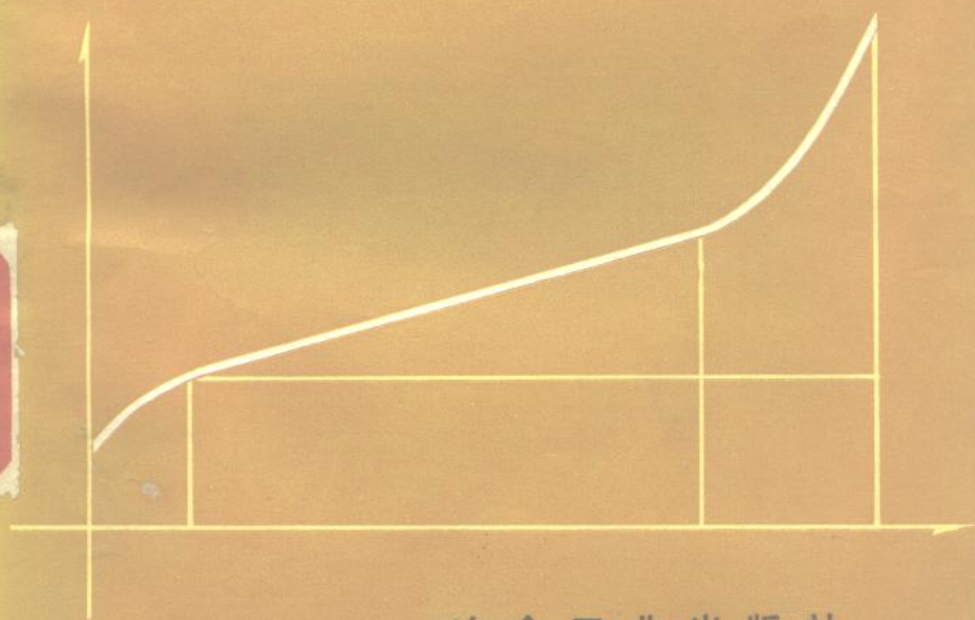


低合金 热强钢的 强化机理



冶金工业出版社

低合金热强钢的强化机理

刘 荣 藻

冶金工业出版社

内 容 提 要

本书介绍了热强钢高温蠕变的基本概念及持久强度蠕变极限等基本判据的外推方法的实验和计算方法。分低碳钢、钼钢、铬钼钢、钼铬钒钢及多元含硼钢,阐述了低合金热强钢的强化机理及各种强化机制的相互作用。也介绍了一些国内外典型的低合金热强钢。

低合金热强钢的强化机理

刘 荣 藻

*

冶金工业出版社出版

(北京灯市口74号)

新华书店北京发行所发行

冶金工业出版社印刷厂印刷

*

787×1092 1/32 印张 7 7/8 字数 169 千字

1981年7月第一版 1981年7月第一次印刷

印数 00,001~2,800 册

统一书号: 15062·3665 定价 0.83 元

目 录

第一章 绪 论

一、引言	1
二、蠕变及蠕变曲线的基本概念	4
三、低合金热强钢的基本判据	7
1. 蠕变极限	8
2. 持久强度	9
3. 松弛稳定性	10
四、长期热强性能数据的外推问题	11
1. 等温线法	12
2. 时间—温度参数法	13
3. 通用表达式	18

第二章 低 碳 钢

一、低碳钢的发展、性能及用途	20
二、成分变数对短期蠕变抗力的影响	28
1. 工艺因素及锰含量	28
2. $Mn-C$ 和 $Mn-N$ 的交互作用固溶强化	28
三、工艺等因素对持久强度的影响	30
1. 国内试验结果	30
2. 国外数据的统计规律	32
3. 非同一起来源钢性能差别的附加因素	33
四、少量乃至微量钼的作用	33
1. 少量钼对热强性的影响	33
2. 微量钼对热强性的影响	34

五、不同热处理及不同氮含量钢蠕变持久曲线的表 现形式	37
1. 热处理的影响	37
2. 不同氮含量钢在不同温度及应力下的持久及蠕变曲线	38
3. 高温回火对不同氮含量钢氮化物的析出及对蠕变、 持久曲线的影响	40
六、小结	42

第三章 钼 钢

一、钼钢的发展、性能及用途	44
二、钼的作用	50
三、钼和间隙元素交互作用固溶强化	55
四、成分和组织对蠕变强度的影响	57
1. N、Si和Mn	59
2. C	66
3. Cr	67
4. 原始组织	68
五、不同热处理状态下各种强化机制的消长	70
六、小结	76

第四章 铬 钼 钢

一、铬钼钢的发展、性能及用途	77
二、铬的作用	84
三、铬钼复合作用	86
四、各种蠕变强化机制的相对作用	90
1. 交互作用固溶强化	90
2. 沉淀强化	91
3. 位错密度	91

4. 固溶强化	92
五、原始组织对蠕变强度的影响	92
1. 不同热处理后的显微组织	92
2. 不同显微组织的热强性	92
3. 持久强度试验前后显微组织的变化	95
4. 回火过程中碳化物的反应	98
5. 热处理时应注意事项	99
六、小结	100

第五章 铬钼钒钢

一、铬钼钒钢的发展、性能及用途	102
二、钒的作用	108
三、各种强化机制功能分析	110
1. 试验材料的化学成分	111
2. 相分析结果	111
3. 热强性和颗粒间距的依赖关系	113
4. 不同应力区的不同蠕变机制	114
5. 不同强化机制的功能	116
四、热处理对组织结构及热强性的影响	117
1. 奥氏体化温度对组织结构的影响	117
2. 奥氏体化后冷却速度的影响	118
3. 回火温度及时间的影响	122
4. 恢复热处理的作用	123
五、工艺因素对热强性的影响	123
1. 脱氧程度对铸钢性能的影响	123
2. 冷加工方法对小口径管性能的影响	125
3. 多道热机械处理	126
六、小结	127

第六章 多元含硼钢

一、多元含硼钢的发展、性能及用途	129
二、钒钛复合作用	133
三、铌钒复合作用	136
四、钨钼复合作用	138
五、硼的作用	142
六、稀土元素的作用	160
七、对12Cr2MoWVTiB钢的具体分析	163
1. 试验钢的化学成分范围、热处理及持久强度	163
2. 相分析结果及综合因素的提出	163
3. 对制约热强性的成分因素分析	169
4. 讨论	171
(1) MC的组成	175
(2) C_E 对MC相析出量的影响	176
(3) C_E 对固溶体中铬和钼析出量的影响	177
(4) Mo-W复合强化	179
(5) 铬、硼的影响	179
5. 热处理对组织及性能的影响	181
1) 奥氏体分解动力学曲线	181
2) 不同奥氏体化温度下正火后的金相组织	184
3) 正火加高温回火后的金相组织	191
4) 正火温度及时间对热强性的影响	191
5) 正火冷却速度对持久强度的影响	195
6) 回火温度对持久强度的影响	198
6. 组织稳定性及钢管的运行考验	201
八、粒状贝氏体组织	206
1. 粒状贝氏体的特征及其形成过程	206

2. M-A相的精细结构及其相变机制	208
3. 粒状贝氏体高温回火后的组织	213
九、小结	217

第七章 蠕变强化位错机制

1. 减小应力试验	220
2. 定性的模型	224

第八章 结 论

1. 基本强化机制	227
2. 国内外热强钢设计实践及综合分析	227
3. 提高组织稳定性的重要意义	229
4. 影响组织稳定性的关键因素	230
5. 影响组织稳定性的间接因素及固溶强化	230
6. 硼的直接及间接作用	230
7. 今后试验研究及生产使用中值得注意的几个问题	231
参考文献	234

第一章 绪 论

一、引 言

低合金热强钢具有一系列的优良性能，在各类热强材料中所含合金元素最低，而在中高温下却具有较高的热强性能，因此得到了广泛应用。由于这一类钢种需要在高温和应力下长期使用，所以要求冶金工作者不仅为其提供长期热强性能数据，以保证作出既安全而又经济的设计；而且要求说明钢在长期使用过程中性能变化的规律，以便随时判断材料的强度及塑性储备并为进一步提高钢的性能提供所依据的原理。

基于上述原因，自从低碳钢作为最早的热强材料应用以后和第一个合金热强钢——钼钢开始发展以来的过去四十多年间，铁素体的蠕变强度成为物理冶金方面最重要的课题之一。早期曾对各种合金元素对蠕变强度的影响进行过广泛的探讨，继后对若干低合金钢进行了化学成分、热处理及显微组织对热强性影响的试验研究。已经查明： α 固溶体的强化及其稳定性和从 α 固溶体中析出热力学稳定的弥散碳化物，是高温强化的重要来源。虽然如此，以前的工作所得出的结论并未取得一致的认识，特别是关于合金元素如 Mo、Cr、V 在铁素体中究竟是由于元素的固溶强化，还是由于合金碳化物或氮化物的沉淀强化提高了钢的蠕变强度，近年来已出现了意见分歧：有些人把 α -Fe 基体中沉淀相的析出视为首要因素（即颗粒的大小、形状及间距）^(1,2)；另外一些人则强调基体状态的重要性（特别是溶解的合金元素原子的影

响)^[3,4]。

关于蠕变强化机制未能取得一致的认识及理论工作远不能满足现实需要的主要原因是：（1）在强化机制的研究中过去多是根据比较短期的试验结果，这虽然对于认识蠕变的机理方面有参考价值，而对于长期效应则很少甚至没有形迹可寻；（2）过于简单的近似推理，例如基于在一定的应力和温度范围内所取得的较为有限的试验数据而进行概括等；

（3）试验所用的热处理与实际应用中所遇到的情况有很大的差异；（4）另外，一般来说多着重于对蠕变机制的解释，如位错攀移、晶界滑动、耗竭蠕变等纯理论性的问题等。

由于工业上的迫切需要，钢的长期性能多年来都是用经验公式或从理论分析导出的公式外推的。但因对钢的内在变化规律缺乏切实掌握，不同材料在不同试验条件下对不同公式的适应性也不相同。随着长期性能数据的积累，人们认识到准确地预计长期性能只有掌握较长期的试验数据和足够炉次的的数据才能办到。即使如此，也还要考虑到目前计算机处理数据已广泛应用，据以给出的结果在某些程度上还与从事外推人员的个别裁判有别。由于上述种种原因，使国际间同种钢的长期性能数据有时表现出明显差别，致使同一钢种因产地不同，设计时不能同等使用；而对某些性能波动很大的钢种，工程设计时不能采用中限，不得不以高就低，严重地影响材料应有潜力的发挥，造成不必要的浪费。以上事例固然反映出长期试验数据的重要性，也更说明了深入探讨低合金热强钢强化机制这一根本问题的重要性。

人们的认识活动是逐渐深化的，科学和技术的发展历史也是曲折、复杂、不断前进的。对于近代才开始应用的热强钢来说也是如此。比如在低合金钢方面如钼钢，铬钼钢早在

三十年代就开始发展了，广泛使用着的碳素钢使用得更早，但对其强化机制的研究是在这些钢投入使用后才开始的，以后通过长期实践发现早期的解释与实际不符，而进行深入探讨则是最近才开始的。可喜的是近年来科学实验工作者由于收集了国际范围内的大量数据，并利用新的试验分析技术，对于使用已久的低合金热强钢的强化机制的研究取得了较大的进展。例如：对某些钢种的强化来源作出了定量的估计，基本上找出了不同生产工艺、不同热处理所引起的试验数据发生显著差别的原因，以及钢在规定成分范围内的改变对不同强化机制作用的影响等。同时也应指出，国外研究所涉及的主要内容是以常用的老钢种为背景的，缺乏关于高性能的新材料强化机制的探讨。

这本小册子拟结合我国用钢实际，对近期国外有关低合金热强钢强化问题的研究作一次综合介绍，并对我国发展的性能较高钢种的强化问题也作了一些初步探讨。为了取得较为系统和具体的认识，将对几种典型的钢种及钢组分别进行介绍，并尽可能引用实质上是定量的观点及有关科学实验结果。考虑到低碳钢属于初级热强钢，与其他钢种相比，除了不含其他特意加入的合金元素外，其他成分基本相同的。为了讨论强化来源时，有一个参考比较的基础，书中用了一定的篇幅先谈低碳钢。随后按单元、二元、三元和多元合金钢的顺序进行讨论，再后简介蠕变强化的位错机制，最后对低合金热强钢的强化机制加以一定的综合，并相应地谈点个人对进一步发挥低合金热强钢潜力的粗浅看法。

为了便于以后的讨论，下面先对涉及低合金热强钢的基本概念、长期热强性能的基本判据及其取得的方法和存在的问题作一些扼要介绍，并在适当的地方顺便指出组织稳定性

的重要意义，以与正文中有关部分的叙述相呼应。

二、蠕变及蠕变曲线的基本概念

材料在一定温度、恒定应力（或负荷）作用下所发生的缓慢而连续的形变称为蠕变。蠕变可以在任何一种应力（如拉、压、弯、扭力等）的作用下发生，也可以在复合应力的作用下发生。虽然金属材料在使用条件下所受的应力往往是复杂的，但在很多实际情况下，引起蠕变的应力主要是拉应力，因此蠕变试验通常是在拉应力条件下进行的。蠕变试验结果一般用形变和时间为坐标的蠕变曲线表示。不同金属材料在不同条件下所得的蠕变曲线尽管不完全相同，却都具有一定的共同特征，如图1-1所示。由图来看，形变可以分为以下的四个部分：

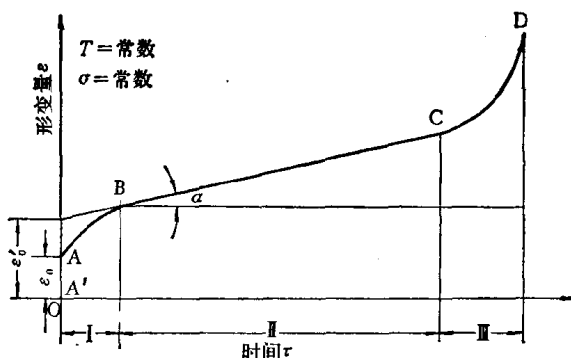


图 1-1 典型的蠕变曲线

(1) 起始的形变 OA ，它是在施加负荷的瞬间发生的。假如外加应力超过试验温度下的弹性极限，则起始形变 OA 中包括了弹性形变 OA' 和塑性形变 $A'A$ 。

(2) 蠕变的减速阶段AB, 一般称为蠕变的第一阶段, 在此阶段, 形变速率随时间而减小。

(3) 蠕变的恒速阶段BC, 它的特点是形变速率几乎保持不变, 一般又称为蠕变的第二阶段(或二期蠕变), 其形变速率在书中以 $\dot{\epsilon}$ 表示。

(4) 蠕变的加速阶段CD, 它的特点是形变速率随时间而增加, 最后到D点发生断裂, 一般又称为蠕变的第三阶段。

蠕变第一阶段与快速形变很相似, 其持续时间与材料在试验温度下所发生的强化有关。最早的位错耗竭理论的主要假设是: 蠕变是由于金属中本来存在的位错的运动所引起, 在施加外力后, 容易运动的位错先运动, 产生瞬时蠕变。而其余位错的运动则需要靠热激活的帮助, 并且已运动的位错对蠕变不再起作用。这样, 可以运动的位错逐渐减少, 因而可以说明第一阶段蠕变速率逐渐降低。其后所提出的蠕变第一阶段的位错理论, 对于在较低和较高温度下的第一阶段蠕变作了不同的处理, 并分别提出了相应的方程。从实际出发, 第一期蠕变可能具有重要意义, 但迄今对这一阶段下的冶金变数的影响仍然理解得很不充分。

近年来对数型的或耗竭蠕变也已被忽视, 虽然由于位错的或位错源的锁固, 这种类型的蠕变应当在第一阶段中在可动位错密度急剧降低的条件下进行观察^[5]。

蠕变第二阶段可用动力回复理论来解释。这一理论假定: 蠕变早期阶段位错生成从而产生加工硬化, 由此所引起的位错密度的提高导致回复速率增大, 致使加工硬化和回复之间得到动态平衡, 从而得到恒定的蠕变速率和与之相联系而不取决于应变的恒定的位错密度。第二阶段的位错理论,

特别是在较高温下的理论，主要是从第二阶段的蠕变速率与温度之间存在着一个含有蠕变激活能的关系，和蠕变激活能与自扩散激活能相近的事实导出的。恒速蠕变速率可用下列方程表示：

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n e^{-Q/RT} \quad (1-1)$$

式中 A 和 n 假定为常数、 Q 为激活能、 R 为气体常数、 T 为绝对温度。假如 A 和 n 是不取决于温度和显微组织参数的常数，则蠕变状态的力学方程会是可靠的。但实际上它们对温度和组织是敏感的。另外参数 A 也受其他因素如堆垛层错能和晶粒度的影响，对于这些影响，以及它们在蠕变试验中如何变化，都还需要进一步研究。

蠕变形变穿越多晶体，对晶界起着极大的影响。在低温下，由于晶界比高温时更近于晶体状态，原子活动能力较小，晶界不易产生粘性流动，因而引起了晶粒内滑移带内部更大的变形；而在高温下，由于塑性晶界的存在，沿晶界的一边滑动，对另一边的作用很小，因而晶粒内部变形很小，这时主要靠晶界的类粘流动。

到第三阶段，蠕变加速进行，最后导致断裂。此时所发生的断裂与第二阶段有关。出现的断裂可分为三种形式：

(1) 穿晶断裂——这种裂纹决定于第二阶段的变形特点，沿滑移带滑动，引起晶体的扭曲变形，形成缩颈断口而穿晶断裂；(2) 晶间断裂——金属在高温下晶界的滑动必须有晶粒的形变相配合，如果不能配合时便产生晶界的裂缝导致应力的剧增，形成无缩颈的晶间断裂；(3) 介于两者之间的断裂——这种断裂常是在材料的表面产生再结晶，而中心部分没有再结晶过程下所产生的断裂形式。

当变更应力或温度时，蠕变各阶段的持续时间会有很大

的改变：当降低应力或温度时，蠕变曲线的第二阶段增长；当提高应力或温度时，蠕变曲线的第二阶段随之缩短，甚至完全不出现，在这种情况下，蠕变曲线可以看成是由第一阶段和紧接着的第三阶段所组成。图 2 表示了温度不变时应力对蠕变曲线的影响，图 3 表示了应力不变时温度对蠕变曲线的影响。

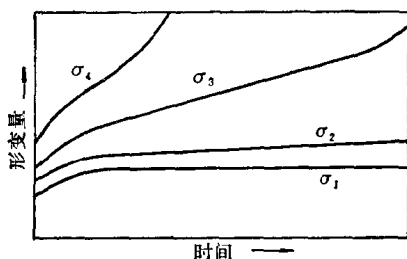


图 1-2 温度不变时不同应力下的蠕变曲线 ($\sigma_1 < \sigma_2 < \sigma_3 < \sigma_4$)

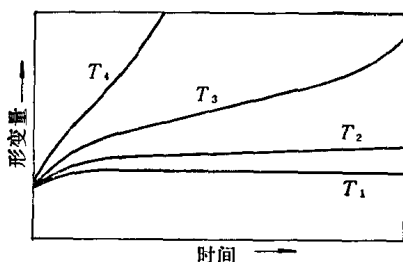


图 1-3 应力不变时不同温度下的蠕变曲线 ($T_1 < T_2 < T_3 < T_4$)

三、低合金热强钢的基本判据

低合金热强钢是在高温和应力下长期使用的材料，因

此要求钢需具有长期热强性能，通常这指的是钢在高温和应力长期作用下的拉变形和抗断裂能力。它的基本判据是蠕变极限和持久强度。对紧固件用钢来说，松弛稳定性也是重要判据之一。

1. 蠕变极限

这里所指的蠕变极限并非物理蠕变极限。所谓物理蠕变极限指的是材料在一定温度下蠕变速率等于零时的最高应力，其数值是如此之小以至对于工程强度计算没有什么意义。通常所说的蠕变极限都属于条件蠕变极限，它是由蠕变第二阶段的蠕变速率所确定下来的应力，或在一定时间间隔内达到规定的总形变时的应力。如果蠕变曲线上没有直线部分，则材料的蠕变抗力就难以按照所确定的速率来评定，在这种情况下，可利用一定的时间间隔时所引起的固定形变的应力。由此看来，蠕变极限是以在应力作用下全部时间内的总变形为特征的。

蠕变极限表明材料在高温下的形变抗力，它随温度的提高而降低。在高温下因蠕变所产生的变形会使机件处于不正常工作状态乃至损坏。例如由于汽轮机的叶轮与叶片的蠕变，可能造成叶片末端与汽缸之间的缝隙消失，而使叶片发生损坏；高温高压下工作的钢管，由于蠕变而不断地胀粗，可能使管壁发生破裂等。因此，蠕变极限是设计热强材料制件进行强度计算时的主要判据之一。

许可的蠕变形变的大小，取决于零部件的工作条件及对零部件所要求的使用期限。例如对于蒸汽导管来说10万小时最大的许可变形为0.3%，而对于汽轮机汽缸来说相应的变形不得大于0.1%。对长期使用的低合金热强钢来说，所有条件蠕变极限都是长期的，例如通常所要求的10万小时及

1 万小时时伸长率为1%的蠕变极限（书中分别用 $\sigma_{1/10^5}$ ， $\sigma_{1/10^4}$ 表示）等。

应当指出，蠕变极限和相应温度下的短期强度特性之间没有依赖关系，在不同的许可残留形变（或蠕变速率）条件下所确定的蠕变极限之间也没有依赖关系。

2. 持久强度

持久强度表明材料在高温和应力长期作用下的抗断裂能力，通常用以表示材料在给定温度下经过规定时间发生断裂的应力，本书中所用的表示方法为：在代表应力的 σ 右下角注明规定的断裂时间，例如1万和10万小时时的持久强度分别以 σ_{10^4} 和 σ_{10^5} 来表示。持久强度是进行高温材料强度计算的另一个基本判据。有些部件如锅炉过热器及再热器管，对蠕变速率的限制不严，但必须保证在使用期间内不致爆破。这些部件的主要设计依据便是持久强度。

长期持久强度是通过较短期的持久强度试验求出规定温度和规定应力（实际上为负荷所规定）下到断裂所经历的时间外推求得的。

试样断裂时的相对伸长率和相对面缩率称为持久塑性。持久塑性是材料的一个重要指标：较高的持久塑性便于检测出材料在使用过程中临近断裂前所发生的较大的变形，从而便于采取必要的措施；过低的持久塑性会使材料在设计使用期未到之前发生突然的脆性破坏。对于持久塑性的具体指标，目前还没有统一的规定，对于低合金Cr-Mo-V钢，一般希望持久伸长率不低于3~5%。

曾经试图用外推方法来确定持久塑性的变化规律，但都没有成功。虽然最近又有所发展，也还需要再加以验证。通过一些较长时间持久强度试验发现，塑性并不总是随时间的