

北京图书馆藏

46480

中文资料

焊接结构的疲劳强度

第一机械工业部哈尔滨焊接研究所

1991/10/27

疲劳条件下焊接缺陷的容限

前 言

近年来,由于无损检验技术 (NDT) 的迅速发展和测量效率的改善,发现的缺陷越来越多。在现有制作标准中,焊接缺陷的容限准则的根据似乎是武断了。一般来说,不管存在某种缺陷的接头使用条件如何,这些标准对质量的要求是一样的。

研究表明,所有的焊接接头都有缺陷,这些缺陷的发现将取决于所采用的 NDT 方法的灵敏性。显然,消除这些缺陷有时是不必要的,甚至那些要求消除这些缺陷的标准看来也是无根据的。为此,当前重点是研究如何根据使用的合理要求确定不会引起结构或接头过早破坏的并始终保持原状态的缺陷,来作为容限的基础。

尽管有上述的评论,争议仍是存在的,因为只有极少数按现行法规检验的结构发生了断裂。

对于采用现行容限标准的争论有两层意思。第一是经济性。文献 (1) 对许多英国厂商制造的压力容器主焊缝的实际修复进行了鉴定。他们发现,被修复的87%焊缝金属消除了三维焊接缺陷 (夹渣84%,气孔3%)。根据使用要求评定,这些缺陷都可以认为是允许的。其余的13%焊缝金属消除了二维缺陷 (平面的),但是根据使用要求,其中的某些缺陷也是允许的。

更重要的是,无害的三维缺陷修复会促成更为有害的,并且是不容易发现的平面缺陷。修复焊常常是难以满意地进行,因为修复焊缝通常不能象在熔敷原来焊缝时那样有利的条件下进行。例如,修复焊缝常常是在可达性差或高拘束条件下进行。关于修复无害缺陷反而诱发开裂的问题,Lundin 曾有过报告^[2]。另一方面,小的表面无害缺陷引起的破坏是初始破坏^[3,4]。因此,充分的依据是“使用要求”,容限标准可以放松,但是要限制于一定的范围。

本文论及疲劳条件下焊接缺陷容限的推理,它是主要破坏机制之一。所考虑的缺陷包括:①三维缺陷 (非平面的),即固态夹渣和气孔;②二维缺陷 (平面的),即裂纹和未焊透。

本文关于缺陷严重性的说明,主要是根据对非平面缺陷的试验结果和平面缺陷的断裂力学原理。提出资料的方式是:可以用对疲劳过程了解不多的人对疲劳强度进行评价。假若遵照所提出的简单说明进行评价,可不要求从事疲劳研究和断裂力学的人进行。

这里的多数数据取自在环境温度空气介质中处理的碳-锰结构钢,但是,所述原理对任何材料/环境综合却是适用的。讨论了考虑其他材料/环境综合的方法。

一个结构的每一部分的疲劳强度,常常是用构件中疲劳强度最低的接头来确定的。这是因为,如果对接焊缝处于球状应力场 (例如,此应力也包含疲劳强度很低的承载角焊缝),要求对接焊缝无缺陷的必要性是不大的。因此,一个结构的焊接缺陷容限必须与该结构中的



A791518

其他接头的疲劳强度相联系。

在许多情况下，显然没有必要坚持一个结构中的许多焊缝都是非常完好的，并且一个适合实际使用要求的质量标准可以产生重大的经济效果。然而，必须强调的是：以使用要求为依据的缺陷容限标准的采用并不意味着可以普遍地降低焊缝的原来的质量要求。

缺陷评定原理

许多表示焊接接头疲劳强度的常规方法是使用 S—N 图，图中对给定材料和接头类型给出外加应力与疲劳寿命的曲线关系。用 S—N 曲线表示数据实际意味着：对一特殊材料中的特殊类型接头，其有关变量均采用相同数值。已给出的这些条件可以用统计分析处理疲劳数据的分散性，并且详细地说明数据的下置信限。用这样的方法可以确立避免疲劳破坏的设计曲线。本文引用的符号术语见表 1。

表 1 符 号 术 语

a — 裂纹长度；	n — 描述 S—N 数据方程的幂，表示数据的斜率；
a_i — 初始裂纹长度或缺陷尺寸；	N — 疲劳寿命，也叫做破坏的持久强度和循环次数；
a_f — 破坏的最终裂纹长度；	V、W、X、Z — 缺陷容限指定的质量带；
c — 描述疲劳裂纹扩展方程中的常数；	Y — 取决于疲劳裂纹几何形状的量；
c_r — 考虑腐蚀介质中裂纹扩展的假定方程中的常数；	da/dN — 疲劳裂纹扩展速率；
D — 描述 S—N 数据的方程中的常数；	HAZ — 焊接热影响区；
D_g — 描述腐蚀介质中 S—N 数据的方程中的常数；	SCF — 应力集中系数；
E — 杨氏模量；	S—N — 根据疲劳数据表示成应力 S 和疲劳寿命 N 的曲线；
I — 表示积分 $\int_{a_i}^a da / (Y\sqrt{\pi c})^n$ 值的常数；	ΔK — 应力强度因子范围；
K_{Ic} — 平面应变断裂韧性；	$\Delta\gamma$ — 总应变范围；
m — 描述疲劳裂纹扩展方程的幂，表示数据的斜率；	$\Delta\sigma$ — 总应力范围。

对非平面焊接缺陷（夹渣、气孔）的容限值推导的基本原理，是以 S—N 的概念为依据的。可以通过简单的几何测量，定出两类严重程度不同的缺陷：对于夹渣，是按照深度和长度；对于气孔，则是按体积。因此，可以容易地对含缺陷接头预期的疲劳寿命、其它焊接部分的疲劳寿命和所要求的使用寿命做出比较。

许多国家对非平面焊接缺陷对疲劳行为的影响进行了大量的研究。第一项是鉴定和整理 Harrison^[7,8] 所做出的结果。他按照“质量带”，把 S—N 图分成若干区，即 V~Z 五个质量带，每一个带都表示一定的质量要求。在此编排范畴内，V 不容许有缺陷，而从 W 到 Z 范畴内缺陷尺寸容许增大。这些质量带由斜率为 -1/4 的直线组成，这个方法适合当时提出的疲劳裂纹扩展定律，并且与早期按照疲劳强度来确定未焊透缺陷数量的理论^[6] 相一致。

目前，认为这种斜率法似乎不正确，但是，因为它确实符合三维缺陷的试验结果，所以仍保留在英国标准草案中。对于非平面缺陷，为得到每个质量区可允许的缺陷尺寸而采用的

方法是：把从文献中获得的关于逐渐增大缺陷尺寸的结果绘制到包括质量带的 S—N 图上去。对每个区所允许的缺陷尺寸，就根据落入该区的一些或更多的试验结果取值。

图 1 中的 S—N 图上画有这种质量带，相当 10^5 和 2×10^6 循环下疲劳寿命的应力列于表 2。应该提一下，这些数值最初是 Harrison 等提出来的^[40]。为了把这些偏于保守的数值引到英国标准草案所采用的容限标准中，表 2 中列出的应力均乘以 0.88。因此，本文将对质量带提出文字材料，这些材料将表明它们是自身保守的。从图 1 可见，质量带 V 不具有上限，这就是为什么必须规定不允许有缺陷存在。

表 2 缺陷容限的质量带应力和循环的数值

分开质量带的线	应力(牛顿/毫米 ²)	
	10 ⁵ (循环)	2×10 ⁶ (循环)
V—W	309	142
W—X	208	96
X—Y	139	65
Y—Z	93	43

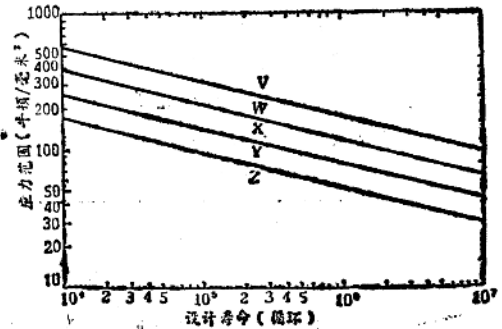


图 1 缺陷容限的质量带

三 维 缺 陷

含有气孔的接头疲劳试验结果，按照体积百分比对这种缺陷按程度分类，这就可以对横截面获得近似相等的百分比。表 3 (a) 中详细列出的可容许等级是通过绘制这些结果推导出来的，如对每个质量带测定临界缺陷尺寸时的论述。

在这一点上，必须了解，从疲劳观点来看，气孔是一种无害的缺陷，如果大量存在还是有很大影响的。但是，有大量气孔存在可能掩盖其他的更为有害的缺陷的存在，因此决定把气孔量限制到能检查的低水平。事实上，研究是以 X 照像所呈现的投影面积的百分率为基础的，推荐值列于表 3 (b)。这些办法比现行法规中所执行的那些要宽得多。

采用了一种类似的方法整理含夹渣接头的试验结果。对于这类缺陷，选定的参数是缺陷的长度。尽管断裂力学的分析认为裂纹深度可作为合宜的特征参数，而上述参数的选择也许是不合理的，但是这种选择得到了实验上的支持，因为深度实际上并不很深，而且在整个试验范围内裂纹又隐藏在内部。

在此基础上的疲劳试验结果的等级是满意的^[8]，并且缺陷长度是最容易测量的尺寸。所得结果指出，疲劳强度随着夹渣的长度增加而迅速下降，但是长度一旦大于 10~20 毫米，变化就不大了。也发现，消除应力会使含有夹渣的焊缝的疲劳强度得到改善，主要是因为它减小了氢对强度的危害，因此焊后状态和消除应力接头可单独分类，提出的夹渣容限详列于表 3 (c)。

如文献〔1〕所指出的，发现的大部分缺陷不是裂纹。因此，放松对三维缺陷容限的要

求将会带来极为可观的经济效果。对这类缺陷提出的质量水平安全性部分,是由 Soeie 和 Sys^[11] 在对大型模拟压力容器的试验中证实的并且现在又进一步得到证实^[12]。

表 3 缺陷容限的质量带族中的可允许值

质 量	V	W	X	Y	Z
(a) 文献[10]提出的气孔 可允许的气孔体积的百分率	0	3	8	20	20
(b) 标准草案提出的气孔 可允许的X照像投影面积的百分率	0	3	5	5	5
(c) 文献[10]和标准草案提出的夹渣 夹渣长度最大值(毫米)(焊后状态)	0	1.5	10	无最大值	无最大值
夹渣长度最大值(毫米)(消除应力)	0	6.5	无最大值	无最大值	无最大值

平面缺陷(二维缺陷)

类似用于三维缺陷的方法不能用来对平面缺陷分类。平面缺陷可以包括:裂纹、未焊透、未熔合、焊道间未熔合、根部未熔合、侧壁未熔合以及铝焊缝的氧化物夹渣。既然咬肉和根部凹陷也可以看作破坏表面的缺陷,因此这些缺陷在其根部必然含有小的类似裂纹的缺陷。

以往,对含有平面缺陷的焊缝通常是否定的,少数情况除外,并且如果这样一些缺陷被认为是最有害的,那么这样一种方法则显得是合理的。可是,众所周知,实际上焊接接头均含有一种平面缺陷或其他缺陷,但是很多缺陷是小的乃至不能发现。含有这样一些缺陷的组织的使用性仍是很满意的。

随着 NDT 技术的改进和采用试件焊缝破坏检验的增多,否定所有平面缺陷的标准早已不实用是越来越清楚了。因此,必须做出缺陷是否大到影响结构的使用以致需要修复的程度的判断。平面缺陷的严重程度不仅取决于尺寸而且取决于形状和位置,所有这些条件可能因焊缝而异。因为为了得到标准的 S-N 数据对接头类型、缺陷尺寸和位置的全部综合性能进行试验显然是不可能的,所以可以采用断裂力学来定量评定平面缺陷的影响。

文献[9]指出,为什么有可能根据基本的断裂力学疲劳裂纹扩展规律,用积分的方法分析含有二维平面缺陷的对接焊件疲劳试验结果。

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (1)$$

Harrison把m值看作是4,并发现这与结果是相符的。在英国标准草案中,为了普遍应用,提出了Harrison分析方法的简化法。这种方法曾在文献中报道过并做过试验,验证了含平面缺陷焊缝的疲劳试验的试验室数据。这个方法是采用方程(1)为基础的,固定值m=4并这样选定常数C值,使得这种分析对已知的试验室的试验结果给出偏保守的结果。

裂纹扩展方程是积分的,结果以图表示,即是:对V~Z每一个质量带最大可允许缺陷尺寸,可以确定为厚度的函数。此表达式示于图2。此曲线适于长的深埋缺陷的总长度,但是如果平面缺陷发生于表面以及作为缺陷产生于角焊缝的应力集中区(即焊趾),这些方法

可用来对其评价或分类。

如果缺陷长度比10倍的深度小，那么由于增加深度对缺陷的深—长比影响不大，因此可按深度分类，如图3所示。疲劳寿命推算到缺陷成为穿透厚度裂纹的阶段（对于压力容器来说，即是“破坏前的泄漏”状态）。如果断裂韧性和应力条件使由疲劳裂纹发生的最终断裂小于全厚度，那么有可能计算从这种裂纹尺寸到全厚度的寿命，然后从全厚度的总寿命中减去上述的循环次数，这一修正通常是很小的。

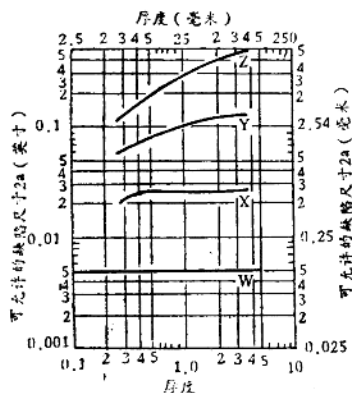


图2 在不同疲劳等级下二维缺陷允许尺寸与厚度的曲线关系

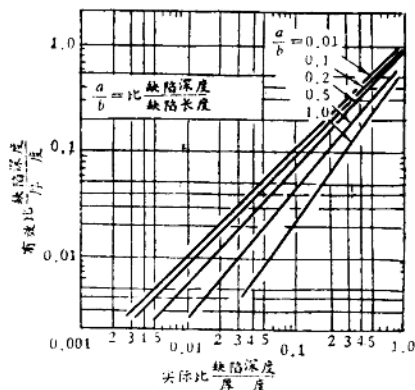


图3 对“短”缺陷所允许的缺陷深度的减少

对角焊缝尺寸与板厚度不同比例的角焊缝焊趾上的缺陷也做了分析。如此计算的可允许缺陷尺寸很小，表明焊趾裂缝或咬肉对疲劳寿命有很大影响。如果相邻的缺陷相互作用，那么根据尺寸对平面缺陷进行再分类也可能是必要的。文献〔9〕指出，如果两种相邻缺陷尖端之间的优质金属的长度大于：（a）材料厚度的2.25倍和（b）较大缺陷长度的1.25倍，就不可能产生这种相互作用。

因此规定了，所提供的这些限制是合适的，可以对每一种缺陷分别试验。可是，若突破任何限制，那么草案详细说明应当用一包括相互作用缺陷的矩形对缺陷尺寸再分类。矩形的取得应该是：其两侧是平行的与板表面成直角。此规则对相邻的断续夹渣也适用。

低循环疲劳条件和腐蚀介质中的缺陷容限

低循环疲劳 评价低循环疲劳条件下的焊接缺陷的问题采用两种方法解决。含有深埋缺陷（气孔、夹渣和未焊透）的对接焊试件是用低碳钢（属BS 1501—161）和低合金钢（属BS 1501—271）制作的。选择这些材料是为了包括压力容器现行用钢的范围。在高应变条件下进行试验的试件设计示于图4。值得一提的是：现行压力容器法规的详细技术要求允许在接管焊缝中产生两倍屈服以内的应力范围；为了模拟这种状态，跨过缺陷焊缝的应变范围变化到两倍屈服。随着可控应变条件下疲劳裂缝的生长，维持应变范围所需的外加载荷将下降，此时，适用于这些试样的断裂准则是裂纹发展至穿透板厚，或者是上限载荷下降60%，不管这两种情况那一种先发生。

含有非平面缺陷试样，其缺陷严重程度分以下两种：

1. 关于气孔，根据射线探伤，在25毫米焊缝厚度上，气孔的投影面积为1%（这是ASME规范中规定的最大允许值），或气孔的体积占3%。

2. 关于夹渣，连续夹渣线或三个长度约为6毫米夹渣相距30毫米，以至彼此不发生交互作用。

将得到的试验结果画到S-N图上，而且图上的质量带被线性外推至低循环范围。此处采用的图和原来提出的图的区别，在于应力范围被下式计算的总应变范围所代替：

$$\Delta\gamma = \Delta\sigma/E \quad (2)$$

式中 $\Delta\gamma$ —应变， $\Delta\sigma$ —应力，E—杨氏模量。

上述含气孔试样的试验结果示于图5，含连续或断续夹渣试样的试验结果分别示于图6和图7。图中所有试验结果落入的质量带均高于相应缺陷情况下的建议值。由此可以说明，当S-N图上的应力范围被应变范围代替时，Harrison所建议的质量带可外推疲劳寿命低到500次循环范围。

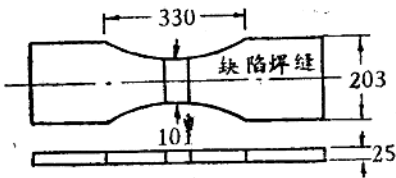


图4 评价低循环疲劳行为的含缺陷对接焊缝试样的设计

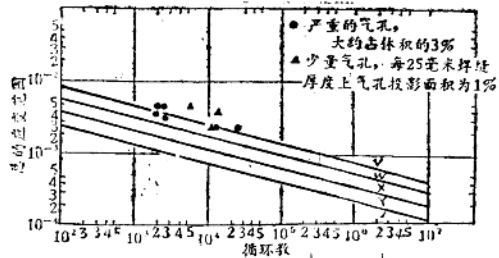


图5 含气孔缺陷试样的试验结果

对含有中心埋入型未熔透缺陷的同类试样也作过低循环疲劳试验。试样上的缺陷大约长25毫米、深8毫米，试验结果示于图8，且均落入质量带W中。但根据图2和图3中的断裂力学分析，这些缺陷的容限应属于Z质量带。这再次说明，推荐的缺陷容限偏保守。但在没有现行的制作规程规定缺陷容限时，这还是很有参考价值的。

文献〔9〕指出，应用断裂力学方法来预计含平面缺陷的对接头头的行为是可能的。为了对低循环状态下的含缺陷接头进行相似的分析，研究了高应力强度因子范围（在含缺陷接管焊缝上即如此）内的裂纹扩展行为。

上述试验所用试样型式如图9所示。结果表明，焊缝区裂纹生长速率低于母材，热影响

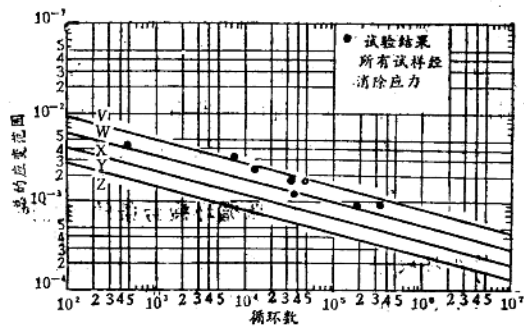


图6 含连续夹渣缺陷的焊接试样的试验结果

区裂纹生长速率最低。因此，在利用断裂力学评定平面焊接缺陷引起的裂纹疲劳生长时，可用母材扩展速率的数据。裂纹扩展数据的分散带，除 ΔK 值很高的区域外，与平面应变条件下裂纹的扩展有关，以Moddox^[16]在较低 ΔK 值条件下得到的数据的线性外推为依据，并且实际上可线性外推至很高的 ΔK 值（6000牛顿/毫米^{-3/2}）。

为验证应用质量带方法和小型试验测定缺陷容限（特别是低循环疲劳条件下）的可靠性，还作了模拟压力容器试验，模拟容器采用低碳钢和低合金钢，与小尺寸试验时的相同。

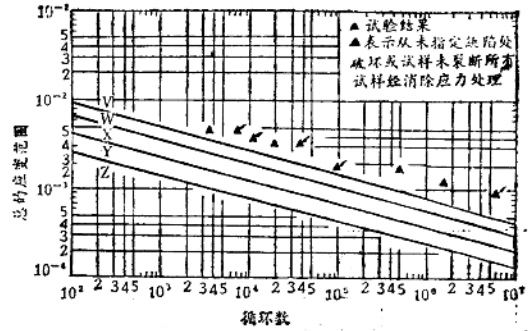


图7 含三个夹渣（长度6毫米）缺陷的焊接试样的试验结果

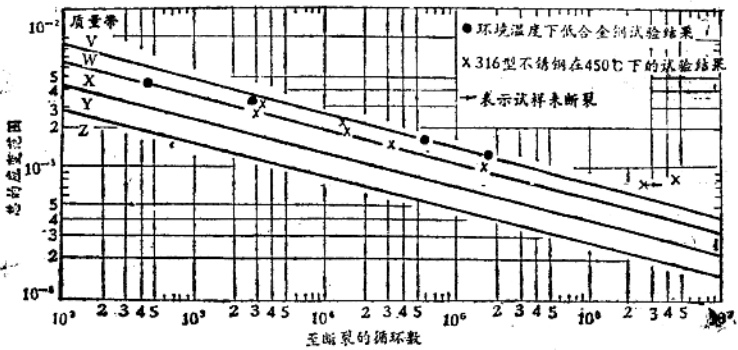


图8 在环境温度 and 高温下含未熔透缺陷的焊接试样试验结果

图10示出的是用于研究焊接缺陷在应力集中区的行为。缺陷（夹渣、气孔和未熔透）位于接管焊缝上。为了试验，接管处加了补强而使开口处增强到符合现行法规要求。接管和容器的连接选用圆筒和球面相交形式，这比圆筒和圆筒相交形式更易进行裂纹扩展理论分析。

焊缝设计是选用尺寸很小的外侧角焊缝（3毫米）。对这种设计，无缺陷接头的有限元计算得出：半径方向（垂直于焊缝）的峰值应力集中系数大约为2.1，子午线方向的应力集中系数（SCF）大约为1.9。当角焊缝尺寸增大到更趋实际的12毫米时，两种方向的应力集中系数均降低至1.8。然而，试验中选用小尺寸焊缝，目的在于确保破坏发生在有缺陷的接管焊缝上。

模拟容器在循环受压试验前，先进行静态液压加载试验。在静态和循环加载试验中，环向应力最大（按BS 1515材料习惯容许的应力水平），对低碳钢和低合金钢，循环应力分别为163和250牛顿/毫米²。注意到，间断性夹渣在小型试验中证明是无害的缺陷。这些夹渣的轴线围绕整个焊缝周线延伸，但接管焊缝并没因线性夹渣而损坏。低碳钢容器经100000次以上循环后试验停止并没发现缺陷引起明显的裂缝生长。而低合金钢容器经19000次循环后，

容器从一个主焊缝处发生了破坏，这个焊缝的破坏是与接头错口有关的。

上述两种容器的试验结果和提出的质量带均画在图11上。尽管这些结果借助容器膜应力画出，没有计入接管几何引起的局部应力集中，但可以看出提出的缺陷容限依然偏于保守。

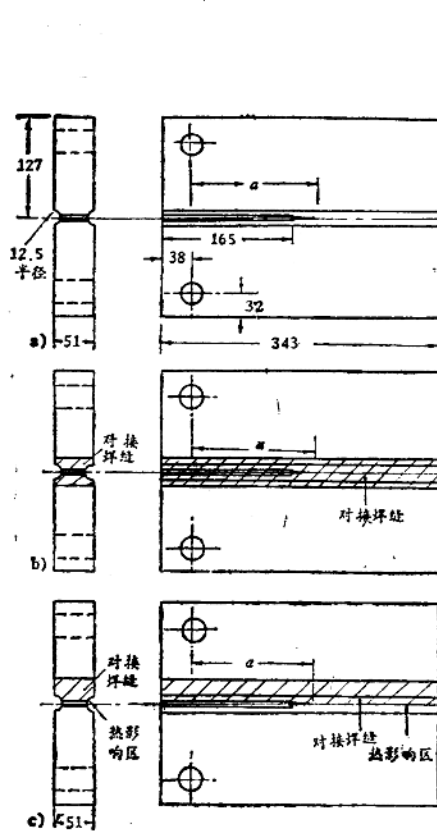


图9 在高应力强度水平下测量裂纹扩展速率的试样设计：a) 母材，b) 焊缝金属，c) 热影响区

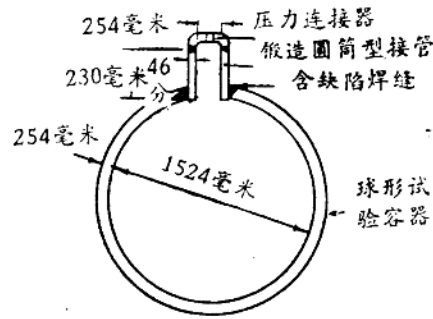


图10 用于研究应力集中区的夹渣、气孔和未熔透缺陷行为的球形容器设计

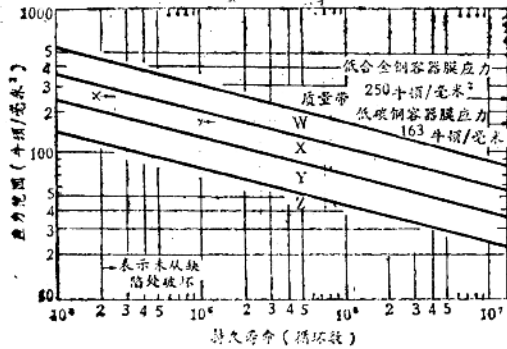


图11 含夹渣缺陷的接管焊缝试验结果和缺陷容限建议评定方法结果的比较 (W—焊态，最大1.5毫米。消除应力，最大6毫米；X—焊态，最大10毫米。消除应力，没有最大值；Y—没有最大值；Z—没有最大值)

对用每种材料制成，含有严重气孔的四个容器进行了试验。在低合金钢容器中，含缺陷接管焊缝仅在1130次循环后即破坏，而且整个接管脱离了容器。破坏后检查发现，气孔严重程度占体积的9.4%。然而，初期破坏的主要原因在于还存在严重的未熔合，未熔合占断裂面的50%，大概正因此而产生多孔性缺陷。从严重的气孔和未熔合来看，引起破坏的更大可能性是过载，而不是疲劳。

但上述结果也存在一种危险，即多孔性缺陷掩盖了更危险的平面缺陷。低碳钢容器含缺

陷接管焊缝经 34000 次循环后损坏。损坏后发现，气孔量占体积的 7%。该结果说明，只要把接管应力集中引起的应力升高考虑在内，提出的缺陷容限水平是安全的。这些结果也说明，在应力集中区，气孔量达到体积的 7~10% 是危险的，因为余下的完整焊缝也将因合应力太高而超载。但毫无疑问，现行法规中对气孔容限的苛刻要求也是过份保守的，可以把它安全地提高到表 2 建议的水平，即气孔水平最大可达体积的 5%。即使这个水平也是够高的了，实际上很难出现这种情况。

另外，对接管焊缝周围存在连续性深埋型未熔透缺陷的三个容器也进行了试验，其中一个低合金钢容器，未熔透性缺陷名义深度为 3 毫米。该容器经 21000 次循环后损坏，但含缺陷焊缝未裂。

其余两个容器用低碳钢焊制，未熔透缺陷深度分别为 7 毫米和 8 毫米。含 7 毫米缺陷的容器经 53000 次循环后损坏，损坏起源于焊趾，且和平面缺陷连在一起，当平面缺陷扩展形成穿透性裂纹时，出现第二个疲劳裂纹。另一个含 8 毫米深缺陷的容器经 94000 次循环后停下，没有发现与缺陷有关的裂纹生长，尽管在焊趾处也出现了裂纹。

应用有限元方法对这些含缺陷接管处的裂纹扩展进行了理论分析。根据试验，裂纹扩展规律为：

$$\frac{da}{dN} = (1.035/10^{13})(\Delta K)^{3.07} \quad (3)$$

上述分析结果和实际试验结果一并示于图 12。显然，理论分析结果和试验结果之间符合得较好。这证明，可以应用断裂力学比较精确地预测平面缺陷的行为，甚至对复杂的几何形状亦如此。

根据草案标准得出的缺陷容许尺寸也画入图 12 中。尽管计算这些缺陷尺寸时用的是名义膜应力，没有计入接管几何引起的应力集中系数，但对这种接管几何，草案标准是安全的。

腐蚀环境中的疲劳 如前述，搞清环境温度、大气介质以外情况下的缺陷容限定量计算方法和草案建议之间的关系是非常有意义的。为此，对图 4 和图 9 中的两种试样，在高温空气介质中进行了试验，大量文献表明，高温能够显著改变常温下的疲劳裂纹扩展行为。本文的试验，除低循环疲劳试验中用到的低碳钢和低合金钢以外，还采用了 BS 1501—622 型的 2¹/₄Cr—1Mo 钢和 AISI 316 型奥氏体不锈钢。试验在下述温度下进行：

- 1) BS 1501—161 为 350℃；
- 2) BS 1501—271 为 350℃；
- 3) BS 1501—622 为 400℃；
- 4) AISI 316 为 450℃。

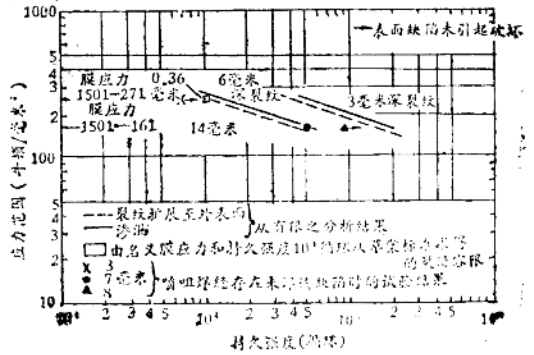


图 12 未熔透型缺陷结果的比较

这些温度选择在材料的规定蠕变范围以外，以避免发生与蠕变过程有关的裂纹生长，从而使问题复杂化。试验发现，对于低碳钢和低合金钢，高温下的裂纹扩展速率与室温下的相比无显著差别。

就 316 型不锈钢而言，试验表明，高温对裂纹扩展速率有不利的影响。试验是对含未焊透缺陷的 316 型不锈钢对接焊缝试样进行的，试验温度 450℃。为使与低循环试验过程一致，这些试样所含中心深埋缺陷长也为 25 毫米，深也为 8 毫米，而且在低循环和高循环两种情况下试验。

试验结果示于图 8，图中是由方程 (2) 确定的总应变范围至损坏时的循环数。显然，试验结果均落入 W 质量带。对和室温试验相同试样，草案建议缺陷容限在质量带 Z 中，本作者已发表的文献说明，考虑到裂纹扩展穿透板厚以后形状的变化，精确地预计上述接头的疲劳寿命是可能的。然而，这样的分析方法对于日常应用显得太复杂，因此可以应用由草案建议得到的简单图示方法 (图 2 和图 3) 对所需的质量进行可靠地估计。

将图 8 中所示结果加以比较是很有价值的。这些结果是从含有类似平面缺陷的相似试样上得到的。这些试验结果之间的差别仅在于试样材料和试验环境的不同。结果表明，两种接头的缺陷容限均在质量带 W 中。这也可从断裂力学分析中得到证明。

对两种材料和介质下测定的裂纹扩展速率加以比较，看出他们是极为相似的。由此得出重要结论：缺陷容限建议方法可以应用到室温空气介质以外的缺陷评定中，条件是要能够证明疲劳裂纹扩展行为近似或优于缺陷容限建议中所表示的裂纹扩展行为。如果腐蚀介质导致的裂纹扩展速率对疲劳强度的影响比草案建议中显示的更坏，那么对所研究的介质情况，可用下述方法推测缺陷容限水平。

特定腐蚀介质中缺陷容限的推导 Harrison 最初根据含平面缺陷接头的试验结果，通过断裂力学分析，在 S-N 图上定义了质量带^[9]。他用方程 (1) 描述疲劳裂纹扩展速率，并且假定斜率为 m=4。从其他研究得知，在 logS-logN 图上表示疲劳数据的直线的斜率 n 和裂纹扩展曲线斜率之间有如下关系：

$$m = -1/n \quad (4)$$

由此，质量带的斜率定义为 -1/4，而一条 S-N 曲线可用以下方程表示：

$$\Delta\sigma^m N = D \quad (5)$$

其中 D 是常数。

将 m 和 $\Delta\sigma$ 值代入方程 (5)，便可确定常数 D，而 D 与划分质量带的直线有关。得到的 D 值列于表 4。

表 4 质量带方程中的常数 D

质量带之间的直线	描述 S-N 数据的方程 $(\Delta\sigma)^m N = D$ 中的常数 D (牛顿 ⁴ ·毫米 ⁻⁸)
V-W	9.12×10^{14}
W-X	1.87×10^{14}
X-Y	3.73×10^{13}
Y-Z	7.39×10^{13}

如所述，环境作用可能会提高裂纹扩展速率，从而使建立室温空气介质试验基础上的质量带族变得不安全起来。作为例子，考虑图 13 中示出的裂纹扩展行为可看到，环境引起的裂纹比 Harrison 分析中以更快的速率生长。此时，可用以裂纹扩展规律演算中推导出经校正的质量带族。

在描述疲劳裂纹扩展的方程 (1) 中，指数 m 表示曲线斜率，常数 C 决定数据相对坐标轴的位置。这种关系表示在图 13 的插图中。当根据重新定义的 m 和 C 推导新的质量带时将需

要冗长的数学演算，因此，提出一个简化的解决办法，即斜率 m 的作用被忽略。假定裂纹扩展方程中的斜率 $m=4$ ，而常取一个新的值 C_E ，意思就是裂纹扩展曲线在 $da/dN-\Delta K$ 图中横向移动，以调节环境加速裂纹生长的作用。

在腐蚀介质中假定的裂纹扩展数据位置可以这样确定：即待定的曲线在 ΔK 等于介质中材料的断裂韧性 K_{Ic} 时相交。这可用图14中的图解说明。

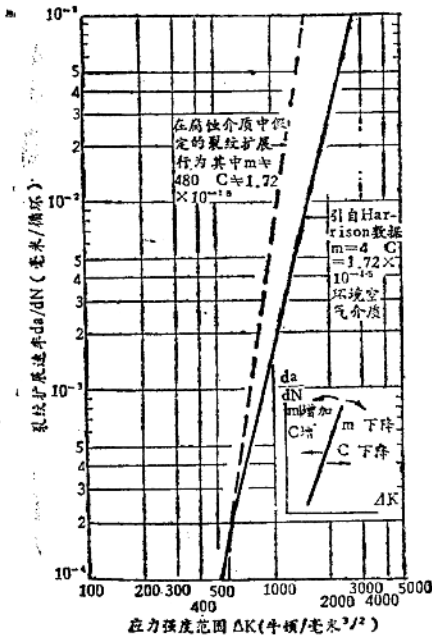


图13 在空气和腐蚀介质中假定的裂纹扩展行为的图解说明

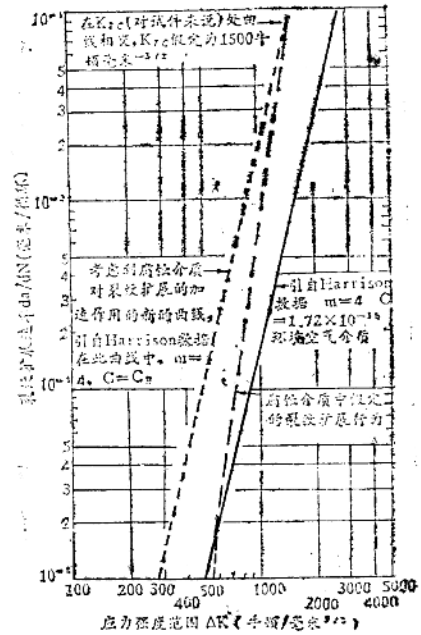


图14 考虑到腐蚀介质作用后空气介质中裂纹扩展曲线横向移动的图解说明

上述假定的裂纹扩展方程将给出裂纹扩展速率的极保守估计。但是，有这种即使很粗略保守的缺陷验收标准也比没有任何标准为好。根据斜率 m 总保持为4，考虑到环境的作用后，可通过简单地移动 $S-N$ 图上的横坐标来调整质量带。这可通过下述简单地分析来得到。

对大多数经受疲劳的焊接接头，寿命可从裂纹尖端的应力强度

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (6)$$

和描述裂纹扩展规律的方程(1)联立求解得到。联立并重新排列上述方程可得到一个方程，对此方程积分可预测疲劳寿命。

$$\int_{a_i}^{a_f} da / (Y \sqrt{\pi a})^m = C (\Delta \sigma)^m N \quad (7)$$

对给定的接头或缺陷， a_i 、 a_f 和 Y 是常数，因此积分成为常数。于是方程(7)可改写成：

$$I = C (\Delta \sigma)^m \cdot N \quad (8)$$

从方程(5) $D = (\Delta \sigma)^m N$ ，方程(8)可进一步写成：

$$I = C D \quad (9)$$

质量带中D值列于表4，C值按Harrison结果分析为 $C=1.72 \times 10^{-15}$ 。

为用质量带评定腐蚀介质中的缺陷，首先必须通过表3和图2、图3（取决于缺陷类型）来确定室温空气介质中缺陷相应的质量。其次，通过相应腐蚀介质中的裂纹扩展试验来测定 da/dN 与 ΔK 之间的关系。然后，将裂纹扩展数据加以调整，以得到斜率 m 为4，能对介质中裂纹作保守估计的方程，并且确定出新的常数值 C_E 。

按照斜率 $m=4$ ，方程（8）中的积分值 I 不论环境如何均为常数。因此，对于在室温空气介质及腐蚀性介质中，根据方程（9）有：

$$I = C_E D_E \quad (10)$$

综合方程（9）和（10）有：

$$C D = C_E D_E \quad (11)$$

C 、 D 和 C_E 为已知，从方程（11）可解出 D_E 。以上推导出的 D_E 可代入方程（5），从而可用 $\Delta\sigma$ 和 N 表示 D_E ，以此来求得校正的质量带。这些质量带将随容许应力增加而单调地下降。

根据断裂力学分析，仅裂纹扩展速率有变化，而缺陷容限水平（按原定义）界限仍可适用新的质量带。

按照原来的建议，必须使质量带族本身偏保守。在许多情况下，多考虑室温空气以外条件下的含缺陷接头时，上述要求是满足的。最后须指出，仅当证明介质引起裂纹生长速率增加，原建议不能给出缺陷容限水平时才应用调整质量带的方法。

结 论

本文力图根据从广泛的研究搜集起来的资料来说明，如何给出疲劳加载下焊接缺陷合理的基本评定规范。按照这些资料，对推算焊缝缺陷容限的英国标准草案作了评述。

根据一定目的建立起来的缺陷容限概念的可靠性为本文中低循环状态和高温条件下含缺陷接头的试验研究所证实。用于估计腐蚀介质中缺陷行为的调整质量带族的方法也被提了出来。

一些人把缺陷容限建议标准中或本文中提出的缺陷水平看成是降低质量而被认为全然不能接受，对此应讲明，由于简单结构无损检验（NDT）范围不断扩大，不必要的修补也越来越多，就会使焊接成本逐渐增加，故在实际中，从使用的有利性和合理性对待缺陷比不计成本地单纯追求质量更加合理些。

参考文献19种（见原文）

（劲草、郑本和译自《Welding Journal》，1977，№1；罗力更校）

低循环疲劳的裂纹起始寿命

摘 要

本文研究了径向应变控制低循环疲劳中的裂纹起始寿命。纵向自然应变幅度对微裂纹起始寿命曲线,是随微裂纹尺寸的不同而变化的。这是因为微裂纹起始寿命是根据引起表面裂纹长0.01~0.1毫米的循环数确定的。也研究了最终破坏寿命 N_f 和可见裂纹起始寿命 N_c 之间的关系。本研究揭示了 N_c 与 N_f 关系与各因素,如材料、波形、平均应变、试验温度、累积损伤和缺口的关系。

符 号 说 明

K_t —试件的弹性应力集中系数

N_L 、 $N_{0.01}$ 、 $N_{0.02}$ ……:微裂纹起始寿命,产生表面裂纹“L”毫米,0.01毫米,或0.02毫米长度的循环数

N_c —可见裂纹起始寿命,产生表面裂纹0.2~0.5毫米长度的循环数

N_f —破坏寿命,造成最终破坏的循环数

“a”和“b”— $N_c = a \cdot N_f^b$ 式中的常数

前 言

对大量材料所进行的许多应变循环疲劳的研究都是从这样的观点出发的,即外加循环载荷将引起结构非连续部位的应变循环,并产生低循环疲劳裂纹。但是,绝大多数发表的文章却没有讨论裂纹的起始寿命,而是涉及最终破坏寿命。破坏寿命自然包括可能受试件尺寸影响的裂纹扩展寿命。而且,应变循环疲劳中的控制条件,诸如应变比或平均应变,其在试验开始时设定的状态,都会因裂纹向试样中心的扩展而逐渐发生变化。这两种情况证明,破坏寿命可以被认为是一个缺少物理含义的非常含糊的判定准则。

根据从实验室试验所获得的基础的应变幅度对裂纹起始寿命曲线应该能用于实际结构的疲劳设计曲线的观点,本作者鉴于上述理由,采用了可见裂纹起始寿命作为评定材料疲劳强度的可靠准则。

概括对410钢、2020-T4铝、4130硬化钢、多价碳物、纯铝和纯镍的研究结果, Mahson把可见裂纹起始寿命 N_c 对破坏寿命 N_f 的比率和 N_f 之间的关系表述如下:

$$\frac{N_c}{N_f} = 1 - 2.5 N_f^{-1/3}$$

但是,严格说来,材料以及应变循环疲劳的试验条件的不同,对 N_c/N_f 值均有影响。本文采用Hotta等人及本作者的早期研究所得到的数据来评定非径向自然应变控制低循环疲劳试验中任何参数对 N_c 与 N_f 关系的影响。本研究结果可以把以 N_f 为基的疲劳曲线改换为以 N_c 为基的曲线。

在采用裂纹起始寿命作为评定准则时,最先遇到的问题是如何确定受表面裂纹尺寸影响

的裂纹起始寿命。这个问题也包括检测裂纹的方法，可检裂纹的极限长度和允许的人为误差。本文内还讨论了纵向自然应变幅度与微裂纹起始寿命关系曲线的变异特性。

材料和疲劳试验程序

本文所用的数据是从46种试件上应变循环疲劳试验获得的。试件的拉伸强度列于表1。表内 K_1 为静态拉伸和疲劳试验所用试件的弹性应力集中系数。括弧内的数据是根据光滑与漏斗形试件拉伸曲线间的关系由光滑试件的数据确定。

表 1 漏斗形试件拉伸性能和常数“a”和“b”

序号	材 料	屈服应力 σ_y (公斤/毫米 ²)	标称极限 强度 σ_u (公斤/毫米 ²)	屈强比	静态断 裂塑性 ϵ_1	形 状 因 子 K_1	常 数	
							a	b
1	HT60	61.2	70.3	0.871	0.855	1.06	0.626	1.016
2	HT60	56.0	67.0	0.836	—	1.00	—	—
3	低碳钢	28.3	39.4	0.717	1.133	1.06	0.609	1.019
4	2 ¹ / ₂ 镍钢	39.6	49.0	0.807	1.028	1.06	0.174	1.120
5	钢SS-41	29.4	53.8	0.546	0.931	1.06	0.514	1.003
6	钢SS-41	31.9	52.4	0.608	0.373	1.06	0.425	0.974
7	HT60	36.5	52.1	0.701	1.082	1.06	0.481	1.044
8	HT60	62.4	72.1	0.866	0.868	1.06	0.284	1.162
9	HT60	(76.7)	142.0	(0.540)	0.117	1.06	0.597	1.027
10	HT60	(59.5)	(72.5)	(0.821)	—	1.06	0.403	1.054
11	SUS27B		82.3		1.575	1.06	0.145	0.815
12	高碳钢轨	(46.4)	(89.2)	(0.520)	—	1.06	0.578	1.052
13	低碳钢轨	(86.0)	126.5	(0.680)	0.198	1.06	0.474	1.056
14	HT80	87.9	91.9	0.956	1.005	1.06	0.184	1.184
15	HY-140	(103.2)	112.5	(0.917)	0.816	1.06	0.132	1.206
16	UHT-200	(191.2)	239.0	(0.800)	0.334	1.06	0.410	1.107
17	铸 铁	(50.5)	66.9	(0.755)	0	1.06	0.538	1.043
18	17-7PH(S)	(30.6)	104.0	(0.294)	0.835	1.06	0.247	0.969
19	17-7PH(Q)	(85.8)	126.0	(0.681)	0.587	1.06	0.522	1.038
20	17-7PH(A)	(155.1)	166.9	(0.929)	0.361	1.06	0.129	1.281
21	SM50B	39.7	60.5	0.657	1.05	1.06	0.501	1.032
22	SM 50B(WM)	48.9	60.4	0.810	1.16	1.06	0.515	1.029
23	SM50B(HAZ)	47.8	61.7	0.775	1.08	1.06	0.486	1.041
24	HT60	60.5	81.1	0.746	1.033	1.11	0.327	1.108
25	HT60	63.1	75.2	0.839	1.330	1.06	0.362	1.016
26	HT60	59.3	72.0	0.824	1.291	1.06	0.429	1.049

(续表, 1)

序号	材 料	屈服应力 σ_y (公斤/毫米 ²)	标称极限 强度 σ_u (公斤/毫米 ²)	屈强比	静态断 裂塑性 ϵ_f	形 状 因 子 K_f	常 数	
							a	b
27	SM41A	24.5	50.2	0.489	0.945	1.11	0.388	1.077
78	HT60	65.0	78.0	0.834	1.295	1.11	0.401	1.028
29	铸 钢	25.8	48.7	0.530	0.507	1.11	0.493	0.978
30	铸 钢	—	48.2	—	0.303	1.11	0.193	1.169
31	A302B	52.2	66.3	0.787	1.11	1.06	0.458	1.015
32	HT60	64.6	77.3	0.836	1.341	1.06	0.141	1.171
33	SM41A	28.2	58.3	0.484	0.794	1.06	0.699	1.016
34	SM41A	30.9	67.4	0.458	0.361	2.01	0.620	1.007
35	SM41A	31.2	66.6	0.468	0.300	2.49	0.365	1.036
36	SM41A	36.5	71.6	0.510	0.162	3.49	0.289	1.041
37	HT80	85.2	96.3	0.884	0.998	1.11	0.486	1.054
38	HT80	79.3	86.6	0.916	1.071	1.11	0.494	1.055
39	A302B	62.7	94.4	0.664	0.59	1.06	0.648	1.046
40	A302B	55.8	70.4	0.79	1.00	1.06	0.334	1.110
41	A302B	43.3	91.0	0.476	0.46	1.06	0.695	1.039
42	A302B	54.8	69.8	0.786	0.97	1.06	0.405	1.087
43	A302B	47.6	64.7	0.736	1.08	1.06	0.615	1.047
44	BC-3	11.1	23.8	0.466	0.42	1.06	—	—
45	SCS-16	20.4	47.4	0.430	1.165	1.06	0.350	1.000
46	白青铜	20.5	46.4	0.442	0.39	1.06	0.345	0.880

注: 1. 括弧内数值由关系曲线确定;

2. a 和 b 为 $N_c = a \cdot N_f^b$ 式中的常数和指数。

№3到№20的材料为Hotta等人^[2]的研究中所使用的。这些研究是为了寻找从低碳钢到200公斤/毫米²高强度范围的应变循环疲劳强度的适用的预测公式。在他们的研究中,没有讨论 N_c 和 N_f 间的关系。№7、2和№21到№46材料为本作者和他的合作者在研究微裂纹起始寿命^[13, 15, 17], 诸如缺口^[3, 16]、应变比^[10, 18]、平均应变^[10]、较低的试验温度^[12]、应变循环波形^[9]、热过程^[7]和累积损伤^[4, 5, 11]的各因素对不同材料^[6, 8, 14]应变循环疲劳强度的影响中所使用。

材料№6和№10分别在材料№5和№8的厚度方向上制取。材料№8为淬火回火钢, 并作为材料№7、9和10的基础。材料№1用作退火状态, 材料№9为淬火状态, 材料№26和№29为№25和№30的退火状态。材料№42是材料№39、40、41和43^[7]的基础。该材料径916℃×4小时热处理(材料№39), 然后淬火和回火(材料№40)。材料№40再在720℃×30小时退火(材料№41)或在625℃×30小时退火(材料№43)。

大多数应变循环疲劳试验(从这些试验获得疲劳寿命试验数据),是采用K₁值为1.06和1.11的漏斗形试件进行的。试件直径为7或10毫米,图2给出一试件图例。在研究缺口的影响时,采用了35毫米直径的漏斗形和圆周缺口试件。试件表面采用非常细粒的金刚石砂纸作周向或纵向抛光。但图2试件用电解抛光似镜面。电解液为铬酸25克、醋酸135毫升和蒸馏水5毫升。圆周缺口试件的缺口表面也用非常细的金刚砂纸进行周向抛光。

由最初应变循环到最终破坏,径向自然应变幅度的最大和最小值保持不变。在两级疲劳试验中,应变幅度在任一级中都是可控的。应变比,即最小应变对最大应变的比率,除了试验平均应变和应变比的影响外都是-1。所有试件,除了进行试验温度影响的试验外都为室温。当预期破坏寿命小于100次时,循环频率为1~4次/分,大于100次的则为4~10次/分,应变波形为正弦形和三角形,试验应变波形的影响除外。在疲劳试验中应变循环是从拉伸开始的。

微裂纹起始寿命

检测方法 为检测试件表面裂纹起始,采用了两种方法。第一种方法^[13,17]是表面复型法。从疲劳试验开始后,约每隔五分钟停机(有一定的循环次数)在试件表面贴上复制膜。复制膜为易溶的0.08毫米厚的赛璐璐醋酸盐胶片,将其侵入醋酸溶液进行部分软化,然后将胶片立即压在试件表面,用母指轻轻压在胶片上约三分钟。

干燥后的胶片从试件表面轻轻揭起,用显微镜检查,若发现微裂纹,用130倍率拍片。在被揭的片上第一次看到长约0.01毫米微裂纹时的循环次数,定为微裂纹起始寿命N_{0.01}。微裂纹起始寿命N_c也采用同样的方法,用裂纹破坏时的最大裂纹长度确定。

第二种方法^[9]是用倍率50显微镜,对着试件的表面,在试验过程中连续直接进行观察。

采用第一种方法复型的区域和第二种方法观察的区域,被限制在试件横截面的四分之一圆周上,其余部分则被接触指针和径向应变测量装置的摆杆占据。

两种方法可检测的裂纹最小长度约0.01毫米。

微裂纹起始寿命是裂纹长度的函数 图1为用复型方法的实例。只有图(a)是用电解抛光表面的试件,在应变循环复型上,最初阶段起始的裂纹大体分成三类:①载荷方向上的裂纹,②与载荷方向垂直的裂纹,③与载荷方向成45°的裂纹。任何一类的裂纹都不总是主要的。在某些情况中,长0.01~0.05毫米的原有裂纹在不断扩展;而在另外情况,原有裂纹并不扩展,而是另一些新产生的裂纹在那里长大。

图(b)刚好是在可见裂纹起始寿命N_c前制取,它指出在N_c循环次数前大量的微裂纹呈网状均匀分布。

图(e)和(f)是在同一试件的同一点上制取的,对断裂寿命的循环比n/N_f,前者为0.0625,后者为0.625。在图(e)内,两个裂纹是孤立的,但在图(f)中两个裂纹彼此相交了。图2为HT60钢(材料№1)纵向应变幅度对疲劳寿命曲线,用复型法检测出裂纹。可断定在裂纹尺寸作为主要变数时,微裂纹起始寿命N_L对径向应变幅度的曲线将移向较高循环侧。应变幅度对N_L曲线不同情况的例子示于图3。图内参数是复型上最大裂纹的长度。试验用材料为不锈钢(材料№45)。图3曲线用复型上最大尺寸裂纹长度和应变循环次数之间