

内部资料

煤炭科技资料

✓ 煤机热处理技术选编

煤矿机械制造科技情报中心站
热处理工艺分站

煤炭工业部科学技术情报研究所

一九八〇年六月

说 明

本期刊登的《煤机热处理技术选编》资料，是煤矿机械制造科技情报中心站热处理工艺分站，一九七九年煤矿机械热处理技术情报交流会议商定的协作项目。由石家庄煤矿机械厂，山东矿业学院、北京煤矿机械厂等三个单位在有关单位提供的技术资料的基础上汇编的。本选编可供机械制造厂和机修厂的专业人员参考。

煤炭部科学技术情报研究所

一九八〇年元月

序 言

为了搞好技术经验交流,提高煤矿机械零件热处理工艺水平,特汇编《煤机热处理技术选编》。

本选编收集了煤矿机械热处理工艺方面近年来部分研究成果和工艺试验经验。徐桢基同志为本选编撰编写的《从近代疲劳观点看某些零件热处理工艺改进的一些设想》一文,对某些热处理工艺提出了一些设想和看法,对延长零部件疲劳寿命以及简化工艺和降低成本等有一定的参考价值。其它工艺研究总结性文章中,如离子氮化、碳氮共渗、余热淬火、强韧化处理等新工艺及70DTi低淬透性钢等新材料在煤矿机械方面的应用情况,可供兄弟厂在采用新工艺、新材料时参考。本选编受篇幅所限,对部分设备革新、工艺试验等方面的论述,由分站委托有关同志作了摘要。由于时间仓促,水平有限,肯定会有欠缺、甚至谬误之处,请多提宝贵意见。

煤矿机械制造科技情报中心站
热处理工艺分站
一九八〇.元.

目 录

1. 从近代疲劳观点看某些零件热处理工艺改进的一些设想	郑州煤机厂 徐桢基(1)
2. 近年来热处理情况	鸡西矿院 王金良(24)
3. 低温浅层气体渗碳	六盘水煤机厂(32)
4. 油泵齿轮失效分析及离子氮化处理	石家庄煤机厂 徐家寅(36)
5. 对低淬透性钢70DTi在采煤机齿轮上的应用	西安交大、西安煤机厂(49)
6. 提高矿用联结环使用寿命的途径	张家口煤机厂(60)
7. 铬青铜导体的复合强化	湖北煤机厂(70)
8. 高碳化物级别高速钢刀具的热处理	北京煤机厂 牛平(72)
9. 辉光离子氮化工艺在液压元件上的初步应用	平顶山煤机厂(76)
10. 27SiMn代替Mn13制造耙齿	郑州煤机厂 张朱红(79)
11. 中频热处理在我厂的应用	张家口煤机厂(83)
12. GCr15钢球冲头的热处理	石家庄煤机厂(92)
13. 泥浆泵阀座碳氮共渗	石家庄煤机厂(95)
文摘部分:	
1. 44型刮板机双链轮攻关(摘要)	兖州煤机厂(99)
2. 12163泥浆泵活塞杆寿命试验(摘要)	石家庄煤机厂(99)
3. 矿用圆环链中频感应加热淬火、回火新工艺(摘要)	湖北煤机厂(100)
4. 大型锻模热处理工艺介绍(摘要)	西北煤机厂(100)
5. YSB注浆泵的泵轮、涡轮钎焊工艺简介	镇江煤机厂(101)
6. RJX-100-9CF台车式翻底自卸电炉(摘要)	徐州煤机厂(101)
7. 数显自动化齿轮中频淬火机床(摘要)	佳木斯煤机厂(102)
8. 井式渗碳炉的改进	湖北煤机厂(102)

从近代疲劳观点看某些零件热处理工艺改进的一些设想

郑州煤机厂 徐桢基

提 要

本文根据近年国内外对疲劳裂纹扩展方面的研究结果,综述了材料的组织和性能对裂纹扩展速度的影响。以此作为依据对某些热处理工艺提出了一些改进设想。

全文分二部分。第一部分首先简要介绍疲劳断裂的过程、裂纹萌生及其控制、非扩展裂纹、疲劳裂纹扩展速度的规律、影响裂纹扩展的因素。鉴于临界应力强度因子幅度(ΔK_{th})和材料的裂纹扩展速度(da/dn)对控制零件的疲劳寿命有较大意义,因而讨论了各种内外因素对临界应力强度因子幅度(ΔK_{th})的影响。特别强调了断裂机制和断口特征对 da/dn 和 m 的作用。同时简单考虑变振幅等的影响,并在此基础上假设了理想的裂纹扩展特性曲线。

第二部分系根据第一部分的说明,由疲劳断裂及裂纹扩展速度的一些结论分析常用热处理及采取何种措施能进一步提高抗疲能力,特别强调了调质处理和残余应力的应用,对前者还提出了一个改进的设想,以期既能达到疲劳寿命的延长,同时能简化工艺和降低成本。

机械零件热处理的最终目的是针对各种零件的工作条件(力学和环境)及零件几何状况,采取不同热处理工艺,达到要求的表芯综合性能,(主要是提高零件材料的强韧性、抗疲劳、抗磨、抗蚀和其它特殊性能的能力),从而延长零件的使用寿命或减少失效。在这些指标中,抗疲劳断裂和抗磨,往往成为关键的问题,因而近年来对如何通过热处理改进抗疲劳能力,引起人们的注意。

以往抗疲劳设计主要着眼于材料的S—N曲线中的持久限,同时进行各种因素的修正,如缺口的应力集中、表面光洁度、平均应力、变振幅等,设计时零件名义应力小于动载荷下的许用应力,而热处理的目的在于提高材料的持久限(σ_w)和在表面产生残余压缩应力,有利于抗疲能力的提高。这样处理虽然得到一定的效果,但由于有时对实际工作条件估计不足,往往仍会造成失效,或由于过于保守而造成浪费。

近年来由于断裂力学对各种断裂过程的应用,以及断面电镜观测的发展和断裂机制认识的提高,对疲劳断裂过程有着较多新的概念。因此重新探索提高抗疲强度的合理热处理工艺,对提高零件寿命及节约原材料等方面,提供了新的可能性。

现在仅就目前对疲劳断裂的认识,提出一些主观设想。鉴于近来文献颇多,而且有些论点相互间还存在着争论,尚无一致结论;另一方面各种零件的实际工作条件各有不同,要求亦不一致,因此所提出的设想是否合理,还需通过实践加以验证。把此设想的提出,作为进一步试验的一些依据,并请有关单位和专家指正。

I 近年来对疲劳的一些认识

长期来人们已认识到各种断裂是由裂纹的成核(萌生)、扩展^(注1)和最终静断裂三过程所造成。疲劳也不例外,而零件疲劳断裂的总寿命(周次) $N_f = N_0 + N_p$ 。(N_0 为成核所需周次, N_p 为裂纹扩展所需周次)^(注2)。因此要延长零件的疲劳寿命必需控制裂纹萌生和扩展的各过程。

从实际零件讲,由于存在各种形式缺口、微裂纹及予存裂纹,而零件亦有遭受高低周次疲劳的区别^(注3),因此对不同情况应采取不同的措施和控制不同的因素,以下着重于谈谈高周次疲劳的情况。

一般讲零件遭受交变负荷后,首先产生循环硬化/软化,其后为裂纹萌生,而萌生的裂纹可以直接扩展为宏观裂纹,也可以由多个表面萌生裂纹联结成主裂纹。Fozsyth⁽¹⁾首先把萌生的裂纹扩展过程分成 I 阶段和 II 阶段裂纹,但是这种分类法近年有人认为欠完整。零件萌生的裂纹,可以继续扩展,也可扩展到某个长度而停止扩展,形成非扩展裂纹。在零件中有时有予存裂纹(或微裂纹),这些予裂纹在交变负荷作用下可以成为宏观裂纹或非扩展裂纹。当萌生裂纹成长为宏观裂纹后,裂纹将在交变负荷下不断扩展,其扩展速度受许多因素所控制,而扩展的宏观裂纹亦能由各种裂纹制止因素和应力、强度的变化而停止扩展。

1. 裂纹萌生⁽²⁻⁴⁾: 它常由: ① 不均匀塑性变形构成PSB、挤出或挤入沟等而形成; ② 在反复滑移下表面产生缺口——波峰图型而进一步核化; ③ 由于循环应变相邻晶界处塑性约束,形成“塑性折叠”而产生挤入沟进一步核化裂纹; ④ 对HGP金属常在双晶或晶界生裂而萌生; ⑤ 对于复杂微组织的铝、钛、镍基合金(往往为沉淀硬化合金),常在粒内无析出带的软区或相邻晶界的无析出带区,以及由于循环应力造成的过时效或复原机构所形成的软区的不均匀塑性变形产生的应变集中处造成。夹杂及第二相本身及其界面以及相邻区亦可造成微裂纹; ⑥ 对于高强度钢、淬、回火硬化钢、渗碳钢等钢材的微裂纹,最易在夹杂处萌生,但偶尔也在马氏体板条边缘、马氏体束边界和原始奥氏体晶界上产生;残余奥氏体、残余铁素体和针状马氏体的微碎裂,往往亦成为塑性应变集中或裂纹核化的位置。

减少裂纹萌生(延长 N_0)的措施,可控制表面滑移带的形成;使不均匀应变减少;使表面滑移分散;尽量减少弱化区和夹杂以及第二相质点的有害作用。具体措施如:合金元素的变化(黄铜中添加锌),适当时候磨去表层,去除PSB,采用合适复层;动应变时效,适当地中断运行,增加间隙原子量(如C、N),在组织中形成稳定的质点弥散物,且使均匀分布。热机械处理^(5、6、7、8),细化晶粒(如控制轧延细晶粒钢)^(9a)和控制双相合金微组织尺度^(9b);控制夹杂的含量、性质、大小、分布⁽¹⁰⁾;利用残余奥氏体的转变^(11、12)等来达到。但上述各种措施各有特殊性,作为推广尚有一定距离,因而人们感兴趣的是对已核化的裂纹如何制止其扩展。

2. 在疲劳裂纹的研究中,早期在缺口试样的根部观察到非扩展裂纹,而且得到在分歧点的缺口根部半径 ρ_0 是一个材料常数,是疲劳时材料缺口敏感性的量值,而 ρ_0 是判断裂纹是否形成非扩展裂纹或控制裂纹应由萌生或扩展中何者势力的一个重要指标。一般材料抗拉强度 σ_b 增加 ρ_0 减少,但淬回火钢不同,回火温度下(σ_b 不同)其 ρ_0 值变化不大⁽¹³⁾。 ρ_0 与平均应力、温度⁽¹⁴⁾、负荷形式等有关,而与缺口深度无关。北川⁽¹⁵⁾等在一系列假设下报道

了 ρ_0 与 Δk_{th} 的关系 ($\Delta k_{th} = c\sigma_w\sqrt{\rho_0}$)，虽则此关系不一定可靠，但亦可反映了 ρ_0 的有用性。Ial (16) 等对非扩展裂纹形成提出了一个模型，从而得到临界根部半径 ρ_0 、裂纹发生疲劳限 σ_0 ，裂纹扩展疲劳 σ_0 (σ_i 、 σ_0 实际上反映不同 ρ 下的缺口疲劳限) 及非扩展裂纹最大长度 A_{npmax} 与光滑疲劳限的一些关系式。而最大非扩展裂纹长度在决定实际零件微裂纹的扩展能力上有较大意义。一般 A_{np} 随 σ_b 增加而减少，随 σ_b 减少而增加，随 K_t 增加而增长。这些 ρ_0 和 A_{npmax} 的认识对控制裂纹由非扩展到扩展的过渡上是有意义的，它反映了非扩展裂纹与光滑及缺口疲劳限和临界应力强度因子辐度 (Δk_{th}) 存在一定关系。近期在这方面也有人进行研究 (17)。

3. 关于阶段 I 裂纹的扩展 (成长)，小林等 (18、19) 对其断口特征、断裂机制、影响因素作了较为详细的说明 (从略)。关键的问题是，小林提出了 I—II 阶段过渡的必要条件，以往常认为非扩展裂纹是阶段 I 裂纹，现在的看法不一定如此，因此由非扩展裂纹到宏观裂纹的过渡不同于阶段 I 裂纹到阶段 II 裂纹的过渡，而临界应力强度因子辐度 (Δk_{th}) 和疲劳耐久限 σ_w 在物理本质、机制、影响因素上均只有不同含义，因而两者不能混淆，虽然 σ_w 和 Δk_{th} 均系控制材料或零件抗疲能力的重要指标，但就目前控制裂纹扩展过程讲 Δk_{th} 更引起人们的重视。

4. 当一个成长到宏观尺度的裂纹，或一个予裂纹扩展时，裂纹扩展速度受哪些因素影响和控制，成为人们感兴趣的问题。与此同时人们亦研究了裂纹扩展的断裂机理和断口特征。

早期人们发现裂纹扩展速度受作用力辐度和裂纹长度所影响，其后Paris (21) 归纳为与应力强度因子辐度 Δk 有关而得到人们熟知的Paris关系 $da/dn = C(\Delta k)^m$ 。其中 C 是与材料有关的常数，m是指数，一般在2-7，最常在2-4，最高有达10 (22)，近期亦有指出高达19.1 (41)。其后发现这个关系式有不足之处，(如没有包括R的影响、未考虑接近KC和 Δk_{th} 时的材料性能、环境等的影响)，因而出现较多的修正式，但即使如此，Paris 关系式仍为许多人广泛应用，而且在许多材料上和不同应力形式 (如多向、复合应力等) 得到验证 (23)。关于此关系式中C和m，北川(24)曾得到简单的关系式，此关系式仅适用于特性曲线有交点的材料。

近年来人们发现裂纹扩展速度特性曲线，不象Paris所描述的 $\log da/dn \sim \log \Delta k$ 图中的直线，(它只在曲线的某一段中能以直线表示)，实际上是一条正弦形的特性曲线如图 1 (25)。此曲线可分为A、B、C三区 (有关各区特点及影响因素后述)，这样一个特性曲线称为标准曲线(注4)。另外一些资料得到特性曲线由四段直线构成，二者实际上是一致的，只不过由于考虑的角度不同 (前者由微观断裂机制划分，后者由宏观断口形成或应力状态区分)，和所试验材料的试样厚薄 (影响应力状态) 和测试所用的 ΔK 范围以及曲线的制作方法的不同而得到不同的形态。因而目前采用二种方法表达的均有出现，关键问题应视具体材料和试验条件而定，而下面的影响因素和设想中以三区形式说明注5。

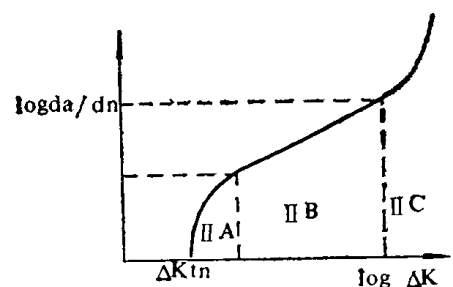


图1-1 裂纹扩展速度特性曲线
(实为一正弦曲线)

按照Beevers (25)，Lindley (28)、Ritchie (29)、小林 (30) Parker 等的观点，整个疲劳

裂纹特性曲线（即 $\log da/dn - \log \Delta k$ ）可分成三段，中间一段 da/dn 对 Δk 符合直线规律，它可由 $da/dn = C(\Delta k)^m$ 表达， $m = 2-4$ ，在此阶段中 da/dn 受微组织平均应力、环境和厚度影响较小，裂纹扩展为一连续机构，裂纹扩展过程中断口特征为条纹（或辉纹），其扩展过程为裂纹的成长。一般 da/dn 常在 $10^{-3} \sim 10^{-6}$ mm/周之间，（实际上对许多高强度调质钢B区往往为条纹和其它静断裂特征的混生，因而造成此区大小的不一）。当 Δk 增加超出B区时（ $da/dn > 10^{-3}$ mm/周）特性曲线偏离此段直线，出现 da/dn 或 m 值的增加。当 K_{max} 接近 K_c （或 k_{fc} ）时，裂纹扩展速度剧增，最后出现失稳断裂或失稳扩展。这一区（C区）的 m 变化较大，断口特征具有静断裂机构的典型特征，如解理及粒内生裂（粒内或粒间小刻面）、纤维状（或微空孔合并、韧窝）的断口特征。裂纹扩展速度受微组织（反映了材料性能特别是 K_c ）、平均应力、试样厚度影响较大，环境的影响较小。在此阶段 m 的增加随微断口特征的变化，小林作了比较浅近易懂的图示说明⁽³⁰⁾（见图4）。当 Δk 低于中间阶段的 Δk 下限时（通常 $da/dn < 10^{-6}$ mm/周区）^(注6)随着 Δk 减少 da/dn 减少，但 m 逐渐增大。当 Δk 减少到某一临界值——即临界应力强度因子辐度 Δk_{th} 时，裂纹扩展停止。（ Δk_{th} 的 da/dn 通常以 10^{-7} mm/周 $\sim 10^{-8}$ mm/周表示，视测量工具能力而有别）。在 da/dn 等于 10^{-5} mm/周 $\sim 10^{-7}$ mm/周（或 $10^{-6} \sim 10^{-8}$ ）的 Δk 区为A区，此区内裂纹扩展为非连续机构，其断口上有微观痕迹或峰谷状特征，另外在不同材料上亦可看到粒间或穿晶小刻面^(30、32)，这种小刻面出现的百分数是 Δk 的函数，它亦随晶粒大小、回火组织与R而变化，它的最大峰值视材料不同而不同。峰值小刻面的 Δk 对有些材料，恰反映了A区和B区的过渡，而不出现粒间小刻面处的裂纹前端塑性区尺寸恰与先前奥氏体晶粒大小同数量级，这可能与 Π_a 阶段转变 Π_b 或 Π_c 而有所区别。小刻面通常具有一定的取向，近期Ritchie⁽³³⁾认为小刻面的出现与回火变脆等有关，而非本质现象。而小林等^(34、35)亦指出对不同回火组织的SK₅钢由A区过渡微断口特征的多样性，在A区裂纹扩展速度很大地为微组织、平均应力和环境所影响。

5. 上面已简要介绍了各区的影响因素，但实际情况远比此为复杂。Wei⁽³⁶⁾认为裂纹扩展速度受力学变数；（加最大应力和最大应力强度因子辐度 σ_{max} 和 K_{max} ，循环应力辐度或应力强度因子辐度 $\Delta\sigma$ 或 ΔK ，应力比R或平均应力 σ_m ，循环负荷频率 f ，循环负荷波形，变振幅负荷中负荷的内作用、应力状态、残余应力、裂纹尺寸形状和它与机件大小和几何形状的关系。）；冶金变数（如合金成分、合金元素和杂质的分布，晶体结构、位错次结构、层错能等，热处理工艺、力学加工——包括热机械处理、晶粒和晶界的理想取向——织构，机性——强度韧性等。）；环境因素（如温度，环境形式——气体、液体、液体金属，气体、液体环境中的有害物质的分压 $P_i(C_i)$ ，电势 ϕ ，PH值，环境、粘度、复层的制止能力。）等所影响。在这些因素中，可概括为平均应力的影响（反映关系式应介决）； K_{max} 的影响；试样厚度的影响（反映应力状态）；试验频率的影响；负荷变化（或变振幅）的影响；环境的影响（包括温度、介质）；材料性能和组织的影响等，文献^(27、37、38)作了较好的说明。

6. 长期来人们一直打算根据裂纹扩展的机理能推导出有关裂纹扩展的动力学关系式，从而能在包括各个因素下完整地建立各段特性曲线的定量的关系式，利用这种关系式探索其影响因素和改进寿命的可能途径以及预计零件的寿命。从这方面的综合性报导较多^(37、39、40、41、42)，提出的关系式为数亦不少，基本上可归纳为下列几类，即：① 基于尺寸（或因次）分析的定律；② 基于加工硬化和疲劳损伤模型（或塑性应变及损伤累积）推得的方程式；③ 基于成长速度和裂纹端部开口位移之间的关系而得到的方程；④ 基于半经验定律得到

的方程。上述各关系式中的②③是基于裂纹扩展机构提出的模型，虽然有关方程较多，前者往往得到 $m = 4$ ，后者得到 $m = 2$ 。文献(41、43)对上述二类关系式由实验结果进行比较，并提出了有关方程式，在半经验关系式中，陈篪(44)亦提出一个有关的关系式。近年来亦有一些文献(45、46)提出 da/dn 与 $C_0D(S)$ 、 ϕ 、 ΔJ 相联系的关系式，从而把裂纹扩展关系式由弹性问题扩展到弹塑性问题上。但目前所有的关系式还不能理想地说明各个变数。关于一个好的模型式应介决的问题在文献(41)作了较好的说明。在此值得一提的是近期Lal等(17)在加工硬化材料提出的一个疲劳裂纹模型。这个模型基于Tomkin的概念，得到了Paris关系式中 C 与4个常数有关； C_1 是与Elber有效应力强度有关的常数，称为负荷常数； C_2 是材料常数，它与材料的循环机械性能有关； C_3 为尺寸常数，取决于裂纹尺寸； C_4 是宽度常数与板宽有关。 $C_1 \rightarrow C_4$ 均与循环应变硬化指数 n' 有关。 $m = (1 + h' + n'^2)/n'$ ，它仅与材料的循环应变硬化指数 n' 有关，由于这些关系式目前均在探讨阶段，尚难作为工艺选择等的依据，在此省略。

与裂纹成长动力关系式同样引起人们兴趣的是有关中间区条纹成长的机理问题。关于Ⅱ_B段条纹成长机理，亦有不少假想，这些假设有作为上述各种模型的基础。就目前常见的几种机理中(10—51)，Laird(48)的塑性纯化机构和Tomkin的模型能较好地为实验所证实。这两种机构之主要区别在于平行于裂纹的圆柱形掘孔(trench)的形成阶段不同，Laird认为在裂纹闭合时形成，而Tomkin认为是在裂纹打开时形成，Wanhill(52)的近期研究也认为裂纹在打开时形成，因而证明了Tomkin模型的可靠性，当然实际的合金条纹形成机构可能更为复杂。针对不同情况应用不同机构，今后新的机构看来仍将会不断被提出。

上面有关裂纹扩大模型和各条纹形成机构的说明本身也反应了各种因素对疲劳裂纹成长速度的影响。在疲劳裂纹成长速度的各影响因素中，由于热处理不能改变零件的力学和环境状态，我们关心的重点是某些力学因素（如平均应力，残余应力，变振幅等因素）和冶金因素（如热处理工艺，材料性能，显微组织）的影响。同时由于各因素对裂纹扩展特性曲线在各区影响不同，而在各区由于Ⅱ_C阶段对零件的总寿命影响相对较少，因而重点考虑各因素对Ⅱ_AⅡ_B阶段的影响。因此下面分别介绍影响临界应力强度因子幅度 ΔK_{th} （或 Δk_{th} ，门槛值）的因素；材料特征和微组织对裂纹扩展速度的影响；简述平均应力（或应力比）及残余应力对裂纹扩展的作用；最后，提出一个理想的裂纹扩展特性曲线的假想，以此作为第Ⅱ部分热处理工艺改进设想的依据。

7. 临界应力强度因子幅度 ΔK_{th}

ΔK_{th} 亦称应力因子阈值（简称阈值或门槛值），它表示当 ΔK 低于此值时，不产生宏观裂纹长成，所以它是控制裂纹扩展的指标。当材料的 ΔK_{th} 愈高，抗疲劳断裂的能力愈大，在已知材料的 ΔK_{th} 情况下，可决定不同恒定载荷下非扩展裂纹的最大长度和决定已存裂纹下允许的最大载荷幅度，已被广泛地用于重要零件设计中。对某个材料讲 ΔK_{th} 不是一个固定的值，它受许多因素影响而变化，因此研究这些因素和它对 ΔK_{th} 的影响规律，及利用这些规律达到推迟疲劳裂纹的扩展、延长零件疲劳寿命的目的将是十分有意义的。对 ΔK_{th} 的研究已成为近期疲劳研究中一个关心的问题。

一般材料的 ΔK_{th} ，可由断裂力学的 Δk 减少法或 Δk 增加法求得（要注意二者的 ΔK_{th} 不同）亦可由不同予裂纹长度的试样在相同应力幅度下，由 $\Delta k-N$ 曲线求得(37)以及Pook等(53)的由R曲线求 ΔK_{th} （这个方法对决定实际予裂纹的扩展能力上更为有用）。此外还有许多半

经验公式（如由 ρ_0 (15) E (54) 等与 Δkth 的半经验式）亦可大致估计 Δkth 。

为什么会出现 Δkth ，它与那些因素有关有过不少模型。Frost等 (37) 认为当裂纹扩展速度小于一个原子间隔时裂纹不能扩展，因而当 $da/dn < 10^{-7} \text{mm/周}$ 时的 Δk 成为阈值。由于这个概念不能解释小于 10^{-7}mm/周 的裂纹扩展，Frost等又引入不同环境（腐蚀、中性、惰性）而给以修正。Schmidt等 (55) 通过裂纹闭合概念解释 R 对阈值影响，提出了他们对阈值的见解。Weiss等 (54) 认为当裂纹端部前头某一微距离的名义应力超过某个临界断裂应力 σ_F （他们假设 $\sigma_F = 0.1E$ ）时，这一段微距离即产生断裂，形成疲劳裂纹扩展，而 Δkth 即裂纹不扩展的临界值，从而推得 Δkth 和一些材料常数的关系。Ritchie (39) 按照Weiss等的模型进一步利用氢协助产生裂纹的概念，讨论了 Δkth 随各种因素的变化，亦得到 Δkth 与屈服等的关系。

对各种材料讲， Δkth 不是一个固定值（或材料常数），它受平均应力和应力比 R 、材料强度（如屈服强度等）、晶粒大小、微组织、杂质偏析、试验频率、负荷历史、环境等因素变化。也与予裂纹长度有关。

一般讲 Δkth 受试验时平均应力 σ_m 及应力振幅 σ_a 影响，因此应力比

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}}, \text{ 亦影响 } \Delta kth \text{ (注7)}。$$

Pook (56) 得到 $\Delta kth \propto (C/\sigma_m)^{1/3}$ ，但不包括 $R = 0$ ， $R = -1$ 的情况，而后者 Δkth 相等。Barson (56) 得到 $R > 0.1$ ， $\Delta kth = 64(1 - 0.85)$ ； $R < 0.1$ ， $\Delta kth = 6 \text{mm/m}^{\frac{3}{2}}$ ，而 $R = 0.8 - 0.9$ 的 Δkth 比 $R = 0$ 的 Δkth 下降40%。但是近年较多文献 (29、58、50、60) 证实在低 R 区未见 Δkth 的水平（恒定）阶段，Schmidt等 (55) 还观察到在大的应力比（ R ）下 Δkth 系恒定值，Pook (61) 亦在钢材晶粒大一些合金加以证实。Beever (32) 认为大多数材料在空气中 Δkth 随 $R \uparrow \Delta kth \downarrow$ ，但 $R > 0.5$ 敏感性较小，他认为 $\Delta kth = f\left(-\frac{\Delta K}{K_{\max}}\right) = f(1 - R)$ ，而借用Klesnil等 (62) 关系式 $\Delta kth = \Delta kth_{R=0}(1 - R)^r$ 。关于各种不同材料的 r 值亦有不少报道 (34、58、62)，而 r 受环境所影响，在真空中 $R = 0$ 即 Δkth 不为 R （或 $K_{\max}$ ）所影响 (63、64)。关于 Δkth 随 R 变化的倾向性是随组织状态 (58) 及钢材晶粒大小 (65) 等影响。McEvily (66) 认为

$$\Delta kth = \frac{1.2(\Delta kth)_{R=0}}{1 + 2.2\left(\frac{1+R}{1-R}\right)}。$$

关于 Δkth 与 R 的依附性有人 (62) 认为是与裂纹端部上形成塑性区产生的压缩应力有关。

Δkth 与材料性能有着一定关系，一般认为 (σ_y) 增加 Δkth 减少。Paris (67) 得到 $[\Delta kth] = N[AE - mB\sigma_y]$ ，而在面外弯曲 $n = 1$ 、 $m = 1$ ；即成为文献中常引用的北川——三角关系式，对面内弯曲 $n = 0.5 - 0.75$ 、 $m = 0 - 1$ 。北川 (68) 得到面外弯曲下 $\Delta kth = A \cdot E - B \cdot \sigma_y$ 、 $A = 2.0 \times 10^{-3} \text{mm}^{\frac{1}{2}}$ 、 $B = 0.21 \text{mm}^{\frac{1}{2}}$ (69) (注8)。早期北川认为在低屈服材料 $\Delta kth_{\text{拉伸}} = 2 \times \Delta kth_{\text{面外弯曲}}$ ，当屈服增加时 $\Delta kth_{\text{拉伸}} = \Delta kth_{\text{面外弯曲}}$ ，近期汇集了Frost等 (70、71) 的在拉伸和CT试样的资料得到 $\sigma_y \uparrow \Delta kth$ 稍增，说明了上述关系的不一致。小林等 (34) 最近亦得到随屈服增加 Δkth 增加的报导，也有人 (72) 认为在韧性高的材料随着 σ_y 增加而有增加的倾向。当然这些结果均在 $R = 0$ 附近得到（Frost有 $R = -1$ 的数据）；另方面他们所采取试样方式不同对其结果也可能影响，而有些人 (29、58) 认为 Δkth 与屈服的关系应以循环屈服强度 σ_{yc} 代 σ_y 更为合

理, 这种观点也许更能说明一些问题和解释一些争论。另外一些人亦得到 Δk_{th} 与 强度极限 σ_b 及 HB 有关 (如 $HB \uparrow \Delta k_{th} \downarrow$) (73)。在这方面最有意义的是 k_{th} 和 E 的关系, Δ Speidel (74) 介绍了 $\left[\frac{\Delta k_{th}}{E}\right] = (8.53 \pm 0.95) \times 10^{-4} \text{mm}^{\frac{1}{2}}$, 北川得到不同材料的 $[\Delta k_{th}]_{\text{面外弯曲}}$ 对 ρ_y/E 为

一直线; 而 Harrison (75) 得到 $\frac{\Delta k_{th}}{E}$ 在一定恒定值区间, 在此区间 $E \uparrow \Delta k_{th} \downarrow$ 。因此总的看来 Δk_{th} 与材料性能, 特别是材料 E 、 σ_y 、 σ_{yc} 、 σ_b HB 等有关, 各种不同结果尚待进一步实验充实。

材料组织对 Δk_{th} 的影响, 反映在不同微组织 (亦可反映回火不同) 下, Δk_{th} 的不同, 而相同的微组织, 不同的晶粒大小, Δk_{th} 亦不同; 出现杂质偏析和回火变脆等时, Δk_{th} 亦不同。在铁素体钢中 (76) Δk_{th} 随晶粒直径 d 增加而增加, 得到 $\Delta k_{th} = 3.8 + 1.14 \times 10^3 d^{\frac{1}{2}}$ 晶粒直径单位用米, 但此试验所用材料的 ρ_y 变化不大, 而晶粒直径变化较大。在 T_i 合金中亦系 $d \uparrow \Delta k_{th} \uparrow$, 对于原始奥氏体晶粒大小对 Δk_{th} 的影响有不同的报告。小林等 (34) 报导了 SK5 钢原始奥晶粒增加 Δk_{th} 增加, 也有人报导原始奥晶粒变化, Δk_{th} 变化不大, 这可能与 $d \uparrow$ 对 k_{lc} 和 σ_y 的作用不同而抵消所造成。近期 Ritchie (77) 报导在不同强度 (σ_y) 下晶粒大小对 Δk_{th} 的影响相反。在不同组织中对钢而言 (30), 相同强度 (σ_b) 下退火材料 Δk_{th} 高于调质材; 而调质的回火温度升高, Δk_{th} 减少 (即 $\Delta k_{thm} > \Delta k_{tht} > \Delta k_{thS}$); 在同样强度水平和回火组织中 SNCM8 的 Δk_{th} 大于 10B35 钢。Bensbn (78) 在 $Cr^{\frac{1}{2}}M_0 \frac{1}{4}V$ 钢中发现 Δk_{th} 随下列次序变化 (等温转变铁素体 $\rightarrow$ 炉冷铁素体 $\rightarrow$ 贝氏体 $\rightarrow$ 供货态铁素体 $\rightarrow$ 回火马氏体) 而下降 Δk_{th} 。有人 (79) 得到回火温度 $\uparrow \Delta k_{th} \uparrow$; 西交大 (79) 得到在 45Cr Δk_{th} 随回火温度变化, 在 400°C 回火出现峰值 Δk_{th} , 而 300°C 等温有较高的 Δk_{th} , 这些不同情况可能与材料强度的不同影响类似。在 (α/β) Ti 合金中 β 热处理有较高阈值 (80)。但与高的阈值相联的是出现大量裂纹分歧。回火变脆 (原始奥晶界偏聚杂质) 对 Δk_{th} 亦有影响。

试验环境对 Δk_{th} 有影响, Pook (53) 把环境分为惰性、中性和腐蚀性三类。一般相同材料在惰性环境 Δk_{th} 为高, 而在腐蚀环境中 Δk_{th} 减少, 其减少还有时间依附效应 (即受频率的影响)。对软钢讲, 在空气中为中性, 在中性情况下 Δk_{th} 与 R 成反比, 在腐蚀性环境中 (如盐水等) Δk_{th} 值减少。若采用阴极保护可提高 Δk_{th} 。高强钢在空气中, 由于 H 的影响 Δk_{th} 可能降低, 而另件浸在油 (惰性) 中, Δk_{th} 可稍增高。Beever 在真空中试验, 得到明确的 Δk_{th} 值, 对 E_n24 钢真空中 Δk_{th} 为高, 且 Δk_{th} 不受 R 所影响。Buck (81) 对 7075—7051 合金得到增加空气中温度减少 Δk_{th} 。综合上述说明环境对 Δk_{th} 亦有较重要的作用。

予负荷和变振幅负荷对 Δk_{th} 值亦有影响, 已知予负荷能增加阈值 (82、83), Kiesnil 并提出其变化关系式。变振幅 (84) 下当负荷由增加再减少时, 裂纹成长被停滞, 它相似于 Δk_{th} 的增加。残余应力能起相似的作用, 当出现残余压应力时, 相同于 σ_m 的减少而增加 Δk_{th} 。负荷频率对 Δk_{th} 亦有影响, 但其影响取决频率的大小 (84)。有些资料 (85) 报导了 f 减少, Δk_{th} 增加的倾向性 (二者是有区别的)。频率增加 Δk_{th} 的变化与裂纹端部塑性变形生热不易散出有关。关于在较低频率下环境对 Δk_{th} 随频率的影响有无关系, 亦是一个值得考虑的问题。此外, Pook (53) 得到起始裂纹长度对 Δk_{th} 的关系: 起始裂纹增加, Δk_{th} 增加。

在此需要说明的是上述各 Δk_{th} 均系 I 型 (张开型) 裂纹情况 (上述面外弯曲等除外),

而实际零件往往系复合负荷，在复合负荷下裂纹的阈值较难求，但一般倾斜裂纹可简化为Ⅰ型裂纹，而复合负荷下占支配地位的阈值行为仍为Ⅰ型 Δk_{th} 即 Δk_{Ith} 。对于纯Ⅱ型裂纹的阈值，一般往往高于Ⅰ型，有人得到 $\Delta k_{IIth} = 2\Delta k_{Ith}$ (53、86)。

根据上述，我们可知 Δk_{th} 受许多因素影响，而 Δk_{th} 对实际零件控制疲劳寿命上有较大作用，提高 Δk_{th} 即相应提高寿命，因而合理采取措施，如用不同回火处理得到不同组织和强度，调整原始奥氏体晶粒，得到有利的残余压应力，合理改变使用环境等，均将有利于提高零件疲劳寿命。当然对实际裂纹决定其是否扩展（或 Δk_{th} 大小）时，情况远非如此简单。由于裂纹往往为三维，负荷系复合负荷，局部处残余应力影响，复杂疵的尺寸较难精确确定，再加上变振幅负荷的影响，使其变得更复杂化。这些将是我们应探讨的问题。

8. 材料组织和性能对裂纹扩展速度的影响

上面（4）已简述了裂纹扩展特性曲线系一正弦曲线， da/dn 随 Δk_{th} 变化大致可分为三区（A区、B区、C区），它分别相应于疲劳裂纹扩展的Ⅱ_A、Ⅱ_B、Ⅱ_C阶段，而每一区有其各自的断口特征。这种不同断口特征影响到Paris关系中式 m 的变化，使 da/dn 产生加速等现象。这种断口特征的变化，实由材料成分和组织的影响，反过来也影响性能。因此早期研究偏重于组织、性能对 m 和 da/dn 的影响。当然这种变化亦受应力比 R ，试样厚度（或反映应力状态）、环境等所影响，而这些影响在三区中作用可能不同。在这些参数中，主要的内因是材料组织，性能仅是它的反映；主要的外因是应力比，试验频率、应力状态与环境亦起着重要的作用。这些外因可能对相同内因（组织断裂机制）下的 m 和 da/dn 的变化起着主要的作用。

由于裂纹扩展速度影响到零件疲劳寿命的长短，对于各变数对Paris关系式中的 m 及 da/dn 变化的影响早就受到人们的注意，而其中最直觉的是材料组织和性能的影响。早期 $da/dn-\Delta k$ 关系测试往往集中Ⅱ_B阶段，另方面为了追求直线关系式，因而出现各种较高的 m （实际上非Ⅱ_B阶段），各种影响因素中，也着重强调对Paris关系式中的 C 和 m 的影响，忽视了各阶段可能出现的不同性。其后发现 $da/dn-\Delta k$ 为四段直线式，（26、27）近期又被认为系正弦关

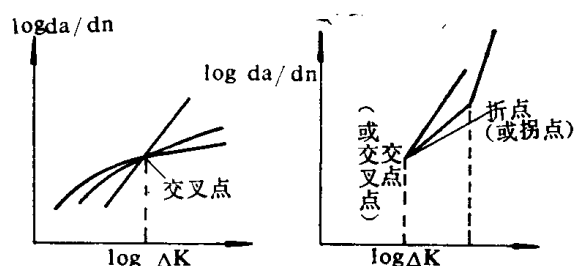


图 1-2 裂纹扩展速度特性曲线中的交点（交叉点）和折点

系，但在大部分的测试范围下（ $10^{-3}-10^{-8}$ mm/周）同一材料不同组织的 $da/dn-\Delta k$ 关系往往出现交叉点（或交点）及折点，而在交叉点 Δk 的上下，各参数对 m 、 da/dn 的影响不同，在折点 Δk 的上下，其 m 值也不同。因而出现了 $da/dn-\Delta k$ 特性曲线的多样性，但如从断裂机构来看这些不同现象即可迎刃而解，实际上这些不同的 m 的直线反映了不同断口特性（或断裂机制）的结果。因此对特性曲线的分区最好

以断口来划分，然后在考虑各种因素对各区 m 及 da/dn 的影响。各种断裂机构的 m 值往往不同，掌握其特点就有可能通过调整组织达到对延长寿命有利的断裂机制（或 m 值较小的断口特征），延长零件寿命。

在Paris关系式 da/dn 主要由 Δk 决定，而且认为 da/dn 除与 Δk 有关外还与 C 及 m 有关，着重研究 m 与材料的各种性能及组织的关系。在早期的许多裂纹扩展速度的动力学关系式亦反映了这些参数，有的认为强度对 m 变化起着主要作用，有的认为韧性起主导作用，有的认为二

者兼有。而一般得到 C 受 E 、 K_{Ic} 、 σ_y 、 σ_b 、 n' 等因素的影响， m 亦受一些参数的影响（ m 和 $\log$ 成反比例，后详），它取决于 n' ，因而高延性材料有高 m 。Miuer⁽⁸⁷⁾首先指出高强钢的 m 和断裂韧性成反比，Ritchie认为 m 与断裂韧性有关， $k_{Ic} < 60 \text{ MNm}^{-\frac{3}{2}}$ 时， m 与断裂韧性 k_{Ic} 成反比；而 $k_{Ic} > 60 \text{ MNm}^{-\frac{3}{2}}$ 时， m 几乎在2—3之间而 $m > 3$ 主要出现非条纹断裂机构所造成，一般同一钢种回火变脆的与未变脆的断口特性不同，而前者的 m 为高，类似情况在脆性转变温度以下的钢材试验亦如此⁽⁸⁸⁾，在变脆状态 m 与 R 的依附性较大。一些人得到屈强等强度性能增高时 m 增加，但Hickeyson等⁽³⁰⁾认为裂纹端部上反复塑性区中材料性能（即循环屈伏强度等）是比静性能（屈强等）更为重要的参数，而 m 与 n' 及 E 成反比。目前的问题是 n' 值的测量及其真意义。亦有人认为 m 可能更取决于裂纹侧边及较近于裂纹端部的残余应力水平而不是 n' 。

组织变数对 m 亦有较大影响。各种钢种在不同回火处理后， m 随组织的变化（在相同 Δk 下）有着大量的报导。齐藤⁽⁹¹⁾认为支配 da/dn （实为 m ）的组织因素，还包括晶粒度、位错密度、固溶元素和析出粒子的影响。他得到位错密度增加 da/dn 减少，裂纹前沿中的位错次结构亦能影响裂纹速度，裂纹端部的周期次结构能使 da/dn 的减少。在302不锈钢中，因出现不均匀炭化物沉淀物能改变 m 。杂质偏析造成回火变脆亦增加 m ，马氏体时效钢和TRIP（转变诱导塑性）钢在疲劳寿命上优于其他钢，这可能是由于冶炼方法有利于减少杂质，（助长形成回火脆性的杂质）等有关。晶粒大小的影响，早期报导不一，它实际上反映了断裂机制的不同，近期认为对FCC金属单独对比晶粒大小时无影响，有人认为这是由层错能不同所造成。钢的晶粒大小实际上是有影响的，一般认为晶界能压制 da/dn ，超细晶粒（小于 1μ ） da/dn 减少。堀部等⁽⁹²⁾证实纯铁的 da/dn 在高 Δk 下未发现与晶粒大小有关的现象，在低 Δk 下粗晶粒 da/dn 低、 Δk_{th} 为高，在Ni—Fe中 da/dn 还与Ni量有关。晶粒大小不同实际上反映了对断裂机构变化的影响，而层错能的影响亦可能造成断裂机构的不同。晶粒取向亦影响 m ，单晶 da/dn 依附于取向，多晶亦有晶粒取向依附性，它不仅影响I—II阶段裂纹过渡，还影响II阶段裂纹的 da/dn （即影响 m ），通过生产引入各向异性和取向变化亦影响 da/dn ^(93、94、95)。一般2024—T₃合金平行于轧向负荷的 da/dn 小于横切轧向的。Heiser等⁽⁹³⁾观察到带状热轧钢取向不同 da/dn 不同，OHji⁽⁹⁴⁾进行了系统研究不同加负荷轴向钢材异向性方向对轧延导致的层状组织和夹杂的影响。在空气中帜构对 da/dn 有影响，在Ti合金中还要考虑环境、帜构和微组织的复合作用。合金成份对 da/dn 的影响，对Al合金7075—T₀比2024—T₃有较高的 da/dn （大三倍），有人认为这与前者的夹杂较高；炉次变化亦可改变铝合金及钢的 da/dn ，铝合金在相同 Δk 下不同炉次 da/dn 可差1—3倍，对Al合金小量的冷加工和不同热处理能改变2023—T₃合金的 da/dn 达到100%。合金中的氧亦影响 da/dn 的大小。夹杂和沉淀物对 da/dn 的作用有加速、影响不大和减少的不同作用，取决于试验条件（或 Δk 大小）。对Al合金在低 Δk 下（或低 da/dn 下）夹杂影响较小，在高 Δk 下（或高 da/dn 下）夹杂是有害的。出现大夹杂能使 da/dn 成倍增加。夹杂物的大小和分布（间距）与循环塑性区尺寸的关系，可能也影响 da/dn 。夹杂的最大作用可能是在前进裂纹前头核化微裂纹和其后与主裂纹再联结，而使 da/dn 增加。不同的微组织在不同区产生不同影响，这也反映了回火温度的不同。Ti合金微组织的晶粒大小增加， da/dn 减少。Ti—6Al—1V合金当微组织为针状 α 和转变 β 相时，比等轴 α 的 da/dn 为小，二相Ti合金减少 d/β 界面长度，能使 da/dn 减少。

C 和 m 之间有着一定的关系， $\log c = \log A - m \log B$ ，即北川——三角关系式⁽²⁴⁾ $C \uparrow m \downarrow$ 。

不少文献的试验指出了各组 $\log c$ 、 m 值点, 均落在此直线上 (如对 5⁽⁹⁶⁾ 45Cr⁽⁹⁷⁾ SNCM₈⁽⁹⁸⁾ 15、25、45 钢⁽⁸⁹⁾ SK5⁽³⁴⁾), 而小林等得到 $\log A = -4.1$ $\log B = 1.70$ 上述关系式 (直线) 仅对同类材料及相同应力下才适用, 只增大直线移, 延性和脆性钢对直线的散布带稍有不同。但也有相应的 ($\log c$ 、 m) 点不落在此直线上而产生 da/dn 的减少 (文献⁽⁹⁹⁾ 中的 A' 试样等⁽²⁹⁾)。这些可能与组织的特异性有关。

综上所述, m 和 da/dn 受材料成份、处理方法、组织和性能等的影响, 而这些影响关系又受试验变数 (应力比及负荷变化、试样厚度、试验频率、温度、环境介质等) 而深化, 若简单考虑某个因素而不结合这些因素对断裂机制的影响, 将不易得出理想的结论。例如不同 K_{Ic} 下 m 变化的规律本身反映了断裂机制的影响。在 m 值大的疲劳裂纹成长机制往往是粒间或解理的静断裂机构, 而 $m = 3$ 左右的疲劳裂纹成长机构却是条纹的机构。因此, 如以疲劳裂纹成长机构或断口特征分类, 再研究组织、材料性能以及各种外因其影响, 则许多问题都能获得较好的解决。就疲劳裂纹成长机构讲, 不外条纹和静断裂机构, 断口特征不外条纹、韧窝、解理、粒间四类, 就疲劳裂纹扩展特性曲线上的 II_A (静断裂) II_B (条纹) II_C (静断裂) 三区, 正好与这些断裂机构相对应, 不同曲线 (直线) m 值的不同正是由于断裂机制的不同所造成。通过研究不同因素对断裂机制和它对各区 m 的影响, 并充分利用各种结果来延长零件寿命, 是人们努力的方向。最近田中⁽¹⁰⁰⁾ 基于一些目的, 整理了以往有关 $R = 0-0.1$ 的试验结果, 进一步研究材料性能、断口特征和 m 与 c 的关系, 他把钢材按延性、脆性和延脆性三类进行分类。这是一个良好的开端, 将有利于充分利用现有资料合理预计各因素的影响并进行改进。

为进一步探讨各因素对 da/dn 的影响, 有必要先陈述各区的断口特征。就 II_A 区讲, 在接近阈值处成长裂纹断口上有似锈腐蚀产物⁽¹⁰¹⁾, 随着 Δk (或 da/dn) 增加, 断口上有“峰谷”状特征^(102、103), Benson⁽⁷⁸⁾ 在不同处理的铁素体断裂的 II_A 阶段中均看到这一特征, 在贝氏体中虽也出现但不甚明显, 回火马氏体中则未出现此特征。关于“峰谷”状特征的形成, 不少人认为由于 Δk 较小时裂纹前沿循环塑性区较小, 仅是端部前沿的几个晶粒, 在晶粒中仅有限的滑移系活化。造成铁素体沿特定面断裂, 引起绉纹状裂纹前沿以及断口表面上的峰谷状形态。在此钢的铁素体中峰谷状的出现, 可能由于铁素体的滑移为成排弥散炭化物的限制而变得特别明显。与此同时出现的粒状, 贝氏体和回火马氏体中亦发现晶间断裂。对后者由于晶间小刻面尺寸大于正常板条尺寸, 可能由先前奥氏体晶界局部处产生⁽⁷⁸⁾。对 sk5 的观察亦指出相同的看法⁽³⁴⁾, 认为粒间小刻面的大小和数量随 Δk 的大小而变化, 开始为大小的变化, 同时伴随数量的增多。随着 Δk 的增加有可能出现粒间小刻面的峰值, 其后出现 II_A 到 II_B 或 II_C 的过渡, 不同材料小刻面的峰值面积百分比不同。粒间小刻面的最大尺寸与各相应晶粒尺寸 (如铁素体及先前奥氏体晶粒大小) 有关, 与粒间小刻面同时出现的还有其他穿晶断裂 (或为微观组织痕迹)。当 Δk 增加裂纹进一步扩展时, 裂纹能由 II_A 阶段过渡到 II_B 阶段, 而在断口特征上可出现粒间小刻面百分比的峰值, 在出现峰值小刻面后粒间小刻面面积百分比逐渐减少, 而条粒特征不断出现, 最后粒间小刻面消失, 断口全为条纹特征。其后, Δk 再增加时在条粒机构中混生韧窝, 随着 Δk 增加韧窝增多, 以至消失条纹完成 II_B-III_C 阶段的过渡。当然在 II_C 阶段也可随 Δk 的增加而出现由韧窝到解理 (或准解理) 或粒间的过渡。这种由条纹或韧窝向韧窝、解理或粒间的过渡能造成 $da/dn \sim \Delta k$ 特性曲线的拐点。由 II_B 到 II_C 的转变在断口上也可出现条纹到解理或粒间的直接过渡。对于大多数调质钢

的低、中温回火组织，往往不是由Ⅱ_A过渡到Ⅱ_B，而是 Δk 增加由Ⅱ_A直接过渡到Ⅱ_C阶段。在Ⅱ_C阶段可能具有韧窝、解理或粒间断口，即可由Ⅱ_A粒间 $\rightarrow$ Ⅱ_C韧窝或Ⅱ_A粒间 $\rightarrow$ Ⅱ_C解理或Ⅱ_A粒间 $\rightarrow$ Ⅱ_C粒间等过程，在各个转变过程中亦可混杂其他特征。当由Ⅱ_A阶段直接过渡到Ⅱ_C阶段时可能出现峰值小刻面百分比稍降低后消失或不降低的倾向。图 1-3 列举了在几种钢的不同回火组织中粒间小刻面的变化规律。

出现峰值小刻面百分比的水以及小刻面消失时的 Δk 下裂纹端部循环塑性区尺寸大小，往往与先前奥氏体晶粒大小（或铁素体晶大小，珠光体簇大小）为相同数量级，因而反映了晶粒大小的影响。断裂机制由Ⅱ_A—Ⅱ_B或Ⅱ_A—Ⅱ_C的转变受材料韧性所影响。韧性高时为Ⅱ_A—Ⅱ_B转变，韧性低时由Ⅱ_A直接变为Ⅱ_C韧窝，再低时变为Ⅱ_C解理，当材料具有低韧性或回火脆性时易出现Ⅱ_A粒间 $\rightarrow$ Ⅱ_C粒间的转变。这时的Ⅱ_A粒间小刻面和Ⅱ_C粒间小刻面在断口上无明显区别，而其小刻面的大小由 $k_{\max}$ 决定。至于是否出现Ⅱ_B阶段和由Ⅱ_A直接过渡到Ⅱ_C的何种断口特征取决于材料韧性。它与不同组织状态和回火温度等有关，也反映着性能的影响。当试样产生不同断口特征时，它的裂纹扩展速度与 Δk 的变化具有不同的关系。假如某种断口特征面积百分比超过50%时对 da/dn 产生明显影响。形成不同断口特征以及相同特征所占面积百分比不同时，在相同 Δk 下其 da/dn 显著不同。小林 (104) 用图1-3清楚地描绘这个现象。这里暂不考虑100%不同静断口特征时 n 值的不同以及由条纹到100%粒间等过渡的可能性，由此图可简单说明随着 Δk 的变化静断裂特征及其数量变化时对 m 和 da/dn 的影响。在不同 Δk 下，这些断口特征中出现100%不同断口特征时的 da/dn 的大小将由 Δk （对条纹或韧窝）或由 $k_{\max}$ （对粒间或许还有解理）来决定。

综合上述，我们知道 $da/dn \sim \Delta k$ 特性曲线的变化，受着许多因素的影响，关键是在不同材料和不同处理方法下得到不同形态和大小的组织，（它亦反映了不同性能），在不同 Δk 下产生不同的断裂机制和断口特征。在Ⅱ_A区主要为峰谷状及粒间小刻面和微组织痕迹，粒间小刻面的百分比受 R 及 $K_{\max}$ 的影响。当粒间小刻面出现峰值时往往为Ⅱ_A到Ⅱ_B或Ⅱ_C的过渡，它的 Δk 位置与晶粒度和材料屈服有关，但由Ⅱ_A粒间到Ⅱ_C粒间的过渡与应力比及先前奥氏体晶粒大小无关，仅由 $k_{\max}$ 决定，其粒间小刻面的大小亦由 $k_{\max}$ 决定。至于是否出现Ⅱ_B区或Ⅱ_B区的长度，以及由Ⅱ_A过渡到不同形式断口特征取决于材料韧性及先前奥氏体晶粒大小。在Ⅱ_C区中各种静断口特征百分比的增加速度与材料韧性，有无回火脆性及各种夹杂的大小和分布有关，（如夹杂大小及分布能影响韧窝大小及它的百分比）。 Δk 和 $k_{\max}$ 及应力状态亦影响其转变，而 R 能加速它的变化。这些断口特征的变化及其百分比变化速度能影响 m 值。宏观特征曲线上的交叉点往往反映断口特征由Ⅱ_A到Ⅱ_B或Ⅱ_C的变化。小林认为交叉点往往产生在恒定的 $k_{\max}$ 值，而拐点却反映了Ⅱ_B $\rightarrow$ Ⅱ_C或Ⅱ_C韧窝到Ⅱ_C解理或Ⅱ_C粒间的变化。Ⅱ_B $\rightarrow$ Ⅱ_C韧窝过渡点的 Δk 大小在调质材料为较大。

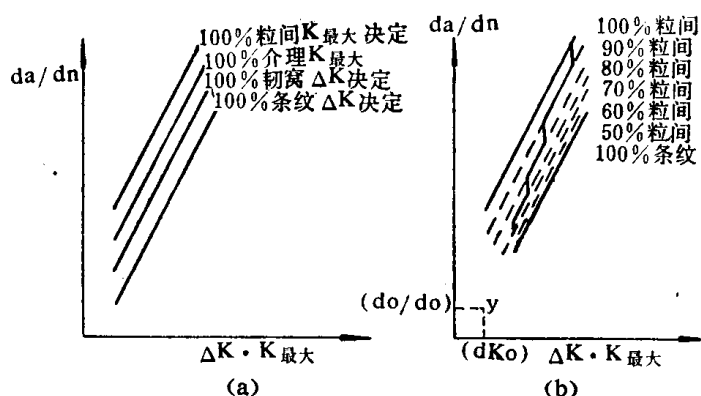


图 1-3 Ⅱ_C阶段裂纹成长速度和断口特征及其百分比的影响

(a) 裂纹成长速度和断口特征关系，(b) 裂纹成长速度和断口特征百分比关系

就Ⅱ阶段裂纹的三区讲，Ⅱ_A主要为静断口特性，它的粒间小刻面的百分比受材料组织、性能（特别是 σ_y ），应力比和板厚（应力状态）所影响，由于裂纹扩展速度缓慢及环境介质的影响，Ⅱ_A阶段的 m 较大，但由于扩展断续进行，因而 da/dn 较小。Ⅱ_B阶段断口特征主要为条纹，条纹间距（它能近似（注9）表示宏观裂纹扩展速度 da/dn ）仅由 Δk 决定，与 R 、材料组织（注10），应力状态等影响较小。Ⅱ_C阶段可形成不同形式静断裂特征（如韧窝、解理、粒间小刻面等）。至于形成何种断口及其百分比，是与材料韧性、应力状态有关，应力比影响其百分比变化。这些内因和外因的综合，造成不同的 $da/dn \sim \Delta k$ 特性曲线。实际材料不同处理后，得到不同组织和性能，在不同 R 及 Δk （或 k_{max} ）下的疲劳裂纹的断口特征显示着上述规律（34、105、106）。如图4-A所示的有：1B35钢（调质态、 $R=0.06$ ）SK5C（退火及550℃回火， $R=0.06$ ）。如图4-B所示的有SK5（回火马氏体、原始晶粒度12 μ 、 $R=0.06$ ）。如图4-C所示的有SK5（回火马氏体，不同原始晶粒度， $R=0.14$ ）。

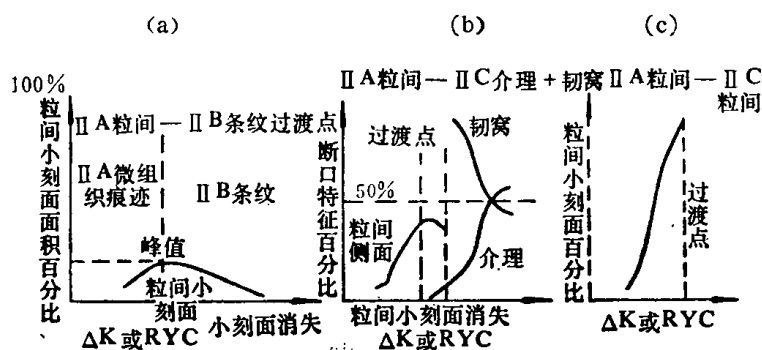


图1-4 不同回火组织中粒间小刻面百分比随 Δk （或 R_{yc} ）的变化

m ）关系随回火温度（反比于强度）增高（或晶粒大小的增大）而出现经过交叉点特性曲线随回火温度等变化而生逆转（一般在 $10^{-4} \sim 10^{-5} \text{mm/周}$ 左右）。这种逆转现象的出现，反映了微组织在Ⅱ_A和Ⅱ_C区中作用的不同。文献（97）对交叉点作了一定解释，而小林等（105、34）认为可能受晶界析出物和微组织的影响而使 da/dn 减速和控制。由于有交叉点及其左右的逆转现象及由Ⅱ_A粒间 $\rightarrow$ Ⅱ_C粒间随 k_{max} 的直线关系，大致可表示出不同情况下 $da/dn \sim \Delta k$ 曲线关系图（见图1-5），图中也表明了各种关系的影响。

交叉点的位置受 R 及不同材料或组织而不同， R 增加交叉点上的 Δk 减少，对S45C钢不同回火温度的交叉点 Δk 为 $10 \text{kg/mm}^{\frac{3}{2}}$ ，SK5钢不同原始奥氏体晶粒的回火马氏体的交叉点 Δk 为 $40 \text{Kg/mm}^{\frac{3}{2}}$ 。在低 Δk 区（Ⅱ_A区）相同的 da/dn 随回火温度增高而增加，随原始晶粒减小而增大，也反映了强度和韧性的影响。同样在高 Δk 区同一 Δk 下回火温度愈高（或韧性愈高）原始晶粒度愈小 da/dn （间接地亦反映该点的 m ）愈小。因而同一钢种的不同组织状态在特性曲线的不同区中有其不同的 m 值和不同的对疲劳裂纹扩展的抗力。因此必有一种组织在某一 Δk （或某一 Δk 区间下）具有较低的 da/dn 。根据实际零件随着裂纹扩展 Δk 的变化，合理地选择材料状态（或处理工艺），才能得到疲劳寿命的延长。同样的对一个零件采用不同的处

断口特征的不同，必然在宏观裂纹特性曲线上有所反映，宏观特性曲线上所出现Ⅱ_A、Ⅱ_B、Ⅱ_C三区和直接由Ⅱ_A到Ⅱ_C阶段的过渡，以及交叉点和拐点均与此有关。由Ⅱ_A粒间 $\rightarrow$ Ⅱ_C粒间的过渡在宏观特性曲线中反映为较高 m 的直线，而在不同回火温度的S45C和SK5钢的 Δk_{th} ，强度增高或晶粒大小增大而增高，而Ⅱ_C区的 $da/dn \sim \Delta k$ （或

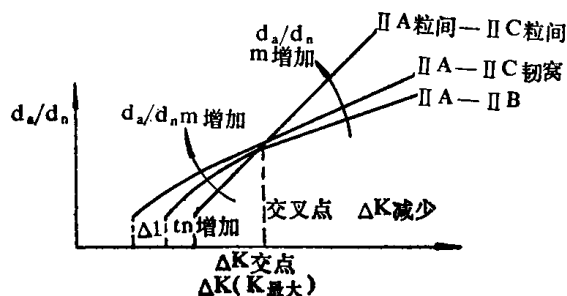


图1-5 不同状态下的 $da/dn \sim \Delta k$ 特性曲线关系图

理使裂纹扩展的各阶段均具有较小的 m 和较低的 da/dn , 将能获得更为理想的寿命。在 $\text{II}_B \rightarrow \text{II}_C$ 的转变中出现拐点, 拐点处的 Δk 为 Δk_T , 一般认为脆性材料 $K_T < K_{IC}$, 延性材料 $K_T > K_{IC}$, 因而延性材料不出现拐点。拐点的 K_T , 有人认为等于 $\sqrt{0.096 E \sigma_y}$, 从而认为 K_T 受 σ_y 影响, 而 K_{IC} 增加的作用仅反映在增加临界裂纹尺寸 A_{crit} 。实际上这种看法是不全面的, 因韧性影响 II_C 阶段的断口特征必然反映了对该阶段 da/dn 和 m 的影响。

大量的实验结果, 指示了上述倾向性, 不同文献阐述了不同问题, 如回火温度的影响, 原始奥氏体晶粒影响, 等温处理、珠光体形态, 回火变脆的影响, 从而找寻最佳的成份、组织特征及热处理工艺。这些实验结果正反映了如: 相的形式及其形态分布、晶粒大小、夹杂及析出物的大小和分布等组织特性, 及淬火温度、透烧时间、冷却方式、回火温度、等温处理等热处理工艺, 强度及韧性以及应力比, k_{max} , 应力状态, 负荷频率, 环境等对不同阶段(II_A 、 II_B 、 II_C)的影响。实验结果也指出对 II_A 阶段影响因素主要是应力比, 试样厚度、组织(反映强度)和环境。一般说来 R 愈大同一 Δk 下 da/dn 愈大, 强度大小对 da/dn 的(反映不同组织)反映对不同钢是不同的, 其中必有一合适的回火工艺具有较小的 da/dn 。应力状态(试样厚度)和环境对此阶段 da/dn 是有影响的。 R 的大小、材料强度、原始晶粒大小亦影响 II_A 阶段的长短。 II_B 阶段常在低强度韧性材料中出现, 在此阶段应力比、组织等影响较小, 但循环屈伏强度和塑性应变硬化指数 n' 究能起怎样作用, 尚待作进一步探讨。韧性、应力比、应力状态(或板厚)常影响此段的长度。 II_C 阶段裂纹扩展速度主要受韧性(包括钢的淬回火组织、原始奥氏体晶粒大小、夹杂和钢材异向性, 回火脆性等对它的影响)、应力状态、应力比以及 k_{max} 所影响。就材料性能指标讲, II_A 阶段由屈伏强度所控制, II_B 阶段由循环应变硬化系数 n' 所控制, II_C 阶段由断裂韧性所控制。

上面从断裂机制和断口特征角度讨论了材料组织及性能对各区 da/dn 及 m 的影响, 反映了选用不同材料和相同材料不同热处理工艺, 有可能达到疲劳寿命的改进。

9. 变振幅负荷及一些其他有关因素

上面大部分讨论是基于 $R \geq 0$ 的恒定循环拉伸负荷情况, 而变振幅负荷情况更为复杂。后者可有许多情况, 如: 单一峰值过负荷(或称过载峰)、多段多级振幅负荷。多段多级又包括简单的二段二级负荷、多级多段、程序负荷和任意负荷。在这些负荷下可产生裂纹扩展速度的变化。除此外在低于持久限的应力振幅下间断出现高于持久限的过大应力对疲劳寿命的影响(即所谓过大过小应力作用), 近年来已引起人们的注意。

在变振幅负荷中目前研究最多的是单一峰值过负荷对裂纹扩展速度的影响, 在过载峰的影响下可出现裂纹扩展速度的下降, 其后逐渐恢复到基本负荷下的裂纹扩展速度。这种裂纹扩展的停滞现象, 在许多材料中均能看到, 停滞期 N_D 值的大小随峰值应力幅度及基本应力幅度的大小以及固定峰值应力下基本应力的 R 变化所影响。出现裂纹停滞的原因有不同的模型, 其中Elber的裂纹闭合模型曾得较多实验的支持。这种模型基于某个下限拉伸负荷下裂纹仍归闭合的概念, 提出有效应力强度因子幅度, 使 $da/dn = C(\Delta k_{eff})^m$, $\Delta k_{eff} = u\Delta k$ 。它不仅能解释停滞现象, 而且能解释应力比 R 对裂纹扩展速度的影响。关于停滞模型国内亦有新的见解⁽¹⁰⁷⁾。有关单一峰值过负荷对裂纹成长的影响, Corlby⁽¹⁰⁸⁾作了较好的说明, 在此省略。实际零件的工作负荷经常是变振幅负荷, 因而研究材料性能对停滞的影响成为人们所关心的问题, 但目前在这方面尚缺乏系统的研究。根据一些试验结果和逻辑推理, 认为愈是低强度高韧性材料停滞作用愈大⁽¹⁰⁹⁾, 但韧性和强度何者起主导作用仍无肯定看法。