

# 对结构钢(40CrNiMoA)奥氏体本质晶粒度影响因素的探讨

三七二厂 徐厚训 栗牧怀

结构钢奥氏体本质晶粒度这一传统概念,在冶金、机械和航空等工业部门中一直作为对产品质量的考核内容之一。本质晶粒度的意义是作为一个奥氏体晶粒长大的物理参量,即在一个特定的温度(930℃)下经足够的保温时间后的奥氏体晶粒大小。这个特定温度必须使在该温度下的奥氏体晶粒基本上不生长大(对本质细晶粒钢而言),而超过这个温度后,奥氏体晶粒可能发生长大。在YB27—64中把奥氏体本质晶粒度定义为:当钢加热超过临界点以上某一规定温度(930℃)时所具有的奥氏体晶粒度;奥氏体本质晶粒度表示钢的奥氏体晶粒在规定温度下的长大倾向。

按照传统概念,奥氏体本质晶粒度的级别大小是由冶炼因素、化学成分(主要是钢中的酸溶性铝含量)来决定的,只要钢中铝含量达到一定值(酸溶性铝含量在0.01%左右),就能保证钢材获得细小的本质晶粒度,而与钢的其他工艺过程无关,并以经典的难熔微质点(如铝的氧化物,氮的化合物等)的奥氏体“晶界迁移阻碍说”作为理论依据,用来解释上述结果。为此把奥氏体本质晶粒度在5~8级的钢称之为“本质细晶粒钢”,而把5级以内的钢称为“本质粗晶粒钢”,认为本质细晶粒钢在930℃以下保温都能保持细小的本质晶粒度,不致发生奥氏体晶粒的急剧长大。

但是,大量的生产实践和试验数据表明,奥氏体本质晶粒度不仅与钢的化学成分、冶炼因素有关,而且与钢的冷、热加工工艺过程有十分密切的关系。“本质晶粒度”并非完全“本质”,“后天”因素对奥氏体本质晶粒度的大

小也有着强烈的影响,这一事实与传统的奥氏体本质晶粒度的概念和理论是相矛盾的。

下面介绍冷、热加工因素和试验加热速度对奥氏体本质晶粒度的影响。

## 一、试验方法

试验用料采用40CrNiMoA钢棒和模锻件,钢棒直径 $\phi 20$ 毫米,炉号71445,状态为热轧。模锻件外形为凸形,其圆饼部尺寸:直径80毫米,厚25毫米,大部试样从该处取出。原材料炉号为79393。两种钢样经化学分析,酸溶性铝含量都在0.017~0.022%,按传统概念应为本质细晶粒钢。

钢材本质晶粒度的试验方法按YB27—64规定,加热至930℃保温3小时后水冷或油冷。采用直接腐蚀法(晶粒边界腐蚀法)测定奥氏体晶粒大小和评级。浸蚀剂为饱和苦味酸水溶液+少量洗涤剂。试验用炉为4千瓦马福炉。

## 二、试样加热速度对钢的奥氏体本质晶粒度影响

在作本质晶粒度试验时,须把试样加热到930℃,加热速度将直接影响到测定结果。如果把待测试样先放入室温的炉子中,然后随炉加热升温至930℃,这样的加热速度称为“随炉加热”;把试样直接放入已升温到930℃的炉子中加热并在930℃下保温,称为“到温入炉”。我们以同样条件的试样经过多次反复试

验后确认：到温入炉方法加热的试样，其奥氏体本质晶粒度出现混晶和粗晶的可能性比随炉加热的试样大得多，特别是试样在待测前经过较为激烈的冷热变形或存在较大内应力时。这样，到温入炉法加热的试样出现混晶的可能性更大，重复性更好。表1是加热速度对

40CrNiMoA 钢棒和模锻件奥氏体本质晶粒度的影响。

到温入炉的试样其奥氏体晶粒的最大特点是出现混晶现象，即大小晶粒相差十分悬殊，最大的可相差百倍以上。

表 1

φ20 毫米 钢 棒			
试 样	原始实际晶粒度	到 温 入 炉 本 质 晶 粒 度	随 炉 加 热 本 质 晶 粒 度
1—1	7~8	8~5	
1—2	7~8	8~7	
1—3	8~7	8~6	
1—4	8~7		8~7
1—5	8~7		8~7
1—6	8~7		7~8

模 锻 件

2—1	7~8	7~6	
2—2	7~8	8~4	
2—3	8	8~4	
2—4	7		7~6
2—5	7~8		7~8
2—6	7		7

### 三、变形程度对奥氏体本质晶粒度的影响

对待测试样变形程度有影响的因素(锻比、冷变形、轧制等)都会影响到试样的本质晶粒度。通常，变形量越大(而试样尚未完全消除内应力)，试样出现混晶和粗晶的可能性就越大。

在 40CrNiMoA 模锻件上各个不同部位取样后测定本质晶粒度(采用到温入炉加热法)，凡是变形激烈或流线密集处都出现混晶，其本质晶粒度都为7~4或7~5级。而在中心部位几乎没有混晶现象出现，本质晶粒度都在7~6级。

在锻件中心取10×10毫米方形截面试样，在待测面上用凿子在中心凿出一个十字花样，

并测定其实际晶粒度为8级。然后再测定其本质晶粒度。试样经磨制、浸蚀后观察到：沿十字花样的边缘上出现一排粗大晶粒(3级以上)，离开十字花样边缘后，粗晶消失，为正常的8级细晶粒(见图1)。

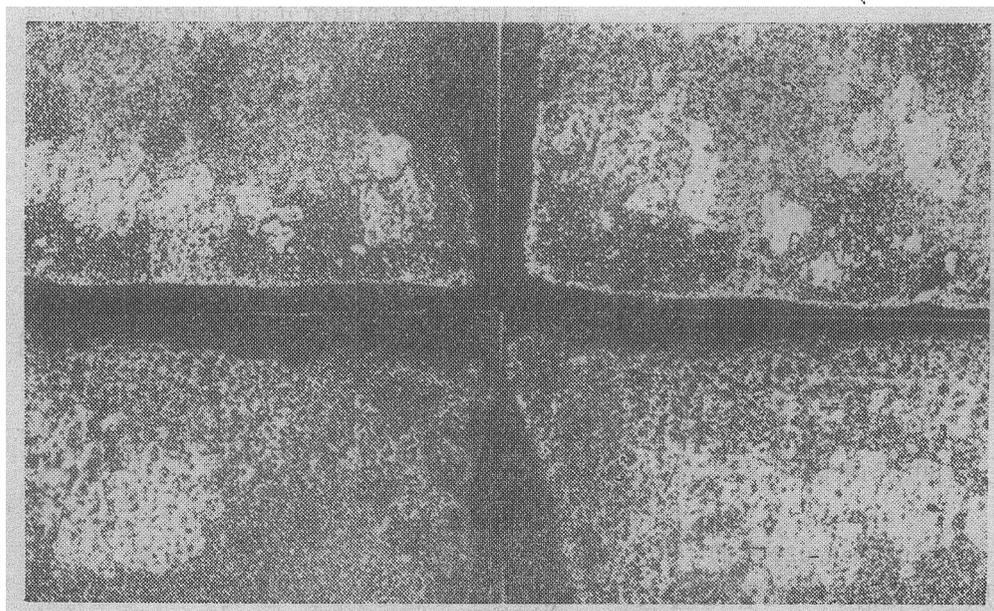


图 1

50×

## 四、原始组织对奥氏体本质晶粒度的影响

待测试样的金相组织对奥氏体本质晶粒度也有重大影响，其规律是：待测试样的原始组织的硬度越高，测得的本质晶粒度出现混晶或粗晶的可能性也就越大；试样的原始金相组织硬度越低，出现混晶和粗晶的可能性也就越小。试验数据列于表2。所有试样都取模锻件中心部位，尺寸：6×6×10毫米。实际晶粒度均在7~8级，加热方式采用到温入炉法。

表 2

试 样	热处理状态	金相组织	HRC	本质晶粒度
D,C	860°C水淬	马氏体	51.5	8~5, 8~3
E,F	860°C水淬 +560°C空冷	回火索氏体	36.5	8~7
R,Q	900°C正火	索氏体 +贝氏体	40	8~6, 8~7
G,H	900°C退火	珠光体 +铁素体	22	8~7

从上表可知，淬火的马氏体组织硬度最高，在本质晶粒度中出现的混晶现象也最严重（见图2）。



图 2

## 五、问题讨论

酸溶性铝含量在0.017~0.022%的40Cr-NiMoA钢——本质细晶粒钢于930°C保温3小时后，为什么会出现在上述因素影响下的粗晶和

混晶现象呢？这些“后天因素”通过什么来影响奥氏体本质晶粒度？都是我们要讨论的问题。

### 1. 关于相变重结晶

40CrNiMoA钢加热到710°C以上时就要发生相变；铁素体和渗碳体相互作用逐步相变成奥氏体，其间要经过一个奥氏体形核、长大过程。当形核后的奥氏体长大到相互接触——全部奥氏体化后，则相变结束。由于奥氏体形核数量极多，所以新生的奥氏体晶粒是很细小的，往往称这段时间的奥氏体晶粒为起始奥氏体晶粒。这段时间持续长短和加热温度及加热速度有关。理所当然，奥氏体晶粒的聚集长大应发生在相变重结晶之后。

### 2. 完全奥氏体化后的奥氏体晶粒长大

按照传统概念，奥氏体晶粒是通过它的晶界迁移而长大。也就是：一个奥氏体的晶粒边界逐步向另一个奥氏体晶粒内迁移，从而使得一个晶粒长大，一个消失。由于难溶的微质点如AlN、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>和其它高熔点化合物相弥散分布在奥氏体的晶界上，起了“钉扎”奥氏体晶界的作用，阻碍奥氏体晶界的迁移、移动。以实现其细化奥氏体本质晶粒的目的。

这些难溶微小质点（化合物相），其团聚温度（形态改变和重新分布）都是很高的，通常在1100°C以上。因此，人们以此为依据一直认为在930°C下，对本质细晶粒钢（酸溶性铝含量在0.015%以上）来说，其晶粒大小不会超过5级。

但是，大量试验结果表明：这些本质细晶粒钢在930°C 3小时保温后，仍然存在出现大量“混晶”或粗晶现象（见图2）；甚至在930°C以下保温也会出现粗大晶粒。表3是40CrNiMoA钢

表 3

试 样	原 始	860°C 3小时	880°C 3小时	900°C 3小时	920°C 3小时
	晶 粒 度	晶 粒 度			
N1~5	8~7	8~7	8~7	8~7	8~3
N6~10	8	8	8	8~7	8~4

锻件在不同温度下保温3小时后的本质晶粒度。

在另一组试样的本质晶粒度试验中，曾发现在930℃保温下，只要30分钟就能在试样上观察到数量较少的大晶粒。表4是这组试验的数据。

表 4

试样号	原始实际晶粒度, 级	930℃保温时间, 分钟	本质晶粒度, 级	大晶粒所占面积, %
1	8	15	8	0
2	8	30	8(4)	1~2
3	8	45	8(3)	3~5
4	8	60	8(3)	5~8
5	8	75	8+3(2)	12
6	8	90	8+2(1)	15
7	8	120	8+2(>1)	15

注：采用到温入炉法。

图3~9分别是上表中1~7号试样的本质晶粒度照片。

上述现象表明，仅用传统的单纯的难熔微质点“晶界迁移阻碍说”是不能自圆其说的。

工艺因素是如何影响钢的奥氏体本质晶粒度的呢？我们认为：上述“后天因素”的共同

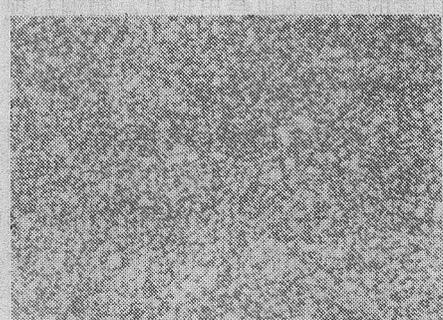


图 3 1号试样 100×

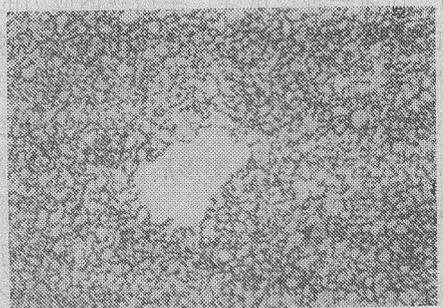


图 4 2号试样 100×

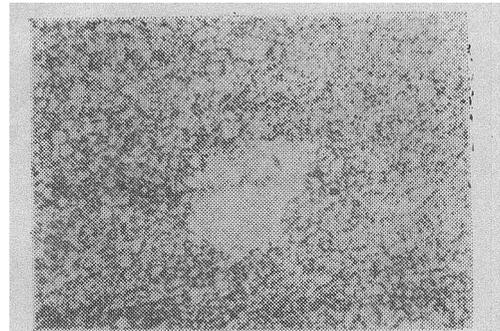


图 5 3号试样 100×

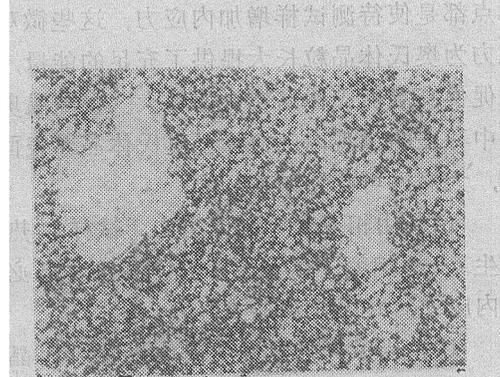


图 6 4号试样 100×



图 7 5号试样 100×

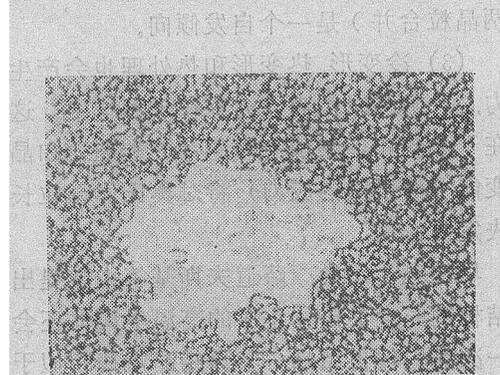


图 8 6号试样 100×

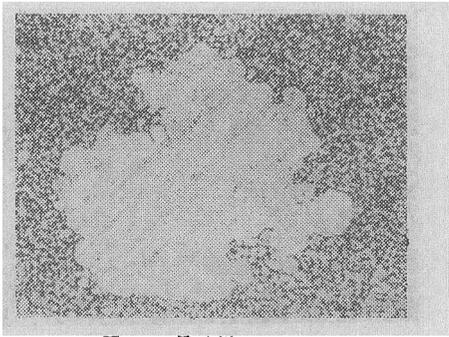


图9 7号试样 100×

特点都是使待测试样增加内应力。这些微观内应力为奥氏体晶粒长大提供了充足的能量，从而促使高温奥氏体晶粒快速长大。在高温奥氏体中存在的微观内应力除了奥氏体晶界表面能外，大概还可分为如下三类：

(1) 由相变产生的内应力：试样加热时发生  $\alpha-\gamma$  相变，由于两相的比容差，势必产生内应力，并以微观形式存在。

(2) 当试样加热到奥氏体化后，各晶粒由于位向不同，因而膨胀系数也不一样，也会产生内应力。根据 F. 拉洛兹的计算式，两晶粒间的热应力为：

$$\sigma = (\alpha_1 - \alpha_2) \Delta T \frac{E_1 E_2}{E_1 + E_2}$$

式中： $\alpha_1$ 、 $\alpha_2$ 分别为两晶粒的膨胀系数；

$\Delta T$ 为温度增量；

$E_1$ 、 $E_2$ 分别为两晶粒的弹性模量。

由上式可知，只要两晶粒位向不同，那么  $\alpha_1 \neq \alpha_2$ ，位向越大， $(\alpha_1 - \alpha_2)$  也越大。只有在两晶粒位向趋于一致时， $\alpha_1 = \alpha_2$ ，这时  $\sigma = 0$ ，系统的自由能降低，因此两晶粒位向趋近（两晶粒合并）是一个自发倾向。

(3) 冷变形、热变形和热处理也会产生内应力，并且多以微观应力存在于试样中。这些存在于晶粒和嵌镶块之间的第二类应力和晶格畸变能（第三类内应力）将对奥氏体晶粒长大起决定性作用。

早在五十年代，萨道夫斯基等人就提出过在结构钢完全奥氏体化后的高温奥氏体还会出现一次奥氏体再结晶，其再结晶规律类似于常温下的再结晶现象，即有形核、长大和发生聚

集长大的二次结晶过程，并认为“内硬化”（相变时所产生的应力）是引起奥氏体再结晶的原因。但是，事实上仅用“内硬化”现象解释奥氏体再结晶现象亦不完全符合实际情况，只有上述三大类内应力的综合才是奥氏体再结晶发生的动力和原因。在一定条件下，工艺因素造成的内应力往往起主导作用。由于微观内应力的存在直接影响高温奥氏体的再结晶温度，内应力越大，再结晶温度就越低。当内应力达到一定值时，将使奥氏体再结晶温度下降到  $930^\circ\text{C}$  以下，也就是说，在进行本质晶粒度试验时已经开始了奥氏体再结晶。这就使得在  $930^\circ\text{C}$  时保温3小时有可能发生奥氏体晶粒的聚集长大，而难熔微质点的分布状态不变。这种长大方式的晶粒往往极不均匀（混晶）。同时试样中的数量级较大的内应力也能促使奥氏体晶界加速迁移，促使晶粒长大。

## 六、结果讨论

1. 本质细晶粒钢（40CrNiMoA）在外界工艺因素的影响下也会出现粗晶和混晶现象，而混晶现象较为普遍。

2. 混晶晶粒大小相差极大（约有百余倍之差），这是一种异常晶粒长大情况。它的出现和钢的奥氏体化后再结晶和二次再结晶有关。所以，试样中的微观内应力存在程度将影响高温奥氏体的再结晶温度，内应力达到一定值后其再结晶温度将降至  $930^\circ\text{C}$  以下，从而使本质晶粒度出现混晶。

3. 任何一种使试样产生微观内应力的冷、热加工工艺过程和试样加热速度（慢速加热有利于内应力部分消除，而快速加热可能略为增加内应力）都将增加本质晶粒度出现混晶的可能。剧烈的冷、热塑性变形后的试样本质晶粒度一定有混晶出现。

4. 鉴于上述原因，我们建议：对用于测定结构钢奥氏体本质晶粒度的试样应该有个规定的状态，使得测定结果有较好的统一性。