

提高钢强度的

的途径

TIGAO
GANGQIANGDU
DETUJING



鞍钢情报研究所

出版前言

本书是由西德工学博士克斯提安·施特拉斯堡尔格所著。

作者根据金属学原理对强化机理进行了分析并对可焊接非合金结构钢和微合金结构钢提高强度的发展途径做了介绍。本书可作为钢铁生产及有关研究人员、质量管理人员、材料检验人员以及金属结构制造部门的技术人员常备的参考资料。

本书由鞍钢情报研究所轧钢室王风兰、许长金、解迎光翻译，王国章、张跃兴、罗汉、沈华枢校对。

由于译校者水平有限，错误和不当之处在所难免，望读者批评指正。

1980年11月

目 录

1、 前言及目的	(1)
2、 强化机理的材料学基础	(2)
2.1、 用化学成份提高强度 (固溶硬化)	(2)
2.1.1、 置换固溶体中异质原子的影响	(3)
2.1.2、 间隙固溶异质原子的影响	(4)
2.2、 通过组织变化提高强度	(6)
2.2.1、 激冷硬化	(6)
2.2.2、 冷加工硬化	(7)
2.2.3、 析出硬化	(8)
2.2.4、 细晶粒硬化	(10)
2.3、 材料和处理方法对强度性能的影响	(12)
2.3.1、 对摩擦应力 σ_i 的影响	(12)
2.3.2、 对晶界阻力 K_y 的影响	(12)
2.4、 组织的各向异性对强度的影响	(13)
2.5、 强化机理的综合应用	(14)
2.5.1、 组合基本机理的可能性	(14)
2.5.2、 基本机理的作用效果	(14)
2.5.3、 实际使用举例	(15)
2.5.3.1、 淬火钢	(15)
2.5.3.2、 形变热处理钢	(15)
2.5.3.3、 马氏体时效硬化钢	(16)

3、 提高带有铁素体—珠光体组织的非合金和微合金结构钢的强度和韧性	(17)
3.1、 可焊接结构钢及其发展动向 (细晶粒结构钢)	(17)
3.2、 微合金和低珠光体结构钢的发展	(18)
3.3、 微合金低珠光体结构钢在细晶粒硬化和时效硬化过程中冶金学和金属学之间的关系	(19)
3.3.1、 钢的基本成份和它的微合金元素 (V、Nb、Ti)	(19)
3.3.2、 微合金元素同碳和氮的相互作用	(20)
3.3.3、 碳氮化物析出的织构和成份	(20)
3.3.4、 碳氮化物析出的形态和大小	(20)
3.3.5、 碳氮化物的析出动力学	(21)
3.4、 微合金元素对结构钢细晶粒硬化和时效硬化的作用	(22)
3.4.1、 细晶粒硬化	(22)
3.4.2、 时效硬化	(24)
3.4.3、 细晶粒硬化和时效硬化的相互作用	(24)
3.5、 微合金元素对结构钢韧性的影响	(25)
3.5.1、 对脆性断裂可靠性的影响	(25)
3.5.2、 对塑性 (延性) 的影响	(26)
3.5.2.1、 通过钢的基本成份改善韧性	(27)
3.5.2.2、 通过控制硫化物形状减少平面各向异性	(27)
3.5.2.3、 空间各向异性的影响	(29)
3.6、 微合金元素的综合应用	(29)
3.7、 在轧制厚板和热轧带钢时生产工艺的影响因	

素及其最佳化.....	(30)
3.8、概括地描述要达到的机械性能.....	(32)
3.8.1、用矢量法表示微合金元素对机械性能的影响.....	(32)
3.8.2、关于强度和韧性极限的概述.....	(33)
3.9、研究动向.....	(34)
4、低磷贝氏体钢	(35)
4.1、化学成份和组织形态.....	(35)
4.2、对强度和韧性的影响.....	(35)
4.3、发展方向.....	(36)
5、结论	(37)
6、文献	(39)
7、图表和图	(76)

1. 前言及目的

一种材料的性能是通过检验值标志的, 根据检验值确定出加工性能和使用性能。在这里, 不同的性能可以采用各种不同的检验方法, 例如机械的、金相的、磁力的、电力的以及防腐蚀的方法等进行检验[1~3]。

对于钢材来说, 在大多数情况下其机械性能是最重要的。其中, 强度性能又居于首位。因此, 可以认为, 进一步发展结构钢, 首先的改进目标是提高强度。

结构钢朝高强度方向发展的趋势是由于轻型结构的要求, 例如, 建造桥梁要大到大的跨距, 或者在制造运输车辆时要求达到高的载重效率, 另一方面要满足轻型结构所必要的高度安全性, 比如, 运送气体燃料和液体燃料用的大直径管道。

对于这种结构钢的加工性能和使用性能来说, 除了强度性能之外, 韧性以及在焊接状态下或在振动应力状态下的特性值均具有很大的意义。因此, 对这种钢的进一步改进不仅是要提高强度[4~6], 而且由于钢的这些性能都是相互有联系的, 所以, 对每种性能都不能分割开来使之单独发生变化。强度和韧性一般是相互制约的, 因而提高强度将会受到所规定的最低韧性值的限制。

结构钢的大量生产, 一部分是在连轧机上轧制的。轧材在连轧机上只朝一个方向变形, 就是说, 主要是纵向延伸。用这种方法生产的扁平钢材(厚板、宽带钢)、型钢或棒材在与轧制方向成横向、纵向和垂直方向上的性能差别可能很大(机械性能的各向异性现象)[7、8]。由于加工

这类钢材时的应力状态, 以及用这种钢材生产的结构部件在实际使用时的负荷常常对三个方向的性能只要求有限的偏差, 所以, 改进结构钢的基本目的是减少各向异性现象, 特别是减少韧性的各向异性[9]。

由于结构钢的用量在钢材的总消耗量中占有相当大的比例, 所以对结构钢的改进具有重要意义[10]。

改善结构钢性能的必要性以往主要是在引进了焊接工艺作为连接技术之后以及最初时曾发生过的桥梁和船只的损坏事故所促进的[11、18]。一般的目的是生产可焊性的结构钢, 使这种钢的强度超过St37, 部分地甚至超过St52, 同时, 要改善焊接性能, 并有好的脆断不敏感性。35年来, 全世界对钢质的改善取得了很好的效果。近年来, 由于低珠光体微合金钢的出现, 钢的发展又向前迈进了一步[12~17]。

目前可得到的强度极限值甚至已经达到了调质钢的强度范围, 然而, 在热轧状态下, 生产高强度、可焊性结构钢的发展并不能认为已达到顶点。

结构钢发展的各项成果都发表在国内外出版的大量文献中。但在这些文献中, 关于强化机理的关系一般都没有解释清楚, 同时, 也缺少将钢的性能同合金的化学成份、轧制方式和热处理方法加以对比说明, 因此缺少了一个广泛标志目前钢的发展水平的总概况。

本文的目的是介绍可焊性非合金结构钢以及微合金结构钢的情况及其改进质量的途径。同时, 根据同金属学的关系, 特

2、强化机理的材料学基础

提高钢材的强度，首先要提高屈服极限，这是使用钢材的计算基础。提高屈服极限意味着，当钢材在外应力的作用下，其塑性流变将推迟发生，钢材的塑性流变是用流变极限或屈服极限作标志的，它是一种塑性变形过程，这种过程的进行情况是在结晶学的优先平面上产生了一种间断的滑移步骤，从而形成了位错运动。因此增加位错运动的困难就意味着提高屈服极限。发展这种钢的目的在于，一方面要调整钢的化学成份和组织结构，使它的位错运动增加足够的困难，另一方面，则在大延伸力作用下，多数位错运动仍有可能产生以便保持足够的延伸性。

下面将对在金属方面可应用的强化机理（也可认为是硬化机理）加以说明。本文在很多情况下引用了有色金属的实验结果，但主要的还是对钢的考察与分析。

强化可能性的系统学是根据金属点阵中阻碍位错运动的有效障碍物的尺寸产生的〔19、20〕。

置换的或间隙固溶的异质原子以点状障碍物的形式起作用（固溶硬化和激冷硬

化）。

线状障碍物就是位错（通过冷加工变形的强化）。

晶粒界作为面状的障碍物起作用（通过晶粒细化达到强化）。

非内聚的析出和内聚的预析出显示为空间障碍物（颗粒硬化或弥散硬化）。

除了这些可应用的强化机理外，在一定情况下还有利用材料各向异性的可能性，而对结构钢来说，这并不起重要作用。

下面研究每个强化机理时，不是按晶格内障碍物的等级顺序进行，而是先从单个晶粒或是单晶体开始考察，然后再扩大到多晶体晶界的作用上去。每种强化机理一方面受到化学成份的影响，另一方面还受到结构变化的影响。

2.1 用化学成份提高强度 (固溶硬化)

通过异质原子（有目的地加入合金原子）进行强化的金属物理学基础是由于运

别是通过强化机理的作用，将对所出现的机械性能的变化加以分析研究。

为了争取做到上述的总要求，不只是对当代的知识水平，而且将对技术上的可行性作一概论，因此加入了对于轧制结构钢的现代化生产工艺的叙述。这份材料是

改进结构钢的开端，它最后应能指出未来的发展方向。

本文内容是以从大量文献中选取的资料以及自己的试验结果为基础加工而成的。

动的位错和异质原子之间的相互作用而产生的(应力峰值)。适用于固溶硬化的普通关系式是:

$$\Delta\sigma_m = aGC^{\frac{1}{2}} \sim d^{-1}$$

$\Delta\sigma_m$ 表示屈服极限的增长值, a 是无量纲常数, 它表示与原子半径有关系的一个固溶原子的单位硬化作用值, G 是抗剪模数, C 是固溶原子的浓度, d 是障碍物之间的距离。从理论上讲, 由固溶的异质原子所引起的强化作用与它们的浓度的平方根成正比[20、23]。

很多研究结果已经证明, 屈服极限与合金原子的数量有关[21、22]。但对于铁来说, 运用这一点是困难的, 因为即使今天使用的最纯的铁其机械性能也会受到几个PPm的碳或氮的影响。因此, 对作为试验对比用的真正纯铁的性能还不能精确了解。此外, 晶粒度和钢中珠光体的数量及形状的影响也同时起作用。

2.1.1 置换固溶体中异质原子的影响

置换固溶体中的异质原子能阻止不断进行的位错运动, 同时并不改变晶格内原子的分布状态。因此, 应力—延伸一曲线向着较高的应力值推移, 而曲线的形状基本上保持不变。

如与其它的强化机理的作用相比, 则由均匀的固溶体所引起的强化作用按数量计是小的。其原因是, 某一种原子如果在基体晶格内的溶解度越小, 则它的单位强化作用原则上就越大(图1)。因此添加合金的有意义的数量受到了一定的限制[24]。

长久以来, 对于有色金属已经在实际中利用了固溶体硬化作用。如往铜中加入锌作为合金(黄铜、青铜)就是一个有代表性的例子。在铜—锌状态图中, 当室温下锌的溶解度约为30%时, 随着锌含量的增加屈服极限也将提高(图2)。在锌含

量低于或高于37%时强度出现不同程度的增长。可以这样解释, 即: α —黄铜是面心立方晶格结构, 它的强化作用小于体心立方晶格结构的 β —黄铜。对于 α —黄铜来说, 随着强度的增加, 将有可能和堆垛层错的增加联合起来(由于异质原子产生递减堆垛层错能)[25]。

在无间隙固溶体系列的金属中, (例如金, 银), 提高强度可加入直至最大量的合金, 也就是说, 异质原子的份额可达50%[26]。

面心立方的固溶体比体心立方的固溶体具有较强的强化作用, 这点已通过一系列单晶体的实验研究所证实(图3)。

对于非合金和低合金钢来说, 可把固溶体硬化作用看作是基体的强化机理。在碳含量相同的前提条件下, 可以求得每种合金元素的特殊作用。

钢的最主要的合金元素和伴生元素锰、硅、铬、镍、铜和磷都能构成置换固溶体, 并促使屈服极限和抗拉强度呈线性增加(图4)。直线的升高可用简单的方式通过一个系数 $\frac{\Delta\sigma}{\Delta c}$ 来确定, 系数中, $\Delta\sigma$

是强度的增长值, Δc 表示当时合金元素的浓度变化值, 例如变化量为1%或0.1%(表1)。这些数据是根据大量的实验结果得出的[30、31、329]。

除了置换元素外, 钢中的碳起着举足轻重的作用, 因为碳在组织中以渗碳体(珠光体)形式能产生很大的强化作用。碳对屈服极限和抗拉强度的影响可在适合于可焊性普通结构钢的浓度范围内, 通过一种线性关系加以描述(图5a)。各种实验结果[30]表明, 每增加0.1%的碳能使抗拉强度值平均提高70牛顿/毫米², 屈服极限值平均提高28牛顿/毫米²(图5b)。

假定合金元素的叠加作用呈线性关

系，可以列出一个公式，用以计算由化学成份所决定的强度值（表2a）。为了证明公式（2）和（3）的有效性，曾用大批的钢种做了检验，从中得出了另人满意的结果[30]。对于合金元素含量较高的钢，也得到了同样的结果[32]。元素磷对提高强度具有最好的效果，但由于它有极强的脆化影响而不能利用。相反，元素硅和锰在一定的受可焊性所限制的含量范围内可以在实际中应用。

除了强度性能之外，韧性也起着重要作用。通过对大约60个钢种的试验可以从包含化学成份和晶粒大小 d 的影响因素公式中（参看第2.2.4节）计算出下限的屈服极限值和抗拉强度值，以及断面收缩率和冲击韧性（ISO—国际标准化组织—V—试样）的转变温度（表26中的公式4~7），并把拉力试验值和缺口冲击韧性试验值做了对比（图6）。强度值的一致性很好，而韧性值的散射范围较大。在考虑到一定的边缘条件下，还列出了另外一些公式[34、341]。

随着固溶体硬度的增加，钢的韧性值有所下降，正如断裂延伸的例子所表明的那样（图7a）。断面收缩率也相应地下降。但对冲击韧性转变温度的影响却不完全一样（图7b）。元素硅是提高强度非常有效的合金元素，但其添加量不能超过0.5%[34、35]。

工业用钢的性能不单独通过固溶体的强化作用来调整，这点将在2.5节内着重介绍。这里在图8中首先指出对于普通结构钢发生作用的影响因素（通过锰产生固溶体强化作用提高抗拉强度除外）[146]。

钢中置换元素的选择以及调整其含量既要根据它们对提高强度的作用，还要考虑对其它性能的影响，这里主要是改变相

变时间和相变温度。由此对于结构钢来说，既有不利的一面（可焊性），也有有利的一面：例如，通过加镍，形成细晶粒，通过加Mn和Si强化时效硬化机理以及利用中温组织转变（看第4节）或调质组织的钢种（看2.2.1节和2.5.3.1节）

2.1.2 间隙固溶异质原子的影响

在铁的体心立方晶格内嵌入到晶格中间位置上的异质原子氢、硼、碳、氮和氧等，其中以碳和氮对于提高钢的强度有着最大的意义。它们在 α -铁中的溶解度和温度有关，在温度为585℃时，氮的溶解度最大为0.1%（按重量计）在温度为721℃时，碳的溶解度最大为0.018%（按重量计）[36]（图9）。这两种元素的溶解度都随着温度的递减而大大降低。

碳氮对 α -铁的性能能产生如下影响：

均匀溶解，即原子在晶格中间位置上呈统计性的均匀分布状态。

不均匀溶解，即，在晶格畸变区内产生聚积现象。

多相析出成为碳化铁和氮化铁。

这三种状态一起重叠存在，因此，各种性能对每一状态下的配置情形很难有一个定量的概念。

由于室温下在 α -铁内仍均匀溶解的碳或氮的量极为微小，因此，所引起的性能变化也是微量的。位于立方体边棱上的原子将其晶格朝八面体轴线的方向拉伸。立方体结构因而畸变成为体心正方（四角晶结构），虽然比四角晶马氏体的程度为小。

少量的固溶体含量可以通过阻尼测量方法（对固溶体含量很敏感）来确定[37~39]。利用这种方法可以测定析出的碳或氮的含量，从而就可以掌握从过饱和的固溶体转向不均匀析出的转变过程[40]。

碳的固溶含量对拉力试验值的影响曾

用铁的单晶体和多晶体做过试验〔41、327〕。求得的屈服极限和抗拉强度的增长值却是很小(图10a、b和表3)。

铁的摩擦应力 σ_i 基本上随着间隙固溶异质原子含量的增加而提高〔47~49〕。碳氮的总含量与摩擦应力 σ_i 成线性关系(图10c)〔43、50〕。

在过饱和的固溶体中,由于碳原子或氮原子具有极好的扩散能力,可以直接在位错附近和位错心部聚集(柯垂尔气团)。扩散作用并可由于在加工变形过程中形成的点阵空位而加快。对于这种迁移运动的时间可以应用“ $t^{2/3}$ —定理”〔51〕。扩散的动力来自于位错和异质原子之间分解时的相互作用功能,如果局部位错应力被分解,则这些气团的密度达到了饱和。

柯垂尔—气团能把移动着的位错闭锁。只有当被闭锁的位错摆脱了气团之后,塑性变形才能继续进行下去。为此,就必须提高外加的应力,随着合金原子数量的增加,位错的阻力急剧加大,以致为摆脱气团而增加的应力不再够用。继续塑性变形只有通过活性位错源处(表面、晶粒界、夹杂、空位)运动着的新形成的位错和增倍作用才能开始〔52〕。

在拉力试验的应力—延伸图表内出现一种明显的屈服极限,这种屈服极限的特点是,在经过上屈服极限后,随着出现了应力下降,降到了下屈服极限的水平,而延伸却在增加(吕德延伸),并随着保持时间的延长而表现得极为明显(图11)〔53、54〕。

碳原子或氮原子的迁移过程以及屈服极限的增长是位错闭锁的结果,称之为时效作用〔38、55、56〕。温度和时间是扩散作用的影响因素并决定着时效过程。这种时效过程是从一个由异质原子均匀分布的固溶区(均匀固溶体)的激冷状态发生

的,故称之为激冷时效(图12)。

另外一种时效过程是在加工时如果变形超出了屈服极限(有时是在提高温度的情况下)而产生一种时效作用的话,那么这种时效过程称之为延伸时效。新生的运动着的位错处于异质原子无序排列的晶格范围内。在时效时间内,碳原子或氮原子扩散到位错中去。在拉力试验中,位错的闭锁作用表现为应力的增加,这可被用来作为时效的尺度。

虽然时效过程可使屈服极限、抗拉强度和硬度都得到提高,但是,却大大降低了韧性。这一点既可由拉力试验的断裂延伸率和断面收缩率来证实,也可由冲击韧性值或由韧性到脆性断裂时的转变温度来证实(图13)。其中,既有自然时效〔59~61〕的结果,也有人工时效的结果〔57、58、62、63、325〕。图14示出了与氮溶解量有关的转变温度的恶化情况,从中还可以看到碳的影响(在N为0%时)〔62〕。

由于这些原因,把时效这种机理用作强化的措施是不合适的。但有一种例外是人们所熟悉的,即生产汽车用的薄板,在这里,除了利用由化学成份及冷变形所决定的深冲部件的强度以外,还利用了由比较高的氮含量(约0.010%)而加速的时效作用〔64〕。

碳含量高于0.018%的钢,其碳原子可以通过过冷而被强制保持在固溶体内(看2·2·1节),或者,在冷却时按状态图的变化从奥氏体内析出,并且在铁素体旁以第二相的形式(渗碳体, Fe_3C)存在。在这里, α -铁中的碳溶解量既与热处理有关〔65〕,又与化学成份有关,例如硅和锰可以嵌入到所形成的渗碳体中,并进而影响渗碳体—铁素体的平衡〔66—71〕,这样机械性能也就有所改变(图15)〔72〕。

渗碳体的数量和不同的形状以及分布

状况对钢的机械性能均有影响。正如屈服极限的特征值所表示的一样（图16，参看图8），渗碳体的数量对导致强度性能的提高以及韧性值的下降起决定作用（看图56、57）。对于各种不同形状渗碳体的作用问题，曾经作过不少研究试验，其中包括晶界、三次或二次渗碳体、粗的或细的片状珠光体、球状渗碳体以及由于生产工艺（轧制、冷却）或热处理所决定的不同影响[36、73、76]。带有球状渗碳体的组织比片状珠光体组织为软，而片状珠光体又随着它的片间距的减小而使强度提高。

渗碳体、氮化物的析出是影响钢的性能的基本因素，特别是经过热处理，并且提供一种提高碳素钢强度的可能性。但是，对于结构钢来说则由于组织中的碳、氮特别对韧性和可焊性产生不良影响，因此，可使用性能受到了限制，关于这方面的问题后面还要做深入细致地研究（3.2节）。

2.2 通过组织变化提高强度

在2.1节中谈到的通过化学成份来提高强度的措施指的是在晶格中铁素体的组织形状没有发生变化。就这方面不可避免地存在着例外，即关于合金影响问题，除了对纯金属或单晶体之外，也对钢种列举了各种试验结果。钢具有一定的碳含量，但由于在 α -铁中碳的溶解度很小，因而导致析出及形成渗碳体。

下面所讲的强化机理的特点包括：或者是出现了其它形式的组织结构（通过激冷硬化）和（或）出现延伸的晶粒（通过冷变形），和（或）出现一种新的组织成份（通过析出），和（或）出现另外一种晶粒度（例如，通过晶粒细化）等几个方面。

2.2.1 激冷硬化

如果在基体晶格内发生一种严重的各向异性的弹性畸变[77]，那么，由于在固溶体内的异质原子引起的提高屈服应力就显得最为突出。立方晶体内的置换原子引起了具有球形对称的畸变，并且只是一种受数量限制的固溶体硬化作用（参看2.1.1节）。与此相反，在体心立方晶格的金属内，间隙原子却产生一种四方体畸变，因而，具有很大的强化效应。

对于钢来说，利用这一机理的主要异质原子是碳和氮。作为工业技术应用的激冷硬化是以碳的作用为基础的。

被溶解原子的浓度受到它在固态下的最大溶解度的限制（参看2.1.2节和图9）。通过马氏体转变可以超过在 α -铁中的溶解度极限，利用这种方法可以通过 γ 区的激冷（在 γ 区内碳具有很高的溶解度）而使 α -铁内具有比溶解度高很多的碳原子保持在强制固溶体内，从而和平衡状态相适应[18]。碳的强制固溶所引起的 α -铁晶格内的特殊四角畸变使硬度大为提高[79]。此外，还有细化组织的作用，这种细化组织是在回火之后由小的晶粒以及特别细微而均匀分布的碳化物形成的。

与此相反，为了使奥氏体在珠光体阶段或贝氏体阶段发生转变（碳原子的扩散过程），马氏体的形成是作为一种无扩散的相变分解过程发生的。为了对在珠光体阶段和贝氏体阶段内的转变加以限制，必须使在奥氏体区内的冷却速度超过临界冷却速度。开始形成马氏体的温度与碳含量、其它合金元素以及奥氏体的温度有关[80]。

转变倾向是受钢的化学成份决定的。因此，加入如锰、硅、铬、镍或铜等合金元素能延迟在珠光体及贝氏体阶段内的转

变过程（参看时间—温度—转变曲线），并因而降低了临界冷却速度[387]。调质钢的特点是除了碳含量约为0.5%之外，它还含有一定的合金量[84—86]。钢的表面淬火可能性可根据钢的不同的化学成份和不同的淬火方法计算出来[81—83]。

马氏体的强度是由两个部分组成的：一部分是由强制固溶的碳原子所引起的纯固溶体硬化作用；另一部分是向马氏体转变的过程中在晶格内部出现的空位所引起的硬化作用（图17）。马氏体强度与碳含量有关，其最高值可达洛氏硬度 Rc67（图18）。

淬火状态带来了高的内应力，使强度得到提高，但大大降低了韧性。通过随后的回火处理，可使性能发生改变，这可以相应的从钢的调质图表中读出（图19）。

通过回火处理能使淬火组织发生改变，其中又可划分为不同的回火阶段：第一回火阶段（直到250℃）它包括马氏体内的过饱和固溶碳呈极微细的 ϵ -碳化物 Fe_2C 的形式而析出的过程。这样，马氏体就能把它的四方体畸变解体而使晶格收缩。第二回火阶段是，残余奥氏体的分解过程（从约200~280℃）。分解过程是按中间阶段（贝氏体）的转变机理进行的，这样就出现了体积增大的现象。第三回火阶段（约260~360℃），是从 ϵ -碳化物和马氏体的残余碳含量中生成渗碳体的过程。在这同时，马氏体从残余的四方体结构向立方体的结构转变。第四回火阶段，最终出现了带合金元素的渗碳体[66~72]。

具有不同化学成份的各个钢种可根据不同的使用目的进行调质处理。其中，可焊接的调质细晶粒结构钢构成一种特殊的类型[88、89]（请看2.5.3.1节）。

2.2.2 冷加工硬化

塑性变形意味着在位错运动之外，还

不断地形成新的位错[91~93]。在非变形状态下，晶体的实际位错密度为 $10^6 \sim 10^8$ 厘米⁻²。相反，按照威斯克的观点，由于晶格的结构没有受到干扰，实际晶体只有很少的位错，同时还要求有特别的几乎达到理论值的临界切应力。

塑性变形是在克服了由位错运动引起的摩擦应力 σ_i 之后开始的。在这里，位错运动同其它现有的位错发生反应，可能产生不运动的位错[95~97]（劳墨尔—卢特尔一位错，剪切过程）。当塑性变形继续进行，又形成了新的位错。因而位错密度值一直可达 10^{12} 厘米⁻²（图20a）。如果要是继续进行塑性变形，就要求提高应力，就是说，材料被加工硬化了（图20b）。

通过位错 $\Delta\sigma_v$ 而实现的加工硬化可用如下公式表示：

$$\Delta\sigma_v = B \cdot b \cdot G \cdot \zeta^{1/2} \quad (8)$$

式中B是一个无量纲系数，数量级为1，其中，它还包括了位错的排列，b是布格斯矢量，G是抗剪模数， ζ 是位错密度厘米⁻²。

屈服极限、抗拉强度和硬度值[98]随着变形量的增大而提高，而延伸率和断面收缩率却降低。从一定的变形量开始，均匀延伸大约为零，因而屈服极限值和抗拉强度值实际上叠合在一起，这一极限值与材料有关。

冷变形的加工硬化机理在实践中是完全可以利用的。例如，冷拔线材[99、100]冷冲压工件或冷轧型钢[14、101~106]、通过深冲或拉拔所生产的薄板异形件[64 107]、或者通过拉伸和扭曲方法生产的钢筋混凝土所用的预应力钢筋等[108]。在这些情况下，只是经过冷加工变形后材料强度才得到提高。

应用冷变形来实现钢的冷加工强化却由于韧性的严重恶化而受到了限制。特别

明显的是冲击韧性、转变温度及其峰值随着冷变形量的增长而受到极不利的影响〔63、109〕(图21)。

因此,对于脆断可靠性要求很高的结构钢必须另外采用别的强化机理(参看2.2.3节和2.2.4节)。

奥氏体钢的机械性能同铁素体钢或铁素体-珠光体钢的性能有很大区别。特别是奥氏体钢的冷变形强化能力(加工硬化指数)更高(图22a)。其原因可认为是 γ -铁的堆垛层错能量较低的缘故。因为位错由于很强的分裂作用不能离开它的滑移面,因而导致一种较大的位错密度〔24、112〕。此外,在亚稳定奥氏体的塑性变形时形成了马氏体,这将导致强化系数进一步提高〔26、110〕。其中,例如增加镍含量将使奥氏体组织的稳定性提高,这样,由于生成的马氏体较少而冷加工强化程度也随之降低(图22b)〔111、112〕。

在技术上应用冷加工强化作用时,首先必须注意由鲍辛格试验所取得的结果。这个由他命名的效应表明,如果应力的方向(冷变形)在预变形时偏离了变形方向,则冷加工强化钢将在较低的应力下产生屈服现象。如果预变形(冷加工强化)和进一步变形(应力)的方向相反时,鲍辛格效应则显得最为明显〔113~116〕。

以宽缘工字钢为例,当依照它的X-轴冷弯曲后,产生了冷加工强化作用。这样一种支撑弧形在受力时,其外缘产生压应力,内缘则产生拉应力。这些应力的方向和在冷弯过程中产生的冷变形应力方向相反。其结果是一条比较平缓的带有较低弯曲极限的弯曲特性曲线〔113、115〕。如果从冷弯工字钢横断面的纵向上各部位取出试样分别作拉力试验和压力试验,则位于拉力区内的屈服极限较高,抗压屈服极限较低;而在压力区内的情况却恰恰相

反(图23)。这种加工强化结果可以用徽粗试样的抗压屈服极限和拉伸试样的屈服极限值来证实。断面正中的试样其试验结果则在中间位置〔113〕。

鲍辛格效应的大小随着钢中碳含量的增加及其强度的提高而增大,但却随着回火温度的提高而减少,直到在500℃时的无应力退火之后屈服极限和抗压屈服极限值才重新相等(图24)。因此,通过冷加工强化作用产生的强度提高只有在考虑鲍辛格效应的情况下才能利用,这对于结构钢来说,这种加工硬化机理的利用恰好受到了很大限制。

2.2.3 析出硬化

位错和颗粒之间相互作用的金属物理关系基本上可通过两种机理来描述:

(1)对提高强度有积极作用的迂回过程(奥罗瓦-罗万机理)〔117~119, 187〕。(2)作用效果较小的剪切过程〔120、121〕。在这里,除了颗粒大小和颗粒数量之外,颗粒硬度是起决定性作用的。如果颗粒很硬,则位错不能进到颗粒内部而使它变形(剪切),位错只能在颗粒之间绕过颗粒迂回通过。

奥罗瓦关系是颗粒硬化的基本公式,它给出了一种定量关系〔187〕。对于绕过颗粒所必须的应力 $\Delta\sigma_i$ 可用下列公式计算:

$$\Delta\sigma_i = 3\tau = \frac{3G \cdot b}{D} = \frac{3G \cdot b}{2r} \quad (9)$$

G 是基体晶格的抗剪模数, b 是布格斯矢量(滑移矢量), D 是颗粒间距, r 是两个颗粒之间位错的弯曲半径。由等式

$$\frac{d}{D} = f^{1/3} \cdot c \quad (10)$$

(d 是颗粒直径, f 是颗粒的体积占总

体积的比份, c 是颗粒分布的系数。可得到下式 ($d \ll D$) :

$$\Delta\tau = c \frac{G \cdot b \cdot f^{1/3}}{d} \quad (11)$$

从公式中可看出, 剪切应力的提高 (如只考虑颗粒硬化这一个因素) (11), 则颗粒的体积比份越大, 颗粒直径越小, $\Delta\tau$ 就越大。颗粒的形成是通过饱和固溶体在晶核上的析出出现的 [112]。生成晶核所需要的能量决定了析出的种类。这种能量与基体及晶核的晶体结构状态有关 (晶格平面吻合度), 分解往往是伴随着颗粒的析出而开始, 这些颗粒具有同基体相同的晶格织构和贯通的晶格平面, 但与基体相比, 却是另外一种浓度 (内聚析出, 图25)。由于晶格的相似性, 生成晶核所需要的能量较小, 因此析出也较容易, 当颗粒和基体晶格的晶格常数不同时, 颗粒就会被一种内聚的应力场包围。也有可能出现一种局部内聚性的析出, 这种析出不是在所有相界处都同基体晶格相吻合 (图25)。没有内聚的晶粒具有不和基体晶格相吻合的晶格织构, 其界面具有类似晶界的织构, 它构成了过饱和固溶体最后一个分解阶段, 并且在热动力学方面是稳定的。这些颗粒能连续地析出, 因而可以均匀地分布在基体之内, 或从优先位置不连续地析出, 例如晶界处 [124~126]。

由分解阶段所确定的析出形态除了取决于相应的晶格之外, 还和温度和时效时间有关。

在晶格生成之后, 从过饱和状态下析出的颗粒按 $f \sim t^{3/2}$ 增加, (f 是颗粒体积的占总体积比例) 并有所增大, (粗化度, $f = \text{常数}$) 颗粒大小和颗粒数量的变化引起了相应的应力变化 (屈服极限变化) (图26)。

对于所出现的绕行机理和剪切机理之

间的界限, 有一个临界颗粒度 d_c 。以无内聚的 TiC —析出物为例, 按计算和实验 (电子显微镜测定) 结果, 其颗粒度为 $30 \text{ \AA}$ (图27)。图28着重表明了, 在不同的铌含量下, 铌的碳氮化合物的晶粒度对提高屈服极限是如何起作用的。例如在通过 NiAl 相而硬化的奥氏体钢中, 颗粒的临界颗粒度增大很多, 约为 $1000 \text{ \AA}$ [127]。

除了临界的颗粒度之外, 颗粒间距 (弥散度) 也起一定的作用 (参看公式9), 颗粒间距决定着挤穿颗粒之间的位错所需要的应力。如果颗粒度和颗粒间距恰好是不出现切断程度那样大, 则会产生最高的强化作用 (看图26)。

随着时效时间的延长, 强度将连续降低。这是因为颗粒度长大, 颗粒间距加大 (过时效) 的缘故。

对于在使用火焰切割, 焊接, 热弯等加工工艺时所产生的高温, 或在使用由颗粒硬化作用而强化的材料时, 必须严格规定限度。为了在各种温度下保持稳定, 颗粒应具有尽可能小的溶解度和很小的凝聚性。结构钢的碳化物, 氮化物以及碳氮化物在实际应用上能够满足这些要求。

析出过程受到饱和度、变形、转变及再结晶等特性的影响很大 (259)。这些相互作用为技术应用提供了多种组合的可能性 (看第3节)。

有色金属, 例如铝合金 (制造飞机用的结构材料), 或者镍合金 (涡轮机叶片) 是实际应用颗粒硬化作用的最先例子。颗粒硬化机理应用在钢上首先是热强化钢实现的 (二次淬火) [130]。在此以后, 除马氏体时效钢 [89、131~134] 外, 又发展了铜合金钢 [135~139] 和微合金结构钢 [12~14]。此外, 普通钢在淬火之后进行回火时, 出现的析出过程所导致

的碳化作用同无析出的组织相比,也属于此类。

铜合金钢在840℃激冷时,大约有2%的铜可以从 γ 区进入固溶体内。然后,含铜量高的面心立方晶格(KfZ)固溶体以无内聚的球状颗粒形式析出,析出的固溶体从颗粒度约为125 Å开始,通过绕行机理能达到最大的硬化效果。这类钢目前已得到了进一步地发展:

1、有高含铜量和铌添加剂,同时含碳量很低(<0.05%)的钢,可以通过固溶体析出和碳氮化物析出的两种时效硬化机理加以强化,特别是在回火之后效果更好[129、140、335]。由于铜能引起钎焊缝脆裂,因此在钢中应添加直至1.0%的镍[385]。

2、在成份中附加大量Mn和Mo的钢,除了可以采用颗粒硬化作用外,还可以通过高的位错密度和细晶粒硬化达到强化作用[384](看第4节)。

微合金结构钢含有合金添加剂,例如钒,铌或钛,这些元素能形成特殊碳化物或碳氮化物的析出。其单位硬化作用比铜析出物的硬化作用为大。这些通过减少碳含量而呈低珠光体或无珠光体组织的钢具有良好的加工性能和使用性能,它们对于钢结构、车辆制造以及管道制造都有重大意义。对于微合金低珠光体结构钢将在3.2节内专门加以介绍。

在奥氏体钢中,从金属间隙相析出的内聚颗粒具有决定性的作用。析出相内聚地嵌进奥氏体的面心立方(KfZ)晶格内[130]形成了畸变场。

为了完整起见,还必须谈一谈通过渗碳作用达到硬化的钢种,即使是这种硬化范围只限于在表面上。这类钢含有1%的溶解铝,它与从表面渗透进去的氮结合成为AlN。氮化铝颗粒具有类似于上述的碳

氮化物的性能和作用,并能导致一种很大的硬化效应[141]。

图29比较了钢材和铸造材料通过第二相强化作用可达到的机械性能。从中可以看到颗粒的种类、大小及形态同已达到的机械性能之间的关系[142]。很明显,必须从强度和韧性这两方面的性能加以综合考察。

2.2.4 细晶粒硬化

晶粒界是一种双维障碍物,它给运动着的位错带来无法克服的障碍。位错因之被阻不能运动,而使大量的位错集聚于晶粒界处。由此所产生的应力集中将会形成裂纹最后导致断裂。

晶粒界对位错运动的影响在于它能使产生塑性变形的外来应力 σ ,增高。这种影响应加到摩擦应力 σ_i 上去,而摩擦应力 σ_i 给出在一个晶体内不受空间限制发生位错运动所必须的力[参看2.3节]。可以用晶粒度大小来代替晶粒界的作用。平均晶粒度对金属下限屈服极限值的影响可用哈勒和派茨[Hall—Petch]公式表达[143~145]:

$$\sigma_{su} = \sigma_y = \sigma_i + K_y \cdot d^{-1/2} \quad (12)$$

这里,d是平均晶粒直径,毫米, K_y 是晶粒界对位错运动的影响系数,即所说的晶界阻力。

从平均晶粒直径的平方根倒数和屈服极限之间得到了一条直线关系, K_y 是这条直线的斜率(图30a)。温度T和变形速度 $\dot{\epsilon}$ 均是关系参数,并导致直线平行推移。这种线性关系已由大量的试验研究所证实(图31)[149~153]。

化学成份按照预期的目的能产生这样的作用,即随着合金含量的增加,屈服极限也随着提高[285]。图32和图30b作为一个例子表明了锰含量对晶粒度在大范围内

的影响[146~148]。从测量结果得出, 平均斜率 (K_y) 每毫米 $^{-\frac{1}{2}}$ 约为 20 牛顿/毫米 2 。

还有一些试验研究结果, 在屈服极限和晶粒直径的平方根倒数之间不是线性关系, 而是一种平方的或其它形式的关系[154、333]。为了计算相似结构的硬度也推导出了一个公式。晶粒度对抗拉强度也有影响, 不过比屈服极限的影响要小, 屈服比随着晶粒度的减小而增高。

如果在低温下变形时, 则在粗晶粒处首先形成双晶, 从而提高了晶界阻力, 降低了摩擦应力 σ_f [149、49] (图33)。

细晶粒强化机理的显著特点是, 不仅强度而且韧性也能同时得到提高。从试验中[57]已测出了冲击韧性的转变温度和通过热处理所改变了的晶粒度之间的关系 (图34)。

根据这些试验结果, 可以把转变温度 T_u 的倒数和晶粒直径的平方根倒数之间的线性关系用下列公式表示 (图35):

$$\frac{1}{T_u} = A + B \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (13)$$

A和B是可在实验中测出来的常数。这个公式同屈服极限和晶粒度之间的关系公式一样 (看公式12)。

以上从理论上推导出的这种关系[145]已在许多钢种的试验中得到了证实[33、57、147、155]。在图36中作为例子给出了两种常化处理结构钢和一种调质处理结构钢的试验结果, 从这些试验结果中可以看出, 普通结构钢的转变温度和晶粒度的变化量之间有如下关系式:

$$\frac{\Delta T_{uc}^{-1}}{\Delta d^{-\frac{1}{2}}} = \frac{\Delta T_{uc}}{\Delta d^{\frac{1}{2}}} = -12 \frac{\text{度}}{\text{毫米}^{\frac{1}{2}}} \quad (14)$$

这个变化量可视为一般结构钢的平均

值。

促使钢的晶粒进一步细化是达到最佳机械性能的最有效方法。因为细化的奥氏体晶粒预先决定了铁素体晶粒的大小[341、342], 所以在实践中要尽可能地使奥氏体晶粒细化。作为一般的经验值来说, 用0.3作为减少奥氏体晶粒度的系数即可实现对铁素体晶粒的细化。

控制奥氏体晶粒度的一种措施是在奥氏体组织内嵌入细的析出物, 从而抑制奥氏体晶粒的增大[156~158]。当析出物的颗粒度为100~200 Å时其作用效果最大。铝是以氮化铝的形式细化晶粒的, 铝还能优先决定可焊普通结构钢的细晶粒性质 (图37) [159~161], 此外, 微合金元素钒、铌、钛通过它们的碳化物, 氮化物及碳氮化物均能产生各种不同的影响。

为了抑制或限制在轧制之前的加热过程中这类析出物的再溶解, 应尽可能降低加热炉的温度。通过生产试验, 已清楚地确定了奥氏体晶粒度对铁素体晶粒度的影响[163], 但这一措施的一般技术性应用却具有很大的局限性。

另外一种可能性则是通过较大的变形率细化奥氏体晶粒[164] (图38)。其中, 在较低的最终变形温度下, 晶粒细化效果最突出[165]。从生产试验中得出, 在1000~700°C之间, 终轧温度每降低100°C, 铁素体晶粒能变细3~4 μm, 并能对机械性能产生相应的作用 (图100)。

如果通过加速冷却能使 $\gamma-\alpha$ 转变向着低温方向推移的话, 那么, 这种较低的转变温度就能提高晶核形成的几率并降低晶界运动性能, 从而能使铁素体晶粒度减小[166] (图103)。

除了采用快速冷却方法之外, 一定的合金元素, 如钼、锰或溶解的微合金元素也能使转变点降低, 并能导致晶粒的进一

步细化。

最后一种可能性则是延迟奥氏体再结晶。一部份没有再结晶的奥氏体将被变形，这样，就产生了拉长了的晶粒并使奥氏体的表面急剧扩大。当这类组织在铁素体一珠光体的转变温度阶段内发生转变时，由于晶核密度的增大以及由这些晶核所生成的晶粒的增长受到抑制，晶粒即可极大地细化〔167〕。

上述采取晶粒细化为目的，提高强度和韧性的措施，总起来说可以认为是钢的形变热处理工艺。这些措施是现代化生产热轧结构钢的基本组成部份〔168、169〕。

2.3 材料 and 处理方法对强度性能的影响

标志结构钢强度性能的基本参数是屈服极限 σ_s ，它是设计人员的计算基础。每一种强化机理对屈服极限的作用（冷加工硬化 $\Delta\sigma_v$ ，固溶体硬化 $\Delta\sigma_m$ 和析出硬化 $\Delta\sigma_i$ ）都要叠加到派尔勒斯（Peierls）应力 σ_0 上〔333〕，并存在下列关系式：

$$\sigma_s = [\sigma_0 + \Delta\sigma_v + \Delta\sigma_m + \Delta\sigma_i] + K_y d^{-1/2} \quad (15)$$

其中，括号内表示的数与摩擦应力 σ_i 相等，这同公式12是完全一致的。

参数 σ_i 和 K_y 对这个线性公式起决定性作用。这两个参数除了受到有目的添加合金措施的影响外，还受到应力条件，如温度，负荷速度或中子辐射以及理想的或不理想的材料处理的影响（变形方式，预变形，时效）。

通过试验的结果可以定量地掌握这些影响和措施的情况，下面将对摩擦应力 σ_i 和晶界阻力 K_y 所受的影响加以叙述〔47〕。

2.3.1 对摩擦应力 σ_i 的影响

图39总结了各文献关于摩擦应力 σ_i 的实验结果。提高摩擦应力有如下几种方法：

提高合金元素和钢中伴生元素的成份（看2.1节），等于公式15中的 $\Delta\sigma_m$ 项；

增加变形速度；

采用中子辐射；

采用冷变形（看2.2.2节），等于公式15中的 $\Delta\sigma_v$ 项；

采用淬火时效（看2.1.2节和2.2.3节）等于公式15中的 $\Delta\sigma_i$ 项。

降低摩擦应力的方法：

提高温度，使在平均温度范围内存在较小的或不存在温度梯度；

采用能形成双晶的变形代替滑移变形（图33）。

2.3.2 对晶界阻力 K_y 的影响

图40总结了各文献关于这方面的结果。提高晶界阻力有如下几种方法：

增加变形速度，但发现也有的与增加变形速度无关；

采用能形成双晶的变形代替滑移变形；

变形后时效。

降低晶界阻力的方法：

添加一些合金元素或钢的伴生元素（Si，Ni），但也可能得到相反的结果；

提高温度，但其结果即有正反两方面的影响也有只一方面的影响；

采用特殊大变形量的冷变形；

采用淬火。

上述各参数对摩擦应力和晶界阻力的作用方向，统一整理在表4内。这里不详细地讨论有关金属物理领域内的问题，可参阅有关文献〔47、49〕。