

Dubbel

机械工程手册

(第一卷)

W. Beitz und K.-H. Küttner

张 维 张淑英等 译

清华大学出版社

施普林格出版社

E 材料工程 Materials technology

K. H. Kloos, H. Diehl, F. Nieth, W. Thomala, Darmstadt, und W. Dübler, Ratingen

王敏蓉 译 李士俊 校

—般参考资料:

1. 材料及零件特性的基本知识

Bargel, H. J.; *Schulze, G.*: Werkstoffkunde. Hannover: Schrödel 1978. — *Hornbogen, E.*: Werkstoffkunde. Berlin: Springer 1973. — *Neuber, H.*: Kerbspannungslehre, 2. Aufl. Berlin: Springer 1958. — *Wellinger, K.*; *Dietmann, H.*: Festigkeitsberechnung, 3. Aufl. Stuttgart: Kröner 1976.

2. 材料试验

Macherauch, E.: Praktikum in Werkstoffkunde. Braunschweig: Vieweg 1972. — *Schwalbe, K. H.*: Bruchmechanik metallischer Werkstoffe. München: Hanser 1980. — *Siebel, E.* (Hrsg.): Handbuch der Werkstoffprüfung, 2. Aufl., Bd. I—V. Berlin: Springer 1953—1960. — *Varga, T.*: Eisenwerkstoffe und ihre Prüfung. TR-Reihe, H. 125. Stuttgart: Verlag Techn. Rundschau 1975.

3. 材料特性及应用

Aluminium Taschenbuch, 13. Aufl. Düsseldorf: Aluminium-Verlag 1974. — *Dettner, H. W.*: Lexikon für Metalloberflächenveredelung. Saulgau: Leuze 1973. — *Domininghaus, H.*: Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften. Düsseldorf: VDI-Verlag 1976. — *Eckstein, H. J.*: Wärmebehandlung von Stahl. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie 1970. — *Eckstein, H. J.*: Werkstoffkunde. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie 1972. — *Ehrenstein, G. W.*: Polymer-Werkstoffe—Struktur und mechanisches Verhalten. München: Hanser 1978. — *Eisenkolb, F.*: Einführung in die Werkstoffkunde. Berlin. VEB Verlag Technik 1964—1970. — *Göttner, G. H.*: Einführung in die Schmieretechnik. Teil 1 u. 2. Düsseldorf: Marklein 1961 u. 1966. — *Gohl, W. u. a.*: Elastomere, Dicht- und Konstruktionswerkstoffe. Grafenau: Lexika-Verlag 1975. — *Graf, O.*: Die Eigenschaften des Beton, 2. Aufl. Berlin: Springer 1960. — *Guy, A. G.*: Metallkunde für Ingenieure. Frankfurt a. M.: Akademische Verlagsgesellschaft 1970. — *Käufer, H.*: Arbeiten mit Kunststoffen, 2. Aufl. Berlin: Springer 1978. — *Käufer, H.*: Kunststoffe als Werkstoff. Würzburg: Vogel 1974. — *Kollmann, F.*: Technologie des Holzes und der Holzwerkstoffe, Bd. I u. II, 2. Aufl. Berlin: Springer 1951 u. 1955. — *Oberbach, K.*: Kunststoff-Kennwerte für den Konstrukteur. München: Hanser 1975. — *Roesch, K.*; *Zimmermann, K.*: Stahlguss. Düsseldorf: Verlag Stahleisen 1966. — *Saechtling, M.*; *Zebrowski, W.*: Kunststofftaschenbuch, 20. Aufl. München: Hanser 1977. — *Scheer, L.*: Was ist Stahl, 14. Aufl. bearb. von *H. Berns*. Berlin: Springer 1974. — *Schimpke, P.*; *Schropp, H.*: Technologie der Maschinenbaustoffe. 16. Aufl. Leipzig: Hirzel 1965. — *Schulz, G.*: Die Kunststoffe, 2. Aufl. München: Hanser 1974. — *Verein Deutscher Eisenhüttenleute* (Hrsg.): Stahl-Eisen-Liste. Düsseldorf: Verlag Stahleisen 1975. — *Vögtle, G.*: Lexikon der Schmieretechnik. Stuttgart: Franckh 1964. — Werkstoffkunde der gebräuchlichen Stähle. Teil 1 u. 2. Düsseldorf: Verlag Stahleisen 1977. — *Wiegand, H.*: Eisenwerkstoffe. Weinheim: Verlag Chemie 1977.

选材对工件性能有决定性影响。工件的最终性能决定于生产所用材料的性能, 决定于在半成品阶段和成品阶段由于加工方法(预成型、成型、剪切、连接、复层)引起的材料性能的变化, 决定于由设计外形(外应力系统)引起的对材料性能的影响, 以

及由制造和载荷引起的内应力(内应力系统)。

除此之外, 对选材来说由于能源和原料的紧张趋势, 迫使人们还要考虑其他选材标准。例如用改进材料的防腐蚀性能和耐磨性能, 提高产品的寿命, 使用大批量生产的材料和组件以及使用节能的材料。

1 材料性能和工件性能的基础

Fundamentals of materials and components properties

有效的选材是以大量的计算应力分析或试验应力分析(见 C2 至 9)与理想条件下求得的材料特征值进行比较为基础的。在实际中出现的工作应力, 包括机械应力、机械-热应力、机械-化学应力和摩擦应力。这些应力既能单独出现, 也可以联合发生。工件损伤大多数是许多损伤机制的综合作用造成的。

1.1 加载方式和应力状态

Types of load and stress

机械应力和机械-热应力因不同的加载方式而异, 用它描述在室温、高温和低温下各种加载类型的时间变化过程。

1.1.1 基本加载类型

Fundamental types of load

用外部法向力、切向力和力矩随时间变化的过程来表示基本加载类型, 这些载荷在所计算的截面上表现为拉应力、压应力、弯曲应力和扭转应力(图 1)。

图 1 给出了在线弹性应力-应变条件下相应的载荷-时间变化过程、应力-时间变化过程和应力(或变形)-时间变化过程。

不仅在室温, 而且, 特别是在高温下都能出现应力和应变间不再呈现线弹性关系的应力状态。在静载荷或变载荷下产生的应力-时间函数或应变-时间函数见图 2。这些载荷类型在温度不发生变化时有效。

1.1.2 在受力面上的载荷类型

Types of load at surfaces under pressure

1.1.1 所提的基本载荷类型是指载荷的种类而言的, 在观察的应力截面的表面上不直接引入应

力。在许多实用情况下, 两受力结合面上承受的是压-剪载荷的复合作用, 但这要看受力表面上所承受的是静的还是滑动的载荷(赫芝式冲压见 C4; 库仑式摩擦见 B1.11; 挤压结合见 G3.2.3)。

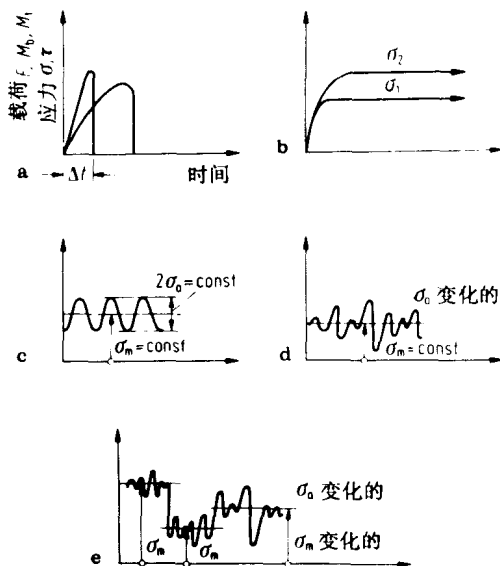


图 1. 由各种基本载荷类型产生的应力-时间函数。a. 短时间拉伸载荷和冲击载荷; b. 长时间静载荷(持久应力); c. 带恒定预载荷和交变载荷的周期振动载荷; d. 带恒定预载荷和变化的交变载荷的随机振动载荷; e. 变化的平均载荷和交变载荷的随机振动载荷。

1.1.3 内应力引起的载荷状态

Loading conditions by residual stresses

在许多实际使用场合, 内应力通过内力和力矩与外部基本载荷相叠加。内应力在接近表面区会引起一系列性能变化。内应力基本上是静态作用的多轴向应力, 常有同方向特征。

图 3 给出了按 [2] 为内应力所下的定义和第 I、第 II 和第 III 类内应力分类的示意图。根据

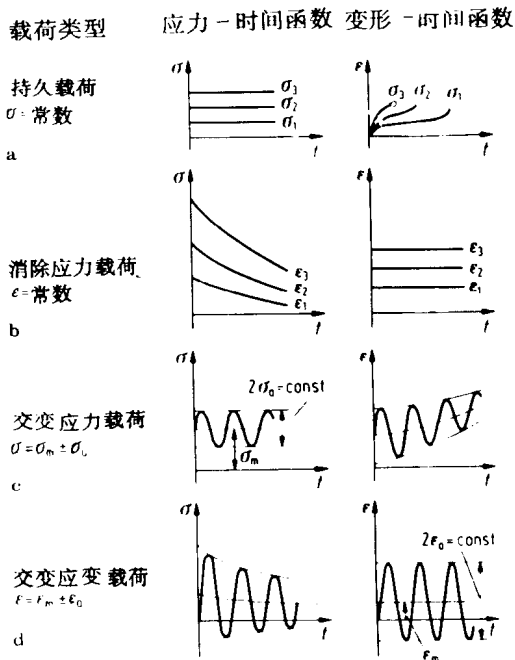


图2. 机械-热应力下的基本载荷类型 a. 应力引起的静载荷; b. 应变引起的静载荷; c. 应力引起的变载荷; d. 应变引起的变载荷.

材料区域的大小可知由第 I 类和高类内应力叠加造成的最终内应力峰值。由图示可以清楚地看出，在一个多相金属组织中，什么样的局部应力集中是可能的，这种应力集中可能达到数倍于第 I 类内应力状态。因为在整个基本载荷中的载荷应力只和宏观范围有关，在计算方法中也只能将第 I 类内应力的载荷应力叠加。

多数情况下的内应力状态和冶金、加工、^[3,4] 受载情况有关。当金属原子扩散进入原子点阵或当发生引起比体积变化的相变过程时，在扩散深度范围内或相变作用区就会形成内应力（例如氮化、表面硬化）。

1.2 失效原因 Causes of failure

在实际中出现的失效种类很多，有时和机械原因有关，有时也和综合原因有关。在发生不允许的变形、断裂过程中以及某些不稳定的情况下，例如

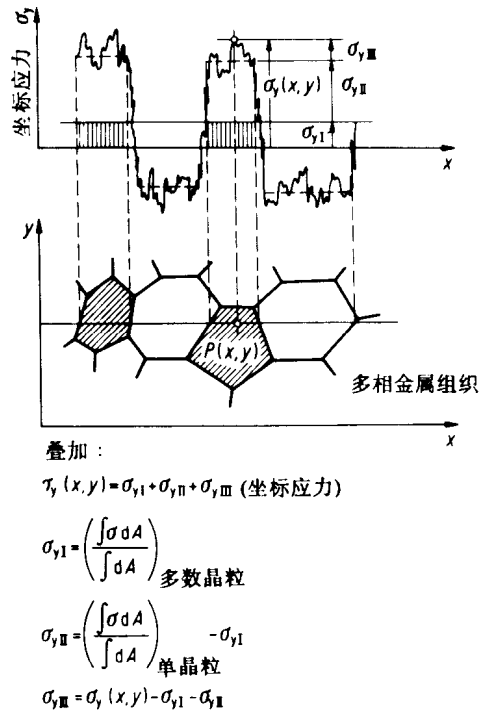


图3. 在多相金属组织中第 I、第 II 和第 III 类内应力的叠加^[2]

扭转和翘曲等，均可产生由机械应力引起的工件失效。根据受力种类和材料状态可把在拉伸应力作用下造成的各种断裂类型划分为开裂和滑移断裂。把交变应力作用形成的断裂类型划分为疲劳断裂。不同程度的塑性流变是滑移断裂和变形断裂的前提，所引起断裂的应力状态和塑性流变开始时的应力状态是不一致的。

1.2.1 机械应力引起的失效模式

Mode of failure due to mechanical loading

拉伸载荷

工程上很有用的金属和合金，由于其结晶结构具有明显的弹性，在达到屈服极限以前，它们具有线弹性应力-应变特性（见 E2 图 3）。弹性变形是以可逆的晶格变形、压缩和畸变的方式进行的。塑性流变的开始是在一定的滑移面上，整个晶格区发生非可逆滑移。当塑性流变在均匀的各向同性的材料中出现时，滑移面与最大切应力方向相一致。

由于存在一维点阵缺陷(位错), 滑移开始时的剪切应力比由理论晶体结构计算出的数值低很多。随着原子滑移过程的不断增殖, 在最大剪切应力方向就产生了宏观的变形(见C1)。在三维应力状态下, 当不需要考虑平均主应力时, 塑性流变条件是 $\sigma_1 - \sigma_3 = 2\tau_{\max} = R_c \leq \sigma_F$ (按 ISO 式中 R_c 表示屈服极限或流变极限)。

超过屈服极限后到断裂前, 延性材料的变形能力与其应力状态有关。在多维应力状态下变形能力大于在拉伸应力状态的。在临界情况下多向拉应力状态下能出现无变形开裂。

图 4 给出单向和多向拉应力和压应力状态对于剪切屈服极限 τ_F 和剪切强度 τ_B 以及塑性流变开始时的莫尔应力圆变化过程的影响^[5]。用 τ_F 和 τ_B 之间的距离作为描述塑性变形能力的直接比较尺度。在两个参数交叉点上, 在多向拉应力区有出现开裂的危险。在脆性材料中 τ_F 和 τ_B 交点可能移向压应力区。

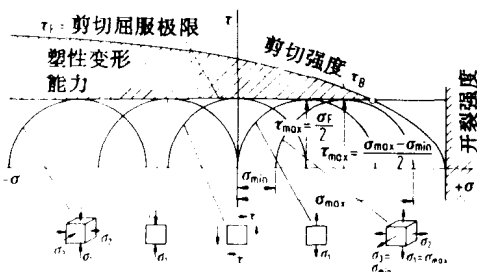


图 4 应力状态对于剪切屈服极限 τ_F 和剪切强度 τ_B 变化过程的影响

与均匀的多向应力状态的宏观观察方式不同, 在断裂力学中则以裂纹尖端区的临界应力状态为出发点。这种应力状态具有明显的梯度影响^[6,7]。在拉伸载荷下裂纹尖端的应力条件能够导致不稳定的裂纹扩展直到开裂。图 5 给出在一个无限大平板上线弹性断裂力学的应力状态。平板上有一个长度为 $2a$ 的对称于单轴应力状态的裂纹, 此外还给出了裂纹尖端坐标应力的变化曲线。裂纹尖端的应力状态为二维的。 σ_y 随平板宽度的变化而很快下降。在极坐标上产生的坐标应力为

$$\sigma_y = \frac{\sigma_1 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f(\varphi)$$

$$\sigma_x = \frac{\sigma_1 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f(\varphi)$$

$$\sigma_{xy} = \frac{\sigma_1 \sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f(\varphi)$$

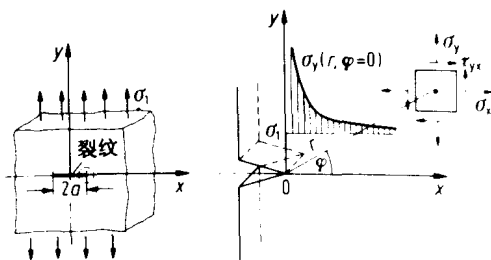


图 5 在一个单向受载的无限大平板上裂纹尖端附近的应力状态

对于给定的平板应力值 σ_1 和裂纹长度之半 a 来说, 这种表达式的分子在裂纹尖端区表示的是应力状态的强度参数。对于裂纹扩展的方式 I (垂直于最大主应力) 将应力强度因子 K 定义为 $K_I = \sigma_1 \sqrt{\pi a}$ 。当 K_I 达到一个临界值时, 非稳态裂纹扩展引起断裂。对此下列断裂条件是有效的:

$$K_I = K_{Ic} \text{ (断裂标准)}$$

在所给的试样几何形状下, 应力强度因子的临界值是材料的特征值, 这个特性用断裂韧性来表示。已知 K_{Ic} 值和裂纹长度, 一方面可以计算出断裂载荷; 另一方面在已知外载荷情况下, 可以估算出导致裂纹非稳态扩展的临界裂纹长度, 例如图 13。

交变应力

由交变应力引起失效是最常见的失效原因。由于一方面是实际应力组合态不清楚; 另一方面材料在工程应用中影响因素太多, 至今未能提出成熟的理论。图 6^[8] 给出受一级交变应力的试样直到疲劳断裂时的损坏过程。当交变应力低于静屈服极限时, 在光滑试样和缺口试样的持久强度范围内产生微滑移。这些滑移主要在接近表面区引起亚微观裂纹。裂纹经过合并, 最终形成一个工程裂纹。这个裂纹垂直于最大主应力, 裂纹尖端的应力很高。因此可将断裂应力循环周次 N_B 分为产生裂纹应力循环周次 N_A (工程裂纹长度: 0.1 到 1mm)

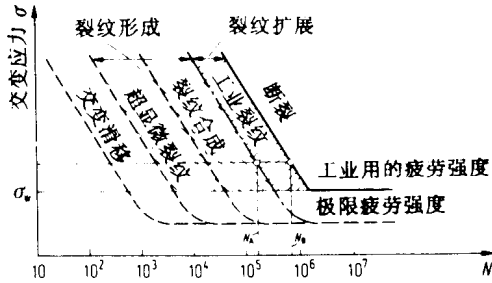


图 6. 交变应力下的损伤过程

和裂纹扩展应力循环周次 ΔN_F ; $N_B = N_A + \Delta N_F$. 产生裂纹应力循环周次 N_A 和断裂应力循环周次 N_B 的商数 N_A / N_B , 给出裂纹萌生阶段和裂纹扩展阶段的时间百分比数: 在光滑试样上约 90—95%, 在缺口试样上明显降低, 因此裂纹扩展阶段具有很大的意义. 将交变应力作用下的裂纹扩展限制在拉伸应力的幅度上, 裂纹以较低的增长速度扩展(临界前的裂纹增长). 只有当裂纹达到临界长度后, 才能通过非稳态裂纹扩展使其余部分产生断裂.

只要考虑每个裂纹扩展时应力强度的变化, 在估算临界前裂纹扩展阶段的寿命时, 同样可以使用应力强度因子 K_I . 每个应力循环的裂纹扩展用下式估算

$$\frac{da}{dN} = C_o \Delta K^n$$

用双对数坐标在裂纹增长与应力强度因子之间可得出线性关系. 这时其斜率是 n , 对于钢 $n=2-3$.

在较新的概念中除了平均应力的影响外, 还要考虑变幅应力对裂纹扩展的作用^[9].

1.2.2 强度理论 Strength theories

借助于强度理论有可能使工件所受的多向应力与一般在单向应力条件下所求得的材料强度数据进行比较^[10, 11] (见 C1.3). 图 7 给出强度计算的基本图. 在机械载荷下, 最重要的失效种类是

材料参数

流变开始	$R_e, R_{p0.2} (\sigma_s, \sigma_{0.2})$
开裂	$R_m (\sigma_B)$
疲劳断裂	σ_W

只要比较应力达到材料的某个强度极限, 工件就会失效. 与失效条件 $\sigma_v =$ 材料参数 K 不同, 用安全系数, $S > 1$ 使 $\sigma_v \leq \sigma_{zul} = K/S$ 得到保证, 通常使许用应力离失效临界载荷有一个确定的距离.

在多向交变应力情况下^[12, 13] 以疲劳断裂和振动断裂作为失效标志. 这种断裂通常先从表面开始. 由平均应力和振动幅度合成的三维应力状态得出 $\sigma_{1,2,3} = \sigma_{m1,2,3} \pm \sigma_{a1,2,3}$. 相同的方法也可将比较应力分为静应力成分和动应力成分.

$$\sigma_v = \sigma_{vm} \pm \sigma_{va}$$

因为在无内应力的材料中, 疲劳裂纹总是先从表

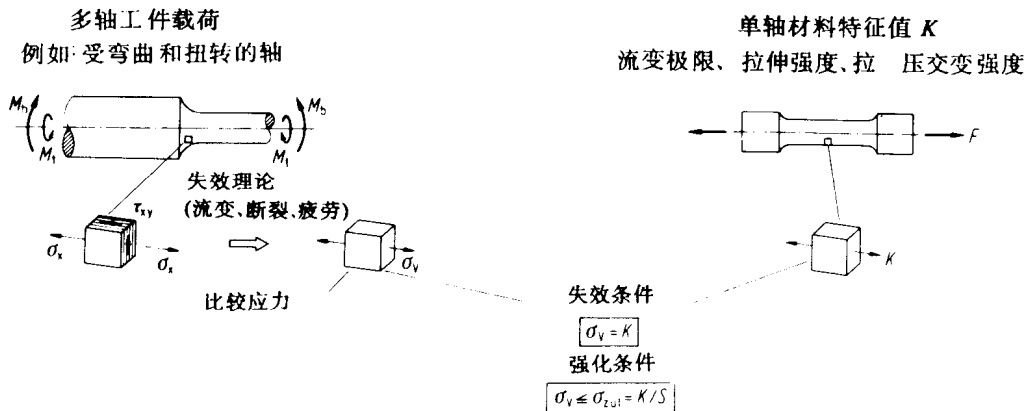


图 7. 强度计算原理图

面开始, 可将交变应力的强度理论局限在双向拉应力状态, 当 $\sigma_{m1,2,3} = 0$, 说明在交变应力下的强度条件是 $\sigma_{va} = K = \sigma_w$ ($\sigma_w =$ 拉-压-交变疲劳强度)。

对于 $\sigma_{m1,2,3} \neq 0$ 时, 必须考虑的是根据平均应力敏感性的不同, 决定疲劳强度与平均应力的符号和大小的关系。

许多试验已证明, 根据材料在交变应力下的状态的不同也能按静应力提出的理论计算比较应力。同时主应力理论可用于脆性材料, 剪切应力理论和形状变化能理论可用于延性材料。

不论主应力方向是固定的还是变化的, 多向交

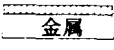
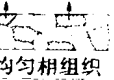
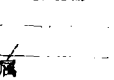
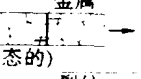
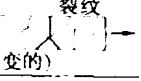
侵蚀方式	表 征	图 形
均匀的	a 放出氢	
	b 消耗氧	
不均匀的	开裂腐蚀	
	接触腐蚀	
	选择腐蚀	
	穴状锈蚀	
	晶间腐蚀	
不均匀的、与机械载荷相关的	应力裂纹腐蚀	
	疲劳裂纹腐蚀	

图 8. 电化学腐蚀的形态

变应力的相位重叠问题同样可用试验方法进行研究。此外还发展了新的计算方法^[13-15]。

1.2.3 在复杂应力下的失效模式

Modes of failure under complex loading

这种失效模式的特征是受环境因素的影响, 例

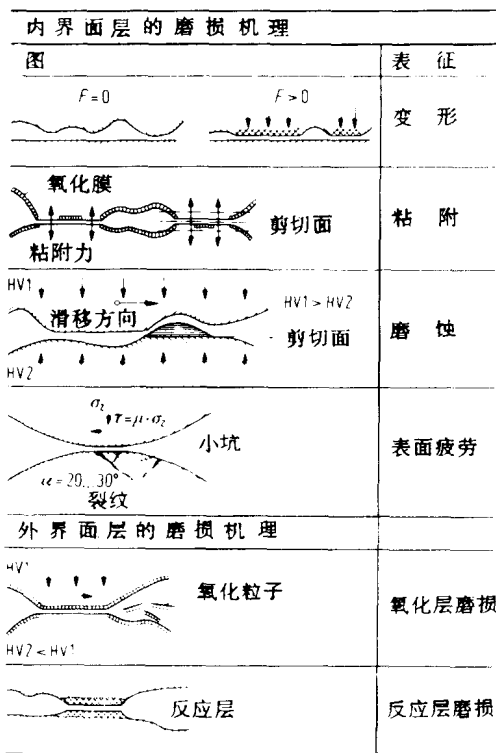


图 9. 金属摩擦副内、外界面层的磨损机理

如由高温、固态、液态或气态腐蚀介质或由摩擦过程使基体材料的强度-韧性性能随着时间发生了变化, 或者通过化学或电化学腐蚀过程使材料的组织表面遭到破坏, 或者通过粘着-冲刷摩擦过程改变了工件的匹配性能, 考虑强度-韧性与时间和温度的关系, 就可以对机械-热应力进行定量分析。

这里必须把由腐蚀介质及由摩擦应力引起的失效模式的解释局限于现象学的说明上。

腐蚀过程

腐蚀过程是以金属表面和固态、液态和气态腐蚀介质间的相界面反应为基础的, 与非导体(干燥气体、有机物质)的化学腐蚀过程不同, 特别是在离子导电的介质中, 通过电化学的腐蚀过程产生的损坏形式有多种多样, 既可能有均匀性材料腐蚀, 也可能有非均匀性材料腐蚀或材料性能发生选择性变化^[16-17], 由此使局部应力状态发生不可控制的变化。

图 8 描述了电化学腐蚀过程中最重要的失效模式, 其中特别是与机械载荷相联系的失效模式(应力腐蚀、疲劳腐蚀), 在实际中会造成很大的事故。

与到目前为止所介绍的失效模式不同, 摩擦应力所研究的不是单个摩擦副, 而是必须带有中间介质的摩擦副。与材料性能或工件性能不同, 受滑动摩擦载荷的表面的各种磨损机理可用来说明系统性能^[18, 19] (见 G 6, 1, 2)。

磨损机理

图 9 给出这种磨损机理的示意图。金属摩擦副在混合摩擦条件下总是同时出现磨蚀和粘着。两种磨损形式和在滚动体上产生点状腐蚀的疲劳磨损一般多伴随摩擦系统的局部剥落。局部磨损与此不同, 其深度效应仅局限于外表面层, 这样摩擦副的功能就得到了保证^[1]。

1.3 材料的设计参数

Materials characteristics for design

材料在静态和动态载荷下使用的数值, 通常是在不同的基本载荷下求得的(如图 1 和图 2)。只要不考虑材料性能随时间的变化(例如室温或低温), 就能使用由短时试验提供的静态材料特征值^[11]。

除由控制应力试验求得的疲劳强度特征值外, 由控制应变在室温和高温的振动试验中求得的材料特征值在测定裂纹特性曲线时有愈来愈重要的意义^[20]。对于一定的设计问题除强度性能外也需要韧性。特别是有可能用断裂韧性定量地评价脆性材料在厚壁结构应力条件下的脆性安全系数^[21]。

1.3.1 静载荷 Static stress conditions

弹性常数 E 即弹性模量和断面收缩系数 μ (泊桑比 $m = 1/\mu$) 是材料在线弹性区计算应力和应变时最重要的特征值。对于一个工件的刚性说来, 按定义可把弹性模量理解为直接比较量。附录 E1 表 1 给出了 E 与材料和温度的关系。这种关系在不同材料构成的复合结构中及在高温下的应力验算中必须予以考虑。在各向异性比较明显的合金中必须考虑 E 与方向的关系。

在计算室温和高温的强度时, 需要很多材料的特征值, 要考虑由于载荷类型不同, 材料流变

和断裂失效等关系。附录 E1 表 2 为常用材料在各种不同基本载荷下强度值的一览表。

与单轴均匀拉伸应力不同, 在弯曲载荷下当表面塑性应变相同时, 根据试样厚度不同, 屈服极限升高 20—30%。这种作为支撑作用而表示的效应, 使弯曲屈服极限 $\sigma_{b0.2}$ 明显升高, 而在受最大载荷的边界区, 局部屈服极限却没有升高^[10] (在附录 E1 表 3 中比较 σ_{bf} 与 $R_{p0.2}$)。

在考虑形状变化能理论的情况下, 扭转极限(双轴应力)可由拉伸试验的屈服极限 R_e 来估算。

$$\sigma_v = R_e = \sqrt{3\sigma_1^2} = \sigma_1\sqrt{3} = \tau_F\sqrt{3}$$

$$\tau_F = 0.577 R_e$$

在机械—热载荷下, 低于再结晶温度 T_K 时, 可使用短时特征值; 在温度高于 T_K 时, 可使用与时间有关的应变极限及在恒温下求得的持久强度, 见图 10。

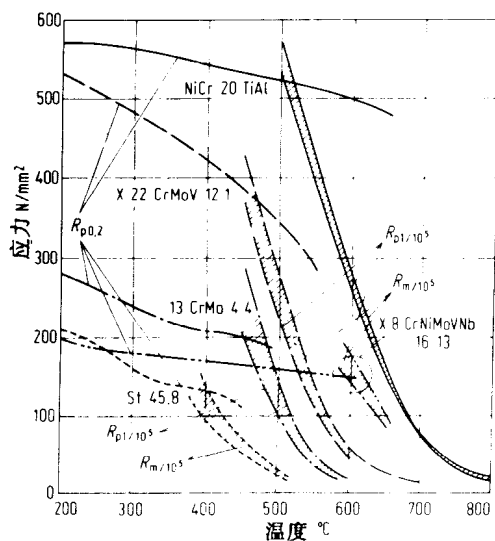


图 10. 各种钢和一种镍基合金在高温下的材料特征值。短时间与长时间特征值的比较

1.3.2 动载荷 Dynamic stress conditions

室温下静态材料特征值与时间无关, 而在交变载荷下材料特征值和振动周次有明显的关系。在

循环应力载荷下, 材料特征值与应力周次有关; 在循环应变载荷下, 材料特征值与产生裂纹或断裂的应变周次有关。

产生循环应力的动载荷

铁基合金在室温下超过一定的极限载荷周次 ($2-2 \times 10^6$) 常常有一个明显疲劳强度区, 对于一定的应力状态 (软钢、焊接结构件) 疲劳强度区的交变周次可限制到 2×10^6 周。根据预先给定的平均应力材料特征值区别如下:

对称循环疲劳强度 σ_w ($\sigma_m = 0$, $S = \frac{\sigma_v}{\sigma_o} = -1$)

脉动循环疲劳强度 σ_{sch} ($\sigma_m = \sigma_A$, $S = 0$)

不对称循环疲劳强度 $\sigma_D = \sigma_m \pm \sigma_A$

根据载荷种类的不同, 金属材料显示出不同的平均应力敏感性。在各种振动疲劳强度图上可以直接读出这种敏感性, 见图 11。在两个图中屈服极限 $R_{p0.2}$ ($\sigma_{0.2}$) 限制了容许的上限应力 σ_o 。

在交变载荷下材料的特征值同在静载荷下一样, 对于载荷类型 (拉、弯、扭) 表现出类似的趋势。在直径从 7 到 15 mm 范围内, 弯曲疲劳强度值高于接近常数的拉—压值。应用变形能理论, 扭转疲劳强度值大约是拉—压疲劳强度值的 58%。用试验测得的值求得比率 $\tau_w / \sigma_{zd w} = 0.54-0.62$ 。

附录 E1 表 3 用几种代表一定的合金类别的调质钢为例给出拉、弯和扭载荷下静态和动态强

度特征值的比较。从比较这些数值中得出在静态和动态材料特征值之间可以得出比率, 只是要保证在振动试样中没有内应力。利用这个比率有可能在其它强度的调质钢中进行换算, 例如数字方程

$$\sigma_{bw} = 0.38 R_m + 94 \text{ N/mm}^2 \quad [55]$$

其它疲劳强度见附录 E1。

产生循环应变的动载荷

不仅在振动循环为 10 和 10^4 之间的疲劳强度区, 而且, 特别是在高温下循环加载时不再存在线弹性应力—应变关系。在弹塑性交变变形情况下形成封闭的应力—应变曲线。这个曲线也用滞后曲线表示。在低振动周次的疲劳强度区的工件上存在这种载荷, 或在高温交变载荷下出现。

材料在预先给定的应变条件下按循环应变加载可能产生硬化或软化, 这样会使应力幅增大或减小^[11]。根据材料的状态和温度的高度, 应力幅的变化在产生裂纹的振动周次的 10—20% 之后就停止, 这样在受动应变载荷的试样产生宏观裂纹时, 就出现几乎稳定化的滞后曲线。

图 12 给出弹—塑性应变部分的变化。材料的软化与振动周次有关。在拉伸阶段应力幅的自发降低是由宏观裂纹形成引起的。通常将产生裂纹的振动周次 N_A 定义为应力幅的实际曲线和稳定

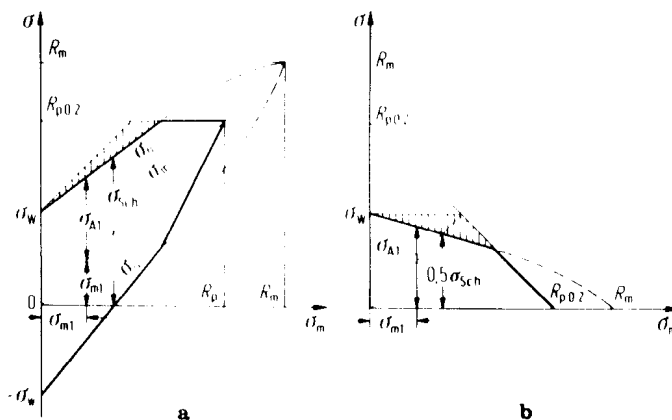


图 11. Smith (a) 和 Haigh (b) 的疲劳强度图及平均应力敏感性 (斜线部分)

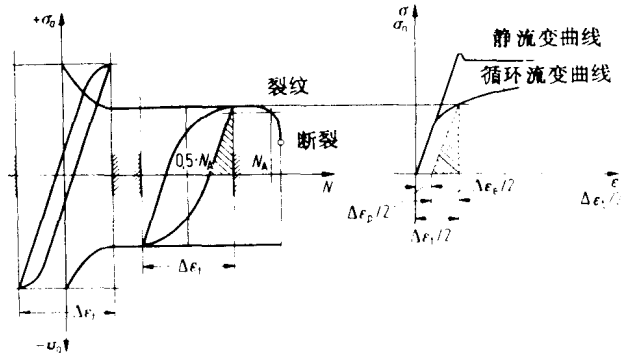


图 12. 弹 - 塑性动应变和材料带有软化的循环流变曲线

化曲线上降低约 5% 的应力值之间的交点。

由预先给定的应变载荷求得的裂纹曲线，对在室温和高温下，较低加载周次区的工件的设计是重要的材料特征值。

1.3.3 韧性特征值和断裂韧性特征值

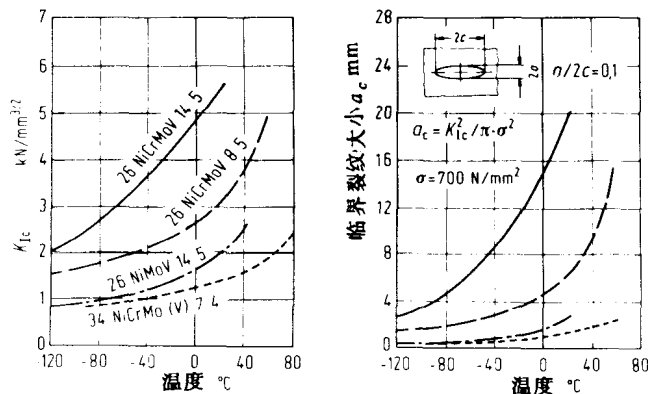
Characteristics of ductility and fracture toughness

材料除了在静态和动态载荷下的特征值外，从流变开始到断裂的塑性变形性也很有意义。拉伸试验的特征值（延伸率、断面收缩率）是不够的。在真实的应力条件（多轴度、应力增加速度、大小的影响）和各种环境因素（低温、腐蚀介质）的影响下以及材料本身作用参数（纯度、颗粒大小、沉

淀物）引起的影响可使材料韧性受到很大损失，由此引起无变形的开裂。

到目前为止在评价脆性问题时还没有通用的检验方法能模仿整个外部载荷条件。模拟给定的变形速度具有特殊的困难。缺口冲击试验是一种折衷的解决办法。通过对缺口冲击试验进一步发展（如仪器化^[25]，改变产生裂纹的缺口的尖锐程度^[26]）使各种影响因素的极限值信息得到改进，同时证明从延性到脆性状态的转变温度是一个合适的比较参数（见 E 2 图 7）。

在线弹性断裂力学条件下，用各种试验方法（见 E 2.2.6）^[27, 28] 在裂纹尖端测定的临界应力强度因子 K_{Ic} 值同样也是一个合适的材料特征值。对于一个外部单向应力场，用这个材料特征值能计算出一个裂纹非稳态扩展能力的失效条件，

图 13. 汽轮机轴和发电机轴用钢的断裂韧性 (K_{Ic} 值) 和计算的临界裂纹长度与温度的关系^[29]

裂纹具有预先给定的形状和位置。在裂纹尖端出现接近弹性应力分布的条件只产生在高强度钢或在较大尺寸下具有中等强度的材料中。由于材料尺寸较大,在裂纹尖端能产生平面应力状态,阻止了附加的塑性流变。

众所周知,对于一系列材料 K_{Ic} 值(裂纹扩展的基本类型 I)和材料状态及试验温度有关^[29]。由断裂力学的基本关系

$$K_I = \sigma_1 Y \sqrt{\pi a} \quad (Y \text{ 为几何因素})$$

从应力强度因子 K 、裂纹尖端外部的单向主应力 σ 和裂纹长度 a 三个变量中,在已知两个量的情况下,可以计算出第三个。由此可以推断断裂力学在工程上的重要用途^[30]。按照和温度有关的较高的 K_{Ic} 值选材,在已知 K_{Ic} 值和用试验方法测定的裂纹长度(用无损检验方法测得)的情况下计算容许应力 σ_{zul} 。在已知应力状态和 K_{Ic} 值时,计算临界裂纹长度以及在动载荷下计算裂纹的扩展。

图 13 为以几种调质钢为例的断裂韧性与试验温度关系的曲线^[29]。由于这些钢是韧性的,为了有平面应变状态,要求试样尺寸很大(CT5: 125 × 300 × 315 mm)。从室温 K_{Ic} 值的对比中可清楚地看出,用于大型汽轮机轴和发动机轴的高合金调质钢有了很大改进。假定椭圆形

内缺陷的轴比为 $a/2c = 0.1$, 单向主应力 $\sigma = 700 \text{ N/mm}^2$, 计算出临界裂纹长度,同样从这个临界裂纹长度可看出,临界裂纹长度的值的上升断裂韧性得到了改善。

线弹性断裂力学中的假设仅适用于脆性材料。在裂纹长度之半 a 给定后,再考虑塑性区 γ_{pl} 的大小,当裂纹尖端的塑性很小时断裂力学的基本方程才能成立。在此情况下应力强度因子就变成 $K = \sigma_1 \sqrt{\pi a_{eff}} = \sigma_1 \sqrt{\pi(a - \gamma_{pl})}$ 。

如果在裂纹尖端微小塑性区的上述条件不能满足,就该应用各种适合于韧性材料和流变断裂力学的计算方法。对各种估价(裂纹扩展的概念、J 积分)的评定,是许多研究工作的内容。

1.4 材料结构、制造方法和环境因素对强度韧性性能的影响

Effects of material structure, production technology and environmental conditions on strength and ductility

对于承受拉伸和交变载荷的工件选材时根据结构形状(外部缺口作用)要求材料具有一定的强度-韧性比。这种强度-韧性比与材料制造技术以

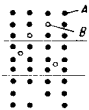
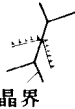
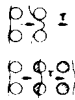
障碍物的维数	提高强度的机制	位错运动的障碍	有关的应力分量
0	外来原子形成固溶体	a. 替换 b. 间隙 c. 空位 	外来原子浓度
1	冷加工强化位错	交叉滑移线形成的滑移区 	总位错密度
2	晶界、滑移系统(粗晶和细晶)层错	均匀位错运动被破坏 	粒子直径
3	沉淀硬化弥散硬化	a. 环境机理 b. 粒子的剪切 	立体位错障碍物的尺寸、间距和机械性能

图14. 增加合金材料强度的基本机制

及由结构决定的影响因素有关。金属材料的强度性能首先和合金阻止位错运动(流变开始)的微观结构条件有关。这些前提条件通过下列基本机制达到, 见图 14。

通过障碍物的尺寸大小可以使这种增加强度的基本机制系统化。在塑性流变开始时, 这些障碍物起阻碍位错运动的作用。

材料整个截面的性能对静强度性能有影响, 而表面和接近表面区的材料状态对疲劳强度有意义。

1.4.1 冶金因素 Metallurgical effects

由每种生产方法(酸性顶吹法、电炉炼钢法、电渣—重熔法)生产的钢中保留着不同含量的氧化物、硫化物和矽酸盐夹杂物, 其大小、形状和分布对强度—韧性性能一直有影响。根据物质熔化点或软化点的不同, 在热变形时非金属夹杂会改变原来的凝固形状。并且根据变形程度的不同会形成明显的方向性(见 S3)。

从夹杂的微观几何形状和它们对于外载荷取向关系会产生内缺口作用。这种缺口作用与不同的过高应力值相联系。应力峰值的高度不仅和夹杂物在其与外载荷应力系统中的几何图形有关, 而且也材料的屈服极限有关。

除了由载荷应力引起的过高应力外, 可能还会叠加内应力的影响。这种内应力的产生和夹杂物的热膨胀系数与基体材料的不同有关^[31]。

在钢铁检验单 1570-71 中根据 H. Diergarten 发明的标准排列法, 将不同的夹杂物种类按等级这样分类: 具有下一个较高级标准数的夹杂物对应双倍的单位面积杂质含量。由给出的危险系数直接评价钢铁的质量。

通过电渣重熔法或真空浇注法的使用, 可使调质钢的疲劳强度性能比普通用电炉冶炼的钢提高大约 30—40%^[33]。用合金化技术也能减小非金属夹杂物的影响。例如用附加剂铈使硫化物夹杂得到细化, 从而降低了内缺口的作用。

冶金夹杂如偏析区、焊缝和基体材料间过渡区的析出过程以及焊缝金属的树枝状结晶, 对焊缝在空气和腐蚀条件下的静强度性能和疲劳强度性能都有影响。通过供给的拉伸能、焊接顺序和熔化区的形状避免了晶界析出, 同时也排除了晶间腐蚀的危险。

1.4.2 工艺的影响 Technological effects

冷变形

随着冷变形而使位错密度增加引起冷作硬化, 常常也伴随着疲劳强度的增加。疲劳强度增加的程度与所进行的是均匀冷变形或局部冷变形有关, 与变形的方向和工件受载荷的方向是否一致有关。例如在一些调质钢中已经证明拉压疲劳强度的增加正比于拉伸强度的增加, 而拉伸强度的增加究竟是由调质处理引起的还是由冷镦粗引起的则无关系。相反当调质钢试样拉伸强度相等时, 通过冷拔达不到提高疲劳强度的目的^[34]。在接近表面区进行局部冷变形(喷丸、表面挤压), 通过压变形的表面硬度与仅进行调质处理的试样相比, 前者超过约 350 HV10 以上, 如图 15 所示。这种有利作用在带缺口的工件上效果更明显。

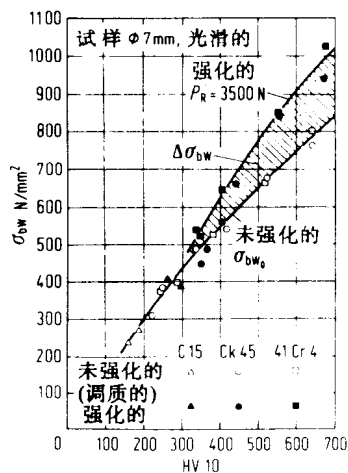


图 15. 调质钢与调质 / 滚轧钢试样的弯曲疲劳强度与表面硬度的关系^[35]

热处理

通过调质处理在很大范围内不仅能影响钢的静态强度—韧性性能, 而且在很大程度上也影响其疲劳强度性能。为了得到高的静强度性能, 要尽量使调质处理深度效应加大, 直到获得均匀调质。边缘区的强度性能对于应力分布不均匀的工件的疲劳强度起着决定性作用。

当具有不同截面的碳钢工件的马氏体淬火时, 尽管材料相同, 淬火介质相同, 随着直径的增加, 表面硬度降

低、淬火深度减小。这和由于试样的大小不同而引起的冷却速度不同有关。由于试样的体积与其表面的比率不同也使形成的内应力不同(热应力和相变应力)。与碳素钢不同,合金元素 Mn、Cr、Cr+Mo、Cr+Ni+Mo 按以上顺序增加淬透性。对于较大尺寸的试样疲劳强度有较大增加。

与普通调质处理不同,通过在贝氏体阶段的转变(中间阶段调质)能获得较高的韧性和疲劳强度。

1.4.3 表面效应 Surface effect

工件的表面性能常影响静载荷和动载荷下的力学性能。用表面性能描述表面细结构、表层强度和表层应力的总影响。到目前为止仅在个别情况下对其重要性进行过研究^[37]。

非受力表面

在拉伸载荷下表面性能的影响小,因为通过开裂和冷变形产生的表面,其深度作用与整个截面相比很小。但在动态载荷下接近表层区域的性能有很大作用。表面性能与裂纹萌生关系很大。因为裂纹尖端的应力力学因子影响裂纹的扩展。

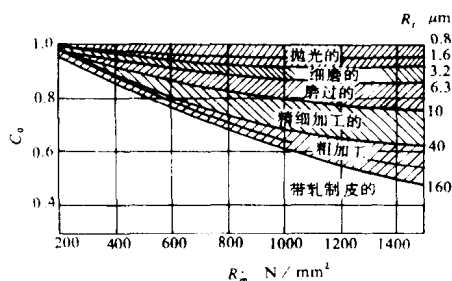


图 16. 弯曲和拉-压时的表面影响因子 C_O

图 16 给出加工造成的粗糙度对钢在拉-压载荷和旋转弯曲载荷下表面因子的影响与抗拉强度的关系。随着粗糙度的增加,疲劳强度性能的变化主要和微观缺口作用有关^[38]。

在各种力学或热化学表面强化方法中(例如喷丸、渗氮),除表层强度升高外,同时表层的内应力状态也发生变化。如果出现压应力,这样外加应力就移向受压一边。

图 17 给出表层强度升高和压应力分布在修改后的 Smith 持久强度曲线上的综合影响,其中外曲线适合于表层强化区。与不能强化的材料状态不同,由于 I 类压应力与表层强化增加效应引起

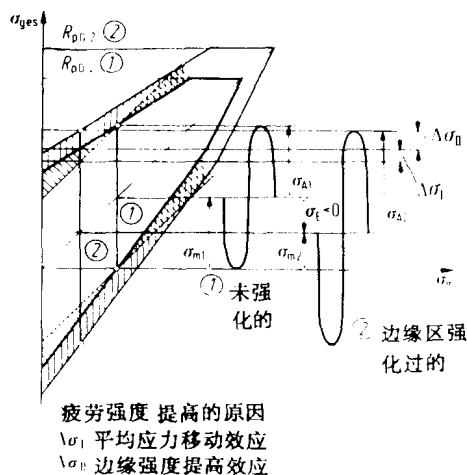


图 17. 表层强度变化和 I 类内应力对光滑试样持久强度的共同作用

的疲劳强度的增加与平均应力移动效应有关。其它表面处理方法见文献 39、40。

受力表面

微观几何形状偏差对于在配对表面上的应力传递有很大的干扰,特别是使表面硬化后的持久辊轧强度有很大的损失。同时应该注意在滚动体上有滑动和无滑动的微区中赫兹表面压力明显增加。调质处理后的表面,由于粗糙顶点的局部塑性变形可使表面压力值达到接近真正表面压力。淬火表面上在有弹性变形的粗糙顶点处保持了高的微表面压力值,并能使点状腐蚀极限有明显降低^[41]。

1.4.4 环境影响 Environmental effects

环境温度、环境介质和辐照载荷对材料特征值有决定性影响。在均匀的和多相的合金中,温度的影响首先和晶格结构上滑移机制的变化有关,并在试样和工件的整个截面上产生影响。与此不同,在腐蚀介质的影响下,在表面引起了界面反应,导致材料产生微观和宏观腐蚀,使钝化层遭到破坏。或者由于氢扩散产生局部脆化现象。在静载和动载叠加情况下,这样的损坏机理促使产生裂纹,降低强度和韧性。

温度影响

从室温到高温金属材料的静强度和动强度降低,

韧性增加。只有低碳钢在 200 与 300 之间(蓝脆)具有不均匀性。这种不均匀性与在晶格中析出的滑移障碍物有关。在高温,由于组织随时间和温度发生变化,除持久强度外,疲劳强度也随时间而降低。在高温不存在疲劳强度值。由于试验结果与频率和时间有明显关系,通常人们不把应力幅度 σ_a 与断裂循环周次 N_B 建立联系,而是与断裂时间 $t_B = N_B / f$ 建立联系^[42, 43]。

在低温下金属材料的强度和疲劳强度增加,一般情况下伴随有韧性降低,直到出现低温变脆。具有面心立方晶格结构的金属、含镍的钢和细晶粒结构钢的韧-脆转变温度移向低温。

腐蚀介质的影响

在静载荷和交变载荷与腐蚀介质同时作用下的损坏过程因材料和介质而异。应力腐蚀只在一定的合金和介质中出现,而腐蚀疲劳使得所有合金的振动幅度与在空气和真空中的数值相比进一步降低了。到目前为止还不能用试验方法确认腐蚀疲劳的疲劳强度极限值。材料在活化状态和钝化状态下产生的损伤可能与交互滑移过程有关。因为产生塑性变形的表面区在电解液作用下作为局部阳极起作用,从而增加了溶解速度^[44],形成了微缺口,最后导致宏观裂纹。

由于影响参数众多,要判断材料抵抗晶间应力腐蚀有很大困难。尤其是这和腐蚀形成在著名的奥氏体不锈钢中是由氯化物离子和氢氧离子引起的^[45]。微裂纹的产生有一个与载荷和电解液联合作用有关的孕育期。由加工产生的拉应力大大地缩短了孕育期。在许多环境条件下单独由内应力就能引起应力腐蚀损伤。

在碱溶液、硝酸盐溶液和碳酸盐溶液中非合金钢和低合金钢在一定的势能区对晶间应力腐蚀是无抵抗力的^[45]。

氢脆是应力腐蚀的一种特殊形式,它既可以在不同的加工方法中(例如电镀)由于电化学过程形成,又可以在电化学腐蚀过程中产生。这种损伤形式的前提条件是提供原子氢。氢以置换混合结晶形式溶于铁的晶格中,优先吸附在晶体缺陷、气孔和某些空腔处^[46]。

高能辐射的影响

在金属材料用电子、离子或中子辐照时,辐射线与材料晶格原子发生多种多样的交互作用,从而使材料的力学、物理和化学性能发生变化。对反应堆结构材料选材时,根据工作温度和中子通

量估计可能产生的辐照损伤具有重要意义。辐照损伤可分为由于滑移阻塞而出现的辐照强化,在高温时由辐照产生的蠕变高温脆化以及由于辐照形成气孔而产生膨胀^[69]。掌握后者以空位聚集为基础的气孔形成效应对设计在快速燃料反应堆中的燃烧组元及氦冷却高温反应堆有决定性意义。

1.5 强度性能和设计形状

Strength properties and embodiment design

在静态和动态载荷下工件的强度性能只能通过提出强度条件和失效条件以某种限制进行估计。事实上因为失效理论仅适用于均匀多向应力状态,不包括缺口应力状态下的梯度影响。由此可以推导出这个事实的意义。机器、仪器和钢结构件的主要结构元件(截面的过渡区、横孔、热压配合、铆接、焊接)呈现的都是典型多向缺口应力状态。

此外,在应力计算中没有考虑工件尺寸大小与用来测定单向材料特征值的试样大小的不一致。最后在疲劳断裂提出的强度条件中没有保证使工件的表面性能与用来测定单向疲劳特征值的试样的表面性能相一致。

1.5.1 形状对静强度性能的影响

Effect of shape on static strength

缺口的影响

与拉伸试棒上出现的单向均匀应力分布不同,根据设计的外形,在工件表面上存在着有明显应力峰值的多向缺口应力状态。这种缺口应力状态影响

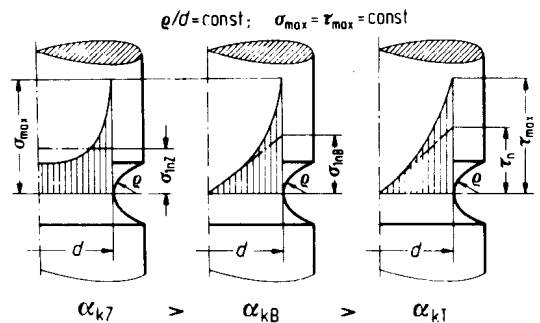


图 18. 拉、弯和扭载荷应力形状因数的定义

工件的强度性能。在考虑线弹性的情况下,根据图 18 对拉、弯或扭在缺口根部出现的应力峰值定义为应力形状因数 α_k 。拉伸情况下是 $\alpha_{k拉}$ $= \sigma_{1max} / \sigma_{1n}$ 。

对于同一几何形状的缺口,根据载荷类型得出不同的 α_k 值,其顺序为 $\alpha_{k拉} > \alpha_{k弯} > \alpha_{k扭}$ 。

由计算估计(例如有限元法)和大量的试验研究得知设计实践中各种缺口情况下的应力形状因数 α_k 。用附录 E1 表 4 中给出的方程式和用有限元法求得的所属的因数和指数能够算出各种载荷下在两边开缺口和两边卸下的平试样及圆棒试样上的应力形状因数^[68]。

在拉伸载荷下使用延性材料时,如果将一个缺口试样仅加载到表层屈服极限 R_e / α_k 为止,则这样利用材料是不够充分的。在韧性材料状态下,在缺口根部超过流变开始,会使载荷明显地增加,此时表层流变应力不需要有很大增加,在塑性区就

能达到一个较大的深度作用。直到在全塑性状态下出现极限承载能力。这点首先对没有冷作硬化的理想的弹-塑性材料有效(图 19)。

从缺口试棒的流变曲线^[47],可以得出随着表面层塑性延伸的增加和塑性区的深度作用变大,承载能力增加。已证明在流变开始后的载荷增加 F_{pl} 和在流变开始时的载荷极限 F_F 之比是增加承载能力的一个合适的特征量。这个比率也用支撑指数 n_{pl} 来表示^[11]:

$$n_{pl} = F_{pl} / F_F > 1$$

这种考虑对脆性材料无效。在脆性材料情况下不产生流变条件,而提供的断裂条件为

$$R_{mk} = \sigma_{1n} = \sigma_{1max} / \alpha_k$$

已经证明在缺口应力状态下,缺口拉伸强度 R_{mk} / R_m 作为 α_k 的函数是判断脆性或塑性结构件性能的合适特征量。随着应力形状因数的增大,延性材料的缺口拉伸强度值 $R_{mk} / R_m > 1$,而脆性材料的缺口拉伸强度 $R_{mk} / R_m < 1$ 。对于理想的脆性材料状态,得出的极限条件是

$$R_{mk} / R_m = (\sigma_{1max} / \alpha_k) / \sigma_{1max} = 1 / \alpha_k \leq 1$$

尺寸影响

为了把在试样上测得的材料特征值转换成结构件的性能,必须考虑尺寸效应。假定弹性力学性质相似,几何尺寸也相似,证明带缺口试棒在塑性变形小时,对于不同直径的缺口试棒的屈服极限和流变曲线可以忽略几何尺寸效应^[48]。相反,直径从 6 到 180 mm 范围内的缺口拉伸试验证明, C 60 ($\alpha_k = 3.85 = \text{常数}$) 的缺口试样在外径小于 80 mm 的情况下,缺口拉伸强度的比率 > 1 。在外径大于 80 mm 情况下,缺口拉伸强度的比率 < 1 。这表明缺口拉伸强度性能有明显的尺寸效应。因此在准静载荷及一定的极限直径下工件的性能有一个从韧到脆的转变。

1.5.2 形状对疲劳性能的影响

Effect of shape on fatigue strength

缺口影响

在线弹性条件下,在疲劳强度范围内可以预料缺口试样和工件在缺口根部的交变应力幅度比名义应力提高 α_k 倍,因此缺口试样的疲劳强度 σ_{Dk}

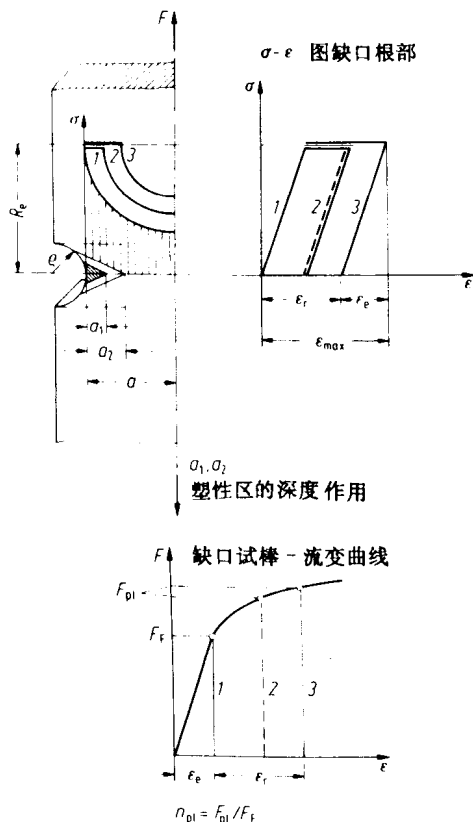


图 19. 缺口试棒在部分塑性变形下的支撑作用

可降低到弹性理论给出的名义应力的最小值 $\sigma_{Dk} = \sigma_D / \alpha_k$ 。在许多研究工作中已证明在缺口试样中疲劳强度降低的值小于由弹性理论得出的最小值^[49]。

根据缺口的尖锐程度和缺口根部直径的大小以及由于支撑的作用, 疲劳强度值将显著增加。这说明当直径 $< 100 \text{ mm}$ 时, 缺口试样的疲劳强度不仅与应力形状因数 α_k 有关, 而且也和其它因素有关。与应力形状因数 α_k 不同, 可用应力集中系数 β_k 概括地描述疲劳强度性能。

$$\sigma_{Dk} = \sigma_D / \beta_k; \beta_k = \sigma_D / \sigma_{Dk}; \beta_k \leq \alpha_k$$

应力集中系数不仅可用试验方法求得, 也可以用不同的方法计算。

由 A. Thum 定义的缺口敏感性系数 $\eta_k = (\beta_k - 1) / (\alpha_k - 1)$, 可按 H. Neuber 近似地用下式估算^[50]。

$$\eta_k = \frac{1}{1 + \sqrt{\frac{a}{r}}}$$

式中 r 为缺口半径, a 为材料常数, $a = f(R_m)$ 。

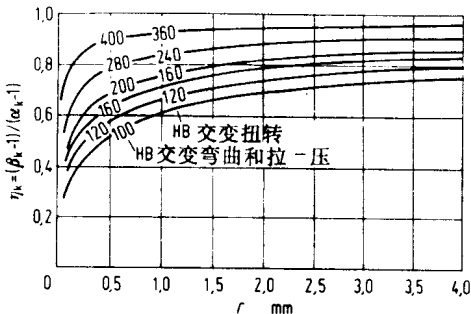


图 20. 缺口敏感性 η_k 与缺口半径 r 的关系

图 20 以具有不同强度性能的调质钢为例子, 给出 $\eta_k = f(r)$ 的函数曲线。由拉伸强度值换算的硬度值 ($HB \approx R_m / 3.5$) 可用于计算缺口试样在拉-压、弯曲和扭转载荷下的 η_k 值。这些缺口试样具有不同的应力力学支撑作用。高强度铝合金也有相似的关系。

尺寸影响

为了能将单级试验测得的光滑试样和缺口试

样的疲劳强度用到单级受载的工件上, 必须知道所有有决定性的尺寸效应参数。这些参数是^[49]: 工艺尺寸影响、应力力学(几何形状)尺寸影响、静态尺寸影响^[52]及表面工艺的尺寸影响。

在图 21 中以应力力学的尺寸影响为例子给出铁-石墨材料的疲劳强度和调质钢的疲劳强度与试样大小的关系^[49]。正如通过统计学的试验分析可以证明的那样, 在铁-石墨材料中由于应力下降很快减弱, 在直径大于 20 mm 以上的试样上拉-压疲劳强度与直径大小无关。到目前为止, 对于估计尺寸影响的机理在文献中只报导了很少的试验结果。图 22 给出 R. Hächner 在确定尺寸影响因子 C_D 时的分析结果。其中不仅考虑了调质钢在弯曲和扭转载荷下应力力学的尺寸影响, 而且也

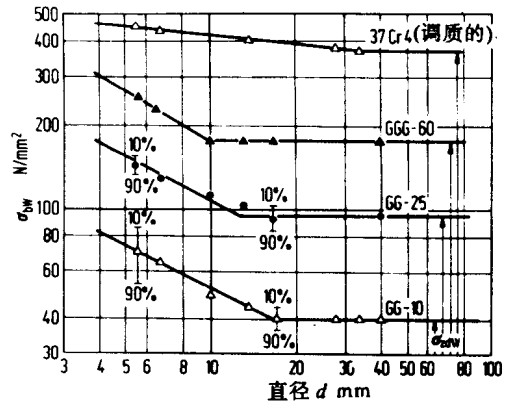


图 21. 铁-石墨材料的弯曲疲劳强度与试样尺寸的关系

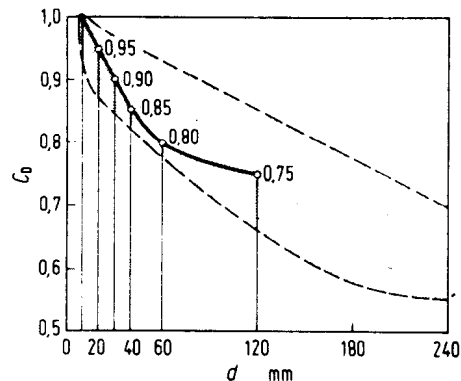


图 22. 尺寸影响因子 C_D 与试验结果分散区的比较

考虑了工艺尺寸影响^[53]。对于表面技术的尺寸影响也没有结论性的说明。特别是由于使用了机械的或热-机械的表面强化方法(例如表面精整、氮化、渗碳)可使带缺口工件的疲劳强度有明显的增加^[54]。

1.6 结构件的承载能力

Load capacity of structural components

在强度计算中,对工件承载能力的估价不考虑内应力状态。在计算受振动载荷的工件强度时的前提是试样的表面性质包括表层强度和表层内应力状态与工件的表面性质必须一致。

在工件的设计中选择安全系数对于塑性流变、断裂或不稳性是有意义的。这里必须加上考虑材料性能的分散性、在陈述比较应力时计算方法不准确以及设计载荷不安全等。

1.6.1 静载荷 Static load

在这种载荷类型和多向均匀载荷下,对受载最大的截面进行强度计算。必须用安全系数 S 使计算的比较应力 σ_v 低于单向材料特征值 K ,

$$\sigma_v \leq \sigma_{zul} = K/S$$

在工作中多向应力具有微小的不均匀度(例如在受内压的管)的情况下,可用比较应力的平均值 $\bar{\sigma}_v$, 这个平均值 $\bar{\sigma}_v$ 由平均载荷应力值计算。

在工件的多向应力具有明显的不均匀性(例如在截面过渡区的缺口作用)的情况下,在延性材料的最大受载处可超过屈服极限。只有在接近全塑性状态时才能达到承载能力的极限值。这里材料的特征值 K 是带支撑系数 n_{pl} 的塑性流变条件: $K = n_{pl} R_e$ (见 1.5.1)。屈服极限的条件是用安全系数 S_F 与塑性流变之比

$$\sigma_v \leq \sigma_{zul} = (n_{pl} R_e) / S_F$$

如果在带缺口的工件上容许应力与名义应力有关,这样 $\sigma_{zul} = (n_{pl} R_e) / (\alpha_k S_F)$ 有效。因此在材料具有足够变形能力下,可使用比率 $n_{pl} / \alpha_k > 1$, 即由于缺口作用使承载能力的降低通过支撑作用得到明显的补偿^[11]。

支撑系数 n_{pl} 既可以由计算确定,也可以由流变曲线试验确定^[47]。假设在一个工件的缺口根部容许的塑性变形为 0.2%, 支撑指数可用下列数

值方程式计算^[51]:

$$n_{pl} = n_{0.2} \approx 1 + 0.75 (\alpha_k - 1) \sqrt[4]{\frac{300}{R_e}}$$

式中 α_k 是无量纲的特征值, R_e 的单位为 N/mm^2 。

由于纵向弯曲引起的可能的不稳定性说明是静态工件载荷的一个特例(见 C7)。

在静载荷下工件的承载能力由于多向内应力状态可受到附加的影响。根据内应力源的深度作用,多向拉伸内应力使工件的屈服极限升高。同时随着局部塑性变形的增加,内应力状态重新消除。在极限情况下三向流体力学的拉伸内应力状态有引起开裂的危险。这个危险在使用轴向应力理论时,可由下式估算:

$$\sigma_{lmax} = \sigma_{l \text{ 载荷}} + \sigma_{l \text{ 内应力}}$$

载荷应力和内应力叠加的条件是:按大小和主轴的方向三轴应力状态是已知的。

1.6.2 在单级疲劳载荷下工件的承载能力

Load capacity under one-step fatigue loading

在单级交变载荷下用工件强度或疲劳强度表示工件的承载能力时,在很大程度上可用缺口试样的性能计算工件的承载能力。计算时要考虑主要影响因素(缺口影响、尺寸影响、表面影响)。在交变载荷下工件的性质受材料、制造技术和设计因数的影响。此时通过使用机械的或热机械的表面层强化方法可使疲劳强度有明显的提高。

在不带缺口的工件表面上,既没有部分强化(例如表面脱碳)也没有部分软化的情况下,用已知的材料疲劳强度估算无缺口工件疲劳强度时,必须考虑表面影响和尺寸影响^[55]。

$$\sigma_D = \sigma_w C_D C_O$$

式中 σ_w 是材料的疲劳强度, C_D 是尺寸效应因子, C_O 是表面因子。表面质量对无缺口工件疲劳性能的影响可按图 16 用表面因子 C_O 评价。在单级载荷下带缺口工件的疲劳强度用下式计算:

$$\sigma_{Dk} = (\sigma_w C_D C_O) / \beta_{kO}$$

式中 β_{kO} 是在考虑了一定的表面质量情况下修正后的缺口敏感系数。从修正后的缺口敏感系数得出

$$\beta_{kO} = 1 + (\beta_k - 1) C_O$$