



高等学校统编教材

内燃机热强度

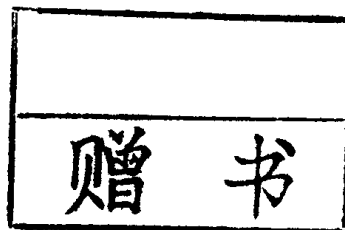
陈特銓 编

国防工业出版社

425334
425334
C57

内 燃 机 热 强 度

陈 特 奎 编



00425334

国 防 工 业 出 版 社

田宝荣

内 容 简 介

本书介绍金属材料的高温特性,分析内燃机的高温工况及换热过程,重点讨论活塞、气缸盖组件和气缸套的热负荷、热故障及其影响因素,分析其热强度及工作寿命预测,简要介绍用有限元法计算受热零件温度场、应力场的理论及步骤,表面温度及热流密度的测定,提高受热零部件热强度的措施和方法,并讨论非金属材料特别是高温结构陶瓷材料在内燃机中的应用。

本书为高校内燃机专业教材,也可作为内燃机工程设计、科研、管理使用方面的技术人员的参考书。

内 燃 机 热 强 度

陈特彦 编

国防工业出版社出版

(北京市海淀区紫竹院南路23号)

(邮政编码 100044)

新华书店北京发行所发行 各地新华书店经售

国防工业出版社印刷厂印装

787×1092 1/16 印张12³/₄ 286千字

1991年5月第一版 1991年5月北京第一次印刷 印数: 0001—2000册

ISBN 7-118-00791-9/U·71 定价: 3.35元

出版说明

根据国务院国发〔1978〕23号文件批转试行的“关于高等学校教材编审出版若干问题的暂行规定”，中国船舶工业总公司承担了全国高等学校船舶类专业教材的编审、出版的组织工作。自1978年以来，完成了两轮教材的编审、出版任务，共出版船舶类专业教材116种，对解决教学急需，稳定教学秩序，提高教学质量起到了积极作用。

为了进一步做好这一工作，中国船舶工业总公司成立了“船舶工程”、“船舶动力”两个教材委员会和“船电自动化”、“惯性导航及仪器”、“水声电子工程”、“液压”四个教材小组。船舶类教材委员会(小组)是有关船舶类专业教材建设的研究、指导、规划和评审方面的业务指导机构，其任务是为作好高校船舶类教材的编审工作，并为提高教材质量而努力。

中国船舶工业总公司在总结前两轮教材编审出版工作的基础上，于1986年制订了《1986年—1990年全国高等学校船舶类专业教材选题规划》。列入规划的教材、教学参考书等共166种。本规划在教材的种类和数量上有了很大增长，以适应多层次多规格办学形式的需要。在教材内容方面力求做到两个相适应：一是与教学改革相适应；二是与现代科学技术发展相适应。为此，教材编审除贯彻“打好基础，精选内容，逐步更新，利于教学”的原则以外，还注意了加强实践性教学环节，拓宽知识面，注意能力的培养，以适应社会主义现代化建设的需要。

这批教材由各有关院校推荐，同行专家评阅，教材委员会(小组)评议，完稿后又经主审人审阅，教材委员会(小组)复审。本规划所属教材分别由国防工业出版社、人民交通出版社以及各有关高等学校的出版社出版。

限于水平和经验，这批教材的编审出版工作还会有许多缺点和不足，希望使用教材的单位和广大师生积极提出宝贵意见，以便改进工作。

中国船舶工业总公司教材编审室

1988年3月

前 言

本书是根据1987年召开的船舶动力类教材编审委员会会议上审定的教学计划和编写大纲编写的。

内燃机受热零部件的热负荷和热强度,已经成为发动机性能指标的进一步提高、成为高强化发动机长期可靠运行的主要限制因素之一。对内燃机的传热、热负荷、热应力及受热零件热强度等方面进行深入的分析 and 研究,不仅对于设计、研究工作,而且对于发动机及其装置的管理或合理利用,都具有非常重要的意义。内燃机的热负荷及热强度问题,涉及到材料、结构设计、强度分析、测试技术、寿命预测等内容,其中不少内容还处于研究发展阶段,有些内容则处于不断更新之中。撰写本书的目的,就是向内燃机专业高年级的学生、研究生,以及从事内燃机使用、维护、管理、科研、设计的技术人员,及时地、系统地介绍:(1)金属材料的高温性能;(2)内燃机的传热;(3)活塞、气缸盖、气缸套等零部件的热负荷、热强度及其寿命预测;(4)提高发动机受热零部件热强度的措施及研究动向。通过这些内容的学习,进一步明确内燃机受热零部件的疲劳寿命,与其所选用的材料、结构设计、性能指标及工作条件、维护保养等有关,明确为了延长发动机寿命及提高其可靠性应该注意的各种问题。

武汉水运工程学院陆瑞松教授在百忙中抽出时间审阅了全部书稿,提出不少宝贵意见,在此谨致深切谢意。

本教材内容涉及面广,编者水平有限,难免存在错误及不妥之处,热忱地希望读者批评指正。

编 者

于华南理工大学

主要符号

a ——导温系数; 疲劳裂纹长度	变) 幅比
a_c ——临界裂纹长度	Q_a ——冷却空气带走的热量
a_f ——裂纹最后尺寸	q ——热流密度
a_i ——裂纹初始尺寸	q_m ——平均热流密度
c ——比热	R ——电阻
D ——气缸直径; 真实延伸率	r ——循环比
d ——气阀直径	S ——活塞行程
d_e ——当量直径	S_0 ——晶间稳定系数
E ——弹性模量; 辐射能	T ——温度
E_c ——压缩弹性模数	T_{gm} ——平均结果温度
E_t ——拉伸弹性模数	T_m ——介质温度; 平均温度; 熔点
F ——散热面积	T_s ——饱和温度
f ——热负荷系数	T_w ——壁温
F_p ——活塞面积	t_0 ——晶内稳定系数
G ——切变模量	V_0 ——单位体积
G_f ——每小时燃油流量	v_g ——局部气体流速
g_s ——燃油耗率	γ ——形状系数
H_u ——燃油低热值	α ——线胀系数; 夹角; 换热系数; 疲劳 寿命缩减率
h ——气阀升程	$\bar{\alpha}_c$ ——平均换热系数
K ——应力强度因子	α_c ——冷却侧换热系数; 瞬时接触换热 系数
K_{IC} ——断裂韧性	α_g ——燃气侧换热系数
L ——辐射线平均行程	α_{gm} ——平均换热系数
m ——质量; 应力比; 韦布尔模数	α_{g_s} ——阀杆-导管换热系数
N_c ——高低周复合疲劳寿命	ϵ ——应变; 压缩比; 黑度
N_f ——疲劳寿命	$\dot{\epsilon}$ ——变形速率
N_p ——单位活塞面积功率	ϵ_e ——弹性应变
n ——转速	ϵ_{eq} ——等效应变
n' ——频率比	ϵ_p ——塑性应变
p ——压力	ϵ_t ——总应变
p_c ——接触压力	θ ——夹角; 相对温度
p_e ——平均有效压力	λ ——导热系数
p_g ——气缸气体压力	λ_c ——折算导热系数
p_k ——增压压力	μ ——泊松比
p_s ——饱和蒸汽压力	
Q ——热量; 应力循环波形的应力 (或应	

ν —— 频率

ρ —— 密度, 电阻率

σ —— 应力, 标准离差

σ_0 —— 特征应力

σ_s —— 应力幅

σ_b —— 抗拉强度

σ_m —— 平均应力

σ_r —— 蠕变断裂应力

τ —— 时间, 切向力, 冲程数

τ_r —— 蠕变断裂时间

目 录

主要符号	VI
第一章 高温下金属材料的特性	I
§1 金属材料的热学性能	1
§2 金属材料的蠕变及松弛	5
§3 热疲劳	12
第二章 内燃机的高温工况及传热	22
§1 内燃机的高温工况	22
§2 燃气与燃烧室零部件的换热问题	29
§3 对流换热	34
§4 辐射换热	38
§5 冷却侧的放热	41
第三章 活塞的热负荷及热破坏	47
§1 活塞的受热状况及热破坏形式	47
§2 非冷却式活塞的热强度	49
§3 活塞顶疲劳寿命的预测	59
§4 整体式冷却活塞的热强度	66
§5 组合活塞和球墨铸铁活塞的热强度	82
第四章 气缸盖组件及气缸套的热负荷	93
§1 气缸盖的受热状况及热损坏	93
§2 气缸盖的热负荷	96
§3 气缸盖的热强度	106
§4 涡流室镶块和预燃室的热负荷	113
§5 气阀和喷油器的热负荷	115
§6 气缸套的热负荷	127
第五章 受热零件热强度的理论分析及试验研究	135
§1 高低周复合疲劳问题	135
§2 受热零件温度场和应力场的计算	140
§3 受热零件壁面换热过程的试验研究	149
§4 内燃机热负荷的预测	154
§5 非稳定工况下的热负荷问题	155
第六章 提高内燃机零部件热强度的研究	159
§1 受热零部件材料的研究	159
§2 降低零部件热负荷及热应力的措施	166
§3 非金属材料在内燃机受热零部件上的应用	172
主要参考文献	191

第一章 高温下金属材料的特性

内燃机是一种热动力机械，它的一些主要零部件，如气缸盖、活塞组、喷油器、气阀等，直接受到气缸中高温燃气的加热、冲刷及腐蚀作用，在高温下持久地承受机械及热力负荷。在内燃机的运转过程中，这些零件有的会因为工作温度太高使材料的强度下降而失去工作能力，或因为温度的变化产生循环应力而导致热疲劳破坏。这些零件温度的高低不仅影响其本身的寿命及工作可靠性，而且还影响发动机的性能指标，甚至成为发动机进一步强化或正常运转的障碍。因此，深入地研究内燃机中燃气与受热零部件之间、受热零部件与冷却介质之间的换热过程，研究受热零件的热负荷水平及热强度，了解对受热零件疲劳寿命的预测方法，不仅对于提高发动机的性能指标、保证受热零件有足够的机械强度和热强度，而且对于正确制定发动机的操作使用规程，延长使用寿命及提高可靠性，都有着极为重要的意义。

内燃机的受热零部件通常都用金属材料制造，所以这一章首先简要地介绍金属材料的高温特性，以及金属材料在高温下的破坏形式，作为进一步研究内燃机受热零部件热强度的基础。

§ 1 金属材料的热学性能

金属的热学性能包括其热容、热膨胀和热传导等。通常认为，金属原子在其平衡位置附近作热振动，热振动的强烈程度与温度有关。我们把温度不太高时金属原子在其平衡位置附近的这种微小振动称为晶格振动。晶格振动使金属表现出热容、热膨胀、热传导等。

一、金属的热容

我们知道，使 m 克物质的温度升高 1 度所需的热量称为该物质的热容或热容量，单位为 J/K 。热容与物质的质量 m 成正比。使单位质量的物质温度升高 1 K 所需的热量便是该物质的比热容或简称为比热，单位为 $J/(kg \cdot K)$ 。实验表明，固体的热容是随温度而变化的，其实验规律如图 1-1 所示。表 1-1 是钢及一些合金在不同温度下的比热。

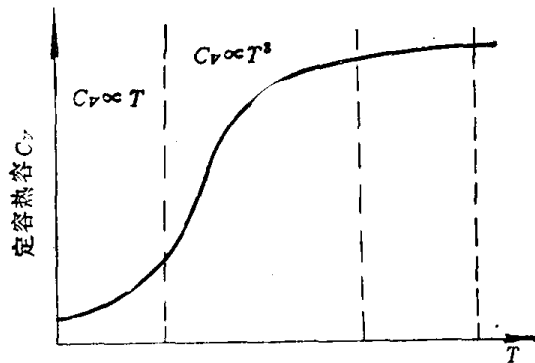


图1-1 Cu的热容随温度 T 的变化曲线

表1-1 钢及一些合金不同温度下的比热

温度, °C	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100
比热, J/(g·K)											
钢号											
20	0.51	0.52	0.54	0.57	0.63	0.74		0.70	0.61	0.62	0.63
35	0.48	0.51	0.56	0.61	0.66	0.71	1.26	0.83	0.66	0.62	0.65
40Cr	0.49	0.52	0.55	0.59	0.65	0.75		0.61	0.62	0.62	0.63
9Cr2SiMo	0.46	0.50	0.56	0.62	0.68	0.74		0.83	0.70	0.71	0.72
30CrNi3Mo2V	0.48	0.53	0.55	0.59	0.66	0.75	0.92	0.66	0.66	0.67	0.67
3Cr13	0.43	0.48	0.55	0.63	0.70	0.78	0.93	0.74	0.69	0.70	0.72

二、金属的热膨胀

金属或合金受到加热或冷却时, 其体积及尺寸就要发生变化。因为温度改变而使金属材料的体积和尺寸发生变化的现象称为热膨胀。衡量热膨胀大小的参数是线胀系数 α 。金属及合金的线胀系数为 $10^{-5} \sim 10^{-6} 1/^{\circ}\text{C}$ 数量级。一般金属及合金的线胀系数 α 随温度的升高而增大, 如图 1-2 所示, 即 α 随 T 先是迅速升高 ($\alpha \propto T^3$), 随后降低升高速度至最后趋于恒值。这称为正常热膨胀。

对某些铁磁性金属和合金, 如镍及一系列铁镍合金, α 与 T 的关系与上述规律不同, 在正常热膨胀曲线上有附加的膨胀峰, 如图 1-3 所示, 称为反常膨胀。由图 1-3 可见, Ni 的热膨胀峰为正, 称为正反常; 35Ni-Fe 的热膨胀峰为负, 称为负反常。具有负反常膨胀特性的合金, 线胀系数可低至接近于零 (甚至为负值), 或在一定温度范围内线胀系数基本不变。这种现象称为热膨胀反常, 又称因瓦反常。

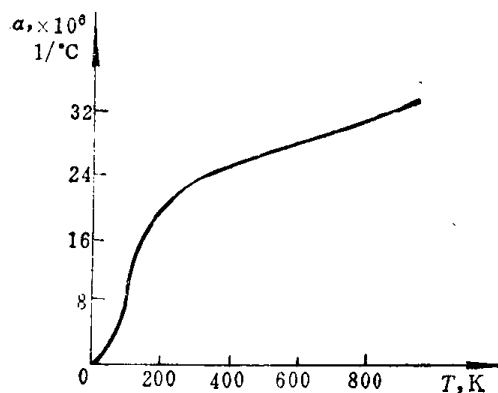
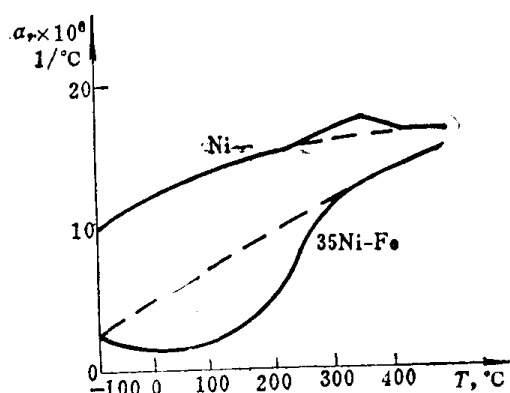
图1-2 Al的线胀系数 α 与温度 T 的关系图1-3 Ni和35Ni-Fe合金的 α 随 T 的变化曲线

表 1-2 给出钢和一些合金在不同温度下的线胀系数 α 。

三、金属的导热性

表征材料导热性的参数是导热系数 λ , 单位为 $\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ 。表征导热过程中温度变化速度的物理量是导温系数 $a = \lambda / (\rho c)$, 这里 ρ 是密度, c 是比热。在相同的受热或

表1-2 不同温度下钢和合金的线胀系数 α

材料牌号	温度范围 ℃										
	20~100	20~200	20~300	20~400	20~500	20~600	20~700	20~800	20~900	20~1000	
1Cr13	11.0				12.0						
2Cr13	10.5	11.0	11.5	12.0	12.0						
3Cr13	11.0 (0~100)	11.3 (0~200)	11.5 (0~300)		11.7 (0~500)						
4Cr13	10.5	11.0	11.0	11.5	12.0						
9Cr18	10.5	11.0	11.0		12.0						
1Cr17Ni2	10.3	10.3	10.2	11.8	12.4						
1Cr18Ni9Ti	16.1 (0~100)	15.95	17.32	18.74	20.24	21.23	22.2	25.59			
4Cr9Si2	11.5	11.5	12.3	14.0	14.4	14.5	14.4	11.1	9.6		
4Cr10Si2Mo	10.0							11.0			
1Cr6Si2Mo	11.5	12.0		12.5		13.0		13.5			
Mn18Cr10MoVB			14.9 (9~300)	16.2 (9~400)		17.7 (9~600)					
GH36	16.8	16.8	17.6	17.8	18.3	18.7	19.3	19.7			
GH128	12.25	11.86	12.68	12.80	13.37	13.68	14.46	15.19	15.66	16.29	
K13	12.36	13.98	15.22	15.32	15.97	16.35	17.16	18.61			

注：括号中的数字表示试验的温度范围(°C)。

冷却条件下， α 愈大，物体中各处的温差就愈小。

一般材料的导热系数 λ 随温度的升高而下降。图 1-4 表示几种材料的 λ 与温度 T 的关系。铁的导热系数与温度的关系比较复杂。在温度低于50 K时， λ 随温度的升高而增大；在50~900 °C范围内， λ 却随温度的升高而下降。表 1 -3 是钢和一些合金在不同温度下的 λ 值。

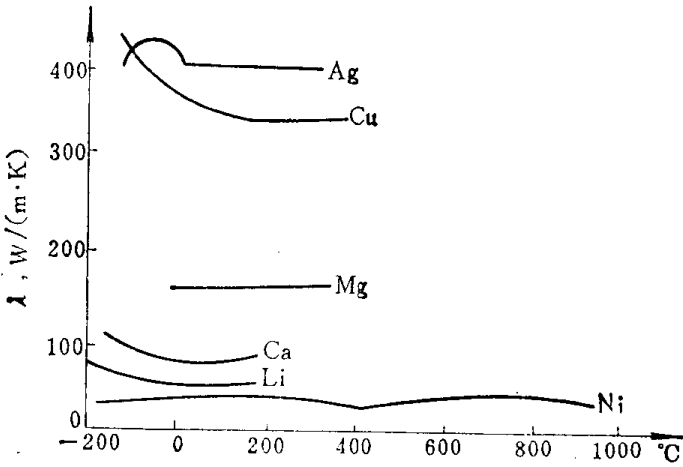


图1-4 材料的 λ 与温度的关系

表1-3 钢和合金在不同温度下的导热系数λ

λ, W/(m·K) 钢号	温度, °C										
	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100
20	49.0	47.2	43.8	40.4	37.3	33.8	30.2	28.0	27.0	29.0	30.0
35	48.5	48.0	45.2	42.5	39.4	35.9	31.9	28.2	25.5	24.9	27.2
40Cr	43.7	43.7	42.8	37.8	34.7	31.8	29.1	26.0	27.0	29.0	31.0
9Cr2Si2Mo	23.9	26.8	28.0	28.6	28.5	27.9	26.8	26.4	26.6	27.5	27.9
30CrNi13Mo2V	29.6	29.4	29.3	28.9	28.4	27.8	27.3	24.2	24.5	24.8	25.2

四、金属的弹性

我们知道，材料的弹性通常用弹性模量 E 、切变模量 G 和泊松比 μ 来表示。其中 E 表示抵抗正应变的能力， G 表示抵抗切应变的能力， μ 表示纵向变形与横向变形之间的关系。

随着温度的变化，金属与合金的弹性模量也产生变化，通常是随温度的升高而降低。这是因为温度升高时，原子的热振动加剧，原子间距增大，原子间的结合力减小，因此弹性模量降低。如铁每升高100°C，弹性模量约降低3~4%。钢从25°C加热到450°C时，弹性模量约降低20%。这是弹性模量的正常变化。

但是有些金属材料的弹性模量却随着温度的升高而增大或保持不变，这种现象称为弹性模量反常。比如Ni和Fe-Ni合金的弹性模量就是这样。

表 1- 4是不同温度下一些材料的弹性模量 E 。

表1-4 不同温度下钢和合金的弹性模量 E

E , MPa 材料	温度, °C									
	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
1Cr13		216730		205940	198090	189270	179460			
2Cr13	218690	213780	207900	200060	189270	180440	168670			
3Cr13	219180		209860	202020	196130	181420	170640			
1Cr18Ni9Ti	184370			158870			137300	120130	89240	
4Cr10Si2Mo	205940	210840	206920	202020	196130	167690	172600	151020		
GH34	200540			179460	176640	152980	119150	117680		
K 13	178480					147100	140240	135330	125530	
GH88	185840			156910	149060	147100	142200	117680	113760	88260

在分析、研究内燃机受热零部件高温状态下的温度分布、应力分布、变形及破损等问题时，上述随温度而变化的物理量，即比热、导热系数、线胀系数、弹性模量等，对所研究的问题都有重要影响。应该注意，材料的上述物理量，在不同的温度下其大小是不同的，因此在对发动机零部件进行热强度分析时，必须根据实际温度水平选取有关物理参数的数值。

§ 2 金属材料的蠕变及松弛

金属和合金的性质是由其内部组织决定的。从结构上来看，所有的金属在固态时都是晶体，由空间位向不同的晶粒堆成。晶粒之间是晶粒边界，即金属是由晶粒和晶粒边界组成的多晶体。

自从成功地应用X射线来揭示晶体点阵结构以来，晶体结构的重要特征（即各种点阵结构）已经完全被确定了。晶体中的原子呈有规则、周期性的空间分布，这构成晶体完整性的一面；另一方面晶体内部也存在着非完整性，即存在着缺陷。

晶体中的缺陷可以分为三大类：

1. 点缺陷

属于这种缺陷的有空位和间隙原子等。

在晶体内部正常原子位置处的原子移到晶体的表面，便在晶体中形成一个空位。

金属晶体中存在间隙位置。有些较小的原子可以填入这些间隙位置，形成稀的间隙固溶体。这些占据间隙位置的外来原子称为间隙原子。填入间隙位置的间隙原子导致晶格的畸变。

晶格空位和间隙原子的产生是原子热运动的结果。只要温度高于绝对零度，金属原子就以晶格结点为平衡位置作热振动。由于温度升高，热振动的振幅和频率都增大。原子热运动的结果使某些晶格结点上的原子有可能离开结点位置，形成间隙原子。随着温度升高，晶格中的空位数目也会增多。

2. 线缺陷

通常所指的线缺陷是位错。所谓晶体中的位错，就是晶体中某处有一列或若干列原子，出现某种有规则的错排现象。产生位错的地方晶格有畸变，而且是一个应力集中区域。

位错有两种基本形式：刃形位错和螺形位错。

在一个完整晶体的某一个界面，如图1-5中的 ABC 面上方，于某处（如 E 处）沿 EF 线被垂直地插入了半个原子面，造成 ABC 面上、下两部分晶格的错排现象。由于

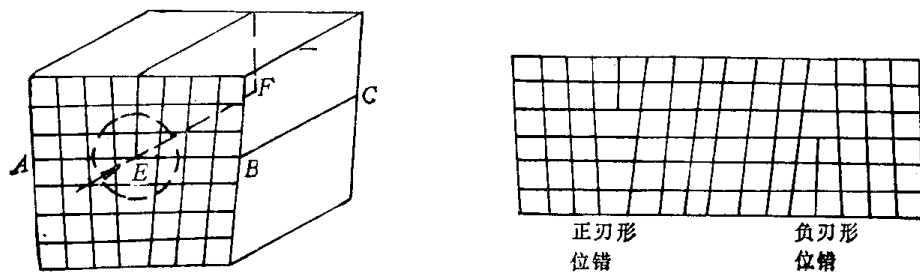


图1-5 刃形位错示意图

这半个原子平面象刀刃一样插入 ABC 面上方的晶体中，这种位错便称为刃形位错。 EF 称为位错线。

刃形位错分正、负两种。若多出的半个原子平面位于晶体上方时，称为正号刃形位错；反之，若多出的半个原子面处于晶体的下方，就称为负号刃形位错。如果正、负

号刃形位错相遇时，可以彼此抵消。

螺形位错不象刃形位错那样有半个原子面处于晶体内部。由图 1-6 可以看出，平面 Q 将晶体分成二部分，一部分晶体相对于另一部分沿 Q 平面在 CD 方向上错动了一个晶面距离，出现了稍为弯曲的水平原子平面。这些弯曲的水平原子平面连接起来，就在晶体中形成一个螺旋形的联合原子面，即螺形位错。图 1-6 中 CD 线就是螺形位错线。螺形位错有右旋和左旋两种。

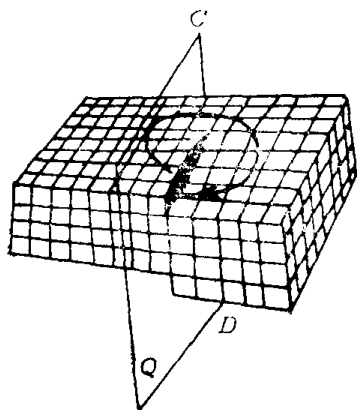


图 1-6 螺形位错示意图

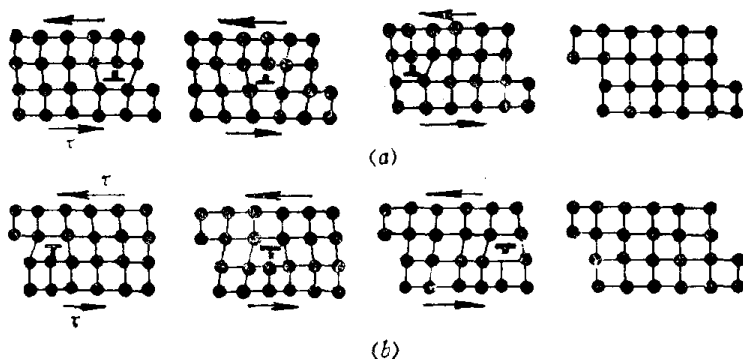


图 1-7 刃型位错的滑移过程

(a) 正刃形位错的滑移；(b) 负刃形位错的滑移。

晶体的塑性变形是通过位错的运动来实现的。在应力的作用下位错可以运动，其基本方式是滑移和攀移。

图 1-7 表示刃形位错的滑移过程。当晶体受到切应力 τ 的作用时，原子发生移动，位错的位置也发生变化，因而导致位错位置的转移。图 1-8 表示螺形位错的滑移过程。

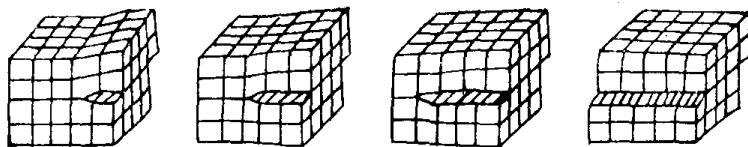


图 1-8 螺形位错的滑移过程

从位错的运动可以发现，位错的滑移只是周围原子作微量的位移，并不伴随原子之间相对位置的改变。位错滑移引起的晶格畸变是很小的，所需的应力也很小。

刃形位错除了可沿滑移面运动外，还可以作垂直于滑移面的运动。这种运动方式称为攀移，如图 1-9 所示。

刃形位错的攀移过程就是原子的扩散（或迁移）过程。图 1-9 (a) 表示通过原子扩散，使“多余”的原子面下方增加一排原子，此时位错线向下移动一个原子间距；如果“多余”原子面的下方减少一排原子，则位错线向上移动一个原子间距。

位错线或“多余”原子面的边界产生曲折称为位错的割阶，如图 1-9 中 BC 所示。割阶的存在促进了位错的攀移。

位错在晶体中的存在及其密度的变化，对金属的性能如强度、塑性，以及诸如蠕变、原子扩散、相变等许多结构变化有着重要的影响。

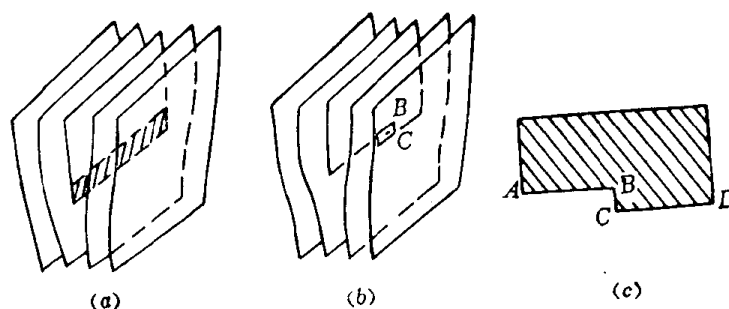


图1-9 位错的攀移示意图

(a) 位错向下攀移；(b) 割阶移动引起位错攀移；(c) 位错割阶。

3. 面缺陷

这种缺陷分布于面上，如晶界、相界及堆垛层错等。

绝大部分金属材料是多晶体，而不是按单一的晶格排列的单晶体。材料中的晶粒尺寸小至微米以下，大至可清晰看到。晶粒的大小、形状及位向分布对晶体的性质有重要的影响。

晶粒间界也称为晶界，它是把结构相同但位向不同的晶粒分隔开来的一种晶体缺陷。

如果相邻晶粒不仅位向不同，而且结构成分也不相同，则它们代表不同的相，其间界称为相界。

实际晶体中存在的上述各种缺陷，对高温下工作的金属组织性质的变化，以及金属在高温下的变形及断裂过程，都有重要的影响。

我们知道，内燃机的受热零部件长期在高温下工作。在高温条件下，不仅温度，而且载荷持续的时间对材料的性能均有很大的影响。试验表明，20 钢在 450°C 下的短时抗拉强度为 320MPa ；但承受 225MPa 的应力，持续 300 h 后便断裂了；若将应力降低到 115MPa 左右，持续 1000 h 也会使试样断裂。在高温长时间加载的条件下，金属材料的塑性降低，缺口敏感性增加，且往往呈现脆性断裂现象。此外，温度和加载时间的共同作用，还对材料裂损的路径产生影响。随着试验温度的升高，金属的断裂通常由常温下的穿晶断裂过渡为沿晶断裂。由上面的讨论可以看出，金属材料在高温下的性能，不仅与其工作温度，而且与载荷的大小、加载持续时间的长短、零件的工作环境（例如有否与腐蚀介质相接触）等有关。为了寻求提高内燃机受热零部件热强度的途径，首先就应该对金属的高温强度有所了解。

一、金属的蠕变

金属在长时间的恒温、恒压作用下，即使应力低于屈服强度，也会缓慢地产生塑性变形，这种现象便称为蠕变。由于这种变形而最终导致材料的断裂就是蠕变断裂。一般说来，碳钢、铸铁的工作温度高于 300°C ，奥氏体合金钢及铁基高温合金高于 540°C ，镍基高温合金高于 650°C ，铝合金高于 205°C ，就要考虑蠕变的影响。

金属的蠕变过程可以用蠕变曲线（图 1-10）来表示。图中 oa 段代表试件受载后产生的瞬时应变 ϵ_0 ，它不是蠕变，而是试件受载后的一般变形。从 a 点开始，随时间的增长而产生的应变就属于蠕变。

蠕变曲线上任一点的斜率代表该点的蠕变速率 $\dot{\epsilon} = d\epsilon/d\tau$ 。根据蠕变速率的大小，可

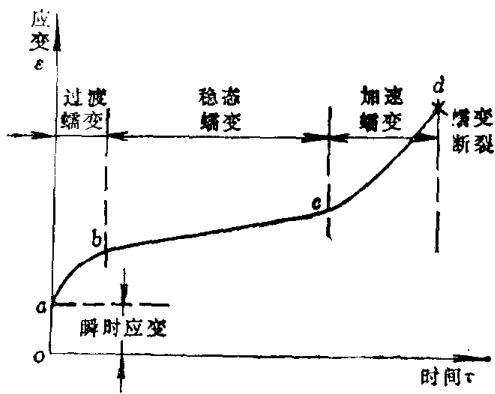


图1-10 典型的蠕变曲线

以将蠕变过程分为三个阶段，见图1-10。

第一阶段 ab 是过渡蠕变阶段。这一阶段开始时蠕变速率很大，但随着时间的增长而逐渐减小，至 b 处达到最小值。

第二阶段 bc 是稳态蠕变阶段。这一阶段的特点是蠕变速率几乎保持不变。通常说的蠕变速率，就用这一阶段的变形速率 $\dot{\epsilon}$ 表示。

第三阶段 cd 是加速蠕变阶段。随着时间的增长，蠕变速率不断增大，至 d 处产生蠕变断裂。

不同材料在不同条件下的蠕变曲线是不同的，同一种材料的蠕变曲线也随应力的的大小和温度的高低而异。有时蠕变过程的上述三个阶段不易明显区分，有时最后阶段时间很短，甚至出现在稳态蠕变突然断裂的现象。

1. 蠕变变形机理

上面已经指出过，金属在外载作用下产生形状或尺寸的变化称为变形。根据外载去除后变形能否恢复就可以将变形分为弹性变形和塑性变形。弹性变形是外力克服金属中原子间的作用力使原子间距发生变形的结果。

金属的蠕变变形主要是通过位错滑移、晶界滑动及空位扩散等方式实现的。

在常温下，若滑移面上位错运动受阻，产生塞积现象，滑移便不能进行，只有在更大切应力下才能使位错重新增长和运动。在高温蠕变条件下，由于热激活，就有可能使滑移面上塞积的位错进行攀移，形成亚晶界，导致金属材料的软化，使滑移继续进行。虽然对蠕变有贡献的是位错的滑移，但其进行的速度则为攀移过程所控制。

常温下的晶界变形是极不明显的。但在高温蠕变条件下，由于晶界强度降低，其变形量就很大，有时甚至占总蠕变变形量的一半，这是蠕变变形的特点之一。

晶界变形的过程如图1-11所示。图中 A 、 B 、 C 代表三个晶粒。若 A 、 B 晶粒的边界产生滑动(图1-11(a))，则在 C 晶粒内产生畸变区(图中的影线区域)。随后 B 、 C 晶粒边界便沿垂直方向向畸变能较高的 C 晶粒迁移(图1-11(b))，从而使三晶粒的交会点由点1移至点2。由于 C 晶粒内有畸变区，使 A 、 B 晶界继续沿原来方向的滑动受到阻碍。此时，若 A 、 C 晶界产生滑动(图1-11(c))，就会使 A 、 B 晶界在其垂直方向上进行迁移(图1-11(d))，三晶粒交会点便由点2移至点3。由此可见，晶界变形是晶界滑动和迁移交替进行的过程。晶界的滑动对变形产生直接的影响。晶界的迁移虽不提供变形量，但它能消除由于晶界滑动而在晶界附近产生的畸变区，为晶界的进一步滑动创造条件。

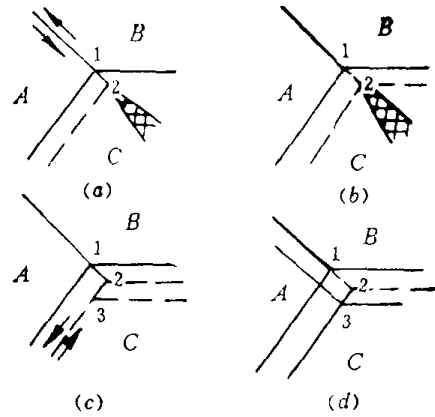


图1-11 晶界滑动和迁移示意图

下面根据位错理论及蠕变变形方式对高温蠕变过程作简要说明。

在过渡蠕变阶段中,先以晶内滑移和晶界滑动方式产生变形。位错刚开始运动时,障碍较小,蠕变速率较大。随后位错逐渐塞积,位错密度逐渐增大,晶格畸变不断增加,造形成变强化。在高温下位错虽可通过攀移形成亚晶而产生回复硬化,但位错攀移的主动力来自晶格畸变能的降低。蠕变初期由于晶格畸变能较小,回复软化过程不太明显。这一阶段由于形变强化效应超过回复软化效应,因此蠕变速率不断减小。

在稳态蠕变阶段,晶内变形以位错滑移和攀移方式交替进行。晶内滑移和晶界滑动使金属强化,但位错攀移和晶界迁移则使金属软化。由于强化和软化的交替作用,达到平衡时,蠕变速率就保持恒定。

蠕变发展到加速蠕变阶段,因为裂纹迅速扩展,蠕变速率增大。一旦裂纹达到临界尺寸,便发生蠕变断裂。

2. 蠕变断裂机理

蠕变断裂主要是沿晶断裂。在裂纹的成核和扩展过程中,晶界滑动引起的应力集中与空位的扩散起着重要作用。由于应力和温度不同,裂纹成核有两种类型。

第一种在三晶粒交会处成核。在高应力和较低温度下,由于晶界滑动造成应力集中而在晶粒交会处产生裂纹。图1-12表示几种晶界滑动方式所对应的晶界交会处产生裂纹的示意图。这种因晶界滑动所造成的应力集中,若能由晶内变形或晶界迁移以蠕变回复

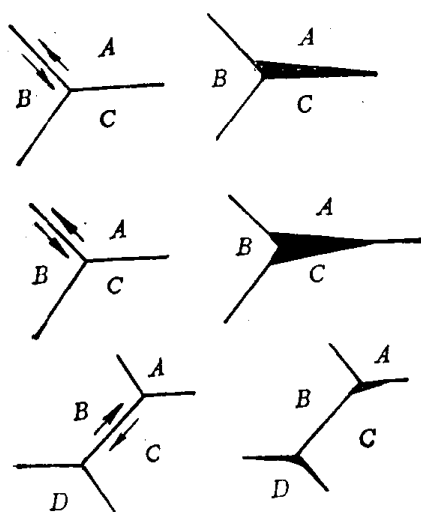


图1-12 晶界滑动在晶粒交会处产生裂纹示意图

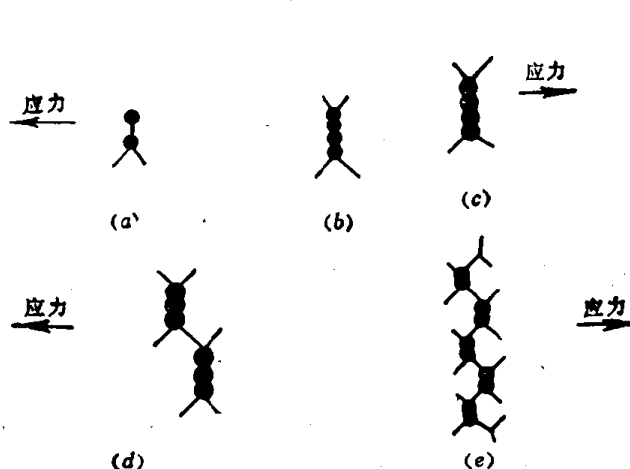


图1-13 蠕变断裂过程示意图
(a) 成核; (b) 分散长大; (c) “横向裂纹段”的形成;
(d) “曲折裂纹”的形成; (e) “曲折裂纹”的连接。

的方式所松弛,则裂纹不易形成,或形成后也不易扩展至断裂。

第二种的裂纹成核分散在晶界上。在较低应力和较高温度下,蠕变裂纹常分散在晶界各处,特别容易在与拉应力方向相垂直的晶界上产生。这种裂纹的成核过程为:首先因晶界滑动在晶界台阶处受阻而形成空洞,随后因位错运动及交割产生大量空位,为减少表面能而向受拉伸应力作用的晶界上迁移。当晶界上有空洞时,空洞便吸收空位而长大,形成裂纹。

图1-13表示蠕变断裂的裂纹成核与扩展过程:

(1) 蠕变初期,由于晶界滑动在三晶粒交会处形成裂纹核心,或在晶界台阶处形成