

# 第十篇

## 转炉钢的缺陷及质量检测

# 第一章 钢中气体

## 第一节 气体对钢质的影响

钢中的气体指钢中的氢气和氮气,它不仅降低钢的机械性能,而且是形成裂纹、皮下气泡、中心疏松等缺陷的主要原因。氢气还是产生白点的元素,为此掌握冶炼浇注过程影响气体含量的因素,了解去气的内在规律,把气体含量降低到最低限度,是提高钢质量、降低成本的重要内容。

**中心孔隙和显微孔隙:**钢在凝固时气体产生偏析,由凝固的边缘析出到中心部分,浓度逐渐增大,促进了中心孔隙和显微孔隙的形成。

**发纹:**轧制、锻造时钢中的小气孔和孔隙未被焊合而拉长所呈现的缺陷,在塔形式样上(酸浸后)能明显的表现出来。

**机械性能差:**主要是降低塑性和韧性。

**白点:**含氢高是产生白点的主要原因。此外,含 Ti、V、Cr、B 等元素的合金钢中易产生氮化物的夹杂,降低氮含量是减少氮化物夹杂的主要方法。

钢中气体含量决定于炉气中的水份和氮的分压力、冶炼时间、炉渣性质和冶炼过程中的脱碳速度。

氮气分压力(电炉内)大体在  $0.79 \times 10^5 \text{ Pa}$  (0.78 大气压)以下,而氢气在大气中的分压力为  $5.37 \times 10^{-2} \text{ Pa}$  ( $5.3 \times 10^{-7}$  大气压;0.0004mmHg),炉内钢中氢的来源主要是水气,氢含量的高低由炉气中的水气分压的高低决定。有效地降低冶炼过程中水气的分压

力是非常重要的。液体钢中氮、氢含量见表 10-1-1。

表 10-1-1

炉种及钢种		[H]% × 10 <sup>4</sup>	[N]% × 10 <sup>3</sup>
碱性平炉	低合金结构钢	6~8	4~6
酸性平炉	低合金结构钢	4~6	5~6
碱性电炉	低合金结构钢	4~7	7~14
碱性电炉	高合金钢	8~11	15~20
碱性	纯氧顶吹	3~5	2~4
转炉	侧吹鼓风	3~5	3~6

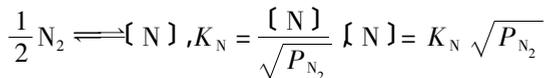
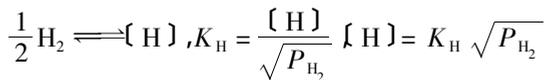
除大气湿度影响炉气的水份外,石灰吸水能力强,影响显著。尤其在电炉还原期,  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  在 500℃ 时几乎全部分解。废钢表面的锈 ( $\text{Fe}(\text{OH})_2$ ) 的分解和增碳剂表面吸附的水份都增大炉气中水汽的分压力。使用干燥的石灰和清洁的废钢时,电弧炉中水汽的分压力约为  $1.013 \times 10^3 \text{ Pa}$  (0.01 大气压),一般炉气水份分压力大约为  $8.1 \times 10^3 \text{ Pa}$  (0.08 大气压) 左右。

新打结的炉衬,新砌制的盛钢桶等碳氢化合物和水的含量都很高,应采取措施降低水份,以减少钢中氢含量。

应该提出的是在浇注过程中,钢液被空气氧化的同时也吸收了氮气,故应采取保护浇注措施减少钢中的含气量。

## 第二节 气体在钢液中的溶解

氢和氮在铁液中的溶解是吸热反应,温度升高时溶解度增加,钢液中气体以单原子存在,反应式如下:



式中  $K_H, K_N$ ——氢、氮溶解的平衡常数；

$P_{H_2}, P_{N_2}$ ——铁液上氢、氮的分压力, 大气压；

$[H], [N]$ ——氢、氮在铁液中的溶解度, 以  $\text{cm}^3/100\text{g}$  表示, 或以百分数表示, 每  $1\text{cm}^3/100\text{g}$  的氢和氮其质量百分数分别为  $0.0000894\%$  和  $0.00125\%$ 。

氢氮在铁中溶解反应的热力学数据如表 10-1-2。

表 10-1-2

铁的状态	$\frac{1}{2}\text{H}_2 = [\text{H}]\%$		$\frac{1}{2}\text{N}_2 = [\text{N}]\%$	
	$\lg \frac{[\text{H}]}{\sqrt{P_{\text{H}_2}}}$	$\Delta G \text{ J/mol}$	$\lg \frac{[\text{N}]}{\sqrt{P_{\text{N}_2}}}$	$\Delta G \text{ J/mol}$
$\alpha$ 铁和 $\delta$ 铁	$-\frac{1575}{T} - 2.156$	$30167 + 41.290 T$	$-\frac{1575}{T} - 1.01$	$30168 + 19.35 T$
$\gamma$ 铁	$-\frac{1580}{T} - 2.037$	$30257 + 39.01 T$	$+\frac{450}{T} - 1.955$	$-8619 + 37.44 T$
液体铁	$-\frac{1670}{T} - 1.68$	$31980 + 32.177$	$-\frac{564}{T} - 1.095$	$10800 + 20.97 T$

在  $1600^\circ\text{C}$  下,  $P_{N_2}$  为  $1.0132 \times 10^5 \text{ Pa}$  (1atm) 时  $[N] = 0.04\%$ ;  $P_{H_2}$  为  $1.013 \times 10^5 \text{ Pa}$  (1atm) 时  $[H] = 28\text{cm}^3/100\text{g}$ 。在冶炼过程中钢液成份变化时, 钢中  $\alpha_H, \alpha_N$  活度也是变化的, 和气体亲和能力较强的元素减少了气体的活度系数, 增加溶解度, 和铁液的亲和力较弱的元素, 使气体在钢液中的活度系数升高, 减少气体的溶解度。

钢液成分对氢和氮的活度系数的影响 ( $1600^\circ\text{C}$ ) 可表述如下:

$$\alpha_{(\text{H})} = f_{\text{H}} \cdot [\text{H}], f_{\text{H}} = 10\{e_{\text{H}}^{\text{C}}[\text{C}] + e_{\text{H}}^{\text{O}}[\text{O}] + e_{\text{H}}^{\text{Si}}[\text{Si}] + \dots\}$$

$$\lg f_{\text{H}} = 0.053[\text{C}] + 0.1[\text{O}] + 0.006[\text{Al}] + 0.038[\text{Si}] - 0.18[\text{Ti}] - 0.13[\text{V}] - 0.08[\text{Cr}] - 0.04[\text{Mn}] - 0.013[\text{Mo}] - 0.015[\text{W}] - 0.002[\text{Ni}] + 0.04[\text{P}]$$

$$\lg f_{\text{N}} = 0.13[\text{N}] + 0.05[\text{O}] + 0.006[\text{Al}] + 0.065[\text{Si}] + 0.05[\text{P}] + 0.013[\text{S}] - 0.63[\text{Ti}] - 0.12[\text{V}] - 0.04[\text{Cr}] - 0.02[\text{Mn}] + 0.01[\text{Ni}] - 0.1[\text{Zr}] - 0.067[\text{Nb}] - 0.013[\text{Mo}] - 0.002[\text{W}]$$

式中  $[E]$  的浓度以质量百分数表示。

同样可用钢中元素含量加和性的方法求出钢液氢和氮的溶解度。

$$[\text{H}] = (24.7 - 2.35[\text{C}] - 0.85[\text{Si}] - 0.75[\text{Al}] - 0.17[\text{Co}] - 0.14[\text{Nb}])$$

$$-0.0[\text{Ni}] + 0.12[\text{Cr}] + 0.65[\text{Ti}] + 0.05[\text{Mn}] \times 10^{-4} \%$$

元素适用的含量范围如下( % 小于 ):

元素	[C]	[Si]	[Ti]	[Mn]	[Al]	[Cr]	[Nb]	[Ni]	[Co]
含量(小于)	4	10	1	12	10	10	8	12	13

$$[\text{N}] = 0.044 - 0.01[\text{C}] - 0.0025[\text{Mn}] - 0.003[\text{Si}] - 0.0043[\text{P}] - 0.001[\text{S}] \\ + 0.0069[\text{Cr}] + 0.013[\text{V}] - 0.001[\text{Ni}] - 0.01[\text{Al}] + 0.1[\text{Ti}] \\ + 0.0015[\text{Mo}] + 0.0102[\text{Nb}] - 0.0004[\text{Cu}] \%$$

元素的适用范围( % 小于 ):

元素	[P]	[S]	[Ti]	[V]	[Nb]	[Cr]	[Mn]
含量(小于)	<0.08	<0.08	0.3	2	4	12	15
元素	[Al]	[C]	[Si]	[Ni]	[Mo]	[Cu]	
含量(小于)	1	1	10	10	5	10	

上式中元素以 1% 为 1 单位,若碳含量为 0.5%,即代入 0.5。钢中 [P]、[S] 很小时可忽略不计,在计算氮溶解度时,应注意该公式适用于不产生氮化物的钢液,元素和氧的结合能力大于和氮的结合能力,所以氮化物只有在脱氧良好的钢液中生成。生成氮化物反应的热力学数据如表 10-1-3。

表 10-1-3

反 应	$\lg K_N = \frac{A}{T} + B$	$K_N$	
		1600°C	1550°C
$\text{TiN}_{(固)} = [\text{Ti}] + [\text{N}]$	$\lg[\text{Ti}][\text{N}] = \frac{-16586}{T} + 6.9$	0.0011	0.00064
$\text{VN}_{(固)} = [\text{V}] + [\text{N}]$	$\lg[\text{V}][\text{N}] = \frac{-9110}{T} + 6.00$	13.7	10.1
$\text{AlN}_{(固)} = [\text{Al}] + [\text{N}]$	$\lg[\text{Al}][\text{N}] = \frac{-14138}{T} + 6.05$	0.032	0.02
$\text{BN}_{(固)} = [\text{B}] + [\text{N}]$	$\lg[\text{B}][\text{N}] = \frac{-4800}{T} + 2.136$	0.326	0.276

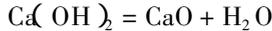
从上述的元素中看出 Ti 的脱氮能力最高,每种元素的脱氮能力都随着温度的降低而提高,钢液中能否形成化合物由浓度积决定,但是钢液中氮的活度系数越低,越易形成氮化物,增大钢中含氮量。

### 第三节 炼钢过程中气体的溶解

在实际生产中,木耙、打结炉衬使用的粘结剂(焦油、沥青、卤水),浇注时使用的水玻璃等都是氢的主要来源。所以在冶炼对氢气敏感的钢种时应减少使用以上材料的数量,并且强化脱气措施,甚至采用真空脱气等措施。

钢中氢气的另一来源是石灰中的含水量。平炉或其它炉种采用的煤气、煤粉和油燃烧时产生的水蒸汽,以及氧气中的水份也要控制在很低的范围。

石灰中的水和 CaO 络合成  $\text{Ca}(\text{OH})_2$ , 大约在  $507^\circ\text{C}$  时才能完全解离, 反应式如下:



$$\lg P_{\text{H}_2\text{O}} = \frac{-5350}{T} + 6.86 \quad \text{当 } P_{\text{H}_2\text{O}} = 1\text{atm} = 1.01325 \times 10^5 \text{pa} \cdot (\text{帕}), T = 780\text{K}$$

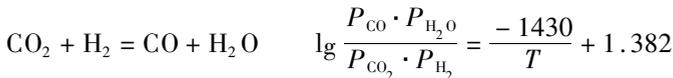
( $507^\circ\text{C}$ )

$\text{H}_2\text{O}$  在高温下产生分解反应, 如

$$\text{H}_2\text{O} = \text{H}_2 + \frac{1}{2}\text{O}_2 \quad \lg \frac{P_{\text{H}_2} \cdot P_{\text{O}_2}^{1/2}}{P_{\text{H}_2\text{O}}} = \frac{-13130}{T} + 3.04$$

解离的氢和炉渣产生反应, 在  $1650^\circ\text{C}$  时,  $\text{H}_2$  仅占 0.3%。

在还原的气氛下,  $\text{H}_2\text{O}$  反应成  $\text{H}_2$  气的量更大, 利于氢气溶于渣或钢液中, 反应式可表示成以下形式:



当  $1650^\circ\text{C}$  时,  $K_{\text{CO}-\text{H}_2\text{O}} = 4.35$ ,  $\frac{P_{\text{CO}}}{P_{\text{CO}_2}} = 10$  的还原气氛下,  $\frac{P_{\text{H}_2}}{P_{\text{H}_2\text{O}}} = 2.3$ , 这时的  $P_{\text{H}_2}$  比在

氧化性气氛下的  $P_{\text{H}_2}$  大得多。可见还原气氛下水气多时钢液溶解氢气的数量要显著增大。缩短电炉还原期, 可减少成品中的氢含量。

从钢液氧含量分析, 钢中氧含量越高, 溶解氢的数量越小。钢液氧和气相中水的平衡关系式为:

$$\text{H}_2\text{O}_{(g)} = 2[\text{H}] + [\text{O}] \quad \lg \frac{[\text{H}]^2[\text{O}]}{P_{\text{H}_2\text{O}}} = \frac{-10850}{T} + 8.01$$

上式表明在相同的条件下,脱氧良好的钢液吸氢能力很强,不同的炼钢工艺对钢液中氢含量的影响见图 10-1-1。图中  $p_{H_2} + p_{H_2O}$  单位为 atm。

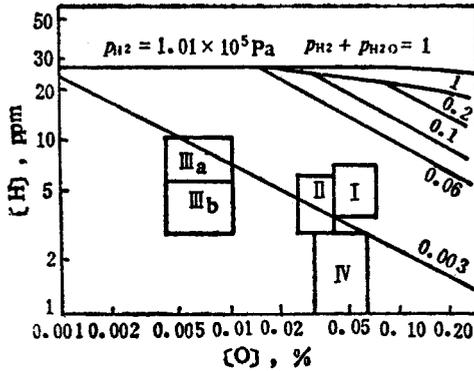


图 10-1-1 钢液中  $[H]$ 、 $[O]$  和  $P_{H_2+H_2O}$  的关系

I—碱性平炉、电炉氧化期;II—酸性平炉;III<sub>a</sub>—碱性电炉氧化期;  
III<sub>b</sub>—碱性电炉还原期吹氩;IV—氧气顶吹转炉

在电弧炉冶炼过程中电弧温度高达 4000~7000℃,高温加速了气体的解离和溶解,氢通过炉渣溶解在钢液中。通常在电极下取钢样分析  $[N]$ ,高于炉壁处钢液中的  $[N]$ ,表明电弧对溶解气体的加速作用。

在实验室条件下做了渣(CaO55%, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>45%)和不同钢号氢的溶解度和分配系数,系统中  $P_{H_2} + P_{H_2O} = 1.013 \times 10^5 Pa$ ,  $t = 1600^\circ C$  结果见表 10-1-4。

表 10-1-4

钢号	GCr15	30CrMnSi	45Mn17A13	40 <sup>#</sup>
$[H]_{cm^3/100g}$	21.5	27.1	32.4	26
$[H]_{cm^3/100g}$	96	108	160	45
$L_H = \frac{[H]}{[H]}$	4.4	4.0	4.9	1.7

从表中数据看出,渣中氢的溶解度数量很大。

在电炉还原期炉渣中除含有氢外,还有氮,其含量随炉渣还原性增强而增大。如果采用钢渣混出方式出钢,钢液能充分快速地吸收渣中的氮,一般远大于由空气吸收氮的数量。

## 第四节 钢液的脱气反应和工艺参数的关系

一般来说,可以认为脱气过程有三个环节:1)由液相向气—液界面传质;2)在气液界面上的化学反应;3)由气液界面向气相的传质。但由于脱气过程是在高温下进行的,所以第2)个环节进行得十分迅速。此外,因为气相的分压力很低,可以推测第3)环节的传质推动力是很大的,因此脱氢、脱氮、脱氧等都把第1)环节液相传质看做是脱气过程的控制环节,要提高脱气效果就必须加强搅拌,提高传质系数,并且要有效地增大反应的界面面积。

钢液脱碳和脱氢、脱氮的关系:

用普通方法冶炼的钢,常采用脱碳反应作为去气的手段。在电炉还原期熔池没有气泡生成,就不能去气,所以在还原期钢液含氢量是增加的。转炉、平炉、电炉操作中的脱碳对降低气体含量起着非常积极的作用。一般转炉,平炉的脱碳量很大,有较好的脱气效果。在脱碳量不大的电炉内要规定合适的脱碳值。

在用矿石、氧化铁皮或其它固体氧化剂( $\text{NiO}$ 、 $\text{CaWO}_4$ 等)氧化钢液脱碳时,氧通过炉渣向钢液溶解。当钢液 $[\text{O}]$ 提高,多在炉底或钢渣界面的固体氧化剂表面上产生 $\text{CO}$ ,通过钢液的 $\text{CO}$ 气泡产生脱气反应,因为在 $\text{CO}$ 气泡中氢氮的分压力接近于零,相当于真空。在气液界面处产生 $[\text{H}] = \frac{1}{2}\text{H}_2$ 和 $[\text{N}] = \frac{1}{2}\text{N}_2$ 反应。 $\text{CO}$ 气泡在钢液中的数量越大,停留的时间越长,去气效果就越好,同理向钢液中吹 $\text{Ar}$ 也可去除 $[\text{H}]$ 、 $[\text{N}]$ 。应指出,去气的速度和钢液的内容量有关。气体含量小时,去气的效果就不明显了,所以说用普通方法脱气只能达到一定的限度。要求气体含量很低的钢种可采用真空方法处理,使 $[\text{H}]$ 、 $[\text{N}]$ 在反应界面增大、平衡分压小、激烈搅拌的条件下有效地去除。

熔池吹氧时脱碳反应很易进行,分散在钢液中的小气泡成为 $\text{CO}$ 气泡的核心,气泡中的氧化性气氛增强了气泡和钢液表面处的脱气反应,使 $2[\text{H}] + \frac{1}{2}\text{O}_2 \rightarrow \text{H}_2\text{O}$ 很易进行。

钢液的脱气速度决定于脱碳速度和原始钢液的气体含量。为求得其关系,假设放出的 $\text{CO}$ 和 $\text{H}_2$ 气之比和气相—钢液平衡时放出的 $\text{CO}$ 和 $\text{H}_2$ 的分压成正比,可由平衡状态求得数量关系如下:

$$\frac{\bar{V}_{\text{H}_2}}{\bar{V}_{\text{CO}}} = \frac{P_{\text{H}_2}}{P_{\text{CO}}}$$

式中  $\bar{V}_{\text{H}_2}$ 、 $\bar{V}_{\text{CO}}$ ——钢液中放出的气体数量;

$$P_{H_2}, P_{CO} \text{——由钢液中元素含量的浓度决定的平衡压力, } P_{H_2} = \left( \frac{[H]}{K_H} \right)^2, P_{CO} = K_{CO} \cdot [C] \cdot [O];$$

$$\bar{V}_{H_2} = \bar{V}_{CO} \cdot \frac{[H]^2}{K_H^2} \cdot \frac{1}{P_{CO}}$$

1600℃时,  $K_H = 0.00268$ , 实际溶池中  $P_{CO} = 1.52 \times 10^5 \text{ Pa} (1.5 \text{ atm})$ , 则  $\bar{V}_{H_2} = \bar{V}_{CO} \cdot 92819 \cdot [H]^2$ 。

式两边各除以时间, 变为单位时间的变量, 即速度, 并换算成同一的质量百分数单位, 得到的钢液的脱氢速度和脱碳速度的关系式如下:

$$\frac{d[\%H]}{dt} = \frac{1}{6} \cdot \frac{d[\%C]}{dt} \cdot 92819 \cdot [H]^2$$

$$V_{[H]} = 15470 \cdot [H]^2 \cdot V_{[C]} \quad \%/min$$

同理可得到脱氮速度和脱碳的关系式:

$$V_{[N]} = 1446 [N]_2 \cdot V_{[C]} \quad \%/min$$

上述两式表示脱碳速度、气体的原始含量和脱气速度的关系。一般说脱氮速度式的计算结果与实际有一定误差, 因为钢液中氮的扩散系数较小, 计算的前提假设是在平衡状态下求得的。

在电炉氧化法操作中特别重视脱碳量的大小, 它影响电量、氧量和原材料的消耗, 直接和电炉生产率及钢的成本有关。为此应确定恰当的脱碳量。钢液氢含量的高低决定于氢气通过炉渣向钢液溶解和钢液的脱碳去氢的综合结果。在抚顺钢厂做的工艺研究表明, 脱碳量在 0.2% 左右就可得到含氢很低的钢液, 见图 10-1-2。

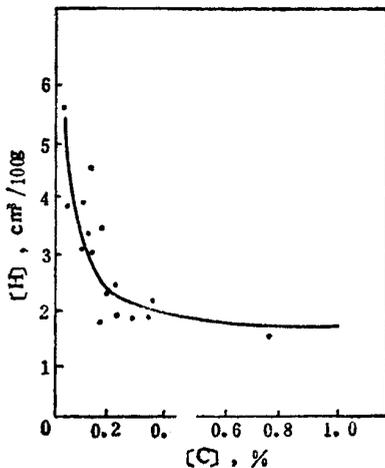


图 10-1-2 电炉氧化期的脱碳量和钢液含氢量的关系

脱碳量和脱氢量的关系,可用下式求得。

气泡中 CO 和 H<sub>2</sub> 之和等于 1.013 × 10<sup>5</sup> Pa (1 大气压),脱氢和脱碳的质量百分比变化和气泡中分压成比例:

$$\frac{d[\%H]}{d[\%C]} = \frac{P_{H_2}}{6P_{CO}} \cdot P_{CO} + P_{H_2} = 1, P_{H_2} = \left(\frac{[H]}{K_H}\right)^2$$

$$\text{所以 } d[\%H] = \frac{1}{6(1 - P_{H_2})} \cdot d[\%C] = \frac{1}{6} \times \frac{1}{\left[\left(\frac{K_H}{[H]}\right)^2 - 1\right]} \times d[\%C]$$

$$\text{化简后: } 6 \cdot \left[\frac{K_H^2}{[H]^2} - 1\right] d[\%H] = d[\%C]$$

积分 [%H],由原始 [%H]<sub>1</sub> 降到 [%H]<sub>2</sub> , [%C]由原始 [%C]<sub>1</sub> 降到 [%C]<sub>2</sub> ,得

$$6K_H^2 \cdot \left\{ \frac{1}{[\%H]_2} - \frac{1}{[\%H]_1} \right\} + 6\{[\%H]_2 - [\%H]_1\} = -\Delta[\%C]$$

上式可求出原始状态下的脱氢量,为求得钢液最大的脱氢量,设原始氢达到饱和,即 [%H]<sub>1</sub> = 0.00268%。将 K<sub>H</sub> = 0.00268 代入上式得:

$$[\%H]_2^2 - \{0.00537 + 0.16667\Delta[C]\} [\%H]_2 + 7.1667 \times 10^{-6} = 0$$

当 Δ[C]变化时,钢液的氢含量见表 10-1-5。

表 10-1-5

Δ[C]	0.05	0.10	0.15	0.20	0.25	0.3	0.6
[%H] <sub>2</sub>	5.45 × 10 <sup>-4</sup>	3.3 × 10 <sup>-4</sup>	2.38 × 10 <sup>-4</sup>	1.86 × 10 <sup>-4</sup>	1.53 × 10 <sup>-4</sup>	1.23 × 10 <sup>-4</sup>	8.1 × 10 <sup>-4</sup>

从上述计算看出 Δ[C] = 0.2% 时 [%H]<sub>2</sub> = 0.000186% (2.08cm<sup>3</sup>/100g),如果造渣材料和原始钢铁料较好时,完全能够冶炼出含氢量较低的钢。

同理可以推断出脱氮量和脱碳量的关系式。

$$0.43K_N^2 \left\{ \frac{1}{[\%N]_2} - \frac{1}{[\%N]_1} \right\} + 0.43\{[\%N]_2 - [\%N]_1\} = \Delta[C]$$

吹氩时可以脱除钢中的氢和氮,它们的数量关系同理可由上式求得。如果考虑吹 Ar 气时 P<sub>Ar</sub> 压力的影响,脱气方程式可写成如下形式:

$$\bar{V}_{Ar} = \frac{22.4}{8} \left\{ P_{Ar} \cdot K_H^2 \left( \frac{1}{[\%H]_2} - \frac{1}{[\%H]_1} \right) + ([\%H]_2 - [\%H]_1) \right\}$$

Nm<sup>3</sup> Ar/100kg 钢液

$$\bar{V}_{Ar} = \frac{22.4}{28} \left\{ P_{Ar} \cdot K_N^2 \left( \frac{1}{[\%N]_2} - \frac{1}{[\%N]_1} \right) + ([\%N]_2 - [\%N]_1) \right\}$$

Nm<sup>3</sup> Ar/100kg 钢液

钢液吹氩量和气体含量的变化关系式为：

$$\bar{V}_{Ar} = 112 \cdot Q_{\text{钢}} \cdot \left\{ P_{Ar} \cdot K_H^2 \cdot \left( \frac{1}{[\%H]_2} - \frac{1}{[\%H]_1} \right) + ([\%H]_2 - [\%H]_1) \right\}$$

Nm<sup>3</sup> Ar

$$\bar{V}_{Ar} = 8 \cdot Q_{\text{钢}} \cdot \left\{ P_{Ar} \cdot K_N^2 \cdot \left( \frac{1}{[\%N]_2} - \frac{1}{[\%N]_1} \right) + ([\%N]_2 - [\%N]_1) \right\}$$

Nm<sup>3</sup> Ar

式中  $Q_{\text{钢}}$ ——钢水的重量, t;

$P_{Ar}$ ——吹入氩气时, 氩在钢水中的平均压力, 大气压(  $1.013 \times 10^5$  帕为 1 单位 )。

从上式不难看出, 在低压或真空下吹氩能得到更好的脱气效果, 脱气量相同时氩的消耗量随压力的降低而减少。

## 第五节 真空条件下的脱气

钢液在真空下的脱气分两类。一类是未脱氧的钢液靠真空条件促进碳氧反应, 另外, 真空和钢液的接触面与钢液内的 CO 气泡对脱气反应都起重要作用, 但是这类工艺操作中的 [O] 较高。另一类是用 Al 或其它脱氧剂脱氧后在真空下进行的脱气反应, 这种反应只在气液界面上进行, 为了得到好的脱气效果, 采用吹氩或电磁搅拌等措施以增大脱气反应界面。

实践证明, 真空下有良好的脱氢效果。真空下脱氮困难些, 因为 [N] 的传质系数比 [H] 小, 有时氮在钢液中往往与许多元素作用生成氮化物, 靠真空脱气法脱氮时其分压力必须低于该成分下氮化物的分解压力才有可能。从热力学角度看, 气相中氢氮分压为几毫米汞柱时就能将气体含量降到较低的水平, 因此设备中的气相分压要求在 0.5 毫米汞柱以下就可以了。

真空下吹氩增加了脱氧钢的气—液反应界面积, 并且能提高气—液反应间的传质系数。用透气砖吹氩时可以克服钢液在底部形成气泡核心的困难, 吹入氩气时应满足的条件是：

$$P_{Ar} > P_g + \rho \cdot H + \frac{2\sigma}{r}$$

式中  $P_{Ar}$ ——氩气泡的压力；  
 $P_g$ ——真空度；  
 $\rho$ ——钢液密度；  
 $H$ ——气泡距钢液面的高度；  
 $\sigma$ ——钢液的界面张力；  
 $r$ ——生成  $Ar$  气泡的半径。

若反应的控制环节是液相中的传质，那么脱氢的动力学方程式为：

$$-\frac{d[H]}{dt} = \frac{F}{V_m} \cdot k'_H ([H] - [H]^*)$$

式中  $[H]$ ——钢液内部氢的浓度，%；  
 $[H]^*$ ——钢液与气相中氢的平衡浓度，%；  
 $F$ ——气液反应界面积；  
 $V_m$ ——钢液体积；  
 $k'_H$ ——氢在钢液中的传质系数。

上式积分后得：

$$\ln \frac{[H] - [H]^*}{[H]_0 - [H]^*} = \ln \frac{[H] - K_H \cdot \sqrt{P_{H_2}}}{[H]_0 - K_H \cdot \sqrt{P_{H_2}}} \approx \ln \frac{[H]}{[H]_0} = \frac{F}{V_m} \cdot k'_H \cdot t$$

式中  $[H]_0$ ——钢液原始氢的浓度，%；  
 $K_H$ ——氢在钢液中溶解的平衡常数；  
 $P_{H_2}$ ——真空下气相氢的分压力。

同理，氮的去除动力学变化规律的关系式如下：

$$\ln \frac{[N]}{[N]_0} = \frac{F}{V_m} \cdot k''_N \cdot t$$

式中  $k''_N$ ——氮的传质系数。

各种真空脱气方法的  $\frac{F}{V_m} \cdot k'_H$ 、 $\frac{F}{V_m} \cdot k''_N$  不同。主要是由于各工艺参数影响了气液反应的界面积，所以其值的大小、脱气设备容量的大小、所处理的钢种不同，预脱氧程度及所达到的真空度等操作条件的不同而异。碳氧反应的结果类型和脱氢、脱氮相似，用不同工艺得到的  $\frac{F}{V_m} \cdot k$  值列于表 10-1-6。

表 10-1-6

脱气方法	$\frac{F}{V_m} \cdot \kappa'_H \text{ 1/s}$	$\frac{F}{V_m} \cdot \kappa''_N \text{ 1/s}$	$\frac{F}{V_m} \cdot \kappa_C^0 \text{ 1/s}$
钢液面脱气法 (DH法、RH法)	$(0.45 \sim 2.5) \times 10^{-3}$	$(0.01 \sim 2) \times 10^{-3}$	$(0.3 \sim 2.5) \times 10^{-3}$
流滴脱气法	$(1.5 \sim 8) \times 10^{-3}$	$(0.01 \sim 1.2) \times 10^{-3}$	$(0.3 \sim 2.5) \times 10^{-3}$

在生产中可以采用实际分析数据代入反应式中,可求出该真空冶金设备的  $\frac{F}{V_m} \cdot k$  值,用该关系式可求出不同工艺方案的脱气效果。

由于气泡生成状态经常变化,反应的面积  $F$  很难确定,由上述反应可求出同样反应界面下脱氢、脱氮和脱氧量的关系。

$$\begin{aligned} \frac{d[\%H]}{k'_H \{ [\%H] - [\%H]^* \}} &= \frac{d[\%N]}{k''_N \{ [\%N] - [\%N]^* \}} \\ &= \frac{d[\%O]}{k_C^0 \{ [\%O] - [\%O]^* \}} \end{aligned}$$

如果脱气过程中平衡浓度不变(外界分压力不变)上式积分后可得:

$$\begin{aligned} \frac{[\%H]_1 - [\%H]^*}{[\%H]_0 - [\%H]^*} &= \left\{ \frac{[\%O]_1 - [\%O]^*}{[\%O]_0 - [\%O]^*} \right\}^{\frac{k'_H}{k_C^0}} \\ \frac{[\%N]_1 - [\%N]^*}{[\%N]_0 - [\%N]^*} &= \left\{ \frac{[\%O]_1 - [\%O]^*}{[\%O]_0 - [\%O]^*} \right\}^{\frac{k''_N}{k_C^0}} \end{aligned}$$

将分析实测的含量代入上式,测得真空感应炉的  $k'_H = 91 \times 10^{-3} \text{ cm/s}$ ,  $k''_N = 14.5 \times 10^{-3} \text{ cm/s}$ ,  $k_C^0 = 45.5 \times 10^{-3} \text{ cm/s}$ ,利用这些值可以计算脱氢、脱氮率和脱氧率的关系。

应该指出的是钢液中表面活性物质含量对氮的反应速度有影响。

## 第六节 出钢过程中气体的溶解和排除

出钢时钢液经受空气的二次氧化,钢液增氧的同时增加氮含量,增氧量和增氮量与钢液的成分、钢—气的界面积和时间有关。在发展真空处理浇注、炉外精炼的同时,在工艺操作中都很重视保护渣浇注,这对生产高质量钢和顺利进行连铸具有十分重要的意义。

二次氧化时钢液的进氧量和进氮量决定于如下关系式:

$$\Delta[\text{O}] = r_{\text{O}_2}^{\text{Me}} \cdot \bar{A} \cdot t \cdot Q^{-1} \times 100\% \quad \text{ppm}$$

$$\Delta[\text{N}] = r_{\text{N}_2}^{\text{Me}} \cdot \bar{A} \cdot t \cdot Q^{-1} \times 100\% \quad \text{ppm}$$

式中  $r_{\text{O}_2}^{\text{Me}}$ 、 $r_{\text{N}_2}^{\text{Me}}$ ——二次氧化时吸氧、吸氮的传质通量, 千克/米<sup>2</sup>·秒;

$Q$ ——浇注钢液重量, kg;

$t$ ——浇注时气液接触的时间, s;

$\bar{A}$ ——浇注时气液平均接触面积, m<sup>2</sup>。

$r_{\text{O}_2}^{\text{Me}}$ 、 $r_{\text{N}_2}^{\text{Me}}$ 是钢液和氧、氮接触时的传质通量, 它和钢液中合金元素含量有关。因为在测试过程中产生 CO 对气体压力有影响, 很难测出准确的数据来, 所以就不能估量浇注过程中钢液进氧进氮量, 我们在实验条件下成功地测定了钢液吸氧、吸氮的传质通量。

$\bar{A}$  气液平均接触面积随着浇注过程参数的变化而改变, 尽管有人研究过这类问题, 因为它不好测定, 故很少应用于实际。为了正确地估计钢液的进氧量和进氮量, 改进工艺, 我们采用水模拟的方法得出  $\bar{A}$  和浇注工艺参数的关系。

$r_{\text{O}_2}^{\text{Me}}$  测定了 19 种铝镇静钢的值, 从分析整理的结果得出如下规律, 碳钢吸氧速度的关系式为:

$$r_{\text{O}_2}^{\text{Me}} = (3.1 - 1.08 a_{\text{C}}) \times 10^{-3} \quad \text{kg} \cdot \text{O}_2 / \text{m}^2 \cdot \text{s}$$

式中  $a_{\text{C}}$  为 1600℃ 下计算的碳的活度值。

增加钢中合金元素的含量将提高氧的溶解通量, 如含 1% Cr 的钢号中  $r_{\text{O}_2}^{\text{Me}}$  和  $a_{\text{C}}$  的关系数量关系式如下:

$$r_{\text{O}_2}^{\text{Me}} = (4.17 - 0.78 a_{\text{C}}) \times 10^{-3} \quad \text{kg} \cdot \text{O}_2 / \text{m}^2 \cdot \text{s}$$

高合金钢中 ( $\{\text{Cr}\} > 10\%$ ) 和高硅钢种的  $r_{\text{O}_2}^{\text{Me}}$  都较高, 在  $(3.3 \sim 4.8) \times 10^{-4} \text{kg} \cdot \text{O}_2 / \text{m}^2 \cdot \text{s}$  之间, 虽然高的硅、铬含量提高了钢液和氧间的亲合能力, 但其  $r_{\text{O}_2}^{\text{Me}}$  值也随着  $a_{\text{C}}$  的升高而降低。

为何钢液中的碳有降低氧的溶解通量的作用呢? 主要因为 CO 在气相中的分压等于零, 并在高的  $a_{\text{C}}$  条件下, 有较多的碳生成了 CO, 致使  $r_{\text{O}_2}^{\text{Me}}$  降低。分析测定值见表 10-1-7, 测得的  $r_{\text{N}_2}^{\text{Me}}$  值  $\text{kg} \cdot \text{N}_2 / \text{m}^2 \cdot \text{s}$  见表 10-1-8。

表 10-1-7

钢 号	1600℃时的 $a_{\text{C}}\%$	$r_{\text{O}_2}^{\text{Me}} \times 10^{-2}$
10	0.112	3.05

钢 号	1600℃时的 $a_c\%$	$r_{O_2}^{Me} \times 10^{-2}$
20	0.223	2.95
45	0.60	2.59
T8A	1.233	2.07
T10A	1.68	1.51
T12A	2.326	0.98
15Cr	0.182	4.09
40Cr	0.499	3.78
GCr15	1.60	2.95
0Cr18Ni9	0.047	3.44
0Cr17Ni12	0.077	3.87
0Cr13	0.10	4.16
2Cr13	0.116	3.59
9Cr18	0.647	1.75
Cr12	3.256	0.5
60Si2Mn	1.216	4.8
30CrMnSiNiA	0.455	4.5
3Cr2W8V	0.393	3.26
9CrSi	1.78	1.80

注 :10 号钢的  $r_{O_2}^{Me}$  等于  $3.05 \times 10^{-3} \text{ kg} \cdot \text{O}_2 / \text{m}^2 \cdot \text{s}_0$

表 10-1-8

钢 种	$r_{N_2}^{Me} \times 10^{-3}$	钢 种	$r_{N_2}^{Me} \times 10^{-3}$
2Cr13	0.91	40Cr	0.41
1Cr18Ni9	0.795	GCr15	0.370
20CrMnTi	0.664	45#	0.37
45Mn2	0.456	20Cr	0.26
W18Cr4V	0.46	9CrSi	0.23

钢液的吸气面积由水力学模型试验测得,经数学处理后得到气液界面积和工艺参数的关系。下注过程气液平均界面积  $\bar{A}$  如下式表示:

$$\bar{A} = 1.2345 d \cdot (H_1 + H_0) + 0.848 d \cdot \left( \frac{w_0^2 + w_1 w_0 + w_1^2}{981} \right) \quad \text{m}^2$$

式中  $d$ ——注口直径,  $\text{m}$ ;

$H_0$ 、 $H_1$ ——浇注前后由注口到中注管的距离,  $\text{m}$ ;

$w_0$ 、 $w_1$ ——浇注一盘前后注口处钢液的速度, m/s ;

$$w_1 = C_0 \sqrt{2gz_1}, w_0 = C_0 \sqrt{2gz_0}$$

$z_0$ 、 $z_1$ ——开浇和浇完一盘时钢水在盛钢桶中的高度, m ;

$C_0$ ——铸口的阻力系数, 一般为 0.96。

浇完一盘需要的时间  $t$  和钢液在盛钢桶中的高度、铸口直径大小等因素有关, 可用下式表示:

$$t = \frac{\pi \cdot D^2}{2 \cdot A_0 \cdot C_D} \cdot \frac{\sqrt{z_0} - \sqrt{z_1}}{\sqrt{2g}} \quad \text{s}$$

式中  $A_0$ ——铸口的断面积,  $\text{m}^2$  ;

$D$ ——盛钢桶的平均内径, m。

从上面数据中可以计算出下注过程的吸气, 例如 13 吨钢水包浇注三盘, 每盘浇注的液面的高度为原始液面高的 1/3, 原始液面高  $z_0 = 1.15\text{m}$ ,  $z_1 = 0.80\text{m}$ , 钢水下落高度  $H_0 = 2.0\text{m}$ ,  $H_1 = 0.80\text{m}$ , 盛钢桶的平均内径  $D$  为  $1.495\text{m}$ , 注口直径  $d_n = 0.05\text{m}$ ,  $A_0$  为  $0.00196\text{m}^2$ , 求浇注 GCr15 和 0Cr18Ni9 型不锈钢液时第一盘钢液的吸氧量和吸氮量。

$$t_1 = \frac{\pi D^2}{2 \cdot A_0 \cdot C_D} \cdot \frac{\sqrt{z_0} - \sqrt{z_1}}{\sqrt{2g}} = \frac{3.14 \times 149.5^2}{2 \times 19.6 \times 0.96} \cdot \frac{\sqrt{115} - \sqrt{80}}{\sqrt{2 \times 981}} = 74.84 \quad \text{s}$$

$$w_0 = C_0 \cdot \sqrt{2gz_0} = 0.96 \times \sqrt{2 \times 981 \times 115} = 4.56 \quad (\text{m/s})$$

$$w_1 = C_0 \cdot \sqrt{2gz_1} = 0.96 \times \sqrt{2 \times 981 \times 80} = 3.80 \quad (\text{m/s})$$

气液平均接触面积  $\bar{A}$  为:

$$\begin{aligned} \bar{A} &= 1.2345 \times d \times (H_0 + H_1) + 0.848 \times d \times \left( \frac{w_0^2 + w_0 w_1 + w_1^2}{g} \right) \\ &= 1.728 + 2250.3 = 0.398 (\text{m}^2) \end{aligned}$$

进氧量决定于下式:

$$\Delta[\text{O}] = \frac{r_{\text{O}_2}^{\text{Me}} \times \bar{A} \times t}{Q} \times 100\%$$

以 GCr15、0Cr18Ni9 为例 (每盘浇注钢水量 4.1t)

GCr15 增氧:

$$\begin{aligned} \Delta[\text{O}] &= \frac{2.95 \times 10^{-3} \times 0.398 \times 74.84}{4100} \times 100\% \\ &= 0.002143\% (21.4\text{ppm}) \end{aligned}$$

0Cr18Ni9 增氧:

$$\begin{aligned}\Delta[\text{O}] &= \frac{3.44 \times 10^{-3} \times 0.398 \times 74.84}{4100} \times 100\% \\ &= 0.002498\% \quad (25\text{ppm})\end{aligned}$$

进氮量决定于下式：

$$\Delta[\text{N}] = \frac{r_{\text{N}_2} \times \bar{A} \times t}{Q} \times 100\%$$

以 GCr15 和 1Cr18Ni9 为例。

GCr15 增氮：

$$\begin{aligned}\Delta[\text{N}] &= \frac{0.369 \times 10^{-3} \times 0.398 \times 74.84}{4100} \times 100\% \\ &= 0.000268\% \quad (2.68\text{ppm})\end{aligned}$$

1Cr18Ni9 增氮：

$$\begin{aligned}\Delta[\text{N}] &= \frac{0.795 \times 10^{-3} \times 0.398 \times 74.84}{4100} \times 100\% \\ &= 0.000577\% \quad (5.77\text{ppm})\end{aligned}$$

由计算值看出,钢液的吸氧量远大于吸氮量,不要求氮含量和没有氮化物夹杂要求的钢种可采用氮气保护。

上述估算值是平均值。实际操作中,开浇时在中注管内和浇注冒口时钢流细小易分散,浇注单位重量的钢液界面比平均值大。尤其后期,吸氧、吸氮增加,且不均匀地进入钢锭的中下部,易产生大颗粒的夹杂物,由此也不难看出浇注保温帽时采用保护浇注就显得更为重要。

浇注时锭内产生翻卷现象是不正常操作。由于钢流过大带进了气体,此外注温高,流动性好,界面张力低等原因也易带气。为此应控制注温注速,减小和防止带气量。汤道中注管直径小,钢流速度快,也易产生翻卷影响钢质量,但低注速会增大吸气量,为了能在大的速度下浇注应改粗汤道,增大中注管的排气量,并可使注速有较大调整范围。

其它条件和上述情况相同,使用较粗的汤道,适当地增大注口直径和改用较粗的钢流浇注对钢质量都有较好的影响,其关系式为：

$$\Delta[\text{O}] = 0.363 \cdot \frac{r_{\text{O}_2}^{\text{Me}}}{d} \cdot 10^3 \quad \text{ppm}$$

作图 10-1-3,当注口直径小于 0.03m 时,增氧量显著提高,宜选用较大直径的注口。采用滑动水口时,可根据其计算的当量直径,应用图 10-1-3 估量进氧数量。应指出,浇注过程中因钢流直径变化,散流不同,钢液吸氧量是变化的。界面大注速小的钢流易产生颗粒大的夹杂物,应当特别注意。

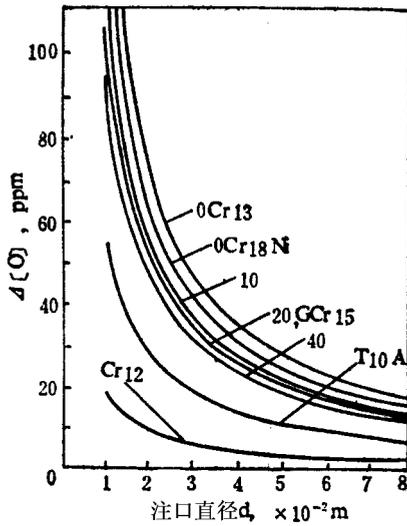


图 10-1-3 二次氧化的进氧量和注口直径、钢号的关系 ( $t = 1580 \pm 10^\circ\text{C}$ )

为提高钢质量常采用都气保护 (或氮气保护) 浇注, 保护装置宜安全可靠, 密封性好, 使用方便, 国内外氩有很多形式。采用保护浇注, 效果最好时的气体含量如上估算值, 如密封性不好, 密封罩内氧的分压力较高, 效果就不显著。

在通常下注条件下, 开始浇注时空气气泡经中注管—汤道—钢锭而上浮的全过程是一个二次氧化的过程, 氧化量、氮化量和接触面积有关, 带入的小气泡不到 1 秒钟就可反应达到平衡状态。但是随着钢液面升高, 气泡经过汤道上浮出锭模的阻力增加, 气泡通过的数量减少。当钢液向下的流速小于气泡的上浮速度时, 气泡就不会带入钢锭, 但在中注管钢液中的气泡反应速度也很快, 其结果是增大了中注管钢液中的  $[O]$ 、 $[N]$ , 它的温度也低, 进入钢锭尾部时就很容易形成氧化物和氮化物。在浇注重要的钢种并采用氩气保护浇注时, 要特别注意降低周围气氛的氧、氮分压力, 这和带入的氩气泡一样都有脱氢、脱氮的作用。

## 第二章 钢中非金属夹杂物

### 第一节 非金属夹杂物的分类

钢及合金中的非金属夹杂物是降低金属组织均匀性的因素之一,它对金属性能的影响很坏。为了提高熔炼金属的质量,控制夹杂物的类型、数量、形貌、尺寸及分布乃是一项十分重要的任务。非金属夹杂物来源于金属料、熔渣和耐火材料、脱氧产物以及出钢和铸锭过程中的物化反应产物。做好原材料准备工作及控制熔炼和铸锭过程中非金属夹杂物的变化过程,是降低金属被非金属夹杂物玷污程度的基本途径。

钢及合金中的非金属夹杂物,从不同的角度出发,可以进行不同的分类。

#### 一、按夹杂物的化学成分分类

根据夹杂物的化学成分,可以分为五类:

(1)氧化物类型夹杂 包括简单氧化物,如  $MnO$ 、 $SiO_2$ 、 $Al_2O_3$  等,复杂氧化物,如  $FeO \cdot Al_2O_3$ 、 $FeO \cdot Cr_2O_3$ 、 $MgO \cdot Al_2O_3$ 、 $CaO \cdot Al_2O_3$  等,硅酸盐及硅酸盐玻璃( $lFeO \cdot mMnO \cdot nAl_2O_3 \cdot pSiO_2$ )也属于这一类。

(2)硫化物夹杂 例如  $FeS$ 、 $MnS$ 、 $CaS$ 、 $Ce_2S_3$ 、 $Ce_2O_2S$  等。

(3)氮化物类型夹杂 例如  $AlN$ 、 $TiN$ 、 $ZrN$ 、 $VN$ 、 $BN$  等。氮碳化物也属于这一类。

(4)碳化物夹杂 例如  $TiC$ 、 $NbC$  及  $MC$  类型的碳氮化物。在高温合金中,它们是被视为非金属夹杂物的,通常是在凝固过程中析出的一次碳化物或碳氮化物。

(5)磷化物 含磷高的铸钢中,常可见到磷化铁以及它与渗碳体形成的共晶体,当其严重偏析时,则起夹杂物作用,引起很大的脆性。

## 二、按夹杂物来源分类

按夹杂物来源分为两类:

(1)外来夹杂物 随金属料、耐火材料及炉渣在冶炼、出钢和浇注过程中带入钢中的夹杂物属于此类,它们通常具有不规则的形状,尺寸较大,偶然地在钢中这里或那里出现,成为意外事故的源泉。

(2)内生夹杂物 这类夹杂物是在液体或固体钢中,由于脱氧、结晶及冷却过程中进行物化反应而形成的,主要是氧、硫、氮和其它合金成分间的反应产物。根据它们的形成时间,分为原生或一次夹杂物(液态钢液脱氧产物);二次夹杂物(出钢浇注过程中因温度降低平衡移动形成的夹杂物或二次氧化形成的非平衡产物);再生或三次夹杂物(凝固过程中形成的夹杂物)和四次夹杂物(固态下因溶解度变化形成的夹杂物)。钢中的夹杂物主要是一次和三次夹杂物,即原生和再生夹杂物。也有将二、三、四次夹杂物统称二次或再生夹杂物的。内生夹杂物在钢中的分布较均匀,颗粒也较细小。根据夹杂物的类型不同,可以有不同的形貌。从组成来看,内生夹杂物可以是单相的,也可以是多相的。在氮化物(或氮碳化物)中间存在着氧化物( $Al_2O_3$ 等)核心即属于后者。

以上是夹杂物的两种主要分类法,此外也可根据夹杂物的塑性不同,将夹杂物分为塑性夹杂物、半塑性夹杂物、脆性夹杂物和球状不变形夹杂物;或按其尺寸不同,分为大型夹杂物和微形夹杂物。连铸坯中发现的大型夹杂物尺寸大于 $100\mu m$ ,属于外来的或由于二次氧化形成的氧化物类型夹杂。

## 第二节 夹杂物对钢性能的影响

非金属夹杂物对钢和合金性能的影响主要表现为降低材料的塑性(特别是横向塑性)、韧性(特别是横向冲击韧性)及疲劳性能,使钢和合金的冷热加工性能、抗腐蚀性能乃至某些物理性能(例如电磁性能)变坏。夹杂物对钢和合金产生有害影响的主要原因在于它们破坏了金属材料基体的连续性,引起应力集中,促进裂纹形成。

夹杂物对钢和合金性能影响的具体程度取决于一系列因素,概括起来,有下述四方

面。

## 一、几何因素

夹杂物数量、尺寸、形貌及分布等几何因素对钢和合金性能有不同的影响。夹杂物含量愈高,对金属连续性破坏愈严重;颗粒愈大,影响也愈大;分布集聚的夹杂物要比分布弥散的影响大;沿晶界析出的夹杂物要比不沿晶界析出的影响大;沿轧制方向分布的条带状夹杂物能使钢和合金的横向性能大为恶化。

## 二、力学因素

夹杂物本身的塑性各不相同,它们的弹性模量值也不相同,因此当钢和合金加工变形时,不同类型的夹杂物产生的形变程度也有差异,由此造成的对钢和合金性能的影响自然也不一样。

## 三、化学因素

不同成分的夹杂物与钢的基体的联结能力是不相同的,即使是同一种氧化物  $Me_xO_y$ ,如果是通过不同途径产生的,它们与金属基体间联结能力也不同,例如,脱氧形成的原生  $Me_xO_y$  与外来的  $Me_xO_y$ ,前者与金属基体的联结能力强。显然,这将对钢和合金性能产生不同影响。

## 四、物理因素

夹杂物的组成不同将改变它们的物理性质,如熔点、硬度、膨胀系数等,而这些物理性质的差异都会对钢和合金的性能产生程度不同的影响。

为此,在实际生产中,应该全面地从上述四个方面考虑,控制非金属夹杂物的类型、数量、形貌、尺寸及分布,以最大限度地降低非金属夹杂物的有害作用。

钢和合金中非金属夹杂物的类型及形貌主要取决于钢和合金成分及脱氧程度,而数量、尺寸及分布则取决于熔炼和铸锭工艺,因其决定夹杂物的去除程度和金属结晶条件。下面着重讨论夹杂物的去除(决定夹杂物数量)及夹杂物的再生(决定夹杂物尺寸及分布)并对不同熔炼及铸锭过程中夹杂物的行为作一简要分析。

### 第三节 非金属夹杂物的去除

不同熔炼及铸锭工艺,基于其自身的特点,夹杂物去除机理不同。

#### 一、夹杂物的浮升去除

一般说来,在各种炼钢方法的熔炼过程中,都可能发生不同程度的夹杂物浮升去除。

浮升去除夹杂物的本质在于非金属夹杂物的密度比熔炼金属的密度小。在有渣液覆盖金属液时,例如在平炉、转炉、电弧炉、感应炉熔炼以及电渣重熔和等离子熔炼过程中,非金属夹杂物在浮力的作用下,上浮到钢渣界面而被熔渣吸收。在无渣液覆盖金属液时,例如在真空感应熔炼、真空电弧重熔和电子束重熔过程中,非金属夹杂物上浮至金属熔池表面或分解去除,或被坩埚壁吸收,或随飞溅金属一道凝结在水冷结晶器壁上,而得以从熔炼金属中除去。

静态熔池中夹杂物的上浮速度可用斯托克斯公式计算,其数学式为:

$$v = \frac{2}{9} \cdot g \cdot \frac{1}{\eta_{\text{金属}}} \cdot r^2 (\gamma_{\text{金属}} - \gamma_{\text{夹杂物}}) \quad (10-2-1)$$

式中  $v$ ——夹杂物上浮速度, m/s;

$g$ ——重力加速度,  $9.81 \text{ m/s}^2$ ;

$\eta_{\text{金属}}$ ——动力粘度,  $\text{p}, \text{p} = 0.1 \text{ Pa} \cdot \text{s}$ ;

$r$ ——夹杂物半径, m;

$\rho_{\text{金属}}$  及  $\rho_{\text{夹杂物}}$ ——分别为金属液及夹杂物的密度,  $\text{kg/m}^3$ 。

公式(10-2-1)适合于固态夹杂物颗粒的计算。液态夹杂物上浮的速度经校正可做如下计算:

$$v_{\text{液态夹杂}} = \frac{2}{3} \cdot g \cdot \frac{1}{\eta_{\text{金属}}} \cdot \frac{\eta_{\text{金属}} + \eta_{\text{液态夹杂}}}{2\eta_{\text{金属}} + 3\eta_{\text{液态夹杂}}} \cdot r^2 (\gamma_{\text{金属}} - \gamma_{\text{液态夹杂}}) \quad (10-2-2)$$

当  $\eta_{\text{金属}} \leq \eta_{\text{液态夹杂}}$  时,式(10-2-2)变为式(10-2-1)。由于  $v_{\text{液态夹杂}}/v = 3 \times$

$\frac{\eta_{\text{金属}} + \eta_{\text{液态夹杂}}}{2\eta_{\text{金属}} + 3\eta_{\text{液态夹杂}}} > 1$ ,说明液态夹杂物比固态夹杂物上浮速度快。

从大量的生产实践证明  $\text{Al}_2\text{O}_3$  夹杂物的去除速度比  $\text{SiO}_2$  夹杂物的大,这主要是由于

$\text{Al}_2\text{O}_3$  夹杂物和金属液间的界面张力很大,易集聚为群体,其上浮速度应用下式计算:

$$v_{\text{群}} = \frac{1}{18} \cdot g \cdot \frac{1}{\eta_{\text{金属}}} \cdot D_{\text{平}}^2 (\gamma_{\text{金属}} - \gamma_{\text{夹杂物}}) \quad (10-2-3)$$

式中  $D_{\text{平}}$  为群体的平均直径,按下式计算:

$$D_{\text{平}} = \frac{1}{2} (d_1 + d_2)$$

$d_1$  与  $d_2$  由图 10-2-1 确定。

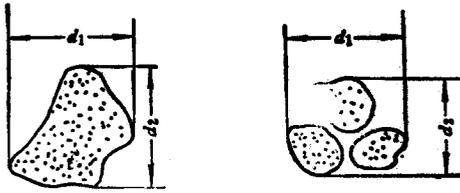


图 10-2-1 群体状夹杂物的大小

一般脱氧后产生的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  群体大小约为  $500\mu\text{m}$  左右,故能很快地从钢液中除去。

由于钢液的粘度及钢液、夹杂物密度差不会有很大的变化,故长期以来人们主要从控制非金属夹杂物的颗粒大小来促进夹杂物自钢液内去除。采用复合脱氧剂,目的之一就是得到大颗粒夹杂物。

在金属液结晶过程中,其中的非金属夹杂物(包括二次、三次夹杂物)要上浮,这时,如果夹杂物上浮速度大于金属液凝固速度,夹杂物可上浮除去;反之,则被树枝晶臂拘捕,仍存在于金属中,这就是某些金属锭中锭头部非金属夹杂含量高的原因。通常情况下,由于金属液中残留的非金属夹杂物直径较小,二次和三次内生夹杂物的尺寸更细,以致金属液结晶过程中,非金属夹杂物很难以浮升方式自金属液中除去。

## 二、渣洗去夹杂

在一次熔炼的出钢过程中,或在电渣重熔、电渣熔铸、电渣浇注及电渣离心浇注时,渣钢强烈作用,具有渣洗去夹杂的有利条件。下面以电渣重熔为例来论述渣洗去夹杂的过程。

### (一) 电渣重熔过程中氧化物夹杂的去除

众所周知,电渣重熔过程中,冶金反应发生在三个区域,即电极末端熔化区、熔滴过渡区及金属熔池区。在电极末端熔化金属液-熔渣界面、过渡熔滴-熔渣界面及金属熔池-渣池界面均可发生渣钢作用去夹杂过程。在金属熔池内部可发生夹杂物的浮升。我国冶

金工作者比较早地提出了渣洗对电渣重熔过程去除氧化物夹杂具有决定性影响的观点,并指出了提纯作用主要是由于电极末端金属熔滴形成阶段金属液层与熔渣的作用。

电渣重熔过程中,熔滴形成、通过渣层过渡和处于金属熔池等三个阶段中氧化物夹杂的变化列于表 10-2-1。由表 10-2-1 可见:在端部熔滴中,氧化物夹杂平均面积比自耗电极低 77%,金属熔滴在进入金属熔池以前,氧化物夹杂平均面积比自耗电极低 87%。对不同阶段钢中氧含量及<sup>95</sup>Zr 同位素放射性比强度进行分析,也得到类似规律。显然,电渣重熔过程中,钢中氧化物夹杂的大量去除主要不是由于夹杂物在金属熔池内的浮升,而是因为电极末端金属熔滴形成阶段及通过渣层过渡阶段的渣钢作用。

表 10-2-1 轴承钢电渣重熔过程中氧化物夹杂含量的相对变化, %

试样部位	氧化物夹杂面积		氧含量	放射性比强度
自耗电电极	100	100	100	100
端部熔滴	23.2	32.2	52.4	43.3
过渡熔滴	13.0	—	—	—
金属熔池	18.5	23.7	38.1	15.3
重熔钢材	14.5	22.5	33.3	10.3

## (二) 熔渣吸收夹杂物的热力学

设半径为  $R$  的球形固态夹杂物在某一瞬间处于图 10-2-2 所示位置( $H, r$ )由于界面能的作用,该夹杂物由钢液向渣相转移  $dH$ ,这时,系统自由能变化为:

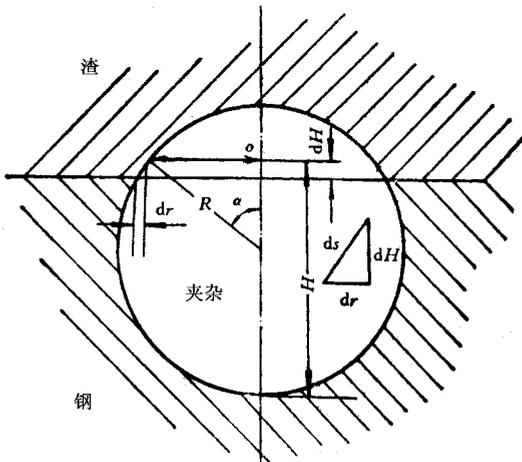


图 10-2-2 熔渣吸收夹杂物的过程

$$dG = (\sigma_{\text{渣-夹杂}} - \sigma_{\text{钢-夹杂}}) \cdot 2\pi r ds - \sigma_{\text{钢-渣}} \cdot 2\pi r dr \quad (10-2-4)$$

当夹杂物完全转入渣相时,系统自由能变化为:

$$\Delta G = (\sigma_{\text{渣-夹杂}} - \sigma_{\text{钢-夹杂}}) \cdot 2\pi r RH + \sigma_{\text{钢-渣}} \cdot \pi r^2 \quad (10-2-5)$$

过程自发进行的热力学条件为:

$$(\sigma_{\text{渣-夹杂}} - \sigma_{\text{钢-夹杂}}) \cdot 2\pi RH + \sigma_{\text{钢-渣}} \cdot \pi r^2 < 0 \quad (10-2-6)$$

由式(10-2-6)可见:

(1)  $\sigma_{\text{渣-夹杂}}$  及  $\sigma_{\text{钢-渣}}$  愈小,  $\sigma_{\text{钢-夹杂}}$  愈大, 则夹杂物愈易去除。

(2) 夹杂物半径  $R$  愈大, 对熔渣吸收夹杂物愈有利。

(3)  $\Delta G$  与夹杂物原始位置( $H, r$ )有关, 若夹杂物从  $H = 2R, r = 0$  处开始向渣相过渡, 则(10-2-6)式变为  $\sigma_{\text{渣-夹杂}} - \sigma_{\text{钢-夹杂}} < 0$ , 这一条件通常能满足。

(4) 平衡条件为:

$$(\sigma_{\text{渣-夹杂}} - \sigma_{\text{钢-夹杂}}) \cdot 2\pi RH + \sigma_{\text{钢-渣}} \cdot \pi r^2 = 0 \quad (10-2-7)$$

由于  $r = R \cdot \sin \alpha, H = R(1 + \cos \alpha)$ , 我们有

$$\cos^2 \alpha + 2K_g \cos \alpha + (2K_g - 1) = 0 \quad (10-2-8)$$

其中  $K_g = \frac{\sigma_{\text{钢-夹杂}} - \sigma_{\text{渣-夹杂}}}{\sigma_{\text{钢-渣}}}$ , 它是表征钢液—夹杂—熔渣系统界面性质的系数, 对于一定温度下的一定系统,  $K_g$  为一常数。式(10-2-8)为一元二次方程, 该方程的一个解是  $\alpha = \pi$ , 意味着夹杂物不能留在渣—钢界面上, 而要完全转入渣相中去。

(三) 熔渣吸收夹杂物的动力学

电极端部熔滴形成阶段(或其它渣钢作用场合), 熔渣吸收固态夹杂物过程分为三个步骤;

(1) 夹杂物从电极端部金属液内部(或其它场合下的金属液内部)迁移到渣—钢界面;

(2) 通过界面由金属液相向渣相过渡;

(3) 夹杂物在渣相中溶解——渣化。

第一步乃是渣钢作用去夹杂过程的限制环节。夹杂物迁移到渣—钢界面主要靠由于多种原因引起的金属液流动所产生的表面更新作用, 金属液表面更新程度取决于电渣重熔工艺, 从而工艺因素将影响夹杂物的去除率。

### 三、粘附去夹杂

对于钢液—非金属夹杂物—耐火材料壁, 或钢液—非金属夹杂物—非金属夹杂物系

统,我们有:

$$dG = \sigma_{\text{耐火材料-夹杂}} \cdot dA_1 - \sigma_{\text{钢-夹杂}} \cdot dA_2 - \sigma_{\text{钢-耐火材料}} \cdot dA_3 \quad (10-2-9)$$

式中  $dA_1$ ——当夹杂物粘附于耐火材料壁时,耐火材料与夹杂物界面增加值;

$dA_2$ ——钢与夹杂物界面减小值;

$dA_3$ ——钢与耐火材料界面减小值。

$$dG = \sigma_{\text{夹杂-夹杂}} \cdot dA_1 - \sigma_{\text{钢-夹杂}} \cdot dA_2 - \sigma_{\text{钢-夹杂}} dA_3 \quad (10-2-10)$$

式中  $dA_1$ ——当夹杂物粘附于另一夹杂物时,夹杂物与另一夹杂物界面增加值;

$dA_2$ ——钢与夹杂物界面减小值;

$dA_3$ ——钢与另一夹杂物界面减小值。

基于  $\sigma_{\text{耐火材料-夹杂}}$  及  $\sigma_{\text{夹杂-夹杂}}$  值很小,粘附去夹杂过程通常是自发进行的。去除程度取决于夹杂物从金属液内部迁移到耐火材料壁或另一夹杂物表面的速率。

粘附去夹杂在一些条件下是有利的,例如液态金属过滤显著提高金属的纯洁度(降低金属中氧化物夹杂含量);但在一定的条件下也可能不利,例如导致盛钢桶或连铸水口结瘤。

液态金属过滤过程中,陶瓷过滤器壁可以粘附夹杂物,夹杂物也可以粘附在已经粘附在过滤器壁上的另一夹杂物上。由于金属液流过细小折孔,产生湍流,表面不断更新,创造了良好的粘附去夹杂的动力学条件。

#### 四、真空下氧化膜的去除及夹杂物的分解

真空熔炼时形成的氧化膜若不去除干净,则将在浇注过程中进入锭子或精密铸件中,造成严重缺陷,故必须很好地控制氧化膜动向。

真空下去除氧化膜,实质上就是利用碳在真空下脱氧。为很好地去除氧化膜,要控制好两个工艺参数,一是温度,二是真空度。对于高温合金说来,去膜温度一般为 1600 ~ 1650℃。提高真空度可相应降低温度,这对于提高合金性能是有利的。

由于真空熔炼时不宜采用过高的去膜温度,真空度也不可能太高,加上氧化膜中氮化物夹杂不能被碳去除,故液面上或多或少要存在部分氧化膜,包括部分氮化物夹杂。因此,往往采取在出钢前利用感应炉的电磁力,通过带电倾动坩埚,使其粘附在坩埚壁上,从而防止出钢过程中卷混入钢中。也可以采用挡渣坝。

夹杂物的另一种去除方式是夹杂物的分解。其分解反应可用下式表示:



原则上,当系统中  $p_{\text{O}_2}$  及  $p_{\text{N}_2}$  很低时,夹杂物可分解去除。这一去除方式在高真空操作过程中,例如电子束重熔占一定比重。

## 第三章 钢的低倍和高倍缺陷

钢的低倍缺陷就是用肉眼和不大于 10 倍的放大镜可以观察到的缺陷,也称为宏观缺陷,需要在显微镜下进行观察和评定的缺陷称为高倍缺陷,又称为显微缺陷。

钢的低倍和高倍缺陷不仅降低钢的使用性能,甚至造成报废,而且这些缺陷也不易及时发现,有的可能在最后加工或检验时才暴露出来,结果在工序上造成很大的浪费,还有的是在使用过程中构成隐患,危害更大。

### 第一节 钢的低倍缺陷

#### 一、残余缩孔和中心疏松

正常情况下,缩孔应集中在钢锭的帽口部位,这是钢锭在凝固冷却过程中不可避免的物理现象,开坯时,随同帽口一齐切掉。如果缩孔深入到锭体本身则称为残余缩孔,它是镇静钢钢锭的一种缺陷。一般说来,缩孔部位均聚集着大量的 S、P 等偏析元素和许多非金属夹杂物,在热加工过程中不易焊合,所以带有残余缩孔的钢锭。开坯时需要多切除一段,因而降低了成材率。在个别情况下,有的缩孔还出现在钢锭内其他部位的轴心处,这种缩孔叫做二次缩孔。二次缩孔难以发现,加工时需要很大的压缩比才能焊合,因此残余缩孔和二次缩孔都是应该尽量避免的缺陷。

中心疏松是钢锭的一种不致密的组织,它和缩孔一样,在疏松部位聚集着 S、P 等偏

析元素和非金属夹杂物。对于小钢锭,经过锻压或轧制,中心疏松可以得到焊合。然而对于大钢锭比较严重的中心疏松,虽经锻压或轧制加工,但也难以完全消除,这样就降低了钢的使用性能。

为了避免残余缩孔和消除中心疏松,对于上大下小带保温帽钢锭的浇注,必须加快钢锭底部并减缓钢锭头部和侧壁的冷却能力,特别是保温帽内钢液的凝固要进行的更加缓慢,使这部分钢液能够最大限度地发挥补缩作用。为此,应采取以下措施:

(1)科学设计、合理选择钢锭尺寸。采用上大下小带保温帽且具有一定锥度的钢锭能使钢锭上部的钢液凝固速度减慢,有利于对钢锭下部的补缩,从而可避免残余缩孔和消除中心疏松。但锥度不能过大,过大的锥度将使偏析增大,且在加热时钢锭的下部极易过烧。除锥度外,钢锭的高宽比对残余缩孔和疏松也有影响。一般是高宽比越大,残余缩孔和疏松越容易产生。这是由于钢锭断面大小及长短不一,侧壁的冷却能力不同,上部钢液对下部的补缩作用也不同。而过大的高宽比,钢锭内部还易出现二次缩孔。

(2)科学设计、合理选择保温帽。科学地设计、合理地选择保温帽对避免残余缩孔和消除中心疏松有着直接的影响。为了充分发挥保温帽的作用,保温帽应有足够的容积,并尽量使帽内容纳的钢液足以补缩钢锭的本体。

(3)提高保温帽的保温能力。提高保温帽的保温能力使钢锭头部的凝固进行得十分缓慢,有助于避免残余缩孔和消除中心疏松。为此,要求发热剂成分与配比合适,发热量充足,保温剂用量也要足。最近几年,世界各国普遍采用发热帽口和绝热帽口,更有利于消除残余缩孔和中心疏松。

(4)改善强化各项操作。为了避免残余缩孔和消除中心疏松,转炉钢的冶炼应充分去气和排除各种非金属夹杂物,为注成收缩小及组织致密的钢锭创造条件。改善浇注操作也极为重要。如果注温偏低,钢液的粘度增加,不利于帽口的填充和钢液的补缩;然而过热度太高将会使钢液因冷却及排出气体造成的体积收缩增大,也难以避免残余缩孔的产生。对于注温低的钢液,提高注速可使钢液在模内的对流作用增强,有利于帽口的填充和钢液的补缩。此外,帽口内钢液的浇注量要足够,填充方法要合理,填充时间要充分。对于收缩量不大的钢种,如低碳钢或15Cr等,帽口的浇注时间可等于锭身的浇注时间;对于收缩量较大的钢种,如高硅钢与高碳钢等,帽口的浇注时间应大于锭身的浇注时间。

(5)热加工要科学合理。对于已经注成的钢锭,为了避免残余缩孔和消除中心疏松,在进行热加工时,绝不允许加工车间为了单纯追求成材率而减少切头量。此外,还应适当地加大压缩比以使疏松焊合,并促使钢材致密,从而提高钢的各种性能。

## 二、点状偏析和方形偏析

### 1. 点状偏析

点状偏析是指在横向酸浸试样上出现的大小和形状不同、颜色灰暗的斑点,而在纵向酸浸试样上呈灰暗色的粗短条带。如果把具有这种偏析的钢锭纵向剖开进行侵蚀,可以发现这种偏析具有气孔般且向内向上倾斜的形状,表示它们是凝固时先从钢中放出的气体形成气孔,而后由含有较多杂质尚未凝固的液体渗入或被压入,将气孔填满而形成的。具有点状偏析的钢材质量极坏,容易在斑点处产生应力集中而导致早期疲劳断裂,故不堪使用,应予以报废。

现在冶金工作者普遍认为,点状偏析主要是钢在凝固过程中析出气体,特别是析出氢,这些气体在上浮过程中又集聚一部分夹杂物而引起的。此外,在生产过程中,如果钢液过热和注温过高,或钢锭断面过大及锭模温度太高等,均易形成点状偏析。

为了防止钢中点状偏析的形成,在冶炼过程中应充分除气和去夹杂,如加强原材料的干燥、防止冷却系统漏水、强化氧化沸腾及脱氧操作等。此外,尽可能采用断面较小的钢锭或浇注前降低锭模温度,并在浇注过程中控制好注温注速也有利于避免点状偏析的形成。

### 2. 方形偏析

在横向酸浸试样上呈现腐蚀较深并由密集的暗色小点组成且呈方形的偏析带叫做方形偏析。由于这种偏析基本上具有原钢锭横截面的形状,故又称锭型偏析。方形偏析的偏析带上的C、S、P及其他杂质的含量都比邻近部位的含量要高,它实际上是 $\Delta$ 形偏析的横截面,因此,主要产生在钢锭的上半部,发生在柱状晶和中心等轴晶交界的区域上。严重的方形偏析将会影响钢的质量,易在轧制时产生夹层,并显著降低钢的延伸率、断面收缩率和冲击韧性等性能指标。目前普遍认为,方形偏析是由于化学成分和物理质点的不均匀性造成的,形成的直接原因是钢中的气体和非金属夹杂物含量高,或浇注温度高及钢锭断面过大等引起的。

方形偏析属于允许存在的缺陷,有规定的合格级别。通常根据方框侵蚀的深度、孔洞的连续性和方框的宽窄来评定。方形偏析可以通过高温扩散退火的办法加以消除。但为了消除或减少方形偏析,根本途径还是提高钢液的纯洁度,缩短钢液的凝固时间,采用合理的锭模以及较大的压缩比等热加工。

## 三、翻皮

当很厚的氧化膜折入钢锭内部时,就形成翻皮缺陷。翻皮在横向酸浸试样上呈现灰

白或暗色条带,其中带有夹杂和孔隙,旁边有时还有气泡存在,而在纵向断口上会相应地出现夹层和夹杂。在热加工时,钢锭的翻皮不能焊合,易在坯(材)上产生裂纹或大片的疤痕。因此,隐藏在钢内的翻皮破坏了钢的连续性,使钢的局部污染严重、机械性能恶化,所以它属于不允许存在的缺陷。

翻皮根据它的分布特征不同,分为皮下翻皮和内部翻皮两种。皮下翻皮多出现在下注钢锭的中上部,接近于表面,而内部翻皮一般出现在相当于钢锭的尾部或下半部。翻皮多是在注速慢、注温低或保护浇注不良的情况下产生的。由于注速慢,模内上升液面的更新不及时,与空气接触后被氧化并形成很厚的氧化膜,这种厚氧化膜被后注的钢液卷入钢中形成翻皮。此外,锭模在底盘上没有摆正,使注入的钢液产生涡流,也可使氧化膜卷入钢中,模壁涂料不均匀及浇注系统中的耐火材料被冲刷剥离,也有可能产生翻皮。

为了避免产生翻皮,在浇注过程中,应根据钢种的特性和粘度,选择适当的浇注温度。一般对粘度大的钢液,浇注温度也要相应高一些。如果发现钢液温度较低时,要适当增加注速,即正确掌握注温和注速的配合,保持钢液在模内上升平稳,尽量作到开流要稳、跟流及时、增流要匀、减流要缓、不散流、不断流。当然,采用大帽口、加强锭模的清刷工作,锭模的摆放要正,防止注液产生涡流以及选择合适的保护浇注等措施均很重要。目前,普遍采用的石墨渣保护浇注基本上就能完全避免翻皮缺陷。

### 四、低倍夹杂

低倍夹杂(夹渣)又称钢中非金属夹杂。它是指酸浸试样上用肉眼或借助于不大于10倍的放大镜可见的耐火材料、炉渣及其他非金属夹杂物。这种夹杂无金属光泽且分布无规律,并保持固有的各种颜色。当夹杂位于表层附近时称为皮下夹杂,而分散在钢坯(材)中心部位的夹杂叫做内部夹杂。低倍夹杂(夹渣)能严重破坏钢的连续性,使之在热加工或热处理时可能形成裂纹,或是在使用过程中将成为疲劳破坏的根源,因此它是钢中不允许存在的缺陷。

低倍夹杂(夹渣)的形成原因主要是钢液的脱氧不好以及出钢和浇注过程中带入外来夹杂,如出钢槽、钢包或浇注系统的耐火材料冲刷物等。此外,也与钢的化学成分有关,如低碳钢、含铬或含铝、含钛较高的钢中,比较容易出现这种夹杂。

防止钢中产生低倍夹杂(夹渣)最有效的措施是加强冶炼过程中的脱氧操作,选择合理的脱氧工艺和渣系,将钢中氧含量降到最低的程度。另外,出钢前要调整好熔渣的流动性,使渣钢间的界面张力越大越好。控制好出钢温度也很重要,因为过高的出钢温度能加剧钢液对出钢槽和包壁耐火材料的侵蚀,极易使钢中的外来夹渣增加。然而出钢温

度过低,钢液不镇静就浇注,非金属夹杂物来不及上浮,也会使钢中的夹杂物数量增加。

为了防止钢中产生低倍夹杂(夹渣),在出钢和浇注过程中,要尽可能地减少或避免钢液的二次氧化,并根据钢种特性的不同,选用合适的保护浇注,还应做好出钢和浇注系统的清洁工作,最大限度地减少外来夹杂。当然,控制好注温注速也是十分必要的。一般是注温越高,夹杂物含量增加、尺寸增大,而注温低,夹杂物不仅上浮困难,且容易形成较厚的氧化膜产生翻皮缺陷。因此,为了获得较为纯洁的钢锭,应选择合适的注温和注速。除此之外,浇注后期要保留适当的注余量,防止包中钢液面产生漩流将熔渣卷入锭中而造成低倍夹杂。

## 五、异金属夹杂

异金属夹杂在酸浸试片上呈色泽而形状不规则,但边缘比较清晰。钢的异金属夹杂破坏了钢组织的完整性,因此它属于不允许存在的缺陷。

钢锭内部存有异金属夹杂的原因,主要是由于浇注过程中掉入模内外来金属以及钢包水口的冷瘤注入模内造成的,但也有的是由于补加的铁合金(包括包中加入的)不能全部熔化或扩散不均匀而引起的。因此,浇注前应保持模内清洁,不允许有任何金属残留遗物,浇注过程中,打掉的冷瘤、凝钢、严禁掉入中注管或锭模中,浇注后钢锭最好不采取插铁牌的方式进行标记,以免帽口内钢液温度高将铁牌熔化而沉入锭体中或不慎将铁牌掉入锭内,加入发热剂、保温剂时,锹头要安装牢固,以防掉入锭内,出钢前补加的铁合金距出钢的时间间隔要足够,使其全部熔化,或使包中加入的铁合金均匀扩散。

## 六、气泡

气泡是钢中气体引起的缺陷。根据它们在锭中分布的不同,可分为皮下气泡和内部气泡。皮下气泡分布在钢锭的表层附近,深度不一,但比较有规律,未暴露的皮下气泡在酸浸横向试样上呈圆形或椭圆形的细孔或暗黑斑点。如果距表皮很近,加热时气泡被烧穿,内壁被氧化,热加工时不能焊合,而形成垂直于横向试样表皮的细小裂缝,末端呈圆角。在钢坯(材)的纵向则形成成簇的发裂。由于皮下气泡易造成热加工裂纹,因此热加工用钢不允许有皮下气泡存在。冷加工用钢如果皮下气泡在公差范围之内,机械加工时可以车削掉,则钢材允许作为合格产品交货,因此判定皮下气泡时需指出它的最大深度。

内部气泡有时和点状偏析伴生,在横向酸浸试样上有的以椭圆形暗黑斑点出现,也有的是细裂纹,分布无一定规律,还有的呈蜂窝状,又叫蜂窝气泡。内部气泡处的纵向断口试样表现为夹层,一般内壁较光滑并偶有非金属夹杂物。

钢锭中的气泡主要与钢中的气体含量有关。氢和氮在钢中的溶解度随着温度的下降而减少,因此钢锭凝固时会从钢液中析出。而钢中多余的氧因选分结晶会逐渐富集并和钢中的碳发生反应,生成 CO 气体。此外,模内涂油的分解会放出氢气,锭模内壁锈蚀严重且清刷不良,一遇高温钢液分解并放出水蒸汽,而且还能与钢中的碳反应生成 CO;浇注系统的耐火材料潮湿也会使钢中的气体含量增加。在冶炼、浇注正常的情况下,钢中的气体一般不会成为钢中的气泡。但钢中气体的总含量较高时,如果这些气体滞留在钢锭内并在靠近激冷层的柱状晶带聚集,就形成了皮下气泡,滞留在锭心内,就成为内部气泡,也有时激冷层内的细小气泡通过针头大的孔隙与外面相通,这就出现了所谓的针孔。

实际生产中,气泡有时会整炉发生,有时会在六盘或数盘上发生,有时只在一支或数支钢锭上出现。整炉发生的气泡往往与冶炼有关,如新炉衬或大补炉后未经烘烤;冶炼时氧化沸腾不好,钢液脱氧不良;造渣材料、铁合金潮湿;冷却循环系统漏水;冶炼和出钢温度过高等都会产生整炉的气泡。此外,有时因使用烘烤不良的钢包也会产生整炉的气泡。整盘或单支出现的气泡主要与钢的浇注操作有关,如浇注系统潮湿;模子凉或有铁锈;模内涂料不均;注温注速不当等。

防止钢中产生气泡的主要途径是减少钢中气体的总含量。新炉衬、新出钢槽、新包衬及使用的原材料等要加强烘烤,并在冶炼过程中搞好沸腾除气,加强脱氧操作,尽可能地降低钢中气体含量。另外,保持浇注系统清洁干燥,加强模内除锈及涂料操作,控制好注温注速及采用保护浇注等也是有利的措施。除此之外,防止钢中产生气泡的最根本途径是对钢液进行真空处理,使之在减少非金属夹杂物含量的同时,又可降低钢中的气体含量。

钢锭中的皮下气泡或内部气泡在加热过程中,只要未暴露,当压缩比较大时仍有焊台的可能,在钢坯(材)上不易造成缺陷。因此,钢锭在加热过程中,合理地控制加热温度与加热时间,或在非氧化的气氛中加热,均可避免或减少该种缺陷的发生。

### 七、白点

白点在加工后的钢坯(材)上出现较多,它实际上是钢的一种内裂。在试样纵向断面上呈圆形或椭圆形的银白色亮斑,在磨光并经酸浸的低倍横向试样上呈辐射形或不规则分布的弯曲裂纹。这些裂纹短小、不连续,长度一般为零点几毫米至几毫米,有时可达 10mm 左右,因此白点缺陷又称为发裂。

白点能显著地降低钢的横向力学性能,除了影响延伸率、断面收缩率及冲击韧性外,

还能降低钢的强度,见表 10-3-1。由此可见,白点是钢中不允许存在的缺陷,标准中规定,凡出现白点的钢材一律报废并不许复验。但实验证明,白点在压缩比较大的情况下有焊合的可能,所以部分出现白点的断面较大的钢坯应通过改成小断面的钢材,使其焊合而得以挽救。

表 10-3-1 白点对钢力学性能的影响

白点	试样取向	力学性能			
		$\sigma_b$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ /%	$\psi$ /%	Ak/kJ
无	纵向	702	22.6	56.0	8.00
有	纵向	537	14.0	39.2	5.96
无	横向	686	18.3	51.3	6.75
有	横向	340	8.0	51.4	3.37

### 1. 白点的形成原因

目前普遍认为白点是在钢中的氢压力和组织应力综合作用下产生的。氢在冶炼和浇注过程中,通过不同途径进入钢液,在钢液的凝固过程中,氢在钢中的溶解度随着温度的下降而降低,由过饱和而析出的氢有些来不及从钢锭中逸出,仍以原子状态过饱和地固溶在钢中,随后部分扩散进入钢锭中的显微孔隙中结合成分子。由于钢锭中这种显微孔隙较多、较大,气体的压力不大,不会造成白点,因此在钢锭上没有发现白点。但当这种钢锭进行轧、锻等加工时,微隙将被焊合或压缩,其中将有一部分氢重新固溶于钢中,使固溶体的氢含量增加,一部分未固溶的分子氢,由于体积压缩而对周围金属施加较大的压力。钢在冷却过程中由奥氏体转变为铁素体和珠光体时,氢的溶解度急剧下降,使钢中氢的过饱和度不断增加。当冷却过程缓慢和钢坯(材)断面较小时,原子半径最小的氢原子具有足够的扩散速度和时间,穿过钢组织向外扩散进入大气,加上缓冷时,钢的组织应力小,因此不致于产生白点。而当冷却速度较快时,氢来不及充分扩散,大部分继续以过饱和状态溶于固溶体中。当温度降到 250℃ 以下时,氢的扩散极慢,固溶体中析出的氢只能进入附近的微隙中,并在微隙中结合成氢分子,而这些分子在较低的温度下很难重新分解进入固溶体中,只能被封闭在微隙中并对钢的基体产生巨大的压力,一般可达  $2 \times 10^3 \sim 2 \times 10^4$  MPa。当这种压力和微隙附近的因冷却和相变及其他原因形成的应力,如组织应力、加工变形应力与热应力等相结合,且超过钢的强度或塑性时,会破坏钢的连续性而产生白点。由此可见,白点一般是钢经过热加工后,在冷却过程中形成,这段过程称为白点的孕育期。孕育期的长短不一,有的需经十几天后才产生。形成白点的温度范围

也不一样,这与钢的化学成分和热加工后的冷却速度及相变温度有关。一般是合金化程度越高,热加工后的冷却速度越快及相变温度越低,形成白点的温度范围越低。

白点的产生与钢的组织应力有关。这是因为不同的钢种对产生白点的敏感性不同,如低碳(0.10%~0.20%)或低合金钢以及其他奥氏体钢,尽管氢气的含量很高,但因组织应力很小,这些钢中氢的溶解能力大,析出较少,故钢中难以形成很高的氢压力,就不易产生白点。铁素体钢虽然溶解氢的含量不多,但易于扩散,而且没有相变,组织应力很小,也不易产生白点。奥氏体钢和铁素体钢的组织应力很小,原因主要是在低温时没有晶型相变,而合金钢中的珠光体钢和马氏体钢半马氏体钢以及其他中碳合金钢等,在较低的温度下有晶型相变,具有较大的组织应力,使钢的塑性降低促进白点的形成。因此,钢坯(材)中的氢压力和组织应力是产生白点缺陷的必不可少的条件,但氢压力是内因,而组织应力是外因,外因通过内因起作用。

也有的学者认为,钢中的氢和钢内的渗碳体发生作用,反应如下:



产生的 $\text{CH}_4$ 气体在钢中偏析集聚成气泡,压力可达近万个MPa,这样大的压力足以破坏钢的连续性,使钢产生裂纹。

## 2. 白点形成的影响因素

下列因素影响白点的形成:

(1)钢中氢含量。大量的科学研究与生产实践证明,钢中的氢只有达到一定的含量才容易产生白点,否则尽管含有氢,也不会产生白点。这个一定的含氢值称为产生白点的临界氢含量。临界氢含量的大小与钢的组织、化学成分、钢材断面尺寸以及加热时的均热时间和热加工后的冷却制度有关。因此,不仅不同的钢种的临界氢含量是不同的,就是同一钢种在不同的条件下,临界氢含量也是不同的。

(2)钢种。奥氏体钢和铁素体钢及莱氏体钢由于没有相变,组织应力很小,不易产生白点,如1Cr18Ni9Ti等。而珠光体钢、马氏体或半马氏体钢,由于有相变,容易产生白点,如GCr15、4Cr13及中碳钢等。高速钢也不产生白点,这可能是由于加热时间长和反复加热加工促使氢向外扩散的结果,也有人认为,这可能是高速钢中氢被复杂的碳化物所吸附。从化学成分上来看,含Cr、Ni、Mo、Mn的结构钢对白点的敏感性比优质碳素结构钢的大,碱性电炉钢对白点的敏感性比碱性平炉钢的大,而碱性平炉钢对白点的敏感性比酸性平炉钢的也大。

(3)温度和时间。白点的形成与温度有关。在高温下不出现白点,而是钢经过热加工后随着温度的降低,在一定的温度范围内出现。这是因为氢在钢中的溶解度随着温度

的降低而降低,所以氢在低温下当局部氢含量超过临界氢含量时才有可能产生白点。所以,白点的产生需一定的温度范围和集聚氢分子的时间,一般均在 $150 \sim 250^{\circ}\text{C}$ 的区间。在这个温度范围内,氢的扩散速度也最慢。

(4)加工压缩比。钢锭加工的压缩比对白点的形成也有很大的影响。一般说来,压缩比越大越容易产生白点。这是因为压缩比越大,钢坯越致密,内部的孔隙越小,这样少量的氢便可产生巨大的氢压力,容易产生白点。在其他条件相同的情况下,钢坯中的氢压力与孔隙有关,孔隙越大,氢压力越小,就越不易产生白点。

(5)钢材尺寸。在其他条件相同的情况下,钢坯经热加工后,钢坯或钢材的断面尺寸越大越容易产生白点。一般断面小于 $40 \times 40\text{mm}^2$ 的钢坯不易产生白点,当加工到直径小于 $16\text{mm}$ 以下时,任何钢材都不出现白点。这是因为小断面钢材内的氢容易扩散出去,当断面尺寸达到氢能够完全扩散出去时,也就消除了白点。因此,钢经过热加工后,大钢材比小钢材容易出现白点,而钢坯比钢材更容易出现,所以钢坯变钢材,大材改小材是消除白点缺陷的重要手段。

(6)钢中非金属夹杂物。钢中非金属夹杂物数量的增加不仅使钢的组织应力增加,塑性降低,而且也使钢内氢分子集聚几率增加,促进了白点的形成。因此,钢中非金属夹杂物的多少对白点的产生也有影响,这个影响虽然不是主要的,但在冶炼过程中不可不重视。

(7)冷却速度。当冷却速度较快时,不仅氢得不到充分的扩散,而且钢的组织应力也增加,因此促使白点的产生。

### 3. 消除白点缺陷的技术措施

根据白点缺陷的形成原因和产生过程,消除白点缺陷的措施主要有:

(1)尽量减少钢中原始的氢含量。实测得知,当钢中的氢含量低于 $4.5\text{cm}^3/100\text{g}$ 时就不易产生白点,因此为了消除白点,尽量减少钢中原始的氢含量是十分必要的。减少钢中原始的氢含量应从以下几方面入手:1)对于易产生白点的钢种,所用的钢铁料应无水、无锈,加入的造渣材料、合金铁、脱氧剂等需经烘烤或干燥;2)氧化期要做好沸腾除气操作,且冶炼温度合适并杜绝冷却系统漏水;3)出钢和浇注过程中要注意干燥和防止吸气,出钢槽、钢包及浇注系统应保持清洁干燥,加入模中的保护剂、发热剂及保温剂的水分也应符合规定。此外,为了降低钢中原始的氢含量,钢液应采取炉外精炼,如真空、喷粉或吹氩等处理。

(2)最大限度地降低钢锭或钢材中的氢含量。钢锭或钢坯在加热时,合理地选择均热时间可使组织转变充分,且内外温度与成分趋于均匀,有利于消除内应力和氢在高温

时的向外扩散。当然,采用退火处理更有利于降低钢锭或钢材中的氢含量。一般的退火温度选为  $630 \sim 660^{\circ}\text{C}$ ,因为在这个温度范围内,钢的组织结构为  $\alpha\text{-Fe}$ ,而氢在  $\alpha\text{-Fe}$  中的扩散比在  $\gamma\text{-Fe}$  中的扩散更理想。此外,采用钢坯缓冷的办法,也可使钢中的氢能够进行充分的扩散。对于一些排除或降低氢含量比较困难的大锻件,还可采用等温退火的办法进行处理。等温退火工艺一般是把锻件逐渐加热至  $890^{\circ}\text{C}$ ,保温 3h 进行退火,然后冷至  $350 \sim 400^{\circ}\text{C}$  进行过冷处理,而后再升温到  $640 \sim 660^{\circ}\text{C}$ ,并保温 16h 后进行回火,最后炉冷至  $130^{\circ}\text{C}$  出炉。等温退火的目的在于均匀钢的组织,过冷是为了降低氢在钢中的溶解度,回火可以消除钢中的各种应力。

(3) 增加压缩比。钢材进行热加工时,在满足尺寸要求的情况下,通过增加压缩比可使发裂得以焊合,因此增加压缩比是消除白点缺陷的另一技术措施。

## 八、发纹

将试样加工成不同直径的塔形台阶,经酸浸沿着轴向呈现的细长直线,形状像头发丝一样的裂纹称为发纹。发纹不合也叫塔形不合。发纹也可用探伤或磁粉法检验,用磁粉法检验时,发纹处有磁粉被吸附而显示出来。发纹裂纹较深,但条数和长短不一,有时条数较多,长度可达几十毫米,如图 10-3-1 所示。

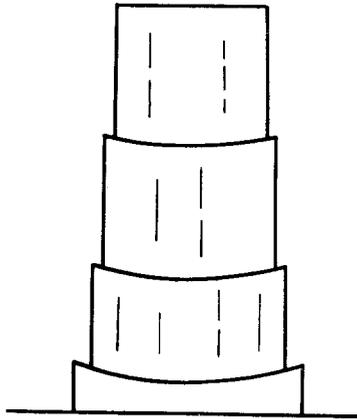


图 10-3-1 钢的发纹示意图

发纹的存在破坏了钢的连续性,当钢用做承受高强度或变载荷的零件时,由于往复载荷的作用,容易产生疲劳而断裂。这是因为发纹处是应力集中的地方。发纹缺陷对钢材的危害主要是降低疲劳强度,使零件的使用寿命大大降低。

### 1. 发纹分布的一般规律

一般说来,不存在发纹的钢种几乎没有,但氧化倾向性大、钢液粘度大或浇注温度低的钢种,发纹比较严重。发纹在钢锭上的分布是不均匀的,头部比尾部严重,皮下比中心严重。但不同钢种对发纹具有不同的敏感性,最易出现的钢种是 Cr18 不锈钢,而 18Cr2Ni4WA 次之,然后是 30CrMnSiA 及 38CrMoAl 等。大量的生产统计规律表明,发纹的条数和长度与加工后的钢材断面有关,大断面钢材( $\phi > 100\text{mm}$ )发纹较少,平均长度较短。随着钢材直径尺寸的减少,发纹数量增多,平均长度也增加且随压延比的增大而趋于细长,当达到某一尺寸时为最大。钢材直径继续减少时,发纹的数量有所降低,当直径小于 20mm 以下时,发纹基本消除。轧材的发纹比锻材的严重。塔形的发纹约 70% 集中在皮下,即多集中在一级塔形部位。

## 2. 发纹的形成原因

发纹是由钢中非金属夹杂物和气体造成的。但通过近十几年的研究表明,发纹在表层和内部的形成原因也有所不同,但总的趋势倾向于表层的发纹主要是由气体形成,内部发纹是由非金属夹杂物形成。

形成表层发纹的气体来源大致有两种:

(1) 涂料或保护渣中含有水分,在浇注过程中水分分解后以  $[H]$  的形式进入钢中,加上钢中原有的氢,随着钢的温度下降  $[H]$  不断析出形成氢分子而集聚皮下,反应式为:



(2) 由于脱氧不良或氧化膜进入钢中产生的气体没有被排除而集聚于皮下并以 CO 气泡形式存在。不难看出,钢锭的翻皮和皮下气泡等缺陷,也有可能促使发纹的形成。

内部发纹多由夹杂物引起,人们经对 30CrMnSiA 钢发纹的研究已证明了这点。钢中铝的硅酸盐绝大部分显脆性或半脆性,经加工后发生变形且呈链状形态分布,再经酸浸后夹杂物剥落而使钢材出现细长的发状小裂纹。这些非金属夹杂物主要来源于没有来得及上浮而残留在钢中的脱氧产物或二次氧化产物,还有的是浇注过程中混入的耐火材料。发纹也与加热不均或轧后冷却以及热处理工艺与操作不当有关。此外,马氏体钢的发纹比较严重,这可能是由于组织应力较大而促使发纹的形成。有的资料指出,钢中的发纹缺陷 45% 为夹杂物造成,40% 为气体和夹杂物造成,15% 为冶金缺陷或其他原因造成。

## 3. 改善发纹的技术措施

从发纹的分布状态和形成原因可知,降低钢中溶解的气体并使夹杂物充分上浮或增大压缩比、改善加热条件和加工方法以及执行正确的热处理工艺等均有利于发纹的消除

或减少。因此,改善发纹的技术措施主要有以下几点:

(1)对于要求控制发纹较为严格的转炉钢,在冶炼过程中要强化氧化沸腾,加强搅拌,使钢中的气体和非金属夹杂物得以充分地去除。为了降低钢中的气体还要注意原材料的干燥,炉内还原时间不宜过长。另外,在炉体和包衬良好的条件下进行冶炼也有利于减少钢中的外来夹杂。

(2)控制合适的冶炼温度,改善钢液的流动性,加强脱氧操作,这对改善发纹缺陷极为有利。一般是冶炼温度低,钢液的流动性不好,钢中的夹杂物和脱氧产物不易熔化或上浮,影响钢液的去气和脱氧。但过高的冶炼温度,钢液易吸气且对炉衬的侵蚀严重,这样也会使钢中的发纹增加。

(3)采用合适的装入量及合理的锭型,保证适当的镇静时间,或采用包中吹氩与真空处理等炉外精炼手段,使夹杂物和气体得以充分排除,对改善钢中发纹缺陷也是行之有效的措施。

(4)控制好注温注速,防止低倍夹杂、翻皮、皮下气泡等缺陷的产生,提高钢锭的表面质量,均有利于降低发纹的出现率。此外,在浇注过程中要避免冲流以减少钢流对浇注系统耐火材料的冲刷,使之尽量不混入钢中。当然,做好出钢系统和浇钢系统的清洁工作也有利于发纹缺陷的改善。

(5)对于要求控制发纹十分严格的钢种,还可采用电渣重熔的方式进行冶炼,通过重熔的渣洗过程,既可清除大量的 $Al_2O_3$ 夹杂,又可使硅酸盐夹杂显著变细,进而达到消除发纹缺陷的目的。

(6)钢锭的热送或退火要及时,使氢气能够得以充分扩散,并尽量减少钢中内部的组织应力,也可降低发纹的出现率。

(7)增大钢锭的压缩比也是一项改善发纹缺陷的重要措施。在轧制和压力加工过程中,压缩比不同,发纹的出现率也不同。有人曾对30CrMnSiA530kg的钢锭进行研究,如图10-3-2所示。当压缩比为40左右时发纹最严重,而再增大压缩比则发纹大幅度地降低,其他钢种也有类似的规律。这是因为钢中的内部发纹主要是由非金属夹杂物形成的,而非金属夹杂物在轧制和压力加工过程中易被拉长,当拉得最长时,发纹缺陷最严重。如果压缩比再增加时,拉长的夹杂物因塑性降低而被拉碎,同时在相当大的压缩比作用下,有的发纹裂痕又重新得到焊合,所以发纹出现率必然有所下降。如图所示,压缩比距40越远发纹出现率越小。因此,对于易产生发纹的钢,可浇成大锭,使之在轧制和压力加工过程中压缩比较大,从而达到改善钢中发纹的目的。

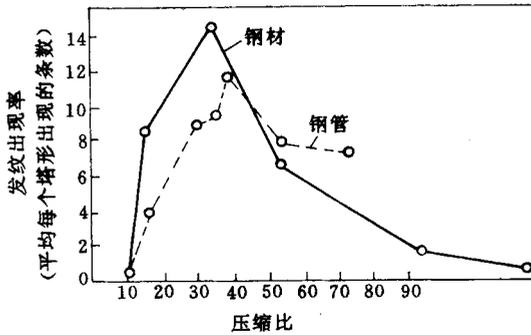


图 10-3-2 钢材、钢管压缩比与发纹出现率的关系  
(30CrMnSiA 钢锭 530kg)

## 九、断口缺陷

将试样折断后,用肉眼或低倍放大镜检查断口情况,称为断口分析。断口不仅能鉴别晶粒大小,而且还可显示出钢中白点、夹渣、气泡、内裂、残余缩孔等缺陷。从广义上讲,这些都是破坏钢的连续性的宏观缺陷,因此这样的断口又被称为宏观缺陷断口。同一试样在不同的条件下折断,断口形态是不一样的。根据钢材种类及检验要求,试样可在淬火、调质、退火及热轧状态下折断,但除某些特殊原因外,一般试样多在淬火后折断。断口缺陷的种类很多,常见的有石状断口、石墨断口、萘状断口、层状断口等,其中层状断口出现率较高也比较复杂。

### 1. 石状断口

石状断口的断面呈粗晶状,颜色灰暗无金属光泽,如同棱角的砂石堆砌,凸凹不平,多出现在钢坯与钢材的表层或棱角部位。石状断口是因钢材的严重过热或过烧造成,一旦出现,用一般热处理方法难以挽救。

### 2. 石墨断口

钢中的碳以石墨状态析出,在断口上常表现为局部黑色,严重时可遍及整个断口。钢中硅或铝过高而残余铬过低,以及退火保温时间过长,易出现这类缺陷断口。

石墨断口破坏了钢的化学成分和组织上的均匀性,使其力学性能变坏,而且用热加工和热处理的方法不能改善,因此属于不允许存在的缺陷。

### 3. 萘状断口

钢中粗大晶粒撕断,在断口上表现有反射光泽,类似萘球反光一样。这类缺陷断口也是由于钢材过热或过烧造成,常出现在高速钢并经多次淬火的断口上。

## 4. 层状断口

在断口上顺轧制方向出现非晶质而又致密的木层状或其他条带结构称为层状断口。层状断口又分为木纹、台阶、石痕、夹层等几种。这类缺陷断口一般多分布在钢锭的中心或局部。

## (1) 层状断口的特点及危害

层状断口是钢坯或钢材在热加工后,经淬火和回火后出现的。这类缺陷在合金结构钢的轴心区域比较严重,且合金化程度越高,出现的倾向性越大,如在 30CrNi、18Cr2Ni4WA、30CrMnSiA、PCrNiMo 等钢中。因为在这些钢中,镍铬对层状断口有相当大的影响,如图 10-3-3 所示。

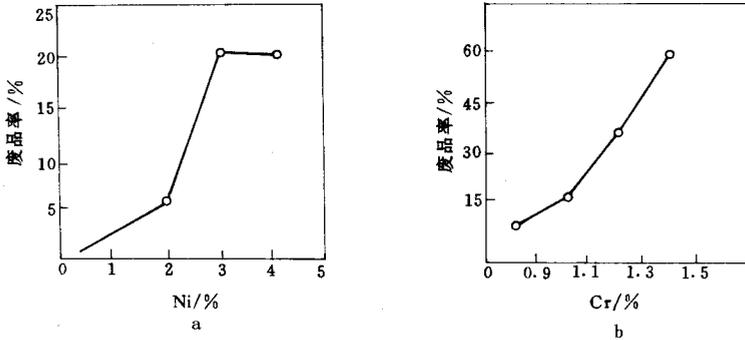


图 10-3-3 镍、铬对层状断口的影响

a—镍对层状断口的影响, b—铬对层状断口的影响

具有层状断口的钢材,横向力学性能变坏,冲击韧性和断面收缩率降低,但对钢的强度影响不大。层状断口缺陷一旦出现很难消除,当超过标准规定级别时应予以报废。

## (2) 层状断口的形成原因

目前,层状断口的形成原因尚不完全清楚,但总的认为是由气体和非金属夹杂物及结晶偏析引起的。另外,还与组织应力有关。在钢材的轴心区,由气体形成的气泡经加工后沿加工方向延伸极易形成层状结构,如在断口上经常看到一些亮线,这可能就是氢气泡被拉长造成的。具有这种缺陷的钢材不堪使用,应予以报废。

由非金属夹杂物造成的层状断口主要是脆性或半脆性夹杂,如  $Al_2O_3$  和  $SiO_2$  及 AlN 等。它们淤积在晶界上,然后在加工过程中被破坏,并呈链状分布,使断口成为层状结构,且非金属夹杂物含量越高,层状断口缺陷越严重,如夹杂物总量为 0.0305% 时,断口评为 3 级,而当夹杂物总量分别为 0.022% 和 0.0153% 时,断口评级分别为 2.5 级和 1.5 级。

树枝状偏析严重的钢经多次轧制后也极易出现层状或条带状组织,因此可以得出,结晶偏析也是产生层状断口的又一因素。此外,组织应力过大或不均匀也会使钢材出现内裂或晶裂层状断口。

### (3) 改善或消除层状断口的措施

对层状断口有严格要求的钢种应采用无锈或少锈的优质炉料;在冶炼过程中要加强氧化期的剧烈沸腾,使钢液充分去除气体和非金属夹杂物,并改进脱氧工艺,如进行炉外精炼处理,终脱氧用铝量不宜过大,出钢温度要合适;在浇注过程中应控制好注温注速,采用合理的锭型或先进的浇注技术(如真空浇注)。这些均有利于改善或消除这种缺陷断口。另一方面,还可从热加工上采取措施,如在轧制前将钢锭进行高温扩散退火,或在垂直方向多次锻造及增加锻压比等,也可使层状断口获得改善或消除。

## 十、轴心晶间裂纹

在钢坯横向酸浸试样的轴心位置出现三根或三根以上细小的沿晶界开裂的弯曲裂纹,裂纹由轴心向外辐射,严重时成蜘蛛网状,因其分布在轴心处的粗大树枝状晶的晶界上,故称为轴心晶间裂纹。轴心晶间裂纹在显微镜下观察,常可见到沿柱状晶界分布有非金属夹杂物。在纵向断口的轴心处,相应地有脆性条带密排而成的分层组织,因此又有人认为它是层状断口中的一种。

在检验过程中,有时因非金属夹杂物被腐蚀掉或组织不均匀而形成的“虚线”状或沟状轴心缺陷不应判为轴心晶间裂纹,这种情况在纵向淬火断口上对应在该处不出现分层,且该处的力学性能也比较正常。

### 1. 轴心晶间裂纹的分布和危害

轴心晶间裂纹常出现在树枝晶特别发达的低碳高铬和高铬镍的铁素体、马氏体、贝氏体钢及结晶范围很窄的低碳合金钢中,如 Cr5Mo、18Cr2Ni4WA、20Cr2Ni4A、1~2Cr13、Cr17Ni2 等钢中。在铁素体钢中,蜘蛛网状的细小裂纹沿晶界分布更为明显。这种裂纹多分布在钢锭的中心区域,而钢锭的中上部严重,尾部很少,钢锭的高宽比越大、锥度越小和钢材的压延比越小,就越容易出现这种缺陷。

轴心晶间裂纹的出现破坏了钢的连续性,且使断面收缩率和延伸率显著降低,而强度变化不大,因此它是一种不允许存在的缺陷。

### 2. 轴心晶间裂纹的形成原因

轴心晶间裂纹是在钢锭凝固过程中产生的。由于低碳钢凝固时两相区狭窄,结晶速度快,锭心最后凝固前钢液补充不足,晶间易形成这种显微裂纹。另外,又由于树枝状晶

轴间的成分组成不同,在不同的时间达到临界转变点,从而产生了内应力,这种显微裂纹在较大内应力的作用下极易扩大,因此形成了放射状或蜘蛛网状的裂纹。

经研究证实,轴心晶间裂纹处的晶粒比较粗大,且夹有较多的夹杂物并沿晶界分布,而当钢中非金属夹杂物或气体含量较高时,更能促进轴心晶间裂纹的发展。这可能是由于夹杂物的污染,使晶间的联系遭到削弱,而气体含量的增高,又使得轴心处的内应力加大。当然,这种缺陷也可能与钢锭冷却时的收缩应力有关,因为收缩力越大,钢的内应力也越大。

### 3. 防止轴心晶间裂纹的技术措施

防止轴心晶间裂纹的技术措施有:

(1)减少钢中气体和非金属夹杂物对消除任何裂纹均有好处,这一点对于防止轴心晶间裂纹无疑也极为有利。因此,对晶间裂纹较为敏感的低碳高铬和高铬镍钢的冶炼应采取真空、吹氩等炉外精炼较为合适。

(2)改变结晶和冷却条件、缩小钢锭的内外温差、采用高宽比较小而锥度较大的锭型和控制好注温注速等,均是防止这种缺陷的重要措施。

(3)加强钢锭的红送与退火,可减少残余热应力,进而也可避免轴心晶间裂纹的产生。

(4)在热加工过程中,增大压缩比,迫使轴心晶间裂纹得以焊合,或将已有该种裂纹的钢材改制较小的断面也可显著地提高合格率。

## 第二节 钢的高倍缺陷

### 一、显微夹杂与孔隙

显微夹杂主要是指比较微观、细小的内在夹杂,常见的有氧化物、硫化物、硅酸盐、点状不变形夹杂及氮化物等。为了减少钢中的显微夹杂,对于夹杂物要求严格的钢种,冶炼必须在炉体良好的情况下进行,出钢槽、钢包、浇钢系统要保持清洁干燥。另外,炉料应使用无锈或夹杂物较少的废钢,在冶炼过程中,氧化期要真正做到高温激烈沸腾,以便充分去除钢中的气体与夹杂,与此同时控制好冶炼温度;在还原期要采用合理的造渣制度和脱氧工艺,浇注前要保持一定的镇静时间。钢液采用炉外精炼,如真空、吹氩或喷粉

等处理,也有助于降低该种缺陷不合的几率。

显微孔隙又称显微裂纹,多形成在枝晶间疏松、夹杂物或碳化物偏析处,是指在压力变形过程中,因脆性和应力集中而产生的三角形空洞或网状裂纹。在生产过程中,减少枝晶间疏松、控制夹杂物与碳化物的含量或使其均匀分布等均可避免该种缺陷的产生。

## 二、晶粒度

晶粒度是表示晶粒大小的尺度,钢的晶粒度一般分为两种,即本质晶粒度和实际晶粒度。

### 1. 本质晶粒度

本质晶粒度是表明钢的奥氏体晶粒随着温度的升高而长大的倾向程度。通常把钢用不同的方法加热到  $930 \pm 10^\circ\text{C}$ ,保温足够的时间(一般为  $3 \sim 8\text{h}$ )后所获得的奥氏体晶粒大小称为本质晶粒度,也称为奥氏体晶粒度。不同的钢种或不同的冶炼方法炼制的同一钢种,在同一加热条件下,晶粒长大的倾向也有所不同。在生产上,对于加热到高于临界点温度,但尚未升温到  $930^\circ\text{C}$ ,奥氏体晶粒随温度上升就显示明显粗化的钢,称为本质粗晶粒钢,对于加热到  $930^\circ\text{C}$ ,而奥氏体仍能保持细小晶粒的钢称为本质细晶粒钢。

本质晶粒是指钢的一种特性,它指出了在规定的加热温度和时间内,奥氏体晶粒有无明显长大的倾向与能力,但不表明钢的实际晶粒是粗是细。本质晶粒度的应用价值主要是对拟订钢的热处理和热加工工艺起指导作用。一般说来,本质细晶粒钢可在较高的温度下终轧或终锻,也可在较宽的温度内选择热处理加热温度,而不形成粗晶粒组织,对于本质粗晶粒钢,热加工的终了温度和热处理加热温度要严格控制,以避免奥氏体晶粒过于粗大。

$930^\circ\text{C}$ 的选择是综合钢的性质和热处理工艺订出的。除特殊情况外,一般的热处理温度均不超过该温度。在  $930^\circ\text{C}$ 具有粗晶粒度,表明此钢达到这个温度时有过热的危险;细晶粒则没有过热的危险。

### 2. 实际晶粒度

实际晶粒度是指钢在某一具体生产条件下所得到的实际组织的晶粒大小。实际晶粒度基本上决定了钢在室温时的晶粒大小,因此它直接影响钢在使用状态下的各种性能。

工业用钢一般是希望得到细晶粒组织,因为在相同的成分和冷却条件下,与粗晶粒钢相比较,细晶粒钢具有高的强度和塑性、高的冲击韧性和低的脆性转变温度。但对用于淬火、切削加工、耐热和电器用钢,却希望得到粗晶粒组织,因为这种晶粒具有较高的

淬透性、良好的切削加工性及高温强度和较好的电磁性能等。

### 3. 影响晶粒度的主要因素

影响晶粒度的因素较多,其中主要有:

(1) 加热温度和加热时间。在钢的奥氏体化过程中,加热温度和加热时间对奥氏体晶粒度的影响很显著。一般说来,本质细晶粒钢容易获得细的实际晶粒度,但如果加热温度过高和保温时间过长,也会导致粗大的实际晶粒;而本质粗晶粒钢一般比较容易过热,使奥氏体晶粒过分粗大,但如能严格控制加热温度和加热保温时间,仍可能获得较细的实际晶粒度。加热温度和保温时间两者相比较,加热温度是主要的,即加热温度越高,奥氏体晶粒越容易长大,而当加热温度偏低,即使增加保温时间,晶粒也不会长大太多。

(2) 脱氧方式和钢中元素。钢的脱氧方式对奥氏体晶粒度的影响也比较显著。生产实践和科学试验已证明,只用锰铁脱氧,奥氏体晶粒随加热温度升高将表现出明显的粗化,而采用锰铁、硅铁和铝的综合脱氧方式,奥氏体晶粒的长大受到了限制,即使温度升高 $950 \sim 1050^{\circ}\text{C}$ ,仍能保持细小的奥氏体晶粒。钢中元素的影响主要是指Mn、P和Al、Nb、Ti、Zr、V等。其中Mn、P能使奥氏体晶粒的长大倾向显著,而Nb、Ti、Zr、V合金元素能与钢中的N、C形成熔点高且又稳定的氮化物和碳化物析出,如NbN、NbC、TiN、TiC、ZrN、ZrC、VN、 $\text{V}_4\text{C}_3$ 、VC等,它们具有细化奥氏体晶粒和提高晶粒粗化温度、降低钢的过热敏感性等效果。铝在钢中有 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、AlN和固溶铝三种状态,其中对细化晶粒起主要作用的是六角点阵结构的AlN。AlN在钢中能以细小弥散质点形成分布在晶粒边界处而阻止晶粒长大。在电炉钢的冶炼过程中,主要是采取控制钢中残余铝的办法来控制晶粒度,一般残余铝约在 $0.02\% \sim 0.05\%$ 范围内较为合适。Si、C、B溶于奥氏体时,能促使奥氏体晶粒长大,且它们的含量越高,晶粒越容易粗化。

(3) 热加工和热处理工艺。热加工工艺主要是指变形温度、变形程度和变形速度等。为使钢获得适宜的晶粒度,必须对各种因素进行综合的控制。变形前的原始晶粒越大,再结晶后所形成的晶粒也越大,而原始晶粒度又直接受材料的加热温度和加热时间的影响。此外,终轧温度高低的影响也不容忽视。终轧温度高,晶粒粗大,而终轧温度过低,再结晶进行得不完善,获得的组织不均匀,有的由于强化相的析出,使钢出现多相组织,使变形的不均匀性增加,导致产生晶粒大小不等的带状组织,而使晶粒大小的均匀度变差。

为使钢具有一定大小的晶粒度,必须给以相应的变形程度。但在具体确定变形程度的大小时,应避免临界变形程度值,否则也影响钢的晶粒度。变形速度影响钢的再结晶过程,当然这也与参加切变形滑移面的多少和软化过程的不同有关。但一般说来,变形

速度低可获得细小的晶粒,而高速变形可使晶粒变得粗大。

锻压过程中的压下量,特别是最后几道工序的压下量对晶粒大小的影响更大,一般认为压下量大些有利于获得细晶粒。此外,加工过程中的中间停留及加工后的冷却,对晶粒度也有明显的影响。

大量的科学研究和生产实践证明,形变热处理能使钢的组织结构发生变化,在塑性变形和热处理的联合作用下,可使钢的晶粒得到细化。对热加工后还要进行热处理的钢种,热加工后的组织控制可宽一些,对加热时无相变或热加工后不再进行热处理的钢件,对加工过程,特别是对终轧或终锻温度、压下量以及加工冷却等因素,均应认真地控制,以便获得细小均匀的晶粒而使其性能得到提高。

### 三、奥氏体钢中的 $\alpha$ 相

许多冶金学者通常将奥氏体钢中的铁素体相称为奥氏体钢中的  $\alpha$  相。在某些奥氏体钢中常夹有少量的<sup>相</sup>,这虽有利于提高屈服强度和抗蚀性能,但因两相塑性不同使钢在加工过程中,有时产生撕裂或拉裂现象,或使钢的表面光洁度不好,这就是所谓的  $\alpha$  相缺陷。 $\alpha$  相常出现在奥氏体不锈钢中,如 0Cr18Ni9Ti、1Cr18Ni9Ti 等。

因  $\alpha$  相含量过高会降低奥氏体钢塑性变形的能力,又被称为低塑性。为了降低  $\alpha$  相的含量,改善塑性变形能力,在冶炼过程中应将缩小  $\gamma$  区的 Cr、Ti、Al 和 Si 等元素的含量尽量控制在下限,而将扩大  $\gamma$  区的 Ni、Mn、N 等元素的含量尽量控制接近规格的上限。为此,在冶炼 1Cr18Ni9Ti 等不锈钢时,应将 Cr、Ni 的含量之比控制在 1.75 以下。当然,降低钢中的偏析区及热加工前钢坯采取高温扩散退火或加热温度控制在 1250℃ 以下,也有助于减少  $\alpha$  相的含量。

### 四、晶间腐蚀

在不锈钢晶粒的晶界上有选择性地发生腐蚀现象或腐蚀作用称为晶间腐蚀。晶间腐蚀常发生在奥氏体或奥氏体-铁素体钢中,而在铁素体不锈钢中有时也存在。

不锈钢能抗腐蚀的主要原因是它受某种介质侵蚀时,在钢件的表面形成了一层氧化薄膜,这种薄膜称为钝化膜。钝化膜在一定的条件下具有致密、不溶解性,就是被破坏后,还能自行恢复。但钢的钝化不是固定的,只是对一定介质或条件而言,如介质或条件改变了,钝化能力就会消失。

铬在钢中是具有钝化倾向的元素,因此一定成分的铬加入钢中,可使钢具有抗腐蚀能力。但在奥氏体钢中,常温下碳在奥氏体钢中的溶解度仅为 0.02% ~ 0.03%。如碳含

量高于奥氏体在常温下的溶解度,当温度在 450 ~ 800℃ 范围时,钢中多余的碳以很快的速度向晶界扩散,而与晶粒边缘的铬结合成富铬的碳化物  $Cr_{23}C_6$ ,在这个温度条件下,铬的扩散速度很慢,因而晶粒边缘的铬得不到及时补充,使晶界附近的铬含量降低,即出现了所谓的贫铬区,从而使晶间丧失抗腐蚀能力,产生晶间腐蚀。当温度小于 450℃ 时,碳和铬向晶界扩散的速度都很慢,所以难以出现贫铬区,而当温度大于 800℃ 时,碳和铬的扩散速度都很快,晶粒边缘的铬降低后很快就能得到补充,所以也不会产生晶间腐蚀现象。不锈钢的晶间腐蚀是所有腐蚀破坏中危害最大的一种,它会使晶粒剥落、钢件崩溃,严重时将变成粉末状而使设备失去作业能力。

为了解决奥氏体钢的晶间腐蚀,最有效的办法之一是降低钢中的碳含量,即生产超低碳钢。碳对奥氏体钢晶间腐蚀的影响见图 10-3-4 和图 10-3-5。由图可见,如 1Cr18Ni9 奥氏体不锈钢中碳含量低于 0.02% 就不产生晶间腐蚀,这是因为 1Cr18Ni9 钢中碳的溶解度为 0.02%。事实上,碳低于 0.03% 就不产生这种缺陷。

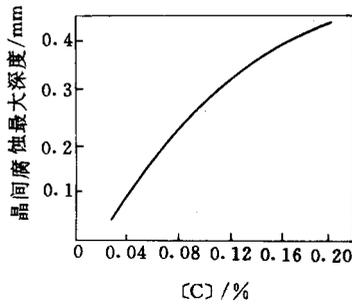


图 10-3-4 碳对 1Cr18Ni9 钢晶间腐蚀速度的影响  
(650℃ 1000h 敏化, 试验 100h 在  $H_2SO_4 - CuSO_4$  试剂中)

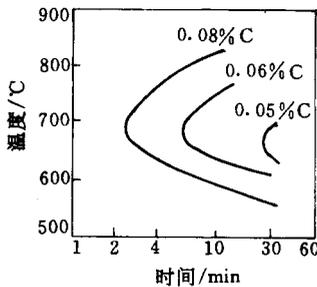


图 10-3-5 碳含量对 1Cr18Ni9 钢晶间腐蚀动力学的影响

另一种解决办法是在钢中加入强碳化物形成元素如 Ti、Nb 等,因为它们与碳结合形

成  $TiC$  和  $NbC$ , 而  $TiC$ 、 $NbC$  在  $1100^{\circ}C$  以下很稳定, 不溶于奥氏体, 所以当钢中  $Ti$  或  $Nb$  的含量足够时, 钢中排除了  $Cr_{23}C_6$  析出的可能性, 从而消除了晶间腐蚀。但如果固溶温度过高,  $TiC$ 、 $NbC$  大量溶解, 或  $Ti$ 、 $Nb$  含量不足, 除形成  $TiC$ 、 $NbC$  外还有过剩碳, 就会引起  $Cr_{23}C_6$  在  $450 \sim 800^{\circ}C$  区间的保温析出, 使钢产生晶间腐蚀。生产检验证明, 为了避免奥氏体钢中产生晶间腐蚀, 加入  $Ti$  和  $Nb$  的数量取决于钢中的碳含量, 应为:

$$0.8\% \geq Ti \geq 5(C - 0.03) \quad (10-3-4)$$

$$1.0\% \geq Nb \geq 10(C - 0.03) \quad (10-3-5)$$

需指出,  $Ti$  和  $Nb$  含量过高将引起铁素体含量增加, 并降低钢的塑性变形能力, 如果  $Ti/C$  或  $Nb/C$  之比不够, 钢中还有剩余的碳存在, 仍会产生晶间腐蚀。

第三种解决办法是使钢中含有一定量(5% ~ 20%)  $\delta$  铁素体, 由于  $\delta$  铁素体在  $450 \sim 800^{\circ}C$  停留时,  $Cr_{23}C_6$  首先在  $\delta/\gamma$  相界面  $\delta$  铁素体内侧析出, 且呈分散状, 这样就减少了在奥氏体晶界析出  $Cr_{23}C_6$  的量。另外,  $\delta$  铁素体内铬的扩散系数比在奥氏体中高  $10^3$  倍, 因此在  $\delta$  铁素体内  $Cr_{23}C_6$  的周围不致于造成贫铬区。但  $\delta$  铁素体易分解, 其产物能使钢的塑性和韧性下降而出现脆化。

第四种解决办法是在较高的温度下长时间保温, 使碳化物团聚, 也可减轻晶间腐蚀。此外, 细化晶粒, 增加晶界长度, 可使析出的碳化物分散, 也有利于减轻或消除晶间腐蚀。

## 五、石墨化脆性

铁碳合金中的渗碳体分解为铁及稳定的石墨碳, 这一过程称为石墨化, 即:



石墨的晶体为六角环形网状结构的多层叠合体, 层与层之间的原子结合力很弱, 所以石墨的强度与塑性均很低, 即抗拉强度和延伸率及断面收缩率趋近于零, 而布氏硬度约为 3 ~ 5。

游离的石墨碳常出现在高碳工具钢和含硅较高的弹簧钢中。热加工的终轧、终锻温度在  $830 \sim 870^{\circ}C$  之间, 钢的石墨化倾向最小, 过高或过低都增大石墨化倾向, 特别是在终轧、终锻之后进行缓慢冷却并在  $750 \sim 800^{\circ}C$  区间作长时间停留, 或在  $700 \sim 720^{\circ}C$  长时间保温退火, 以及多次重复加热退火以后, 钢中的渗碳体有可能分解为铁素体和石墨并从固溶体中沿晶界析出。

钢的组织中出现石墨碳以后, 使钢的强度和塑性显著降低, 因而也易使某些耐高压设备发生脆性破坏, 这就是所谓的石墨化脆性。钢中的石墨碳在显微镜下观察多呈片状、棒状或团聚状, 在断口上呈灰墨色, 因此石墨化脆性又称为“黑脆”, 在钢中它也是

一种不允许存在的缺陷。

钢中的碳含量越高,石墨化析出的倾向性就越大。而钢中含有 Si、Al、Ni、Cu、Mo、Co 等元素更能促进石墨化过程,即这些元素含量越多,钢的石墨化脆性越容易发生。为了防止钢的石墨化脆性,在钢中除降低碳含量外,还可添加强烈形成碳化物的元素,如 Cr 和 V 对碳的亲合力很大并能形成稳定的合金碳化物,而使石墨化难以进行,即可防止这种缺陷的产生。

### 六、钢的脱碳

钢在加热和保温过程中受周围气氛的作用,表面层中碳含量全部或部分丧失,这种使钢表面碳含量降低的现象称为钢的脱碳。在生产上,除电工硅钢外,其他钢种的脱碳都被认为是钢的一种加热缺陷。

钢锭或钢坯(材)为了轧、锻或热处理需加热到很高的温度,热源一般靠燃料和空气的燃烧而得,因此,加热炉中的炉气成分主要有 CO、H<sub>2</sub>、O<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>O、CO<sub>2</sub>、N<sub>2</sub> 及 CH<sub>4</sub> 等。然而这些气体中,H<sub>2</sub>、O<sub>2</sub> 和 CO<sub>2</sub> 使钢脱碳,CO 和 CH<sub>4</sub> 使钢增碳。

钢脱碳后,表面层的碳被氧化,反映在化学成分上是表面层的碳含量比内部显著降低;反映在组织上是表面层渗碳体的数量减少;反映在力学性能上是钢的强度、硬度、耐磨性降低或易引起疲劳断裂。

钢的典型脱碳层包括全脱碳层与部分脱碳层两部分。全脱碳层是指钢的表面脱碳以后,组织中没有渗碳体而全部为铁素体。部分脱碳层也叫半脱碳层,是指全脱碳层到钢的碳含量未减少处的深度。在脱碳不严重的情况下,有时仅见到部分脱碳层而没有全脱碳层。

脱碳缺陷多发生在轴承钢、弹簧钢、各种高碳工具钢及一些中碳合金结构钢上,这主要是与钢中合金元素有关。一般是碳含量越高越容易脱碳;Si 和 Al 是促进碳化物分解元素,因而使钢较易脱碳;W 和 Mo 有利于形成多孔疏松的氧化膜,不能隔绝气体的侵蚀,也使钢容易脱碳;Co 是促进石墨化元素,能增加钢的脱碳倾向;Ti、V、Cr 在钢中能形成稳定的碳化物,有利于降低钢的脱碳倾向;Mn 可使钢的脱碳倾向增大,而 Ni 对脱碳几乎无影响。

除合金元素的影响外,钢的脱碳还与加热时间和加热温度有关。加热温度越高,加热时间越长,脱碳越严重,其中加热温度和加热时间两者相比较,温度的影响是主要的。此外,炉气的不同介质对钢的脱碳也起着不同的影响。由于设备及所用的燃料不同,在不同的温度下,炉气的性质可分为氧化性、还原性和中性三种。氧化性气氛极易引起脱

碳,还原性气氛引起增碳,而中性气氛既不脱碳也不增碳。

综上所述,在加热和保温过程中,为了避免某些钢的脱碳缺陷,应尽可能地降低加热温度和缩短在高温区的停留时间,或适当地控制加热炉的气氛,使之成为中性或采用保护气体。另外,如用木炭、焦炭覆盖或使用保护涂料,如硼砂等,也可减少钢的脱碳。除此之外,加热炉采用合理的炉型结构也是减少钢脱碳的一种措施。例如,易脱碳钢可采用步进式炉加热,因为这种炉型可以控制钢坯在高温区的停留时间,一旦轧机突然出故障而停轧,可以把炉内钢坯及时退出。还可以在连续加热炉的加热段和预热段之间加水冷闸板或中间烟道,当加热易脱碳钢时,放下水冷闸板或提起中间烟道闸板,这样就降低了预热段的温度,使钢在低温区的时间长,在高温区快速加热,从而也可减少脱碳。目前的分室快速加热炉也具有这种特点。

## 七、钢的不均匀组织

### 1. 亚共析钢的不均匀组织

#### (1) 带状组织

经热加工后的亚共析钢的显微组织中的铁素体和珠光体沿加工方向延伸成条带相间的呈层分布的组织,称为带状组织。带状组织易使钢的力学性能呈各向异性,影响钢的横向塑性,因此降低了钢的冲击韧性和断面收缩率。

带状组织与钢中的枝晶偏析和终加工温度过低有关。一般是枝晶偏析越严重,带状组织越严重,而终加工温度过低也会增大带状组织的显著程度。因此,在冶炼浇注过程中,尽量减少枝晶偏析并控制好终加工温度是十分必要的。

#### (2) 魏氏组织

亚共析钢因过热而使奥氏体晶粒粗大,在快速冷却条件下,铁素体或渗碳体在珠光体中按一定的结晶位向,自晶界向晶内呈片状或针状析出的组织称为魏氏组织。亚共析钢的魏氏组织严重时可使钢的塑性和韧性降低,因此也恶化了钢的使用性能。但钢中一旦出现魏氏组织可采用完全退火的办法加以消除。

### 2. 过共析钢的不均匀组织

凡是增大枝晶偏析的因素,都会增大碳化物分布的不均匀程度,因此过共析钢中因枝晶偏析引起的组织不均匀程度往往从碳化物的不均匀分布状况来判断。常见的检验项目有带状碳化物、网状碳化物、碳化物液析、碳化物不均匀度和球化组织的不均匀性。但有一点须明确指出,碳化物的分布状况还与压力加工及热处理有关。

#### (1) 带状碳化物

钢锭中因枝晶偏析引起的局部聚集的先共析碳化物,经加工后沿延伸方向分布呈条带状称为带状碳化物。严重的带状碳化物能使钢的淬火和回火组织以及硬度不均匀,从而降低了它的使用寿命。

带状碳化物的不均匀程度与钢锭大小、形状及结晶条件等有关。一般是采用小锭型、注意掌握注温注速和冷却条件,通过改善枝晶偏析来控制这种缺陷。当然,热加工或热处理时采用高温扩散,并以较快的速度进行冷却等也可改善这种碳化物的不均匀程度。

### (2)网状碳化物

经热加工后的过共析钢,在冷却过程中沿奥氏体晶粒边界析出的呈网状分布的碳化物叫做网状碳化物。钢中一旦出现网状碳化物,不仅降低钢的塑性和韧性,而且也增大淬火开裂的倾向。网状碳化物固然与碳化物的偏析程度有关,但终加工温度过高和冷却过慢,以及热处理后冷却太慢,网状碳化物也就严重。网状碳化物可用正火的办法加以消除,采用球化退火也可使这种缺陷得以改善。

### (3)碳化物液析

过共析钢在凝固过程中,某些树枝状晶轴之间的残留钢液过分富集碳和合金元素,以至最后凝固时,在这些微小区域里因成分达到或超过共晶成分而结晶出来的共晶碳化物称为碳化物液析。碳化物液析在钢锭中呈块状或共晶骨骼状,经热加工后沿加工方向呈链状或条状分布。液析碳化物具有高的硬度和脆性,它既能破坏组织的连续性,又能降低淬火组织中碳及合金元素的固溶浓度,使零件的耐磨性和疲劳寿命降低。此外,还易产生淬火裂纹。因此,碳化物液析较为过共析碳化物呈带状或网状不均匀分布更有害,所以在钢中应严格限制它的存在。

碳化物液析纯系冶炼浇注的产物,因此在冶炼浇注过程中,凡一切改善偏析的措施均可减轻碳化物液析。此外,钢锭或钢坯经充分高温扩散退火也可改善或消除该种缺陷。

### (4)碳化物不均匀度

碳化物不均匀度是指莱氏体型高合金钢(高速钢和 Cr12MoV 等)中的共晶碳化物经热加工后未能有效地破碎而呈现不均匀的分布。严重的碳化物不均匀可使这类钢热处理后产生裂纹,且因碳量不均匀而使刀、刀具的红硬性、耐磨性下降,以至造成崩刃和断齿等现象。

莱氏体型高合金钢中共晶碳化物的不均匀分布或偏析程度取决于锭型、浇注温度、浇注速度及冷凝速度等,在实际生产中,常用扁锭或高宽比较小的锭型和较快的冷却结

晶来降低这种碳化物的偏析程度。此外,在热加工过程中,采用较大的变形量和锻压比,对碳化物进行充分地破碎,也可改善这种碳化物的不均匀程度。

#### (5) 球化组织不均匀性

某些钢为了改善切削加工性能和获得较好的热处理预备组织,常需要进行球化退火,以得到碳化物呈颗粒状均匀分布在铁素体基体上的球化组织。球化组织均匀性包括碳化物颗粒的大小、形状和分布的均匀程度,它们主要取决于退火温度、保温时间以及冷却速度等。当然,退火前钢中碳化物的偏析程度对它也有一定的影响。

## 第四章 钢的力学性能不合

力学性能是工程设计选材的主要依据,也是评定金属材料质量的重要指标。钢的力学性能包括强度、塑性、韧性、硬度、疲劳及蠕变等,它们表示在一定条件下钢抵抗不同性质外力作用的能力。

### 第一节 钢的力学性能指标

钢的力学性能指标同其他金属材料一样,是将钢材按有关的技术标准规定,制成一定形状和尺寸的试样并安放在专用的试验装置上测得。

#### 一、钢的强度指标

强度是指材料抵抗塑性变形或断裂的抗力。为了比较各种材料断裂的强度,常用单位面积上的抗力来表示,即所谓的应力,见式 10-4-1:

$$\sigma = \frac{P}{F} \quad (10-4-1)$$

式中  $\sigma$ ——应力,  $\text{N}/\text{mm}^2$ ;

$P$ ——外力,  $\text{N}$ ;

$F$ ——材料的横截面积,  $\text{mm}^2$ 。

钢的强度指标是通过拉力试验测定的。所谓的拉力试验,就是将原横截面积为  $F_0$  ( $\text{mm}^2$ )、标距为  $L_0$  ( $\text{mm}$ )的试样(见图 10-4-1)放在拉力试验机上,施加一个缓慢增加

的拉伸负荷  $P(N)$ , 观察并测定由于负荷作用而引起试样的变形与断裂。

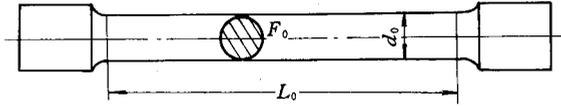


图 10-4-1 拉力试样

在拉力试验过程中, 钢的强度一般均从应力—应变曲线上找出。应力—应变曲线是以应力  $\sigma$  为纵坐标, 以应变  $\epsilon$  为横坐标绘得的, 见图 10-4-2。它表示了负荷与试样尺寸相互之间的变化关系。

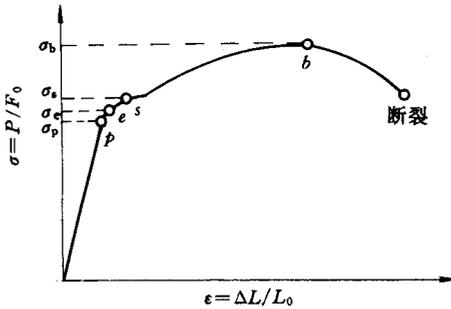


图 10-4-2 拉力试验应力—应变曲线

### 1. 比例极限

比例极限是指试样承受外力与变形成正比时的最大应力, 即:

$$\sigma_p = \frac{P_p}{F_0} \quad (10-4-2)$$

式中  $\sigma_p$ ——比例极限,  $N/mm^2$ ;

$P_p$ ——外力与变形成正比时的最大外力,  $N$ ;

$F_0$ ——试样原始截面积,  $mm^2$ 。

### 2. 弹性极限

弹性极限是指试样在外力作用下产生弹性变形时所能承受的最大应力, 即:

$$\sigma_e = \frac{P_e}{F_0} \quad (10-4-3)$$

式中  $\sigma_e$ ——弹性极限,  $N/mm^2$ ;

$P_e$ ——试样产生弹性变形时的外力,  $N$ ;

$F_0$ ——试样原始截面积,  $mm^2$ 。

弹性极限较比例极限稍大一些,但两者颇为接近,因此有的标准中只规定有比例极限,而没有弹性极限。

### 3. 屈服强度

屈服强度是指试样产生屈服时的最小应力,即:

$$\sigma_s = \frac{P_s}{F_0} \quad (10-4-4)$$

式中  $\sigma_s$ ——屈服强度,  $\text{N}/\text{mm}^2$ ;

$P_s$ ——屈服时的外力,  $\text{N}$ ;

$F_0$ ——试样原始截面积,  $\text{mm}^2$ 。

屈服强度的测定比较简单,在拉力试验过程中,当表示外力的指针停止转动或反向回转后的外力读数就是  $P_s$ 。在屈服点以后,金属就开始有明显的塑性变形。

除退火状态下的低碳或中碳钢以及某些低合金钢有明显的屈服现象外,高碳钢及其他一些钢无明显的屈服现象。因此,对这些钢规定,产生  $0.2\% L_0$  塑性变形时的应力为条件屈服强度,见图 10-4-3。条件屈服强度以  $\sigma_{0.2}$  表示,即:

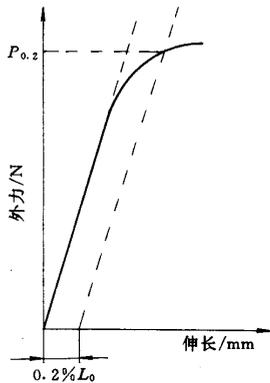


图 10-4-3 条件屈服点的求法

$$\sigma_{0.2} = \frac{P_{0.2}}{F_0} \quad (10-4-5)$$

式中  $\sigma_{0.2}$ ——条件屈服强度,  $\text{N}/\text{mm}^2$ ;

$P_{0.2}$ ——产生  $0.2\% L_0$  塑性变形时的外力,  $\text{N}$ ;

$F_0$ ——试样原始截面积,  $\text{mm}^2$ 。

### 4. 抗拉强度

抗拉强度是试样抵抗最大外力时的应力,即:

$$\sigma_b = \frac{P_b}{F_0} \quad (10-4-6)$$

式中  $\sigma_b$ ——抗拉强度 ,N/mm<sup>2</sup> ;  
 $P_b$ ——试样承受的最大外力 ,N ;  
 $F_0$ ——试样原始截面积 ,mm<sup>2</sup>。

$\sigma_b$  表示钢材对最大均匀变形的抗力 ,说明在拉伸条件下所承受的最大载荷 ,是计算和选材的重要依据之一。抗拉强度的测定比较容易 ,在进行拉力试验时 ,直接可从外力指针读得  $P_b$  值 ,代入上式即可求得。各种不同的钢种对强度指标均有不同的要求 ,并在相应的标准中都有明确的规定 ,如测量结果不符合标准规定为不合。

## 二、钢的塑性指标

塑性就是材料承受变形而不破坏的能力 ,能引起永久变形而不发生破裂 ,并在外力取消后 ,仍能保持变形后的形状的能力。钢的塑性指标也是通过拉力试验测得 ,常用延伸率和断面收缩率表示。

### 1. 延伸率

延伸率又称伸长率 ,它是试样拉断后标距增长量与原标距长度的百分比 ,即 :

$$\delta = \frac{L - L_0}{L_0} \times 100\% \quad (10-4-7)$$

式中  $\delta$ ——延伸率 ,% ;  
 $L$ ——试样断后的标距长度 ,mm ;  
 $L_0$ ——试样原始的标距长度 ,mm。

强度指标的测定不受试样长短的影响 ,而延伸率则随标距的增加而减小 ,所以对同一材料 ,短试样(  $L_0 = 5 d_0$  )所测得的延伸率比长试样(  $L_0 = 10 d_0$  )测得的要稍大一些 , $\delta$  因钢种不同而异。因为长试样、短试样拉断后都有一颈缩部分 ,把颈缩部分平均到短试样中 ,比在长试样中占有较大的比例。因此 ,延伸率必须注明是短试样(  $\delta_5$  ) ,还是长试样(  $\delta_{10}$  ) ,若不注明 ,是指长试样的延伸率。

### 2. 断面收缩率

断面收缩率就是试样截面的缩减量与原截面的百分比 ,即 :

$$\psi = \frac{F_0 - F}{F_0} \times 100\% \quad (10-4-8)$$

式中  $\psi$ ——断面收缩率 ,% ;  
 $F$ ——试样断后截面积 ,mm<sup>2</sup> ;

$F_0$ ——试样原始截面积  $\text{mm}^2$ 。

根据钢的延伸率  $\delta$  和断面收缩率  $\psi$  的大小,就可确定各种材料的塑性好坏, $\delta$ 、 $\psi$  的数值越大,表示材料塑性越好。例如,工业纯铁的  $\delta_5 \approx 40\%$ 、 $\psi \approx 80\%$ ;而 45 钢的  $\delta_5 \approx 20\%$ 、 $\psi \approx 60\%$ ;而铸铁的  $\delta$ 、 $\psi$  值几乎等于零,从这些数据中明显看出工业纯铁的塑性比 45 钢的好,而铸铁几乎没有塑性。各种不同钢种的延伸率和断面收缩率指标在标准中均有相应的规定,达不到则为不合。

### 三、钢的冲击韧性

#### 1. 冲击韧性

冲击韧性是钢在动态负荷下断裂强度的标志,它说明材料在冲击负荷作用下抵抗变形和断裂的能力。由于冲击时的负荷难以测量,因此钢的冲击韧性值常以冲断试样所消耗的功来表示。冲击韧性值是试样在冲击力作用下断裂所吸收的功,而试样的断裂大体上经历着裂纹的形成和裂纹的扩张两个阶段:共析和过共析钢在冲击力作用下,试样产生裂纹立即破断,基本上无裂纹扩张;亚共析钢在试验时有一定量的功消耗在裂纹扩张上。冲击韧性对冶金质量和组织因素特别敏感,它除了表征钢本身的性能外,还可以较好地评价钢的冶金质量以及轧、锻加工和热处理所造成的缺陷与脆性等。

冲击试验的简要方法是将尺寸和缺口形状一定的标准试样,安放在冲击试验机的支座上,见图 10-4-4。试样缺口槽方向正好与摆锤落下的方向一致,然后再将具有一定位能的摆锤自一定的高度落下,从而造成把试样冲断。在冲击试验过程中,摆锤冲落前的高度与冲击试样后扬起的高度之差值与摆锤重力的乘积就是冲击试样所消耗的冲击功,常用符号  $A_K$  表示,单位为  $\text{N}\cdot\text{m}$  或  $\text{J}$ ,即:

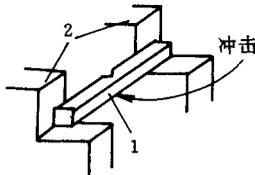


图 10-4-4 冲击试样的安放

1—试样 2—试样的支承面

$$A_K = G(h_1 - h_2) \quad (10-4-9)$$

式中  $G$ ——摆锤的重力,  $\text{N}$ ;

$h_1$ ——摆锤举起的高度,  $\text{m}$ ;

$h_2$ ——冲断试样后摆锤扬起的高度, m。

试验时,  $A_K$  值可直接从试验机的刻度盘上读出。过去, 人们习惯于用冲击值  $a_K$  来表示材料的韧、脆程度及承受冲击负荷的抗力指标, 它是冲击功值  $A_K$  被试样刻槽处原横截面积相除的商, 如果低于标准中相应的规定, 则判为不合。实际上这是不合适的, 因为冲击试验时所消耗的功  $A_K$  在很大程度上取决于参加塑性变形的金属体积, 而不取决于刻槽处原横截面积。况且刻槽处原横截面的应力分布也不是均匀的, 并也使人容易误解, 好像是冲击试验所消耗的功与刻槽处原横截面积成比例关系。因此, 有人提出用冲击功  $A_K$  直接来表示冲击韧性, 既简便又不会产生错觉, 目前这种表示方法已被公认。正因为如此, 冲击试验现已出现形状一定的无缺口试样。

## 2. 冲击功的组成

通过冲击试验可以看出, 当摆锤冲击试样的刹那, 试样将经历弯曲变形、开裂和断裂的各个阶段。通常试样从弯曲到断裂所消耗的总功是由三部分组成: 消耗在试样开始弹性变形的弹性功, 消耗在试样相继发生塑性变形的塑性功以及消耗在裂纹的形成、扩展到裂断的撕裂功。这三部分功各占多少随材料的脆、韧品质不同而异, 不同的钢类如果它们的冲击韧性相同, 但因功的组成不同, 在实际使用中也会表现出不同的行为。因此, 要全面评价钢材的韧性, 仅用冲击韧性这个总的功是不够的, 还应该了解冲击功的组成情况。

对于钢材来说, 如果塑性功占得多, 则表明断裂前试样断口处曾发生显著的塑性变形, 也表明断口处因塑性变形使裂纹形成较难和扩展较慢。这样, 试样在破断前有明显塑性变形的断裂, 称为韧性断裂。如果塑性功比撕裂功占得少, 表明试样在破断前几乎不发生塑性变形, 这种断裂称为脆性断裂。

## 3. 脆性转变温度

冲击试验对温度比较敏感, 室温冲击试验必须使温度保持在  $20 \pm 5^\circ\text{C}$  的规定范围内, 而将试样加热到一定温度, 保温  $20 \sim 30\text{min}$  后进行的冲击试验称为高温冲击试验。如将试样置于  $-15 \sim -192^\circ\text{C}$  的温度区间进行的冲击试验称为低温冲击试验。某些金属材料在一定的低温条件下, 断裂性质由韧性断裂转变为脆性断裂, 表现为冲击韧性突然而又显著地降低, 这种现象称为金属材料的冷脆性, 或叫做冷脆现象。而将韧性断裂转变为脆性断裂时的温度, 又称为脆性转变温度。

为了测定钢的脆性转变温度, 并估计它在低温下或寒冷地区能否安全运转使用, 根据某些技术条件, 必须进行低温冲击试验。如将各种温度下测得的不同低温冲击韧性值绘在冲击功—温度坐标上, 如图 10-4-5 所示, 即可确定脆性转变温度  $T_0$ 。从图 10-4

- 5 中可明显看出, 冲击韧性随温度变化的情况分成三部分, 即随温度变化不大因而和横坐标近乎于平行的低冲击功和高冲击功以及随温度的降低冲击功急剧降低的中间部分。冲击功高的部分的试样断口一般为韧性断口(有塑性变形的断口); 冲击功低的部分的试样断口为脆性断口(无明显塑性变形的断口)。冲击功变化极大的中间部分的试样断口, 部分为脆性的, 部分为韧性的, 因此这部分的温度称为脆性转变温度范围。

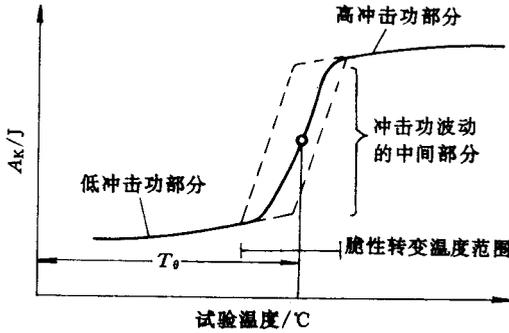


图 10-4-5 冲击功—温度曲线示意图

脆性转变温度范围, 因钢种、显微组织、试验条件等的不同而有很大的变动。脆性转变温度范围越低的钢, 越能在低温下承受冲击负荷。因此, 脆性转变温度的高低也常作为检验钢质量的指标之一。

#### 四、钢的断裂韧性

断裂韧性是后出现的一种力学性能指标。它表示钢材内部有裂纹的条件下承载的能力, 即抵抗裂纹扩张的能力。断裂韧性和冲击韧性两者都需要, 但又不能相互替代。这是因为该两项指标表示的能量和试验方法不一样。从破断时吸收的能量来看, 冲击韧性是以钢材内部完全连续(无裂纹)为基础, 它表示断裂时裂纹形成和扩张吸收的总功; 而断裂韧性是在假定材料内部不连续(有裂纹)的条件下破裂, 仅表示裂纹扩张时所吸收的功。在试验方法上, 冲击韧性采用动态负荷, 而断裂韧性是静态负荷, 两种试验试样的应变速度差约为  $10^5 \sim 10^6$  数量级。现以  $K_{Ic}$  为例简介断裂韧性试验与测量。

常用的断裂韧性指标是临界平面应变强度因子  $K_{Ic}$ , 单位为  $N/m^{3/2}$ 。它表示物体中最容易失稳的裂纹尖端开始扩张的应力强度因子的临界值。 $K_{Ic}$  符号中的“ I ”表示裂纹为张开型, 即所受的力和裂纹表面垂直, 这是能造成危害的一种裂纹形式, 疲劳和脆断均属此类裂纹; “ C ”表示临界点, 即裂纹开始扩张的瞬间。

测量断裂韧性  $K_{IC}$  通常采用三点弯曲试验法。它除了使用一般材料试验机外, 还需附有载荷传感器、双悬臂引伸计、 $x-y$  记录仪和预制裂纹的高频疲劳试验机。图 10-4-6 是平面应变断裂韧性  $K_{IC}$  测试设备示意图。

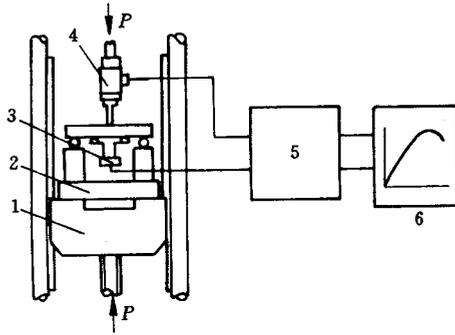


图 10-4-6 三点弯曲试验装置示意图

1—试验机 2—三点弯曲试验装置 3—夹式引伸计 4—应力传感器；  
5—放大器 6— $x-y$  记录仪

三点弯曲试样形状如图 10-4-7 所示, 常用尺寸为  $B = 100\text{mm}$ ,  $W = 70\text{mm}$ ,  $L = 100\text{mm}$ 。如试验时产生比较大的裂纹尖端塑性区, 可按图 10-4-7 的比例加大试样。试样尺寸应满足以下条件:

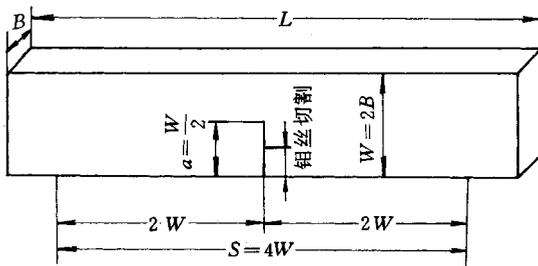


图 10-4-7 三点弯曲试样的尺寸关系

(1) 为保证裂纹尖端附近处于平面应变状态, 试样厚度:

$$B \geq 2.5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (10-4-10)$$

式中  $B$ ——试样厚度, mm;

$\sigma_{0.2}$ ——试样材料的屈服强度,  $\text{N}/\text{mm}^2$ ;

$K_{IC}$ ——试样材料的断裂韧性,  $\text{N}/\text{m}^{3/2}$ 。

(2)为保证裂纹尖端塑性区远小于韧带宽度( $W - a$ )和裂纹长度  $a$  ,还需满足式 10-4-11 和式 10-4-12 的要求,即:

$$a \geq 2.5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (10-4-11)$$

$$W - a \geq 2.5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (10-4-12)$$

式中  $K_{IC}$ ——试样材料的断裂韧性,  $\text{N}/\text{m}^{3/2}$  ;

$\sigma_{0.2}$ ——试样材料的屈服强度,  $\text{N}/\text{mm}^2$  ;

$W$ ——试样宽度,  $\text{mm}$  ;

$a$ ——裂纹长度,  $\text{mm}$ 。

如果被测试样材料的  $K_{IC}$  还不知道,可用类似材料的值来计算。此外,还必须保证预制裂纹的总长度和宽度之比尽量接近  $a/W = 0.5$ ,否则也将会影响  $K_{IC}$  的精确度。

## 五、钢的硬度

硬度的含义,随着试验的方法不同而异,因此硬度没有全面而又确切的定义。但一般说来,硬度可示为钢质表面抵抗压力变形或抵抗刻划的一种能力,实际上它是弹性模量、屈服强度、形变强化率等一系列性能在不同强度上组合成的一种复合力学性能。硬度依据试验原理和方法的不同,可分为布氏硬度、洛氏硬度、维氏硬度和肖氏硬度等。

### 1. 布氏硬度

布氏硬度测定的基本原理是用一定大小的外力载荷  $P$  把直径为  $D$  的钢球压入试样表面并保持一定时间,除去载荷后测量压出的直径  $d$ ,求出压痕单位面积所承受的压力,作为试样的硬度值,称为布氏硬度。用符号 HB 或 HBN 表示,单位为  $\text{N}/\text{mm}^2$  或 MPa,但一般可不标出。

图 10-4-8 是布氏硬度试验原理示意图。设压痕深度为  $h$ 、压痕面积为  $F$  则:

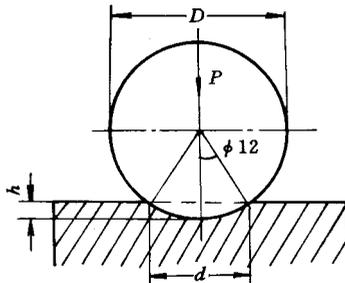


图 10-4-8 布氏硬度试验原理示意图

$$F = \pi Dh = \frac{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}{2} \quad (10-4-13)$$

试样硬度值为：

$$HB = \frac{2P}{\pi D - (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (10-4-14)$$

对于钢来说，一般规定使用的圆球直径  $D$  为 10mm、外力  $P$  为 29.42kN，压入时间为 10s。在这种情况下，如所测的硬度值为 250，表示为 HB250。如果在其他试验条件下，符号 HB 应以相应的数字注明球径、负荷大小和负荷保持时间，例如 HB 5 9.807 30 100 表示用 5mm 的圆球，9.807kN 的负荷，压入时间为 30s 所测的硬度值为 100。根据试验材料的种类、厚度和硬度范围，可按照表 10-4-1 中的规范选择钢球直径  $D$ 、载荷  $P$  及保留时间。

表 10-4-1 黑色金属布氏硬度试验规范

布氏硬度 HB	试样厚度/ mm	载荷 $P$ 和钢球直 径 $D$ 的关系	钢球直径 $D$ /mm	载荷 $P$ /kN	载荷保持时间/s
140 ~ 450	6 ~ 3	$P = 30D^2$	10	29.42	10
	4 ~ 2		5	7.355	
	< 2		2.5	1.839	
< 140	> 6	$P = 10D^2$	10	9.807	10
	6 ~ 3		5	2.452	
	< 3		2.5	0.6129	

布氏硬度在工厂使用时，为了方便，直接采用压痕直径来作为硬度标准，可不必要再去查出硬度值。布氏硬度试验因压痕面积大，能反映较大范围的平均硬度，试验数据稳定且具有很高的测量精度。但由于淬火钢球的变形，不能测定比较硬的材料，当硬度 HB > 450 时就不能使用。另外，布氏硬度操作缓慢，压痕大，不宜用于大量检验成品件。

在工厂日常检验大锻件、大铸件和钢材的硬度时，为了避免切取试样的困难和浪费钢材，多使用携带的锤击式布氏硬度计，见图 10-4-9。

## 2. 洛氏硬度

和布氏硬度一样，洛氏硬度也是一种压入硬度试验法。它们的区别在于洛氏试验是以测量压痕深度作为被测材料的硬度值。

洛氏硬度试验原理是以规定的锥顶角为  $120^\circ$  的金刚石圆锥体或直径 1.588mm(1/16in) 的钢球为压头，先加预负荷  $P_1$ ，后加主负荷  $P_2$ ，总负荷为  $P$ 。垂直压入试样表面之后，卸去主载荷  $P_2$ ，在保留预载荷  $P_1$  的情况下，用所测得的主载荷引起的残余压入深度

来表示硬度,如图 10-4-10 所示。从图 10-4-10 中可以看出,0—0 是压头和试验材料未接触的位置;1—1 是加了预负荷之后压入试样深度  $h_0$  的位置;2—2 是加了主负荷以后压入试样深度  $h_1$  的位置;3—3 是卸去主负荷后由于材料的弹性使试样压痕深度回弹  $h_2$  最后变成深度为  $h$  的位置。洛氏硬度就是用  $h$  来衡量材料的硬度。

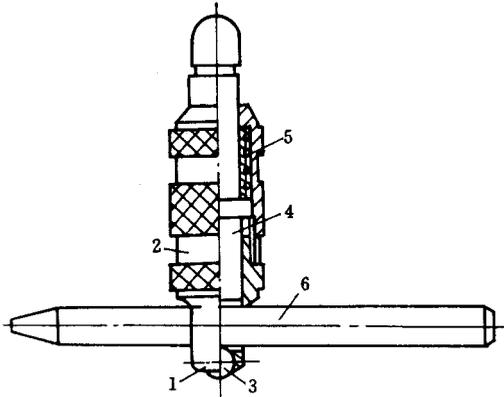


图 10-4-9 锤击式简易布氏硬度计

1—球帽 2—握持器 3—钢球 4—锤击杆 5—弹簧 6—标准试样

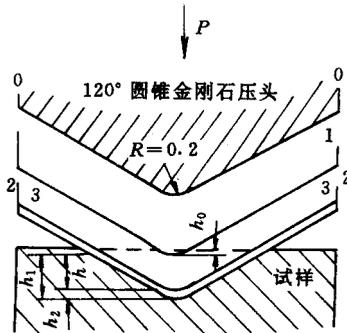


图 10-4-10 洛氏硬度试验原理示意图

由于洛氏硬度以压痕深度为计量硬度值的基础,所以金属越硬,压痕深度越浅;金属越软,压痕深度越深。为了照顾人们习惯上数值越大,硬度越高的观念,采用一常数  $K$  减去  $h$ ,并规定每 0.002mm 压痕深为一硬度单位,用符号 HR 表示,则洛氏硬度值为。

$$HR = \frac{K - h}{C} \quad (10-4-15)$$

$K$  随压头的材质不同而变,当使用金刚石压头时  $K = 0.2\text{mm}$ ;使用钢球压头时  $K =$

0.26mm。  $C = 0.002\text{mm}$ 。

为了用同一试验机测定从极软到极硬材料的硬度,采用了不同的压头和总负荷,因而组成了三种硬度 HRA、HRB、HRC,如表 10-4-2 所示。洛氏硬度试验操作简便,由于压痕较小,可以测量较薄或某些成品材料的硬度。缺点是压痕小,测得结果代表性差,尤其是材料组织不均匀时,测出的硬度分散度大、再现性差。

表 10-4-2 洛氏硬度试验规范

洛氏硬度分类	压头类型	预载荷/N	总载荷/N	表盘刻度	应用范围
HRA	120°金刚石圆锥	98.067	588.40	黑色	70 ~ 85
HRB	1.588mm 直径钢球	98.067	980.67	红色	25 ~ 100
HRC	120°金刚石圆锥	98.067	1471.0	黑色	20 ~ 67

### 3. 维氏硬度与高温硬度

维氏硬度试验采用了布氏硬度试验原理。它是将钢球型压头换成四棱锥体金刚石压头,压头形状如图 10-4-11 所示。试验时,在负荷  $P$  作用下,试样表面压出了四方锥形压痕,取压痕两对角线长度  $d$  的平均值来计算面积  $F$ ,以  $P/F$  的数值表示被测试样的硬度值,常用符号 HV 表示。

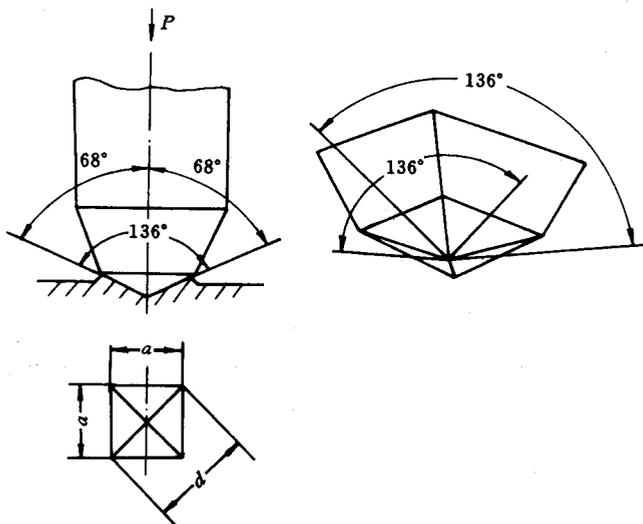


图 10-4-11 维氏硬度压头压痕示意图

压头正四棱锥体两相对面间夹角为  $136^\circ$ ,面积  $F$  可按下式计算:

$$F = \frac{d^2}{2\sin 68^\circ} = \frac{d^2}{1.8544} \quad (10-4-16)$$

则：

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{1.8544P}{d^2} \quad (10-4-17)$$

压痕对角线长度是在试验后,用专用的测微计测得。维氏硬度测量的数据比较精确,多用于科研工作方面,但操作繁琐,因此不宜作常规检验。高温硬度试验是在专门的高温试验机上进行,多采用维氏硬度来表示。高温时硬度低,负荷不宜过大,为保证压痕清晰和完整,随着温度的变化可改变负荷的大小。高温时的加负荷时间为 30 ~ 60s。有时为了显示蠕变的影响,加负荷时间可加长 1 ~ 5h,这时测得的硬度称为持久硬度。

#### 4. 肖氏硬度

肖氏硬度是利用带有一定重量的钢球或金刚石圆头,从一定高度落到试样表面上,根据钢球回跳的高度来衡量被测材料的硬度值大小,所以也称回跳硬度。肖氏硬度用 HS 表示。当钢球从一定高度落到试样表面时,表面受冲击力而产生弹性或塑性变形。被测材料的塑性变形越小,所吸收的冲击能量也越少,钢球回跳的也越高,从而测出的硬度值也就越高。肖氏硬度多用在现场测量大型成品的硬度,但因误差较大,精确性较差,在研究工作中应用较少。

许多钢种均要求进行某项硬度试验,测定结果如不符合标准规定则为不合。

## 六、钢的疲劳

钢件在循环或交变应力作用下,或在温度交变作用下,经过一段时间失去工作能力并产生破坏的现象称为钢的疲劳。由于应力的交变作用而产生的疲劳,通常称为机械疲劳。

所谓循环应力是指材料所受的应力只有量的变化,即由小变大,再由大变小;所谓交变应力是指材料所受的力不仅有量的变化,还有方向的变化,例如由拉变压,再由压变拉。由此看来,疲劳最容易发生在旋转或往返运动时受载的机械零件或部件上。这些钢件在工作时截面上所受的应力随时发生或大或小、时拉时压的变化。尽管所受的应力远低于材料的抗拉强度,甚至低于屈服强度,也会因疲劳而断裂。因此,为使钢件在使用时安全、可靠和耐久,提高钢的疲劳强度便成为不容忽视的问题。

为了测定金属材料的疲劳强度,把一定形状和尺寸的试样安装在疲劳试验机上,分别在不同的交变应力作用下进行旋转,直至试样断裂为止。这样就得到图 10-4-12 所示的交变应力  $\sigma$  与断裂前应力循环次数  $N$  的关系曲线。该曲线称为“疲劳曲线”或  $\sigma -$

$N$  曲线。从曲线上可以看出,随着应力降低,试样断裂前的循环次数增加。当应力降到某一值后,疲劳曲线与横坐标轴平行,即在该应力作用下,虽经无限次应力循环,试样仍不发生断裂。试样在断前能经受无限次循环数的最大应力,称为疲劳极限,常用符号  $\sigma_{-1}$  表示。在实际试验中,对于钢来说常将无限次循环数规定为  $10^6 \sim 10^7$ ,低于该次数则为不合。

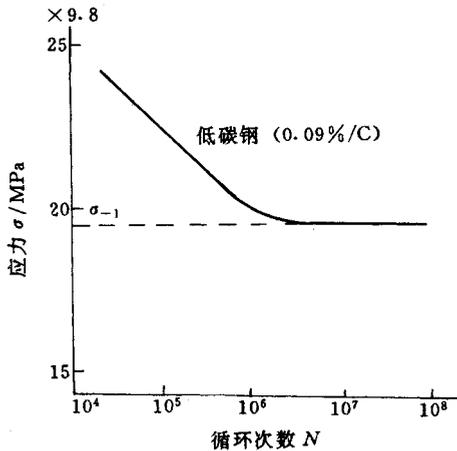


图 10-4-12  $\sigma - N$  曲线

钢因疲劳而断裂的断口一般是由疲劳源、疲劳断裂面和瞬时断裂面组成,如图 10-4-13 所示。在循环或交变应力的作用下,钢材的表面或接近表面的次内层中,某一或某些微细部位因塑性变形或因存在缺陷,导致微裂纹产生。钢件随应力循环次数增加,微裂纹逐渐进行扩展,最后由于未断裂的截面大大减小,而承受的应力急剧增加,导致突然断裂。

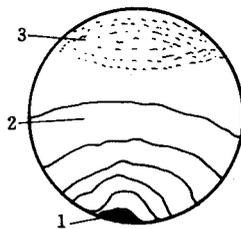


图 10-4-13 疲劳断口示意图

1—疲劳源 2—疲劳断裂面 3—瞬时断裂面

钢件在使用过程中,可能受到温度的剧烈变化而处于急冷急热状态,也可能在同一

部件的各个部分中存在着温度梯度而使体积处于变化的不均衡状态。上述这两种状态都会引起热应力的产生。这种热应力可能促使部件变形和破坏,这就是所谓的热疲劳。热疲劳会加速机械疲劳的破坏。

## 七、钢的蠕变

钢材在外力长时间的作用下缓慢连续地产生塑性变形的现象叫做蠕变。图 10-4-14 为蠕变过程的典型蠕变曲线。如图所示,蠕变可分为三个阶段:第一阶段相当于减速蠕变,曲线的  $ab$  部分,这时蠕变的速度随时间而逐渐地减小;第二阶段相当于恒速蠕变,曲线的  $bc$  部分,这个阶段的特点是蠕变速度恒定;第三阶段是蠕变的加速阶段,曲线的  $cd$  部分,表现为蠕变速度在增加。蠕变一直进行到试样断裂为止。图中  $Oa$  段表示蠕变的瞬时增长。

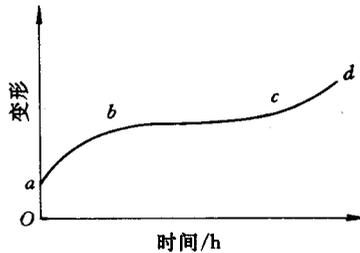


图 10-4-14 典型蠕变曲线

蠕变现象在高温时尤为显著,即使材料承受的应力小于屈服强度,但经一定的时间后,也难以制止永久变形的发生、发展、甚至断裂。因此,温度、时间和应力就成为确定钢材抵抗蠕变能力的基本参数。根据材料的实际使用条件和相应的蠕变试验方法,蠕变抗力可用蠕变强度来表示。

所谓蠕变强度是指试样在给定的温度和规定的时间内,引起指定变形量的最大应力值,单位为  $\text{N}/\text{mm}^2$  或  $\text{MPa}$ ,并常用  $\sigma_{\varepsilon\%/h}^{T^\circ\text{C}}$  来表示。其中  $T^\circ\text{C}$  为试验温度, $h$  为应力作用小时数, $\varepsilon\%$  为在  $h$  小时内试样的变形量。例如,碳含量 0.15% 碳钢的  $\sigma_{0.1/1000}^{540}$  为  $39\text{N}/\text{mm}^2$  表示在  $540^\circ\text{C}$  条件试验时,在 1000h 内产生变形量为原长度 0.1% 的最大应力为  $39\text{N}/\text{mm}^2$ 。

## 八、钢的持久强度

钢的持久强度是指试样在给定的温度下和持续的时间内,能引起断裂的最大应力,单位为  $\text{N}/\text{mm}^2$  或  $\text{MPa}$ ,常用  $\sigma_h^{T^\circ\text{C}}$  表示,其中  $T^\circ\text{C}$  为试验温度, $h$  为应力作用小时数。持

久强度的表示法必须包括温度和时间这两个因素,如碳含量 0.15% 碳钢的  $\sigma_{1000}^{540}$  为  $83\text{N}/\text{mm}^2$ ,表示在  $540^\circ\text{C}$  条件试验时,承受  $83\text{N}/\text{mm}^2$  的力 1000h 破断。

持久强度不仅反映出材料抵抗断裂的能力,同时也反映出材料在长期载荷作用下断裂时的塑性指标,如延伸率和断面收缩率。持久试验的方法比较简单,可在专门的持久试验机上进行,也可以利用蠕变试验机。这两个试验机的区别是前者需要的载荷比较大,温度比较高,时间比较短。

## 第二节 影响钢力学性能的主要因素

钢的各种力学性能在不同的产品标准中有不同的规定,钢的各种性能是否符合标准要求主要取决于它的组织结构。大量的生产实践表明,钢的组织对钢性能的影响起着决定性的作用,而钢的组织又主要取决于它的化学成分和加工的生产工艺过程以及相应的热处理状态。此外,还与钢中气体和非金属夹杂物的含量及其他的冶金缺陷有关。

### 一、合金元素对钢力学性能的影响

由于合金钢的种类很多,且不同钢种的化学成分具有不同的规格范围,而某一元素与其他元素共同配合又组成一定的相,才使钢具有一定的力学性能。因此,孤立地分析某一元素对钢力学性能有多大影响不仅是困难的,而且也是片面的。更何况,同一钢种因成分有微小的变化,性能也表现出较大的差异。合金元素对钢力学性能的影响如下:

(1) 碳。碳是决定钢力学性能的主要因素。一般说来,随着碳含量的增加,钢的硬度升高,塑性及韧性降低。当碳含量小于 0.80% 时,钢的强度随碳含量的增加而增加;当碳含量大于 0.80% 时,随着钢中碳含量的增加强度反而降低。

(2) 硅。硅能固溶于铁素体和奥氏体中,能提高钢的硬度和强度。在普通碳钢中硅含量不超过 0.40%,这时对力学性能影响不大。当硅含量继续增加时,钢的强度指标,特别是屈服点有明显提高,但塑性及韧性降低。硅能显著提高钢的弹性极限、屈服强度和屈服比( $\sigma_s/\sigma_b$ )以及疲劳强度和疲劳比( $\sigma_{-1}/\sigma_b$ )等。此外,硅还能提高钢的脆性转变温度,因而在低温用钢中应控制它的含量。

(3) 锰。在一般碳钢中,锰含量在 0.70% 以下,对钢的性能影响不大,锰含量增加到 1%~2% 时,可使强度提高、塑性降低。锰钢加热时易使晶粒粗化。ZGMn13 钢经水韧

处理后可得到单一的奥氏体组织,具有高韧性及耐磨性,在耐热钢中锰还可提高钢的高温强度,作用与镍相似。锰对钢的高温瞬时强度虽有所提高,但对持久强度和蠕变强度没有什么显著的作用。

(4) 钨。单一含钨的结构钢的性能与碳钢相比无多大改善,当钨与其他元素合用时,可细化晶粒,降低回火脆性,从而提高钢的强度。钨能提高钢的红硬性及热强性,能形成特殊碳化物,提高钢的耐磨性。高合金钨钢(如高速钢)由于含有大量共晶碳化物,塑性低。钨能增大铁的自扩散活化能,显著提高钢的再结晶温度,因此也能提高钢在高温时对蠕变的抗力。

(5) 钼。钼对铁素体有固溶强化的作用,同时也提高碳化物的稳定性,因此对钢的强度产生有利的影响。在冷冲模具钢中加入钼能改善韧性。在热锻模具钢中加入钼能使锻模保持比较稳定的硬度。在调质钢中加入 0.20% ~ 0.30% 的钼,不仅可以提高钢的淬透性,从而提高钢的强度和延展性,而且可以减轻或消除因其他合金元素导致的回火脆性而大大有利于提高钢的冲击韧性。钼是提高钢热强性最有效的合金元素之一,还能强烈地提高钢中铁素体对蠕变的抗力。

(6) 钒。钒对钢力学性能的影响主要取决于它在钢中存在的形态。对于退火的低碳钢,如含量低固溶于铁素体时,将略增加钢的强度,并稍降低塑性和韧性;如以聚集的碳化物存在时,因固定了一部分碳,反而降低钢的强度。对于中碳钢,无论在退火、正火或调质状态,钒除提高钢的强度外,还改善钢的塑性和韧性。在弹簧钢中,与铬或锰配合使用,增加钢的弹性极限,并改善冶金质量。少量的钒使钢晶粒细化,韧性增加,这对低温用钢是很重要的一项特性。但钒含量不宜过高。因为  $V_4C_3$  在晶内的弥散析出将导致钢韧性的降低。与此相反,在高温时,钒虽细化晶粒,不利于钢的蠕变性能,但由于  $V_4C_3$  经适当的热处理后可以高度弥散地析出,均匀分布在晶粒内部的结晶面上,又不易聚集成较大的颗粒,将增加钢的高温持久强度和对蠕变的抗力,降低高温蠕变速度。钒的碳化物几乎可以说是金属碳化物中最硬和最耐磨的,因此在工具钢中加入钒,使生成的  $V_4C_3$  弥散分布,将增加工具钢的硬度和耐磨性,从而延长工具的使用寿命。

(7) 钛。钛是强化铁素体的元素,它对钢力学性能的影响取决于它在钢中存在的状态,因而也取决于钢的化学成分,特别是 Ti、C 含量的比率以及钢的热处理制度等。当钢中含有微量的钛(0.03% ~ 0.1%)并在避免碳化钛可以较多地溶于奥氏体的温度( $< 900^\circ\text{C}$ )正火时,与不含钛的钢相比较,强度,特别是屈服点和屈服比,将有所提高,同时还不影响塑性和韧性。但当钢中钛及碳含量的比值超过 4 时,强度及韧性均将急剧下降。如在较高温(如超过  $1100^\circ\text{C}$ )加热,因大部分碳化物溶于奥氏体中,在正火或淬火后,钢

的强度将大幅度地提高,而塑性和韧性却将显著降低。必须指出,由于细化晶粒的作用,钛虽可在一定程度上提高钢的强度,但对钢的韧性,特别是低温冲击韧性,不一定有所改善。钛加入钢中能改善热强性。在碳素钢和低合金铬钼钢中加入钛,能提高它们的持久强度和蠕变强度。

(8) 铬。铬在一定含量内能提高钢的强度和硬度,并降低断面收缩率和延伸率。但当铬含量超过 15% 时,由于残余奥氏体或  $\delta$  相的增加而使强度和硬度下降,断面收缩率和延伸率相应地有所提高。铬能提高钢的耐磨性,但它也能显著提高钢的脆性转变温度。一般说来是随钢中铬含量的增加,脆性转变温度也跟着提高,而低温冲击韧性明显下降。

(9) 镍。镍对钢力学性能的影响是通过它对钢的相变和显微组织的影响而产生的。一般在低碳范围内,当镍含量低于 6% 以下时,钢的显微组织为铁素体加珠光体。镍强化铁素体并细化珠光体,总的效果是提高钢的强度,且对钢的塑性影响不显著。当镍含量达 7% ~ 8% 时,钢的组织几乎全为细珠光体,强度增高而塑性有所降低。当镍含量在 10% ~ 20% 时,钢的组织为马氏体,强度高、塑性低。当镍含量超过 20% 时,出现奥氏体,强度逐渐降低,塑性转而升高。当镍含量达 25% 时,钢的显微组织将为纯奥氏体,强度低而塑性好。镍降低钢的低温脆性转变温度而能提高钢的低温冲击韧性。镍不增加钢对蠕变的抗力,但可提高钢对疲劳的抗力。

(10) 稀土元素。稀土元素对钢的强度没有明显地提高,但对塑性和冲击韧性却有所提高。稀土能降低钢的脆性转变温度,因此能显著提高不同温度下的冲击功。在电热合金中,稀土能降低蠕变速度,延长断裂时间。

(11) 磷。磷能固溶强化铁素体和奥氏体,钢中随磷含量的增加,室温时的屈服强度和抗拉强度也随着增高,而延伸率有所下降。磷能增加钢的脆性,这一点在低温时影响更显著。

(12) 硫。硫对钢的强度影响不大,但却降低钢的延展性和韧性。同一钢种因成分有微小的变化,性能也表现出较大的差异。为了确保钢的力学性能合格,根据长期的生产实践得知,有些成分必须控制在标准中规定的更小范围内,从而出现了企业内部标准。如 18Cr<sub>2</sub>Ni<sub>4</sub>W<sub>A</sub>,其标准规定碳含量为 0.14% ~ 0.21%,而钨含量为 0.80% ~ 1.20%,但为确保硬度和强度合格,碳必须控制在 0.14% ~ 0.17%,钨必须控制在 0.80% ~ 1.05% 范围内较为合适。又如 35CrMnSiA 的断面收缩率极易不合,标准规定碳含量为 0.32% ~ 0.39%,但将碳控制在 0.32% ~ 0.36% 就可确保这项指标合格。对于一些钢种必须控制的元素及含量见表 10-4-3。

表 10-4-3 一些钢种必须控制的元素及含量

钢号	技术条件	不易合性能	应控制的元素及含量/%		
			元素	标准规定	控制范围
55	GB699—65	$\psi$	C	0.52 ~ 0.60	0.52 ~ 0.57
65Mn	GB699—65	$\psi$	C	0.62 ~ 0.70	0.62 ~ 0.67
15Cr	YB476—64	$\psi$	C	0.13 ~ 0.20	0.13 ~ 0.18
20Cr	所有条件	$\psi$ 、 $A_k$	C	0.17 ~ 0.24	0.17 ~ 0.22
38CrA	TGB4—64	$\sigma_b$ 、 $\sigma_s$	C	0.34 ~ 0.42	0.37 ~ 0.42
			Ni	$\leq 0.40$	0.25 ~ 0.40
12CrNi3A	TGB2—66	$A_k$ 、 $\psi$	C	0.10 ~ 0.16	0.11 ~ 0.14
			Ni	2.75 ~ 3.25	2.90 ~ 3.25
30CrMnSiA	YB476—64	$\sigma_b$	C	0.27 ~ 0.34	0.30 ~ 0.34
35CrMnSiA	所有条件	$\psi$	C	0.32 ~ 0.39	0.32 ~ 0.36
18Cr2Ni4WA	TKB1—67	HB	C	0.14 ~ 0.18	0.14 ~ 0.17
			W	0.80 ~ 1.20	0.80 ~ 1.05
T12A	YB483—64	淬透性	Cr	$\leq 0.20$	0.15 ~ 0.20
			Ni	$\leq 0.15$	0.07 ~ 0.15
1Cr13	所有条件	$\sigma_b$	C	$\leq 0.15$	0.10 ~ 0.15
Cr5Mo	SGB1—66	$\sigma_b$	C	$\leq 0.15$	0.08 ~ 0.12

## 二、气体含量对钢力学性能的影响

氢溶解于钢中能使钢的塑性和韧性降低。特别是断面收缩率随氢含量的增加而急剧地降低。氢在钢中略有增加硬度的倾向,但不明显。钢中的氧对钢的力学性能也有极为不利的影晌。在室温时,随氧含量的增加,强度变化不大,但延伸率和断面收缩率却有较显著的降低。在较低的温度和氧含量极低时,强度和塑性均随氧含量的增加而急剧降低。但到氧含量增至一定程度后,影响不再明显。与此同时,冲击功也是随着氧含量的增加而逐渐地降低,脆性转变温度却很快升高,脆性转变温度的范围也随着变宽。

当钢中残余氮含量较高时,能降低钢的延伸率和断面收缩率。在高铬钢中氮能使钢的强度提高,塑性几乎没有什么降低,当铬含量达到 17% 时,钢的冲击韧性反能显著地提高。在奥氏体不锈钢中,氮能显著地提高钢因固溶处理或冷却后的强度,同时还能保持有较好的塑性。

### 三、非金属夹杂物对钢力学性能的影响

钢中存在的大量的非金属夹杂物。严重地降低钢的力学性能,尤其是降低钢的塑性和冲击功。当钢中的非金属夹杂物呈网状分布时,对塑性及冲击韧性的影响更为显著。对于大型材,因体积大,冶炼时被夹杂物污染的可能性大,并且锻造比较小,不易使夹杂物破碎及分散,这样的非金属夹杂物对钢力学性能的危害更不容忽视。钢中的非金属夹杂物经压力加工变形伸长后,使钢产生带状组织,引起明显的各向异性,这往往是轧、锻材横向性能低于纵向性能的主要原因之一。

当钢的强度越高,塑性越低时,非金属夹杂物对缺口的敏感效应越明显。在钢中由于非金属夹杂物能起着缺口及应力集中的作用,因此它们还降低钢的疲劳强度,引起疲劳裂纹,从而导致钢件过早地疲劳损坏。然而氮化物质点在晶界和晶内的弥散析出,却能抑制钢在高温下的蠕变变形,因而能提高钢的蠕变和持久强度。

### 四、冶金缺陷对钢的力学性能的影响

一切冶金缺陷均将影响钢的力学性能。严重的方形偏析和轴心晶间裂纹能显著降低钢的延伸率、断面收缩率和冲击韧性;点状偏析的钢之所以不堪使用的原因就是因为易在斑点处产生应力集中而导致早期疲劳断裂;发纹也是产生应力集中的地方,也容易产生疲劳破坏;白点和层状断口除了能降低钢的横向力学性能外,还降低钢的断面收缩率和冲击韧性。钢的组织中出现石墨碳,使钢的强度和塑性显著降低;亚共析钢中的带状组织及魏氏组织影响钢的横向塑性,因此也降低钢的冲击韧性和断面收缩率;液析碳化物具有高的硬度和脆性,使零件的耐磨性和疲劳寿命降低。凡此种种,不难看出,钢的力学性能与钢的冶金本质有密切关系。

晶粒的大小和均匀度对钢的力学性能也有影响。低温时晶粒越细小,金属的屈服强度升高,脆性转变温度下降,且缺口敏感性也得到改善。而在高温时,由于蠕变现象的出现,在某一变形速度下,随着温度的升高,晶粒和晶界强度下降。两者相比较,在高温下粗晶粒钢的热强性能要比细晶粒的好,但塑性却降低,抗疲劳能力变差。

不均匀的晶粒组织对钢的力学性能也有极大的影响。当晶粒大小不同时,塑性和抗力也就不同,在承受载荷时就会造成变形不均匀,易使材料过早断裂。晶粒的带状组织也同样会使材料的持久性能下降。由此可见,在生产中保证钢材得到均匀而又合乎要求的晶粒度是避免钢产生力学性能不合的又一重要方面。

## 五、加热与热加工对钢的力学性能的影响

钢经过正确而又合适的加热后具有较高的塑性和较低的强度,容易延伸和变形。然而加热温度过低,钢的塑性不足,加热不均匀,各部位的延伸率不均匀,过热的钢晶粒过分长大,变为粗晶组织而使晶间的结合力减弱,因此也降低了钢的可塑性。过烧的钢不仅晶粒粗大,晶粒周围的薄膜开始熔化,而且氧进入了晶粒之间的间隙,使金属发生氧化,导致晶粒间的彼此结合力大为降低,这样的钢一经加工就自行开裂,因此过烧的钢的力学性能极坏,钢在氧化气氛中加热还有一个缺陷(电工硅钢除外)就是容易脱碳,脱碳对钢力学性能的影响主要是降低强度和表面硬度,严重时甚至能引起疲劳裂纹。

钢经热加工后,可使气孔焊合,显微缩孔压实,材料的致密度增加,偏析可部分消除,成分也趋于均匀。另外,钢在热加工过程中,只要避开临界变形程度和过高的终轧、终锻温度,一般都会使晶粒变细,进而使钢的强度和塑性及冲击韧性得到提高,所以正确的热加工可以提高钢的力学性能,见表 10-4-4。但钢在热加工过程中,易出现纤维组织将使钢的力学性能呈现各向异性,即沿着纤维伸长的方向上具有较高的力学性能,而垂直于纤维伸长方向的性能较为低劣,见表 10-4-5。

表 10-4-4 碳含量为 0.3% 碳钢的锻态和铸态的力学性能

状态	$\sigma_b$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_s$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ /%	$\psi$ /%	$A_k$ /kJ
锻态	520	305	20	45	5.49
铸态	495	275	15	27	2.75

表 10-4-5 45 钢的力学性能与测定方向的关系

测定方向	$\sigma_b$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_s$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ /%	$\psi$ /%	$A_k$ /kJ
纵向	700	460	17.5	62.8	4.86
横向	650	430	10.0	31.0	2.35

钢的热加工很重视终轧、终锻温度,这主要是因为它们不仅影响钢的组织,而且也影响钢的力学性能。终轧、终锻温度越高,晶粒聚集长大的倾向越大,奥氏体晶粒越粗大,钢的力学性能越低。另外,对于过共析钢来说,在加工后缓慢冷却过程中,沿奥氏体晶界易析出针状或网状二次渗碳体,而使钢的塑性变差。但终轧、终锻温度太低,对于亚共析钢,奥氏体中要析出铁素体,而加工后易被拉长成为纤维组织,使钢的力学性能出现方向性,对于过共析钢,低温加工不仅塑性差,且有石墨碳析出而降低钢的硬度。

目前,轧钢专业都在探索控制轧制。许多试验表明,钢材经过控制轧制生产后,强度和塑性等综合性能不仅比常规热轧后的要好,而且也比某些经过常规热处理的好。表 10-4-6 列出了 36CrSi 钢经两种工艺轧制后的力学性能。

表 10-4-6 36CrSi 钢经控制轧制工艺和一般轧制工艺后的力学性能

力学性能 加工方法	$\sigma_b$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_{0.2}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\delta_5$ /%	$\psi$ /%	$A_k$ /kJ	HRC
高温控制轧制工艺	980 ~ 1010	770 ~ 820	12 ~ 14	38 ~ 46	4.70 ~ 5.88	31
一般轧制工艺	785 ~ 835	590 ~ 630	8	40 ~ 42	3.14 ~ 5.31	—

## 六、热处理对钢的力学性能的影响

热处理是促使钢的组织发生变化,改变钢力学性能的重要手段。不同成分的钢的力学性能固然不同,然而同一成分的钢因热处理方法不一样,力学性能也可表现出巨大的差异。因此,分析钢在热处理后力学性能达不到预期要求的原因,也是讨论钢缺陷中的一个重要方面。钢在热处理后力学性能不合的原因很多,因受篇幅所限,我们不能进行全面的论述,这里仅讨论热处理工艺本身或操作不当等因素导致的钢力学性能不合。

热处理工艺是热处理生产的主要依据,制定钢的热处理工艺必须根据钢的化学成分、要求的力学性能、钢的几何形状及本单位的设备条件等进行考虑。热处理工艺不正确时,必然会使钢热处理后出现性能不合,或发生变形、裂纹等无法补救的缺陷而成为废品,也有的是因加热不均或淬火、正火温度偏低、或回火不足等造成钢的力学性能不合。加热不均使钢力学性能不合主要表现在钢材上性能差异很大,这种情况在大型钢件热处理时常可见到,这是因为钢件的尺寸大,而加热温度不易均匀。另外,也可能是炉温不易控制、波动大而引起的。

钢在淬火时加热温度偏低,易使钢中碳化物溶解不充分,奥氏体中的碳及合金元素浓度偏低,冷却时奥氏体的稳定性也低,这样既不能获得高的淬火硬度,回火后的强度也低于要求。当未溶碳化物分布不利时,在强度不合格的同时,还伴随着塑性及冲击韧性的降低。如果钢的正火加热温度偏低,易引起珠光体晶粒在基体中不能完全再结晶,钢的强度和冲击韧性也极易低于要求。调质钢经淬火后回火不足,对钢力学性能的影响有两种情况,一是强度高于要求较多,但塑性与冲击韧性低于要求,并且低很多,这种情况多系回火温度偏低所致,因此对于这种情况可采用提高回火温度的方法重新回火,在降

低强度的情况下,而使塑性和冲击韧性恢复至满足标准要求;另一种情况是强度高于要求不多,塑性和冲击韧性低于要求不多,这种情况多系回火时间不足所致,因此对于这种情况可在原回火温度再补充回火一次,在保证原强度指标的情况下,以提高塑性及冲击韧性。回火温度偏高易造成钢的强度低于要求,而塑性和冲击韧性在合格要求以上或超出许多,在这种情况下唯一补救的办法就是重新淬火并降低回火温度。

### 第三节 冶炼过程中防止钢力学性能不合的措施

钢的力学性能不合影响钢材(件)的出厂,一旦报废也使生产成本增加,就是有的经挽救后,虽能成为合格品,但也增加了生产工序。为了防止钢的力学性能不合,电炉钢在冶炼过程中,要求所用的原材料必须加热或干燥,并防止冷却系统漏水。另外,还要严格执行工艺。重点是控制好冶炼温度,且做好氧化沸腾操作,全扒渣要迅速、彻底并保证脱氧良好,钢的化学成分一定要满足企业内部控制标准的要求。在出钢和浇注过程中,既要防止钢液的再次氧化,又要避免钢液的吸气,因此未经烘烤或烘烤不良的钢包不能用来出钢,模温不够的锭模不能用来浇注。此外,流钢砖要保持干燥,选用合适的保护浇注与发热剂,并在浇注过程中控制好注温与注速,尽量避免产生这样或那样的冶金缺陷等,均是防止钢产生力学性能不合的有力措施。目前,钢液普遍经炉外精炼进行处理,纯洁度大为提高,因此这也是防止钢产生力学性能不合的重要手段。

钢材或钢件一旦出现力学性能不合,要进行全面的技术分析,有的可能是冶炼方面的原因,也有的可能是加热或加工、或热处理不当造成的,还有的可能是检验过程中的贻误引起的,总之要找出原因并制定相应的措施,避免今后再发生。凡因力学性能不合的钢材或钢件,如能挽救合格,则必须采取积极的措施进行挽救。

# 第五章 钢的质量检测

## 第一节 钢的化学成分分析

钢化学成分的分析方法可分为定性分析和定量分析两大类,而在生产中则以定量分析为主,下面就生产中所使用的常规化学分析及仪器分析的方法做些简单介绍。

### 一、常规化学分析

常规化学分析又称湿法化学分析。它是以定量的化学反应及其计量关系为基础,样品通过溶解或熔融的方法,使其分解,然后采用吸收光度法、容量分析或重量分析法进行分析,以确定样品的组分含量的方法。

#### 1. 分光光度法(计)

(1)基本原理。其简单的原理是利用物质溶液的颜色和浓度的关系来确定组分的含量。早期的是目视比色法,此方法简易,但准确度极低。若特定波长的光是由滤光片来获得的,该仪器就称为光电比色计,该方法又称比色法;如果用棱镜或光栅来获得,则测定方法称为分光光度法。

#### (2)特点及应用范围

1)操作简便,测定快速:完成一个元素测试只需几十分钟,有的甚至在数 10min 内即可完成。

2)灵敏度高:该法是测定微量组分的方法之一,一般可测到 0.01% 的含量,甚至更

低。

3) 价格便宜,应用广泛:几乎可测定元素周期表上所有元素,随着新试剂、新方法的不断使用、推广,其检测极限更宽,灵敏度更高。不但用在工厂实验室不可缺少,而且还成功用于炉前快速分析。

## 2. 滴定分析

(1) 基本原理。容量分析法依据是当量定律,使用已知准确浓度的试剂滴加到含有被测物质的溶液中,直至完全反应,由于反应是按一定化学方程式定量进行的,所以可按标准试剂的用量和其浓度计算被测物质的含量,这一操作全过程称为滴定。

### (2) 特点和适用范围

1) 与重量法相比,无需经过沉淀的过滤、洗涤、灼烧等繁琐的操作过程,因此操作简便、快速、易于掌握,可在几分钟内完成一次测定。

2) 与吸光光度法分析比较,在测定中或高含量(1%~10%)时准确度高,相对误差仅为0.1%~0.3%,在测定含量为1%以下元素时一般采用吸光光度法。

3) 由于各种类型化学反应均可进行滴定,所以应用普遍,且无需专门仪器。

## 3. 重量分析法

(1) 基本原理。重量分析是根据反应生成物的重量来确定被测组分含量的方法。其首先要将被测组分以某种方式(如沉淀、气化或电解)从试样上分离出来,然后称重。

### (2) 特点及适用范围

1) 重量法虽操作繁琐、费时,但它不依赖基准物质作标准,测量数据全部由天平称重,准确度较高。适用于无标样或高准确度的中等含量的组分测定或仲裁分析。

2) 沉淀法较挥发法应用广泛,其特点是沉淀分析的准确度与沉淀剂、沉淀作用及沉淀条件等有关。

## 4. 钢中常见元素含量的分析方法

(1) 测定方法和测定范围,见表 10-5-1 所示。

表 10-5-1 常见元素的常规化学测定方法

测定元素	测定方法	测定范围 (质量分数,%)	适用范围	国家标准
碳(C)	燃烧重量法	0.10~5.00	铸造碳钢、低中高合金钢	GB/T 223.71—1997
	燃烧气体容量法	0.10~2.00		GB/T 223.69—1997
	燃烧重量法或燃烧气体容量法测定非化合碳	0.03~5.00	铸造碳钢	GB/T 223.74—1997

测定元素	测定方法	测定范围 (质量分数, %)	适用范围	国家标准
硫(S)	氧化铝色层分离—硫酸钡重量法	0.003 ~ 0.20	铸造碳钢、低中高合金钢	GB/T 223.72—1991
	还原蒸馏一次甲基蓝光度法	0.001 ~ 0.03		GB/T 223.67—1989
	燃烧—碘酸钾容量法	0.003 ~ 0.20		GB/T 223.68—1997
磷(P)	二安替比林甲烷磷钼酸重量法	0.01 ~ 0.80	铸造碳钢、低中高合金钢	GB/T 223.3—1988
	钼磷钼蓝光度法	0.01 ~ 0.06		GB/T 223.59—1987
	磷钼酸铵容量法	0.01 ~ 1.0		GB/T 223.61—1988
	乙酸丁脂萃取光度法	0.001 ~ 0.05		GB/T 223.62—1988
锰(Mn)	硝酸铵氧化容量法	2.00 ~ 30.00	铸造碳钢、低中高合金钢	GB/T 223.4—1988
	亚砷酸钠—亚硝酸钠滴定法	0.10 ~ 2.50		GB/T 223.58—1987
	高碘酸钾(钾)光度法	0.010 ~ 2.00		GB/T 223.63—1988
	* 火焰原子吸收光谱法	0.10 ~ 2.0	铸造碳钢、低合金钢	GB/T 223.64—1988
硅(Si)	还原型硅钼酸光度法	0.030 ~ 1.00	铸造碳钢、低合金钢	GB/T 223.5—1997
	高氯酸脱水重量法	0.10 ~ 6.00	铸造合金钢和高合金钢	GB/T 223.60—1997
铬(Cr)	过硫酸铵氧化容量	0.100 ~ 30.00	铸造碳钢、低中高合金钢	GB/T 223.11—1991
	碳酸钠分离—二苯碳酰二肼光度法	0.005 ~ 0.500		GB/T 223.12—1991
镍(Ni)	丁二酮肟镍直接光度法	0.030 ~ 2.00	铸造碳钢及不含高锰、高铜、高钴合金钢	GB/T 223.23—1994
	丁二酮肟—三氯甲烷萃取光度法	0.010 ~ 0.500	高温、高铜、高钴低镍的铸造碳钢及低中高合金钢	GB/T 223.24—1994
	丁二酮肟重量法	2 以上	铸造碳钢、低中高合金钢	GB/T 223.25—1994
	* 火焰原子吸收分光光度法	0.005 ~ 0.50	铸造碳钢、低合金钢	GB/T 223.54—1987
钼(Mo)	硫氰酸盐直接光度法	0.10 ~ 2.00	铸造中低合金钢	GB/T 223.26—1989
	硫氰酸盐—乙酸丁脂萃取光度法	0.0025 ~ 0.20	铸造碳钢及合金钢	GB/T 223.27—1994
	$\alpha$ -安息香肟重量法	1.00 ~ 9.00	铸造合金钢	GB/T 223.28—1989

## 第十篇 转炉钢的缺陷及质量检测

测定元素	测定方法	测定范围 (质量分数, %)	适用范围	国家标准
钒(V)	硫酸亚铁铵容量法	0.100 ~ 3.50	铸造碳钢及合金钢	GB/T 223.13—2000
	钼试剂萃取光度法	0.010 ~ 0.50		GB/T 223.14—2000
铝(Al)	氟化钠分离—EDTA 容量法	0.50 ~ 10.00	铸造碳钢及合金钢	GB/T 223.8—2000
	铬天青 S 光度法	0.05 ~ 1.00		GB/T 223.9—2000
	铜铁试剂分离—铬天青 S 光度法	0.010 ~ 0.50		GB/T 223.10—2000
钛(Ti)	重量法	1.00 以上	铸造碳钢及合金钢	GB/T 223.15—1982
	变色酸光度法	0.010 ~ 2.50	铸造碳钢及铁基钢	GB/T 223.16—1991
	二安替比林甲烷光度法	0.010 ~ 2.400	铸造镍基、铁镍基合金	GB/T 223.17—1989
铜(Cu)	硫代硫酸钠—碘量法	0.100 以上	铸造碳钢及合金钢	GB/T 223.18—1994
	新亚铜灵—三氯甲烷萃取光度法	0.010 ~ 1.00		GB/T 223.19—1989
	* 火焰原子吸收分光光度法	0.005 ~ 0.50	铸造碳钢及低合金钢	GB/T 223.53—1987
硼(B)	酸碱中和滴定法测定硼	0.5 ~ 2.0	不含钨钼的高硼	GB/T 223.6—1994
	甲醇蒸馏—姜黄素光度法	0.005 ~ 0.20	铸造碳钢及合金钢	GB/T 223.75—1991
	姜黄素直接光度法测定硼	0.005 ~ 0.050	铸造高温合金	GB/T 223.78—2000

注：\* 表不仪器法。

(2) 元素分析的允许差和精密度。在每种分析方法中均列出分析元素的允许差或精密度。允许差与钢铁合金的成分有关，而精密度反映了某一仪器或某一测试方法的精度，更具合理性和科学性。

1) 允许差：仅为保证与判定分析结果的准确度而设，与其他部门不发生任何关系。若在平行分析二份或二份以上试样时，所得之分析数据的极差值不超过该元素所列允许差两倍者（即  $\pm$  允许差之内），均应认为有效，以求得平均值；若用标准试样校验时，结果偏差不得超过所列允许差。表 10-5-2 为 GB/T 223.15—1982《钢铁及合金化学分析方法重量法测定钛》方法中对钛量不同的材料，钛元素分析的允许差。

2) 精密度：通常是指由数个较权威的化学分析实验室对几个均匀分布在本方法测定范围内的同熔炼炉号的均匀试样，按本方法规定的分析步骤分别进行试验测定，将数据汇总后，按照 GB/T 6379—1986《测试方法的精密度通过实验室间试验确定标准测试方

法的重复性和再现性)进行统计计算,得出重复性指数  $\gamma$  及再现性  $R$  值。

表 10-5-2 钛量允许差

含钛量(质量分数,%)	允许差(%)
1.00~2.00	0.05
>2.00~5.00	0.07
>5.00	0.10

当同一操作人员按本方法正常和正确操作情况下,与同一实验室,使用同一仪器,并在短期内对相同试样作出两个单次测试数据,其最大差值若超过统计得出的重复性数值,则认为该两结果可疑。同样,当两名操作人员在正常操作条件下,在不同实验室,对相同试样各做单次测试结果,若两独立结果之差值超过表中列出的精密密度函数式计算出的再现性数值,则可认为该两结果不可信。表 10-5-3 举例列出了《钢铁及合金化学分析方法  $\alpha$ -安息香肟重量法测钼量》方法中钼的质量分数平均值在 1.00%~9.00% 间的分析精密密度。

表 10-5-3 GB/T 223.28—1989 方法中钼的测量精密密度

水平范围(%)	重复性 $\gamma$	再现性 $R$
1.00~9.00	$\lg \gamma = -1.407 + 0.564 \lg m$	$\lg R = -1.202 + 0.5039 \lg m$

5. 钢化学分析用试样取样法 用正确的方法选取均匀的且具有代表性的化学分析试样,其与进行准确的分析具有同等重要的意义。

(1) 熔炼分析取样。熔炼分析是指对钢液熔炼过程中不同时间的炉前分析,以及时调整成分在合格范围内。将钢液浇注在金属模中采取的样锭,镇静凝固、缓慢冷却后,钻取试样,然后进行化学分析。一般每炉钢液制取二个样锭,其中一个供复验用。钻样前样锭应去除氧化皮和脏物,钻头应尽可能的大,不得小于  $\phi 6\text{mm}$ 。

(2) 成品分析取样。成品分析主要用于验证化学成分,可在附铸试块或铸件某一双方约定的代表性部位(如表面 6mm 之下方),钻屑取样。有的还可在铸件最大冒口根部中心处另取补充试样,仅用于分析碳、硫含量。试块表面应去除脱碳、渗碳层或其他外来异物。

6. 成品化学成分允许偏差 铸钢成品化学成分的允许偏差对不同类型的钢应不相同,表 10-5-4 为耐热铸钢件(GB/T8492—1987)、大型耐热铸钢件(JB/T6403—1992)和大型不锈钢铸件(JB/T6405—1992)的成分允许偏差,供验收铸件时参考。

表 10-5-4 耐热钢和不锈钢铸件的成品化学成分允许偏差(质量分数,%)

元素	含量范围	超出上限或低于下限的极限偏差值
C	$\leq 0.10$	0.002
	$> 0.10 \sim 0.30$	0.005
	$> 0.30 \sim 0.60$	0.01
	$> 0.60 \sim 1.20$	0.03
	$> 1.20$	0.05
Mn	$\leq 1.00$	0.03
	$> 1.00 \sim 3.00$	0.04
	$> 3.00 \sim 6.00$	0.05
	$> 6.00 \sim 10.00$	0.06
	$> 10.00 \sim 15.00$	0.10
	$> 15.00$	0.15
P	0.04	0.005
	$> 0.04$	0.010
S	$\leq 0.04$	0.005
	$> 0.04 \sim 0.20$	0.010
	$> 0.20$	0.020
Si	1.00	0.05
	$> 1.00 \sim 3.00$	0.10
	$> 3.00$	0.15
Ti	$\leq 1.00$	0.05
	$> 1.00 \sim 3.00$	0.07
Nb + Ta	$\leq 1.50$	0.05
Ni	$\leq 1.00$	0.03
	$> 1.00 \sim 5.00$	0.07
	$> 5.00 \sim 10.00$	0.10
	$> 10.00 \sim 20.00$	0.15
	$> 20.00 \sim 30.00$	0.20
	$> 30.00 \sim 50.00$	0.30
	$> 50.00 \sim 75.00$	0.50
	$> 75.00 \sim 99.99$	0.70
Co	$\leq 0.50$	0.01
	$> 0.50 \sim 2.00$	0.02
	$> 2.00$	0.05

元素	含量范围	超出上限或低于下限的极限偏差值
Mo	$\leq 0.60$	0.03
	$> 0.60 \sim 2.00$	0.05
	$> 2.00 \sim 7.00$	0.10
	$> 7.00 \sim 12.00$	0.15
	$> 12.00$	0.20
Ta	$\leq 0.10$	0.02
Al	$\leq 0.15$	- 0.005 ,+ 0.01
	$> 0.15 \sim 0.50$	0.05
	$> 0.50 \sim 2.00$	0.10
N	$\leq 0.02$	0.005
	$> 0.02 \sim 0.19$	0.01
	$> 0.19 \sim 0.25$	0.02
	$> 0.25 \sim 0.35$	0.03
	$> 0.35 \sim 0.45$	0.01
V	$\leq 0.5$	0.03
	$> 0.5 \sim 1.5$	0.05
Se	—	0.03
W	$\leq 1.00$	0.03
	$> 1.00 \sim 2.00$	0.05
	$> 2.00$	0.07
Cu	$\leq 0.50$	0.03
	$> 0.50 \sim 1.00$	0.05
	$> 1.00 \sim 3.00$	0.10
	$> 3.00 \sim 5.00$	0.15
	$> 5.00 \sim 10.00$	0.20
	$> 10.00$	0.30
Cr	$\leq 4.00 \sim 10.00$	0.10
	$> 10.00 \sim 15.00$	0.10
	$> 15 \sim 20$	0.20
	$> 20 \sim 30$	0.25
	$> 30$	0.30

## 二、仪器分析技术

所谓仪器分析仪指以物质的物理或物理化学性质为测量基础,采用比较复杂或特殊

的仪器装备,通过测定物质某些物理或物化性质以确定其化学组成、含量及化学结构的分析方法。

仪器分析这里介绍的主要是指光谱分析,包括发射光谱分析(摄谱法和光电直读光谱分析法)、原子吸收光谱分析和 X 射线荧光光谱分析。这几种方法的分析速度准确度及对试样的要求(见表 10-5-5)。

表 10-5-5 几种不同光谱分析方法

方法名称	分析速度	准确度	试样状态和重量	试样要求	主要设备	
发射光谱分析	摄谱法	炉前快速分析一般在 10min 左右,成品试样(五个)一般在 1~2h	一般为 2% ~ 5%	块状试样一般不应小于 50g,棒状试样其直径一般不应小于 $\phi 15\text{mm}$	可在试样任何部位取样,要求试样有代表性,均匀性,不得有裂纹、砂眼及明显的夹杂物	棱镜或光栅摄谱仪,光源
	光电直读法	炉前快速分析 10 个元素一般 2~3min	碳钢及合金钢的元素分析准确度一般 2% ~ 3%	块状试样或 $\phi 30\text{mm}$ 棒状试样	要求试样有代表性,均匀性,不得有裂纹和砂眼	光电直读光谱仪(光量计),若分析碳、硫、磷需用真空光量计
原子吸收光谱分析	分析一个元素约 1min	一般 2% 左右	车屑样品 0.1~1g	有代表性、均匀性	原子吸收光谱仪	
X 射线荧光光谱分析	分析一个元素约 1min	含量范围在 1% ~ 90% 的分析准确度 1% ~ 2%	同发射光谱分析,粉末状需压成片状试样	有代表性、均匀性	X 射线荧光光谱仪	

所有仪器分析的特点是：

- 1)快速,能在极短的时间内得出分析结果。
- 2)在几分钟内,同时可分析几个甚至十几个或更多的元素。
- 3)灵敏,它能测出含量极低的组分,其相对灵敏度由  $10^{-6}$  级发展到  $10^{-9}$  级或更高级。
- 4)价格昂贵,难于普及。
- 5)与化学分析相辅相成,化学分析是基础,仪器分析是补充和发展方向。

1. 发射光谱分析 发射光谱分析,就是在物质被激发而发光的过程中,对光的属性进行测量,从而确定物质的组分。对钢的化学成分分析来说,一般采用的是摄谱分析法;但目前越来越多地应用光电直读光谱分析法,对炼钢炉前分析,它具有突出的优点。

(1)摄谱分析法。摄谱分析法是试样受到光源发生器的作用,其组成元素的原子即产生蒸发、激发及发光的过程。发射的光包括有各种不同的波长,而每一波长的光又有

不同的强度。经过分光仪的作用,可得到根据波长长短排列的原子或离子被激发的线状光谱。然后由摄谱仪用感光板将谱线摄下来,感光板经过显影、定影等处理即成为谱片。再用测微光度计测量谱片上谱线的黑度,即表示这个光化学反应程度。根据谱片就可以进行定性或定量分析。

定量分析,需要先在谱片上找到分析线,然后在测微光度上测量分析的黑度或透射率。凭借标准试样和被测试样一起摄谱并进行比较,进行定量分析。

炉前快速分析时,一般采用换算因数及控制试样方法。方法是:事先准备一套专为分析该钢种的标准试样,经多次按照分析条件摄谱,做出基本工作曲线。当分析试样时,只选择一标准试样作为控制试样,与被分析试样一起在同一块感光板上摄取光谱,然后将此感光片处理及测量后,再按有关公式求出分析试样中的元素。

(2)光电直读光谱分析法。光电直读光谱分析仪取消了摄谱仪中的感光板,而在接收元件上产生光电流,省去了摄谱法分析的暗室处理,以及在测微光度计上进行的谱线黑度的测量。由于采用了电光接收元件,将光讯号变为电信号,并经过放大记录装置的作用,使得试样在仪器上激发完毕后,仪器随即绘出指示分析线对强度比的读数。

与一般摄谱分析仪比较具有以下优点:

- 1)自动化程度,分析速度快,最适合于炉前快速分析。
- 2)适用的波长范围宽,可适应不同波长的灵敏度要求。
- 3)测定浓度范围广。在同一分析条件下,可同时测定同一种试样中含量相差较大的各种元素。
- 4)重现性好,光谱仪的良好精度,保证测定的重现性。

近年来,还采用真空光电直读光谱分析仪,在分析合金元素的同时,能对C、P、S三个元素一起分析。采用真空技术,可以使光电直读光谱分析仪应用更广。

2. 原子吸收光谱分析 原子吸收光谱分析的基本原理,是在待测元素特有的波长下,通过测量试样所产生的原子蒸汽对辐射的吸收值来测定试样中元素浓度的方法。这种方法有很多优点:

- 1)不必像发射光谱那样需专门制备试样,仅需配制一些不同浓度的标准溶液即可。
- 2)测定的元素很广,几乎全部金属和某些非金属元素均可测定,既可用于低常量元素分析,也可分析微量元素
- 3)分析灵敏度高,一般在 $0.01 \sim 1 \mu\text{g}/\text{mL}$ 范围之内。
- 4)元素间干扰少,即使出现一些干扰也易于消除。
- 5)准确度一般在2%左右。分析一个元素一般在1min内可得出结果。

6)由于灵敏度高,干扰少,易于控制,所以测定快速,便于自动化和计算机控制,效率很高。

原子吸收光谱分析装置见图 10-5-1 所示。图中 辐射源 1 采用空心阴极灯;原子蒸气发生设备包括喷雾器、膨胀室、燃烧器;波长选择采用紫外单色光计或利用摄谱仪改装;辐射探测器采用光电倍增管。

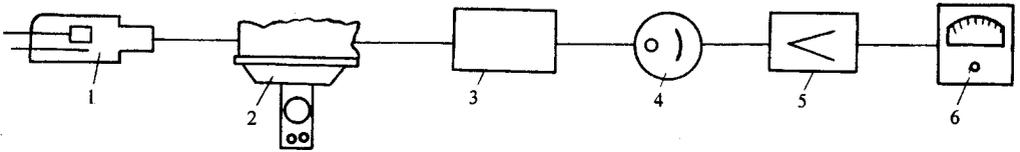


图 10-5-1 原子吸收光谱分析装置示意图

- 1—辐射源 2—原子蒸气发生设备 3—波长选择器;  
4—辐射探测器 5—电子放大器 6—指示仪表

原子吸收光谱分析的操作过程比较简单。准确称取少量试样,并经化学处理后稀释到一定体积,通过喷雾器及燃烧器使欲测元素在火焰中呈原子蒸气状态,由指示仪表测出对一定强度的辐射光的吸收值。从标准曲线上查出相对应的浓度,即可换算成该元素在试样中的含量百分数。

到目前为止,已有多个应用原子吸收光谱法测定元素含量的国家标准,如 GB/T223.45—1994、GB/T223.53—1987、GB/T223.54—1987、GB/T223.64—1988、GB/T223.65—1988 分别测定钢铁及合金中的镁、铜、镍、锰和钴诸元素。

3. X 射线荧光光谱分析 X 射线荧光光谱分析的基本原理是,当物质受到强 X 射线辐射时,物质中各个组成的原子吸收了一部分入射 X 射线的光量子,使原子的内层电子由低能阶激发到高能阶,处于激发状态的原子是极不稳定的,势必在一个极短的时间内释放出多余的能量,使电子跳回到低阶。这部分释放出来的能量即以 X 射线荧光的形式释放出来。受激的电子回到低能阶可以有多种不同的电子跃迁过程。不同的跃迁过程所释放出来的能量也互不相同,即使使用单色 X 射线来辐射物质,得到的 X 射线荧光可以有若干波长不同的谱线,如  $K_{\alpha}$ 、 $K_{\beta}$ 、 $L_{\alpha}$ ...等。和一次 X 射线一样,每种元素都具有其一定波长的标识 X 射线谱。所以只要测量出 X 射线荧光光谱中每一条谱线的波长,并考虑到 X 射线谱仪的分辨能力,就可以鉴别出试样中存在哪些元素,即定性分析。

定量分析是依靠标准试样先做出曲线,然后对被测试样进行对比分析。工作曲线是根据 X 射线荧光光谱的谱线强度与元素含量之间的关系求出的。

X 射线荧光光谱分析的优点很多,如操作方便,分析快,准确度高,它既可做常量分析又可测定纯物质中的某些杂质元素,分析元素范围宽,除钢铁分析外,还可应用于矿石、矿物、非铁合金等的分析。

### 三、气体分析

钢中气体通常是指氢、氧、氮。氢是以原子状态溶于钢中,也可以析出呈分子状态或形成氢化物。氧在钢中均以氧化物的形态存在。氮在钢中呈原子状态或氮化物形态。

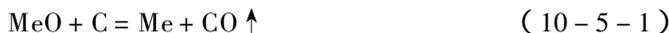
关于钢中气体的分析,氧、氮的测定已有标准方法。当前较为普遍的是采用真空或惰气熔融法测定氧,采用真空热抽取法测定氢,采用酸溶解蒸馏法测定氮。这三种方法测定的含量范围及要求见表 10-5-6。

表 10-5-6 钢中氧、氢、氮的测定方法

方法名称	测定范围	试样状态和重理	试样要求	主要设备
真空熔融法 (测定氧)	$> 1 \times 10^{-6}$ (O)	块状、圆柱状或粉状试样,一般 $\leq 2\text{g}$	力求有代表性、内部均匀而无偏析,表面光洁而无缺陷,粉末试样必须清洁	真空熔融气体分析器
真空热抽取法 (测定氢)	$> 0.1 \times 10^{-6}$ (H)	块状或圆柱状试样约 10~30g	和定氧试样基本相同	真空热抽取定氢仪
酸溶解蒸馏法 (测定氮)	$> 10 \times 10^{-6}$ (N)	屑状或粉状试样,称量视氮含量而定	和一般化学分析试样相同	水蒸汽蒸馏仪,比色计

一般说来,上述三种方法的灵敏度和准确度都能满足钢的分析要求。缺点是分析速度不快。这三种测定方法简介如下。

1. 钢中氧含量的测定——真空熔融法 真空熔融法定氧的基本要点是,将试样投入高温(1650~1850℃),高真空下( $1.33 \times 10^3 \text{ Pa}$ )的石墨坩埚中熔化,使钢中的氧化物还原,生成一氧化碳,其反应式如下:



式中 Me——金属。

反应中产生的一氧化碳被抽出后,转化成二氧化碳,用冷凝法、气相色谱法等其他气体分析方法进行测定,二氧化碳中氧的 1/2 即是钢中的氧,经过计算即可求得钢中氧的含量。现有的商品化仪器,如 KLS-56 型库仑定律分析仪,则在试样熔融吸取后采用库仑滴定法测含氧量。

真空熔融法的使用范围,无论从被分析材料的品种或是氧含量的范围来讲都是很宽的,它不仅可用于日常分析,而且也可作为如其他方法提供标样的分析。对合金钢,可以认为任何品种的任何氧含量均能适用。

关于钢中的氧分析可详见 GB/T223.35—1985《钢铁及合金化学分析方法 脉冲加热惰性气熔融库仑滴定法测定氧量》。

2. 钢中氢含量的测定——真空热抽取法这是测定钢中氢含量的一种方法。由于钢中的氢主要以固溶状态存在,在加热时即由钢中扩散出,根据塞氏(Siexert)平方根定律:

$$[H] = [H_0] \sqrt{p_{H_2}} \quad (10-5-2)$$

式中  $[H]$ ——钢液中的氢含量;

$[H_0]$ ——钢液中氢的溶解度(在某温度下,钢周围的压力为 100kPa 时);

$p_{H_2}$ ——钢液周围氢的压力。

由上式可知,把试样置于真空中(或没有氢的惰性气体环境中)并加热,当钢中的氢获得必要的扩散速度时就会向外扩散析出,因此选择适当的加热温度和时间,氢便能够相当完全地从试样中析出。对析出的氢的量,可用固体吸收法,冷凝分离法或直接气相色谱法等测定。

此法可分析到  $(0.1 \sim 1.0) \times 10^{-6}$  的氢(即  $0.12 \sim 1.12 \text{ mL}/100\text{g}$ )。对试样要求和定氧试样基本相同。取样时一定要防止发热。如从钢液中取样,则需很快冷却,并立即测定,否则应利用干冰或液氮保存在低温下,以防氢消失。

3. 钢中氮含量的测定——酸溶解蒸馏法 钢中的氮主要以氮化物和固溶氮形式存在,如用真空熔融法,则测定结果往往偏低,因为有许多氮化物的分解温度很高,不能保证全部分解。所以一般都采用湿式化学分析方法。

酸溶解蒸馏法是目前普遍采用的定氮方法,其基本要点是用稀酸溶解试样后,将试样溶液用过量的强碱处理,并用水蒸气蒸馏法蒸馏,其中的氮即被分离出来。收集分离出的氮并用滴定法或比色法进行测定,氮中的氮即为试样中的氮,通过计算即可求出钢液中的氮含量。列入国家标准的方法有:GB/T223.36—1994《钢铁及合金化学分析方法

蒸馏分离—中和滴定法测定氮量》和 GB/T223.37—1989《钢铁及合金化学分析方法蒸馏分离—靛酚蓝光度法测定氮量》。

此法可测定低至  $10 \times 10^{-6}$  的氮含量。

此外还有浓差电池定氧法,适用于炉前熔炼的快速分析。

## 第二节 钢的物理性能测定

### 一、线胀系数测定

GB/T4339—1999《金属材料热膨胀特征参数的测定》

1. 基本原理 物体的热胀冷缩现象对金属和合金也不例外,而且往往在加热和冷却过程中由于微观组织发生变化伸缩随着异常的膨胀效应,所以除了测定材料的线胀系数外,还可通过测绘膨胀和温度的关系曲线来测定钢的各种临界转变温度。

通常,金属材料的伸长和温度的关系以公式表示:

$$l_2 = l_1 + l_1 \bar{\alpha} (T_2 - T_1) \quad (10-5-3)$$

式中  $l_1$  和  $l_2$ ——分别为温度  $T_1$ 、 $T_2$  时的物体长度;

$\bar{\alpha}$ ——称为平均线胀系数,它为单位温度下的线性膨胀,它等于:

$$\bar{\alpha} = \frac{l_2 - l_1}{T_2 - T_1} \times \frac{1}{l_1} \quad (10-5-4)$$

当温度和长度变化趋于零时,温度为  $T$ ,长度为  $l_T$  时,上式可近似记为

$$\alpha_l = \frac{1}{l_T} \times \frac{dl}{dT} \quad (10-5-5)$$

对于给定的材料,只要得到  $l = f(T)$  的函数曲线,便可在曲线上找出  $l_T$  和该点的微分,求出线胀系数  $\alpha_l$ ,单位为  $K^{-1}$ 。它不是一恒定值,而是随着温度而变化的,钢的线胀系数一般在  $(10 \sim 20) \times 10^{-6}$  范围内,实际应用的线胀系数,大多为某一温度范围的平均值。体胀系数  $\alpha_v$  大约为  $3\alpha_l$ 。

2. 膨胀仪 测量膨胀和膨胀曲线的仪器称为膨胀仪,其种类很多,按其放大原理可分为机械放大、光学放大和电信号放大。

早期常用的千分表或简单膨胀仪和机械记录式膨胀仪分别为图 10-5-2 和图 10-5-3 所示。

光学膨胀仪是应用广泛而又精密的一种膨胀测试仪器,其特点是横式加热炉、炉温较均匀,采用光学放大及照相记录测量,灵敏度高,选用伸长和温度呈线性关系的镍铬或镍铬钨合金为标准试样,以其伸长来表示试样温度。光学膨胀仪就其测量原理又可分为普

通和示差光学膨胀仪两种。图 10-5-4 和图 10-5-5 分别为原理示图和绘制的热膨胀曲线。

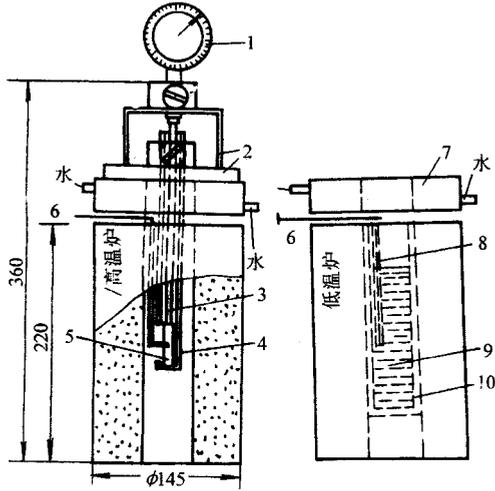


图 10-5-2 千分表简易膨胀仪装置示意图

- 1—千分表 2—千分表架 3—中心石英管 4—支撑石英管 5—试样 6—热电偶；  
7—冷却水箱 8—热电偶套管 9—铅锡浴 10—不锈钢管

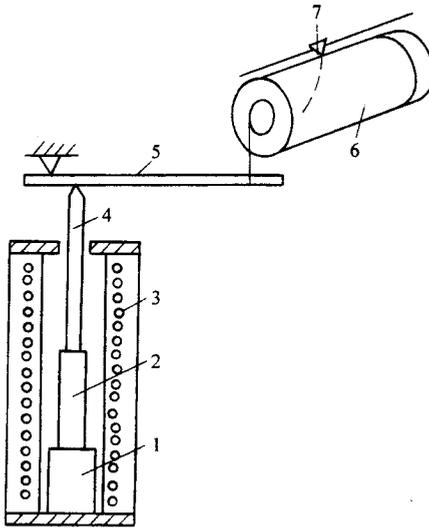


图 10-5-3 机械记录式膨胀仪主要部分及工作原理示意图

- 1—耐热合金试样托架 2—试样 3—立式管状加热炉 4—传递试样胀缩石英顶杆；  
5—放大试样胀缩杠杆 6—附有记录纸的滚筒 7—自动记录温度计的描绘笔尖

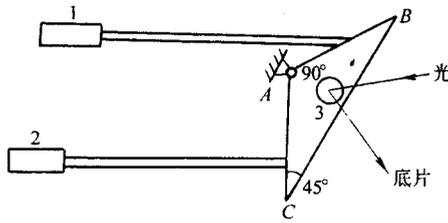


图 10-5-4 普通光学膨胀仪原理图

1—标准试样 2—待测试样 3—凹凸反射镜

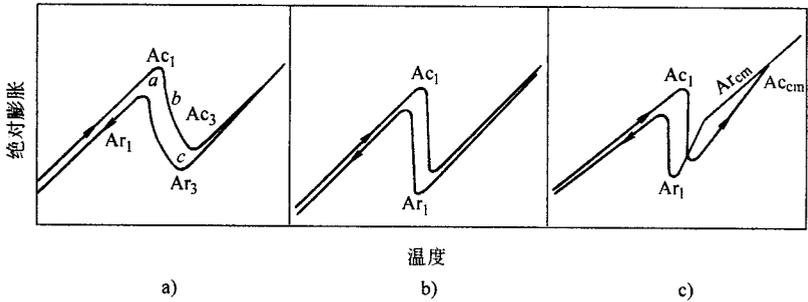


图 10-5-5 碳钢的膨胀曲线

a) 亚共析钢 b) 共析钢 c) 过共析钢

目前各种自动记录电子放大膨胀仪中,应用最多的电感式膨胀仪,其放大倍数可达6000倍。试样高频加热,冷却方式有小电流加热、自然冷却和强力冷却等多种。加热和冷却过程均由计算机程序控制。

## 二、热导率的测定

GB/T3651—1983《金属高温导热系数测量方法》。热导率(即导热系数)是一个比值,以它表示物质的传热能力。热导率与物质的热传导能力有关,热传导是指两个不同的物体互相接触,或同一物体的两个不同区域间产生温度梯度时,热能从高温处向低温处传递,以达到平衡的现象。一个横截面均匀的细长试样在其相距为 $\Delta L$ 的两个平行横截面间保持温度差 $\Delta T = T_2 - T_1$ ,其中 $T_1$ 和 $T_2$ 分别为两平行截面的温度,则热能将从高温 $T_2$ 处流向低温 $T_1$ 处。如果在时间 $\tau$ 内流过的热量为 $Q$ ,则

$$Q = \lambda A (\Delta T / \Delta L) \tau \tag{10-5-6}$$

式中  $A$ ——试样的横截面积;

$\lambda$ ——常数,与材料有关,称为该材料的热导率。

实际上  $\lambda$  是在单位温度梯度 ( $\Delta T/\Delta L$ ) 时在每单位时间内流过单位截面积的热量, 其单位为瓦每米开尔文 [ $W/(m \cdot K)$ ]

常用测定材料的热导率方法很多, 可以归纳为动态法和静态法两大类。目前有关材料的热导率的较可靠的数据, 大多由静态法测得。

静态法的要求是: 试样在试验时达到热稳定, 即试样上的温度场恒定, 热流速率恒定 ( $Q/\tau$  为一恒定量)。为此, 测量时必须要求建立稳定状态, 同时要控制热能按规定的路径流动, 防止各种方式的热散失。根据试样加热的方式, 试样上热流图像的不同, 静态法可分为绝对法和比较法, 纵向和横向热流法等。现简要地介绍两种常用热导率静态法。

(1) 恒温差直接测量热流法。将试样的一端加热, 另一端冷却, 同时用隔热套防止侧向热流, 然后在一定温度梯度下, 直接测量流过试样的热量。图 10-5-6 所示为工业试验用的最简单的通电热流法测定热导率的装置示意图。图中 6 为试样; 其下端旋入一绕有电阻丝的铜块 10; 试样的上端紧密地旋入精确温度计 2、3、5、7、9 为精确固定在试样不同部位用以测定温度沿试样轴向分布的热电偶; 8 为隔热套, 其下端也插入铜块 10 中; 1 为测量隔热套上端冷却水温度用的温度计, 以便调节控隔热套上端的温度, 使与试样上端温度相同。试验时, 首先加热铜块 10 至给定温度, 而后调整水冷铜头 4 和隔热套上端水冷装置中的水流量, 使热流达稳定状态, 并使温度计 2 和 1 读数相同。这样如果测定 4 水冷铜头中水的流量, 进、出水的温度差, 就可以计算单位时间内流过试样的热量。知道了试样的横截面积  $A$ , 单位时间内水所带走的热量  $Q/\tau$  和试样上一定距离  $\Delta L$  上温度差  $\Delta T$ , 就可以根据公式求出该材料的热导率  $\lambda$ 。

(2) 比较法。此法和绝对法不同的是用一根热导率已知的标准试样和被测试样串联起来进行试验, 使同一热流以串联方式流过两根试样。当建立起一个稳定状态时, 则

$$\frac{Q}{\tau} = \frac{\lambda_1 A_1 \Delta T_2}{\Delta L_1} = \frac{\lambda_2 A_2 \Delta T_1}{\Delta L_2}$$

$$\lambda_2 = \lambda_1 \frac{A_1}{A_2} \times \frac{\Delta T_1}{\Delta T_2} \times \frac{\Delta L_2}{\Delta L_1} \quad (10-5-7)$$

式中  $\lambda_1$  及  $\lambda_2$  ——分别为标准试样及被测试样的热导率;

$A_1$  及  $A_2$  ——分别为标准试样和被测试样的横截面积;

$\Delta T_1$  ——沿标准试样轴向距离为  $\Delta L_1$  的两点间的温度差;

$\Delta T_2$  ——沿被测试样轴向距离为  $\Delta L_2$  的两点间的温度差。

式中  $\lambda_1$ 、 $\lambda_2$  为已知数,  $A_1$ 、 $A_2$ 、 $\Delta T_1$ 、 $\Delta T_2$ 、 $\Delta L_1$  及  $\Delta L_2$  等均可进行实际测量。将测得数据和  $\lambda_1$  数值代入公式, 即可求得被测试样的热导率  $\lambda_2$ 。此法的优点是可以避免绝对法中所必须进行的技术比较复杂的热流测量。但须指出的是, 仍须设置隔热套以防止热

量由试样侧面散失。此外,此法所测精确度也受标准试样及其热导率值精确度的限制。

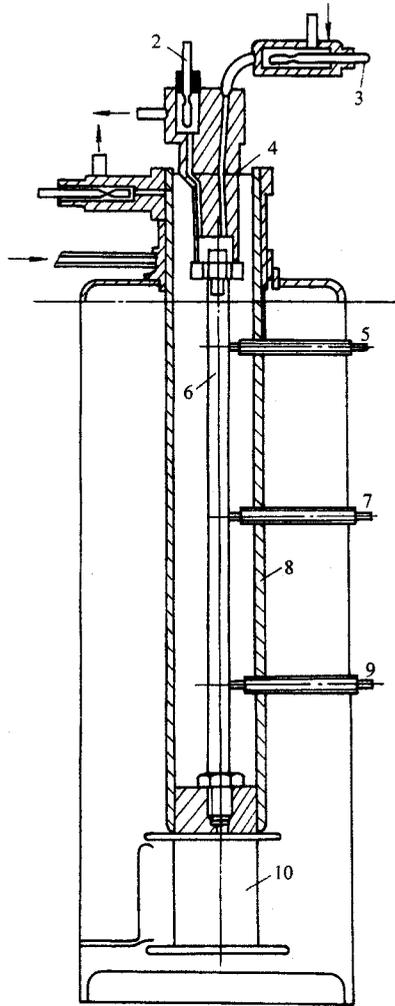


图 10-5-6 通电热流法测定金属材料热导率装置示意图

### 三、电阻率的测定

GB/T351—1995《金属材料电阻系数测量方法》。电阻率是一个单位体积的物质通过两平行端间的电流的阻力。电阻率用  $\rho$  表示,单位是  $\mu\Omega \cdot m$ 。

横截面均匀的钢棒或钢丝的电阻  $R$  与其长度  $l$  成正比,与其横面面积  $S$  成反比。可以写成如下公式:

$$R = \rho l / S \text{ 或 } \rho = RS / l \quad (10-5-8)$$

式中  $\rho$ ——电阻率。

从以上的关系式可以看出,要测定一种钢的电阻率,主要是测定试样的电阻  $R$ 、横截面积  $S$  和长度  $l$ 。 $S$  和  $l$  的测定简单; $R$  的测定,则根据试样形状及其电阻的大小,和所需要的准确度而采用不同的方法。

常用的测定方法,按其方法的简繁、试样  $R$  数值的大小,和所需要的准确度,一般采用以下两种方法。

(1)伏特计—安培计法。此法简便易行,结果也较准确。应用范围为  $1 \sim 100\Omega$ 。图 10-5-7a 及 10-5-7b 所示为两种不同的线路连接法。其差别只是在图 10-5-7a 中,伏特计  $V$  的一极接在试样  $R$  和安培计  $A$  之间,而在图 10-5-7b 中,伏特计的一极则是连在安培计的外端。试验时,关闭开关  $S$ ,同时读出安培计及伏特计的  $I$  和  $V$  数值,就可以根据公式  $R = V/I$  计算  $R$  的值。用图 10-5-7a 线路时,所得出的将略小于  $R$  的真实值,因为它实际上是  $R$  和伏特计电阻  $R_V$  并联的电阻值。用图 10-5-7b 线路时,则所得出的值将略大于其真实值。因为一般的伏特计的电阻  $R_V$  极小,所以当  $R$  数值较小,仅为几欧姆,以用图 10-5-7a 的连法为宜;如  $R$  值较大时,则应采用图 10-5-7b 线路。

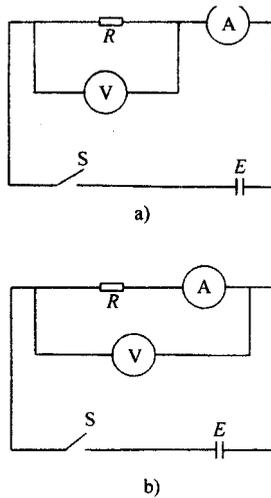


图 10-5-7 伏特计—安培计测电阻法的两种不同线路连接法

a)伏特计连接法 b)安培计连接法

(2)惠斯通电桥法。图 10-5-8 为此法的线路连接图。其中  $X$  为被测电阻, $N$  为与  $X$  同数量级的电阻或已知电阻, $R_1$  及  $R_2$  为可以调整的已知电阻, $S_1$ 、 $S_2$  电键, $E$  为直流电源, $G$  为较灵敏的电流计, $S'$  及  $R'$  为保护电流计用的与电流计并联的开关和电阻。

试验时,先将  $S'$  关闭,而后估计调整  $R_1$  及  $R_2$ , 关闭  $S_1$  并轻叩  $S_2$ , 看是否有电流通过电流计  $G$ 。然后根据通过电流计  $G$  中电流的大小和方向,适当调整  $R_1$  或  $R_2$ , 直至轻叩  $S_2$  时,无电流通过电流计  $G$ , 指针不动。然后开启  $S'$ , 重新微调  $R_1$  及  $R_2$ , 使在轻叩时,仍无电流通过电流计  $G$ , 以达到平衡状态。此时  $B$ 、 $C$  两点之电位相等。即

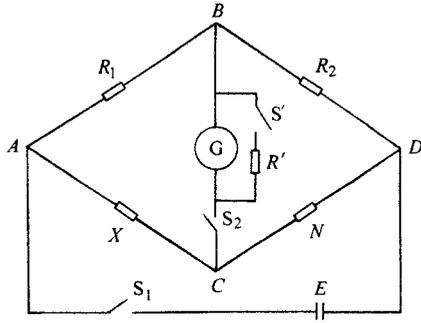


图 10-5-8 惠斯通电桥法测定电阻的线路示意图

$$X = \frac{R_1}{R_2} N \quad (10-5-9)$$

根据  $R_1$ 、 $R_2$  及  $N$  的数值,就可以算出  $X$  的数值。

此外还有双电桥法,是适应电阻较小的棒材,这里就不赘述。

根据以上两种方法测出试样的电阻后,就可根据试样的长度和横截面面积计算出其电阻率  $\rho$ 。

#### 四、磁学性能的测定

在电学和磁学中应用的钢中有软磁材料、弱磁材料及硬磁(或永磁)材料。软磁材料有电工用硅钢及铸钢件,弱磁材料有奥氏体合金铸钢及其他反磁性材料,硬磁钢为电气仪表用的永久磁铁。

磁学性能对软磁材料来说,是它们的磁化曲线、磁滞回线、磁导率、剩余磁感应强度,以及在一定磁场强度下的磁感应强度和在一定条件下的铁心损耗;对弱磁(或无磁)材料则是它们的磁导率  $\mu$  或磁化率  $\kappa$  或  $x$  ( $x$  叫做质量磁化率,等于  $\kappa/\rho$ ,  $\rho$  为材料的密度);对硬磁(或永磁)材料来说,是它们在一定磁场强度磁化后的剩余磁感应强度  $B_r$ , 矫顽力  $H_c$  以及最大磁能积  $(BH)_{\max}$ 。

弱磁性物质,其磁化强度  $I$  及磁感应强度  $B$  与磁化磁场强度  $H$  成正比,即

$$I = \kappa H$$

$$B = \mu H$$

$$\mu = 1 + 4\pi k\kappa$$

其中  $\kappa$  和  $\mu$  分别叫作磁化率和磁导率。

铁磁性材料的正常磁化学性能包括磁感强度、磁化曲线、磁导率、磁滞回线、剩余磁感强度及矫顽力等。测定这些磁学性能方法很多,最常用的有直流冲击测定法。其基本原理是测定材料的磁化曲线和最大磁滞回线。当一直流磁场  $H$  作用于完全去磁状态的材料时,在材料中产生磁感强度  $B$ 。当磁场由  $+H$  到  $-H$  来回换向时,磁感强度  $B$  也随磁场变化而从  $+B$  到  $-B$  来回变化。这样反复换向多次达到稳定状态(这种操作叫做磁锻炼)之后, $B$  和  $H$  的关系将为一稳定的封闭回线。这是铁磁性材料的一种特性。但随着  $H$  的增大,磁感强度  $B$  和磁滞回线所包围的面积也随着增大。把各磁滞回线的顶点连接起来,就获得正常磁化曲线,见图 10-5-9 所示的  $OA_1A_2A_3A_4$  曲线。当  $H$  增大至一定值时,磁滞回线面积即不再随着增大,此时的回线叫做最大磁滞回线。从图 10-5-9 可以看出,只有根据最大磁滞回线所确定的剩余磁感强度  $B_r$  和矫顽力  $H_c$  才是单一的数值。因此,在测定  $B_r$  和  $H_c$  时,必须注明在什么条件下获得的。否则所测得的数据是没有什么意义的。

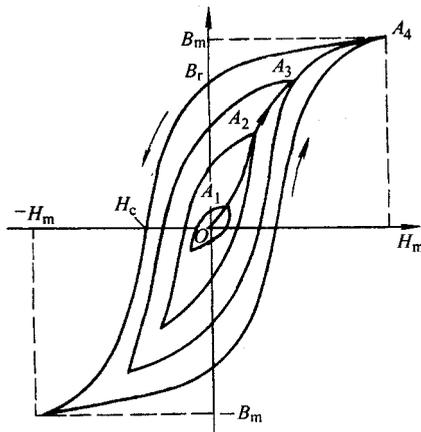


图 10-5-9 磁化曲线和最大磁滞回线示意图

对于电工用硅钢材料在较弱的磁场作用下就能产生很大的磁化强度和磁感强度。但是它们的磁化强度  $I$  和磁感强度  $B$  与磁化磁场强度  $H$  并不呈直线的比例关系,即它们的磁化率  $\kappa$  和磁导率  $\mu$  并不是一个恒量。见图 10-5-10 所示,当完全去磁的铁磁材料被磁化时,其磁感强度  $B$  开始随磁化磁场  $H$  的增加而较缓慢地增加,而后逐渐加快,达一定数值后又逐渐减慢,最后则几乎无所增加。按公式  $B = \mu H$  计算磁导率  $\mu$  时,

则得出图 10-5-11 所示的  $\mu - H$  关系曲线,其中  $\mu_0$  叫做起始磁导率,  $\mu_m$  叫做最大磁导率。

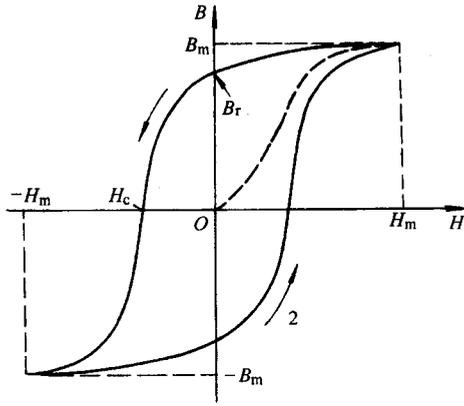


图 10-5-10 铁磁物质的磁化曲线示意图

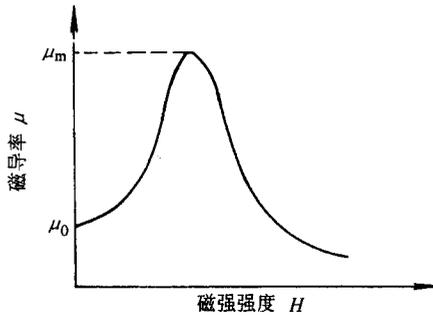


图 10-5-11 铁磁物质的磁导率与磁场强度关系示意图

具体试验方法有磁导计法、圆环形试样法及方圈试样法三大类。国家标准 GB/T3656—1983《电工用纯铁磁性测量方法》中规定用以测定纯铁薄板直流磁感应强度。

### 第三节 钢工艺性能的测定

#### 一、铸造性能测定

1. 钢液流动性的测定 钢的流动性表示钢在液态下充填铸型的能力。同一种钢采

用不同的铸造方法,所铸造的铸件最小壁厚不同。影响钢液流动性因素很多,除铸造方法外,还有铸钢本身性能、钢液温度及其他等因素,主要影响因素见表 10-5-7。

表 10-5-7 影响钢液流动性的主要因素

因素	对流动性影响	原因
凝固潜热	凝固潜热大的流动性好	在相同散热条件下,维持液态时间较长
结晶范围	窄者流动性好	两相中的固相阻碍流动,特别是垂直铸件壁生长的柱状晶,造成粗糙的流动摩擦面,并缩小了有效流动性断面
过热温度	过热温度大的流动性好	在相同散热条件下,维持液态时间较长
铸型条件	1. 激冷作用大者流动性差 2. 表面光滑的铸型流动性好 3. 阻力小者流动性好	铸型激冷作用大者,合金散热较快,则很快失去流动性 铸型表面光洁则钢液摩擦阻力小 浇注系统设置得是否合理,对钢液充满铸型具有重要意义
压头	直浇道压头大者流动性好	压头高者具有较大的位能,则可以转变较大的动能

普遍采用螺旋试样测定流动性,它是由两个基本部分组成:标准的浇注系统,梯型截面,1~1.5m 长的型腔。为了造型方便卷曲呈阿基米德螺旋线状。为了得到三个数据的平均值,可采用一个浇注系统同时充填三个螺旋试样铸型。螺旋试样见图 10-5-12 所示。根据试样的长度即钢液在型中流动的距离评定其流动性。螺旋试样的铸型是砂型,因此这种方法适用于砂型铸造的条件。

为了获得健全的铸件,除了应了解钢的流动性外,在生产上还要正确地控制钢液的浇注温度,使其在熔炼过程中有适当的过热温度。

2. 铸钢的自由线收缩测定(JB/T4022.1—1999) 钢液凝固以后,在冷却到室温的过程中会产生尺寸的收缩。其收缩量与模样标距长度 200mm 的比值用百分率表示,称为线收缩率。铸件没有铸型、芯子或其他部位阻碍时的线收缩称为自由线收缩,反之则称为受阻线收缩。

钢的固态收缩会引起铸件挠曲、变形、开裂或残余内应力。线收缩率越大的钢,产生这些缺陷的倾向也越严重。为了弥补铸件因线收缩而导致的尺寸变化,在生产上对铸件模样给以相应的伸长,通常称为缩尺。

测定线收缩所用的仪器的构造可见图 10-5-13 所示。试验时,将钢液浇入铸型中铸成试样,试样的左端与静位杆 1 铸成一体,右端可以自由移动,此端与动拉杆连接,拉杆与千分表接触,千分表用来计量试样收缩的尺寸。动拉杆及其托板支承在滚珠上,以保证杆在移动时摩擦力小、移动灵活。

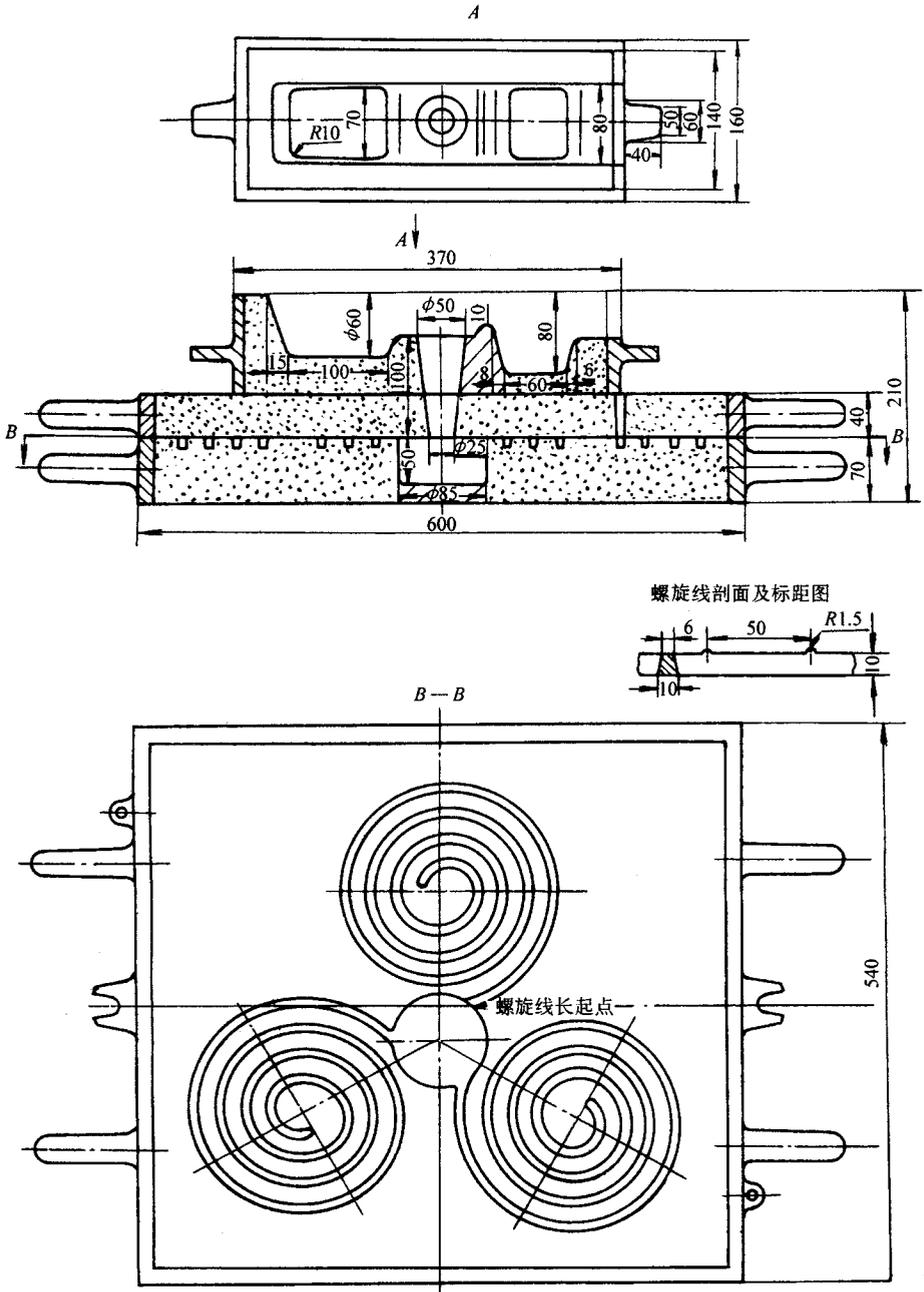


图 10-5-12 测定钢液流动性的螺旋试样

图 10-5-14 是测定用的模样及整体水平铸型示意图,其简单测试方法和计算见表 10-5-8。

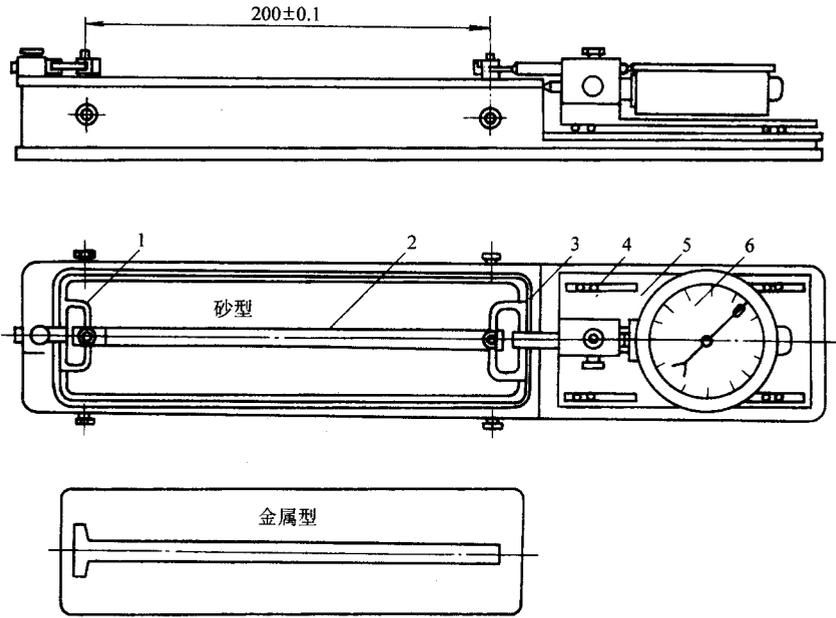


图 10-5-13 铸钢的线收缩仪

1—静拉杆 2—试棒 3—动拉杆 4—滚珠 5—托板 6—千分表

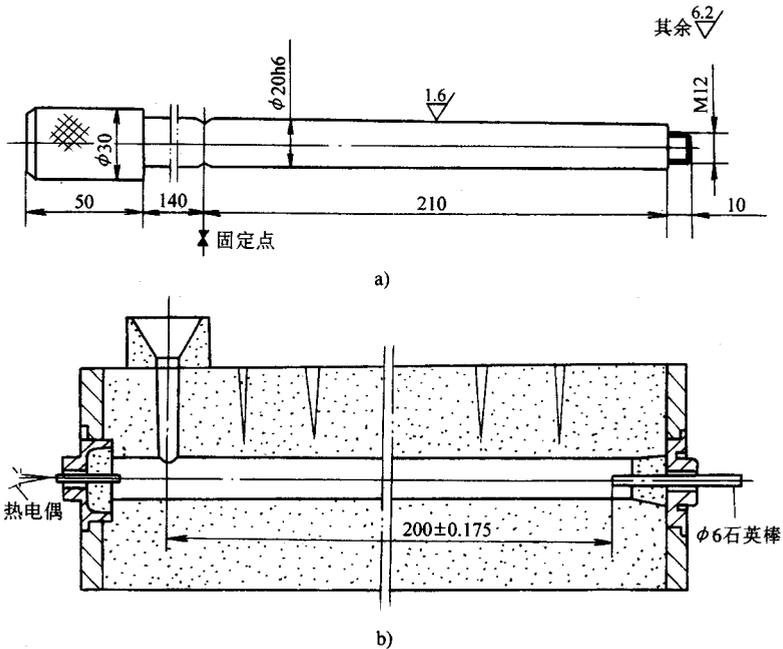


图 10-5-14 测定铸钢的线收缩的模样 a)及铸型示意图 b)

表 10-5-8 线收缩率的测定方法和计算

测定步骤	计 算
1. 采用规定的造型材料及造型工艺 2. 测试时温度为 10~30℃,湿度在 30%~85% 之间 2. 仪器和试样保持绝对水平 4. 自然状态下冷却至室温,外箱表面温度 < 80℃ 5. 试样应在造型完毕后 2h 内浇注,浇注温度应控制在合金液相线以上 50~80℃	自由线收缩率 $\epsilon$ 由下式计算 $\epsilon = \frac{\Delta L}{200} \times 100\%$ 式中 $\Delta L$ —收缩值的指示器读数或记录值

一些钢的线收缩率见表 10-5-9 所示。

表 10-5-9 某些铸钢的线收缩率

序号	钢种	自由线收缩率(%)
1	ZG230—450	2.34
2	ZG15MnMoVCu	2.26
3	ZG20SiMn	2.20
4	ZG35CrMo	2.09
5	ZG40Mn2	2.16
6	ZG00Cr13Ni4Mo	1.98
7	ZG1Cr13	2.20
8	ZG10Cr18Ni9	2.70
9	ZG15Mn2	2.33
10	ZG20Cr	2.45

3. 铸钢的抗热裂性测定(JB/T4022.2—1999) 抗热裂性是指在高温下的热裂倾向。它可从热裂力值和裂纹形态两个方面来判定。可以用热裂试验仪测量。热裂试验仪的构造见图 10-5-15 所示。

试验时,在仪器底座 1 上安放好用规定造型材料及造型工艺制成的热裂试样铸型 6。试样铸型用尾架 2 抵住,并用手柄 3 将尾架固定在仪器底座上。在铸型的左端插入固定端金属型 5。此金属型通过销子 9 固定在尾架上。固定端金属型上的销子孔是圆形的,刚好与销子的直径相配合,而尾架上的销子则是沿水平方向呈长条形的,这样可使销子能够在尾架上沿水平方向移动一定距离。尾架上有固紧螺钉 4 推住销子。通过旋紧固紧螺钉就可以使固定端金属型紧紧抵住试样铸型。试样的铸型右端有一个动拉杆 7,是

在制作试样铸型时埋入的。动端拉杆的一端伸出型外并与框架 13 相连接。在框架与底座的凸出部分 10 之间安装测力环 11, 在测力环的内部装有千分表 12。钢液浇入铸型后就将动端拉杆铸在试样中。当试样收缩时就会牵连框架向左移动, 而这样会使测力环受压缩而产生变形, 从而产生对于试样收缩的阻力。测力环的变形量反应在千分表上。由事先做好的力 - 变形量图中可以换算出试样在收缩过程中所受到的拉力。随着试样收缩过程的进行, 试样所受的拉力越来越大。当试样中的拉应力超过钢在高温下的强度时, 试样就被拉裂。所以从裂纹形态, 可分为透裂、明显环裂、断续环裂、微裂和不裂 5 种。

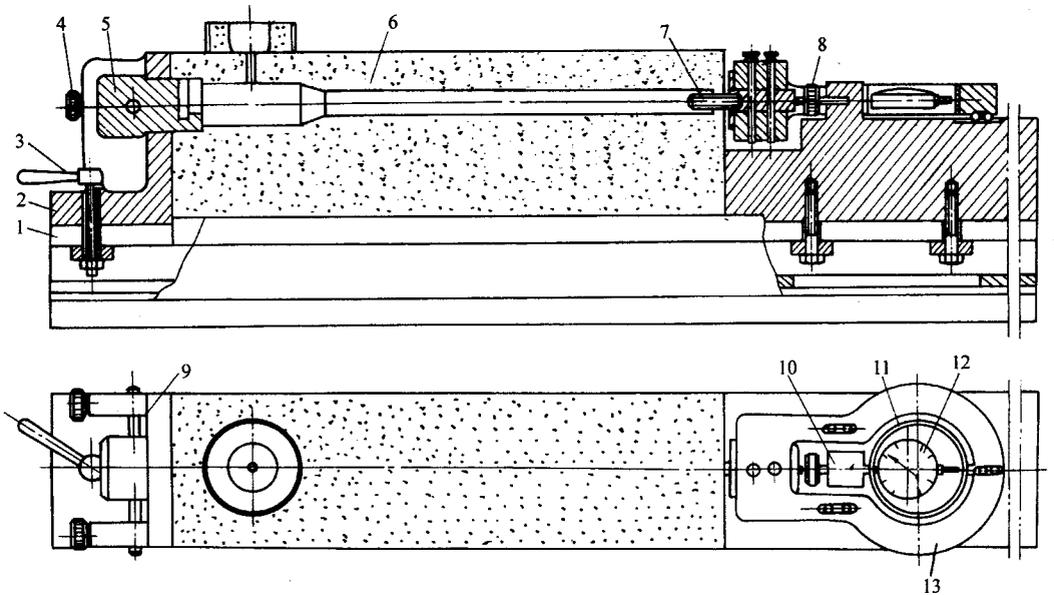


图 10-5-15 铸钢的热裂试验装置

- 1—仪器底座 2—尾架 3—手柄 4—固紧螺钉 5—固定端金属型；  
6—试样铸型 7—动端拉杆 8—预调螺钉 9—销子 10—底座的凸出部分；  
11—测力环 12—千分表 13—框架

热裂试样模样图见图 10-5-16 所示。试样顶端一段为  $\phi 35\text{mm}$ , 这部分冷却较慢, 因此这一段与  $\phi 20\text{mm}$  的一段相比, 停留在高温状态下的时间长, 热裂往往产生在粗的一段上。为了测量钢在发生热裂时的温度, 还可以在砂型中发生热裂的位置埋设一个热电偶。

测力环的刚度不宜过大或过小。只有刚度适宜, 才能清楚地显示出力 - 变形量的关系。测力环的刚度主要是由它的尺寸所决定的, 因此, 测力环的尺寸应经过试验确定。

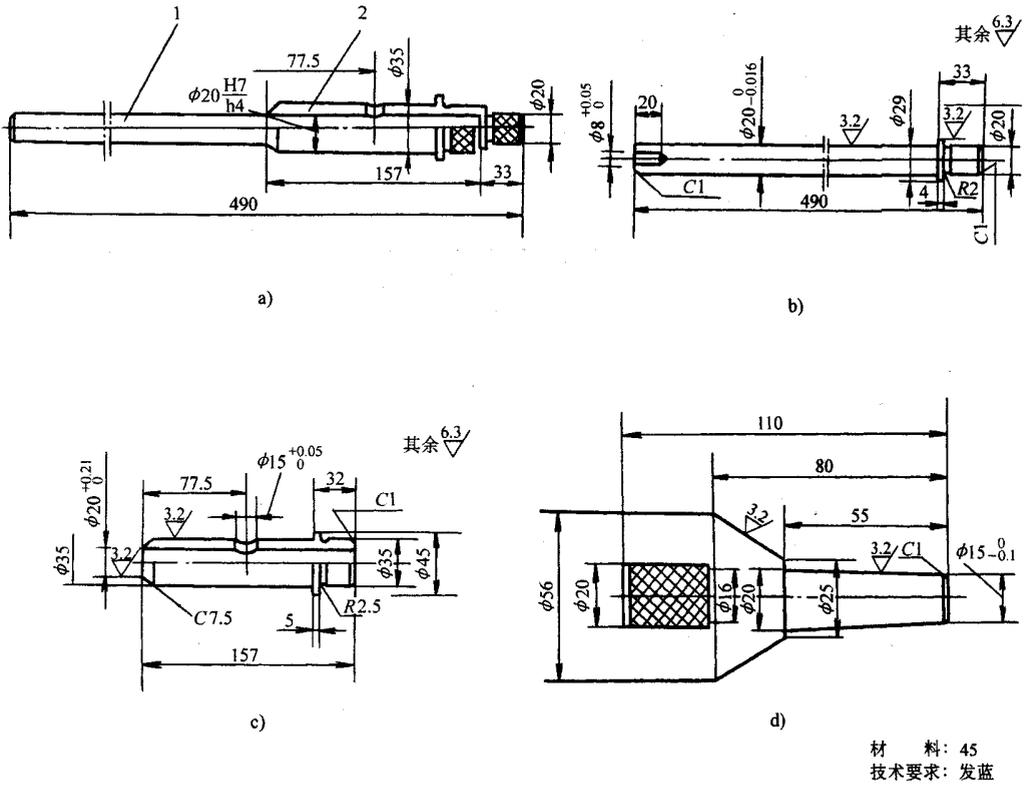


图 10-5-16 热裂试样模样图

a) 模样总图 b) 模样模芯 c) 模样模套 d) 外浇口、直浇道模样  
1—模样模芯 2—模样模套

为了测量试样在收缩过程中所受的拉力,也可以采用比测力环和千分表更灵敏和操作方便的测力元件,例如适宜型号的电阻式荷重传感器等。

#### 4. 铸件应力的测定

(1) 内应力分类。铸造应力是模腔内的铸件凝固后固态冷却进入弹性变形区范围内由于收缩(或膨胀)受阻而在铸件内部形成内应力。根据应力的成因可将铸造应力分为热应力、相变应力和阻碍应力三种,其可以是拉应力,也可以是压应力。当铸件开箱后,铸件内应力则仅含热应力和相变应力两种。通常相变应力在低温范围内(非相变区)数值很小,其主要是热应力在起作用。

(2) 应力测定。应力测定方法较多,其基本原理均相同,生产中常用的有应力框测定法和直测法。它们均是将试件或铸件内原先存在的正负(拉压)两种相互平衡的应力状态破坏,使试件或铸件发生变形,再通过测量形变量来求得铸造内应力。残余内应力的

非破坏性测定可采用磁性或 X 射线衍射法,市场上均有专职的商品化仪器。在此仅介绍应力框测定法。

图 10-5-17 是普通的一种应力框,铸造时两侧杆断面小,先冷却而阻碍厚断面的中间杆的自由收缩,因此铸造应力使两侧杆受压、中间杆受拉。

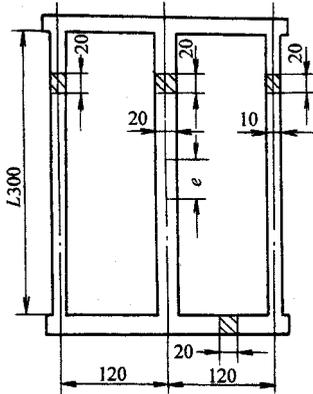


图 10-5-17 应力框尺寸

试验方法用读数显微镜等测下中间杆,在中间部位打两个点,两点距离为 6~10mm。然后在两点间用钢锯将中间杆锯断,测得两点距离  $l_2$ 。则中间杆所受的拉伸应力  $\sigma$  可由下式求得:

$$\sigma = E\varepsilon = E \frac{l_1 - l_2}{l_1} \quad (10-5-10)$$

式中  $\varepsilon$ ——应变,  $\varepsilon = (l_1 - l_2) / l_1$ ;

$E$ ——弹性系数,查表可得 ( $\text{kg}/\text{mm}^2$ );

$l_1$ ——锯断前中间杆长度 (mm);

$l_2$ ——锯断后中间杆长度 (mm)。

试验时可用同牌号钢液浇注 6 个应力框,分做两组。第 1 组的 3 个,铸态时锯断,测得应力,求平均值  $\sigma_{\text{铸}}$ 。第 2 组 3 个,随铸件一起进行消除应力的时效处理,然后测得退火后的应力框的残余应力,取平均值  $\sigma_{\text{退}}$ ,这样可以计算出应力消除的程度  $\psi$ 。

$$\psi = \frac{\sigma_{\text{铸}} - \sigma_{\text{退}}}{\sigma_{\text{铸}}} \times 100\% \quad (10-5-11)$$

应力框测定法的优点是不破坏铸件,并较简便的测得结果。缺点是应力框结构和铸件结构差异较大,所测数值对铸件只有一定的参考价值。

应力框尚有一些其他形式,见图 10-5-18 所示。

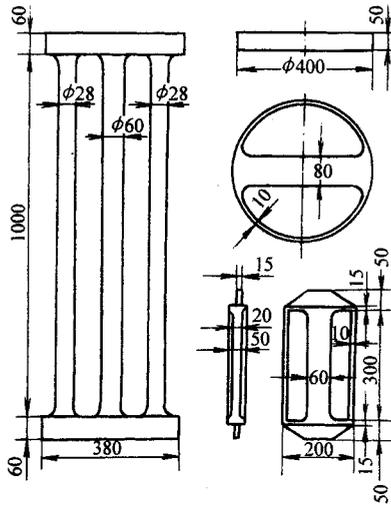


图 10-5-18 各种应力框形式

## 二、焊接性能的测定

钢的焊接性能一般是指钢适应常用的焊接方法和焊接工艺性能。焊接性能包括两个方面的概念:第一是焊接加工时钢形成完整焊接接头的能力;第二是已焊成的焊接接头在使用条件下安全运行的能力。

对铸件来说,焊接是用来焊补铸件的缺陷,修整铸件,或者将两个或数个铸件焊接成装配部件。

铸钢件的焊接性能与其焊接工艺有关,不同的钢种可采用不同的工艺以获得良好的焊接接头。碳素铸钢及低合金钢的焊接性能主要取决于它们的化学成分及热处理。碳的质量分数低于 0.3% 及锰、硅含量低的碳素铸钢不需任何措施即可焊接。碳的质量分数高于 0.3% 的碳素钢铸件焊接前最好需进行预热(焊条在施焊前进行烘干),采用低氢焊条,以降低焊缝的含氢量,因为氢是造成焊缝热影响冷裂纹的重要因素之一。对于铸钢的焊接裂纹敏感性的判断有间接评价法与焊接性试验法。

### 1. 铸钢的焊接裂纹敏感性间接评价法

(1) 碳当量法 焊接热影响区的淬硬和冷裂倾向与钢的化学成分有直接关系。因此以铸钢的化学成分可用来评价它的热影响区淬硬和冷裂倾向。又因为碳是各种合金元素中对钢的淬硬、冷裂影响最明显的元素,所以习惯于把各种合金元素对淬硬、冷裂的影响都折合成碳的影响。碳当量就是把各种合金元素按相当于若干碳含量的办法总和起来。通过实践,可以对于各种合金元素得出相应的系数,最后总结成碳当量公式。较常

用的两种即日本焊接学会 (JIS) 和国际焊接学会 (IIW) 规定的碳当量公式。

$$CE = w(C)\% + \frac{w(Si)\%}{24} + \frac{w(Ni)\%}{40} + \frac{w(Cr)\%}{5} + \frac{w(Mo)\%}{14} + \frac{w(V)\%}{14} \quad (\text{JIS})$$

$$CE = w(C)\% + \frac{w(Mn)\%}{6} + \frac{w(Cr + Mo + V)\%}{5} + \frac{w(Ni + Cu)\%}{15} \quad (\text{IIW})$$

计算碳当量时,元素含量均取其成分范围的上限。CE 越高,钢的淬硬性倾向越大,热影响区冷裂倾向也越大。

(2)冷裂纹敏感系数 碳当量法只考虑铸钢母材的化学成分,而忽略了焊件厚度、焊缝含氢量等重要因素,不可直接用于判断是否可能发生裂纹。为此有人对 200 多种钢进行了大量实际试验,求出铸钢焊接冷裂纹敏感系数  $P_C$  如下:

$$P_C = w(C)\% + \frac{w(Si)\%}{30} + \frac{w(Mn)\%}{20} + \frac{w(Cu)\%}{20} + \frac{w(Ni)\%}{60} + \frac{w(Cr)\%}{20} + \frac{w(Mo)\%}{15} + \frac{w(V)\%}{10} + 5w(B)\% + \frac{h}{600} + \frac{H}{60}$$

式中  $h$ ——件厚 (mm);

$H$ ——焊缝金属中扩散氢含量 (mL/100g)

$P_C$  式的适用范围如下:

$w(C) = 0.07\% \sim 0.22\%$ ;  $w(Si) = 0\% \sim 0.60\%$ ;  $w(Mn) = 0.40\% \sim 1.40\%$ ;  $w(Cu) = 0\% \sim 0.50\%$ ;  $w(Ni) = 0\% \sim 1.20\%$ ;  $w(Cr) = 0\% \sim 1.20\%$ ;  $w(Mo) = 0\% \sim 0.70\%$ ;  $w(V) = 0\% \sim 0.12\%$ ;  $w(Nb) = 0\% \sim 0.04\%$ ;  $w(Ti) = 0\% \sim 0.05\%$ ;  $w(B) = 0\% \sim 0.005\%$ ;  $h = 19 \sim 50\text{mm}$ ;  $H = 1.0 \sim 5.0\text{mL}/100\text{g}$

用  $P_C$  值来判断钢在焊接时的冷裂敏感性比 CE 更好。通过实验还得了在斜 Y 形坡口对接裂纹试验时,为防止裂纹所要求的最低预热  $t_p$  如下式:

$$t_p = 1400P_C - 392 \quad (^\circ\text{C}) \quad (10-5-12)$$

2. 普通低合金铸钢的焊接性试验 焊接性试验包括抗裂性试验和使用性焊接性试验两个方面。

(1)抗裂性试验。焊接普通低合金钢,特别是强度较高的低合金钢时的主要问题,是容易产生冷裂纹,包括热影响区的冷裂纹和熔合线附近发生的延迟性裂纹。对于各钢种,影响这些裂纹发生的主要因素是氢的含量、焊接时冷却速度以及焊接过程中的应力。抗裂性试验方法,就是结合产品特点 and 钢种,根据以上三个因素的影响而制订的。

1)抗裂性试验方法的选择 抗裂性试验方法很多,常用的方法见表 10-5-10 所示。这几种试验方法有相似的地方,选择其中一、二种方法即可。斜 Y 形坡口焊接裂纹试验和对接接头刚性拘束试验是两种十分相似的试验方法,适于试验焊缝和平共处热影响区

的裂纹倾向,可变刚性试验的刚度比前两种方法要小一些,如果感到前两种试验方法的刚度过严,超出实际条件时,可以选用该试验方法;T形接头试验是惟一的一种试验角焊缝的抗裂试验方法,当结构中有T形、十字形等角接形式时,可以选用这种方法。

表 10-5-10 抗裂试验方法

试验方法	产生的主要裂纹类型	可反映的裂纹
斜Y形坡口焊接裂纹试验	热影响区冷裂纹	焊缝冷裂纹和热裂纹
对接接头刚性拘束试验	焊缝金属的冷或热裂纹	热影响区冷裂纹
可变刚性试验	焊缝根部的冷或热裂纹	热影响区冷裂纹
T形接头试验	热影响区冷裂纹	焊缝金属裂纹

2)抗裂试验结果的评定及应用:抗裂试验结果的评定一般用比较的办法,即把未知焊接性的材料与已知焊接性的材料进行对比,以裂或不裂为标准。

对抗裂性试验中产生的裂纹,首先要分析具体产品的钢种、缺陷特点、结构等,选用合适的试验方法,然后再对试验结果进行分析。不应孤立的以某种抗裂试验结果,轻易得出焊接性好或不好的结论。

(2)使用性焊接性试验。焊补或焊接件还应考虑焊后的性能变化,看它是否会影响使用的安全可靠。对焊接接头各个部位的塑性、韧性试验,是了解以上性能的主要方法,这就是使用性焊接性试验。

目前的常规力学性能试验中,冲击试验和弯曲试验等,已在一定程度上反应了焊接接头的使用性能。

### 三、切削性能测定

钢的切削性能是一种综合性能,目前尚没有一定标准,也没有确切的试验方法。一般是按刀具寿命、切削抗力大小、被加工铸件表面粗糙度和切屑排除难易程度加以衡量。这四项既各自独立而又互相联系,要在所有的切削条件下同时满足四项要求是困难的,有时是矛盾的,适当提高被切削钢的硬度可以改善表面粗糙度,但刀具寿命降低。

评定钢切削比较常用的方法如下:

(1) $v_{60}$ 即刀具寿命为60min的切削速度。此法是在试验室测定的切削性方法,能较全面地反映钢的切削性,但费时费料,测定麻烦。

(2)在实际生产中,一般都简便地比较在相同的刀具和切削条件下,刀具每刃磨一次所能加工的合格零件数作为评定依据。

### (3) 钢的化学成分对切削性能的影响

1) 硫的影响 硫与锰和铁形成 $(Mn, Fe)S$ 夹杂物。它能中断钢基体的连续性,促使形成卷曲半径小而短切屑,减少切屑不能粘附在刀刃上。因此,硫能降低切削力和切削热,减少刀刃磨损,降低铸钢件表面粗糙度值并提高刀具寿命,改善切削中的排屑情况。

低碳钢的切削性通常是随含硫量提高而不断改善。但铸钢的硫质量分数不应大于0.05%,含硫量过高将使焊接性能变坏。并导致热脆性,易形成热裂。

2) 碳的影响 碳决定着钢的强度、硬度和韧性,从而决定着刀具的磨损情况和零件的表面粗糙度。

$w(C) \leq 0.25\%$ 时,钢的切削性随含碳量的增加而改善。含碳量过低,组织中有大量铁素体,钢的硬度和强度很低,切屑易粘着于刀刃上形成刀瘤,加之切屑是撕裂断落,以致切削性降低,零件表面粗糙度变粗。 $w(C) > 0.25\%$ ,则组织中的珠光体增加,硬度增加,使切削抗力增加,加剧刀具的磨损。

3) 磷的影响 磷对钢的切削性改善较弱,磷固溶于铁素体中,能提高铸钢的硬度和强度并降低韧性,使切屑易于断裂和排除,铸件表面粗糙度值降低。

4) 氮和氧的影响 氮提高钢的强度,也增加脆性,有利于形成短碎的切屑,氮的质量分数达0.001%时对切削性有利。含量过高,强化作用增强,使刀具寿命降低。

5) 硅和铝的影响 硅和铝对钢的切削性能起有害作用。硅部分固溶于铁素体中,增加硬度,部分与氧结合形成硬度较高的氧化硅夹杂物,使刀具磨损增加,故硅含量宜低。铝在钢中也形成高硬度的 $Al_2O_3$ 质点,使刀具磨损增加。

硅和铝加入钢中会降低钢中氧含量,使硫化物呈细长条状分布,也使切削性能恶化。

## 四、温度的测定

1. 测温装置 在生产上通常使用的测温装置为热电偶和二次仪表(毫伏计,电子电位差计)。此外还有光学高温计、水银温度计(450℃下)等。

(1) 热电偶。热电偶是使用最广泛的测温元件。它具有结构简单、使用方便、测量精度高、测量范围宽便于远距离传送与集中检测等优点。

图10-5-19为工业用热电偶的示意图,它由两根不同材料的导线A和B所组成。其一端是互相焊接的,形成热电偶的工作端也称热端,将它插入待测介质中测量温度。其另一端称自由端也称冷端,用连接导线引出与测温仪表连接。如果热电偶的工作端与自由端存在温度差时,二次仪表将会指示出热电偶中所产生的热电势。

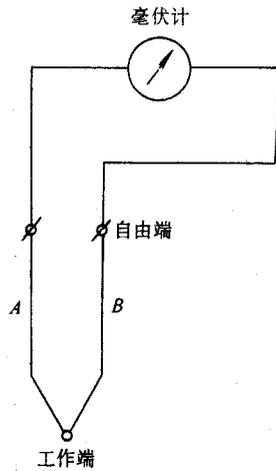


图 10-5-19 热电偶示意图

热电偶中所产生的热电势随工作端温度升高而增大,其大小只与热电偶的材料和热电偶两端的温度有关,而与热电偶的长度与直径无关。因此,如果热电偶材料一定,又保持自由端温度恒定,则热电势的大小只随工作端温度变化而变化。

热电偶材料的要求是:能抗氧化性(或还原性)气氛的侵蚀;组成的热电偶产生的热电势大、测量范围宽;材料的电阻率和电阻温度系数低;加工性良好。常用的热电偶有铂铑-铂、铂铑-铂铑、镍铬-镍硅(镍铬-镍铝)、镍铬-考铜等。各种热电偶的基本特性及适用的测量温度范围,见表 10-5-11 所示。

表 10-5-11 常用热电偶的基本特性及测量温度范围

热电偶名称	型号	分度号	热电偶材料			测量温度范围/℃		误差	主要优缺点
			极性	识别	化学成分 (质量分数)	长期使用	短期使用		
铂铑-铂	WRLB	LB-2	+	较硬	铂 90% 铑 10%	0~1300	0~1600 0~1800	±0.5%	使用温度范围广,性能稳定,精度高,热电势较大,宜在还原性气氛中使用,价格贵
			-	柔软	铂 100%				
镍铬-镍硅 (镍铬-镍铝)	WREU	EU	+	无磁	铬 10% 镍 90%	0~900	0~1100	±1%	价格便宜,热电势大,灵敏度高,宜在还原性及中性气氛中使用,均匀性较差,线质硬
			-	有磁	硅 3% 镍 97%				

热电偶名称	型号	分度号	热电偶材料			测量温度范围/℃		误差	主要优缺点
			极性	识别	化学成分 (质量分数)	长期使用	短期使用		
镍铬-考铜	WREA	EA	+	色较暗	镍 90% 铬 10%	0~600	1~800	±1%	价格便宜,热电势更大,灵敏度高,宜在还原性气氛中使用,均匀性差,线质硬,易氧化
			-	银白色	镍 44% 铜 56%				

热电偶的热电势与工作端温度和自由端温度的差别有关,从测量的要求出发,希望自由端温度不变。一般自由端都距热源较近,因而温度波动较大。为克服这一影响,常用补偿导线把热电偶的冷端延长到温度稳定的地方,当显示仪表带有自由端温度补偿时,则将补偿导线一直接到仪表上,见图 10-5-20 所示。补偿导线实际上是一对化学成分不同的金属丝,在 0~100℃ 范围内与其所配的热电偶具有相同温度的热电势关系,但其价格却比相应的热电偶便宜得多,常用的补偿导线见表 10-5-12 所示。

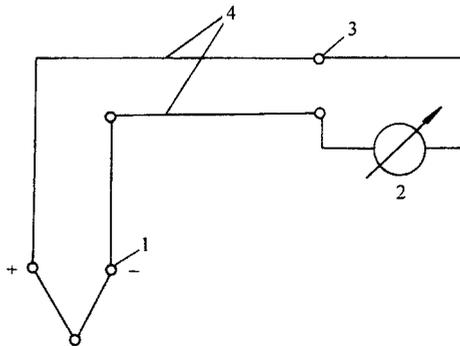


图 10-5-20 热电偶补偿导线的连接

1—原冷端 2—仪表 3—新冷端 4—补偿导线

表 10-5-12 常用热电偶补偿导线

热电偶名称	补偿导线				代号	工作端为 100℃, 自由端为 0℃时的热电势/mV
	正极		负极			
	材料	颜色	材料	颜色		
铂铑-铂	铜	红	镍铜	绿	S	0.64 ± 0.03
镍铬-镍硅 (镍铬-镍铝)	铜	红	康铜	蓝	K	4.10 ± 0.15
镍铬-考铜	镍铬合金	褐色	考铜	黄	E	6.9550.3

用热电偶测温时,要注意因自由端温度变化而受的影响。消除这种影响可以采用调整仪表指针起始法与修正系数法。

1)调整指针起始位置法:与热电偶配套的仪表,多是直接指示温度值的。调整时,可以将仪表指针刻度调整到已知的自由端温度的刻度线上,这就等于补上了由于自由端温度变化而被抵消的热电势。以后,仪表的指示值就是工作端的实际温度。

2)修正系数法:用修正系数  $k$  来计算工作端的实际温度。其计算公式如下:

$$t = t_1 + kt_0 \quad (10-5-13)$$

式中  $t$ ——工作端真实温度,

$t_1$ ——仪表指示温度;

$t_0$ ——自由端温度;

$k$ ——修正系数,取决于热电偶的种类及所测温度范围(查表 10-5-13)。

表 10-5-13 热电偶自由端的修正系数  $k$

指示温度 /°C	补偿导线 种类	S	K	E
0		1.0	1.0	1.0
20		1.0	1.0	1.0
100		0.82	1.0	0.9
200		0.72	1.0	0.83
300		0.69	0.98	0.81
400		0.66	0.98	0.83
500		0.63	1.0	0.79
600		0.62	0.96	0.78
700		0.60	1.0	0.80
800		0.59	1.0	—
900		0.56	1.0	—
1000		0.55	1.07	—
1100		0.53	1.11	—
1200		0.53	—	—
1300		0.52	—	—
1400		0.52	—	—
1500		0.53	—	—
1600		0.53	—	—

(2)毫伏计、电子电位差计。毫伏计的结构简单,价格便宜,使用方便,并适用于高、

中、低温。但因精度不高,其应用受到一定限制。

热处理用的毫伏计,有指示式毫伏计和调节式毫伏计两大类(见图 10-5-21)。前者仅能测量指示温度,常用型号有 X CZ-101 等,后者则除了测量指示温度外,还能自动调节炉温,其常用型号有 X CT-101 等。

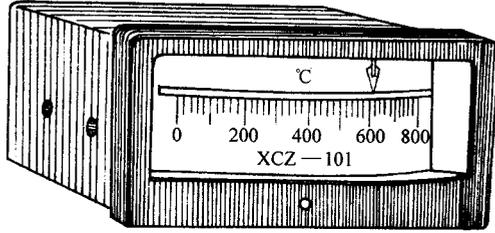


图 10-5-21 毫伏计的外形示意图

常用的电子电位差计为晶体管式(XW 和 EH 系列两种)。晶体管式仪表重量轻,体积小,抗干扰性能好,应用广泛,图 10-5-22 为 XWB-101 型电子电位差计的外形图。

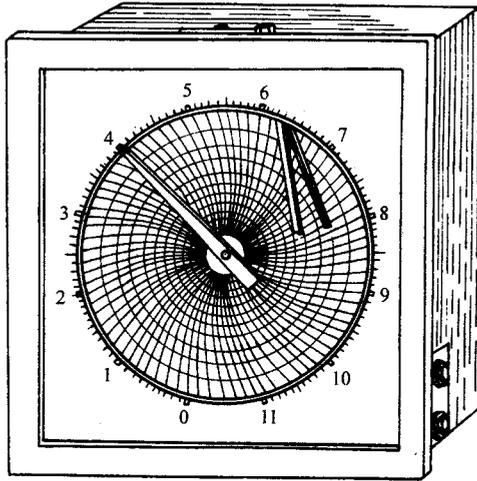


图 10-5-22 电子电位差外形图

电子电位差计是一种精确可靠的仪表,它比毫伏计的结构复杂,成本较高,但测量准确度高,并能够自动记录和控制加热炉温度的变化。因而,在热处理生产中应用极为广泛。电子电位差计的结构原理见图 10-5-23。

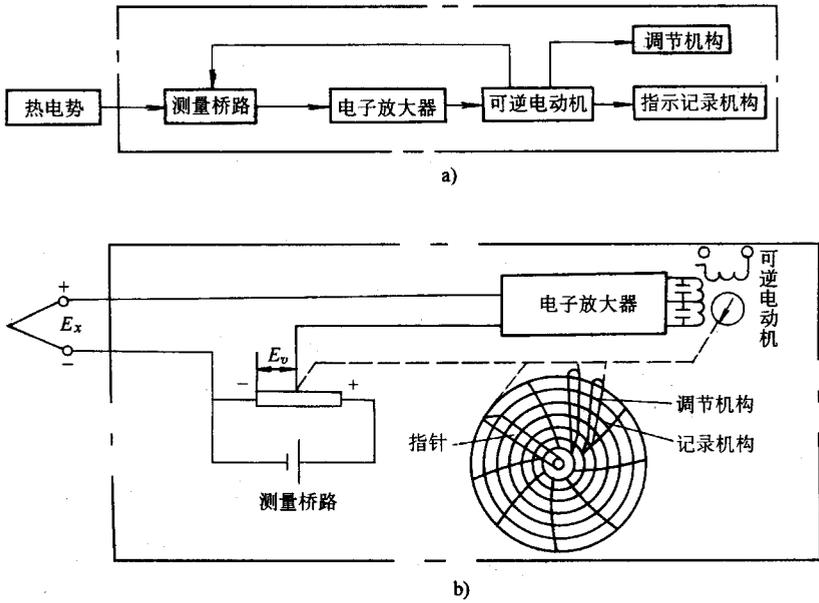


图 10-5-23 电子电位差计结构原理图

a) 方框图 b) 原理图

(3) 微型快速热电偶。微型快速热电偶测温是将其直接插入钢液熔池，主要优点是测量精度高、误差小，它反映钢液的真实温度，是目前炼钢测量温度的主要手段。

电炉钢液熔池温度不均匀，在测温前应先搅动钢液（对小型电炉来说），热电偶插入位置应在炉门与电极间渣面下约 150mm 处。

微型快速热电偶的偶丝是 PtRh10 - Pt 或 PtRh10 - PtRh6，测温极限为 1600 ~ 1800℃。热电偶丝用石英管作保护套管。

微型快速热电偶结构见图 10-5-24。

(4) 光学高温计。光学高温计是利用特制光度灯的灯丝亮度与被测物体亮度相比较的方法而进行温度测量的。根据灯丝亮度与温度之间的对应关系，即可得出被测物体在相同亮度下的温度，其原理见图 10-5-25。

光学高温计的使用方法，可详见各种型号的使用说明书。

如被测物体是绝对黑体，则光学高温计测得数字即为物体的实际温度。实际上除炉膛内所测的温度外，被测物体都不是绝对黑体，光学高温计测得的温度与物体的实际温度有一定的差别，需用物体的黑度系数修正。在生产条件下，如只要求在同样条件下进行比较，也可不予修正，但在记录测定值时应注明是未经修正数值。

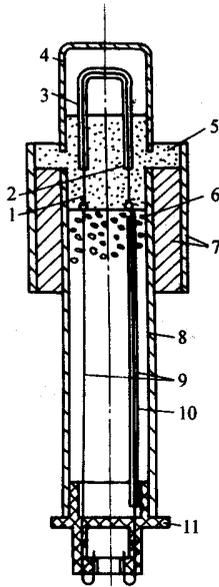


图 10-5-24 微型快速热电偶结构图

1—铂铑丝 2—铂丝 3—石英管 4—铝皮罩 5—耐火水泥 6—棉花；  
7、8—马粪纸外壳 9—连接导线 10—塑料绝缘管 11—塑料插座

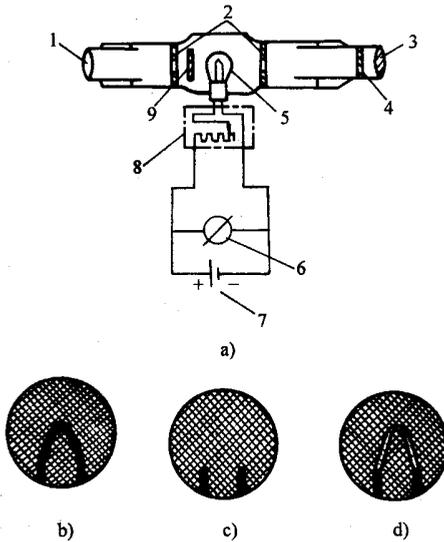


图 10-5-25 光学高温计的结构及原理示意图

a) 光学高温计构造原理 b) 灯丝温度比物体温度低；  
c) 灯丝温度等于物体温度 d) 灯丝温度比物体温度高

1—物镜 2—光圈 3—目镜 4—红色滤光镜 5—灯泡 6—温度指示仪表；  
7—电池 8—调节变阻器 9—吸收玻璃

## 2. 测温方法

(1) 炉内(或浇包)间断测温。采用热电偶直接插入钢液内部,测量钢液温度是最主要的炉内测温方法。它具有测量精度高,误差小的优点。测温点通常选在熔池的中间层,这样较有代表性。为使热电偶免受钢液的侵蚀和粘结,热电偶结构上均有非金属的保护管和防渣管保护。通常有两种形式,更换保护管式和微型快速式。微型快速式热电偶采用更换测温插头的方式,测温插头插入测温枪座上,3~5s即显示读数,8~10s烧损,仅供一次使用。

测温的热电偶丝用于高温的主要有铂铑和钨钼两种,后者的测温极限为2000℃。由于热电偶丝在高温下易被氧化或被还原气氛所沾污,在经过十余次的使用后,应将焊接热节点剪去,重新焊接。

由于钢液测温是在较紧张的生产条件下进行的,为保证测温在短暂的时间内完成,必须做好各项准备工作,如保持测试仪表和热电偶迅速投入状态,连接补偿导线保持完好、热电偶间绝缘良好、接点接触良好等。

## (2) 炉外测温

1) 钢液结膜测温法:根据不同牌号的钢液其表面结膜时间的不同来间接判断钢液温度的高低,该方法简单易行,在生产中广泛应用,但往往受生产条件影响较大,某些钢种温度可规定的结膜时间见表10-5-14。常用的取样勺尺寸见图10-5-26,其盛钢液重量约1kg。

表 10-5-14 出钢要求钢液结膜时间

钢 号	结膜时间/s
ZG200—400	35~50
ZG230—450	35~50
ZG270—500	30~40
ZG310—570	30~40
ZG340—640	30~40
18CrMnTi	35~45
20Cr	32~42
20Cr2Mn2Mo	32~42
ZG35Mn	30~40
ZG35Mn2	30~40

钢 号	结膜时间/s
ZG35CrMo	30 ~ 40
35CrSiMnMo	30 ~ 40
ZG40Cr	30 ~ 40
50Mn	28 ~ 38
65Mn	28 ~ 38

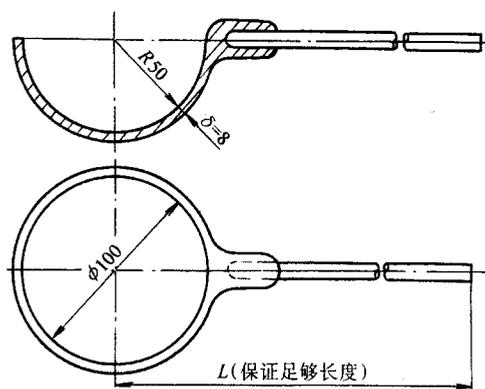


图 10-5-26 测温取样与尺寸图

2) 钢液沾勺测温法, 对于含铬高或铝高的合金钢, 因表面迅速生成氧化薄膜而不能  
用结膜法测温, 可采用沾勺法。测定时可用几个取样勺同时取钢液, 然后去静置不同秒  
数后将钢液倒出, 观察钢液开始沾勺时所对应的静置秒数, 以该秒数来作为钢液温度  
的指示范围, 即沾勺秒数对应钢液温度。表 10-5-15 为某些高合金钢的出钢温度所规定  
的钢液沾勺秒数。

表 10-5-15 某些高合金钢出钢所要求的沾勺时间

钢 号	沾勺时间 /s	对应的钢液 温度/°C
ZG10Cr13Si3	28 ~ 35	1540 ~ 1560
ZG20Cr19Mo2RE	30 ~ 35	1580 ~ 1600
ZG10Cr18Ni9Ti	32 ~ 40	1620 ~ 1640
ZG10Cr18Ni12Mo3Ti	30 ~ 38	1610 ~ 1630
ZG10Cr18Mn13Mo2CuN	45	1550 ~ 1570
ZG10Cr17Mn9Ni13Mo3Cu2N	45	1550 ~ 1570

(3) 钢液连续测温。连续地测定钢液熔炼过程中各阶段的温度参数,对提高铸钢的产量和质量、缩短冶炼时间和实现炼钢自动化具有重要意义。我国较成功的连续测温是采用以钨铼热电偶作一次测温元件埋入接触式的测温方法。其结构是金属陶瓷管作热电偶外套管,高纯氧化铝作内套管,二次仪表用电子电位差计。对电弧炉炼钢,热电偶安装在与出钢口中心线成  $30^\circ$  夹角,距炉底 245mm 处(对熔池深为 400mm 者),测温头伸入炉内 25~30mm。符合拆换方便,测温准确和无妨炉前操作的原则。对钢液包的连续测温其方法和原则均与前述相同。这样通过测温元件传出的指示温度的电势信号,在二次仪表上可直接读出钢液的实际温度及在熔炼或浇注过程中其变化的规律。

## 第四节 钢的无损检测和质量分级

无损检测是在不损伤铸件和材料的试验条件下,检测其表面或内部宏观缺陷的方法,也称无损探伤。无损检测的方法很多,生产中广泛采用的有以下四种。

### 一、射线探伤

1. 基本原理 利用 X 射线或  $\gamma$  射线在穿透物质过程中,与物质相互作用,而使其强度被吸收和散射衰减的性质,在感光胶片上可得到与材料内部结构和缺陷相对应的黑度不同的图像。从图像的形态、数量、大小、方位、分布状况及黑度等判别其性质,再根据缺陷的性质、尺寸和数量对缺陷分类评级,从而获得关于铸件内部缺陷的种类及其严重程度的资料,实行对铸件适用性的评估。

射线在物质中的衰减规律,可用公式表示,即

$$J = J_0 e^{-\mu\delta} \quad (10-5-14)$$

式中  $J$ ——射线透过厚度为  $\delta$  的缺陷后的强度;

$J_0$ ——透过无缺陷存在时的射线强度;

$\delta$ ——缺陷在透射方向的厚度;

$\mu$ ——在该材料中射线的衰减系数,由实验得出。

图 10-5-27 为射线探伤示意图。

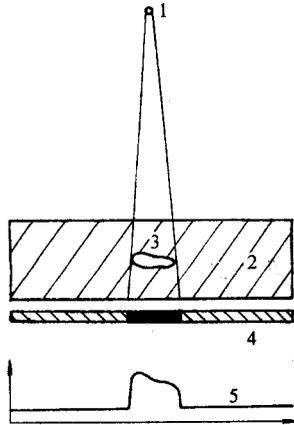


图 10-5-27 射线透照探伤示意图

1—射线源 2—被检测的铸件 3—被检测铸件中缺陷 4—缺陷成像的照相底片；  
5—胶片经冲洗后的感光黑度分布

2. 射线探伤灵敏度和像质计 射线探伤灵敏度是指发现铸件内最小缺陷的能力。实际上,由于铸件中缺陷的性质、位置、取向、数量、尺寸等因素影响,在照相过程中其探伤灵敏度是由其照相图像的质量所决定的。现引入一可定量的照相灵敏度的概念,其定义为

$$K = \frac{d}{\delta} \times 100\% \quad (10-5-15)$$

式中  $K$ ——以百分数表示的射线照相灵敏度；  
 $d$ ——射线照相底片与可判别的最细直径( mm )；  
 $\delta$ ——铸钢中被透照的厚度( mm )。

使用一种衰减系数与铸件相同,由同种材质制作的,其形状和尺寸已知的器件作为照相图像质量的指示器,称之为像质计或透度计。常用的有以金属不同线径表示照相灵敏度的线型像质计和不同孔径或槽宽的孔型、槽型像质计(见图 10-5-28)。像质计的线(孔、槽)径用像质指数来表示。指数值越大,图像质量越差,这样射线探伤灵敏度可间接用像质指数,即可识别最细的线径、孔径或槽宽来表示。像质计是度量照相质量等级的一种工具,它并不表示能够检测铸件中缺陷的真实大小。

### 3. 特点和应用范围

(1) 射线探伤的最大优点是只要在照相灵敏度范围内,铸件中的内部缺陷都可在胶片上看到,直观且易于判断缺陷性质。

(2) 对体积性缺陷(如气孔、缩孔、缩松、夹砂、夹渣)具有较高的检测灵敏度;对平面

型缺陷(如裂纹、未熔合等)具有一定的灵敏度。但当铸件厚度大于 40mm 时,射线探伤不易发现大面积缩松类缺陷,对微小裂纹的检测灵敏度也较低。

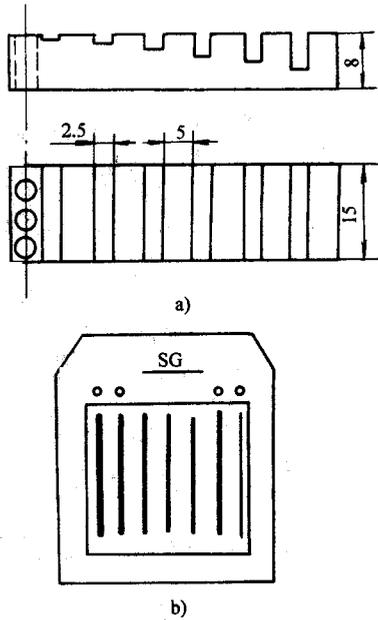


图 10-5-28 射线探伤常用的两种人工缺陷像质计形式

a) 槽型像质计 b) 金属丝像质计

(3) 胶片可存档,易于长期保存,备查和进行重新核对。

(4) 需较大的设备投资和专用场地,成本较高、检测周期较长,不适用快速,批量大的铸件检验。

#### 4. 照相图像分析和质量等级分类

(1) 图像分析。底片上成像的铸件宏观内部缺陷分成气孔、夹砂和夹渣、缩孔和缩松、内冷铁未熔合和芯撑未熔合、热裂纹和冷裂纹五类。对其性质的判别以对被探铸件的铸造工艺有所了解为前提。

1) 裂纹类缺陷在底片的图像是窄的暗线条,形状取向无规律,有的笔直,有的基本笔直,但其两端是尖锐状、头部不圆浑。一般在铸件的热节点或截面陡然变化的交接处发现。

2) 气孔表现为圆形或椭圆形暗点,有时带有尾巴,有时成群分布,有的单个、尺寸不定。成群时,图像往往重迭,形态较不规则。常出现在铸件最后凝固、气体汇集,又无法逸出处。针状气孔的形成由于属反应侵入型,在铸件表面层垂直于表面成排、分散分布。

3) 缩孔类缺陷根据其立体形状分为管条状、树枝状和面积缩孔。在底片上的平面像则是呈管条形、树枝形和区域性不规则点状暗点, 缩孔的形成位于树枝晶间、体积较疏松大, 暗点的形状也呈小树枝点状。这类缺陷一般分布在冒口底部或最后凝固的热节点处, 缩孔常与气孔、夹渣、缩松伴生。

4) 夹渣和夹砂呈不规则点状或线状分布。呈线状时有一定宽度。可在铸件内部随机分布。夹渣常发生在缩孔底部周围, 夹砂有时分布在铸件表层范围内。

5) 未熔合类缺陷的图像与裂纹有类似之处, 均呈暗线条, 但其线条一侧应呈直线段。仅发生在布置内冷铁或芯撑部位。

(2) 质量分类评级(GB/T5677—1985《铸钢件射线照相及底片等级分类方法》)。缩孔类、气孔、夹渣和夹砂类缺陷选定底片上图像最严重的部位进行评级。

1) 缩孔类 选取图像中缩孔长度最长, 面积最大的部位为评定视场, 视场大小视透照厚度而定。两条以上的条状缩孔, 以长度之和计算; 树枝状缩孔以最大长度与正交的最大宽度乘积计算面积, 两个以上的相加。对应于透照厚度, 小于一定长度或面积的缺陷可不考虑。在视场边界线上的缩孔、缩松, 计算长度或面积时均应全部包括在内。当缩孔与缩松并存时, 按面积算: 长度为条状缩孔之长, 宽度为长度的 1/3。大面积缩松则以其所占区域的最大长度与正交的最大宽度之积为缺陷面积, 最后分别查表 10-5-16 评定级别。

表 10-5-16 条状缩孔在不同等级中允许缺陷的最大长度 (单位: mm)

透照厚度	< 10	> 10 ~ 20	> 20 ~ 40	> 40 ~ 80	> 80 ~ 120	> 120 ~ 200	> 200 ~ 300
	50		70			70	100
评定视野 (直径)							
等 级							
1	12 以下		18	30	50	60	
2	23		36	63	110	120	
3	45		63	110	145	160	
4	75		100	160	180	200	
5	100		145	230	250	270	
6	长度超过 5 级者						

2) 气孔和夹砂、夹渣类: 在底片上以缺陷点数最多的区域选定为评定现场, 以点数评定质量的单个缺陷, 应根据缺陷的大小换算成点数, 小于某一尺寸的可不计算。随后分

别查表分类评级。表 10-5-17 气孔在不同等级中允许的最大点数值。但 1 级内可允许的最大气孔、夹渣和夹砂的尺寸不得超过相应的规定,否则升为 2 级。

表 10-5-17 气孔在不同等级中允许的最大点数值

透照厚度 评定视野 (直径) / mm	< 10	> 10 ~ 20	> 20 ~ 40	> 40 ~ 80	> 80 ~ 120	> 120 ~ 200	> 200 ~ 300
	20	30	50	50	70	70	100
等 级							
1	3 以下	4	6	8	10	12	14
2	4	6	10	16	19	22	25
3	6	9	15	24	28	32	40
4	9	14	22	32	38	42	60
5	14	21	32	42	49	56	80
6	缺陷点数超过 5 级者,缺陷尺寸超过壁厚 1/2						

3) 平面型缺陷:底片上呈现热裂纹和冷裂纹及未溶合性质的缺陷均定为最差级别 6 级。

4) 两类以上缺陷:当评定视场内,同时存在两类以上缺陷时,评级以最差级为最终综合级别。若等级相同,且其点数或面积或长度均已超过该级规定的中间值时,其综合评级应降低一级。

上述介绍的是关于通用铸钢件的试验和质量等级分类方法的国家标准。各行业根据自身的需要对重要零部件制订有相应的试验方法和质量分级的行业标准,在此不一一赘述。

## 二、超声波探伤

1. 基本原理 当频率很高、波长很短的超声振动从探头射入铸件时,基于其具有束射指向性,传播的反射性和透射性及在界面的折射和波型转换性等光学特性来发现铸件内部缺陷的检测方法称之为超声波探伤。超声振动因调制方式的不同得到连续波或脉冲波。有根据缺陷的回波和底面的回波来判断缺陷的存在、尺寸和位置的称之为脉冲反射法。利用连续波,有根据缺陷对超声波在与金属基体交界面被大量散射、反射或吸收而形成的声影来判断缺陷情况的穿透法和由被测铸件因共振所发生的超声驻波频率的骤变面而确定异质界面(缺陷)存在的共振法。由于脉冲反射法应用最广,本节介绍仅限

于此法(见 GB/T7233—1987《铸钢件超声探伤及质量评级方法》)。

## 2. 反射法

(1)原理。反射法也称回声法,是目前发展最快,应用最广泛的方法。其简单原理是由高频脉冲激发探头中的压电晶片产生超声脉冲,当声波在铸件中传播遇到缺陷时,有一部分被反射回来,反射回来的大小,随缺陷的大小、形状、深度和声学性质等而不同。未被反射回来的超声波继续向前传播,直达铸件底部才被反射回来。从缺陷和铸件底部反射回来的声能先后被压电换能器接收下来,以振幅形式显示在超声波探伤仪的示波器阴极射线管的荧光屏上。

(2)脉冲反射法的超声探伤设备。包括高频脉冲发生器、探头(换能器)、接收放大器与指示器四大部分。

上述装置,除探头(换能器)外,乃是一套无线电仪器装置。按照缺陷显示方式的不同,有 A 型、B 型和 C 型 3 种探伤器。目前 A 型使用最广泛。

A 型探伤器的指示特点是,根据示波管屏幕中的时基线上的讯号,来判定材料内部缺陷的有无及缺陷的位置与大小。但反映不出缺陷属何种性质。A 型探伤的结构原理见图 10-5-29 所示。

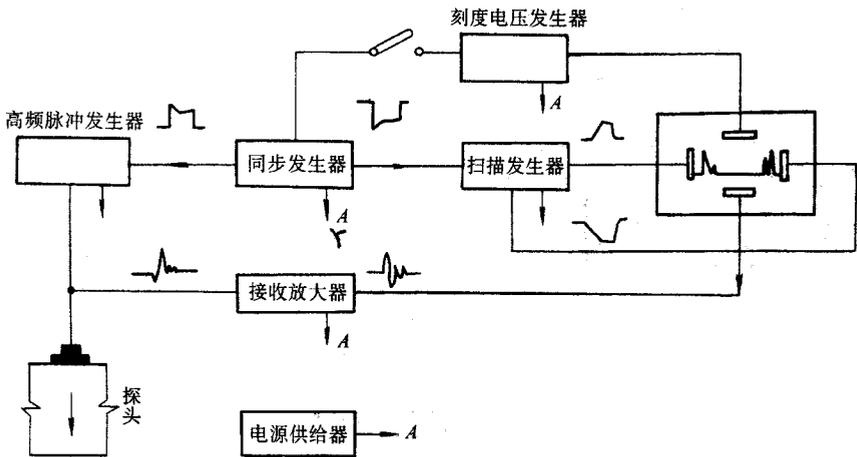


图 10-5-29 A 型探伤的结构原理图

A 型探伤器主要结构是:高频脉冲发生器、探头、接收放大器、同步发生器、指示器、水平轴扫描发生器及刻度电压发生器。

A 型探伤的工作过程是:同步发生器是仪器的主控机构,电源一经接通,同步发生器立即发出三路同步触发信号,以控制高频脉冲发生器、扫描发生器及刻度电压发生器同

步工作。

(3) 缺陷的显示。当超声波进入铸件内部,向前传播遇到缺陷时,立即被反射回来。反射回来的超声波被同一个或另一个压电换能器接收。由于电压效应的可逆性,压电晶体片把声能又转换为电能。这时微弱的电脉冲,通过接收放大器的放大和检波,输送到示波器的垂直偏转板上。在高频脉冲发射的同时,扫描发生器在示波器的水平偏转板上施加与时间成线性关系的锯齿波电压。因此,电子束沿水平轴均匀地移动,形成时间基线或扫描线。由于扫描线和时间成比例,示波器荧光屏上的始脉冲和底脉冲之间的距离和铸件的厚度也成比例。根据超声波从缺陷反回的时间,也就是从缺陷反回脉冲在始脉冲和底脉冲间的位置,就可以测定出缺陷的埋藏深度。

对于缺陷的大小和形状,一般须根据反射脉冲信号的高度和底波的有无来估计或测定。当缺陷的尺寸小于探头晶片直径时,探头发射的超声波能量仅有一部分被反射而显示在荧光屏上。反射信号的高低和被反射能量的大小有一定的关系,即缺陷越大,反射回来的能量越大,荧光屏上的反射脉冲信号也就越高。因此,从反射信号的高低可以大致估计缺陷的大小。在实际探伤中,一般通过和标准试块上人为缺陷的反射高度比较来确定缺陷的当量面积。

(4) 斜探头的使用。铸件缺陷方向和超声波传播方向垂直时最易显示。因此,直探头使超声波垂直于铸件表面时,最容易发现平行于该表面的裂缝等。但和表面垂直的缺陷,则几乎不能发现。所以必须采用斜探头以横波进行探测。

用斜探头以横波探伤的原理是:当超声波以某一角度以第一介质传入第二介质时,除有反射和折射的纵波以外,还有反射和折射的横波存在。由于纵波的速度大于横波的速度,纵波发生全反射的临界角(第一入射角)将小于横波发生全反射的临界角(第二入射角)。当入射角大于纵波的临界角而小于横波的临界角时,在第二介质中将只有横波存在。在使用斜探头超声波探伤中,超声波是从探头上的有机玻璃斜劈入射到铸件的。根据计算,可以采用折射角度为 $28^{\circ} \sim 72^{\circ}$ 的探头进行工作。为了工作方便,国产超声波探伤仪的斜探头采用 $45^{\circ}$ 、 $60^{\circ}$ 和 $70^{\circ}$ 三种。

(5) 超声波探伤的灵敏度。即所能发现的最小缺陷,它与超声波的频率、探伤仪的放大倍数、发射功率、探头的性能以及电源的稳定等因素有关。采用直探头时,在被探铸件表面处会存在所谓的“盲区”。在这个区域内任何缺陷都不能被发现。“盲区”的大小取决于仪器电路性能、探头的物理性能和仪器的分辨率。

(6) 耦合方式。超声波是否能顺利传入声介质,乃是超声能否用于探伤的首要条件。为此必须采用适宜的耦合方式。

1) 工作表面要求较为平整光滑, 铸件表面粗糙度  $R_a \leq 12.5 \mu\text{m}$ 。

2) 探头与铸件探伤面间涂以耦合液(水、润滑油、变压器油、水玻璃等), 以充实其间排除空气。

3) 平稳而均匀的摩擦压力。

为了便于比较, 在超声波探伤时都以平底孔直径和面积作为评定缺陷大小的标准和比较缺陷大小的方法, 即所谓的“当量直径”或“当量面积”。实际上, 铸件内部存在缺陷要比当量尺寸为大, 有时甚至大很多。由于超声波探伤的灵敏度受到很多因素的影响, 所以在记录和报告检验结果时, 必须同时说明探伤的工作条件, 如探伤仪型号、超声波频率、探测方式及耦合面粗糙度等。

(7) 比较试块 超声探伤中将仪器调试到正常使用状态, 并根据铸件检测要求而设计制作的内部具有简单几何形状及不同尺寸的人工缺陷的比较试件, 称为试块。铸钢件选用平底孔试块有 ZGZ 和 ZGS 系列, 其中 ZGS 系列对此形状和尺寸见图 10-5-30 和表 10-5-18。ZGS 系列对比试块图和 ZGS 系刚对比试块尺寸表其用途有如下几方面:

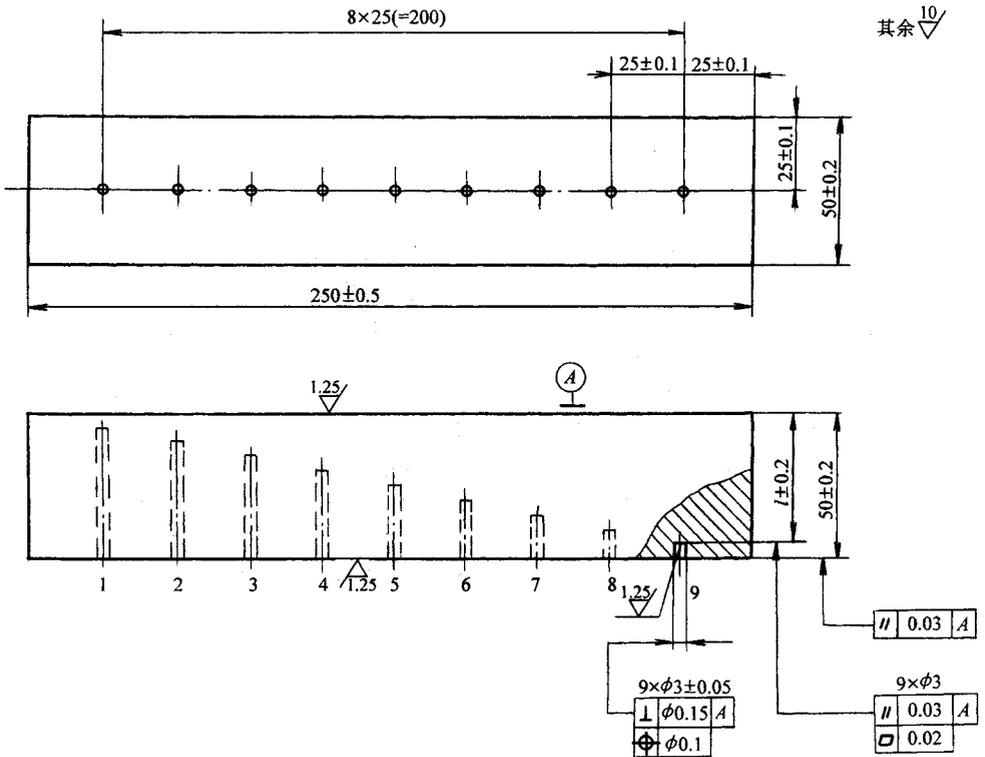


图 10-5-30 ZGS 对比试块形状和尺寸图

表 10-5-18 ZGS 对比试块有关的尺寸表

序号	1	2	3	4	5	6	7	8	9
<i>l/mm</i>	5	10	15	20	25	30	35	40	45

1) 校验探伤灵敏度, 以保证按铸件探伤验收条件规定的探伤灵敏度。

2) 校验仪器时基线以保证用声程法精确定位缺陷。

3) 仪器和探头特性测试校正, 如校正斜探头的磨损而变化灵敏度值、仪器的水平和垂直线性及分辨率等。

4) 缺陷的定量标准, 以其已知孔的直径和面积作此检测缺陷大小的评估, 即作为“当量直径”或“当量面积”。

### 3. 特点及应用范围

1) 探测灵敏度高。可检测出脉冲反射波声压仅为入射声压千分之一的缺陷信号。

2) 缺陷定位精度高。利用新型的换能器, 如窄脉冲信号或聚集信号等高度定向探头, 可提高缺陷定位分辨率。

3) 适用性强, 使用范围广。应用脉冲反射法, 配合不同形式探头及纵波、横波、表面波、板波等不同型的选用, 使超声探伤能探测各种缺陷。

4) 成本低、速度快、探测厚度大, 可全体积扫描。

5) 设备轻, 便于携带, 现场使用方便。目前使用的小型充电仪器可在各种场合操作。

6) 对被检测面粗糙度要求高。记录性差, 结果不直观, 其检测结果和可知度往往与操作人员素质关系很大。

4. 缺陷当量尺寸的确定和质量等级评定( GB/T7233—1987 ) 超声探伤铸钢件缺陷, 其缺陷尺寸采用与平底孔比较试块的孔径或面积直接相比较的方法, 即标准试块比较法。实际上铸件内部的缺陷有的可能较当量尺寸小( 如单个缺陷 ), 有的则可能较当量尺寸大( 如堆集性缺陷 )。因此在记录和报告检测结果时, 必须同时注明探伤的工作条件, 如探伤仪型号、超声频率、探测方法、探头的形式及耦合表面粗糙度等, 以减少测量误差。

铸钢件的质量等级, 分别按平面型和非平面型缺陷划分, 根据缺陷尺寸、面积又各共分五级, 质量依次降低。平面型指裂纹、冷隔、未熔合等; 非平面型包括气孔、缩孔、缩松、夹砂、夹渣等。

#### (1) 当量尺寸的确定

1) 按铸钢件被检部位的截面厚度划分为外、内、外三层。厚度小于 90mm 者, 各占 1/3, 厚度大于等于 90mm 者外层定为 30mm, 其余为内层。对于质量严格要求区, 可专门划区并提出质量要求。

2)按供需双方规定铸件每个区域的探伤灵敏度(一般纵波直探头,采用 $\phi 3\text{mm}$ 、 $\phi 4\text{mm}$ 、 $\phi 6\text{mm}$ 当量平底孔);用AVG曲线法或对此试块法调整并保持好探伤灵敏度。

3)选取铸件上平面型或非平面型缺陷最严重区域为评定区,以 $317\text{mm} \times 317\text{mm}$ 为评定框,根据评定框内缺陷的(尺寸)面积、总面积、厚度方向尺寸及单个缺陷占厚度方向的百分数分档评级。

4)检测平面型或非平面型缺陷的位置、大小和缺陷在铸件厚度方向的尺寸及计算面积,查表10-5-19进行非平面缺陷质量等级划分,其中裂纹缺陷,评为最差的五级。当评定框面积大于被测面积时,则缺陷总面积可按比例折算。对某级铸件,其中平面和非平面型缺陷等级应分别满足该级规定。

表 10-5-19 非平面型缺陷质量等级的划分

层	评定框内,允许的缺陷尺寸的上限	质量等级			
		1	2	3	4
外层	一个缺陷在铸钢件厚度方向的尺寸占外层厚度的百分数(%)	20	20	20	20
	一个缺陷的面积/ $\text{mm}^2$	250	1000	2000	4000
	缺陷的总面积/ $\text{mm}^2$	5000	10000	20000	40000
内层	一个缺陷在铸钢件厚度方向的尺寸占铸钢件整个截面厚度的百分数(%)	10	10	15	15
	缺陷的总面积/ $\text{mm}^2$	12500	20000	31000	50000

注 裂纹缺陷评为5级。

### 三、磁粉探伤

1. 基本原理 一种利用铁磁材料(如钢、铁)可被磁化的特性进行探伤的检测方法。当铸钢件被磁场强烈磁化后,若在铸件表面或近表面存在与磁化方向垂直的缺陷(如裂纹等),则会在该处造成部分磁力线的外溢,形成漏磁场产生新的磁极,此时在铸件表面浇上磁悬液或散上干磁粉,磁粉粒子因为磁极吸引从而显示出缺陷的痕迹。图10-5-31为磁粉探伤原理示意图。

2. 磁化方法 一般使用通电的方法产生强磁场。按通电方式和通入电流的波型分,可将磁化方法分为直接电磁化与间接磁化和直流电磁化与交流电磁化。按形成磁场的方向和产生磁场的方式,又可将磁化法分为周向磁化与纵向磁化、连续法与剩磁法等等。根据铸件、尺寸及缺陷的分布部位和方位,采用多种交直流的复合磁化的方法,以选择最佳的显示效果。商品化的磁粉探伤设备都可进行多种形式的磁化方法。

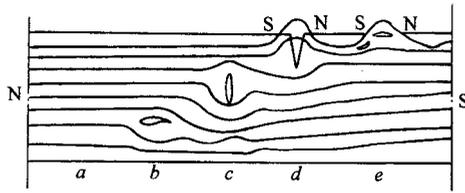


图 10-5-31 磁粉探伤示意图

### 3. 磁粉、悬磁液和灵敏度标准试片

(1) 磁粉。磁粉是形成磁痕显示缺陷的材料。通常为磁导率高、剩磁和矫顽力低的高价氧化铁,如  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ 、 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , 且对其粒度、形状等均有要求。粒度对用干燥磁粉进行探伤的干法以  $80 \sim 300\mu\text{m}$  为宜,湿法和荧光探伤则磁粉粒度可更细。细微缺陷应选择细磁粉为主。球形磁粉流动性好,条状磁粉显现性好,理想的磁粉配方以球形为主配以一定比例的条状磁粉。磁粉种类的选用以对比鲜明为好。

(2) 悬磁液。悬磁液是磁粉和分散液以一定比例混合而成的悬浮液。普通磁粉体积分数为  $1.3\% \sim 3.0\%$ , 荧光磁粉  $0.1\% \sim 0.3\%$ 。分散液可选用水剂、煤油及煤油与变压器油混合物,具有防锈、湿润、消泡的能力。对人体无害,不易挥发和闪点高。

(3) 标准试片。磁粉探伤选用的 A 型试片,其材料为软磁材料(纯铁),使用后其剩磁强度微弱得可忽略。尺寸为  $20\text{mm}$  见方,中心刻有深度分别为  $15\mu\text{m}$ 、 $30\mu\text{m}$ 、 $60\mu\text{m}$  的十字槽,外圈为深度与十字槽相同的环形槽,试片厚度为  $100\mu\text{m}$ 。十字槽可显示纵向或周向磁场磁化程度,环形槽可显示旋转磁场磁化程度,槽面朝下粘贴。

探伤的灵敏度取决于磁场电流,也与铸件材料的磁导率、尺寸、形状和材质有关,所以灵敏度试片既是磁粉探伤设备和磁粉灵敏度的指示器。

### 4. 特点和适用范围

(1) 磁粉探伤对铸件表面或近表面缺陷检测灵敏度最高,随缺陷深度增加,其检测灵敏度迅速下降。

(2) 该方法仅局限于铁磁性材料检测,奥氏体钢没有磁性不能使用。

(3) 设备简单,便携式仪器易于现场操作。

(4) 铸件表面粗糙度要求较高,随铸件表面质量等级而不同,质量等级要求越高,其表面粗糙度值越低。

(5) 铸件检测后须及时清洁表面及去除沾污的磁粉,有的需退磁处理。

### 5. 铸件质量等级的评定(GB/T9444—1988)

(1) 磁化和缺陷的显示。应根据铸件形状、最易发生缺陷的方向、磁化方向及磁化探

伤设备条件,选用合适的最有效的磁化方法。不允许只在一个方向上的磁化和检验;双矩法和对角线法是比较常用的测试方法;对于批量检验一般采用连续法;湿法显现缺陷以浇淋或喷洒方式施加悬磁液;干法则应在磁化前或过程中间撒落磁粉并施加微振动。

(2)磁痕。磁痕是材料中存在不均质状态的一种反映,材料的均质状态受到破坏称之为不连续性,其中也包括了化学成分和微观金相组织的不均匀。超过了允许规定界限并影响了铸件使用性能的不连续,便称为缺陷。由漏磁场产生的磁痕有相关和非相关磁痕之分;由缺陷引起的相关磁痕是指由铸件表面的缺陷产生的磁粉堆积,而非相关磁痕又称假磁痕,它不是由材料固有的不连续性引起的。铸件表面划痕、刀痕、碰撞痕、过度的粗糙、存在氧化物或污染异物或铸件截面突变处等人为因素所致,都可能成非相关磁痕。材料中的带状组织、非金属夹杂带或网状、严重的宏观化学成分偏析,属组织缺陷,呈相关磁痕。

(3)缺陷的磁痕分类。根据缺陷的磁痕形态分为三类:线性缺陷、非线性缺陷和点线性缺陷。当缺陷磁痕长宽之比大于等于3,以符号  $L_m$  表示线性缺陷,其长度  $L$  为该缺陷磁痕的最大长度值。当缺陷磁痕长度之比小于3,以符号  $S_m$  表示为非线性缺陷,其值为缺陷磁痕最大长度值与于之垂直的最大宽度之积。当缺陷以大于3个的成群形式显现,磁痕间距小于2mm,则视为一个缺陷范围,其长宽之比等于或大于3时,称点线性状缺陷,以符号  $A_m$  表示(包括继续的两个线性状缺陷),缺陷长度为范围的最大长度值;其长度之比小于3时,仍为非线性缺陷。对于间距小于2mm两个非线性缺陷或其中一个是非线性缺陷,且没有连贯的趋势者,则分别以两个缺陷单独计。

(4)质量等级的分等。以边长分别为105mm和148mm的矩形框为评定框。将框置于铸件显示磁痕最严重的部位,按线性、非线性、点线性缺陷分别计算评定框内的缺陷尺寸,对照表10-5-20铸钢件磁粉探伤的质量等级,进行评级。其中线性或点线性缺陷凡被确认为裂纹,则为不合格。

表 10-5-20 铸钢件磁粉探伤的质量等级

质量等级	001	01	1	2	3	4	5	
表面粗糙度 $\leq R_a/\mu\text{m}$	3.2		6.3	12.5	25	50	100	
不考虑的缺陷 最大尺寸/mm	0.3		1.5	2	3	5	5	
非线性缺陷	最大长度 /mm		1	2	4	6	10	16
	框内最大 总面积或 缺陷个数	5个	10个	10mm <sup>2</sup>	35mm <sup>2</sup>	70mm <sup>2</sup>	200mm <sup>2</sup>	500mm <sup>2</sup>

质量等级		001	01		1			2			3			4			5			
线性缺陷 或点线性 缺陷最大 长度、总长度 /mm	铸钢件厚度 $\delta$ 范围/mm	线性或 点线性 总长	线性或 点线性 总长	总长	线性	点线性	总长	线性	点线性	总长	线性	点线性	总长	线性	点线性	总长	线性	点线性	总长	
		$\delta < 16$	0	1	2	2	4	6	4	6	10	6	10	16	10	18	28	15	25	43
		$16 < \delta < 50$	0	1	2	3	6	9	6	12	18	9	18	27	18	27	45	27	40	67
		$\delta > 50$	0	2	4	5	10	15	10	20	30	15	30	45	30	45	75	45	70	115
应用实例		航空或航天用 铸钢件 ;精密铸造 铸钢件 ;特殊应用 铸钢件			其他铸钢件 根据使用状况和表面粗糙度状况选择质量等级															

注 :当检验区域小于评定框尺寸时 ,其所有计算数据 按比例折算后评级。

## 6. 磁粉探伤前准备

- 1) 供需双方规定检验部位和所使用的 A 型标准试块规格。
- 2) 供需双方规定铸件质量的合格等级。允许同一铸件不同部位按各自质量等级验收 ;同一检验区允许对不同类型的缺陷规定不同的合格等级。
- 3) 铸件检验区表面 ,可通过喷丸、打磨等手段达到各质量等级要求相应的粗糙度等级。

## 四、渗透探伤

1. 基本原理 这是一种利用着色渗透剂或荧光渗透剂对狭窄缝隙的良好渗透性及毛细管作用 经过渗透、清除、显像处理后 ,显示放大的表面露头缺陷痕迹的检测方法。用目测法观察 ,对缺陷的性质、尺寸和深度作出适当的评价。

### 2. 渗透剂、清洗(去除)和显像剂

(1) 渗透剂。是渗透探伤中最关键材料 ,其质量直接影响探伤灵敏度。渗透剂必须具有优良的湿润性 ,以保证渗透性能。当渗透剂中配入着色染料或荧光染料后有利于缺陷的显像。常用的渗透剂分别有以水和油为基的水洗型渗透剂和后乳化型渗透剂及喷罐装溶剂去除型渗透剂。其中前者根据探伤灵敏度分为高、中、低三种 ;后者最常用 ,使用也最便捷 ,当与喷罐装溶剂型快干式显像剂配合使用 ,可获得与荧光渗透剂相似的灵敏度。后乳化型渗透剂分标准、高、超高三档 ,则具有更高的灵敏度。

注意 :不同型号渗透剂不能混用 ,对使用的渗透剂还应经常校验其密度、浓度和外观质量等。

(2)清洗(去除)剂。对水洗型和后乳化型渗透剂用水做清洗剂。喷罐装溶剂型去除渗透剂,其去除剂为煤油、酒精和溶剂。

(3)显像剂。它是渗透检验中另一关键材料,显像剂分干、湿和快干三大类。荧光渗透检验常用干式显像剂,它具有显示荧光亮度较湿法高、痕迹可较长期保存、显示尺寸不易变化的优点,但有污染环境等缺点。湿式分为水悬浮型和水溶型两种,前者易结块、沉淀,后者较均匀,显示缺陷灵敏度较高,而曾被广泛应用。溶剂型快干式,通常装在喷罐中,其同时具有良好渗透力,使显像灵敏度更高,因挥发快,使得形成的显示扩散小,轮廓清晰。

3. 对比试块 为查核渗透探伤方法及探伤剂性能而专门制备对比试块。它有铝合金、钢或铜表面镀铬两种。镀铬试块其规格尺寸参阅国标 GB/T9443—1988《铸钢件渗透探伤及缺陷显示迹痕的评级方法》,镀铬层经加压后在表面形成网状裂纹,铝质为表面淬火裂纹。用参比渗透剂即批量渗透剂样品对试块进行探伤,并照相或复制其结果。以此为标准,在相同试验条件下,来检验渗透剂效能、显示缺陷的能力及探伤操作方法是否合适。对比试块每次使用后,必须彻底清洗,彻底溶解残留试剂,凉干后密封保存。

4. 渗透探伤分为着色渗透探伤和荧光渗透探伤两种。着色探伤应用的是有色染料作为渗透剂的颜色显示剂,而荧光探伤则是用荧光粉为渗透剂的发光剂。着色法可在室内外环境中操作。荧光渗透探伤则利用在黑光灯发射的紫外线下发射的荧光,来显示表面缺陷,必须在暗房内观察,其探伤灵敏度最高。各种探伤方法渗透时间、显像时间和程序,均应符合操作规程。检测时的环境温度为 16~50℃。

### 5. 渗透探伤前准备和后处理

1)探伤前铸件表面粗糙度应达到相应的质量等级要求。

2)表面应彻底清除铁锈、氧化皮和妨碍渗透剂渗入的涂料、油脂、水分等,局部探伤清洗范围外扩 25mm。

3)供需双方根据铸件使用要求,规定检测部位及合格级或各类缺陷的合格级。

4)探伤后,铸件表面应去除渗透剂和显像剂,并予以干燥,必要时加以防腐保护。

### 6. 铸件缺陷显示迹痕(包括焊补后)的评级

(1)缺陷迹痕种类 根据其形状和间距可分 3 种:

1)点状缺陷显示迹痕( $S_r$ ): $L < 3l$ ( $L$  为缺陷迹痕长和  $l$  为宽)。

2)线状缺陷显示迹痕( $L_r$ ): $L \geq 3l$ 。

3)点线状缺陷显示迹痕( $A_r$ ): $d < 2\text{mm}$ ,至少包含 3 个缺陷, $d$  为缺陷迹痕间距。

(2)质量评级 以 105mm×148mm 矩形框为评定框,对铸件被检部位缺陷迹痕最

严重位置进行计算点数(点状缺陷)和计算长度(线状和点线状缺陷)。当被检面积小于评定框时,总点数和长度数按面积比例缩小折算,然后按表 10-5-21 进行质量分级。当线状或点线状缺陷确认为裂纹时,质量等级规定为不合格。

表 10-5-21 铸钢件渗透探伤质量等级

质量等级		001	01	1	2	3	4	5												
表面粗糙度, $R_a$ 最大值/ $\mu\text{m}$		6.3			50			80												
观察缺陷的方法 放大倍数		放大镜或目视 < 3			目视 1															
不考虑点状缺陷 的最大长度/mm		0.3	1.5	2	3	5														
点状缺陷	最大数量	5	8		12	20	32													
	最大长度 /mm	< 1	< 3 <sup>①</sup>	< 6 <sup>①</sup>	< 9 <sup>①</sup>	< 14 <sup>①</sup>	< 21 <sup>①</sup>													
不考虑线状或点线状 缺陷的最大长度/mm		0.3	1.5	2																
线状缺陷 或点线状 缺陷最大 尺寸/mm	铸钢件厚度 $\delta$ 范围/mm	线状或 点线状	总长	线状 或点 线状	总长	线状	点 线状	总长	线状	点 线状	总长	线状	点 线状	总长	线状	点 线状	总长	线状	点 线状	总长
	$\delta < 16$	0		1	2	2	4	8	4	6	12	6	10	20	10	18	36	18	25	50
	$16 < \delta < 50$	0		1	2	3	6	12	6	12	24	9	18	36	18	27	54	27	40	80
	$\delta > 50$	0		2	4	5	10	20	10	20	40	15	30	60	30	45	90	45	70	140
应用实例		飞机或航天飞船 装备;精密铸造;特 殊应用			其他铸件,根据表面状态和应用情况															

① 在多数情况下,允许有两个最大长度的缺陷。

## 7. 特点及适用范围

- 1) 方法和设备简单,适应性强,可用于各种场合。
- 2) 铸件形状不限,表面粗糙度值相对较低。
- 3) 操作简便,检测灵敏度高,且不受材料特性限制。
- 4) 只能探测开口的表面缺陷。
- 5) 探伤试剂和设备中,若有挥发性气体和紫外线,须有相应的防护措施。