

## 控制热锻 Nb - V 微合金钢显微组织来提高冲击韧性和延展性

微合金锻造钢近年来的研究趋势是通过锻造过程中热加工参数的有效控制, 改变铁素体 - 珠光体的微观组织, 得到具有高韧性的微观组织, 例如针状铁素体。这些尝试的最终目的是使产品具有高的韧性, 以适用于汽车的安全部件。

针状铁素体形成温度低于先共析铁素体和珠光体形成的转变温度, 高于马氏体开始形成时的温度, 因此它的形成温度范围与贝氏体类似。尽管有报道贝氏体和针状铁素体的转变机制很相似, 然而它们各自的形核位置是不同的。在贝氏体中, 铁素体在奥氏体晶界处形核, 形成具有相同晶体学方向的一束平行的片状物。相反的, 针状铁素体形核于大奥氏体晶内的夹杂处, 然后向不同的方向辐射生长。也有认为, 针状铁素体事实上是晶内形核的贝氏体, 或者是由于不同晶核内的魏氏铁素体和晶内形核的多边铁素体多重碰撞而成。针状铁素体的形核模式是这样的: 片状排列的混乱以及多齿的互锁, 导致与普通的贝氏体比较, 微观组织较为无序。这样的显微组织易于使解理裂纹产生偏转, 因此从韧性观点出发更值得认同。

片状铁素体的长大造成残余奥氏体的富碳现象, 可能不转变或者转变为马氏体、贝氏体或板条间碳化物。当施加应变时, 未转变的奥氏体变为马氏体, 将增加加工硬化和残留压应力, 分别导致提高抵抗颈缩的能力和阻止裂纹的能力。在针状铁素体显微组织中, 细化铁素体板条尺寸、消除珠光体、使板条碳化物最小化、控制残留奥氏体的数量和分布对于获得最适宜的强度和韧性是最重要的。

研究在 Nb - V 微合金钢中, 热加工工艺参数对微观组织特性的影响, 特别是针状铁素体的形成和相应的机械性能。目的是为了建立一套锻造工艺以生产高强度高韧性( 抗拉强度 > 850MPa, 室温下冲击能 > 30J ) 微合金钢, 应用于汽车的安全部件, 例如车轴, 毂, 操纵盘。

### 一. 材料和实验过程

在这次研究中使用的是一种

Nb - V 微合金钢, 连续浇铸热轧成 65mm 的棒。为了达到强化效果, C 为 0.27%, 硅加入是为了阻止因渗碳体的出现而产生对韧性有害的珠光体, 铜的加入增加针状铁素体出现, 钒和铌作为微合金元素的析出强化加入。

25MnSi?

C	Si	S	P	Mn	Cr	Ni	Cu	V	Nb	N
0.27	0.56	0.037	0.0168	1.40	0.16	0.12	0.19	0.09	0.055	0.007

为揭示加热温度对奥氏体晶界尺寸的影响, 取样样品 8mm, 长为 12mm, 其轴平行于制备好的钢棒的轴。样品在 SiC 电炉中, 于 900 ~ 1250 之间加热 10min, 然后水淬。样品 550 回火 4h, 以提高晶界的蚀刻性。在通常的研磨和抛光操作之后( 先 240 ~ 1200 目 SiC 砂纸磨, 然后 1  $\mu$ m 金刚石研磨膏磨), 使用过饱和的苦味酸和氯化铜溶液腐蚀。数码照片由光学的显微镜拍摄, 平均奥氏体颗粒大小是按照美国材料试验学会的截线法 E12 标准测量。

在热轧棒料上取 150  $\times$  65mm 样品, 用来研究锻造参量对显微组织和机械性能的影响。样品在感应炉中加热至 1200 或 1250 。从 1200 加热来看较小奥氏体晶粒度和较大碳氮化物, 或在 1250 开始冷却来看较大奥氏体晶粒度和很细的碳氮化物对最终机械性能的影响。应用光学测温仪测量感应圈出口处的工件温度。样品在 1200 和 1250 变形, 或者以 1 /s 的速度冷却到经选择的变形温度( 1200 或 1250 ) 变形。用一个 20MN 的机械锻压机墩下 20%、50%、75%。为了尽可能精确模拟真实零件的锻造操作, 工件沿轧制方向锻造。拉伸和冲击样品也由锻造坯料机加工而成。锻造工件然后被以不同的冷速冷却到室温, 分别是箱冷( 0.3 /s)、气冷( 1 /s) 和强制气冷( 3 /s)。离工件中心固定的位置插入直径为 3mm 的热电偶测量温度下降。

### 二. 结果分析

#### 1. 显微组织

##### (1) 加热温度的影响

较高的加热温度下, 针状铁素体量的增加与样品较大晶粒尺寸有关。在 1200 和 1250 加热温度, 分别得到奥氏体晶粒尺寸平均为 86  $\mu$ m 和 171  $\mu$ m。转变过程中, 先共析铁素体、珠光体和贝氏体在奥氏体晶界处优先形核。因此, 对于较大的奥氏体晶粒和较少的形核位置, 以上发生的扩散相变将受到限制。结果, 对于转变来说, 将促进晶内形核, 晶界处形成的产物减少。众所周知, 针状铁素体通过位移型和重构型复合机制, 形核于奥氏体晶粒内部的夹杂物上, 比起受扩散控制形成的铁素体和珠光体, 它很少需要扩散。最后, 由于在亚共析钢中, 珠光体形核也在奥氏体内部, 当增加原始奥氏体晶粒尺寸时, 可促进针状铁素体的形核, 且珠光体的数目减少。

## (2) 镦比和变形温度的影响

$$dY = Bd_0a^{-b} \exp \left[ -Q / (RT) \right]$$

静态奥氏体再结晶晶粒尺寸  $dY$  与应变和变形温度有关。其中  $d_0$  是初始奥氏体晶粒大小， $a$  是总应变， $T$  是绝对温度， $Q$  和  $R$  分别是再结晶激活能和气体常数， $B$ 、 $a$  和  $b$  是由钢的化学成分所决定的常数。

上述等式指出，降低变形温度、增大应变将减小静态再结晶晶粒尺寸。细化再结晶奥氏体晶粒尺寸得到细化的片状铁素体包裹在针状铁素体组织周围。因此，镦比加大和降低变形温度应该得到较细的针状显微组织。

## (3) 冷却速度的影响

提高冷却速度，减少扩散时间和降低转变温度，都能限制重构机制的效果。同时，在较低温度下的转变有利于位移型机制，因此促进了切变转变产物如针状铁素体的产生。

## (4) 残留奥氏体

由于针状铁素体的可溶性非常低，最终显微组织中将会有一些残留奥氏体。增加针状铁素体的含量和减少珠光体的含量，使残留奥氏体增加——铁素体片周围残留奥氏体以盘状或粒状形态存在。最终残余奥氏体百分比含量的变化可以 X 射线衍射来计算。由于铁素体、珠光体、奥氏体机械性能不同，这一变化改变了室温下的机械性能。

## 2. 机械性能

对于 75% 变形，Charpy 冲击能量随着加热温度升高和冷却速度的加快而增加。这归因于珠光体和针状铁素体的体积百分比和  $(Nb)(C, N)$  粒子的大小。针状铁素体呈多方向的薄片状，可以阻碍裂纹的扩展，相反，珠光体，则易于形成解理断裂。因此，增加针状铁素体和减少珠光体，对于改善冲击韧性有很大作用。确切地说，在高冷却速度和加热温度下可提高针状铁素体含量，从而增大 Charpy 冲击能量。

另一方面，较高冷却速度时，没有明显的珠光体出现，在 1250 °C 固溶的样品的 Charpy 冲击能量高于 1200 °C 的固溶样品，这或许与在 1200 °C 存在较大的  $Nb(C, N)$  粒子有关，由于是在它们的溶解温度之下，未完全被固溶，在冲击时，这样的粒子能表现为裂缝源，起到有害的作用。

样品在加热温度 1200 °C、冷却速度 0.3 °C/s 时，工程应力 - 应变曲线明显的峰值后紧随着在均匀应变，颈缩期间应力降低。对于以上样品的显微组织，观察了铁素体 - 珠光体的显微结构。后者抵抗颈缩的能力较弱，曲线中峰值过后应力迅速下降与这种显微结构有关。相反的，在 1200 °C 加热和较快的冷速 3 °C/s 冷却时，没有表现出高的均匀应变，而出现大的断面收缩。以 1250 °C 加热，3 °C/s 冷却的样品，工程应力 - 应变曲线表现出高的均匀应变（比如较高的延伸率和断面收缩率）和低的失稳应变。

增加冷却速度到 3 °C/s，两个加热温度下的试验件的断面收缩率均增加至 50%。这些样品的显微组织包括针状铁素体和大量残余奥氏体。随后在变形期间转变为马氏体，增加塑性变形和产生较高的伸长率和断面收缩率。另一方面，马氏体能强烈抵抗颈缩，因此包含大量残留奥氏体的样品显示出较广的工程应力 - 应变曲线和较低的屈服强度（较小的颈缩区域）。

当冷却速度增加，屈服强度增加，与较低的珠光体数量有关。同时，由于 1250 °C 溶解  $NbC$  的析出使得样品在 1250 °C 加热比 1200 °C 加热具有更高的屈服强度。相反地，样品在 1200 °C 加热和 0.3 °C/s 冷却可获得较高屈服强度，归因于大量珠光体的出现。因此，在较低的冷却速度下，显微组织主要由珠光体组成，这一成分决定了屈服强度；然而，在显微组织中主要是针状铁素体时，析出物在决定屈服强度方面具有主要作用。

对于两个加热温度试样的抗拉强度增加的解释可能与均匀变形时残留奥氏体转变（在针状铁素体中）成马氏体有关。马氏体对变形的抵抗最终增加了应变硬化和抗拉强度。

## 三. 结论

(1) 优化了获得高强度和高冲击韧性的 Nb - V 热锻微合金钢热加工参数。

(2) 加热温度从 1200 °C 增加到 1250 °C，明显减少了珠光体量，同时增加针状铁素体量。高的针状铁素体和残留奥氏体含量以及非常细的  $Nb(C, N)$  沉淀物析出，增加冲击韧性和抗拉强度。

(3) 增加冷却速度、减少珠光体含量、并增加了针状铁素体含量。增加冷却速度到 3 °C/s，产生针状铁素体，取代了珠光体和粒状铁素体。1250 °C 加热时，这些显微组织的变化增加了冲击能、抗拉强度，以及的断面收缩率。

(4) 增加镦比和降低变形温度细化了显微组织，增加了针状铁素体含量。这些显微组织变化增加了冲击能和拉伸性能。