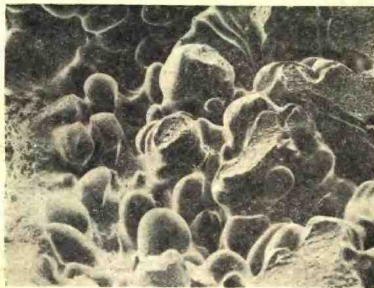


断口学译文集

第二辑



《兵器材料与力学》编辑部

1765/23

一九八一年四月

11.91

第二辑

断口分析技术及其应用

目 录

电子断口分析和剖面术在研究断裂机理中的应用.....

..... (美) R. H. Van Stone等 (1)

表面硬化材料的断口形貌..... (日) 喜多 清等 (13)

各种焊接裂纹和断口表面的扫描电镜断口学.....

..... (日) 中川博二等 (20)

珠光体共析钢解理断裂的裂纹萌生过程与有效晶粒尺寸.....

..... (美) Y. J. Park等 (29)

用电子显微镜观察断口的技术..... (日) 寺崎富久长等 (45)

故障树技术与破坏事故分析..... (美) M. R. Lauthan, Jr. (52)

显微断口学在破坏事故分析中的应用.....

..... (西德) Manfred Böhmer 等 (58)

马氏体钢板断裂特征的各向异性..... (美) R. H. Saifors (64)

附录 断口学常用术语浅释..... 林治明 杨道明 (73)

编后话..... 编辑部 (98)

电子断口分析和剖面术在研究 断裂机理中的应用

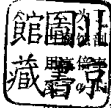
(美) R. H. Van Stone, T. B. Cox

摘要 本文采用标准的电子断口分析法和剖面术研究了显微组织对钢、铝合金及钛合金之断裂机理和断裂韧性的影响。研究工作在经不同应变(直至断裂)的塑性变形试样上进行。制备了可供光学显微镜及电镜观察的金相试样。从而可对有关厚截面试样中发生的断裂机理进行观察,且有助于克服在解释断口学特征方面所存在的主观臆断。该方法和其它标准方法,如萃取复型、微区探针分析均可联合使用。必须确认:采用剖面术观察到的、对断裂起作用的显微组织特征是能够通过电子断口分析法加以鉴定的。

从宏观尺度研究断口表面,用以评定材料质量的工作,还是在中世纪就开始了^[1]。但从宏观和微观两个方面来分析断口表面,并用以研究断裂过程的工作,则大约是30年以前,由 Zapffe^[2]的早期工作开始的。自从那个时候起,随着透射电镜与扫描电镜的发展,其研究技术及研究设备都已有了巨大的改进。

有关阐述断裂机理的绝大部分资料,大概都是在透射电镜上采用复型方法对断面进行细致研究后获得的。在这些研究中,Beachem的工作是典型代表。许多金属之断裂过程形貌,已从断口表面上所观察的平面和立体断口图象上加以确定。通过对已断试样两半块所进行的精确的匹配面研究,Beachem确定在韧窝断裂时,其空洞连接的基本形式有三种,行进中的裂纹前方所发生的一些过程,是通过改变剖面方式对某一断面进行研究而显示出来的^[3]。这种变换剖面法可直接观察到开裂前发生的早期断裂阶段,尚可在一些材料中,用于研究那些在尚未断裂之前,样品上施加载荷影响其分离面所造成的第二种断裂形态。该方法的限制是取试样断裂剖面所用的断裂方式,一定不要改变所研究试样中原来出现的断裂方式。

确定何种显微组织单元与断裂过程有关,多数研究者采用了断口表面观察与断面术的综合考查方法。某些研究者用光学显微镜研究断裂试样的剖面,同时用透射电镜研究断口表面,其中Beever和Edmond的工作可作为典型代表。他们证实,钛之氢脆是通过基体中沉淀的钛氢化合物断裂而开始的。另一个相近的例子是Turkalo^[4]的工作,他用断口复型法和剖面法研究了普通碳钢中的低温断口形貌,应用这种分析方法,可证明断口上小平面的尺寸及普通碳钢的断裂韧性将随奥氏体分解产物的类型而改变。Almond等人报导了另一种新方法,采用这种方法可在扫描电镜中同时观察断口表面和相邻的已腐蚀剖面。为了实现这种观察,先将已断试样镶铸在丙烯酸树脂中,之后沿与断口表面呈一定角度的方向上截取剖面。截下之剖面与断面呈钝角,然



后再将此剖面抛光和腐蚀。从铸造型上取下试样，将它放入扫描电镜内以便同时观察断口形貌和显微组织。从Almond及其同事们的工作中可以证实含碳0.5%（重量）的铁合金之解理断裂面上的河流线与珠光体中的渗碳体片有关。

在经过变形但未断开的试样上截取剖面，是研究断裂机理的另一种重要手段。在这方面的早期工作中，Puttick^[9]研究了铜与铁的拉伸试样的剖面，剖面在缩颈处沿纵向截取，结果证明内部空洞是在非金属夹杂物附近形成的。Rogers^[10]利用局部断裂的拉伸棒之剖面，研究了OFHC（无氧高导铜）铜中的杯锥状断口。Clausing^[11]用这种方法研究了软钢的断裂过程。虽然这种剖面法一般只能作定性研究，但Floren和Hayden^[12]试图对拉伸试样之剖面进行定量的测定，从而阐述这些参数与断裂过程的关系。他们在经过变形但尚未断开的18Ni马氏体时效钢之拉伸试样的心部，测量了最大空洞尺寸，而且试图使这些测量结果符合那些能表征空洞尺寸与宏观变形量之间的数学表达式。Greenfield和Margolin^[13]在研究高强度 α - β 钛合金中的空洞成核与长大时，也采用上述方法。他们证明空洞在 α 相与 β 相的界面上成核，而且空洞尺寸随应变变量而线性地增加。

一般来说，多数研究者在研究断裂机理时，不仅采用电子断口分析，而且也采用未断开试样的剖面法。然而从本文所介绍的工作表明，合理地综合使用电子断口分析和形变试样剖面法，可更完整地确定金属在断裂过程中的显微组织形貌。本文论述了剖面分析时所用的各种方法，同时对研究形变试样可获得的各种资料进行了说明。文中所举之例，均取自近年来在Carnegie-Mellon学院研究有关高强度钢、铝合金及钛合金方面所进行的工作。

一、剖面技术说明

在进行失效分析或失效研究以便达到改进断裂韧性或应力腐蚀开裂抗力的目的时，断口分析是一种经常应用的试验方法。虽然许多研究者希望从电子断口来鉴别显微组织的组分，但在许多情况下，只能从电镜断口的特点去推断显微组织的尺寸、形状及一定的分布特点对断裂机理的影响。为了直接鉴定对断裂过程有影响的显微组织特征，通常需要采用第二种技术（剖面术）来研究。应用最成功的一种方法是对经不同程度变形但尚未断裂的试样上截取金相剖面。然后应用最有效实验方法对试样进行观察。这种研究结果与电子断口分析结果相配合，可用于阐述断裂机理，并为改善与某种断口有关的性质，而提出改变材料成分、加工工艺和热处理规范的正确方法。

观察断口表面应在一个宽广的放大倍率范围内进行，而且尽可能采用立体电子断口分析。为了确定显微组织对断裂过程的影响，常常需要研究一对立体断口照片，如果只采用一个电子断口照片进行分析时，可能容易得出错误的结果。由于扫描电镜（SEM）和其它许多透射电镜（TEM）相比，它制备试样费时少，而且可在比较低的放大倍率下操作，因此在断口研究中应用扫描电镜具有突出的重要性。扫描电镜作断口分析比用透射电镜复型作断口分析的假象要更少一些。但从另一方面来说，透射电镜的分辨率较高一些，而且对于断口表面的一些精细结构用透射电镜复型更易于显示出来，往往这些细微结构对断裂过程会产生重要作用。因此在研究后一类问题时，几乎全部采用各种透射电

镜复型方法来进行断口分析。当断口表面非常粗糙时，如纤维增强材料的断口，或是断口上的重要特征区太大以致在透射电镜内不能观察时，才需要采用扫描电镜作断口分析。在某些断口分析试验中，究竟采用何种电镜要由所研究的断面本质来决定，有些研究中则需要同时应用两种仪器。目前开始有效应用的新技术之一就是断口定量分析。到现在为止所进行的大多数测量中，都是把断口表面当作平面问题处理，且采用准标的定量金相法进行测量^{[1][2]}。利用定量分析方法可估算出某一特征形貌的尺寸、形状和所占面积的份数，根据这些测量结果就可找出显微组织、断口形态和所测量的机械性能之间的定量关系。

使用金相剖面法来研究断裂机理并不是什么新技术，但是它与电子断口分析相配合，对于显微组织和塑性变形之间的相互作用，以及它们如何导致断裂这样一些问题能给出直接的证明。应用一系列经过不同程度塑性变形（但尚未达到断裂应变）的变形试样进行研究时，上述剖面法的应用最为有效。剖面研究中最经常使用的试样是光滑拉伸或钝缺口拉伸试样，它们的优点是宏观的应力与应变状态是已知的，而且大多数情况下，在不发生断裂的前提下，比较容易达到各种形变量。将形变试样先磨出中心平面，然后采用标准方法进行金相检验，这样可直接观察变形区域断裂过程的发展情况。这一区域是在受到试样其余部分的约束的情况下变形的，这一条件可用于模拟零件在使用中的破坏情况。应用这种类型的剖面法，可直接观察显微组织对断裂不同阶段的影响。许多研究者倾向于只对已断裂试样作剖面，但是对裂开试样取剖面也和电子断口分析一样，它可给出全部断裂情况下的情报（或信息），但是它可能将变形过程中早期发生的重要阶段掩盖起来。

如果对剖面法或观察形变试样的其它研究方法使用不正确，就找不到影响断裂过程的显微组织特征。许多研究者都局限于用光学显微镜观察，因此假定其尺寸小于光学显微镜分辨本领的任何特征组织都不会影响断裂过程。在许多情况下，光学显微镜能分辨对最终破坏产生影响的显微特征（譬如大块夹杂物开裂）；但在另外一些情况下，试样剖面需进行研究。根据作者的的经验来看，复型方法是比较适合的，因为它的分在更高倍率下用扫描电镜或透射电镜复型分辨率比较高，而且还可以观察出水水平方向上非常微小的变化。

剖面法只反映了试样内在二维方向上所发生的变化，同时反映这些观察结果与电子断口特征之间的关系；有时可能需要断裂过程的三维图象，这可采用每隔几个微米就作一次平行金相表面的剖面，通过研究一系列剖面而作出三维图象，作者曾用此法确定了在试样剖面上所观察到的特征的形状。例如，在剖面上看来象一排直线的空洞，在三维空间里则呈板状^[20]。

形变试样的剖面法，只有当与标准的显微组织分析方法配合使用时，才能真正显示出其效果。标准显微组织法包括光学金相分析，金属薄膜透射电镜研究，定量金相显微术及微区探针分析。为了观察变形和断裂的详细资料，可从形变试样上制取薄膜作透射电镜观察。定量光学显微镜与定量透射电镜分析，可用来寻找试样剖面上所观察到的某种显微组织特征的尺寸、形状、体积份数或说明测量结果的其它参数与机械性能试验结果之间的关系。如夹杂物裂开的份数（它的开裂是塑性变形量的函数），也可应用定量金相分析法。

总之，形变试样的剖面法可用来直接鉴别参与断裂过程的显微组织特征，帮助解释微观断口形貌。为了观察引起断裂的显微组织特征，最合适的方法是首先将试样变形到尚未发生断裂的水平，然后制取金相磨片进行观察。大多数研究并不需要应用上面所提到的全部方法，但也可能有一些应用更广的方法尚未提到。剖面法应用效果如何，通过该法可获得什么数据，在很大程度上取决于研究者本身的想象能力和独创精神。

二、剖面法研究举例

有关剖面法的应用及通过该法应用所能获得的资料，将以新近所研究的有关显微组织对几种类型的高强度结构合金之断裂韧性的影响为例加以说明。这些研究结果已在别处发表，因此不再详细介绍。这些合金的屈服强度及平面应变断裂韧性值 (K_{Ic}) 见表 1。其中钢和铝合金的数据是在室温下测量的，而 Ti-5Al-2.5Sn 合金的性质是在 -196°C 下测量的。在所给定的每一类合金（如钢）中，其试样的方位均相同。

表 1 高强度合金的力学性质

合 金	试验温度 $^{\circ}\text{C}$	屈服强度, MN/m^2 (Ksi)	K_{Ic} , $\text{MN}/\text{m}^{3/2}$ (Ksi $\sqrt{\text{in}}$)
18Mn, 200等级, 马氏体时效钢 (高纯度)	20	1310 (189.9)	164.0 (149.1)*
18Ni, 200等级, 马氏体时效钢 (普通纯度)	20	1335 (193.5)	124.3 (113.0)
AISI4340 (高纯度)	20	1412 (204.6)	106.9 (97.2)
AISI4340 (普通纯度)	20	1413 (204.4)	74.7 (67.9)
2024—T851	20	444 (64.4)	20.7 (18.8)
2124—T851	20	437 (63.3)	37.8 (34.4)
7075—T7351	20	392 (56.8)	30.9 (28.1)
7079—T651	20	504 (73.0)	27.4 (24.9)
Ti-5Al-2.5Sn, ELI**, 空冷	-196	1183 (171.4)	111.1 (101.1)
Ti-5Al-2.5Sn, ELI**, 炉冷	-196	1177 (170.6)	82.6 (75.1)
Ti-5Al-2.5Sn, 正常间隙原子, 空冷	-196	1342 (194.5)	53.5 (48.6)
Ti-5Al-2.5Sn, 正常间隙原子, 炉冷	-196	1380 (200.0)	57.8 (52.5)

* K_{Ic} ，由于试样尺寸不足，试验无效，可确信 K_{Ic} 高于 $\sim 198\text{MN}/\text{m}^{3/2}$ ($180\text{Ksi}\sqrt{\text{in}}$)，

**ELI为“极低间隙原子含量”。

1. 马氏体时效钢^[20]

应用屈服强度为200千磅/吋² (1400兆牛顿/米²)之18Ni马氏体时效钢,研究了马氏体时效钢中的I型断裂机制。应用透射电镜二次复型检查断口表面,发现在室温下其断口为韧窝断裂。在光滑试样与带圆形缺口的拉伸试样之心部,其形貌特征和韧窝的平均尺寸及间距,和在予制疲劳裂纹源的断裂韧性试样中之快速断裂区的情形一样,这就说明在圆形拉伸试样中所研究的特征组织形貌及研究结果,也可应用于尖锐裂纹的前端区。

强度等级为200的马氏体时效钢之典型断口如图1所示。断口为相当粗大的等轴韧窝覆盖,韧窝直径约为10~20μm,其中许多韧窝有成核粒子与之结合在一起(见图1中“X”所示)。较仔细地用立体显微镜检查这些成核粒子,发现这些粒子的表面上有许多都显示了河流花样,而且正如图2所示,它们中大部分都被分成碎片,这些夹杂物为钛的碳氮化合物。检查未变形试样中的这些夹杂物,结果发现一般它们都未破碎,从而假定在马氏体时效钢的断裂过程中所形成的空洞,是通过碳氮化合物夹杂的断裂而成核的。考虑到图2中已断夹杂物的相对运动,其韧窝基底的应变至少应为试样上所测宏观应变的两倍。基于断口表面韧窝的均匀性就可断定,若空洞一旦萌生,则它们在应变过程中会不断长大,直到空洞彼此相撞为止,最后导致断裂。

为了证实上述设想,进行了多种方案研究。在经过不同程度变形,但未断裂的圆形光滑拉伸试样和缺口拉伸试样上截取纵向磨片,由此可直接证明,内部空洞是在小量塑性变形时通过钛的碳氮化合物夹杂断裂而形成,如图3所示。当变形程度不断增加时,内部空洞尺寸随之增加,正如剖面图所示,它们一直长大到彼此相连接为止,结果导致大的内部空洞和断裂。图4为夹杂物成核空洞相连接的一个例子。



图1 18Ni马氏体时效钢的透射电镜显微照片(空洞的成核粒子以“X”表示)



图2 18Ni马氏体时效钢断面上的空洞成核粒子碎片(相同字母表示夹杂物碎片的配合点)

形变试样的剖面法,可以进行如下的定量测定,即将夹杂物破碎的份数表示为形变量的函数。通过对比普通纯度及高纯度炉号的强度等级为200千磅/吋²的马氏体时效钢

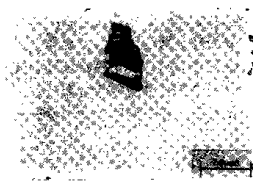


图3 形变拉伸试样磨片，表明马氏体时效钢中通过铁的碳氮化合物断裂而形成内部空洞(应力轴为水平方向)

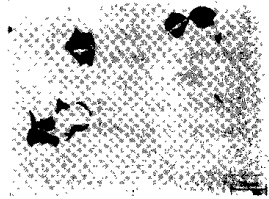


图4 形变拉伸试样磨片，表明马氏体时效钢中通过夹杂物空洞相撞而连接(应力轴为水平方向)

研究了夹杂物的作用。在高纯度钢中含有细小夹杂物，正如表1所示，它们的韧性很好。通过光滑试样与钝缺口试样研究，确定了三轴应力的作用。

一般说来，我们观察到，大块夹杂物是在小量塑性变形下破碎的，而小块夹杂物则是当应变量不断增加时而逐渐破碎的，直到样品完全断裂时，所有位于断面附近的夹杂物几乎完全破碎了。图5表明带空洞的夹杂物的百分数与外加平均拉伸应力的函数关系。夹杂物破碎的份数与试样的几何形状无关，从而说明三轴应力对空洞的萌生没有影响。在高纯合金中，为了使夹杂物破碎成一定份数所需的外加应力要更大一些，因此，当夹杂物尺寸减小时，其空洞萌生所需的应力增加，从而改善了断裂韧性。

通过测量与割面相交的最大空洞所占的面积，确定了空洞的生长速率。图6表征空

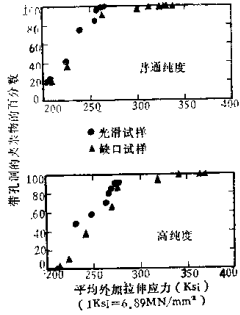


图5 18Ni马氏体时效钢中夹杂物与空洞百分数与外加拉伸应力的函数关系

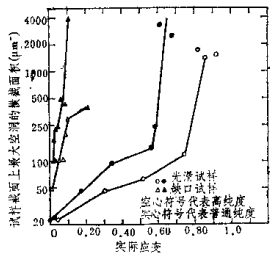


图6 18Ni马氏体时效钢中最大空洞的横截面积与形变量的函数关系

洞生长速率与塑性变形量的函数关系。由图清楚可见，在三轴应力较高的缺口试样中，将促使空洞生长速度加快。在夹杂物细小的高纯合金中，其空洞生长速率较慢，看来，空洞的生长速率将随原始空洞尺寸的增加而增加。

因此，通过观察试样磨片，并使之和断口表面的某些细节联系起来，就可能确定马氏体时效钢断口上的显微组织形态，从而为定量测量空洞的成核及长大过程，对改善合金韧性所能采取的步骤提出有益的结论。

2. 淬火与回火钢^{1,20}

研究了热处理后屈服强度为200千磅/吋² (1400兆牛顿/米²)的 AISI4340钢，它是淬火回火合金钢的典型钢种。图7为 AISI4340 钢断口图。这是该钢光滑与带缺口圆形拉伸试样，以及予制疲劳裂纹的断裂韧性试样的典型断口形貌。图中断口为韧窝断裂，但是断口表面包含两类韧窝，其中一类为大韧窝，直径在 5~15 μ m 的范围内（图7中用“X”表示），它们为一些直径小一至二个数量级的小韧窝分开。大约断口表面积90%为小韧窝覆盖。图8表明形成两类韧窝尺寸的空洞成核粒子的形貌。

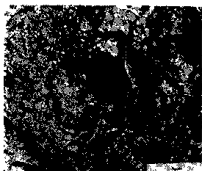


图7 AISI4340钢的
透射电镜显微照片
（“X”表示大韧窝）

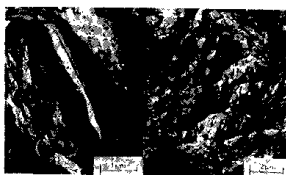


图8 在AISI4340钢断口上的
空洞成核粒子：(A)在大韧
窝底部；(B)在小韧窝区内

通过对形变拉伸试样的磨片观察发现，在小量塑性变形时，空洞是通过最大的硫化锰夹杂与淬火回火钢的基体之界面分离而成核的，如图9所示。随着变形量增加，这些硫化物成核的空洞长大；但是与马氏体时效钢中的空洞长大过程不同，该钢中的空洞在相碰以前就停止了长大。如图10所示，这种空洞不是长大到相碰而互相连接，它是通过夹杂物成核空洞间的特征开裂线的传播而发生连接的。这种特征开裂线一般与拉伸轴成45°，它是由一些非常细小的空洞组成，在断口表面上仍可看到这种小韧窝群。

虽然用光学显微镜检查拉伸磨片没有发现小韧窝内有成核粒子，但从断口观察，小韧窝内仍有成核粒子与之结合在一起。从经过抛光并腐蚀的断口侧面磨片上制作复型，发现裂纹倾向于沿马氏体边界发生。在电镜下观察该合金的薄膜试样，结果发现，在回火时针状渗碳体沿板条马氏体边界优先沉淀析出。从断口表面所作的萃取复型上，发现小韧窝内有的存在空洞成核粒子。经透射电镜衍射鉴定，这些空洞粒子是渗碳体。通过在断口附近的剖面上制取薄膜，可以证明，在渗碳体粒子与基体的界面发生脱离，从而说明了薄片空洞形成的机理，见图11。

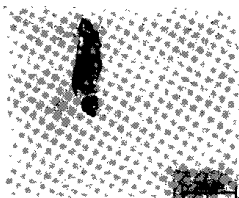


图9 形变拉伸试样的磨片，表明空洞在AISI4340钢中通过硫化物与基体界面的分离而形成（应力轴为垂直方向）

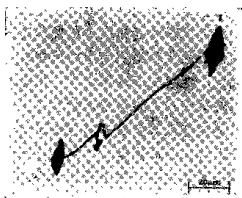


图10 在AISI4340钢的拉伸试样磨片上连接三个夹杂物的片状空洞实例（应力轴为垂直方向）

将复型和萃取的断口分析法与光学显微镜及电镜的磨片检查相结合，有助于理解淬火回火钢中的断裂过程。从研究结果来看，在给定强度水平下，马氏体时效钢的韧性优于淬火回火钢，这从道理上是说得通的。马氏体时效钢的断裂起因于夹杂物成核空洞的

长大，这种长大过程一直继续到空洞相碰而联结为止。在淬火回火钢中，空洞的长大过程因片状空洞形成而过早终止。通过对高纯度AISI4340钢的研究表明，由于高纯度钢含有较低的硫量，而且硫化物夹杂物的平均尺寸较小，因此降低了大空洞成核及长大的速率，推迟了片状空洞形成及断裂起始的时间，从而可提高钢的韧性。此外，从该研究可以想到，若减少碳化物粒子尺寸，而且尽量使它脱离开板条马氏体边界而重新分布，则其韧性可进一步提高。



图11 透射电镜薄膜图象，表征AISI4340钢中由于碳化物与基体界面结合不良而导致的空洞成核（箭头表示空洞，C表示碳化物）

3. 铝合金^[14,15]

同时应用电子显微断口术及拉伸试样的剖而术，研究了高强度2000及7000系列合金的I型断裂。在屈服强度大致为64千磅/吋²（440兆牛顿/米²）的2124-T851上所得结果是这类合金之代表。图12为带予制疲劳裂纹源的2124-T851合金的断裂韧性试样之典型断口图。其断口与淬火回火钢相似，均由两类韧窝覆盖，一类为图12中A区所示的大尺寸韧窝。大韧窝直径10μm左右，经常有空洞成核粒子与他们相连，如图12中“C”所示。在高倍率下检查发现，断口上大韧窝中的粒子尺寸为几个微米，而且一般是已沿解理面劈开的（见图13a）。小韧窝内也有直径为0.1μm的空洞成核粒子与他们相连，如图13b所示。

已形变拉伸试样的磨片被用来鉴别空洞成核粒子。图14表明，当形变量为2.5%

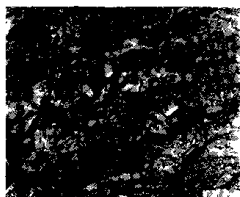


图12 2124-T851合金的透射电镜显微照片
(A)表示大韧窝区;
(B)小韧窝区;
(C)断裂粒子

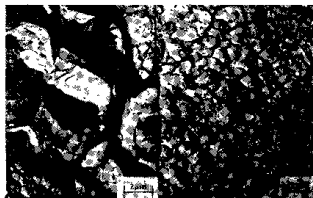


图13 2124-T851合金断口上的空洞成核粒子
(A)在大韧窝底部;
(B)在小韧窝区内

时, 2124-T851拉伸试样磨片上, 大的第二相粒子开裂。在带X射线能谱仪的扫描电镜上分析表明, 这些粒子中富集铝、铜或锰。在铝合金中, 其大空洞中的成核粒子中富集铁、硅或锰。用形变拉伸试样的剖面法确定了空洞成核的宏观应力。图15表明空洞成核应力为等效尺寸的函数, 这与所提模型结果一致, 从而清楚地说明, 随着粒子尺寸减小, 空洞成核所需应力增加。

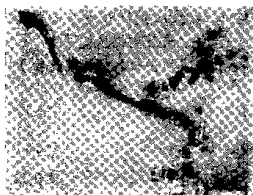


图14 在2124-T851合金中应变量为2.5%的拉伸试样磨片上由大块第二相粒子开裂而导致空洞形成(应力轴为水平方向)

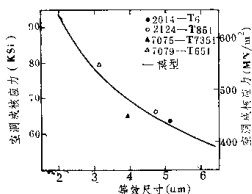


图15 铝合金中空洞成核的宏观应力随大块第二相粒子尺寸的变化

应用形变拉伸试样剖面法, 也可显示出形变过程中在大块第二相粒子上成核的空洞长大的情形。空洞是通过两种方式发生连接的。因为铝合金中, 多数第二相粒子都很大, 而且相互紧挨着的空洞成核粒子也多, 所以, 在这种情况下, 空洞是通过本身长大到相碰时而连接起来的。对于那些相距较远的空洞则是通过片状空洞形成而连接的, 这和淬火回火钢中情况一样。图16表明了空洞连接的两种机制。为了确定片状空洞内小韧窝

的成核粒子，进行了透射电镜研究。图17为2124-T851合金的典型结构，它由在时效过程中形成的细小、针状 θ' 沉淀物，以及在均匀化、热轧及固溶处理时形成的直径为 $0.1\mu\text{m}$ 的球状弥散相组成。根据小初窝中空洞成核粒子的压坑的尺寸和形状，表明其中的粒子是弥散相。根据薄膜透射电镜观察，对弥散相中心点之间距离的定量测定，同时测量断口上小初窝之间的距离，通过对比可以推断片状空洞是由弥散相成核的。

因此，铝合金中的断裂过程与小量变形时因大块第二相粒子断裂而造成的内部空洞形成有关，随变形量增加空洞不断长大，一直长大到有些空洞因相碰而连接，其余的空洞由于弥散相成核的片状空洞形成而连接，最终导致完全断裂为止。研究结果表明，如果减小第二相粒子尺寸，则可推迟空洞的萌生，从而也就改善了材料韧性。适当降低夹杂物含量，可使粒子尺寸减小。例如，2124-T851合金除铁和硅的含量比2024合金低外，其余成分均相同，但是2124合金的 K_{Ic} 值差不多比2024高一倍，如表1所示。同样也说明，若减小弥散相的尺寸，亦可通过推迟片状空洞形成而改善断裂韧性。

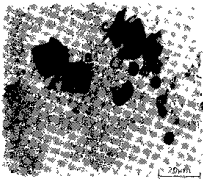


图16 2124-T851合金中表明空洞连接方式的形变拉伸试样薄片 (A)通过长大相碰连接；(B)、(C)通过片状空洞形成而连接



图17 2124-T851合金的薄膜透射电镜显微照片 (表明弥散相和时效沉淀物)

4. 钛合金^[16]

目前正在进展中的一项研究工作是用剖面术研究显微组织对钛合金(其中包括Ti-5Al-2.5Sn之 α 合金)断裂韧性的影响。将含间隙杂质质量属于正常等级的板材与间隙杂质质量极低等级的板材在 α 区 850°C 进行退火，随后在每种板材中选一部分自退火温度空冷，一部分随炉冷却。由于Ti-5Al-2.5Sn合金常用来制造低温液体存储箱，所以它的低温断裂韧性特别重要。对间隙原子含量极低的材料来说，自退火温度慢冷，其 -196°C 的韧性比空冷状态有明显降低，但对于具有正常间隙原子含量的板材，慢冷对 -196°C 的韧性似乎没有影响，见表1。

用透射电镜复型鉴定了断裂类型。图18为间隙原子含量极低的Ti-5Al-2.5Sn合金炉冷之断裂韧性试样实验温度为 -196°C 时的显微断口。其中A区的断口类型叫初窝断裂，与马氏体时效钢中的情况非常相似。B区为拉长的、扁平的初窝，而且初窝沟是沿着初窝轴的方向延伸，如图19所示。具有正常间隙原子含量的合金空冷后，于 -196°C

作断裂韧性试验，在其断口上这种被拉长的扁平切窝更为明显。被拉长的若干切窝组成一个晶块，而且在每一晶块内切窝的侧面与切窝沟在沿切窝轴的方向上是平行的，这些特征看来有些象解理断裂中的河流花样，但从三维断口图上可清楚证明他们是切窝。这些使材料 K_{Ic} 降低的工艺和试验条件，结果使断口出现大量被拉长的扁平切窝。因此，为了改善Ti-5Al-2.5Sn合金的低温韧性，就必需对能引起韧性改善的显微组织进行鉴定。

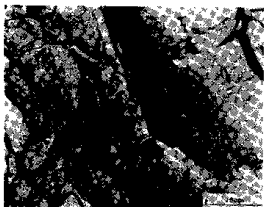


图18 炉冷之具有极低间隙原子含量的Ti-5Al-2.5Sn合金断裂韧性试样在-196℃试验后的透射电镜显微断口照片(A区为等轴切窝，B区为拉长的扁平切窝。)

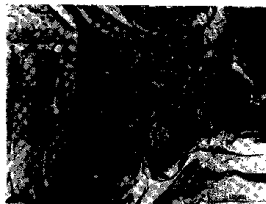


图19 空冷之正常间隙原子含量的Ti-5Al-2.5Sn合金断裂韧性试样在-196℃试验后的透射电镜显微断口照片

对于空冷的具有正常间隙原子含量并在-196℃拉伸断裂的断口作了剖面观察(应变 $\epsilon=0.304$)。图20为光学显微镜下所观察到的空洞类型，该图垂直方向为试样纵向(拉伸轴方向)，水平方向为试样横向。



图20 空冷之正常间隙原子含量的Ti-5Al-2.5Sn合金在-196℃的拉伸试样磨片上的空洞萌生(A)在孪晶边界萌生；(B)富铁粒子开裂；(C)与两种粒子有关的孪晶(用箭头表示孪晶，应力轴为垂直方向)。

图20a为一个具有多重孪晶变形的晶粒，而且空洞是在这些孪晶间的界面上形成的。空洞为具有椭圆形横截面的扁平体。图20b为开裂表面垂直于拉伸轴的两个第二相粒子，空洞形式和图20a表明的那种由孪晶成核的空洞相似，图20c中用箭头表明了空洞前端形成孪晶。这就证明在Ti-5Al-2.5Sn合金中发生了两种相竞争的断裂过程，其一是空洞在富铁粒子上成核(典型切窝断裂)，另一个是空洞沿孪晶边界形成(拉长型扁平切窝)。

断口上所观察到的拉长的扁平切窝与沿形变孪晶边界上形成的空洞紧密相

关, 这一点可从已断试样的剖面上得到直接证明, 从而也就解释了为什么被拉长的初窝平行排列。然而, 关于什么显微组织特征引起断裂这一问题, 并不能从已断试样的观察里得到直接证明。孪晶是否是一种自然的形变模式? 孪晶是否引起富铁粒子开裂, 从而导致空洞沿孪晶边界形成? 由粒子而产生的局部应力集中作用是否引起孪晶发生? 在上面所讨论的各种情况下, 要求显微组织变化时只产生极微小的影响是非常困难的。因此, 经不同形变量的四种 Ti-5Al-2.5Sn 合金之拉伸试样的剖面术研究, 仍须继续进行。

三、讨论与结论

本文对形变试样剖面法及显微电子断口分析在研究断裂行为时的应用进行了评述。这两种方法是完全协调的, 而且可用于直接鉴定控制某一断裂过程的显微组织特征。剖面法也有助于鉴定断口学的特征。为了观察控制断裂过程的显微组织, 最适宜的试验方法是采用试样的金相磨片研究。为使效果更好些, 其磨片应在尚未断裂但经不同形变量的试样上截取。如果只研究已断裂试样, 则对于在早期的形变过程发生的对断裂极为关键的事件的观察就会被掩盖过去。例如, 在研究钢、铝合金及钛合金的断裂机理时, 把光学显微镜与透射电镜的金相观察, 以及定量显微分析和微区探针分析法等同剖面法配合使用时, 可清楚说明上述方法所能获得的各种有用的资料。使用这种研究方法的目的, 主要是为改善材料的断裂韧性提供依据, 但是为了理解与断裂有关的其它问题, 如研究应力腐蚀开裂、持久负荷下的裂纹生长或蠕变断裂时, 将剖面术与断口分析配合使用是有益的。在许多研究中, 特别是在研制新合金与新产品中, 作这种试验工作是很省时间的, 作少量试样磨片研究就可以显示出对某一性质起决定作用的显微组织特征。从而可免去大部分昂贵的工艺试验和力学性能试验程序。

本文讨论了许多可与剖面法相比拟的标准分析方法。但是要把剖面法作为一种了解断裂行为的手段, 则取决于研究者本人的创造性。例如, 可用剖面技术通过实验来确定作用在裂纹尖端的应力。Levy、Marcal、Ostergren 和 Rice^[19] 采用弹-塑性有限元法, 求解了在小范围屈服情况下, 加工硬化材料之裂纹尖端的应力分布。虽然对于非硬化材料来讲, 他们的解同“滑移线场”分析法所得到的结果是非常近似的, 但其精度尚不清楚, 而且对于那些通常以初窝断裂而失效的韧性材料来说, 有关小范围屈服的假定(塑性区的应力由弹性应力场强度因子 K_I 决定), 妨碍了准确地予报应力。Cox 和 Low^[20] 指出, 在钢中夹杂物上空洞的成核是最大拉应力和夹杂物大小的函数, 但与拉伸试样形成缩颈后所出现的三轴拉应力中之较小的拉应力无关。应用有关夹杂物特征的知识, 再通过对于先承载(承载应力 K_I 低于 K_{Ic}) 的断裂韧性试样作一系列磨片, 就可以估算分布在裂纹尖端的最大拉伸应力。这种实验方法是很麻烦的, 因为这既需要知道夹杂物的尺寸分布, 又需要作大量的一系列磨片。但在采用应力分析法来予报裂纹尖端的行为之前, 如 Levy 等人^[19] 所作的那样, 要使用各种可能的实验方法来验证这些解。

剖面法之优点在于, 对于从事断口分析的大多数实验室来说, 只需利用原有设备就可进行这种研究, 且这种方法能适应某种特殊的服务性的应用场合, 正象电子显微断口术一样, 它正被广泛地承认为一种标准方法。因为电子断口分析不能直接鉴定参加断裂

表面硬化材料的断口形貌

(日) 喜多 清 坪田一一等

一、序 言

为了使机械设备的零件既体积小、重量轻，又有足够的强度，对其使用的材料就需要进行一定的热处理后才能应用。尤其经表面硬化处理后能明显地提高零件的强度。目前对钢铁材料的表面硬化处理，主要采用渗碳淬火、氰化、气体氮化、软氮化及高频淬火等方法。通常，经表面硬化处理的材料，能提高其耐疲劳性及耐磨性等，但是由于硬化层本身韧性差，抗冲击性能低，故这些表面硬化处理的材料，在损坏事故中所占的比例是比较多的。

作者根据过去的经验，对实际损坏的事例及有关表面硬化处理材料的若干实验例子，用微观断口学的方法，对其断裂机理及断口形态进行了研究。现就有关表面硬化处理材料的断口形态的研究结果，叙述如下。

二、钢铁材料的表面硬化处理

目前，工业上主要应用的钢铁材料的表面硬化处理如表 1 所示，它们多数用于齿轮、轴及螺栓等。

以下列出这些表面硬化处理材料的实际损坏事例以及它们的断口形态。在图 1~10 的照片中的 TEM 像是表示用透射型电子显微镜观察的像，而 SEM 像是表示用扫描型电子显微镜观察的像。

过程的显微组织特征，而形变试样的剖面术可以直接观察断裂过程中显微组织的作用，因此它是电子断口分析的一个非常重要的辅助手段。

杨道明译自《Fractography—Microscopic Cracking Processes》

ASTM STP600 (1976), P 5—29, 石霖校

表 1 钢铁的表面硬化及其应用

原理	表面硬化			应用			备注	
	方法	表面硬化	扩散元素	磨损	疲劳	腐蚀		
表面组织及成分变化	扩	渗碳	固体 C	0	0		表面硬化钢	
			气体 C	0	0			
			液体 C, (N)	0	0			
		氮化	混合体 C, N	0	0			
			液体 C, N	0	0			
	散	低温	氰化 (<A ₁)	液体 C, N	0	0		
			硬氮化	液体 C, N, O	0	0	0	氮化钢及 其他钢
				气体 C, N, O	0	0	0	
	软氮化	气体 (C), N	0	0	0			
	化	淬火—	感应加热淬火 火焰淬火	感应电流	0	0		中碳钢及 渗碳钢
回火		火焰		0	0			

三、损坏事例

1. 渗碳淬火材料

图 1 是主动轴的螺旋伞齿轮的 Cr-Mo 钢 (SCM22) 渗碳淬火材料的损坏事例。该齿轮运转了 4380 小时, 经循环次数为 3.4×10^9 次后发生损坏。硬化层也可以是由循环应力而造成的损坏断面。既然是由循环应力造成的损坏, 但硬化层的断口在穿晶裂纹中却呈现如图 1 (b) 所示的韧窝状花样, 而看不到一般钢材中出现的那种疲劳条痕。不过在中心部分则形成了如图 1 (c) 所示的疲劳条痕。与上述疲劳相反, 当有夹杂物混入, 并且在运转开始施加冲击力后, 在硬化层中就会出现早期的裂纹, 以这种早期裂纹为裂纹源而损坏的行星齿轮中, 渗碳淬火材料为 SCM21 (工作 10000 小时, 循环次数 1.2×10^9), 硬化层的早期裂纹导致晶界开裂如图 2 (b) 所示。中心部分与前者同样能够形



图 1 渗碳齿轮的断口 (SCM22) (TEM 照片)
(a) 断口外貌; (b) X 区 (硬化层); (c) Y 区



图2 渗碳行星齿轮的断口 (SCM21) (TEM照片)
(a)断口外貌; (b)硬化层; (c)中心部分

成疲劳条痕状断口。

图3表示主动轴的连接部分由于连接扭转应力而造成损坏的断口例子。这时硬化层的断口,按照应力施加的方式及大小而显示不同的花样。图3(b)表示硬化层的断裂源部分的断口,它具有晶界裂纹及韧窝混合存在的特征。与此相反,最终断裂部分的断口,即使在同样的硬化层中也会形成如图3(d)所示的很小(直径约为 0.5μ)剪切韧窝。这些韧窝的大小和分布情况与通常看到的非硬化部分的韧窝明显不同。这是因为渗碳淬火使韧窝形成核的夹杂物增多了,同时也使基体韧性降低了。

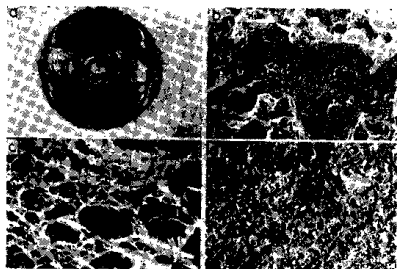


图3 渗碳主动轴的断口 (SCM21) (SEM照片)
(a)断口外貌; (b)A区(硬化层); (c)B区; (d)C区

2. 氯化材料

图4是SCM2材料经软氯化处理后(油冷)的曲柄销螺栓的损坏断口。当螺栓被拧紧时,在图4(a)的箭头所指范围内的表面硬化处,发现有裂纹,以这个初始裂纹为裂纹源面出现疲劳断裂(运转3847小时,循环次数为 2.08×10^4)的断口。据此,软氯化处理的螺栓由于在拧紧处造成过载,故形成的硬化层裂纹的断口呈韧窝状(图4(b))。而在基体中,与这个初始裂纹相延续而形成了疲劳条痕。

3. 高频淬火材料

图5是对SNC2材料制的减速器齿轮轴进行高频淬火后,沿其齿根部位发现的裂纹切断后的断口。这个齿轮轴,在产生裂纹前已经工作8800小时,运转 1.8×10^7 次。宏观的断口形态如图5(a)所示,在齿根表面的正下面的黑色部分看到约2毫米深的裂纹