

017931

焊接检测与质量控制

(一)

郑州机械科学研究所编



第一机械工业部情报所

焊接检测与质量控制(一)

目 录

1. 结构钢的可焊性及其试验法·····	1
2. 世界各国现行的抗裂试验法·····	19
3. 三角形试件应用举例——评定压力容器碳素结构钢的焊接脆性·····	43
4. 介绍几种车间可行的焊接质量简易检验法·····	54
5. 声发射作为一种质量控制的新方法在焊接研究及生产实际中的应用·····	62
6. 焊接的化学-冶金试验·····	75
7. 低合金钢焊缝抗晶间腐蚀的试验法·····	85
8. 焊接接头的间隙腐蚀及其试验法·····	102
9. 熔化极气体保护焊熔滴过渡的研究——“汉诺威分析仪”的原理及应用·····	109
10. 关于统一硬质表面堆焊层耐磨试验法的建议·····	115
11. 国际焊接学会XV委员会关于焊接接头质量控制分级问题的几点建议·····	127
12. 介绍一种适合于大型容器、船舶等焊接结构的简易火焰喷水消除内应力热处理法·····	131
13. [焊接技术参考数据及图表]	
(A)焊接内应力图解浅释·····	137
(B)非合金碳素钢(轧制状态)的强度性能与其含碳量的关系·····	143
(C)布氏、洛氏、维氏、肖氏硬度及抗拉强度换算表·····	144

结构钢的可焊性及其试验法

1. 可焊性概念的演变

在焊接技术广泛地成为一种生产加工方法的初期,人们普遍认为,钢材的可焊性是否优良,是否适应于熔化焊接,只需采用一般尺寸甚小的标准试件,经过一定的试验,看它是否达到要求的机械性能值,就可以判定了。

然而,国内外有不少的专业文献详细报导过许多焊接结构发生破坏事故。对它们进行科学分析的结果表明,上述的概念远远不能代表钢材的可焊性,也远远不能反应出钢材在焊接结构中的实际性能。钢材的可焊性及其在焊接结构中所表现出来的实际性能受到一系列其他因素的影响。从许多焊接结构破坏分析中所得到的认识,使“可焊性”概念的内容也起了改变。现在,国内外焊接工作者对于“可焊性”的定义,尽管在词句表达上有所不同,但在理解上则是一致的,大家公认:过去那种按小型标准试件评定的材料焊接性能只是“可焊性”的一个或两个方面的分概念,这就是现在大家所称的“焊接可能性”(Schweissmoeglichkeit)和“焊接适应性”(Schweisseignung)。完整的“可焊性”(Schweisssbarkeit)概念还应包括第三个,而且也是最重要的概念——“焊接安全性”(Schweiss-sicherheit)。“焊接适应性”是指材料在加工过程中它本身的化学性质、冶金性质和物理性质是否能适应于焊接所提出的各种要求,从而确定能否用焊接法进行完善的加工。焊接适应性主要是取决于材料本身性质的一种参数,因此也大致上可以从焊接接头中取下某种形式的试件来分析和评定。所谓“焊接可能性”是指在采取某种措施的条件下(焊接方法、工艺、预热……等等)可以达到上述的焊接适应性,有些材料不能用这种焊接方法焊接,但可以用另一种焊接方法获得优质的焊接,或者用同一种焊接方法而采取不同的辅助措施得出不同的焊接质量。“焊接可能性”主要是取决于工艺的一种参数。至于“焊接安全性”则是一个综合性的概念,一种钢材是否具有焊接安全性,要看它是否能在施焊过程中所产生的极大的温度梯度变化(从室温到熔点)、抑制的热膨胀(反应变)、急剧的热量输入和受到周围低温部件抑制的收缩(反应变)的条件下仍不产生裂纹和不产生显著的性能改变而定,此外它还应具有足够的韧性(包括热影响区),以便能在高负载条件下产生塑性变形来吸收(缓冲)外界的集中应力,从而避免焊接接头脆裂。从某种意义上来说,焊接安全性可以被理解为在工作运行条件下焊接接头抗脆性破裂的性能;焊接结构的应力状态对它产生很大的影响。所以“焊接安全性”是取决于焊接结构、加工过程和工作运行条件的一种参数。

综合起来并以简单通俗的词句表达,金属的可焊性就是在一定条件下能够焊成合理的焊接结构、并能符合使用目的的一种性能。

2. 影响可焊性的因素

上节所阐述的可焊性定义表明:材料在焊接结构中所表现的性能受到一系列因素的影响。总结许多的实例可以把这些因素归纳为下列四类:(1)材料因素、(2)结构因素、(3)

加工因素、(4)工作运行因素。

2.1. 材料因素

钢材的“焊接安全性”可以用它的“可塑性”(或“变形能力”)^①来衡量。而可塑性则又与结构部件所处的工作条件密切相关。因此,我们将钢材的化学成分,冶炼和浇铸方式对钢材的韧性产生的影响作一简单的阐述。

碳含量是影响钢材可焊性的主要因素之一。随着含碳量的增大,会提高屈服极限和抗拉强度,但其变形能力则急剧下降,同时,从某一含碳量起,在焊接热影响区内生成的马氏体数量也会随着含碳量的增大而增多,尤其在多轴应力状态下容易引起裂纹的形成。于是钢材就不再可能通过塑性变形来缓冲局部的高应力,因而可能产生裂纹,终于导致脆性破断。在一些文献中规定可焊性良好的钢材的最大含碳量为0.25%或0.2%。然而,这个数据应该与实际的施焊条件(热量输入及冷却速度等)和在以下各节中将详细讨论的各项因素联系起来考虑。含碳量高的钢除了具有较大的淬硬倾向性外,还具有较大的热裂危险性。在脱氧不良的钢中,如果存在着易于还原的氧化物(例如FeO, MnO),就会使溶解于 γ 铁内的碳析出,在晶界上生成渗碳体网络,包围着每一颗晶粒。在空间张应力场的作用下它们不能产生流动,那么即使是平炉钢也会产生脆性破裂(即使它的S、P含量都很低,也会如此)。在单轴向负载作用下这个现象可能不那么显著,因为在单轴向力作用下,渗碳体网络可能不会裂开,晶粒还有流动的可能性,于是通过塑性变形而使集中应力消解,避免了脆裂。

影响钢材可焊性的其他重要元素还有氧、氮、氢、硫和磷等杂质元素。脱氧不良的钢在高温下,它的氧会促进渗碳体薄片的析出,这对它的变形能力极为不利。此外氧还有提高热裂倾向性的作用;氧与碳反应又会生成CO气体,造成气孔。溶解于钢中的氧除了促进脆化外还有降低强度的作用。随着含氧量的增大,会使冲击韧性的转变温度向低温偏移。这是因为冲击试件的缺口底部的裂纹从氧化物条纹上通过的缘故。但经验表明,这个现象并不太严重。

硫的危害作用特别在于引起热裂。硫与铁通常形成一种变质共晶体,其熔点只有988℃,铁在冷却过程中产生的收缩使这种低强度的共晶体在较高温度下沿着晶界产生裂纹这种现象在高强度和薄板钢的气焊中特别容易发生,人们称它为“焊接热裂”。在沸腾结构钢中硫特别形成不利的偏析倾向。因此当沸腾钢的型钢进行焊接时,焊缝不宜伸入到它的偏析区去,这一方面是因为它容易引起热裂,另一方面还因为这个区域的缺口冲击韧性很低。

磷有提高铁素体晶粒强度和降低其冷作变形能力的作用。可焊钢类的含磷量上限为0.06%。

钢材的脆断敏感性与其含氮量有很大关系。含氮量大,它的老化倾向性也愈大,此外氮对于钢材的塑性也是不利的。

氢对钢材的可焊性产生甚大的影响。铁素体对氢的溶解度比奥氏体对氢的溶解度小得多,因此在“奥氏体-铁素体”的相变过程中总有氢气的释放。如果这个相变是在较高的温度下进行的,氢气可以从钢中逸出;但在较低的温度下,氢的扩散能力较小,只能慢慢地逸出,如果受到大于屈服极限的张应力(内应力)的影响,氢在缓慢扩散过程中就会复合为分子状态、停留在钢中、形成所谓“鱼眼”状的气孔缺陷^②。

① 参见“外文术语浅释”中 Verformungsvermoegen 及 Formaenderungsvermoegen 一词。——译注

② 参见“外文术语浅释”中 Fischaugen 一字。——译注

在结构钢中加入 Cr, Ni, Mo, Mn, V, Cu, Si 等合金元素, 主要能提高屈服极限和抗拉强度。然而, 这通常会产生奥氏体相变受阻、临界冷却速度^①降低的现象。这使钢材在焊接过程中容易产生热影响区硬化的倾向, 因而需要采取一定的措施。

人们把各种合金元素对硬化的影响力与碳对硬化的影响力作出比较之后, 就发展了“碳当量”这个概念。各个研究者给出的碳当量数据甚多, 也颇有差别, 其中似乎以 J. Dearden 和 O'Neill 二人得出的最为适用, 现列于下:

$$\text{总碳当量}(\%) = \%C + \% \frac{\text{Mn}}{6} + \% \frac{\text{Cr}}{5} + \% \frac{\text{Ni}}{15} + \% \frac{\text{Mo}}{4} + \% \left(\frac{\text{Cu}}{13} + \frac{\text{P}}{2} \right) \quad (1)$$

这个碳当量的适用范围只限于非合金钢和低合金钢。普遍适用的规则是: 碳当量在 0.40% 以下, 板厚为 10~15 毫米的钢具有良好的可焊性; 碳当量 = 0.40~0.60%, 焊接比较困难; 碳当量超过 0.60% 时, 可焊性就不能保证。因为这个公式仅仅考虑了钢材化学成分的影响, 所以在实际应用中还应把“板厚”和“焊接方法”的影响因素附带地考虑在冷却条件影响因素当中。最后还应特别指出一下锰对钢材韧性的有利影响, 这是与锰的脱氧作用有密切关系的。锰还能把有害的硫结合成无害的球珠状硫化锰。因此随着 Mn/C 比率值的提高, 可使冲击韧性的转变温度向较低的温度范围内推移。通过 Kahn 氏试件和卡贝圆底缺口试件的试验结果表明, 转变温度与锰和碳含量具有下列关系:

$T = (\text{塑性} \rightarrow \text{脆性})$ 转变温度

$$T = -9 + 183(\%C) - 13(\%Mn)[^{\circ}\text{C}] \cdots \cdots (\text{Kahn 氏试件}) \quad (2)$$

$$T = -28 + 194(\%C) - 41(\%Mn)[^{\circ}\text{C}] \cdots \cdots (\text{卡贝试件}) \quad (3)$$

此外还有许多研究结果都表明锰对钢材的韧性产生有利作用。然而, 这些研究都有一个共同的缺点, 就是它们仅仅以某些单纯的元素为基础来评定钢材的韧性及其转变温度的推移, 对于其他许多重要的因素都没有加以考虑。例如, 与化学成分有密切关系的冶炼方式和浇铸方式对于钢材的可焊性会产生很大的影响。例如, 托马斯钢(碱性转炉钢)的磷、氧含量较高、尤其是有较高的含氮量, 那它比西门子-马丁钢(即平炉钢)更容易老化。经过少量的冷作变形量, 它的硬度就大大提高, 缺口冲击韧性的陡降甚大, 而且向较高的温度区推移。

如果上述的托马斯钢和西门子-马丁钢是用氧气吹炼的, 它们的质量就大有改进。用纯氧精炼可以使钢中的 P、S、N₂、O₂ 含量很低。在相同的浇铸条件下, 纯氧精炼钢的脆性破裂敏感性比平炉钢的小得多。

浇铸形式对于钢的可焊性也产生影响, 这是因为沸腾钢在浇铸冷却过程中会产生偏析, 而镇静钢则基本上不产生偏析。所谓“偏析”就是钢内杂质的集中现象(集中在钢锭心部), 在偏析区内缺口冲击韧性显著下降。沸腾钢和镇静钢的屈服极限、抗拉强度和延伸率的平均值虽然差别很小, 但人们对于工作运行条件要求较高的应用场合却愿采用镇静钢, 就是因为它没有显著的偏析区, 缺口冲击韧性值较高也较均匀稳定的缘故。半镇静钢则介于它们之间。如果钢熔液只是用硅来镇静的话, 那么这种镇静钢与沸腾钢比较, 在抗老化性能方面并无改善。必须加入铝作为镇静剂, 使氮成为不溶解于铁素体的氮化铝, 才能使老化敏感性显著减小。用铝对钢进行完全镇静还有这样一个优点, 就是它产生的氮化铝在熔液中分布得非常细致均匀, 在冷凝过程中形成无数细微的结晶晶核, 因而起到细化结晶组织的作用。经过正火处理后, 这种钢的屈服极限和缺口冲击韧性都会提高, 而且钢中的氮化铝愈多, 它们的提高量也愈大。

① 参见“外文术语浅释”中 Critical cooling rate 一词。

由于用铝镇静的钢具有很好的缺口冲击韧性，它们的(韧性-脆性)转变温度也很低，所以它们也具有很高的耐脆性破裂性能。应当指出的是，这样的钢即使含有高达0.1%的磷，由于它的氮化铝产生了细化晶粒的作用，也不致对它的缺口冲击韧性和耐脆性破裂的性能产生显著的影响，然而磷提高强度的作用却受到了抑制。这样看来，一向被人们认为是有害的磷和氮，很可能在“细晶钢”中用作合金元素来改善钢的性能。

用钛来处理钢的溶液对钢的性能也产生有利的作用。在S、P含量相当高的托马斯钢中加入适量的钛，可以使它的缺口冲击韧性在 -40°C 时还保持在 $3\text{公斤}\cdot\text{米}/\text{厘米}^2$ 以上。

随着焊接技术的发展，工业上向钢材制造厂提出了“钢材既要具有更高的强度，又要具有足够的韧性”的要求。这个要求单凭提高含碳量只能达到有限的满足，因为把含碳量提高会使钢材在焊接后的冷却过程中有大量的奥氏体转变为马氏体。至于“调质钢”虽然在获得较高强度值(屈服极限可超过 $30\text{公斤}/\text{毫米}^2$)的同时可以保持足够的韧性，但是当这种钢进行焊接时需要预热，使它的相变主要在珠光体阶段中完成。焊接以后还需要进行调质处理，这对于大型工件几乎是难以实行的。现在已有许多研究结果表明，钢材在“中间阶段”(Zwischensstufe，即贝氏体转变区)的相变可以获得强度大、韧性好的组织。于是以此为基础发展了一系列的低合金高强度钢系，它们在很大的冷却速度范围内进行中间阶段的相变。例如，有一种Cu-Ni-Mo低合金钢的最大含碳量为0.20%，熔炼成“细晶钢”，在东德称为HSB钢系列，在焊接结构中已表现出非常卓越的性能。国内外对于低合金高强度钢正在大力发展，焊接研究工作为此配合也显得特别活跃。

2.2. 结构因素

自从有许多的焊接桥梁和船只发生脆性破断的事故以后，人们就积极地从事了脆性破断的基础研究，并且得出结论：焊接安全性不但受到材料的影响，而且在很大程度上还可能受到结构形式的影响。例如板材的大厚度和任何形式的缺口的存在尤其会对焊接结构的脆裂性质和安全性产生不利影响。

结构对焊接安全性的影响(也就是对钢材的“变形能力”的影响)，实质上是涉及到“产生一种塑性变形所需的剪切应力是取决于存在的应力状态”的问题。例如，某些材料在受到单轴向负载力的作用下具有很好的塑性性质，如果一旦处于多轴向的应力状态下就很可能产生无明显变形的破断(即脆断)。我们只要设想一下：在三轴向负载作用下产生的剪切应力等于最大主应力减去最小主应力之差的 $\frac{1}{2}$ ，那么我们就理解为什么在“高空间度”(hoher Räumlichkeitsgrad^①)的情况下产生塑性流所需的剪切应力要么完全不存在，要么需要等到“正交应力”(Normalspannung，即法线方向的应力)几乎达到破断强度值时才出现，以及试件为什么会不产生或只产生极少的变形就遭到破断的原因了，那么在这种情况下我们就不能期望工件会产生局部变形来使集中应力的峰值解体。因此在焊接结构的设计中，我们应尽可能避免“多轴向应力状态”(又称“空间应力状态”)，才能避免产生脆性破断，具体地说，要避免“缺口”、“过陡的截面过渡形式”、“大厚度”以及不必要的大焊缝体积等结构形式。此外在焊接结构上还应注意让加工部件在焊接后完全不受拘束地自由收缩，可以避免内应力的提高。

具有淬硬性的钢材的厚度越大，不但越容易因多轴向应力状态而减小其变形能力，而且

① “空间度”——表示多轴向应力状态的术语，各轴向分应力之差很小或相等时称为“高空间度”，反之称为“低空间度”。——译注

还会因冷却速度的增快在热影响区产生硬化而更加减小其变形能力。

究竟应力状态对于脆性破断的形成产生多大的影响呢？美国“Victory”航运公司的统计数字给予了有力的说明：过去该公司在2110年航次中发生过224次船只脆性破断的事故，后来把船舱天窗角（Lukenecken）的结构作了修改，改善了应力状态，经过2100年航次（Schiffsbetriebsjahren）还没有发生过天窗角破裂的事故。

2.3. 加工工艺的影响因素

除了结构形式外，加工工艺也往往可能在结构部件上造成很不利的应力状态。特别是工件的预加工、焊接本身及焊后处理的工艺对焊接安全性产生很大的影响。在预加工中应该注意到不要使托马斯钢产生过大的冷作变形，以免它因此而产生冷加工硬化和老化脆性，这些往往是使塑性恶化的原因。焊缝坡口加工不当以及过大的焊缝体积和因此而输入的过高焊接热量都会使结构部件产生很高的焊接内应力。

输入的焊接热量当然取决于所采用的焊接方法。我们选择焊接方法的一个重要原则就是要使输入热量达到尽可能的小，在这个原则下近年来发展了好几种高质量的新焊接方法，电子束、等离子、脉冲电弧焊、窄间隙焊都是很好的例子。然而，某些淬硬敏感性大的钢材有时候又希望有较大的输入热量，使冷却速度降低，从而避免在热影响区内产生马氏体和由此引起的脆化；在这个方面，有效的措施是进行预热和保温。

为了减小焊接内应力，最好是根据待焊结构的几何形状事先制定出一个合理的施焊顺序表，使焊工按照这个表所定的顺序来施焊，其原则是在施工过程中尽可能让工件持久地处于无拘束的自由收缩状态，并且避免变形。这种施焊顺序表的制订甚为重要，因为执行得好，就可以免除焊后的矫形工序，焊后的矫形工作很可能会造成工件的大量冷作变形，如果使用火焰矫形还可能造成危险的内应力状态，它们对于结构物的安全都是有危害的。把整个焊接结构物进行消除内应力的热处理，从技术观点上说是必要的，可是从技术条件来说却是很少可行的。当然进行局部热处理是可能的，但必须倍加小心，否则它的效果可能会是适得其反。

2.4. 工作运行的影响因素

影响焊接结构安全性的其他因素还有该结构物在运行中的工作温度和负载施加的速度。这两个因素对于结构物的材料的脆性行为有着重大的意义。一般而言，结构钢的脆性破断倾向性会随着温度的下降而增大。焊接结构的这种脆裂现象大多数在稍稍高过冰冻点的温度就会出现。除奥氏体钢种外，钢材的这种性质是与它的变形能力随着温度的下降而减小的现象有关，其原因是随着温度的降低它们的破断强度接近于屈服极限。

钢材的脆性破断敏感性还会随着负载（施加）速度的提高而进一步增大。这个现象的产生也是由于钢材的破断强度接近于屈服极限，和变形能力（指拉伸试验中试件的断面收缩率）随着负载速度的提高而减小的缘故。

固然应力状态和工作温度都对材料的脆化产生影响，但是单独的应力状态和单独的工作温度都不会导致“完全脆化”，而是它们互相影响着，增大它们对脆化的作用。应力状态的不利条件越突出，脆化温度就越向高温区推移。

3. 可焊性试验

迄今为止发展出来的各种可焊性试验法，按“可焊性”的概念来看，实际上可以大致划分为“焊接适应性试验法”和“焊接安全性试验法”两类。

3.1. 焊接适应性试验法

这一类试验法的任务是要确定某种材料是否能用某些特定的焊接方法进行优质焊接，也就是说是否焊缝成形良好，不产生气孔、夹渣、裂纹；焊接接头的各项机械性能是否达到了预定的要求。一般而言，这类试验法所取的试板尺寸，厚度约为10~20毫米，最大长度和宽度为300~500毫米，在其上进行试验性的对接焊或堆焊。这种试件尺寸相当小，因此不可能在这种试板上获得像在实际结构部件上所出现的那样关键性的应力状态来。从这种焊接试板上通常只取出标准的抗拉试件、弯曲试件或缺口冲击试件，并且要求用这些试件来评定焊接材料的机械性能。此外也同时评定焊缝成型的外观和它们的破断面外观。如果母材和填充材料通过这些试验达到了要求的机械性能，而且具有良好的破断外观，那么这种材料就算是具有良好的“焊接适应性”。

3.2. 焊接安全性试验法

焊接安全性试验的目的是求出材料在实际结构的工作运行条件下所表现的性能。如上所述。焊接安全性与材料的变形性质有很大关系，而材料的变形性质又可能受到一系列其他因素的影响。对此我们又要把下列两种情况区分开来，即：一种是在焊接热影响区内产生的变形性质的减弱，可用“抗裂试验”来评定；另一种是工件整个截面变形能力的减弱，则需用“脆性破断敏感”试验来评定。在第一种情况中，塑性变劣现象的主要原因在于材料本身，因为通过某些合金元素的含量当达到临界冷却速度时就会在热影响区内产生硬化，使得局部塑性流极小，妨碍了内应力的消解，因而促进了该区域内裂纹的产生。在下面我们将列举一些抗裂性试验方法，它们就是要在试件的制备和试焊过程当中尽可能产生很高的应力，从而考察受试的材料是否能够在这种极度负荷条件下不产生裂纹。

与第一种情况相反，钢材的脆断敏感性，如前所述，除了取决于材料外还主要地取决于应力状态，取决于负载速度和温度。个别的“脆断试验”把这三个因素作了各种形式的结合。只要把这些影响因素中的一个加以突出，使“塑性破断”转变为“脆性破断”，人们就可以得到评定钢材脆断敏感性的手段了。为了对某种钢材可焊性得出一个绝对的尺度，人们常常要求对焊接安全性作出有数据的评价。然而，从迄今所做的无数研究工作的结果来看，这一点似乎还没有可能。这是因为“焊接安全性”不是一个单纯的材料性质常数，而是一个在很大程度上取决于其他因素的“综合性质”。而且还存在着这样的困难，即人们无法测出某一“脆断试件”内部的应力分布，因而难以把各种试验方法精确地互相比较，也难以与实际的结构部件进行比较。

作为“脆断性能”评定的关键参数，人们在大多数情况下都采用从塑性破断转变为脆性破断的“转变温度”，因为人们早已发现过，即使是最不适宜的钢，只要工作温度超过某一定数值，用于条件很恶劣的结构上也不致产生什么危险。然而，与上述说明联系起来看，这个“转变温度”并不是一个常数值，而是强烈地取决于试件几何形状和试验条件、取决于结构部件的形状和工作条件的。所以随着缺口尖角的变锐、随着试件宽度和厚度的增大以及负载速度的提高，这个“转变温度”会向较高的温度区推移。因为试件的缺口尖角宽度和厚度的增大意味着应力状态的“空间度”的提高。

此外，各种试验方法的不同之处还在于采用那一种参数作为求取“转变温度”的准测。例如：吸收能、强度、变形量（例如弯曲角还是断面收缩率）、或破断面外观等参数都可以作为评定“转变温度”的准测，可是各种试验方法对它们的侧重却不一致。

测量材料变形能力另外还有一种方法，它不采用“转变温度”作为评定参数来标志从塑性破断转变为脆性破断的临界区域，而是特别加剧试件的应力状态，把冲击试件的缺口锐度加以变化，然后用“缺口锐度”来标志材料从塑性破断转变为脆性破断的临界区。例如 Schnadt 发展的“宝塔形缺口冲击试件”^⑤就属于这种试验原理。

在“脆断试验”中，人们有用直接施焊的试件，也有采用不施焊但用其它方式产生“空间应力状态”的试件。在下文中我们把这两组试件形式的试验法分开来讨论。

3.2.1. 不施焊试件的试验法：

在这一组的各种试验方法中，人们采用特殊的试件形式及/或特殊的负载形式来模拟材料在焊接结构中所承受的负载条件，例如，采用“缺口”、“偏心负荷”、“高负载速度”等等。因为在这种试件上没有直接施焊，所以人们又称它们为“模拟焊接试件”。

宽板内缺口抗拉试件 —— [图 1]

这是一种试板宽度甚大，板内开有缺口的抗拉试件。象一般缺口冲击试验一样，这种抗拉试验也是在多种试验温度下进行的，并求出

从塑性破断转变到脆性破断的“转变温度”作为评定参数。美国曾采用这种试件来验证一些破坏船只钢板的脆性问题，取得了很好的效果。这种试验法在实用中除了适合于造船和相似的大型结构部件的试验外，由于它消耗材料甚多，很难成为一种例行的试验法。参见文献 [1]。

几种开缺口抗拉试件

蒂普试件 (Tipper probe)^{[2]、[1]、[3]}和坎布里奇试件 (Cambridge-Probe)[图 2]都是著名的和常用的试件。它们通过在抗拉试件上所开的尖锐缺口使试件在试验中承受多轴（或空间）应力状态。它们取“晶粒状破断面”占 40~50 % 时所处的试验温度作为“转变温度”，并且测定在这个温度下试件缺口断面收缩率作为评定材料塑性的参考数据。文献 [4] 指出：两种半镇静平炉钢的蒂普试验和范德维恩 (Van der Veen) 试验（见本文下一节）的“转变温度”是一致的，但是当用此二者来试验其他材料时，它们的“转变温度”就各不相同。

⑤ 参见“外文术语浅释”中 Atopic test piece 一词。——译注

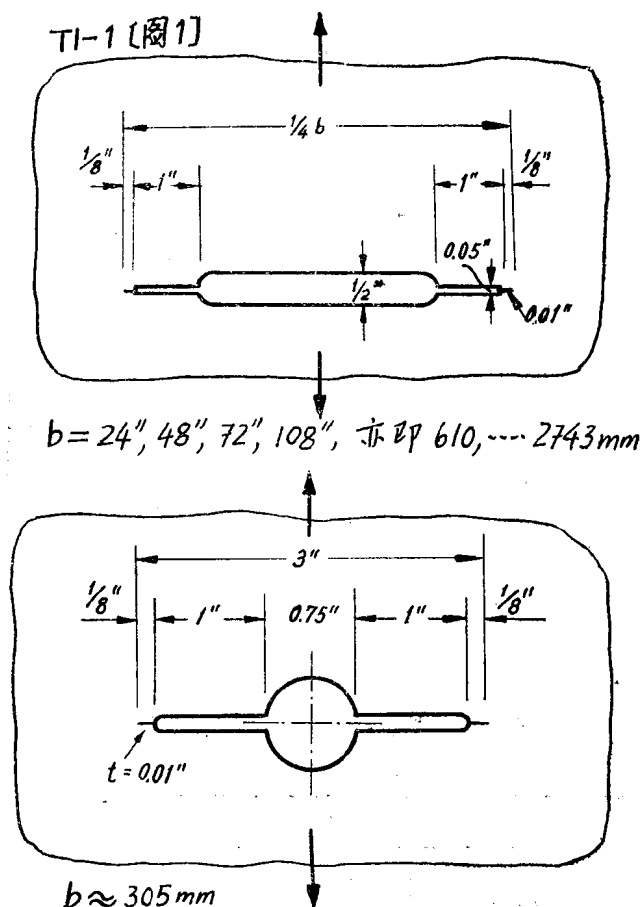


图 1 宽板内缺口抗拉试件

在德国有一种常用的开缺口抗拉试件称为“孔茨试件”(Kuntze Probe)〔图3〕^{〔6〕}，它既可以在静载下也可以在冲击式的动载下进行试验。在这两种情况下都测量缺口断面的收缩率作为评定脆性的一个参数。在静载拉伸试验中，如果材料满足下列条件就被认为具有良好的抗脆断性能：

$$K + 10 \frac{K_s}{K} \geq 24\% \quad (\text{铆接结构}) \quad (4)$$

$$K + 10 \frac{K_s}{K} - \frac{a}{10} \geq 24\% \quad (\text{焊接结构}) \quad (5)$$

式中 K = 静载试验的断面收缩率
 K_s = 冲击试验的断面收缩率
 a = 板厚。

文献〔6〕指出：这个试验法所得试验数据的分散度很大，不易得出规律性，因此作为钢材的脆断试验似乎是不适合的。

几种开缺口拉伸-弯曲试件

这一类型的试件的特征是：通过一个偏轴心施加的拉伸负荷使开在试件上的缺口的“缺口效应”更加扩大，在试件上形成一个突出的多轴向应力状态。著名的“巴格泽尔试件”(Bagsar-Probe)〔图4〕^{〔6〕}、^{〔7〕}、^{〔1〕}和“卡恩试件”(Kahn-Probe)〔图5〕均属于这一类型。这两种试件的厚度就是待试材料的原板厚度。在“巴格泽尔试验法”中，评定“转变温度”的准则是试件破断时的强度。如果材料变脆时，在“转变温度”区的破断强度就会显著下降。

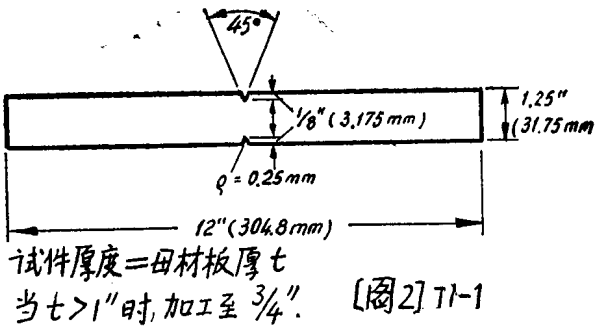


图2 Cambridge 试件

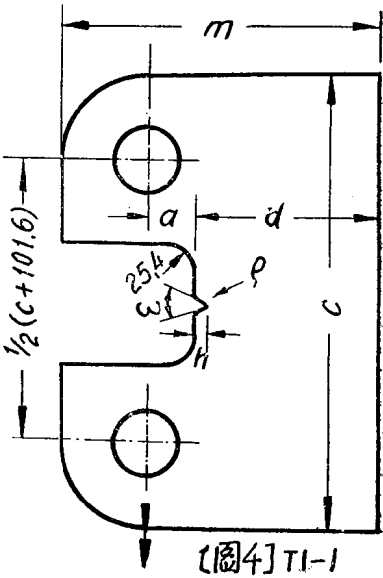


图4 Bagsar 试件

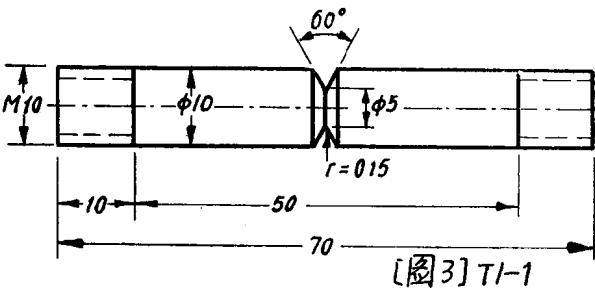


图8 Kuntze 试件

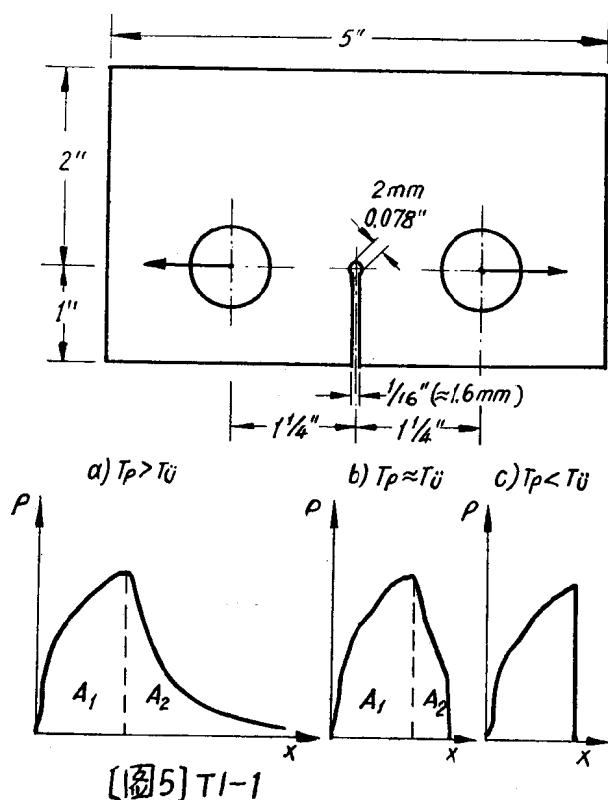


图5 Kahn 试件（即美海军撕裂试件）及其“负荷—应变”图。

T_p = 试验温度， T_u = 转变温度， A_1 = 第一次启裂时的吸收能，

A_2 = 裂纹扩展所需要的吸收能

“卡恩试验”又称“（美国）海军撕裂试验法”（Navy-Tear-Test）^{〔8〕}、^{〔9〕}、^{〔8〕}，它一方面用观察破断面的外观来评定“转变温度”的范围，另一方面又从“负荷—应变”图中测出启裂纹扩展过程中的“吸收能”来确定“转变温度”，在“转变温度”下，裂纹扩展过程中的吸收能 A_2 会显著减小，在完全脆化的情况下， A_2 可能趋近于 0。从这个试验法所得出的“转变温度”与“宽板试验”结果非常一致。这个试验法结果表明，板厚对“转变温度”有一定影响。厚度相同的不同材料的转变温度有明显的差别，例如板厚同为 20 毫米的下列各种材料用 Kahn 试件求出的转变温度值如下：

非镇静托马斯（转炉）钢	+ 50°C
非镇静平炉钢	+ 25°C
镇静特种吹炼钢	+ 20°C
平炉细晶钢	- 8°C

上述两种试验法都用观察试件破断面的外观作为评定“转变温度”的辅助方法，当破断面上出现 40~50 % 的“晶粒状断口”（表示脆性破断）时，就把这个试验温度定为“转变温度”。用这两种方法求得的“转变温度”往往比“卡贝圆形缺口试件”求得的“转变温度”约高 50°C 左右，这意味着材料在这两种“开缺口拉伸—弯曲试验方法”中受承受了比较严峻的负荷条件。

开缺口慢速弯曲试件

属于这一类型的试件有著名的“范德维恩试件”(Vander Veen-Probe)[图6]^{[10]、[11]、[12]}。这个试验法是采用试件在弯曲过程中所产生的垂直于缺口的塑性破断面的宽度作为评定“转变温度”的准则。通常当这个塑性破断面的宽度测得为32毫米时,就取这时的试验温度作为“转变温度”。国际焊接学会第Ⅷ委员会曾用“范德维恩试件”和卡贝V形缺口冲击试件对各种碳、锰含量的钢进行过对比试验^[11],结果表明这二者极为相近,并认为如果用破断面外观作为评定“转变温度”的准则,那么范德维恩试件就比较适合。

此外,施纳特(Schnadt)也提出一种类似的开缺口弯曲试件,见图7,但在缺口的正上方销入一条 $\phi 15$ 的圆钢条,使在弯曲试验中从缺口起到圆钢条下边的破裂面完全是受张力而形成。这样可以使人们从破断面外观来评定它是属于塑性破断还是属于脆性破断,就比较单纯而容易识别。这个方法除了用破断面外观来评定“转变温度”外,还把“负荷-弯曲度”曲线作为评定准则。

缺口冲击试件

缺口冲击试验是最熟知的一种脆断试验法。现在已有许多种试件的尺寸和缺口形式。但它们都是采用缺口效应和很高的负荷速度(冲击)来造成对脆断不利的应力状态,并且比较容易求出从塑性破断转变为脆性破断的“转变温度”。当缺口形式和它的槽底锐度不同时,所得出的“转变温度”值也会不同;

缺口锐度越尖,“转变温度”值就会越向较高的温度区推移,例如卡贝V形缺口冲击试件求出的转变温度温比德国的DVM冲击试件求出的转变度温值高30%。文献[1]和[12]曾对各种缺口冲击试件作过对比试验。在德国主要采用圆形缺口的DVM[®]冲击试件,英、美和一些西欧国家则多采用卡贝V形缺口冲击试件。(我国通常采用梅氏冲击试件)。

各种缺口冲击试验大多数采用一定的“缺口冲击韧性值”(例如 $3.5 \text{ 公斤} \cdot \text{米}/\text{厘米}^2$)或“冲击吸收能”(单位为“公斤·米”或“呎-磅”)作为评定“转变度温”的准则,但也有采用试件破断面上出现的“塑性破断面”和“脆性破断面”所占面积的比率、或试件破断处侧面的

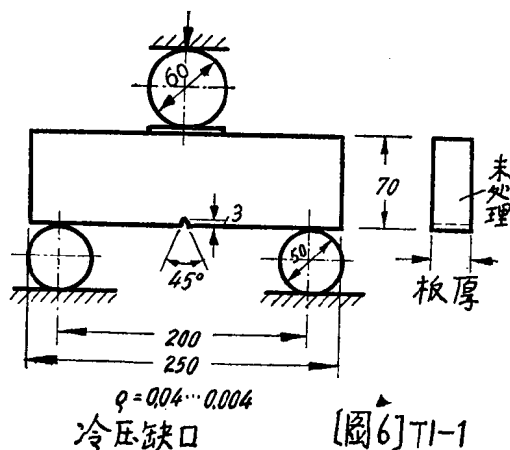


图6 Van der Veen 试件

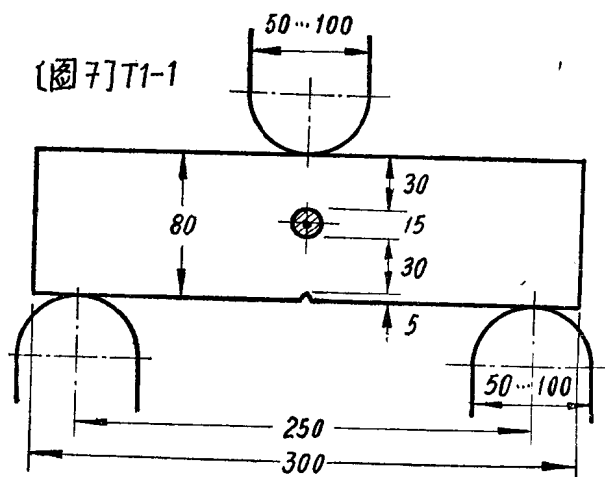


图7 Schnadt 缺口弯曲试件

⑩ 参见“外文术语浅释”。——译注

挤出高度作为准则的，或至少作为一种评定用的辅助参数。^{〔12〕、〔13〕}

采用缺口冲击试件评定脆断安全性还有一种“敏化”的试验法，这就是先把待试的材料经过一次“老化”处理（把原板厚度冷压或冷轧10%，在250℃温度下加热30分钟），然后再制成缺口冲击试件进行各种温度的冲击试验，求出“冲击韧性——温度”曲线。文献〔6〕认为DVM试件最适合于这种试验，并且主张对老化敏感性较大的钢材必须采用经过老化处理的缺口冲击试件来评定它们的脆断性能。

近年来，许多人对于采用缺口冲击试件来评定材料的脆断安全性的可靠性表示了怀疑和异议。他们认为这种试件的尺寸很小，产生的应力状态非常局限，与实际结构受载条件相差太远。这些论点确属事实，然而，这种冲击试件用来对材料就其脆断安全性能进行“质量分级”则仍然不失是一种实用的方法，这也是普遍的看法，尤其它们消耗材料少、试验简便，更是适合于例行的质量控制的试验。

除了上述的标准缺口冲击试件外，施纳特提出一种所谓“宝塔形”缺口冲击试件。这种试件主要借助于嵌在V形缺口上方的淬硬钢销来改进一般标准冲击试件破断面受到伸张和压缩两种力的作用的缺点，从而使破断面完全由单纯的伸张力所促成，便于分析破断面的性质（是塑性破断还是脆性破断）。此外它还用改变V形缺口底部圆弧半径（ $r = 0 \sim \infty$ ）的办法，用“缺口锐度”代替“转变温度”来表示“塑性-脆性”的临界转变区，因而可以减少变换试验温度的麻烦。然而文献〔15〕对此进行过对比试验后发现，宝塔形缺口冲击试件虽然从理论上来看是比较合理的，但由于试件尺寸甚小，其改进效果不甚显著，试验结果与一般标准缺口冲击试件的试验结果很相似，那么采用这种制作上比较费时的试件看来就不值得了。

还有一种适用于焊接材料研究的缺口试件称为“罗伯逊试件”（Robertson-Probe）（图8）^{〔16〕、〔5〕}。试件的厚度就是原材料的厚度，在试件的B端开有锯口（长4.8毫米）。试件在受到拉张力的同时，A端加热，B端冷却，B端一直用锤冲击，使锯口开裂，直到达到A和B端之间的某一温度为止，这取决于外加的拉张负荷。在这个试验中、温度、多轴向应力状态和缺口效应与脆断的关系都得到了体现。

3.2.2. 施焊试件试验法：

本节所述的各种试验法与3.2.1.节所述的

各种试验法不同的是在试件上直接施焊，用以考察待试材料受到焊接的影响后它的抗裂性能以及它的脆断敏感性。下面介绍的试验法主要用于厚板的试验（用于薄板的试验法此处暂不收入）。

焊道弯曲试件

科默雷尔试件（Kommerell-Probe）（图9）^{〔17〕〔18〕}是最早的一种焊道弯曲试件，适用于大厚度（ ≥ 50 毫米）钢板的焊接脆断性能的试验。通过这个试验可以求出材料在不利的空间应力状态下和焊缝热影响区的硬化条件下受到弯曲力时的抗脆裂性能。弯曲角和破断面外观是这个试验法的评定参数。这种试验法很切合实际，而且迄今为止采用这种试验法选出的钢

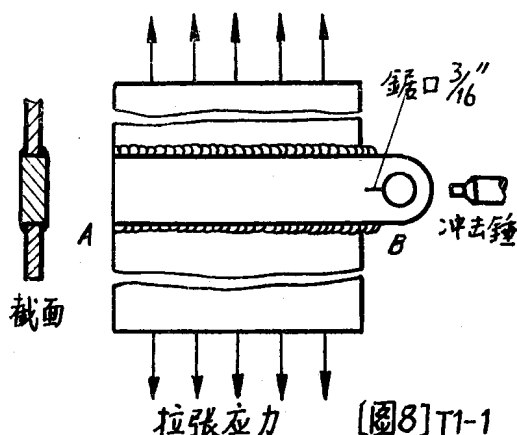


图8 Robertson 试件

材在实际焊接结构中还没有出现过事故。这种验试法的缺点在于试件消耗材料较多，试验承载力较大，而且不适合于用作评定 20 毫米以下薄板的塑性行为。

另一种焊道弯曲试件是金泽尔试件 (Kienzel-Probe) (图10)^[19]。这种试件在焊道完成后，在试板中心与焊道垂直开一条缺口。取弯曲角、破断面外观及缺口以下 0.8 毫米处的断面收缩率作为评定参数。在美国还用多种试验温度来进行这种试验，并取断面收缩率为 1 % 时的试验温度作为“转变温度”。实践表明：这个试验法切合实际的程度甚高，如果它的试验温度高 10℃ 左右时，它的试验结果就与科默雷尔试件的试验结果相一致。

图 11 为美国莱赫大学 (Lehigh university) 发展的一种缺口弯曲试件，一般称为“莱赫缺口弯曲试件”与金泽尔试件很相似，但可以在同一块试板上连续进行两次弯曲试验。参见文献[7]

启裂试验法

启裂试验 (Crack-Starter test) 是美国海军研究试验室 (Naval Research Laboratory, 简写 NRL) 首先发展的试验方法，实质上也是一种施焊试件的弯曲试验法，但是试件受到冲击式的动载弯曲负荷，使裂纹首先从堆焊在试板上的很脆的焊道上开始启裂，并迅速扩展通过试板的截面。下面介绍两种属于这一类的试验法。

图12 a 示意“美国海军冲凹启裂试验法” (NRL Crackstarterbulge test)^{[20]、[21]、[22]}。在这个试验中，首先在试件上刨出一道槽沟，然后用低合金高碳钢焊条把槽沟填充焊满，形成一道很脆的焊缝金属，并横越焊缝金属开一条缺口。在如图12 a 所示的特种装置中进行爆炸冲击试验，使

在试板上形成一个多轴向应力状态。评定参数为试板受冲击后产生的凹窝成形(深度)及破断面外观，同时还取裂纹边缘上的剪切厚度 达到 0.25~0.5 毫米时的试验温度作为塑性-脆性

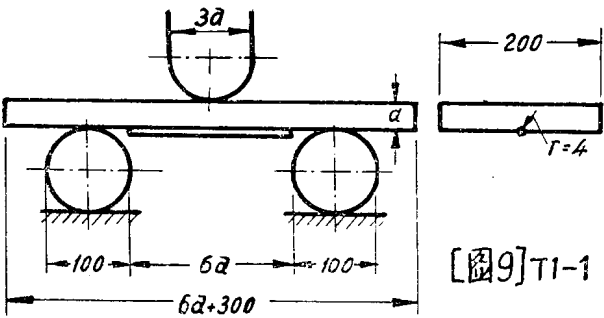


图9 Kommerell 试件

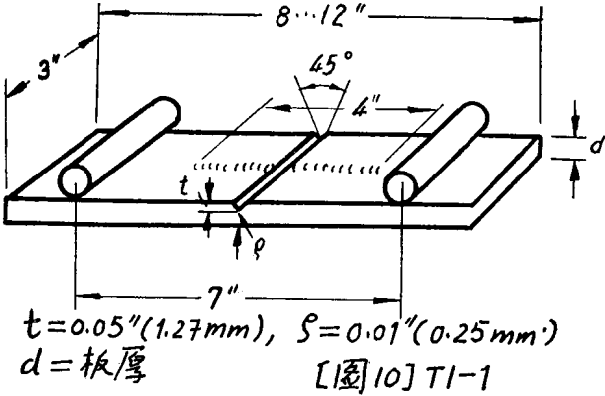


图10 Kienzel 试件

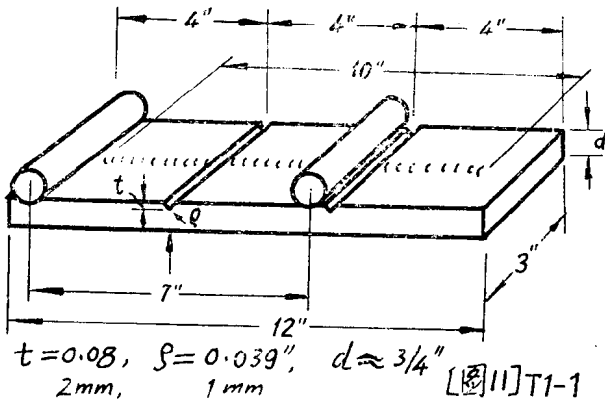


图11 Lehigh 缺口弯曲试件

的“转变温度”。用这个试验方法对沸腾和半镇静结构钢求得的“转变温度”所处的范围比卡贝V形缺口冲击试验所求的转变温度范围约高25~50%，对全镇静钢则约高50~75%。由此可见，启裂试验比卡贝V形冲击试验的负荷条件严峻得多。此外，这一方法的试验结果与前述的“宽板内缺口抗拉试件”的试验结果取得很好的一致性。

落锤试验法(drop-weight test) [23]、[24]、[21]、[22]所使用的试件见图12 b 中的 (a)，与上述的冲凹启裂试件相似，也是在试板母材上或焊缝金属上再堆一道脆性的焊道金属，并开一条横锯缝，然后用(b)装置进行试验，落锤落下后使试件承受冲击动载弯曲负荷。它要求堆焊焊道必须最迟在弯曲角达到3°时即开裂，以便求证受试的材料是否具有足够的韧性潜力，通过塑性变形而避免裂纹的产生。试件第一次开裂时所处的试验温度即被当作“转变温度”。

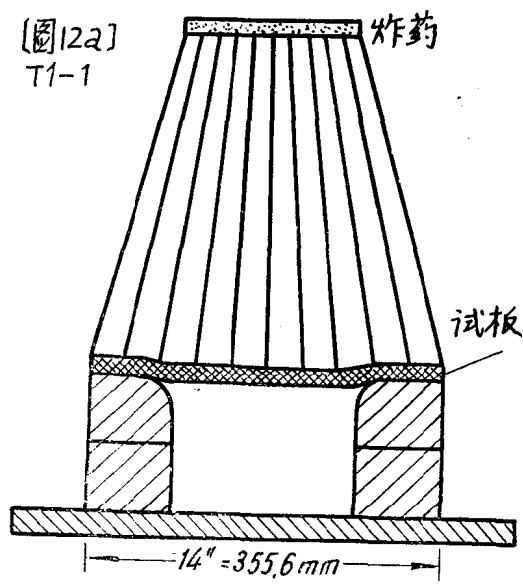


图12 a NRL 冲凹启裂试验法

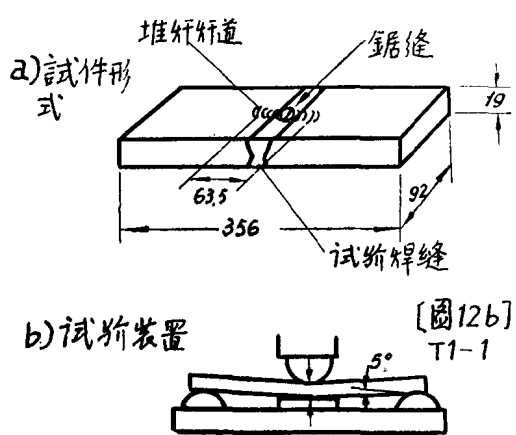
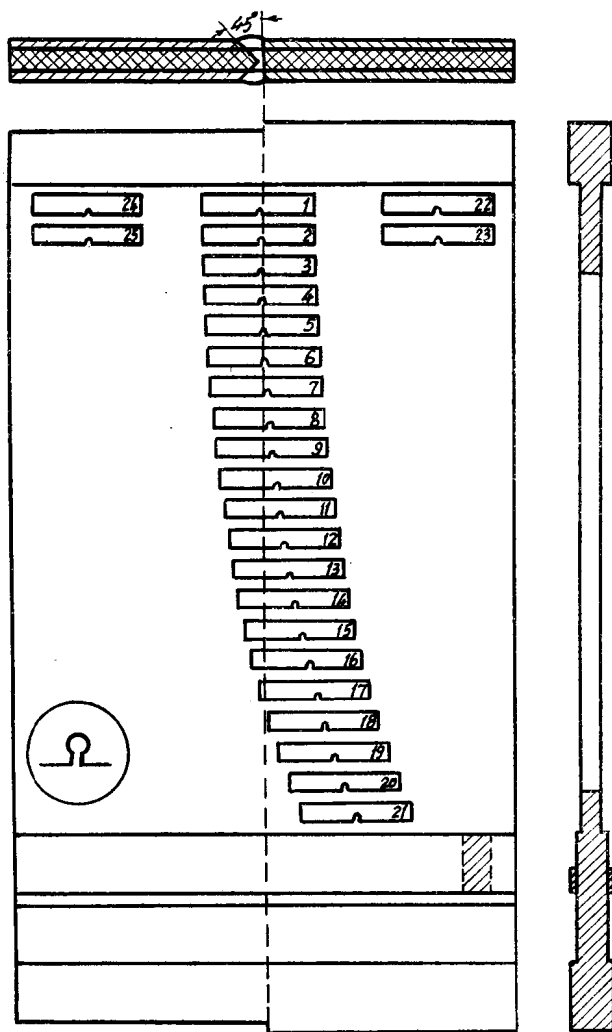


图12 b 落锤试验法

缺口冲击试验

在第3.2.1.节中我们已讨论了几个最重要的缺口冲击试验法。在这里我们只讨论一下如何用缺口冲击试验来评定焊接对材料韧性所产生的影响。图13是进行这种试验所宜采用的试板形式和冲击试件开缺口的适宜位置。这是文献[25]提出来的建议，受到广泛的采用。该文献还认为，如果受焊接影响的母材区的各个部位的缺口冲击韧性最低值不低于母材原有的缺口冲击韧性值的一半，而且不低于 $3 \text{ 公斤} \cdot \text{米} / \text{厘米}^2$ 时，那么这种母材可以被认为具有一定的可焊性。



[图13] T1-1

图13 缺口冲击试验焊接试板及取样位置示意图

几种抗裂试验法

各种抗裂试验法的共同特征都是利用刚性夹持使试件材料在施焊中不能自由变形，因而使焊接热量所产生的巨大内应力完全作用在受试的材料内（这种形式通常称为“拘束”或“反应”）。如果受试的材料不具有一定的韧性，在这种应力状态下就不能通过塑性变形来使内



517021

0677827

应力部分解体，于是就会产生裂纹。裂纹的数目和大小就成为这些试验方法评定材料抗裂性能的参数。

抗裂试验的方法有许多种。下面只举几种作为例子来说明抗裂试验的梗概。

1. 斯温德-里夫试件 (Swinden-Reeve-Probe)——(图14)^[28]，适用于较薄的板材的抗裂试验。试板用刚度很大的螺钉紧紧夹持在一块厚度较大的底板上，然后把试板的四边以角焊形式与底板相焊，最后一边的焊道4 ($a = 4$ 毫米) 将受到很大的反应变 (或拘束) 应力，作为试验焊缝。如果受试的钢材 (母材或焊接填充材料) 的抗裂性不好，就会在这一焊道上产生裂纹。

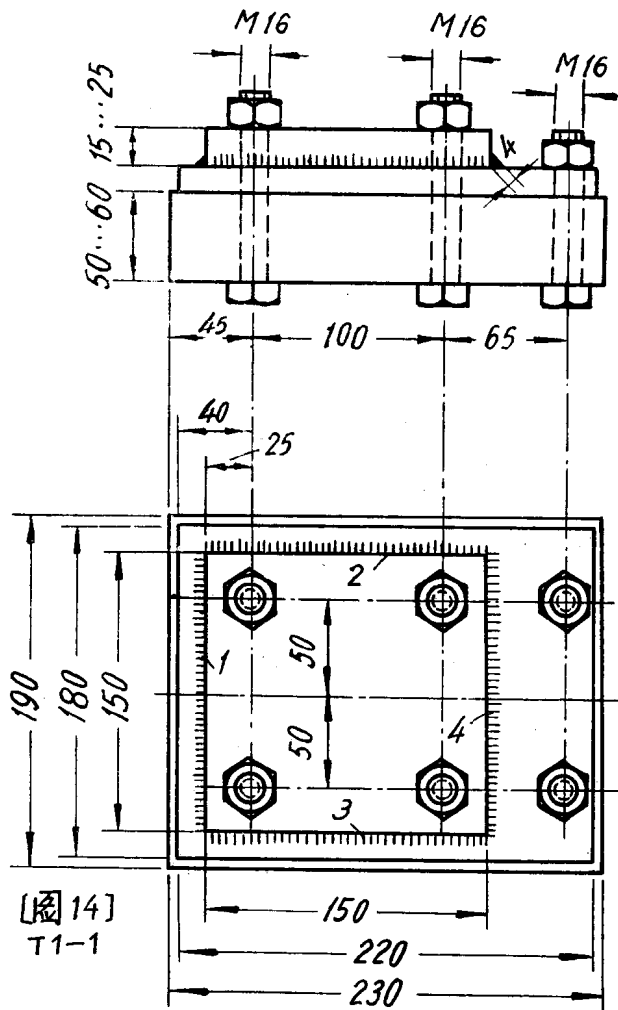


图14 Swinden-Reeve 试件

2. 开槽填焊抗裂试件

这一类的试件有许多形式。它们都是在试件上预先开出一定形式的槽沟，开直槽的有“莱赫反应变抗裂试件 (Lehigh restraint test Piece) (图15)^[27]，开圆环槽的有“圆环槽填焊试件” (图16)^[28]。在这种槽沟内进行填焊后，会在焊缝区产生很高的反应变 (或称拘束) 应