

高等学校教学用书

钢材的控制轧制 和控制冷却

AODENG

XUEXIAO

JIAOXUE

YONGSHU

冶金工业出版社

高等学校教学用书

钢材的控制轧制和控制冷却

北京科技大学 王有铭 李曼云 韦 光 编

冶金工业出版社

(京)新登字 036 号

图书在版编目(CIP)数据

钢材的控制轧制和控制冷却/王有铭等编. —北京:冶金工业出版社, 1995. 5
高等学校教学用书

ISBN 7-5024-1593-9

I. 钢… II. 王… III. ①钢材-控轧-高等学校-教材②钢材-控冷-高等学校-教材
IV. TG335

中国版书图书馆 CIP 数据核字(94)第 10568 号

出版人 卿启云(北京沙滩嵩祝院北巷 39 号, 邮编 100009)

怀柔县东茶坞印刷厂印刷; 冶金工业出版社发行; 各地新华书店经销

1995 年 5 月第 1 版, 1995 年 5 月第 1 次印刷

787mm×1092mm 1/16; 14.75 印张; 347 千字; 227 页; 1-3600 册

8.70 元

前 言

控制轧制和控制冷却技术是近十多年来国内外新发展起来的轧钢生产新技术,受到国际冶金界的重视。各国先后开展了多方面的理论研究和应用技术研究,并在轧钢生产中加以应用,明显地改善和提高了钢材的强韧性和使用性能,为节约能耗,简化生产工艺,开发钢材新品种创造了有利条件。

通过控制轧制和控制冷却新工艺的开发与基本理论的研究,进一步揭示了热变形过程中变形和冷却工艺参数与钢材的组织变化、相变规律以及钢材性能之间的内在关系,充实和形成了钢材热变形条件下的物理冶金工程理论,为制定合理的热轧生产工艺提供了依据。

本书第一篇为钢材控制轧制和控制冷却理论,共七章,主要介绍钢材的强韧化机理、钢材热变形特点、变形再结晶、变形相变、微合金元素在控制轧制中的作用、中高碳钢的变形机制和控制冷却理论等基础知识。第二篇共三章,主要介绍控制轧制和控制冷却技术在中厚钢板、宽带钢、异型型钢、棒材、钢筋、线材和钢管生产中的应用。

本书作为金属压力加工专业的选修课教材,用以使学生扩大和深化本专业的知识,掌握相关专业与本专业相结合的前沿技术。通过运用所学内容加强学生分析问题和解决问题的能力。

本书也可以作为从事这方面工作的科技人员和有关专业研究生的参考书。

本书主要由北京科技大学金属压力加工系王有铭、李曼云和韦光编写,徐福昌也参加了部分章节的编写工作。

本书汇集了作者们近些年来的科研成果,并且尽可能地收集国内外有关科研成就及生产实践资料,充实其内容。在编写过程中曾得到冶金部科技司轧钢处、有关工厂、高等院校和科研院所同志们的大力支持,并提供了宝贵资料,在此谨向他们表示感谢。

由于我们专业知识有限,编写时间仓促,书中一定会有某些错误和不足,诚恳希望读者予以指正。

编者

1993年9月于北京

目 录

绪 论	(1)
第一篇 控制轧制及控制冷却理论	(4)
1. 钢的强化和韧化	(4)
1.1 钢的强化机制	(4)
1.1.1 固溶强化	(4)
1.1.2 位错强化	(6)
1.1.3 沉淀强化	(7)
1.1.4 晶界强化	(8)
1.1.5 亚晶强化	(9)
1.1.6 相变强化	(10)
1.2 材料的韧性	(11)
1.2.1 韧性定义及其表示	(11)
1.2.2 提高钢材韧性的途径	(12)
1.2.3 强化机制对韧性的影响	(15)
思考题	(18)
参考文献	(18)
2. 钢的奥氏体形变与再结晶	(20)
2.1 热变形过程中钢的再结晶行为	(20)
2.2 热变形间隙时间内钢的奥氏体再结晶行为	(23)
2.3 动态再结晶的控制	(25)
2.3.1 动态再结晶发生的条件	(25)
2.3.2 动态再结晶的组织特点	(26)
2.4 静态再结晶的控制	(27)
2.4.1 静态再结晶的形核机构	(27)
2.4.2 静态再结晶的临界变形量	(28)
2.4.3 静态再结晶速度	(28)
2.4.4 静态再结晶的数量	(29)
2.4.5 静态再结晶晶粒的大小	(30)
2.4.6 保温中奥氏体晶粒的长大	(34)
思考题	(35)
参考文献	(35)
3. 在变形条件下的相变	(37)
3.1 变形后的奥氏体向铁素体的转变($A \rightarrow F$)	(37)
3.1.1 从再结晶奥氏体晶粒生成铁素体晶粒	(37)
3.1.2 从部分再结晶奥氏体晶粒生成铁素体晶粒	(38)
3.1.3 从未再结晶奥氏体晶粒生成的铁素体晶粒	(38)

3.2 变形条件对奥氏体向铁素体转变温度 A_{r3} 的影响	(41)
3.2.1 测定变形条件下 A_{r3} 温度的方法	(41)
3.2.2 变形条件对 A_{r3} 温度的影响	(41)
3.2.3 相变温度 A_{r3} 变化对组织结构的影响	(43)
3.3 变形条件对奥氏体向珠光体转变、奥氏体向贝氏体转变的影响	(44)
3.4 铁素体的变形与再结晶	(45)
3.4.1 铁素体热加工中的组织变化	(45)
3.4.2 在变形间隙时间里铁素体发生的组织变化	(46)
3.5 在两相区 ($A+F$) 轧制时组织和性能的变化	(47)
思考题	(49)
参考文献	(50)
4. 微合金元素在控制轧制中的作用	(51)
4.1 微合金元素在热轧中的溶解和析出	(51)
4.1.1 轧前加热过程中的溶解	(51)
4.1.2 控制轧制过程中微量元素碳氮化合物的析出	(52)
4.2 微合金元素在控制轧制和控制冷却中的作用	(57)
4.2.1 加热时阻止奥氏体晶粒长大	(58)
4.2.2 抑制奥氏体再结晶	(58)
4.2.3 细化铁素体晶粒	(62)
4.2.4 影响钢的强韧性能	(63)
思考题	(64)
参考文献	(65)
5. 中高碳钢控制轧制特点	(66)
5.1 中高碳钢奥氏体的再结晶行为	(66)
5.1.1 铌、碳对中高碳钢奥氏体再结晶临界变形量的影响	(66)
5.1.2 铌、碳对中高碳钢奥氏体再结晶晶粒度的影响	(67)
5.2 中碳钢控制轧制钢材的组织状态	(68)
5.2.1 常温组织以铁素体为主的钢材 ($Mn < 1.0\%$)	(68)
5.2.2 常温组织以珠光体为主的钢材	(69)
5.2.3 共析钢	(69)
5.3 中高碳钢的组织与力学性能的关系	(70)
5.3.1 中高碳钢组织对性能的影响	(70)
5.3.2 控制轧制中组织性能的变化	(71)
思考题	(74)
参考文献	(74)
6. 控轧条件下钢的变形抗力	(75)
6.1 各种因素对奥氏体变形抗力的影响	(75)
6.1.1 奥氏体晶粒尺寸对变形抗力的影响	(75)
6.1.2 微量元素对变形抗力的影响	(76)

6.1.3 多道次变形对变形抗力的影响	(76)
6.1.4 形变热对变形抗力的影响	(78)
6.2 考虑变形累积效果时的变形抗力计算	(78)
6.3 $(A+F)$ 两相区轧制时的变形抗力	(80)
思考题	(82)
参考文献	(82)
7. 钢材控制冷却理论基础	(83)
7.1 钢材水冷过程中的物理现象	(83)
7.1.1 水冷时的沸腾换热现象	(83)
7.1.2 相变热释放现象	(85)
7.2 对流换热系数 α 及其确定方法	(85)
7.3 控制冷却各阶段的冷却目的和冷却方式的选择	(88)
7.4 轧后快速冷却的强韧化机制	(91)
7.4.1 轧后快速冷却对钢材强度的影响	(91)
7.4.2 轧后快速冷却对钢材韧性的影响	(94)
7.5 热轧钢材水冷后温度场的计算	(95)
7.5.1 轧件冷却过程的分析	(95)
7.5.2 温度场计算的基本原理	(96)
思考题	(97)
参考文献	(97)
第二篇 控制轧制和控制冷却技术的应用	(99)
8. 控制轧制和控制冷却技术在钢板生产中的应用	(99)
8.1 控制轧制时坯料加热制度的选择	(99)
8.1.1 钢的化学成分与加热温度关系	(99)
8.1.2 加热温度对钢板强度的影响	(100)
8.1.3 加热温度对钢板韧性的影响	(101)
8.2 钢板和带钢控制轧制工艺特点	(102)
8.2.1 奥氏体再结晶型控制轧制的特点	(103)
8.2.2 奥氏体未再结晶型控制轧制的特点	(105)
8.2.3 奥氏体和铁素体两相区控制轧制特点	(105)
8.3 中厚钢板控制轧制及控制冷却	(108)
8.3.1 钢中各元素在控制轧制中的作用	(108)
8.3.2 不同类型中厚板轧机所采用的控制轧制工艺	(109)
8.3.3 典型专用钢板所采用的控制轧制和控制冷却工艺	(116)
8.3.4 中厚钢板在线控制冷却的应用	(120)
8.3.5 中厚钢板控制轧制和控制冷却工艺的结合	(125)
8.4 热连轧带钢的控制轧制和控制冷却	(127)
8.4.1 国内热连轧带钢轧机上控制轧制工艺的应用	(127)
8.4.2 国外热连轧带钢轧机上控制轧制工艺的应用	(128)

8.4.3 连轧宽带钢的控制冷却	(131)
8.5 在炉卷轧机上的控制轧制和控制冷却	(136)
8.6 控制轧制和控制冷却技术在双相钢钢板生产中的应用	(136)
8.6.1 双相钢的组织、性能特点和生产方法	(136)
8.6.2 热轧双相钢的控制轧制和控制冷却	(138)
8.7 控制轧制和控制冷却技术在连铸坯直送或热送轧制板带生产中的应用	(140)
8.7.1 连铸坯直送或热送轧制板带的特点	(140)
8.7.2 连铸坯直送或热送轧制采用控制轧制和控制冷却工艺要求	(142)
8.7.3 热连铸坯直送轧制钢材与连铸冷坯再加热轧制钢材力学性能的比较	(143)
思考题	(143)
参考文献	(144)
9. 控制轧制及控制冷却技术在型钢生产中的应用	(146)
9.1 型钢的控制轧制和控制冷却	(146)
9.1.1 大中型型材的控制轧制和控制冷却	(146)
9.1.2 钢轨的在线热处理	(152)
9.2 棒材及钢筋的控制轧制和控制冷却	(155)
9.2.1 棒材的控制轧制和控制冷却	(155)
9.2.2 钢筋的控制轧制和控制冷却	(167)
9.3 线材的控制轧制和控制冷却	(177)
9.3.1 线材的控制轧制	(177)
9.3.2 线材的轧后控制冷却	(181)
思考题	(196)
参考文献	(197)
10. 控制轧制及控制冷却技术在钢管生产中的应用	(198)
10.1 热轧无缝钢管控制轧制工艺的开发和应用	(198)
10.1.1 热轧无缝钢管变形规律研究方法	(198)
10.1.2 热轧无缝钢管轧制过程中温度变化及变形量分配	(199)
10.1.3 无缝钢管再结晶型控制轧制模拟研究	(202)
10.1.4 18-8 型奥氏体不锈钢管控制轧制	(209)
10.2 热轧无缝钢管形变热处理工艺的开发与应用	(210)
10.2.1 轧后直接淬火	(210)
10.2.2 轧后快速冷却工艺	(220)
10.2.3 低温形变淬火工艺	(221)
10.2.4 高温形变贝氏体化处理工艺	(222)
10.2.5 冷变形钢管 TMTO 法	(223)
10.2.6 轧后余热正火	(223)
10.2.7 热轧无缝钢管在线常化工艺的开发与应用	(224)
思考题	(227)
参考文献	(227)

绪 论

控制轧制(Controlled rolling)是在热轧过程中通过对金属加热制度、变形制度和温度制度的合理控制,使热塑性变形与固态相变结合,以获得细小晶粒组织,使钢材具有优异的综合力学性能的轧制新工艺。对低碳钢、低合金钢来说,采用控制轧制工艺主要是通过控制轧制工艺参数,细化变形奥氏体晶粒,经过奥氏体向铁素体和珠光体的相变,形成细化的铁素体晶粒和较为细小的珠光体球团,从而达到提高钢的强度、韧性和焊接性能的目的。

控制冷却(Controlled Cooling)是控制轧后钢材的冷却速度达到改善钢材组织和性能的目的。由于热轧变形的作用,促使变形奥氏体向铁素体转变温度(A_{s_1})的提高,相变后的铁素体晶粒容易长大,造成力学性能降低。为了细化铁素体晶粒,减小珠光体片层间距,阻止碳化物在高温下析出,以提高析出强化效果而采用控制冷却工艺。

控制轧制和控制冷却相结合能将热轧钢材的两种强化效果相加,进一步提高钢材的强韧性和获得合理的综合力学性能。

Nb、V、Ti 元素的微合金化钢采用控制轧制和控制冷却工艺将充分发挥这些元素的强韧化作用,获得高的屈服强度、抗拉强度、很好的韧性、低的脆性转变温度、优越的成型性能和较好的焊接性能。

根据控制轧制和控制冷却理论和实践,目前,已将这一新工艺应用到中、高碳钢和合金钢的轧制生产中,取得了明显经济效益。

20 世纪 20 年代就开始研究钢在热加工时,温度和变形等条件对显微组织和力学性能的影响。1925 年德国哈内曼(H. Hanemann)等人作了这方面的试验和工厂实践。第二次世界大战中,荷兰、比利时、瑞典等国一些没有热处理设备的轧钢厂,为了提高钢的强度和韧性,将终轧温度控制在 900°C 以下,并给予 20~30% 的道次压下率,生产出具有良好韧性的钢材。这就形成了采用“低温大压下”细化低碳钢的铁素体晶粒,提高强韧性的“控制轧制”的最初概念。

50 年代末和 60 年代初期,美国和原苏联等国先后开展了钢的形变热处理工艺与钢材组织和性能关系的理论研究工作,它为控制轧制和控制冷却的机理研究和工艺的实践奠定了基础。60 年代初,英国斯温顿研究所的科研人员提出,铁素体-珠光体钢中显微组织与性能之间的定量关系,用表述各种强化机制作用的佩奇(Petch)关系式明确表明了热轧时晶粒细化的重要性。在低碳含量(或低珠光体数量)的钢中,细化的铁素体晶粒加上弥散沉淀析出的碳化物质点提高了钢的屈服强度,同时也改善了钢的塑性和韧性。

60 年代中期,英国钢铁研究会进行了一系列研究:降碳改善塑性和焊接性能,利用 Nb、V 获得高强度,Nb 对奥氏体再结晶的抑制作用以及细化奥氏体晶粒的各种途径。60 年代后期,美国采用控制轧制工艺生产出 $\sigma_s > 422\text{MPa}$ 的含 Nb 钢板,用来制造大口径输油钢管。日本一些钢铁公司用控制轧制工艺生产出强度高,低温韧性好的钢板,并开发出一系列新的控制轧制工艺,提出了相应的控制轧制理论。

在开发控制轧制工艺时,人们致力于降低终轧温度。在热轧带钢时,热轧工艺保持不变,仅采用较低的卷取温度,可消除或减小板卷头部、中部和尾部的强度差。钢的连续冷却转变

(CCT)曲线为选择合适的冷却速度和带钢卷取温度提供了第一手参考数据,说明轧后冷却速度和卷取温度对带钢组织和性能有直接影响,因而引起人们对控制冷却的重视。

以前人们采用普通喷嘴对钢材进行喷水冷却,但冷却不均匀,冷却效果不理想。1957年“层流”冷却系统首先被英国钢铁研究协会开发,并且应用在布里斯沃思市的432mm热轧窄带钢车间。1964年12月在美国克利夫兰市琼斯·劳林钢铁公司2030mm热轧宽带钢轧机上,采用层流冷却系统进行轧后控制冷却,将实验室试验结果应用到宽带生产,使之成为工艺的现实。

对厚度达到25.4mm的中板实行控制冷却是在美国匹兹堡市一座2286mm带钢轧机上试验的。15年后,中板控制冷却的概念才首先被日本钢管公司实现,即1980年在福山工厂建成在线钢板加速冷却设备(OLAC)。1983年新日铁,住友金属,神户制钢和川崎制铁分别在有关钢板厂建立控制冷却装置。同时,在欧洲和美国等轧钢厂也相继采用。

中厚钢板轧后快速冷却首先是在低温控制轧制(未再结晶型控制轧制)后进行。随着人们对再结晶型控制轧制工艺发展的重视,轧后采用快速冷却工艺就更加意义重大了。

随着控制冷却机理研究的不断深化及其实践,除了在中厚钢板,热轧带钢生产中采用控制冷却工艺之外,在线材生产中也取得了比较成熟定型的控制冷却工艺。斯太尔摩冷却法正式发表于1964年。它的问世基本解决了线材的拉拔性能。后来又发展了各种类型的控制冷却方法,例如施劳曼法,迪马克-八幡法,热水浴法等。这些方法在世界各国得到广泛的应用,并且在不断改进和提出新的控制冷却方法。

近些年来,控制冷却工艺已经成功地运用到棒材、螺纹钢筋、钢管以及型钢生产和合金钢生产中,并取得了明显的经济效益和社会效益。

60年代初,我国在控制轧制、轧后冷却控制和钢材形变热处理工艺研究方面已经起步,并取得初步成果。例如,对含有Cr、Ni、V的超高强度钢的形变热处理工艺研究,轴承钢轧后快冷工艺研究,钢板组织性能与轧制工艺参数关系研究等。但是,由于某些原因,使这方面的研究工作延误了十多年之久,直到1978年才又重新开始对控制轧制和控制冷却工艺及其有关理论进行系统地研究。特别是在国家第六个和第七个五年计划期间,国家科委和冶金部将控制轧制和控制冷却课题作为重点科技攻关项目,组织高等院校、工厂和科研院所的大批科研技术人员对控制轧制、控制冷却工艺,设备及有关基本理论进行系统地研究。在变形奥氏体再结晶规律、变形奥氏体相变机制、碳化物析出沉淀规律及其定量分析、强韧化机制、微量元素的作用,控制轧制和控制冷却工艺的开发,以及新品种的研制等方面都取得了巨大成果,在某些方面已经接近或达到国际水平。在这一期间,建立了控制轧制模拟试验室、棒材和板材控制冷却试验室、计算机控制工艺参数模拟试验室等,为开展控制轧制和控制冷却基本理论研究和开发新工艺打下了稳固基础,为研制新品种创造了有利条件。同时为有关轧钢厂提供了大量控制轧制和控制冷却的试验数据,推动了控制轧制和控制冷却工艺的应用。在武汉钢铁公司、鞍山钢铁公司、重庆钢铁公司、太原钢铁公司、上钢三厂、上钢一厂、大冶钢厂、大连钢厂和齐齐哈尔钢厂等一些钢铁企业,采用控制轧制和控制冷却工艺生产出高强度、高韧性的造船、石油、天然气输送管道、锅炉及高压容器、火车车辆和机械、桥梁和矿山用的各种钢材,开发了新钢种,填补了国内钢材的部分空白。

控制轧制和控制冷却是热轧生产中的新技术和新工艺,是将轧制工程学、塑性加工理论、金属材料学、传热学和流体力学等学科结合为一体的一门新学科,是金属塑性加工专业

的理论与实践不可缺少的一个重要组成部分,是金属压力加工专业的前沿技术。

第一篇 控制轧制及控制冷却理论

1 钢的强化和韧化

一种材料要通过各种检验指标来确定它的加工性能和使用性能,不同的性能可以采用各种不同的检验方法,例如力学的、金相的、磁学的、防腐蚀的方法等。在这些检验中,对于钢材来说,在大多数情况下其力学性能是最重要的,其中强度性能又居首位。但是从加工和使用要求出发,对钢材不仅只要求强度,往往还要求一定的韧性和可焊接性能,而这方面的指标又是和强度性能指标相牵连的,甚至相互矛盾,很难使其中的某项性能单方面发生变化。结构钢材的最新发展方向就是要求材料的强度、韧性和可焊性能诸方面都比较满意。控制轧制正是满足这些要求的一种比较合适的工艺。为了能够合理的利用各种强化机制来制定控制轧制工艺,有必要对钢的强化机制及其对钢的强度和韧性的影响有粗略的了解。

1.1 钢的强化机制

通过合金化、塑性变形和热处理等手段提高金属强度的方法称为金属的强化。而所谓强度是指材料对塑性变形和断裂的抗力,用给定条件下所能承受的应力来表示。随着试验的方法不同,强度有不同的表示方法,每一种强度都有其特殊的物理本质。所以金属的强化不是笼统的概念,而是具体反映到某个强度指标上。一种手段对提高某一强度指标可能是有效的,但对另一强度指标未必有同样的效果。

我们这里所指的强化是指光滑的金属材料试样在大气中且在给定的变形速率、室温条件下,对拉伸时所能承受应力的提高。

提高钢的强度首先要提高屈服强度,这是钢材使用的计算基础。金属的屈服过程是一种塑性变形过程,它是在结晶学的优先平面上产生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屈服强度的提高。根据金属点阵中阻碍位错运动的障碍物的类别,金属学方面可应用的强化机制可有以下几种:

- 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(固溶强化、激冷强化);

- 位错以线状障碍物形式起作用(通过冷加工变形的强化);

- 晶粒界作为面状的障碍物形式起作用(通过晶粒细化);

- 非内聚的析出和内聚的析出显示为空间障碍物形式起作用(弥散强化、沉淀强化)。

为了获得比较满意的钢材,一方面要调整钢的化学成分和组织结构,使位错运动增加足够的困难,即使屈服强度上升。另一方面又要保证在大延伸力的作用下位错运动仍有可能产生,即保持有足够的延伸性。

下面将对上述的几种强化机制分别作一简单说明。

1.1.1 固溶强化

要提高金属的强度可使金属与另一种金属(或非金属)形成固溶体合金。固溶体合金或以固溶体为基的合金(如碳钢等)一般具有较纯金属高的强度。这种采用添加溶质元素使固

溶体强度升高的现象称为固溶强化。因此固溶强化是通过改变金属的化学成分来提高强度的办法(晶格中铁素体的组织状态没有发生变化),其强化的金属学基础是由于运动的位错与异质原子之间的相互作用的结果。

固溶强化的效果如何取决于一系列的条件的,根据大量的实验结果发现有以下规律。

- (1)溶质元素溶解量增加固溶体的强度也增加。对于无限固溶体,当溶质原子浓度为50%时的强度最大。对于有限固溶体(如碳钢)其强度随溶质元素溶解量增加而增大;
- (2)溶质元素在溶剂中的饱和溶解度愈小其固溶强化的效果愈好(图 1-1);

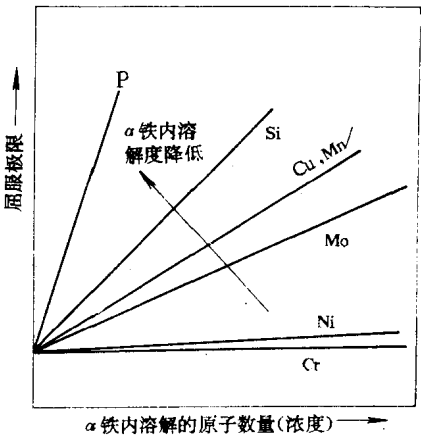


图 1-1 由置换元素来实现铁的固溶强化示意图

- (3)形成间隙固溶体的溶质元素(如 C、N、B 等元素在 Fe 中)其强化作用大于形成置换式固溶体(如 Mn、Si、P 等元素在 Fe 中)的溶质元素;
- (4)溶质与基体的原子大小差别愈大,强化效果也愈显著。

对于非合金的和低合金的钢而言,可以把固溶强化看作是基体的强化机制,与轧制制度无关。钢中最主要的合金元素 Mn、Si、Cr、Ni、Cu 和 P 都能构成置换固溶体,并促使屈服强

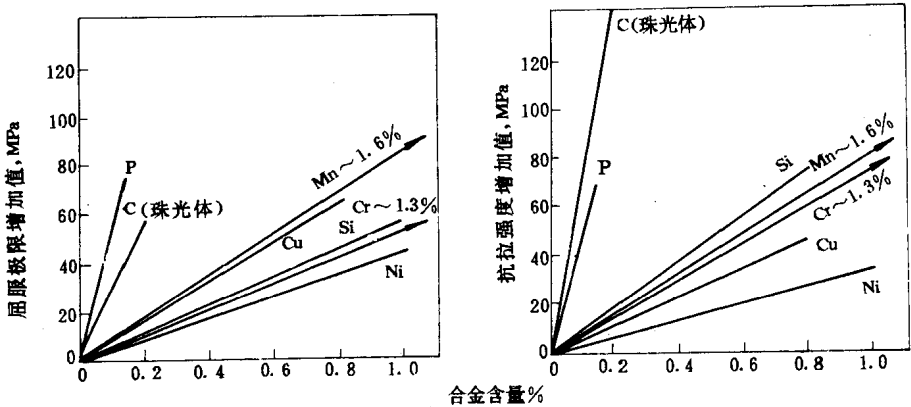


图 1-2 不同的合金元素对提高钢的屈服强度和抗拉强度的影响

度和抗拉强度呈线性增加(图 1-2)。直线的升高程度可通过系数 $\Delta\sigma/\Delta C$ 来确定。系数中 $\Delta\sigma$

是强度的增长值, ΔC 是合金元素的浓度变化值。根据大量的实验结果可得到下表 1-1 的数据。

表 1-1 由不同合金元素提高的屈服强度和抗拉强度的平均比值

含量 重量%	元素	屈服强度提高值 $\Delta\sigma_s$, MPa	抗拉强度提高值 $\Delta\sigma_b$, MPa
0.1	碳	27.44	68.60
0.1	磷	53.90	45.08
1.0	硅	54.88	90.16
1.0	锰	82.32	78.40
1.0	铬	53.90	72.52
1.0	铜	78.40	55.86
1.0	镍	44.10	33.32

除了置换元素外, C、N 等元素在 Fe 中形成间隙固溶体, 但它们在铁中的溶解度都很低 (当温度为 585℃ 时 N 的最大溶解度为 1%, 当温度为 721℃ 时 C 的溶解度为 0.018%), 而且随着温度的下降而大大下降。因此 C、N 在固溶含量内对屈服强度和抗拉强度的增长影响都很小。但是在过饱和的固溶体中由于 C、N 原子有很好的扩散能力, 形成的时效过程可使屈服强度、抗拉强度提高, 但却大大降低了韧性。然而钢中的碳对强度起着举足轻重的作用, 因为碳在组织中以渗碳体 (或珠光体) 形式存在时能产生很大的强化作用 (相变强化)。各种试验结果表明, 每增加 0.1% C 能使抗拉强度平均提高 70MPa, 屈服强度平均提高 28MPa。假定合金元素的叠加作用呈线性关系, 就可以列出下式用以计算由化学成分引起的强度值。

$$\text{屈服强度 } \sigma_s (\text{MPa}) = 9.8 \{ 12.4 + 28C + 8.4Mn + 5.6Si + 5.5Cr + 4.5Ni + 8.0Cu + 55P + [3.0 - 0.2(h-5)] \} \quad (1-1)$$

$$\text{抗拉强度 } \sigma_b (\text{MPa}) = 9.8 \{ 23.0 + 70C + 8.0Mn + 9.2Si + 7.4Cr + 3.4Ni + 5.7Cu + 46P + [2.1 - 0.14(h-5)] \} \quad (1-2)$$

式中 h 为产品厚度, 各元素含量以百分含量代入。

1.1.2 位错强化

图 1-3 是大家所熟悉的, 它表明实际晶体的强度比理想晶体小很多, 但同时随着晶内缺陷或晶格畸变的程度的增加而使强度提高 (关于位错运动的机理这里不再叙述)。

塑性变形意味着在位错运动之外还不断形成新的位错, 因此位错密度值随着变形而不断增高, 一直可达到 $10^{12}/\text{cm}^2$ 。如果要继续塑性变形就要提高应力值, 也就是说材料被加工硬化了。

通过位错增加实现了加工硬化, 使强度值增加 $\Delta\sigma_v$, 可用下式表示

$$\Delta\sigma_v = BbG\zeta^{1/2} \quad (1-3)$$

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 是柏氏矢量; G 是抗剪模数; ζ 是位错密

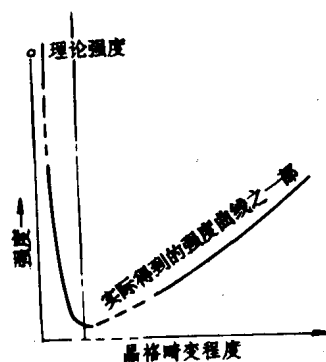


图 1-3 晶体内缺陷或晶格畸变的程度与强度间的关系 (示意图)

度。

冷变形的加工硬化机制在实践中是完全可以利用的。如冷拔线材、冷拔钢材、预应力钢筋、深冲薄板异形件等都是通过冷加工后使材料的强度得到提高的。

奥氏体钢不同于铁素体钢或铁素体-珠光体钢,它的冷变形强化能力特别高,如图 1-4 所示。它是因为奥氏体变形导致位错密度增加较大。如果在奥氏体亚稳定区塑性变形后再转变成马氏体,这将导致强化系数的进一步提高。

1.1.3 沉淀强化

在普通低合金钢中经常加入微量 Nb、V、Ti, 这些元素可以形成碳的化合物、氮的化合物或碳氮化合物, 在轧制中或轧后冷却时它们可以析出, 起到第二相沉淀强化作用。这些强化在低合金钢的控制轧制中是不可忽视的。例如加热到 1250℃ 的 Nb 钢, 沉淀强化的作用平均每 0.01%Nb 可提高屈服强度 19.6MPa。

第二相的沉淀过程亦即是过饱和固溶体的分解过程。第二相能沉淀析出的必要条件是固溶体合金的溶解度随着温度的降低而减小, 因此加热后得到的过饱和固溶体将随着温度的降低而析出。第二相析出的动力学、析出的形态、部位等将随加工工艺, 其中包括冷却条件而异。

沉淀强化的机制是位错和颗粒之间的相互作用, 可以通过两种机制来描述: (1) 对提高强度有积极作用的绕过过程; (2) 对提高强度作用较小的剪切过程。

根据 Orowan-Ashby 的计算, 第二相质点所产生的强度增加值为

$$\sigma = \{5.9(f)^{1/2}/\bar{x} \times \ln[\bar{x}/(2.5 \times 10^{-4})]\} \times 6894.76 \quad (1-4)$$

式中 σ 是位错克服第二相质点阻力所必须增加的正应力, 以 Pa 表示。

第二相引起的强化效果与质点的平均直径 $\bar{x}$ 成反比, 与其体积百分数 f 的平方根成正比。质点愈小, 质点体积百分数愈大, 第二相引起的强化效果愈大。但是 $\bar{x}$ 和 L (质点之间间距) 亦不能过分的小, 否则位错不能在质点之间弯曲。质点本身强度不足也会使位错不是绕过质点而是从质点上剪切而过, 这两者都会降低了沉淀强化的效果。所以对于一定成分的质点只有质点直径和质点间距恰好是不出现切断程度那么大时, 才会产生最高的强化作用 (图 1-5)。根据计算和实验, 一般的质点间距最佳值在 20-50 个原子间距, 体积数的最佳值在 2% 左右。

此外, 沉淀相的部位、形状对强度都有影响。其一般规律是: 沉淀颗粒分布在整个基体上比晶界沉淀的效果好; 颗粒形状球状和片状相比, 球状有利于强化。因为片状颗粒对于在与之平行的原子面上运动的位错的阻力很小, 而球状颗粒对于任何原子面上运动的位错有相同的阻力。形变热处理是在第二相质点沉淀前对材料施以塑性变形, 因而使位错密度增加, 第二相沉淀形核位置增多, 因而析出物更为弥散。如果形变还能造成亚晶, 那么第二相沉淀在亚晶界上, 其分布密度更为弥散。这就是形变热处理造成强化的原因之一。

随着时效时间的延长, 强度将连续下降。这是因为颗粒长大, 颗粒间距加大的原故。因

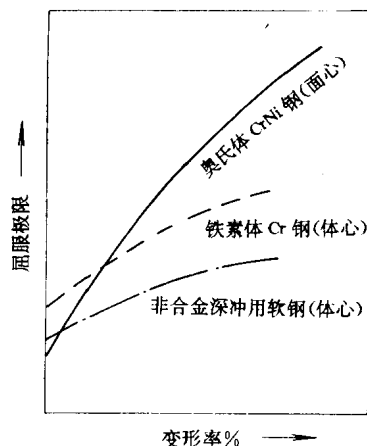


图 1-4 不同结构的钢的强化状态

此对沉淀强化析出的质点应具有尽可能小的溶解度和很小的凝聚性。也就是说能在各种温度下保持稳定。结构钢中的碳化物、氮化物和碳氮化物在实际使用中能满足这些要求。

1.1.4 晶界强化

和单晶体的塑性变形不同,多晶体晶粒中的位错滑移除了要克服晶格阻力、滑移面上杂质原子对位错的阻力而外(这两点是和单晶体相同的),还要克服晶界的阻力。晶粒愈小,晶界就相对愈多,晶界阻力也愈大,因而使材料的屈服强度提高。下式是根据位错理论计算得到的屈服强度与晶粒尺寸的关系。

$$\sigma_s = \sigma_i + K_1 D^{-1/2} \quad (1-5)$$

此式称为 Hall-Petch 公式。式中 σ_i 是常数,大体相当于单晶体时的屈服强度。以 σ_i 和 $D^{-1/2}$ 作图(图 1-6),其斜率为 K_1 ,它是表征晶界对强度影响程度的常数。它和晶界结构有关,而和温度关系不大。

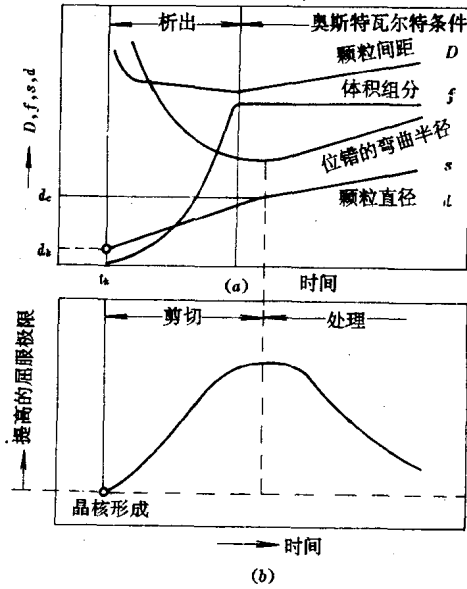


图 1-5 屈服强度随析出和颗粒增大而变化的示意图

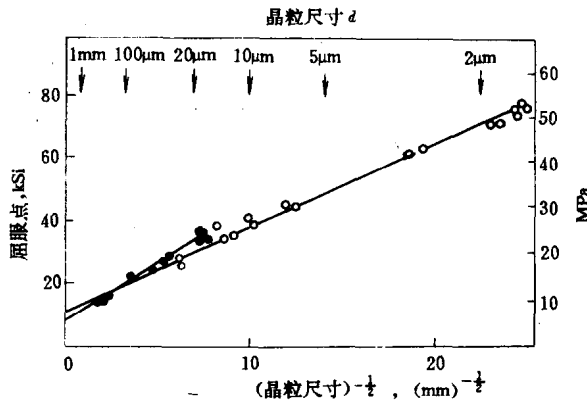


图 1-6 几种软钢的晶粒尺寸和下屈服点的关系

从公式可以看出,晶粒细小屈服应力就高,材料因此得到强化。对于铁素体的 K_1 值,不同的作者测得不同的数据,如 $K_1 = 18.13 \text{ N/mm}^{3/2}$ 或为 23.42、21.56、15.68 等等。

σ_i 包含着不可避免的残留元素如 Mn、Si、N 等对位错滑动的阻力。对于铁素体-珠光体组织的低碳钢经过实验确定了这些元素的作用,因此 Hall-Petch 公式可以改写为

$$\sigma_s = \sigma_0 + (3.7\text{Mn} + 8.3\text{Si} + 291.8\text{N} + 1.51D^{-1/2}) \times 9.8 \quad (1-6)$$

式中各元素含量以百分含量代入,各项的系数也就是这些元素的固溶强化系数,即每 1% 重量百分数可以提高的屈服强度。 σ_0 为单晶纯铁的屈服强度,实际上铁中总是含有微量碳的。 σ_0 值随不同的处理而异。空冷时 $\sigma_0 = 86.24 \text{ MPa}$, 炉冷时为 60.76 MPa 。 D 为等轴铁素体晶粒

平均截线长,以 mm 为单位。 σ_s 为材料的屈服强度,以 MPa 为单位。

铁素体晶粒细化对提高屈服强度的效果是明显的。由公式得到每一个 $D^{-1/2}(\text{mm}^{-1/2})$ 可以使屈服强度变化 14.7~23.6MPa。由于铁素体晶粒尺寸的变化与 $D^{-1/2}$ 的变化是不同的, D 大时, D 的变化引起 $D^{-1/2}$ 变化小;而 D 小时, D 的很小变化将使 $D^{-1/2}$ 产生较大的变化。 σ_s 是与 $D^{-1/2}$ 成线性关系的,因此在细小的铁素体晶粒基础上的进一步细化将使 σ_s 有较大的提高。表 1-2 是纯铁晶粒大小对其力学性能的影响。

表 1-2 晶粒大小对纯铁力学性能的影响

晶粒的平均直径 $\bar{D}$ (mm)	屈服强度 σ_s (MPa)	抗拉强度 σ_b (MPa)	延伸率 δ (%)
单晶体	33.32	137.2~147.0	30~50
9.7	40.18	164.64	28.8
7.0	38.22	180.32	30.6
2.5	44.10	210.70	39.5
0.20	56.84	262.64	48.8
0.16	64.68	264.60	50.7
0.11	113.68	278.32	50.0

上式适用于钢中珠光体含量<30%的组织,这时珠光体的数量对 σ_s 的影响在测量误差范围之内(σ_s 波动值在 30.38Pa 的置信度在 95%)。当珠光体量大于 30%时,珠光体对材料强度的影响不能忽视,Hall-Petch 公式可以改写为

$$\sigma_s = f_F \sigma_{0.2} + f_P \sigma_P + f_F K_1 D^{-1/2} \quad (1-7)$$

式中 f_F 、 f_P 是铁素体和珠光体的体积百分数,即 $f_F + f_P = 1$; $\sigma_{0.2}$ 和 σ_P 相应为纯铁素体钢和纯珠光体钢的屈服强度。

由公式看出,曲线斜率 $f_F K_1$ 随含碳量提高而变小,从而降低了细化铁素体晶粒的强化作用。相反含碳量提高使珠光体量增加,珠光体对 σ_s 的贡献加大。由此可得出结论,与细化晶粒有关的提高钢强度的方法中,钢中碳含量愈低其强化效果愈大;相反在组织中珠光体量愈多在微合金化或控制轧制制度下所得到的细化晶粒效果也就愈差。

此外,晶粒细化也能提高抗拉强度,不过要比对屈服强度的影响小。屈强比将随着晶粒尺寸的减小而提高。晶粒细化对加工硬化指数 η 也有影响,一般有如下关系

$$\eta = 5/(10 + D^{1/2}) \quad (1-8)$$

晶粒细化使 η 加大,亦即使加工硬化率提高。

1.1.5 亚晶强化

低温加工的材料因动态、静态回复形成亚晶,亚晶的数量、大小与变形温度、变形量有关。亚晶强化的原因是位错密度增高。亚晶本身是位错墙,亚晶细小位错密度也高。另外有些亚晶间的位向差稍大,也如同晶界一样阻止位错运动。

有人测定了 C-Mn 钢亚晶的尺寸、数量与强度的关系。如在 788~763℃两道次的总变形量为 60%时,亚晶占总体积的 5%,亚晶尺寸大于 1.4 μm ,对 σ_s 无作用。如在 704~698℃两道次总变形 60%,则有 40%~50%的晶粒中有亚晶,亚晶尺寸 1.1~1.5 μm , σ_s 提高 117.6~147MPa。为了能定量的描述亚晶尺寸、数量对强化的作用,对 C-Mn 钢作了一系列实验,建立了一个与 Hall-Petch 公式形式相同的公式