

用声发射研究氮化层的脆性

北京机床研究所七室

北京钢铁学院金相专业 六二一所声发射组

声发射技术对于检测氮化层的脆性具有明显的优越性。它可以在零件或试样受力状态下确定氮化层断裂的开裂点, 如果与力学性能试验配合, 可以计算出氮化层开裂以前试样吸收的能量和氮化层的断裂强度, 从而可以衡量不同材料或不同氮化工艺的氮化层的脆性, 有利于优选材料和热处理工艺。本工作的目的是利用声发射技术确定氮化层的开裂点、断裂强度和弯曲韧性, 评价氮化层的脆性, 比较三种材料氮化层的脆性和选择最佳的氮化工艺。

实 验 装 置

实验采用 $8 \times 16 \times 70$ 毫米的长条试样。研究材料为 38CrMoAl、25Cr2MoAl 及 25Cr2Mo 三种氮化钢。钢的化学成份和氮化工艺见表 1 和表 2。

用 10 吨拉力试验机进行三点弯曲加载, 支点跨距为 50 毫米。声发射检测系统的方块图见图 1。换能器由直径 10×8 毫米的 PZT-5 压电元件制成, 其谐振频率为 130 千周。将换能器耦合在试样上接收声发射信号, 经前置放大器放大后, 信号进入滤波器, 滤波器带通频率与换能器的谐振频率是匹配的。这就将其它信号衰减掉, 只允许与带通频率匹配的信号通过。此信号再经主放大器放大后经过幅度鉴别器, 幅度鉴别器的鉴别电平是可以调整的, 信号经过幅度鉴别器削去低于门槛电平的信号, 只允许高于门槛电平的信号通过。实验中采用振铃计数率, 并将计数率变为直流信号, 供 X-Y 记录仪记录。计数率计的量程是可调的, 计数

率的时基为一秒。

实验中同时用载荷传感器测量加在试样上的载荷, 用夹形位移规测量试样的弯曲挠度, 两者经过动态应变仪放大, 也在同台 X-Y 记录仪上记录。这样对每一个试样均获得载荷-弯曲挠度(后称力-位移)和载荷-声发射计数率图形。

经过氮化处理的材料, 表层是高硬度的氮化层, 心部是高塑性低硬度。本工作中主要是研究表层的声发射特征, 希望心部材料的声发射特征不显示出来。经过氮化的试样和未氮化试样的对比试验, 采用以下实验参数: 前置放大器增益 40 分贝, 主放大器增益 40 分贝, 门槛电平 0.6 伏, 只把试样弯曲时由于氮化层断裂引起的高振幅信号记录下来。

实验结果及分析

1. 计数率曲线的特征和表面裂纹的关系

为了解氮化层开始断裂(开裂点)时的声发射计数率曲线的特征及其与试样表面裂纹的关系, 将氮化试样三点弯曲加载到一定载荷, 卸载后, 用着色法检查试样受张表面上形成的裂纹, 并与计数率曲线相对照, 发现 112 块氮化试样的声发射计数率曲线可归纳为四种类型, 如图 2 所示。

第 1) 型为间断型, 如曲线 M15-1。氮化层断裂时声发射计数率的值很低并较快地降到零值。经过一个平静的阶段后, 又出现另一个低水平的计数率信号, 随即又降到零值。

第 2) 型为分级跃升型, 如曲线 M9-1。氮

表 1 试验钢的化学成份, %

合金钢牌号	材料代号	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	S	P	Ni	Cu
38CrMoAl	3	0.38	0.25	0.45	1.45	0.19	0.94	0.011	0.017	—	—
25Cr2MoAl	A	0.25	0.35	0.74	2.23	0.19	0.25	0.015	0.017	0.08	0.13
25Cr2Mo	M	0.27	0.27	0.59	2.18	0.20	—	0.015	0.016	0.06	0.08

表 2 氮化处理工艺

炉号	类别	工艺参数
15, 20	普通氨气氮化	$510 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 16\text{小时}$ (氨分解率 25~35%) + $560 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 8\text{小时}$ (氨分解率 55~85%) + $560 \pm 10^{\circ}\text{C}$ 退氮 2 小时 (氨分解率 $\geq 80\%$)
9	分解氨离子氮化	$510 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 16\text{小时} + 560 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 8\text{小时}$
17	同上	$510 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 16\text{小时} + 560 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 8\text{小时}$
10	同上	$510 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 20\text{小时} + 540 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 10\text{小时}$
16	同上	$520 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 20\text{小时} + 560 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 10\text{小时}$
12	同上	$515 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 48\text{小时}$
13	$\text{N}_2 - \text{H}_2 (1:9)$ 混合气离子氮化	$510 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 16\text{小时} + 540 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 8\text{小时}$
14	同上	$510 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 20\text{小时} + 560 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 10\text{小时}$
18	同上	$520 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 20\text{小时} + 560 \pm 10^{\circ}\text{C} \times 10\text{小时}$

化层发生断裂时计数率曲线出现第一次跃升后, 随着弯曲载荷的继续增大, 氮化层中断裂过程的不断发生和发展, 计数率有阶段地、逐级地跃升。出现跃升的时机与力-位移曲线上出现平台的时机相合。不同的试样可以跃升到低、中、高三种不同的水平。

第3) 型为连续跃升型, 如曲线A16-1*。氮化层断裂时, 声发射计数率刚一出现信号便连续地跃升到较高的水平, 继续加载时计数率保持在高水平或稍稍下降。

第4) 型为渐升型, 如曲线316-2*。氮化层断裂开始后计数率逐渐升高, 经过一定阶段后, 计数率才迅速上升到很高的水平, 大多数甚至超过了仪器的量程, 达到了饱和状态。

在各种类型的曲线中, 计数率的不断上升反映了试样中裂纹的形成速度和扩展速度越来越快; 曲线的逐步下降说明了裂纹形成和扩展速度正在降低。间断型曲线说明断裂过程是间

断地进行。

每条计数率曲线都是由几个峰值和谷值所组成。峰和谷的出现反映了试样中能量的积蓄和释放规律。试样载荷增大时, 由于弹性变形而储存的应变能不断增大。当氮化层断裂时储存的能量被迅速地释放出来, 曲线上形成峰值。能量释放后断裂过程迅速减弱, 曲线上形成谷值。继续加载时, 试样中重新积蓄能量, 积蓄到一定程度时, 又由于试样中发生断裂而突然释放出来, 形成另一个计数率峰。计数率峰的陡峭程度与能量的释放速度有关, 能量的释放速度又与裂纹的形成和扩展速度有关。氮化层中裂纹的形成和扩展速度越大, 单位时间内释放的能量就越多, 计数率峰越陡峭; 反之则越平缓。

观察弯曲后试样受张表面的裂纹形貌, 可以分为: 直贯、叉接、断续、短纹等四种类型, 见图3。直贯裂纹是裂纹发源后, 立即快

速扩展横贯试样表面。叉接裂纹是由几条不相连的裂纹又接成的横贯试样表面的裂纹。断续裂纹是由许多短纹，端与端串连形成贯通试样表面的断续裂纹。短纹是由许多垂直于应力方向的短裂纹沿着试样纵轴排列而成。短纹首先在试样表面靠近中点的部位开始，随着载荷增大，向试样两端逐个增多，形成短纹带。试样表面上有时也出现不规则排列的短纹。

试样表面所有直贯、叉接、断续、短纹基本上都与试样表面张应力的方向垂直。裂纹随形成的先后次序排列，靠近中点的裂纹最先形成，随着载荷的增大，向试样两端逐个形成。所以，靠近中点最先形成的裂纹宽度最大，向试样两端宽度逐渐减小，最远的裂纹最细。裂纹间隔的距离，在一个试样上是比较均匀的，而在不同试样上则有明显差别。一般地讲，计



图 1 声发射检测系统原理图

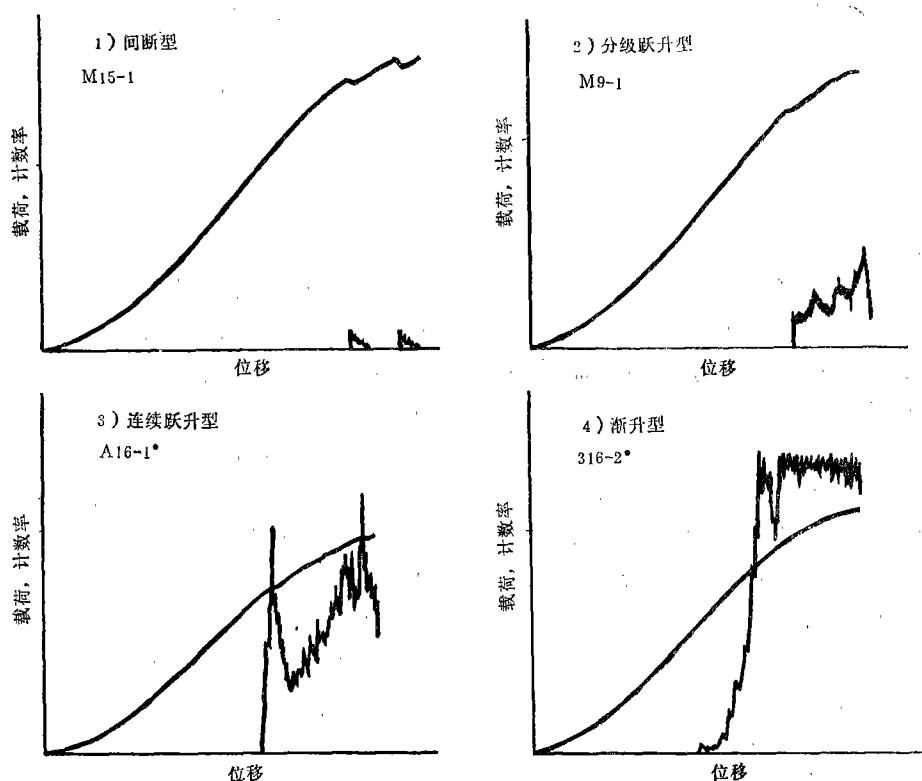


图 2 声发射计数率曲线的类型

注：试样编号说明：第一位数字或字母系材料代号，第二位或二、三位数字系炉号，最后一位数字为试样号。带*号为氮化后磨去0.05毫米试样。

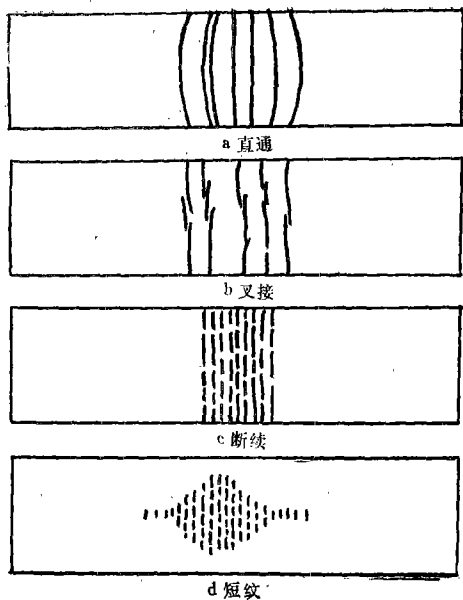


图 3 受张表面形成的裂纹类型

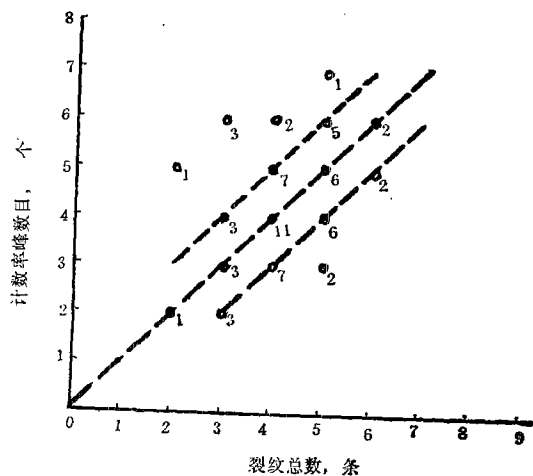


图 4 计数率峰的数量与裂纹总数的关系

数率水平低的试样裂纹的间距较大, 计数率水平高的试样裂纹的间距较小, 短纹带中短纹间距往往最小。裂纹间距与试样在弯曲过程中应变能积蓄和释放的时机有关。试样在氮化层断裂前积蓄较多的能量则裂纹间距也较大, 反之则较小。试样表面第一条形成的裂纹垂直于试样纵轴线, 当裂纹向两端逐个形成时, 裂纹逐渐成为弧形, 而与第一条裂纹对称的裂纹

有时成括弧形。说明两端的裂纹往往是对称形成的。

具有第1)型计数率曲线的试样, 表面裂纹是直贯的。具有第2)和第3)两类计数率曲线的试样, 表面裂纹主要是直贯和叉接裂纹, 有少数试样在距离中点较远的地方出现断续型裂纹, 只有在一块第3)型试样上发现有短纹。具有第4)型计数率曲线的试样, 除了直贯、叉接和断续裂纹以外, 绝大多数都具有短纹。这个现象进一步说明跃升型计数率曲线是与长纹和贯纹的形成有关; 渐升型计数率曲线与短纹的逐个形成有关; 而间断型计数率曲线是条数很少的直贯裂纹的直接结果。

计数率曲线上峰的个数与试样表面的裂纹条数有关。从图4可以看出跃升型计数率曲线峰的数目与裂纹总条数大都相差在 ± 1 条的范围内。计数率的水平与裂纹的条数和总面积有关, 我们观察到计数率曲线类型由第2)型过渡到第3)和第4)型时, 试样表面裂纹总数从平均3.5~4.4条增加到6条和9.2条。

2. 力-位移曲线的特征及其与计数率曲线的关系

试样在加载过程中发生弹性变形、塑性变形和断裂。如果从力-位移曲线的直线部分作延长线与曲线部分相切, 其切点“e”就是弹性变形和塑性变形的分界点, 实验表明, 当试样加载到“e”点以下卸去载荷, 没有残余变形。加载到“e”点以上发生塑性变形。因此, 可以根据“e”点的载荷计算试样的弹性极限 σ_e 。氮化层断裂时, 力-位移曲线上将出现平台或转折, 相应的声发射曲线有明显变化。但有的试样开裂时没有平台或转折, 只看到曲线的斜率逐渐改变, 但声发射曲线仍有明显变化。因此, 可根据声发射曲线确定氮化层断裂的开裂点。

归纳112块氮化试样的力-位移曲线, 可以分为四种类型, 它们的形貌示意图和计数率曲线的关系见图5。

第1类(称为I型),力-位移曲线如图5曲线I_A及I_B。氮化层开裂发生在氮化层有明显塑性变形之后。氮化层断裂时力-位移曲线上出现两种情况。一种情况是位移增大时载荷突然降落,曲线上形成转折,称为I_B型。具有这类曲线的试样,其氮化层开裂点的断裂强度 σ_f 超过弹性极限 σ_e 较多(约25~62公斤/毫米²),曲线偏离直线的距离较大(位移差量为0.02~0.075毫米),表明断裂发生在较大的塑性变形之后。如继续加载,力-位移曲线重新回升,但不再保持线性关系,载荷增大到一定值时,曲线出现第二个转折,试样表面形成新的宏观裂纹。另一种情况是开裂点位移增大时载荷保持不变,曲线形成平台,称为I_B型。具有这类曲线的试样,其氮化层的断裂强度超过弹性极限较少(15~46公斤/毫米²),曲线偏离直线较小(位移值差为0.0075~0.047毫米),表明氮化层在断裂前的塑性变形较小,但已明显。第一个平台出现后继续加载时,力与位移的关系仍能保持线性,并仍出现第二,第三个平台。可以认为几个平台之间,试样的变形仍可能是弹性变形。

与I型力-位移曲线相对应的计数率曲线为②型,即分级跃升型,组成I_A-②和I_B-②型,个别情况组成I_A-①型。I_A-②与I_B-②计数率曲线的差别在于I_A-②型的跃升水平低,峰值不陡峭,峰络平缓,峰谷差小,有时甚至失去峰形,成为台阶。I_B-②型的计数率水平属于低和中等,峰形仍平缓,但保持峰形。

具有I-②型曲线的试样大多数是以分解氨或N₂-H₂(1:9)混合气为介质的离子氮化的、未经磨削的试样,也有少数是经磨削的试样。这些试样的氮化层具有较好的塑性,承受载荷的能力较高。试样表面裂纹是直贯和叉接型。

第2类(II型),力-位移曲线如图5曲线II型所示。氮化层的开裂是在试样加载到稍超过弹性极限,曲线刚偏离直线时(位移偏差量 ≤ 0.005 毫米)发生,在力-位移曲线上出现第一个平台。平台的出现表明氮化层发生了宏观断裂。

与第II型力-位移曲线相应的计数率曲线仍属第②型,组合为II-②型。当力-位移曲

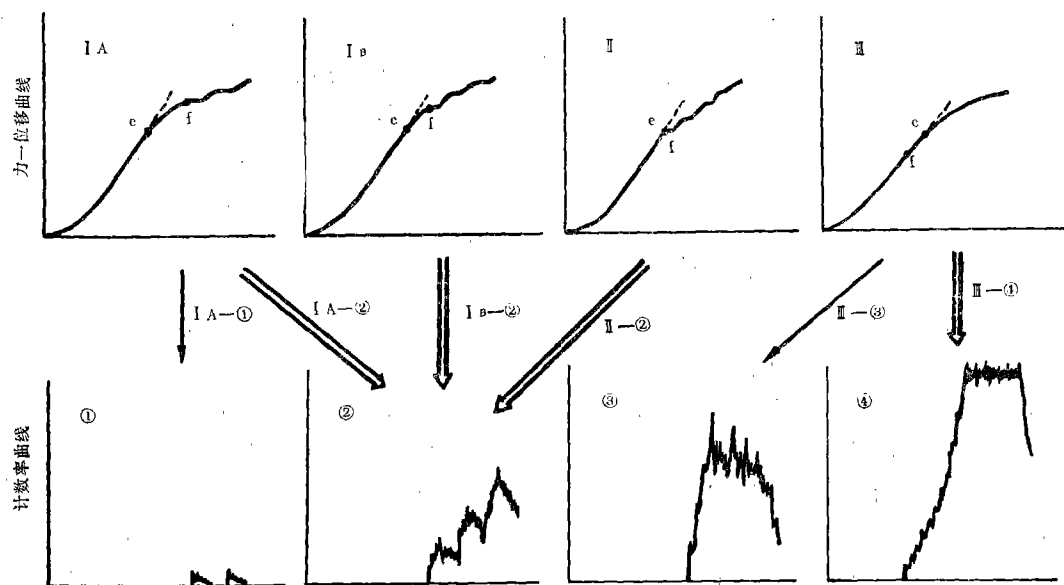


图5 力-位移曲线的分类及与声发射计数率曲线的关系

表 3 氮化试样弯曲过程中给出的力-位移曲线和声发射计数率曲线的类型和特征

曲线类型	氮化层脆性	断裂前的塑变量 (偏离直线 位移量) 毫米	$\sigma_f - \sigma_0$ 公斤/毫米 ²	首次发生 断裂时在曲 线上的反映	计数率曲 线类型 特 征	计数率水平*	计数率 主要峰形	主要裂 纹类型	试样数	
									未磨	磨削
I A-② (包括) I A-①	小 ↓ 大	0.02~0.075	25~62	转 折	分级跃升	低 ₁₀ -中 ₁ -高 ₁	平缓	直贯、 叉接	11	2
I B-②		0.0075~0.047	15~46	平 台	分级跃升	低 ₂₂ -中 ₁₁ -高 ₁	平缓	直贯、 叉接	25	15
II-②		≤0.005	5~24	平 台	分级跃升	低 ₂ -中 ₇ -高 ₁₄	陡峭	直贯、 叉接	15	9
III-③		0~0.005	0~9	无	连续跃升	中 ₁ -高 ₆	极陡峭	直贯、 叉接	3	8
III-④		0	≤0	无	渐升	饱和 ₁₇ -高 ₆	—	**	0	24

* “低”、“中”、“高”右下角的数字，表示给出这种计数率水平的试样个数。

**直贯、叉接、断续、短纹。

线上出现第一个平台时，声发射信号突然跃升，随着微断裂过程的连续不断进行，计数率保持在一定的水平，并形成峰值。力-位移曲线上出现第二个平台时，计数率又一次跃升到更高的水平，并形成峰值。每次与平台相应发生的计数率跃升，代表着裂纹的突然扩展为宏观裂纹、试样表面上裂纹数目的增加以及原有裂纹的扩展导致计数率水平的逐级升高。II-②型计数率曲线大多数跃升到较高的水平，少数是中等水平。计数率峰大多陡峭，说明裂纹的发生和发展速度是高的。

给出这类曲线的试样大多数为普通氨气氮化的试样，少数发生在以分解氨为介质的离子氮化试样。试样氮化层的脆性较大，只能经受少量塑性变形。

第3类(III型)，力-位移曲线如图5 III型所示。与它组合的计数率曲线有③型及④型，相应给出III-③型及III-④型曲线。III型力-位移曲线的特点是：载荷达到一定值时，氮化层断裂，声发射曲线出现信号，这时力-位移

曲线并不出现平台或转折。曲线偏离直线的位移量极小或等于零。从开裂点起，曲线逐渐偏离直线，偏离量越来越大，曲线斜率逐渐减小，形成曲线段。III-③及III-④型的力-位移曲线的差别就是III-③型的开裂点位于“e”点之上，而III-④型的开裂点位于“e”点之下。

具有III-③型曲线的试样，断裂发生在刚达到试样的弹性极限，位移偏离值为0~0.005毫米。计数率曲线为连续跃升型，氮化层一开裂，计数率曲线就连续地急剧跃升，迅速达到很高的水平。计数率曲线的连续跃升，说明氮化层的断裂一开始就以极快的速度发生和扩展。能量释放的速度极大，计数率曲线峰极陡峭。观察试样受张表面裂纹绝大多数还是直贯和叉接裂纹，标志着氮化层断裂时裂纹迅速扩展横贯试样表面。由于裂纹的发生及扩展比第II型快得多，所以计数率曲线从分级跃升型转变为连续跃升型。由于裂纹很细，在力-位移曲线上不出现平台。从开裂点起形成的曲线段，

并不意味着氮化层发生了塑性变形。而是由大量微小的脆性断裂所致。在弯曲过程的后期,曲线上可能出现平台,这是很多微小断裂过程联结成大的宏观裂纹的结果。

Ⅲ—③型曲线大都出现在氮化层脆性很大的未经磨削的普通氨气氮化试样和磨削的氮化试样,约占总试样的10%。

给出Ⅲ—④型曲线的试样的断裂发生在弹性极限以下。开裂时曲线偏离量等于零,几乎不发生宏观塑性变形。同样,从开裂点起形成的曲线段是由大量微小的脆性断裂所组成。

观察试样受张表面,裂纹总数普遍增多。在直贯、叉接、断续三种裂纹中,叉接、断续裂纹的比例增大。除极少数试样外,试样表面上有任意分布的短纹或短纹带。断续裂纹实际上是由短纹串连成的横贯裂纹。氮化层的断裂是由少数短纹开始,短纹数目迅速增多,大量的短纹同时扩展,造成计数率急剧升高到很高的水平。

只有经过磨削的氮化试样给出Ⅲ—④型曲线,Ⅲ—④型曲线的出现表明氮化层的脆性极大。

综上所述,氮化试样(经过磨削或未经磨削的)由于其氮化层的脆性不同而在断裂过程给出的力-位移曲线和声发射计数率曲线有明显差别。它们的分类和特征归纳在表3中。随着氮化层脆性的增大,曲线类型的变化顺序为:ⅠA—②→ⅠB—②→Ⅱ—②→Ⅲ—③→Ⅲ—④。

如果以力-位移曲线下的面积表示试样弯曲变形时所吸收的能量,那么,用声发射信号确定开裂点和断裂强度,便以氮化层开裂前吸收的能量表示氮化层的韧性。随着曲线类型Ⅲ—④→Ⅲ—③→Ⅱ—②→ⅠB—②→ⅠA—②,氮化层断裂前吸收的能量越来越大,表明氮化层的脆性越来越小;氮化层的断裂强度越来越高,表明试样的承载能力越来越大。氮化层的韧性与其断裂强度呈线性关系,见图6。未磨试样的韧性-断裂强度关系是一条直线

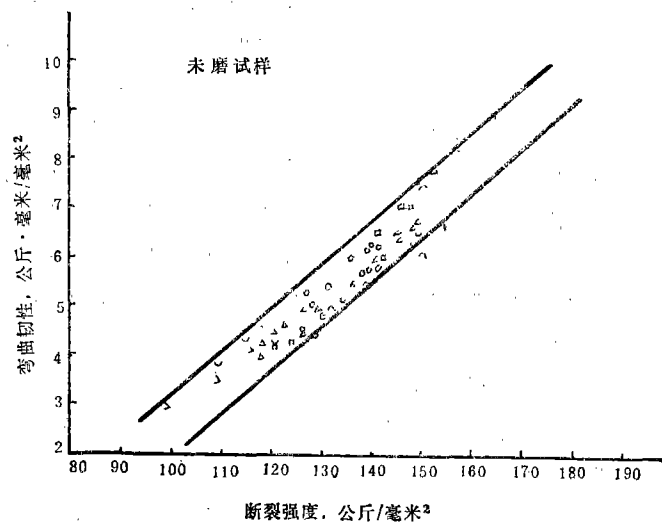
带,而磨削试样是一条折线带。这条折线带的转折处就在试样的弹性极限附近。弹性极限以下断裂的试样,断裂前吸收的能量是弹性变形能,弹性极限以上断裂的试样,断裂前吸收的能量是弹性和塑性变形能量的和。如果把代表弹性变形区的带延伸到塑性变形区内,那么,两条带间的差值就代表断裂前试样中发生塑性变形所吸收的能量。对比未磨试样与已磨试样在塑性区内韧性-断裂强度的关系可以看出,两条带的斜率几乎相等。尽管钢种、氮化工艺以及表面组织、加工状态(可能还有残余应力)有明显差异,只要氮化层的断裂强度相等,它们的韧性也几乎相等。因此,防止氧化层脆断的问题归结于如何提高氮化层的断裂强度。

如果以氮化层开裂的声发射计数率的高低表示氮化层断裂释放出来的能量,我们可以看出,曲线类型从Ⅲ—④→Ⅲ—③→Ⅱ—②→ⅠB—②→ⅠA—②,氮化层开裂前吸收的能量越来越多,而断裂过程中释放出来的能量越来越少,表明试样在断裂过程中因塑性变形而吸收的能量越来越多。

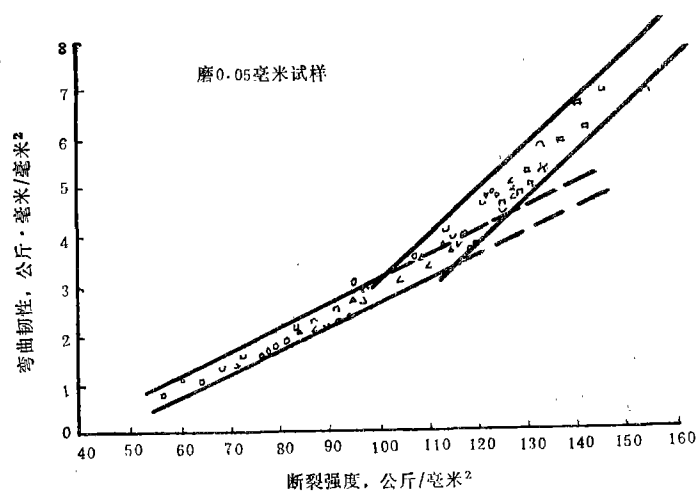
3. 氮化层脆性与氮化钢及氮化工艺的关系

10个氮化炉次的研究结果示于表4和表5。统计结果充分说明,就氮化材料的脆性来说:25Cr2Mo最小,25Cr2MoAl次之,38CrMoAl最大,无论是未磨试样或磨削试样都是如此。磨削试样中出现大量的Ⅲ—④曲线,氮化层提前断裂的数量增多,其中以38CrMoAl钢最严重,占53.4%;25Cr2MoAl次之,占43.5%;25Cr2Mo较少,占30%。

就氮化工艺而论,未磨试样,以 N_2-H_2 混合气离子氮化的脆性最小,分解氨离子氮化的次之,普通氨气氮化的最大。经磨削后氮化层提前断裂的数量增多,出现大量Ⅲ—④曲线,其中以 N_2-H_2 混合气离子氮化的最严重,占56.4%;分解氨离子氮化的次之,占43%,普通氨气氮化的最轻,占16.6%。磨削后出现的这种情况必需引起重视,还需进一步研究其原因。



a



b

图 6 氮化层开裂前吸收的能量与氮化层开裂强度的关系

38CrMoAl 25Cr2MoAl 25Cr2Mo

分解氮离子氮化	△	○	□
混合气离子氮化	<	⌒	┐
普通氨气氮化	>	⌒	┐

结 论

1. 利用声发射技术配合弯曲试验可以有效地确定氮化层的开裂点。根据开裂点的载荷可以计算出氮化层的断裂强度, 氮化层的断裂强度决定试样的承载能力。根据开裂点前力-位移曲线下的面积可以衡量断裂前试样吸收的能量, 从而可以定量地对比氮化层的脆性。断裂强度越高, 塑性位移量越大, 氮化层的脆性越小。

2. 根据开裂点在力-位移曲线的位置可以确定氮化层在弹性极限以上断裂, 还是在弹性极限以下断裂。用开裂点处力-位移曲线偏离

直线的程度来衡量试样的可塑性。氮化试样的可塑性主要决定于氮化层的可塑性。

3. 声发射计数率曲线可分为跃升型和渐升型。前者反映了氮化层在弹性极限以上断裂, 后者反映了氮化层在弹性极限以下断裂; 前者反映了直通贯纹及叉接贯纹形成时释放能量的特征, 后者反映了形成短纹时能量释放的特征。未磨试样都是跃升型曲线, 磨削试样大量出现在弹性极限以下早期断裂的现象, 其计数率曲线为渐升型。

4. 随着试样氮化层脆性的增大, 曲线的类型按下列顺序变化: I A-②→I B-②→II

表 4 不同钢种的曲线类型

钢 种	曲 线 类 型	氮化层 脆性	未磨试样		磨削试样	
			个 数	%	个 数	%
38CrMoAl	I A-② } 断裂前	小	1	6.7	0	0
	I B-② } 塑性大 (e点上)		5	33.3	2	13.3
	II-② } 断裂前	↓ 大	6	40.0	2	13.3
	III-③ } 塑性小 (e点上)		3	20.0	3	20.0
	III-④ } 断裂前 无塑性 (e点下)		0	0	8	53.4
25Cr2MoAl	I A-② } 断裂前	小	2	10.6	1	4.4
	I B-② } 塑性大 (e点上)		10	52.5	4	17.4
	II-② } 断裂前	↓ 大	7	36.9	5	21.7
	III-③ } 塑性小 (e点上)		0	0	3	13.0
	III-④ } 断裂前 无塑性 (e点下)		0	0	10	43.5
25Cr2Mo	I A-② } 断裂前	小	8	40.0	1	5.0
	I B-② } 塑性大 (e点上)		10	50.0	9	45.0
	II-② } 断裂前	↓ 大	2	10.0	2	10.0
	III-④ } 塑性小 (e点上)		0	0	2	10.0
	III-④ } 断裂前 无塑性 (e点下)		0	0	6	30.0

表 5 不同氮化工艺对曲线类型的影响

热处理工艺	曲 线 类 型	氮化层 脆 性	未磨试样		磨削试样	
			个 数	%	个 数	%
N ₂ -H ₂ (1:9) 混合气离子 氮化	I A-② } 断裂前 I B-② } 塑性大 (e点上)	小	5	31.3	2	12.5
			11	68.7	3	18.7
	II-② } 断裂前 III-③ } 塑性小 (e点上)	↓ 大	0	0	1	6.2
			0	0	1	6.2
	III-④ 断裂前 无塑性 (e点下)		0	0	9	56.4
分解NH ₃ 离子氮化	I A-② } 断裂前 I B-② } 塑性大 (e点上)	小	4	15.4	0	0
			14	53.7	8	26.7
	II-② } 断裂前 III-③ } 塑性小 (e点上)	↓ 大	7	27.0	4	13.4
			1	3.9	5	16.7
	III-④ 断裂前 无塑性 (e点下)		0	0	13	43.2
普通氨气氮化	I A-② } 断裂前 I B-② } 塑性大 (e点上)	小	2	16.0	0	0
			0	0	4	33.3
	II-② } 断裂前 III-③ } 塑性小 (e点上)	↓ 大	8	66.8	4	33.3
			2	16.8	2	16.6
	III-④ 断裂前 无塑性 (e点下)		0	0	2	16.6

—②→III—③→III—④。

5. 如果以开裂点前力—位移曲线下的面积代表试样在氮化层断裂前吸收的能量, 而以开裂点以后计数率水平代表氮化层断裂过程中释放出来的能量, 氮化层塑性较大的试样, 其曲线下的面积大而计数率水平低; 脆性较大的试样, 其曲线下的面积小而计数率水平高。塑性较好的试样, 断裂前积蓄的能量很大一部分消耗在塑性变形上。

6. 用上述方法测量的氮化层塑性变形能力(在所采用的工艺条件下), 无论是未磨试样或磨削试样, 25Cr₂Mo 钢最佳, 25Cr₂MoAl

钢次之, 38CrMoAl 钢最差。

7. 用上述方法测量的氮化层塑性变形能力(在选用的 38CrMoAl, 25Cr₂MoAl, 及 25Cr₂Mo 钢 的 范 围 内), 未磨试样, 以 N₂-H₂ (1:9) 混合气离子氮化的最佳, 分解氨离子氮化的次之, 普通氨气氮化的最差。但对磨削试样来说却相反。以氮化层断裂降低到弹性极限以下试样数量来衡量, 普通氨气氮化的数量最少, 分解氨离子氮化的次之, N₂-H₂ 混合气离子氮化的数量最多。

(袁振民 执笔)