

# 断裂力学在断裂机理研究中的作用

J. D. Landes

**提要** 断裂力学在给断裂机理的研究提供理论基础方面是重要的。断裂力学能鉴别出材料的何种行为是重要的,并为有意义的机理研究提供必要的参数。然而,断裂力学和断裂机理这两个领域基本上是分开的,不同的科学家分别研究这两个领域,并且在不同的专业会议上报告他们的成果。断裂力学的新进展已经提供了与日俱增的手段来与机理研究相结合,由此,这两个领域之间的相互影响也增加了。不过,只有那些兼有这两个领域知识的科研人员才能更进一步把这两个领域综合起来。

## 1. 引言

20年来,断裂力学已发展成为一个可以用来评价结构可靠性和预测结构寿命的工程工具。它提供了能计及裂纹样的缺陷对结构部件承载能力影响的一个定量的方法。尽管断裂力学主要用于评价结构部件的断裂,但它也可用于评价断裂机理。大型部件的结构完整性评价对保证其安全和满足其寿命要求来说很重要。断裂机理的评估对指导改善材料结构可能是重要的,材料结构决定材料为满足结构完整性要求所必须达到的性能。

本文论述断裂力学在联系断裂机理和结构完整性上所起的作用。首先简单概述断裂力学怎样提供断裂机理和结构部件行为之间的联系。然后着重综述断裂力学为断裂机理研究提供更多手段的新进展。最后举例说明如何应用断裂力学原理研究断裂机理。

## 2. 断裂力学与断裂机理

探讨断裂力学与断裂机理二者之间关系的第一步,是回答某些牵涉到这两个领域的基本问题。要了解为什么断裂力学在研究断裂机理时是有用的,我们首先要问:为什么要研究断裂力学?以及为什么要研究断裂机理?

在考虑缺陷对结构部件的作用时可得到第一个问题的答案。大的结构部件可能带有缺陷,这些缺陷是在制造过程中造成的,或者是在使用中萌生的。它们均可能导致部件的过早破坏。断裂力学为预测带缺陷结构行为提供一个定量的手段,并由此将材料的行为和部件结构的性能联系起来,如图1所示。

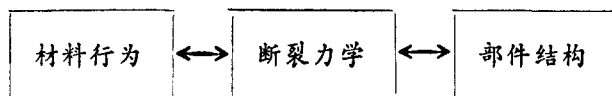


图1 断裂力学的联系作用

为什么要研究断裂机理,这个问题此领域里的许多专家都遇到了。但答案却五花八门;有人说,“机理研究提供了解材料如何失效的手段”;有人认为,“机理研究给数据的内插

及外推提供理论依据”；甚至有人说，“机理研究提供获取基金的手段”。而笔者认为，断裂力学研究何时及何物发生断裂，而断裂机理则探讨怎样断裂及为什么断裂。可画出一幅与图1类似的图来表明断裂机理研究是怎样联系材料结构和材料性能的（图2）。

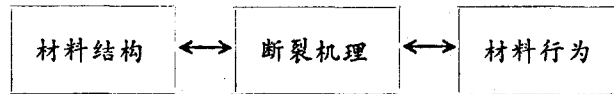


图2 断裂机理的联系作用

将图1和图2中的关系结合起来可说明断裂力学和断裂机理之间的联系（图3）。图3表示的关系叫做结构的联系作用，因为它把部件结构的行为和材料的结构联系了起来。图3

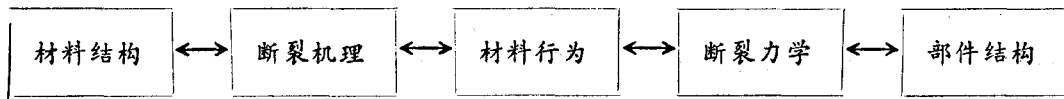


图3 结构的联系作用

的关系还进一步说明，如何需要断裂力学来显示断裂机理研究的意义。如果机理研究的目的是改善材料的性能，那么就必须鉴别出这些有待改善的有关性能，这只有通过改善结构部件的行为联合考虑才能作到。断裂力学能鉴别哪些性能必须加以改善，哪些参数是重要的。断裂力学还有助于把机理研究的着重点放在研究材料行为的最重要的位置——裂纹尖端。

### 3. 断裂力学

3.1 背景 断裂力学提供一个可用于定量评价结构内的缺陷影响其承载能力的工程工具。断裂力学的第一个应用是利用了裂纹尖端唯一线弹性场原理<sup>[1]</sup>（图4）。该场具有唯

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{r}} \Sigma_{ij}(\theta)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{K}{\sqrt{r}} K_{ij}(\theta)$$

如果  $W < r \ll$  平面尺寸

$$W = \frac{1}{6\pi} \frac{K^2}{\sigma_0^2}$$

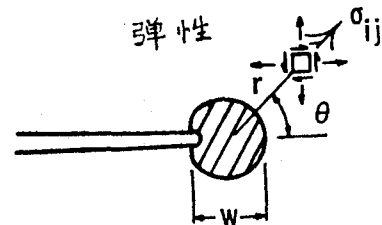


图4 线弹性裂纹尖端场，K 是表征参数

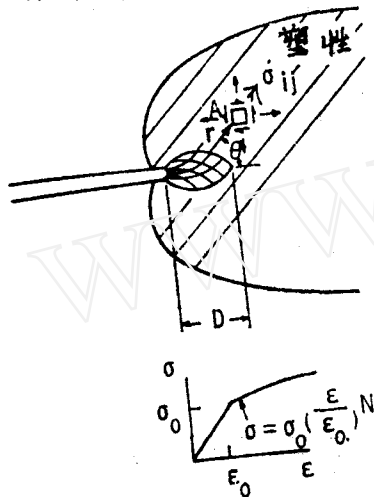
一的应力应变分布，它可用一个单参数 K 即裂纹尖端应力强度因子来表征，K 决定该场的大小。唯一性提供了一种直接把实验室内测试断裂性能的结果与结构部件的断裂行为相关联的方法。图5表示断裂力学分析的应用<sup>[2]</sup>。把应力分析、缺陷特性和材料性能数据这三个方面



图5 应用断裂力学方法所需的信息领域

结合起来进行断裂评价。这三个方面都通过  $K$  分析相互关联。人们最关注的材料行为有两类，即断裂，其断裂韧性  $K_{Ic}$  可测<sup>[9]</sup>，以及由循环载荷作用所引起的亚临界裂纹扩展  $da/dN - \Delta K$ <sup>[4]</sup>，它也由环境影响<sup>[6]</sup>或由环境与循环载荷联合作用所引起。

利用断裂力学原理，这些断裂性能参数  $K_{Ic}$ ， $da/dN$  可在实验室试件上测得，然后直接应用于部件结构。在应用  $K$  分析时，最重要的问题是试件和部件结构均需基本上是线弹性的。如果发生了大范围的塑性应力或应变，则  $K$  参数就不再是裂纹尖端场的良好表征参数了。线弹性场的限制使得用线弹性断裂力学描述材料的断裂韧性这一方法仅适用于高强度、低韧性材料<sup>[6,7]</sup>。诚然，这些高强度低韧性材料在工业上有些应用，但大量工程结构使用的是低强度高韧性材料。对于这些材料，线弹性断裂力学的限制难以满足，有必要发展线弹性断裂力学原理，使之适用于大范围塑性存在的情况。这一发展方向来自 Hutchinson<sup>[8]</sup>，Rice 和 Rosengren<sup>[9]</sup> 的工作。他们进行了裂纹尖端塑性应力-应变场分析。结果表明，这个塑性应力应变场也显示出唯一的应力应变分布，并且可以用一个单参数  $J$  表征场内应力应变的大小（图6）<sup>[10]</sup>。参数  $J$  来自 Rice<sup>[11]</sup> 导出的与积分路线无关的  $J$  积分，它可用来



$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left( \frac{J}{r \sigma_0 \epsilon_0} \right)^{\frac{1}{1+N}} \bar{\Sigma}_{ij}(r, \theta, N)$$

$$\epsilon_{ij} = \epsilon_0 \left( \frac{J}{r \sigma_0 \epsilon_0} \right)^{\frac{1}{1+N}} \bar{E}(r, \theta, N)$$

如果  $D < r \ll$  平面尺寸

则  $J$  是裂纹尖端周围塑性场的强度

对于幂律硬化材料  $\sigma = \sigma_0 (\epsilon / \epsilon_0)^N$

图6 裂尖塑性场， $J$  是表征参数

表征大范围塑性情况的断裂韧度和裂纹亚临界扩展，类似于线弹性情况下的  $K$  表征。

3.2 断裂力学的新进展 大范围塑性裂纹尖端场方程的建立有效地将断裂力学的适用范围从线弹性扩展到弹塑性。在弹塑性范围， $J$  取代了  $K$  而成为表征断裂行为的参数。这使断裂力学更加适用于工程结构中广泛使用的材料。 $J$  理论的第一个应用是描述延性材料的断裂韧度。类似于线弹性断裂韧度  $K_{Ic}$ ，弹塑性断裂韧度用  $J_{Ic}$  表示<sup>[12,13]</sup>。这假定了韧度可定义为单一点上的性能。延性断裂过程由四个阶段组成，其更为完整的描述见图7。这四个阶段之一，即从钝化裂纹顶端发生撕裂裂纹的启裂点，取作决定  $J_{Ic}$  的点<sup>[14]</sup>。

延性开裂的整个过程可用裂纹扩展阻力曲线即  $R$  曲线更好地描述。 $R$  曲线是裂纹驱动力作为裂纹扩展量的函数而画的曲线。对于延性断裂，可将  $J$  对物理裂纹扩展量画出阻力曲线，如图8<sup>[15]</sup>。于是，这条  $R$  曲线就可用于说明延性开裂的启裂点  $J_{Ic}$ ，以及描述裂纹稳态扩展过程。测定  $J_{Ic}$  的测试方法已由 ASTM<sup>[16,17]</sup> 标准化了， $R$  曲线的延性裂纹扩展部

分的测量方法，其标准正在制订过程中<sup>[18]</sup>。

R 曲线中的稳态裂纹扩展部分是断裂寿命中很有用的一部分。利用这

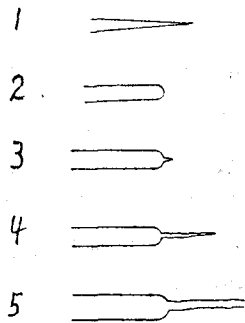


图7 延性断裂过程的四个阶段

- 1 初始，尖裂纹尖端（疲劳预制裂纹）
- 2 第一步，裂尖锐化 3 第二步，稳态裂纹扩展的起始
- 4 第三步，继续稳态扩展
- 5 第四步，延性失稳

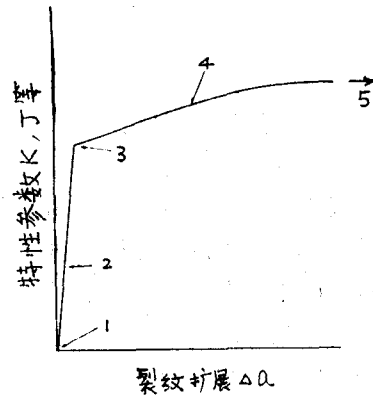


图8 R 曲线上延性断裂过程的四个阶段

- 1 起始，尖裂纹无载荷 2 第一步，裂尖锐化
- 3 第二步，稳态裂纹扩展的起始， $J_{IC}$
- 4 第三步，裂纹稳态扩展
- 5 第四步，延性失稳

一部分曲线预测寿命的关键问题是如何评价稳定性，为回答这一问题，Paris 等人<sup>[19]</sup>提出了撕裂稳定性概念。他们引入了一个称为撕裂模量的无量纲参数  $T$

$$T = [dJ/da][E/\sigma_0^2] \quad (1)$$

式中  $E$  是弹性模量， $\sigma_0$  是流动应力。作为初度参数的撕裂模量记作  $T_{mat}$ ；对于某一虚裂纹扩展， $T$  的变化率记作  $T_{app}$ ，

$$T_{app} > T_{mat} \quad (2)$$

为裂纹失稳扩展条件。

人们认识到，一般说来，方程 (2) 的条件对定义失稳并不充分，这是因为在  $R$  曲线上  $T$  一般不是常数。因此必须满足关于  $J$  的一个附加要求，定义失稳才是充分的。为了更好地描述失稳条件，发展了如图 9 所示的  $J-T$  图。图中材料曲线和作用曲线的交点代表失稳点<sup>[20]</sup>。

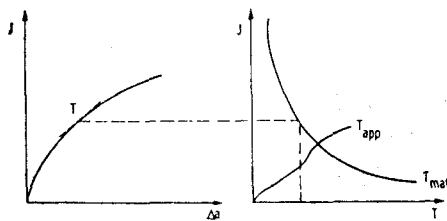


图9 为预测失稳而作出的  $J-T$  图

这一要求，建立了一个限制条件，即试件尺寸需大于  $MJ/\sigma_0$ ， $\sigma_0$  是流动应力， $M$  是一个常数<sup>[10,21]</sup>。

$J$  场的概念最初是以塑性变形理论为基础导出的，因而受到许多限制。尤其是  $J$  分析仅对静止裂纹才成立。扩展裂纹是建立  $R$  曲线的必要条件，因此上述变形理论及静止裂纹的限制过于苛刻。Hutchinson 和 Paris<sup>[22]</sup> 指出，如果某些条件得到满足， $J$  场的概念对于扩展

裂纹仍然有效。后来，Shih 等<sup>[23]</sup>对这些作了定量化表示，把这些条件叫做  $J$  控制裂纹扩展的条件，它们包括  $M = 25$  以及

$$\omega = (b/J)(dJ/da) > 5 \quad (3)$$

$$\Delta a/b < 0.1 \quad (4)$$

式中  $b$  是尚未开裂的韧带尺寸。

为了进行稳定性分析而建立  $R$  曲线时发现，常常需要出现相当大的裂纹扩展量以后才能确定失稳点（就是把图 9 中的  $J-T$  材料曲线延伸到与作用曲线相交）。由于方程 (4) 对裂纹扩展量有限制，所以经常得不到材料曲线与作用曲线的交点。试件尺寸常受材料供货的限制，因而有可能超出上述这些限制条件。然而，当裂纹扩展量超过式 (4) 限制后， $R$  曲线就趋向于与构件几何形状有关。在建立一条裂纹扩展量较大而又与构件几何形状无关的  $R$  曲线方面，Ernst<sup>[24]</sup>作出了重要贡献。他提出了一个修正的  $J$  参数即  $J_m$ ，可以用  $J_m$  表征  $R$  曲线的行为。试验结果表明，裂纹扩展量大大超过方程 (4) 限制的尺寸以后， $R$  曲线仍保持与构件几何形状无关（图 10, 11）<sup>[24,25]</sup>。

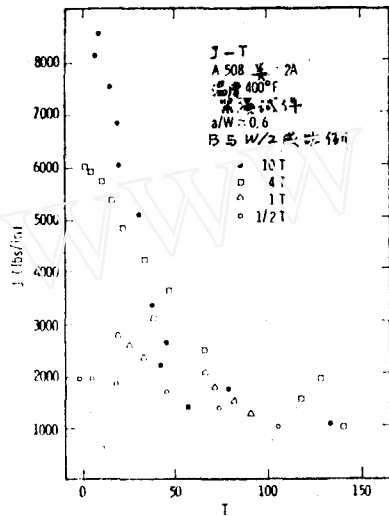


图 10 采用变形  $J$  得到的  $J-T$  关系，尺寸从  $T/2$  到  $10T$ 。此图显示出尺寸效应

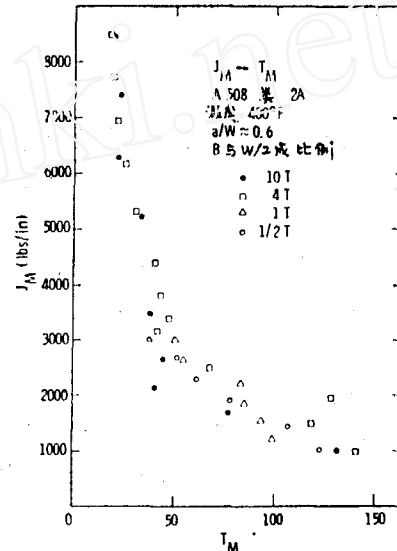


图 11 采用修正  $J$  得到的  $J-T$  关系，尺寸效应消失了

### 断裂力学参数的发展

#### A 线弹性断裂力学 (LEFM)

1 裂纹尖端场	$K$	50年代末	2 断裂韧度	$K_{Ic}$	60年代初
3 疲劳裂纹扩展	$da/dN-\Delta K$	60年代初	4 环境促进开裂	$K_{I,sc}, da/dt-K$	60年代中
5 疲劳门槛值	$\Delta K_{TH}$	60年代末			

#### B 弹塑性断裂力学 (EPFM)

1 裂纹尖端场	CTOD	60年代初	2 断裂韧度	$J_{Ic}$	70年代初
裂纹尖端场	$J$	70年代初	3 疲劳裂纹扩展	$da/dN-\Delta J$	70年代中

#### C 依赖于时间

1 裂纹尖端场	$C^*$	70年代中	2 蠕变开裂	$da/dt-C^*$	70年代中
裂纹尖端场	$C_T$	80年代初			

图 12 断裂力学参数及其提出年代

由于断裂力学的这些新进展，得到了一个非常广泛的参数表，可用来表征断裂韧度。因此，断裂力学在断裂机理研究中的作用可大大提高。图12给出了断裂力学的参数表。

#### 4. 例子

下列例子对于如何利用断裂力学的最新进展提出判据及参数来评定断裂作了一些说明。

4.1 R曲线和微结构 第一个例子说明如何通过R曲线的试验来检查韧度与微结构的关系<sup>[25,26]</sup>。试验材料是A508类2a钢，21英寸厚的板材。与其它任何厚钢板一样，该板材在厚度方向上强度及韧度均有变化。图13是拉伸性能作为厚度函数的变化图。从图中可见，

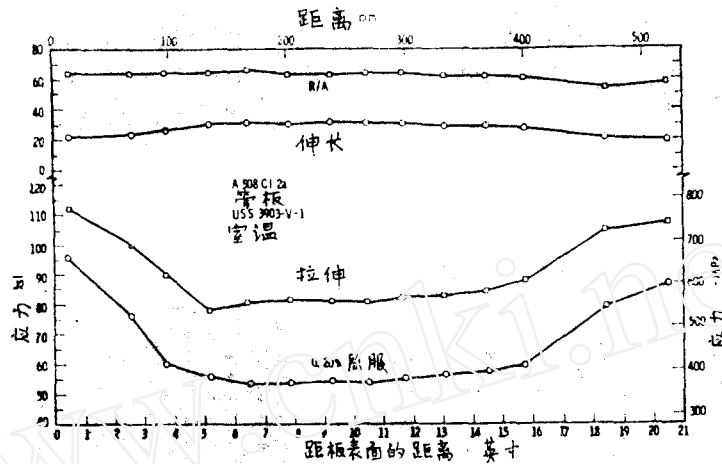


图 13 A508 Cl 2a 钢管板室温下沿厚度方向的拉伸试验结果 (拉伸性能-位置)

板表面和板中心的强度几乎相差 1 倍。这主要是由奥氏体相变温度下淬火速率的差别引起的。为了建立拉伸性能和韧度之间的关系，画了强度与硬度的关系图 (图14)以及 Charpy 冲击能与硬度的关系图 (图 15)。在大部分范围内，Charpy 冲击能均是硬度从而也是强度

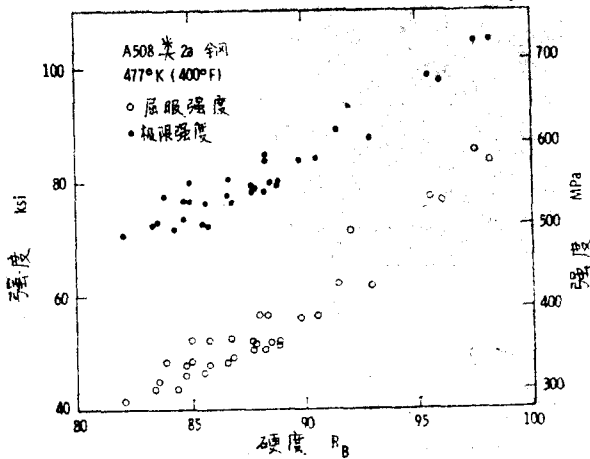


图 14 A508 Cl 2a 钢管板477°K下的拉伸性能- $R_B$ 硬度试验结果

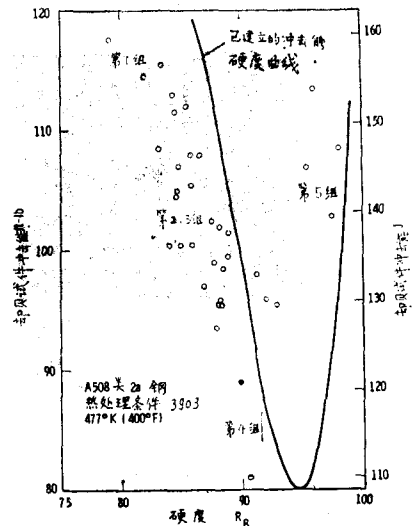


图 15 A508 Cl 2a 钢管板 477°K 下的 CVN 冲击能- $R_B$  硬度关系

的反比函数。而在硬度非常大的范围内，相应于板材上下两表面的位置，趋势却相反，冲击能与硬度之间的关系成正比了。这说明了强度和 $R$ 曲线断裂韧性之间可能存在一个较特殊的关系。选择了五组材料进行试验(图 15)，试图建立韧性度与微结构形貌之间的联系。用 $J-\Delta\alpha$ 曲线测定韧性度(图 16 和图 17)。图 16 表示各组材料的微结构及其 $R$ 曲线韧性度。头四组材料

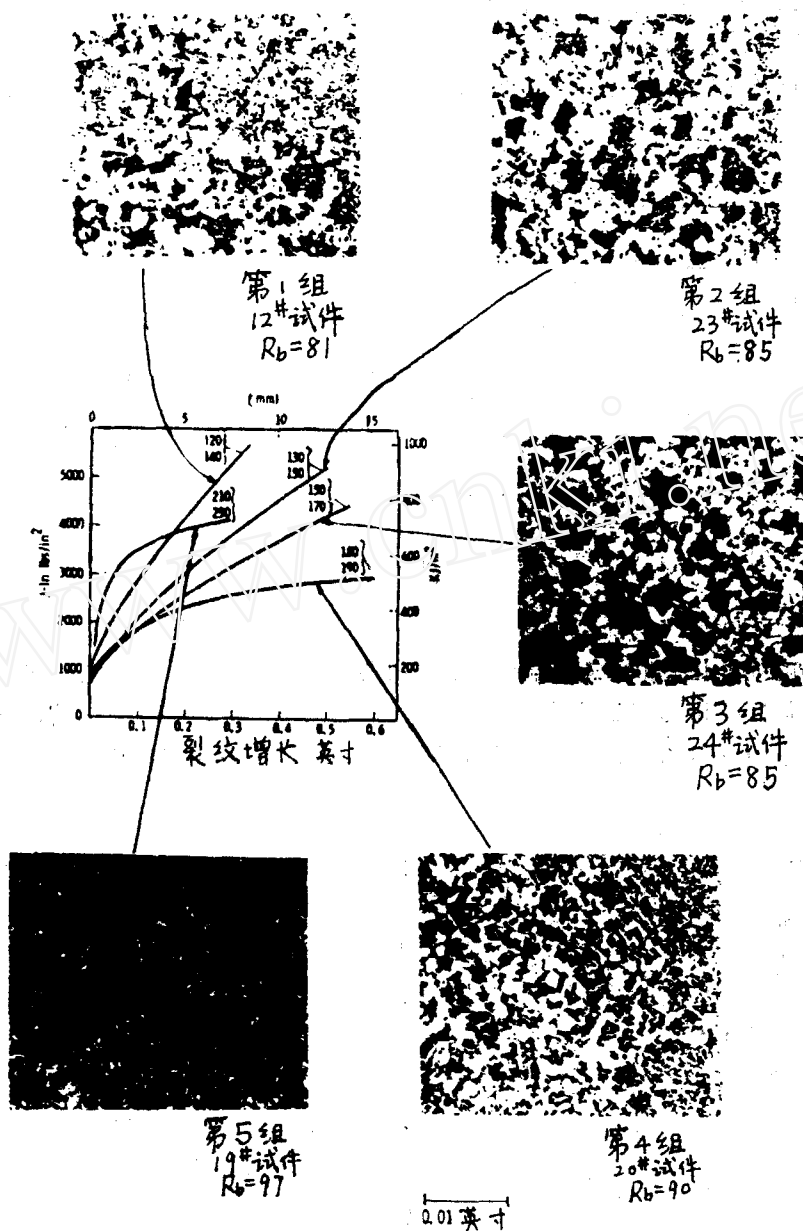


图 16  $R$ 曲线汇总图及各 $R$ 曲线对应的微结构形貌

的 $R$ 曲线韧性度的趋向是随强度的增加而下降。第五组材料强度最高，趋向与前四组相反——强度越高韧性度越高。前四组材料的微结构特征是贝氏体加铁素体，贝氏体的百分比随强度增加而上升。第五组材料的微结构实质上是 100% 的贝氏体。图 17 示出与各条 $R$ 曲线相应的断

口。延性断裂的断口呈韧窝状。与前四组材料的断口相比，第五组材料断口上的韧窝尺寸有显著差别。

把断裂性能与微结构形貌相关联并不是创新。断裂力学技术的重要贡献在于提供了观察断裂性能的方法。没有  $R$  曲线作为表征，就无法区分第二组、第三组和第五组材料之间的韧度差别。 $R$  曲线是表征这些材料的唯一韧度特征参数。这就是断裂力学的新进展在断裂力学和断裂机理之间建立的更定量的关系的例子。

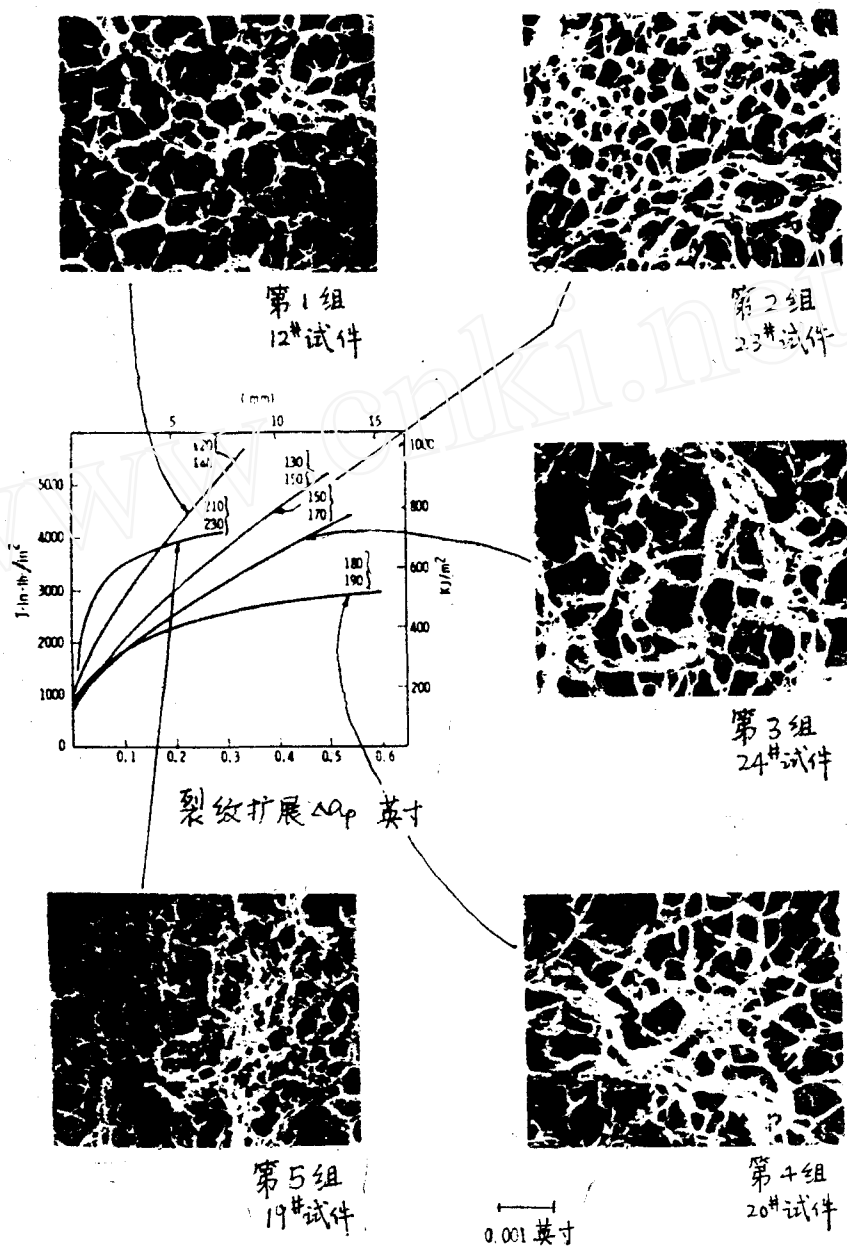


图 17  $R$  曲线汇总图及  $R$  曲线对应的断口形貌



4.2 转变带断裂和韧度最差点 钢材的转变带断裂一直是定量描述断裂韧度的困难区域<sup>[27]</sup>。尽管可能有某些参数(如  $K$  或  $J$ ) 可以用来表征转变带的韧度, 但韧度结果的趋向却难以在试件和部件结构之间建立关联。存在尺寸效应也存在相当大的分散度, 特别是在小试件上更明显。

图 18 给出一个 NiCrMoV 转子钢尺寸效应及数据分散的例子, 解理断裂韧度  $J_c$  作为温度的函数画出<sup>[28]</sup>。对两种尺寸的试件进行了试验。大试件给出韧度趋势的下界, 而小试件的分散度较大, 且平均来说小试件得到高得多的韧度。

利用极值统计法建立了一个模型解释上述转变带的断裂行为<sup>[28]</sup>。前提是局部条件控制试件的韧度, 韧度的局部条件可能变化, 韧度最差的区域控制整个试件的行为。尺寸效应可以通过大试件与小试件的裂纹前缘的取样尺寸不同来解释(图 19)。小试件上得到的数据分散度大也与局部区域差别有关。三参数 Weibull 模型<sup>[29]</sup>表明, 从一个 1/2 英寸厚的小试件上可以预测 4 英寸厚大试件的断裂韧度分布(图 20)。上述模型中统计预测韧度分布的概念, 与 Rosenfield 等人<sup>[30]</sup>鉴别出钢材内部硫化镁和碳化镁粒子周围是微结构上的最差点

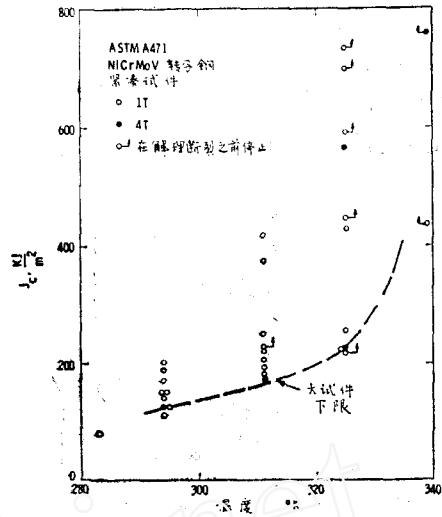


图 18 ASTM A471 钢的解理断裂韧度  $J_c$  与温度的关系

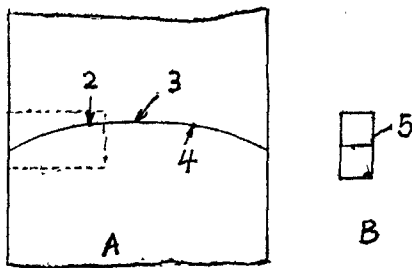


图 19 大小试件中断裂韧度取样尺寸差别的示意图  
A 大试件断裂面大的韧度取样尺寸 B 小试件断裂面小的韧度取样尺寸 1 等价小试件 2 中等韧度点 3 裂纹前缘 4 低韧度点 5 裂纹前缘

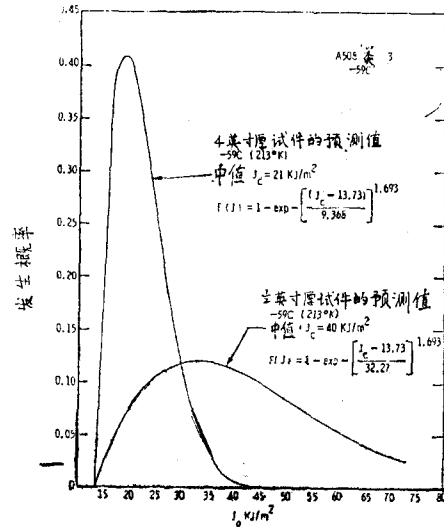


图 20 A508 Cl<sub>3</sub> 钢的  $T/2$  和  $4T$  的紧凑试样,  $J_c$  的概率分布

这一现象一致。这又是一个断裂力学的进展如何给断裂机理的研究提供更好工具的一个例子。

4.3 疲劳门槛值 最后一个例子取自铜的疲劳门槛行为<sup>[31,32]</sup>。图 21 表示纯铜在退火、1/4 淬硬和全部淬硬三种热处理条件下, 在低扩展率范围内裂纹扩展速率  $da/dN$  与  $\Delta K$  之间的关系。热处理条件影响  $\Delta K$  的疲劳门槛值。图 22 表示  $R$  对退火铜的  $da/dN$  的影响。采用裂

纹闭合模型解释门槛值的差别。疲劳循环中，在某些比最低 $K$ 值大一些的 $K$ 水平上，断裂表面上的氧化层引起裂纹闭合。不同的热处理条件下氧化层的厚度不一样。请注意，图21中全部淬硬铜的门槛值比其它两种热处理的低很多，从图22可知，随着 $R$ 比值上升，门槛值下降。图23表明氧化层厚度是 $R$ 比值及热处理条件的函数。低门槛值 $\Delta K$ 对应于较薄的氧化层厚度，这证实了本例中用以解释 $\Delta K$ 门槛值差别的、氧化层引起裂纹闭合模型的正确性。

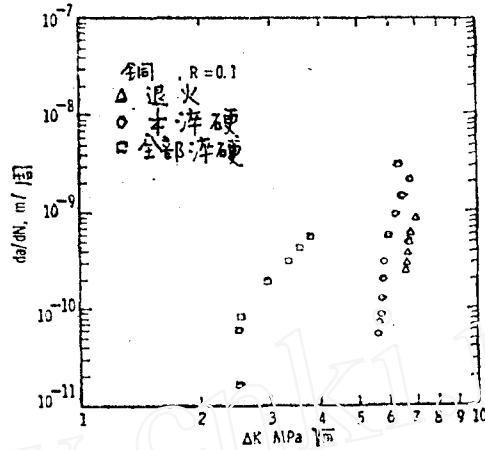


图 21  $R=0.1$  时，退火、1/4 淬硬、全部淬硬三种条件下铜的裂纹扩展速率的比较

这个例子表明断裂力学与断裂机理之间联系密切。的确，氧化层引起裂纹闭合的模型仅影响低扩展速率区域内的疲劳裂纹扩展行为，

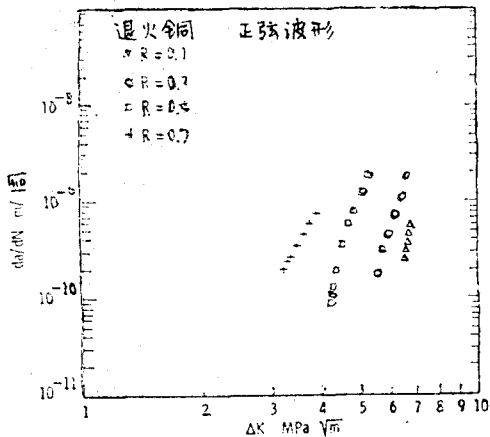


图 22 退火铜中， $R$  比值对近门槛区裂纹扩展率的影响

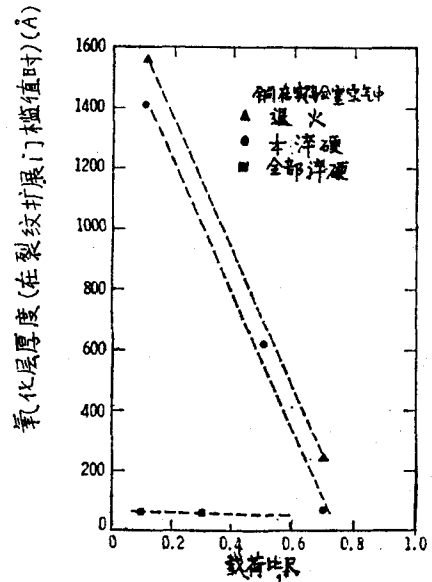


图 23 门槛状态时， $R$  比值对氧化层厚度的影响

而且在断裂力学中建立门槛值 $\Delta K$ 概念是该模型的必要的一部分。从机理研究的角度看，为了完善断裂力学与断裂机理在疲劳门槛方面的联系，发展用于研究氧化层厚度和裂纹闭合模型之间耦合关系的新手段是必要的。

## 5. 讨论

上节中的例子表明, 图 3 中结构联系作用的框图比以前更加紧密地联系起来。尽管我们举了这为数不多的几个联系断裂力学与断裂机理研究的例子, 仍有两个问题需提出, 今后我们将怎么做? 还需要做哪些工作?

以前, 我们并没有把一切都做好。研究断裂力学的那部分人大体上不是研究断裂机理的那些人, 用图 24 中的漫画作一形象说明。两部分人的代表已在框图的那个中间框上相遇

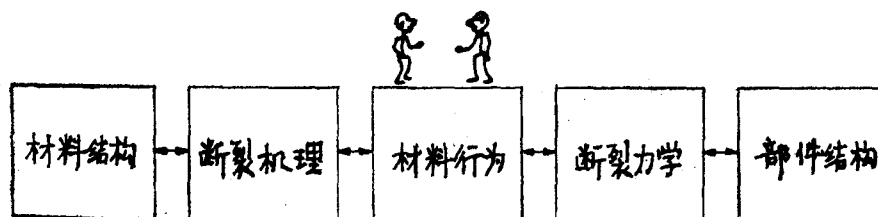


图 24 试图促进断裂力学专家和断裂机理专家之间合作的结构联系图

了, 但都还没有离开他们所熟悉的领域而再多走一个框。

在一段时期内, 人们对金属行为的研究过多地限于一个框的范围内, 我们所需要的是, 能够跨越所有这些框子, 并把断裂机理与断裂力学统一起来的人。当这个人出现时, 他的作用也必然会被他的同事们所承认, 肯定, 象这次学术会议这样的一些会议将在此方向上迈出一步。

## 参 考 文 献

1. C. R. Irwin, "Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate", *Journal of Applied Mechanics*, Trans. ASME, Vol. 24, 1957, p. 361.
2. E. T. Westel, "Fracture Mechanics and the Need for Quantitative NDT Measurements", paper presented at the Symposium on Nondestructive Testing Standards, NBS, Gaithersburg, MD, May 1976.
3. W. F. Brown and J. E. Srawley, *Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials*, ASTM STP 410, American Society for Testing and Materials, 1966.
4. P. C. Paris and F. Erdogan, "A Critical Analysis of Crack Propagation Laws", *Journal of Basic Engineering*, Series D, Trans. ASME, Vol. 85, 1963, pp. 528-534.
5. H. H. Johnson, and P. C. Paris, "Subcritical Flaw Growth", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 1, 1968, pp. 3-45.
6. Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, ASTM Designation E399-83, Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01, 1983, pp. 518-553.
7. Fracture Toughness Evaluation by R-Curve Methods, ASTM STP 527, American Society for Testing and Materials, 1973.
8. J. W. Hutchinson, "Singular Behavior of the End of a Tensile Crack in Hardening Material", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 16, 1968, pp. 13-31.
9. J. R. Rice and G. F. Rosengren, "Plane Strain Deformation Near a Crack Tip in Power-Law Hardening Material", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 16, 1968, pp. 1-12.
10. F. A. McClintock, "Plasticity Aspects of Fracture", *Fracture*, H. Liebowitz, Ed., Vol. 3, Academic Press, New York, 1971, pp. 47-225.
11. J. R. Rice, "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks", *Journal of Applied Mechanics*, Trans. ASME, Vol. 35, June, 1968, pp. 379-386.
12. J. A. Begley and J. D. Landes, "The J Integral as a Fracture Criterion", Fracture Toughness, Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II, ASTM STP 514, American Society for Testing and Materials 1972, pp. 1-20.
13. J. D. Landes and J. A. Begley, "The Effect of Specimen Geometry on  $J_{Ic}$ ", Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II, ASTM STP 514, American Society for Testing and Materials, 1972, pp. 24-39.
14. J. D. Landes and J. A. Begley, "Test Results from J-Integral Studies: An Attempt to Establish a  $J_{Ic}$  Testing Procedure", *Fracture Analysis*, ASTM STP 560, American Society for Testing and Materials, 1974, pp. 170-186.
15. J. D. Landes and J. A. Begley, "Recent Developments in  $J_{Ic}$  Testing", *Developments in Fracture Mechanics Test Methods Standardization*, ASTM STP 632, W. F. Brown, Jr. and J. G. Kaufman, Eds., American Society for Testing and Materials, 1977, pp. 57-81.
16. G. A. Clarke, et al., "A Procedure for the Determination of Ductile Fracture Toughness Values Using J Integral Techniques", *Journal of Testing and Evaluation*, JTEVA, Vol. 7, No. 1, January 1979, pp. 49-56.
17. Standard Test Method for  $J_{Ic}$ , A Measure of Fracture Toughness, ASTM Designation E813-81, Annual Book of ASTM Standards, Volume 03.01, 1983, pp. 762-780.
18. P. Albrecht, et al., "Tentative Test Procedure for Determining the Plane Strain  $J_{Ic}$  Curve", *Journal of Testing and Evaluation*, JTEVA, Vol. 10, No. 6, November, 1982, pp. 245-251.

19. P. C. Paris, H. Tada, A. Zahoor and H. Ernst, "The Theory of Instability of the Tearing Mode of Elastic-Plastic Crack Growth", Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, J. D. Landes, J. A. Begley and G. A. Clarke, Eds., American Society for Testing and Materials, 1979, pp. 5-36.
20. P. C. Paris and R. E. Johnson, "A Method of Application of Elastic-Plastic Mechanics to Nuclear Vessel Analysis", Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium, Volume II - Fracture Resistance Curve and Engineering Applications, ASTM STP 803, C. F. Shih and J. P. Gudas, Eds., American Society for Testing and Materials, 1983, pp. II5-II40.  
P. C. Paris, Discussion to Reference 12, ASTM STP 514, American Society for Testing and Materials, 1972, pp. 21,22.
22. J. W. Hutchinson and P. C. Paris, "Stability Analysis of J-Controlled Crack Growth", Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, J. D. Landes, J. A. Begley, and G. A. Clarke, Eds., American Society for Testing and Materials, 1979, pp. 37-66.
23. C. F. Shih, M. D. German and V. Kumar, "An Engineering Approach for Examining Crack Growth and Stability in Flawed Structures", General Electric Technical Information Series, Report No. 80CRD205, September 1980.
24. H. A. Ernst, "Material Resistance and Instability Beyond J-Controlled Crack Growth", Elastic-Plastic Fracture: Second Symposium, Volume I - Inelastic Crack Analysis, ASTM STP 803, C. F. Shih and J. P. Gudas, Eds., American Society for Testing and Materials, 1983, pp. I-191 to I-213.
25. J. D. Landes, D. E. McCabe, H. A. Ernst, W. H. Pryle and P. K. Liaw, "Elastic-Plastic Methodology to Establish R-Curves and Instability Criteria", Sixth Semiannual Report, EPRI Contract No. RP1238-2, August 4, 1982.
26. J. D. Landes, D. E. McCabe and H. A. Ernst, "Elastic-Plastic Methodology to Establish R-Curves and Instability Criteria", EPRI Contract RP1238-2, Final Report, March 1983.
27. I. Milne and G. C. Chell, "Effect of Size on the J Fracture Criterion", Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, J. D. Landes, J. A. Begley, and G. A. Clarke, Eds., American Society for Testing and Materials, 1979, pp. 358-377.
28. J. D. Landes and D. H. Shaffer, "Statistical Characterization of Fracture in the Transition Region", Fracture Mechanics: Twelfth Conference, ASTM STP 700, American Society for Testing and Materials, 1980, pp. 368-382.
29. J. D. Landes and D. E. McCabe, "The Effect of Section Size on the Transition Temperature Behavior of Structural Steels", Fracture Mechanics: Fifteenth Symposium, ASTM STP 833, American Society for Testing and Materials, 1984.
30. A. R. Rosenfield, D. K. Shetty and A. J. Skidmore, "Fractographic Observations of Cleavage Initiation in the Ductile Brittle Transition Region of a Reactor- Pressure Vessel Steel", Battelle Columbus Laboratories.
31. P. K. Liaw, T. R. Leax, R. S. Williams and M. G. Peck, "Near-Threshold Fatigue Crack Growth Behavior in Copper", Metallurgical Transactions A, Volume 15A, September 1982, pp. 1607-1618.
32. P. K. Liaw, T. R. Leax, R. S. Williams and M. G. Peck, "Influence of Oxide-Induced Crack Closure in Near-Threshold Fatigue Crack Growth Behavior", Acta Metallurgical, Vol. 30, 1982, pp. 2071-2078.

林 宏译自: Fracture: Interactions of Microstructure, Mechanism and Mechanics, Eds., J. M. Wells, J. D. Landes(Proc. Symp. 113th AIME Ann. Meeting in Los Angeles, Feb. 27—29, 1984): 1—27. (张双寅校)

## 《中国力学文摘》征订

《中国力学文摘》(季刊)是中国科学院文献情报中心、中国科学院力学研究所主办,经国家科委批准的中央级检索性、报道性期刊,公开发刊。它定期报道我国力学研究的成果与进展,取材于我国(包括台湾省)的公开出版物,以题录、文摘或简介的形式,对文献逐篇报道。每期报道650篇左右,并附有索引。

《中国力学文摘》检索的覆盖面广,信息量大,是科研、技术、教学以及情报人员的重要情报来源。

《中国力学文摘》编辑部设在北京市中关村(邮政编码100080)中国科学院力学研究所内。刊物由力学所情报室发行(开户银行:中国工商银行北京市海淀区办事处。账号:8801—245)。1988年每册定价2.80元,全年四期共11.20元。如需补购1987年刊物,每册2.00元,全年共8.00元。港澳同胞及国外读者如需订阅《中国力学文摘》,请向中国图书贸易总公司(北京399信箱)办理订阅手续。

《中国力学文摘》编辑部供稿