缝钢管生产机组，变形量的分配制度极为严格，除个别环节（如均整）外，一般不容随意更动和调整。因此，从一定意义上讲，推广工作主要在于能否根据金属的温度——变形条

件,选择适宜的冷却位置,采用相应的冷却装置及拟定合理的冷却规范,并精确地加以控制。

国外自动轧管机组上大都采用高温形变热处理。冷却器的安装位置选在均整机或定径机的出口处。而减径后淬火实际上尚未付诸实践。根据我国《100机组》的温度——变形条件和平面布置等具体情况,对减径余热淬火进行了分析,其优点在于:

1、减径机前设有再加热炉,它能提供稳定的温度制度,可减少或避免均整后的温度波动(实际测定波动有时达100°C左右),可选择最佳的温度规范,以获得细小均匀的奥氏体晶粒,还可灵活地进行温度调节,以适应不同钢种、不同规格的需要。

2、减径机组具有连续多次小变形的特点(总减径率在18—27%之间),因而铁素体一般处在动态恢复阶段,出现动态再结晶倾向的可能性较小。

3、与均整后淬火相比,无需增设再加热炉。

但是,减径后淬火,轧件不旋转,不

如在均整后淬火容易保证冷却均匀。目前,国外雾化冷却等方法已取得进展,这个问题可望通过一定的试验研究逐步得到解决。

#### 四、减径后淬火试验

为尽可能直接地为现场提供试验的工艺参数,摸索合理的工艺规范,试验分实验室模拟和现场试验两部分进行。钢种采用20<sup>\*</sup>、35<sup>\*</sup>等低、中碳钢。20<sup>\*</sup>钢虽然参数控制难度较大,但成本低、料源易于解决,故先从20<sup>\*</sup>钢试验着手。

##### 1、实验室模拟试验

模拟试验所用20<sup>\*</sup>钢的化学成份为:  
C 0.185%; Mn 0.54%; Si 0.31%;  
S<0.015%; P<0.020%; Nb<0.005%。  
V<0.005%; Ti<0.005%;

将20<sup>\*</sup>钢管加热到奥氏体化温度(稍高于A<sub>C3</sub>),热轧减径后立即急冷(水冷)到中间转化温度。然后,一部分试样在此温度下保持40余分钟,再空冷到室温,另一部分则直接空冷。对此进行试验对比,变形率取24%,试验的有关参数和典型试样的力学性能见表3。

试验参数和力学性能检验结果

表3

编号	管坯尺寸 D×S(mm)	轧后尺寸 D×S(mm)	加热温度 (°C)	冷后温度 (°C)	冷却速度 °C/秒	力学性能			
						σ <sub>s</sub> kg/mm <sup>2</sup>	σ <sub>b</sub> kg/mm <sup>2</sup>	δ %	a <sub>k</sub> kgm/cm <sup>2</sup>
013	38.0×3.5	28.8×4.5	920	540	260	63.4	73.0	16.4	17.7
54	38.0×3.5	27.8×5.1	910	530	260	63.5	72.4	13.8	—
57	38.0×3.5	28.0×5.2	900	480	309	69.0	77.7	13.0	—
61	38.0×3.5	28.8×5.0	906	510	260	—	73.6	18.9	17.3
71	28.8×4.5	27.0×5.2	900	540	240	63.4	66.3	14.6	17.3
27	38.8×3.5	28.8×5.0	915	—	—	36.7	52.4	32.8	14.7

注: 1、a<sub>k</sub>值的检验温度为9°C。

2、71<sup>\*</sup>样因模拟条件所限,淬火前已有较小变形。

由表 3 可以看出, 试样 013<sup>\*</sup> 比 71<sup>\*</sup> 的性能好, 说明减径后淬火比单独加热淬火的效果好。试样 013<sup>\*</sup> 的性能和 61<sup>\*</sup> 的差别不大, 只是  $\delta$  值偏低一些, 但仍保持较高的水平, 超过了 DZ50。

## 2、现场工业性试验

现场工业性试验所使用 20<sup>\*</sup> 钢的化学

成分为:

C 0.21%; Mn 0.44%;

Si 0.23%; S < 0.029%;

P < 0.021%。

规格:  $\phi 73 \times 4.5 \text{ mm}$

试验的有关参数和典型试样的力学性能见表 4。

试验参数和力学性能检验结果

表 4

编号	出炉温度 °C	急冷后温度 °C	冷却介质	冷却速度 °C/秒	力学性能				备注
					$\sigma_s$ kg/mm <sup>2</sup>	$\sigma_b$ kg/mm <sup>2</sup>	$\delta$ %	$\psi$ %	
12—4	930	~530	雾+水	190	51.0	73.0	18.0	62.0	
2—3	900	~510	水	170	56.0	80.0	19.0	63.0	
2—4	900	~520	水	160	54.0	76.0	23.0	63.0	
30	870	~560	水	210	59.0	73.5	20.5	—	
10	860	~560	水	200	58.0	71.5	19.0	—	
7—3	980	~	空冷	—	34.0	50.0	31.0	63.0	

由表 4 可以看出, 工艺参数控制在如下范围: 再加热温度 860~930°C (终轧温度 760~860°C); 急冷后温度 510~560°C, 急冷速度 160~200°C/秒; 综合指标达到或超过了地质管 DZ50 的水平

(YB253—70 规定:  $\sigma_s = 50 \text{ kg/mm}^2$ ;  $\sigma_b = 70 \text{ kg/mm}^2$ ;  $\delta = 12\%$ ;  $\psi = 40\%$ ;  $a_k = 4 \text{ kg-m/mm}^2$ ), 比苏联南方钢管厂用定径后淬火的 II 钢性能还要好些。减径后淬火提高的性能幅度大。(详见图 1)。

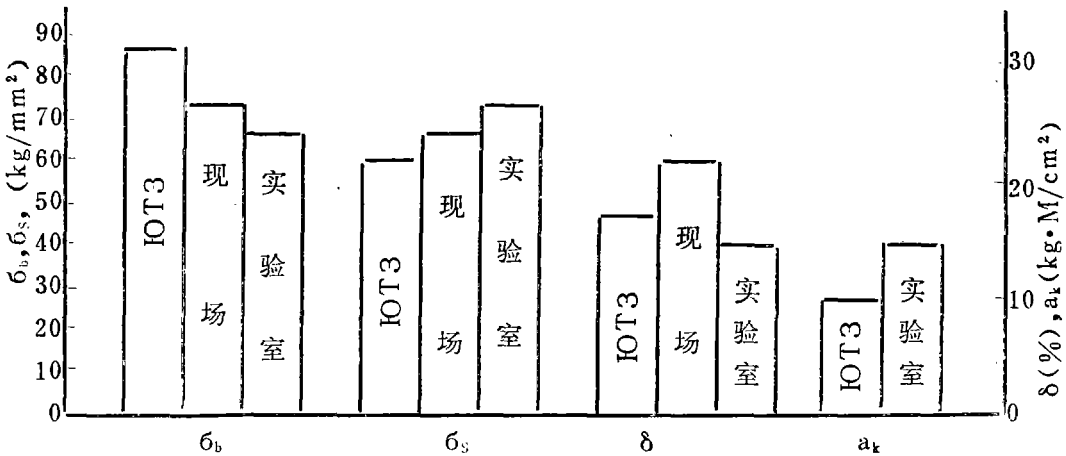


图 1 苏联南方钢管厂 (IOT3)、现场和实验室形变热处理力学性能对比

所用钢种与成份:

ЮТЗ Д鋼C 0.43—0.53%, Mn 0.70—0.90%, Si 0.15—0.30%  
S<sub>≧</sub> 0.045%, P<sub>≧</sub> 0.045%。

现场20°C 0.21%, Mn 0.44%, Si 0.23%, S<sub>≧</sub> 0.029%, P<sub>≧</sub> 0.0007,  
实验室20°C 0.185%, Mn 0.54%, Si 0.31%, S<sub>≧</sub> 0.015%, P<sub>≧</sub> 0.020%。

经物理检验和电子金相观察表明,除57°样外,该形变热处理试样组织的共同特点是以贝氏体为主,铁素体和马氏体少量(图2—1,图2—7)。贝氏体中主要是下贝氏体(图2—1,图2—2)。下贝氏体铁素体的宽度平均为十分之几个微米。碳化物粒子的直径平均为0.05微米,条状碳化物的直径约与其相当。下贝氏体的基体铁素体上具有很高的位错密度(一般约为 $10^{11}\text{cm}/\text{cm}^3$ ),均呈三位错网络。粒状贝氏体中有高碳“小岛”(图2—2)。经磁性法测定,样品中的残余奥氏体小于0.5%。这说明原奥氏体岛已绝大部分分解为铁素体和碳化物或转变为马氏体。但它们都具有很高的位错密度。铁素体有一部分因变形被拉成为针状(图2—6),也有

的出现亚结构和高位错密度以及少量细小的碳化物(图2—6、图2—2)。板条马氏体为细板条,一般宽度为0.40微米左右,其内部含有密度高达 $10^{11}\text{cm}/\text{cm}^3$ 的均匀位错网络(图2—3、2—4)。板条内的碳化物极小,一般直径为0.01微米,长度为其5—10倍,常呈魏德曼取向(图2—5)。

经电镜分析和X光定相表明,本钢中只含单一的 $\text{Fe}_3\text{C}$ 型碳化物,无铌、钒、钛的碳化物存在。

平均亚晶尺寸为0.6~0.8微米。

## 五、性能的强化分析

无论是实验室模拟还是现场试验,动态下的 $\text{Ar}_3$ 、 $\text{Ar}_1$ 、 $\text{Ms}$ 点和形变奥氏体的再结晶温度是难以准确测定的,现从组织特点和工艺条件的变化进行分析。

图2 钢在形变热处理中转变后的金相照片

(温度变形条件见表3、表4),图2—1~图2—9为20°钢,图2—10为35°钢。



图2—1

试样013°不同部位的组织形貌,  
下贝为主,左下角为粒贝 ×5000



图2—2

试样2—4°的铁素体亚晶和粒贝  
×10500

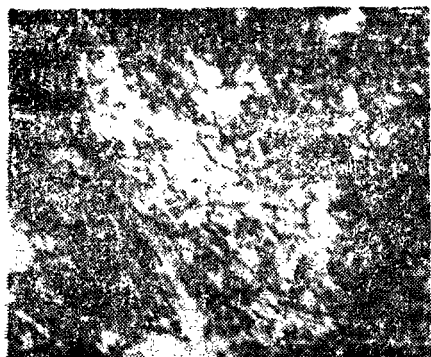


图2-3  
试样13°马氏体板条内的位错  
网络  
×10500



图2-4  
试样013°较细的马氏体板条  
×48000



图2-5  
试样12-4°板条马氏体中魏德曼  
分布的碳化物(暗场相)  
×37000



图2-6  
试样61°变形铁素体中的亚结构  
及细小碳化物  
×22000

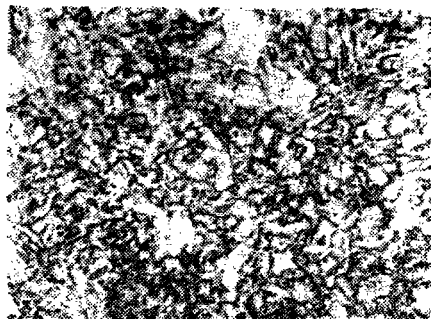


图2-7  
试样013°下贝+粒贝+10-15%  
铁素体+少量马氏体  
×800

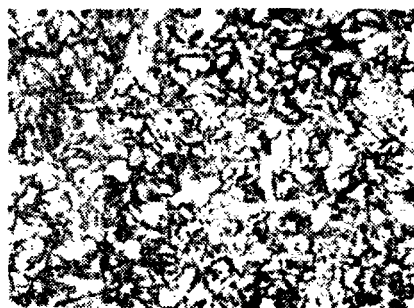


图2-8  
试样61°以下贝、粒贝为主  
~10%铁素体及少量马氏体  
×800

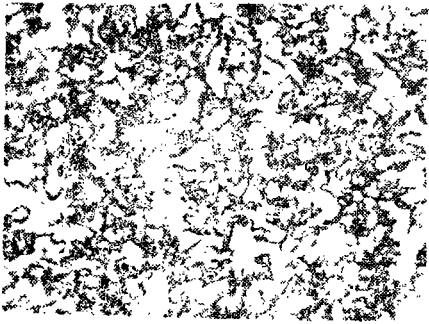


图2-9  
试样2-4°下贝、粒贝为主，和  
25%左右的铁素体 ×800

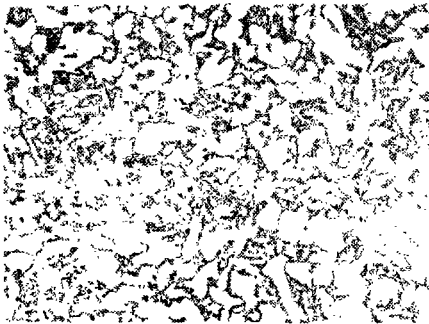


图2-10  
试样13-2°铁素体及极细珠光体  
×500

形变热处理的钢管中出现贝氏体、铁素体和极少量马氏体等混合组织，可以认为本工艺基本属于形变与扩散型相变相结合的形变热处理；由于出现了拉长的铁素体(图2-6)并且变形过程中的动态相变点有所升高，可以认为变形已进入Y+a两相区；由于铁素体内出现多边形化和亚晶(图2-6)，可以认为形变铁素体已有部分再结晶与恢复现象。

模拟试验中的样品，不管经过500°C，保温与否，都出现了马氏体，可见动态下的M<sub>s</sub>点不低于500°C，而现试验的情况有可能低一些。因此，急冷终止温度基本上处于贝氏体区(甚至于下贝氏体区)。

20°钢静态下M<sub>s</sub>点的变化，影响的因

素较多，且各因素影响的程度大小也不一致。因此诸文献中关于M<sub>s</sub>点的升降不尽一致。通过对钢管组织结构的分析说明，在工艺条件下奥氏体的形变有利于碳化物的析出，同时形变促进相变进行，故使M<sub>s</sub>点有所升高。只是和模拟试验相比，现场的变形速度较低，对M<sub>s</sub>点的升高影响较小，例如马氏体的含量较少就与其有关。

析出的碳化物往往成非常细小的核弥散分布在变形带和位错线上；奥氏体形变引起大量位错并诱导析出碳化物，有利于铁素体的成核；使铁素体颗粒细化和马氏体的固溶含碳量降低；细小的奥氏体颗粒，使转变后的组织细化；由于形变后立即淬火，高密度的位错将更多地遗传给以后的贝氏体和马氏体。因此，电镜观察表明，最终钢管组织由十分细小的亚晶所组成，在亚晶内部有均匀分布的0.01~0.05微米的碳化物质点，这些均有利于强韧性能的提高。

〔附录〕

35°钢管减径后淬火试验也取得了较好的结果(35°钢成分:C 0.35%, Mn 0.65%, Si 0.24%, S 0.029%, P 0.012%) 详见表5。

表5

	$\sigma_s^*$ kg/mm <sup>2</sup>	$\sigma_b^*$ kg/mm <sup>2</sup>	$\delta, \%$	$\psi, \%$
35°钢管	59	73	22	66
	58	74	23	63
DZ 50	50	70	12	—

从表5可见，35钢管力学性能也已达到DZ50的水平。应该指出，35°钢管的试

(下转第56页)

钢管的收得率提高了。八角形的连铸坯也可用作管坯，不过，这样的坯料不是用辊式穿孔机穿孔而是在压力穿孔机上穿成空心坯。

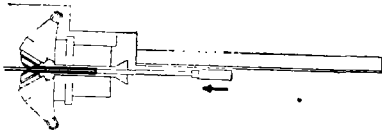


图10. 三辊行星轧管机和前台

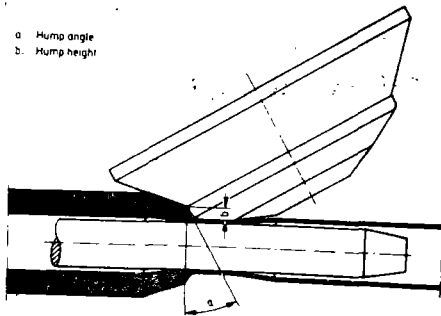


图11 三辊行星轧管机的变形区  
a. 台肩角度 b. 台肩高度

## 结 语

初步工作和试验表明，三辊行星轧机为无缝钢管生产提供了一个有效而灵活的方法，可以满足严格尺寸公差的要求。这是第一个能够进行连续轧制的方法，并且是一种独特的无缝钢管生产新工艺。

三辊行星轧管方法的特点及其优越性是：

可以连续轧制，

在延伸（轧管）阶段进行横轧，因而可以得到较小的壁厚公差；

由于管坯重量增大，收得率提高了（管坯重量比目前可能使用的增加了3~4倍）；

由于不需要再加热而节省了能源；

机组的噪音较小，因为冷管和芯棒不需要运送；

投资费用少。

李长穆 译自 美国《钢铁工程师》，  
1981 (58) №, 10

（上接第51页）

验进行得很少，其性能潜力远远没有充分发挥出来，因此，继续试验有可能获得更高的性能。

金相检验表明，上述性能分别达到DZ40和DZ50的20\*管、35\*管均由极细珠光体（或细珠光体）+铁素体所组成，证明其急冷的终止温度都处于珠光体转变区。

## 六、结论

1、本试验表明，减径后淬火工艺可行。20\*钢和35\*钢管急冷终止温度如分别控制在“贝氏体转变区”和“珠光体转变区”有可能满足地质管DZ50的性能要求。

2、减径机上 $\gamma$ 区和 $\gamma + \alpha$ 两相区连续

多次小变形对减径后淬火工艺获得强韧性效果较好。

3、进行不同方式的深入具体的模拟试验，对研究某些工艺因素的综合影响和获得与现场试验更加接近的工艺参数十分有益，可以大大缩短热处理工艺应用于生产的进程，也为具体工艺条件下强化机理的研究提供了方便。

4、研制好冷却器，使其冷却均匀，从而改善钢管的平直度以及组织、性能的统一性，是加速形变热处理应用于钢管生产的关键之一。

5、减径后淬火工艺，现场易于采用，且可简化工序，节约能耗，有很大经济效益。

参考文献（略）