

实用工程材料焊接技术丛书

低温用钢的焊接

于启湛 丁成钢 史春元 编



机械工业出版社
CHINA MACHINE PRESS



实用工程材料焊接技术丛书

低温用钢的焊接

于启湛 丁成钢 史春元 编



机械工业出版社

本书对低温用钢的使用环境、种类、物理化学性能、组织性能、焊接性、焊接材料、焊接工艺及焊接接头性能进行了较为全面的介绍与论述。内容包括：钢的强韧化、结构的断裂、低温用钢的种类和性能、低温用钢的金属学、低温用钢的焊接性、低温用钢的焊接、低温用低合金钢的焊接工艺和接头性能、低温用高合金钢的焊接。

本书适合从事低温钢焊接的设计人员、科研人员、产品制造和维修的技术人员阅读，也可供高等院校焊接专业师生参考。

图书在版编目 (CIP) 数据

低温用钢的焊接/于启湛, 丁成钢, 史春元编. —北京: 机械工业出版社, 2009.9

(实用工程材料焊接技术丛书)

ISBN 978-7-111-28331-7

I. 低… II. ①于…②丁…③史… III. 低温钢—焊接 IV. TG457.11

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2009) 第 166072 号

机械工业出版社 (北京市百万庄大街 22 号 邮政编码 100037)

策划编辑: 吕德齐 责任编辑: 庞 晖 版式设计: 张世琴

封面设计: 姚 毅 责任校对: 李秋荣 责任印制: 乔 宇

北京机工印刷厂印刷 (兴文装订厂装厂)

2009 年 11 月第 1 版第 1 次印刷

184mm×260mm·16.5 印张·407 千字

0 001—3 000 册

标准书号: ISBN 978-7-111-28331-7

定价: 37.00 元

凡购本书, 如有缺页、倒页、脱页, 由本社发行部调换

电话服务

网络服务

社服务中心: (010) 88361066

门户网: <http://www.cmpbook.com>

销售一部: (010) 68326294

教材网: <http://www.cmpedu.com>

销售二部: (010) 88379649

读者服务部: (010) 68993821

封面无防伪标均为盗版

前 言

第二次世界大战中，发生的大量军用和民用舰船的毁灭性脆性断裂引起了人们的高度重视。在战后的 20 世纪 50、60 年代，世界各国的科学工作者对这一现象进行了大规模的深入研究。在这一基础上，开发和改进了一系列新型的和原有的适用于各种低温环境工作条件下的低温用钢及其加工技术（包括焊接技术），从而开辟了低温工程的新领域，也为近半个世纪的低温工程应用开辟了新道路。

目前，这些金属材料已应用于 -269°C 以上的各种低温工程，包括气体（NO）制取及各种气体液化工程、极冷地区的建筑物和石油气的输送、破冰船的应用、石油精炼中的脱蜡和脱丙烷、天然气中萃取氮气、青霉素和血的冷冻干燥、血液的长期保存及破坏恶性细胞等医疗工程、电子和电力工程、超导工程、火箭推进剂等。

本书从理论和实践两方面介绍了除铝合金及奥氏体不锈钢之外的各类（包括低碳钢和高强钢的无镍钢、有镍钢及高合金钢）低温用钢的化学成分、组织特性、力学性能、焊接性、焊接工艺及接头力学性能，并举例供读者参考。此外，还从金属学上讨论了低温用钢的强韧化机理、结构断裂行为及机理。

低温用钢的应用大大推动了相关产业的发展，促进了科学技术的进步，提高了人们的生活质量，减少和消除了灾害事故的发生，具有较大的经济意义和社会意义。

本书可供高等院校师生、科研机构、新产品制造和维修的技术人员参考。由于本人水平所限，加之资料不多，难免有谬误不足之处，敬请广大读者指正谅解。

于启湛

大连交通大学

2009 年 9 月

目 录

前言

第 1 章 钢的强韧化	1
1.1 钢材的强化	1
1.1.1 材料的强度	1
1.1.2 钢的强化	3
1.2 钢的韧化	7
1.2.1 钢的韧性	7
1.2.2 钢的韧化	11
1.3 钢的强韧化的组织结构因素	13
1.3.1 钢的强韧化和组织结构之间的关系	13
1.3.2 从组织结构上进行钢的强韧化的方法	14
1.4 细晶强韧化	15
1.4.1 晶界的作用	15
1.4.2 细晶强韧化机理	16
1.4.3 细晶强韧化的方法	16
1.5 复合组织强韧化	18
1.5.1 复合组织强韧化	18
1.5.2 基体与脆性相对钢的强韧性的影响	19
参考文献	22
第 2 章 结构的断裂	23
2.1 裂纹	23
2.1.1 裂纹在构件中的位置	23
2.1.2 裂纹在外力作用下的扩展方式	23
2.2 平面应力应变	24
2.2.1 平面应力状态	24
2.2.2 平面应变状态	25
2.3 材料断裂判据	26
2.3.1 裂纹体断裂判据	26
2.3.2 材料脆性判据	27
2.4 断裂韧度和应力强度因子	28
2.4.1 断裂韧度	28
2.4.2 应力强度因子	28
2.5 平面应变断裂韧度	29
2.5.1 张开型 (I 型) 裂纹条件下 K_I 的表达式	29
2.5.2 G 与 K 之间的关系	32
2.5.3 平面应变断裂韧度 K_{Ic} 的测定	32
2.6 COD 原理及其判据	35

2.6.1 COD 原理及定义	35
2.6.2 裂纹尖端张开位移 δ_e 的测定	36
2.7 钢的脆性破坏试验	37
2.7.1 钢的脆性破坏试验方法及其评价法	37
2.7.2 裂纹停止试验	42
2.8 断口分析	44
2.8.1 断口分析的意义和方法	44
2.8.2 金属材料的宏观断口分析	45
2.8.3 金属材料的微观断口形貌分析	46
参考文献	51
第3章 低温用钢的种类和性能	52
3.1 概述	52
3.2 低温用钢的种类	54
3.2.1 按使用温度分类	55
3.2.2 按化学成分分类	55
3.3 低温用碳钢	56
3.3.1 低温用碳钢的化学成分	56
3.3.2 低温用碳钢的力学性能	56
3.3.3 低温用碳钢的焊接性能	57
3.4 低温用高强度钢	57
3.4.1 低温用高强度钢的种类	57
3.4.2 低温用高强度钢的化学成分	58
3.4.3 低温用高强度钢的力学性能	61
3.5 我国低温压力容器用无镍钢	62
3.6 低温压力容器用镍钢	63
3.6.1 低温压力容器用镍钢的种类	63
3.6.2 低温压力容器用镍钢的化学成分和力学性能	63
3.7 低温用非调质钢	65
3.7.1 低温用非调质钢的化学成分	65
3.7.2 低温用非调质钢的力学性能	66
3.8 低温用调质钢的化学成分和力学性能	66
3.8.1 低温用调质钢的化学成分	66
3.8.2 低温用调质钢的力学性能	67
3.9 我国低温用钢的化学成分和力学性能	69
参考文献	71
第4章 低温用钢的金属学	72
4.1 对材料性能的要求	72
4.2 影响母材性能的金属学因素	72
4.2.1 连续冷却转变组织及淬透性	72
4.2.2 回火时的组织变化	75
4.2.3 合金元素的固溶	75
4.2.4 杂质元素和非金属夹杂物	76
4.3 钢材的力学性能	77

4.3.1	静载强度	77
4.3.2	塑性	81
4.3.3	强度和塑性的异向性	81
4.3.4	缺口冲击韧度	82
	参考文献	90
第5章 低温用钢的焊接性		91
5.1	低温用钢焊接接头的组织和性能	91
5.1.1	焊缝金属的组织和韧性	92
5.1.2	焊接热影响区的组织和韧性	102
5.2	焊接裂纹	110
5.2.1	焊接裂纹的种类	110
5.2.2	焊接热裂纹	110
5.2.3	焊接冷裂纹	112
5.3	焊后热处理脆化	121
5.3.1	焊后热处理	121
5.3.2	焊后热处理脆化	121
5.4	再热裂纹	122
5.4.1	产生再热裂纹的机理	122
5.4.2	产生再热裂纹的条件	122
5.4.3	影响再热裂纹产生的因素	122
5.4.4	再热裂纹敏感性评价	123
5.4.5	防止再热裂纹的措施	123
5.5	层状撕裂	123
5.5.1	层状撕裂的形态	123
5.5.2	层状撕裂产生的机理	124
5.5.3	影响层状撕裂的因素	124
5.5.4	层状撕裂敏感性的评价	125
5.5.5	层状撕裂的防止措施	126
5.6	防止裂纹的预热温度	127
	参考文献	128
第6章 低温用钢的焊接		129
6.1	低温用钢焊接方法	129
6.1.1	焊条电弧焊	129
6.1.2	埋弧焊	138
6.1.3	钨极惰性气体保护焊	140
6.1.4	熔化极气体保护电弧焊	140
6.2	低温用钢焊接条件的选择	142
6.2.1	控制焊接热输入	142
6.2.2	预热和后热	143
6.3	焊接缺陷对接头性能的影响	144
6.3.1	焊接缺陷的分类	144
6.3.2	应力集中的影响	144
6.3.3	焊接缺陷的影响	144

6.3.4	二维缺陷的标准化	145
6.3.5	关于材料破坏的研究方法	145
6.4	焊接接头脆性断裂	146
6.4.1	脆性断裂特性	146
6.4.2	焊接接头缺陷的评定	148
6.4.3	焊接接头的脆性断裂强度	148
	参考文献	153
第7章	低温用低合金钢的焊接工艺和接头性能	154
7.1	Q345DR (16MnDR) 钢的焊接	154
7.1.1	Q345DR 钢的化学成分及力学性能	154
7.1.2	Q345R 钢的连续冷却组织转变图及其组织性能	154
7.1.3	Q345R 钢的焊接性	157
7.1.4	Q345R 钢的焊接工艺	159
7.1.5	焊接接头性能	161
7.2	铝镇静 A336.6 低温钢的焊接工艺和接头性能	164
7.2.1	A336.6 低温钢的化学成分和力学性能	164
7.2.2	A336.6 低温钢的焊接性	164
7.2.3	A336.6 低温钢的焊接方法	164
7.3	07MnNiCrMoVDR 钢的焊接工艺和接头性能	166
7.3.1	07MnNiCrMoVDR 钢的化学成分和力学性能	166
7.3.2	07MnNiCrMoVDR 钢焊接工艺的优化	166
7.3.3	07MnNiCrMoVDR 钢焊接接头的韧性	167
7.3.4	07MnNiCrMoVDR 钢模拟焊接热影响区的组织	167
7.4	09MnNiDR 低温钢的焊接工艺和接头性能	169
7.4.1	09MnNiDR 低温钢的化学成分和力学性能	169
7.4.2	09MnNiDR 低温钢的焊接性	169
7.4.3	09MnNiDR 低温钢的焊接方法	170
7.5	15MnNiDR 低温钢的焊接工艺和接头性能	172
7.5.1	15MnNiDR 低温钢的化学成分和力学性能	172
7.5.2	焊接材料	172
7.5.3	15MnNiDR 低温钢的焊接性	172
7.5.4	15MnNiDR 低温钢的焊接方法	172
7.6	LT-50 低温钢的焊接工艺和接头性能	173
7.6.1	LT-50 低温钢的化学成分	173
7.6.2	LT-50 低温钢的焊接性	174
7.6.3	LT-50 低温钢的焊接	174
7.7	w_{Ni} 为 3.5% 的镍钢的焊接工艺和接头性能	175
7.7.1	w_{Ni} 为 3.5% 的镍钢的应用和使用范围	175
7.7.2	w_{Ni} 为 3.5% 的镍钢的化学成分和力学性能	175
7.7.3	w_{Ni} 为 3.5% 的镍钢的焊接性	176
7.7.4	焊条电弧焊	176
7.7.5	埋弧焊	177
7.7.6	MAG 焊	178

7.7.7	MIG 焊	179
7.7.8	w_{Ni} 为 3.5% 的镍钢焊接接头低温韧性的影响因素	179
7.8	LN90 低温钢的力学性能和焊接工艺	182
7.9	09Mn2VDR 钢的焊接工艺和接头性能	183
7.9.1	09Mn2VDR 钢的化学成分和力学性能	183
7.9.2	加工工艺和热处理	184
7.9.3	09Mn2VDR 钢的焊接	184
7.10	06MnNbDR 钢的焊接	185
7.10.1	06MnNbDR 钢的化学成分和力学性能	185
7.10.2	06MnNbDR 钢的显微组织	188
7.10.3	06MnNbDR 钢的焊接	188
	参考文献	189
第 8 章	低温用高合金钢的焊接	191
8.1	w_{Ni} 为 9% 的马氏体低温用镍钢的焊接	191
8.1.1	化学成分	191
8.1.2	合金元素的作用	192
8.1.3	热处理	193
8.1.4	力学性能	194
8.1.5	物理性能	195
8.1.6	焊接性	196
8.1.7	焊接方法及焊接材料	206
8.1.8	焊接工艺	209
8.1.9	w_{Ni} 为 9% 的镍钢焊条电弧焊 (MMAW) 焊接接头的力学性能	210
8.2	超低温用超高强度镍-钴钢的焊接	215
8.2.1	概述	215
8.2.2	化学成分	216
8.2.3	合金元素的作用	216
8.2.4	力学性能	217
8.2.5	热处理及其组织	218
8.2.6	焊接性	218
8.2.7	焊接方法及工艺	218
8.3	超低温奥氏体无磁钢的焊接	219
8.3.1	低温用奥氏体无磁不锈钢的焊接	219
8.3.2	低温用锰-铝系高锰奥氏体无磁钢的焊接	222
8.3.3	超低温高锰奥氏体无磁钢的焊接	224
8.4	马氏体时效钢的焊接	231
8.4.1	含钴马氏体时效钢的焊接	231
8.4.2	无钴马氏体时效钢的焊接	244
8.4.3	马氏体时效不锈钢的焊接	247
	参考文献	253

第 1 章 钢的强韧化

钢铁材料所处温度对性能的影响很大，尤其是对力学性能的影响，往往决定了材料的应用价值。一般来说，在低于室温的低温条件下，随着温度的降低，材料的强度将得到提高，而塑性和韧性将下降。特别是韧性指标，将随着温度的降低而降低。之后会有一个韧性突然降低的温度区间，在这个温度区间存在着上下两个缓慢降低的平台，这两个平台中间的温度就叫做“韧脆转变温度”。在这两个平台上不仅显示出韧性的不同，更重要的是显示出材料断裂形式的不同。通常，在上平台显示出延性断裂，而在下平台显示出脆性断裂。在工作条件下，显示出脆性断裂的材料，其结构可能出现突然的脆性断裂，酿成重大事故，造成财产和人员的损失。因此，工作在低温条件下的材料，其低温韧性是最重要的力学性能指标。

钢的强韧化是以钢的强度和韧性等力学性能综合优化的一种技术，在预定的材料条件（主要是化学成分）下，通过加工（包括冷热加工）工艺过程，使其组织形态、微观结构等发生有利的变化，以达到提高材料强度和韧性的目的。可以说，研究和生产活动的目标之一，就是如何提高和保持材料强度（或）和韧性。因此，研究材料强化和韧化的规律，也是研究和生产活动必然要遵循的。

1.1 钢材的强化

1.1.1 材料的强度

（1）晶体的理论强度 强度是材料抵抗变形和断裂的能力。作为晶体物质，金属材料的强度取决于构成晶体的原子、离子等（以下简称为原子）之间的结合力。这种结合力随原子及结合键的性质而存在差异。参与键结合的电子数越多，其键能就越高，原子之间的结合力就越强，材料的强度就越高。如碱金属和碱土金属参与键结合的电子数少，其键能就低，原子之间的结合力就弱，材料的强度就低；而参与键结合的电子数较多的过渡族元素（如 Fe、Cr、Ni 等），其键能高，原子之间的结合力就强，材料的强度就高。

晶体中相邻两原子之间的作用能及作用力随原子之间距离的变化而变化，如图 1-1 所示。当原子之间的距离增大时，原子之间的吸引力大于排斥力，原子便因相互吸引而靠近，同时伴随着作用能量的降低，

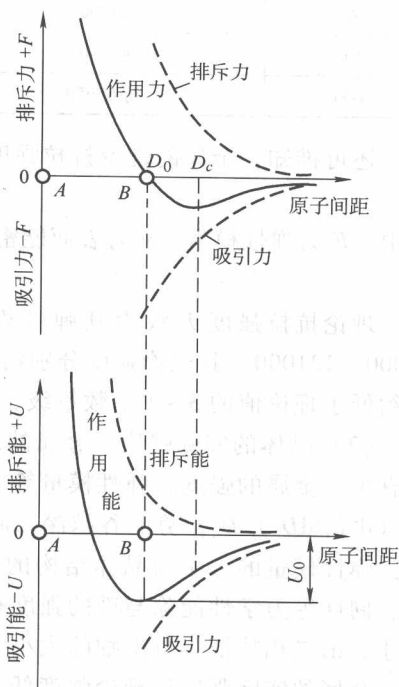


图 1-1 双原子的作用模型

这是一个自动进行的过程。但是，当靠近到一定距离时，排斥力大于吸引力，原子又因相互排斥而离开，并且同时伴随着作用能量的降低，这也是一个自动进行的过程。只有当两原子的距离处于临界距离 D_0 ，吸引力与排斥力相等时，合力为零；这时，原子之间的作用能达到最低值 U_0 。（对应于原子之间的作用能曲线的最低值），原子之间的距离才能稳定下来，处于平衡状态。这个势能谷越深，原子之间的结合力越大，原子之间的结合就越牢固。金属原子如果处于一种完整的晶体结构中，就会被周围原子所包围而处于周围原子共同作用的势能谷中，相邻的势能谷之间被一个高能量的“势垒”所隔开。

从图 1-1 上可以看出，如果在外力作用下，使原子离开平衡位置，两原子之间的作用力（即吸引力与排斥力的合力）逐渐增大。当 B 原子被拉到 D_0 位置时，作用力达到最大值。但当 B 原子被拉过 D_0 位置后，作用力则越来越小。由此可知，原子之间的最大作用力是在 D_0 位置上，在平衡位置的作用力则为零。这个最大作用力就对应着金属的理论抗拉强度。

通过上述的原子之间的作用力和作用能之间的关系，可以推算出金属晶体的强度和沿某一晶向的弹性模量。弗兰克尔从分析完整晶体的上、下两排原子在切应力 τ_m 作用下发生的刚性相对位移时原子势能的变化中，推导出晶体的理论抗剪强度为

$$\tau_m = G/(2\pi) \quad (1-1)$$

式中， G 为切变模量。

由实验测出的抗剪强度与按式（1-1）计算得出的理论抗剪强度相差 4 个数量级。表 1-1 给出了几种金属的典型数据，可以看出实测值远远低于理论值。

表 1-1 几种金属晶体切应力实测值和理论值

金 属	切变模量 G/MPa	理论切应力 τ_m/MPa	实验切应力 τ_m/MPa
Al	24400	3830	0.786
Cu	40700	6480	0.490
$\alpha\text{-Fe}$	约 68950	约 10960	2.75

还可推知，金属的理论抗拉强度为：

$$\sigma = (E\gamma/a_0)^{1/2} \quad (1-2)$$

式中， E 为弹性模量； γ 为表面能密度（ $\approx 0.01Ea_0$ ）； a_0 为相邻原子的平均距离。

则

$$\sigma \approx 0.1E$$

理论抗拉强度大致为其弹性模量的 1/10。对铁、铝、铜而言， E 分别约为 214000、72000、121000，其理论强度分别约为 21400MPa、7200MPa、12100MPa，实际抗拉强度也同样约低于理论值的 3~4 个数量级，它们分别约为 250MPa、80MPa、200MPa。

（2）晶体的实际强度 金属的理论强度和实际强度之间的这种差异与晶体结构的完整性有关。金属的强度、弹性模量等力学性能均随原子之间的结合能而改变。弹性模量大致等于 $(d^2U/dD^2) D_0$ ，势能谷越深，原子作用能曲线在 D_0 处的曲率就越大，弹性模量也就越大。弹性模量的大小与晶体结构的完整性无关，叫做结构不敏感性能。而金属的强度、塑性、韧性等力学性能除与键的强度有关外，还与晶体结构的完整性有关，即受晶粒及亚晶粒尺寸、第二相特征、析出物的大小及分布、晶体缺陷等的影响，所以这些性能叫结构敏感性能。金属的实际强度比理论强度低，就是由于实际金属存在着晶体结构的不完整性。

空位的存在使其周围的晶格发生畸变，增大了位错在晶体中运动的阻力，使金属变形困

难，相应地提高了强度；或由于空位聚合而形成位错，使晶体中位错的密度增大，这也会导致金属强度的提高。温度越高，金属中的空位越多，晶体结构的不完整性就越大，因此，在高温急冷下的金属强度比慢冷下的要高。图 1-2 给出了纯铝的强度与退火冷却速度之间的关系。

通过塑性变形，金属中的位错密度增高，强度也相应提高。晶体变形切应力与位错密度 ρ 的平方根呈线性关系，见图 1-3。

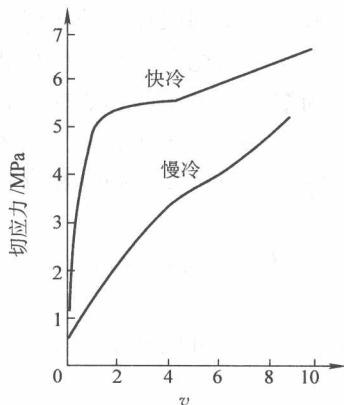


图 1-2 纯铝的强度与退火冷却速度之间的关系

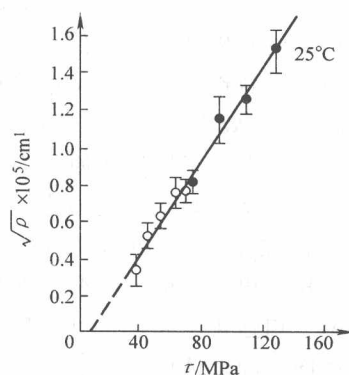


图 1-3 纯铁位错密度 ρ 与变形应力之间的关系

1.1.2 钢的强化

从以上分析可知，钢的强度取决于钢中晶体的不完整性（缺陷），主要是金属中的位错密度、组织形态（晶体结构类型决定于原子周围与其作用的原子数及其受力状态）以及由此决定的运动所受的阻力。而其运动所受的阻力，又取决于晶粒及亚晶粒尺寸，第二相特征，析出物的大小、数量、形态及分布等微观组织结构因素及其相互间的作用强弱。凡是使位错运动受阻的因素，都会导致钢的强化。因此，钢的强化大致有如下几种类型。

（1）固溶强化 固溶强化的机理是：合金元素以置换或间隙的形式溶入基体金属的晶格中，由于原子尺寸效应、弹性模量效应和固溶体有序化的作用导致钢的强化。其强化效应随元素含量的提高而提高，也因元素的不同而有所区别。图 1-4 为常用合金元素对多晶体铁的固溶强化效应。

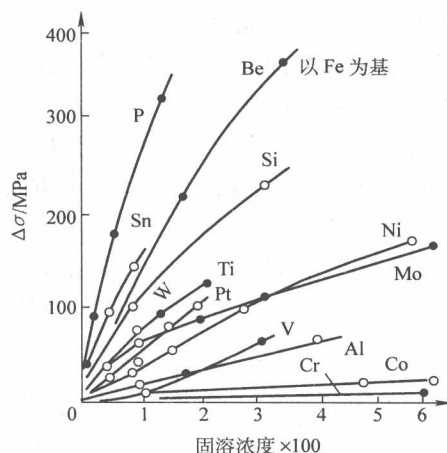


图 1-4 常用合金元素对多晶体铁的固溶强化效应

1) 弹性模量效应。由于溶质元素与基体金属溶剂元素的弹性模量不同，因此在形成固溶体时，会在溶质原子周围形成一个半径约两倍于溶质原子半径的区域。此区域的弹性模量 G_p 与基体金属的弹性模量 G 不同。在产生相同的应变 γ 时，此区域与基体金属所需要的外

加应力也不相同,因此,外力所做的功(能量)也有所不同,二者之间存在一个差值。这个能量差将对位错线产生一定的力,当 $G_p > G$ 时,此力为阻力,它将使通过溶质原子区域的位错受到阻碍;当 $G_p < G$ 时,此力为吸力,它将促使位错线向溶质原子区域运动。不论哪种情况,都需要增大外力才能使位错脱离此区域的阻碍而继续向前运动,以相应地提高固溶合金的强度。这就是由弹性模量所造成的固溶强化。

2) 固溶体中有序化造成的强化。在无序固溶体中,会常常存在一些溶质原子呈有序排列的区域,当位错从这些已有序化的区域移动时,将使其有序化受到破坏,使位错滑动面两侧的原子排列受到破坏。这个位错滑动面的能量比原来这个面上的能量要高,使位错移动受到很大阻力,导致钢的强化。位错移动受到的阻力越大,固溶体合金中的屈服应力也越大。

3) 原子尺寸效应。由于溶质原子和溶剂原子尺寸的不同,在溶质原子周围晶体范围内造成晶格畸变,形成了以溶质原子为中心的弹性应变场。它将与位错发生弹性相互作用,使位错移动受阻,从而导致钢的强化。

(2) 析出强化 钢的时效硬化、沉淀硬化不锈钢、马氏体时效钢、铝合金、镍基合金等是由第二相析出粒子而导致合金强化的。

作为第二相强化的质点,可以是过饱和固溶体直接析出,也可以是从先发生同素异形转变后的过饱和固溶体中析出。

1) 第二相质点与位错的相互作用。位错在运动中遇到析出物质点而受阻碍,位错线需要在外力作用下以不同的方式越过阻碍,一是切割并越过质点;二是绕过质点并继续运动。究竟采用哪种方式,取决于第二相质点的性质、尺寸、形态、分布等使位错线受到阻力的大小而定。

位错线遇到第二相质点时,位错线上最接近质点的线段将受阻力而停顿,质点两侧的线段则继续前进,从而使位错线弯曲。因位错线具有弹力 F ,故受质点阻碍的位错线段上将受到弯曲部分施加给它的作用力 $F_p = 2F \sin \theta$,见图 1-5。当此力使位错线在第二相质点处弯曲到半圆时, F_p 达最大值 $2F$ 。由于第二相质点对位错线所造成的阻力 F_p 不同,所以位错线也采取不同的方式越过障碍。

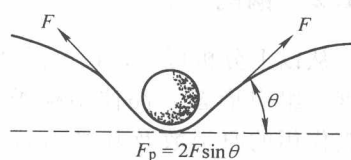


图 1-5 质点阻碍使位错所受的力

当 $F_p \leq 2F$ 时,位错的作用力不足以切割质点,致使临近质点的位错线段受阻而停止运动。但在质点之间的空隙处,位错线在切应力的作用下发生弓弯,直至弯曲的位错线段相互接触、溶合并留下一个围绕质点的位错环后,位错线继续前进。图 1-6 给出了位错绕过质点

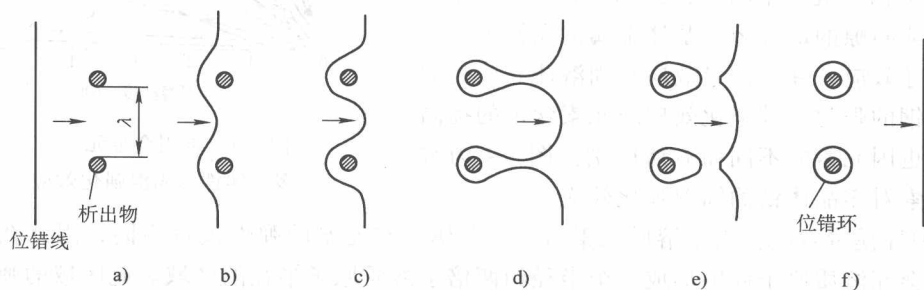


图 1-6 位错绕过质点并继续运动

的示意图,图1-7为 α 黄铜中位错线围绕着 Al_2O_3 粒子形成位错环的透射电镜照片。这种位错线绕过质点形成位错环的方式叫做“奥罗万机制 (Orowan Mechanism)”。

设 λ 为质点之间的平均距离, G 为弹性模量, b 为柏氏矢量,则可求出位错线以绕过质点的方式通过质点所需要的应力,由式(1-3)给出

$$\tau = Gb/\lambda \quad (1-3)$$

位错线以“奥罗万机制”绕过质点所留下的位错环,对继之而来的位错将施加更大的阻力,因此必须在更高的应力下,位错方能越过此障碍而继续前进。

当 $F_p < 2F$,即位错的作用力较小,在位错线弯曲不能达到半圆形时,它所产生的力已超过质点对它造成的阻力 F_p ,从而使质点变形,位错线则切割质点而通过,如图1-8所示。

设位错线切割质点所需要的力为 τ ,则 $\tau\lambda b = F_p$,于是得出,

$$\tau = F_p/(\lambda b) \quad (1-4)$$

从式(1-3)和式(1-4)可以看出,位错线通过障碍的方式与质点的性质、形状和质点之间的距离有关。一般来说,尺寸很小 $[\leq (1.5 \sim 2.0) \times 10^{-6} \text{cm}]$ 并与母相共格的质点,常被位错线切割;而对尺寸较大 $(\geq 1\mu\text{m})$,且相互距离较远 $(\lambda_p > 10^{-5} \text{cm})$ 的非共格质点,位错线则以奥罗万机制通过障碍。

2) 位错线通过障碍的方式对合金强化效应的影响。对合金的强化效果随位错与析出物质点之间相互作用的方式的变化而变化,即与位错通过障碍的方式有关,而通过障碍的方式又与质点的性质、尺寸、形状和质点之间的距离等因素有关。

位错以切割质点的方式通过障碍对合金的强化效应较低,故合金加工硬化率 $(d\sigma/d\varepsilon)$ 也较低。而位错以绕过质点的方式通过障碍对合金的强化效应较高,这是因为位错运动留下围绕质点的位错越来越多,必须克服它们产生的逆向应力才能使变形得以实现,故而合金的加工硬化率较高。这两种通过障碍的方式对合金加工硬化率的影响如图1-9所示。

(3) 界面强化 界面也是位错运动中的障碍之一。随着钢的晶粒细化,界面增加,钢的屈服强度增大,并且同晶粒直径的平方根呈反比线性变化。霍尔-派兹曾根据位错理论推导出二者之间的定量关系。

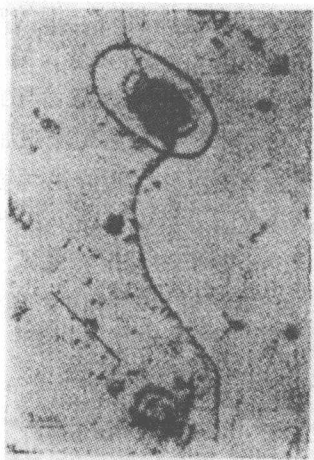


图1-7 α -黄铜中围绕着 Al_2O_3 粒子的位错环

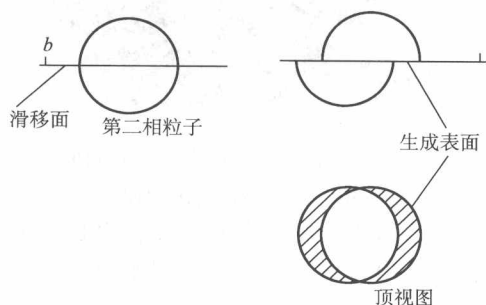


图1-8 位错切过质点示意图

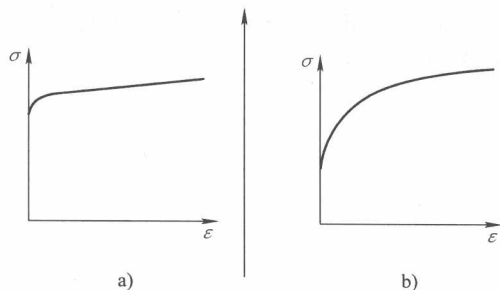


图1-9 合金加工硬化率 $(d\sigma/d\varepsilon)$ 与位错通过障碍方式的关系

- a) 位错以切割质点的方式通过障碍
b) 位错以绕过质点的方式通过障碍

对于多晶体材料，钢的塑性变形是通过多个滑移系进行的，而由于位错在滑移面上的运动受到阻碍（包括夹杂、第二相质点、晶界等），就必须施加更大的应力才能越过障碍，这就使得屈服强度增大从而导致钢的强化。

一般来讲，在达到宏观屈服强度之前，微观上多晶体已在取向最优的一些晶粒的个别晶面上开始发生滑移。当位错滑移遇到晶界时，由于它受到阻碍不能越过晶界，而在晶面附近塞积，造成应力集中。图 1-10 即为不锈钢在透射电镜下看到的在晶界上位错塞积情况的照片。

位错塞积的情况可用式（1-5）来描述，图 1-11 为其示意图。若在滑移面上外加一分应力 τ_d ，则沿这个滑移面上塞积的位错数为

$$n = (K\pi\tau_d d)/(2Gb) \tag{1-5}$$

式中， d 为晶粒直径。

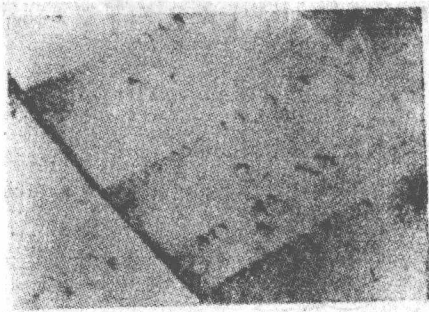


图 1-10 不锈钢在透射电镜下看到的在晶界上位错塞积情况的照片

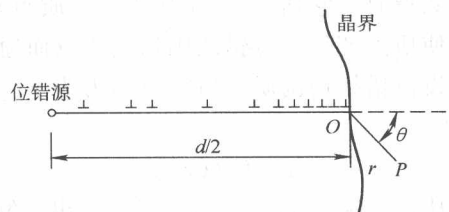


图 1-11 位错在晶界附近塞积的示意图

由式（1-5）可以看到，晶粒直径越大，晶界附近塞积的位错越多，应力集中效应也就越强。式（1-6）为拉伸时的屈服应力。

$$\sigma_s = \sigma_i + Kd^{-1/2} \tag{1-6}$$

式中， σ_i 为位错在晶粒内移动的摩擦阻力； K 为常数。

图 1-12 给出了三种低合金超高强度钢经淬火和 200℃ 回火后的屈服强度与原奥氏体晶粒直径之间的关系。

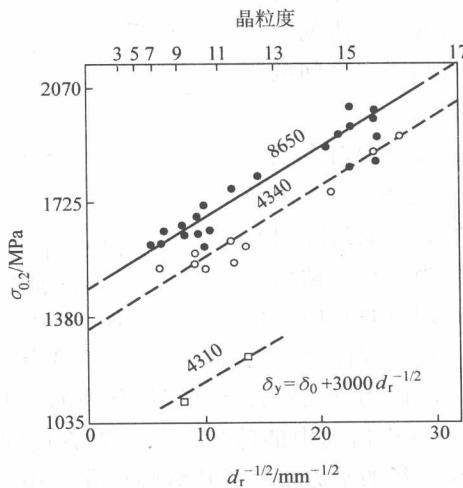


图 1-12 奥氏体晶粒尺寸对回火马氏体屈服强度的影响

1.2 钢的韧化

1.2.1 钢的韧性

(1) 韧性的定义 韧性是材料在断裂过程中吸收能量的能力。以材料单向拉伸为例，其应力-应变曲线所包围的面积，即为材料从变形到断裂过程所吸收的能量。因此，材料的韧性可以定义为：材料从变形到断裂全过程所吸收的能量的总和。由图 1-13 所示的曲线可以看出，碳素结构钢的强度 (σ_f') 虽低，但其应变变量 (ε_f') 较大，故其韧性比强度 (σ_f) 虽高但应变变量 (ε_f) 较小的高碳弹簧钢要高。因此韧性是强度和塑性这两个因素作用的综合表现。

(2) 缺口冲击韧度 缺口冲击韧度是以带有不同形状和尺寸的缺口试样（缺口尺寸为 10mm × 10mm × 55mm）在冲击载荷作用下从变形到断裂全过程所吸收（消耗）的能量。根据缺口形状、其深度（ d ）和根部尖锐度（即根部曲率半径 ρ ）的不同，可分为梅氏（Mesnager）U 形缺口（ $d = 2\text{mm}$ ， $\rho = 2\text{mm}$ ）、夏比（chappy）匙形缺口（ $d = 5\text{mm}$ ， $\rho = 0.75\text{mm}$ ）和夏比 V 形缺口（ $d = 2\text{mm}$ ， $\rho = 0.25\text{mm}$ ）等冲击韧度试样。这些试样所吸收（消耗）的总能量以 A_K 表示，称作冲击吸收功（单位为 J）；而被缺口下部断面面积除以 A_K 所得的数值以 a_K 表示，称作冲击韧度（单位为 J/cm^2 ）。夏氏 V 形缺口试样所得的冲击吸收功，有时也以 CV 或 CVN 表示。冲击吸收功的单位为 J，而冲击韧度的单位为 J/cm^2 。

利用传统的冲击试验机仅能测出一次冲断缺口韧性试样所得到的总能量，却无法知道在冲击载荷作用下，从变形到断裂全过程中各阶段的力学特征。但采用示波冲击的方法就能够把一次冲击吸收功分解为裂纹形成功和裂纹扩展功，这样就可以对试样在冲击载荷作用下从变形到断裂的全过程进行深入研究，并赋予冲击吸收功比较明确的物理意义。

采用示波冲击的方法是通过安装在冲击试验机上的高速自动采集系统和与之相连接的计算机处理系统，将试样在冲击载荷作用下从变形到断裂的全过程中的载荷与应变之间的关系，以载荷-时间（ $p-t$ ）曲线或载荷-挠度（ $p-f$ ）曲线的形式，由示波器荧光屏显示并打印记录下来，如图 1-14 所示。在冲击载荷作用下，试样的宏观断口形貌示意如图 1-15 所示。这样我们就可以将载荷-应变关系曲线及断口形貌对应地进行分析研究。

从图 1-14 可以看出，在冲击载荷作用下，

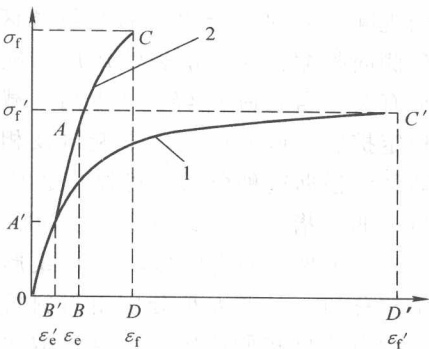


图 1-13 两种钢的应力-应变曲线
1—碳素结构钢 2—高碳弹簧钢

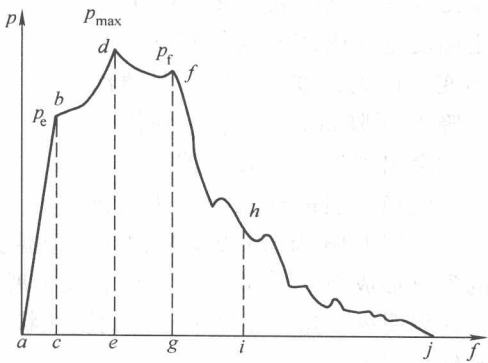


图 1-14 载荷-挠度（ $p-f$ ）曲线

试样的断裂大致经历弹性变形 (ab 段)、塑性变形 (bd 段)、裂纹稳定扩展 (df 段)、裂纹失稳扩展 (fhj 段) 等过程。与此相对应的, 冲击试样从变形到断裂全过程所吸收的总能量可依次分解为弹性变形能 U_e (abc 所包围的面积)、塑性变形能 U_s ($bdec$ 所包围的面积)、裂纹稳定扩展能 U_{p1} ($dfge$ 所包围的面积)、裂纹失稳扩展能 U_{p2} ($fhjig$ 所包围的面积)。也可以把冲击吸收功分为裂纹形成功 A_i (弹性变形能 U_e 和塑性变形能 U_s 之和, 即 $abdea$ 所包围的面积) 和裂纹扩展功 A_p (裂纹稳定扩展能 U_{p1} 和裂纹失稳扩展能 U_{p2} 之和, 即 $dfhjige$ 所包围的面积)。

从与图 1-14 的 p - f 曲线相对应的图 1-15 的冲击试样宏观断口可以看出, 在冲击载荷作用下, 试样从缺口根部开始发生弹性变形和塑性变形, 当达到最大载荷 p_{max} 时, 裂纹即开始形成并稳定扩展, 载荷随之下降。当达到 p_f 时, 形成宏观断口上的“指甲”状裂纹源区, 这时试样从缺口处发生侧向收缩, 这表示裂纹形成与缺口处一定范围的塑性变形有关。当载荷 p_f 经过 f 点后, 载荷急剧降低, 裂纹失去稳定扩展, 形成放射区平断口及相应的剪切唇和最后的瞬断区。根据这种分析, 可以把载荷达到 p_f 时形成的宏观断口上的“指甲”状裂纹源区视为临界裂纹长度。

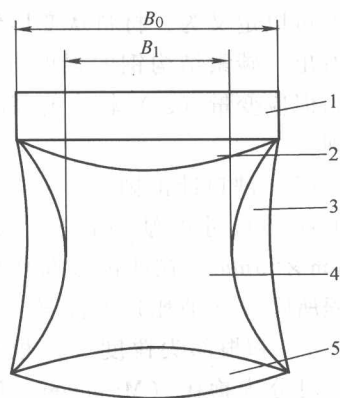


图 1-15 冲击载荷作用下的试样宏观断口结构示意图

由此可见, 冲击吸收功是裂纹形成和裂纹扩展所消耗能量的总和。二者大小分别由材料抗变形能力和阻止裂纹扩展能力的总和所决定, 而这又取决于钢的强度、弹性模量等力学性能及其晶体组织结构。把冲击吸收功分为裂纹形成功和裂纹扩展功, 有利于对材料性能进行更进一步的分析, 对钢的冷脆性分析就是一个很好的实例。

1—试样缺口 2—裂纹源区 3—剪切唇
4—放射区 5—瞬断裂区

钢材具有相同或相近的冲击吸收功 A_K , 却不一定具有相同的裂纹形成功 A_i 和裂纹扩展功 A_p , 而且 A_i 和 A_p 随外界条件的变化而变化的敏感性也不同, 钢的韧脆转变温度也是如此。钢的裂纹形成功 A_i 在一定温度范围内随温度的降低而基本不变, 但裂纹扩展功 A_p 则随温度的降低而降低, 当 A_p 降到极低时, 就会出现失去抗裂纹扩展能力而发生失稳扩展的现象, 即达到脆性状态。图 1-16 为 32Cr2MoV 钢在几个温度下的 p - t 曲线。从图中可以看到, 当温度降低时, 钢的裂纹形成功 A_i 变化不大, 而裂纹扩展功 A_p 则迅速下降, 到 -20°C 时, A_p 值就降到最低值, 这表明钢在这一温度下已达到脆性状态, 故可把开始失去裂纹扩展能力的这一温度作为韧脆转变温度。

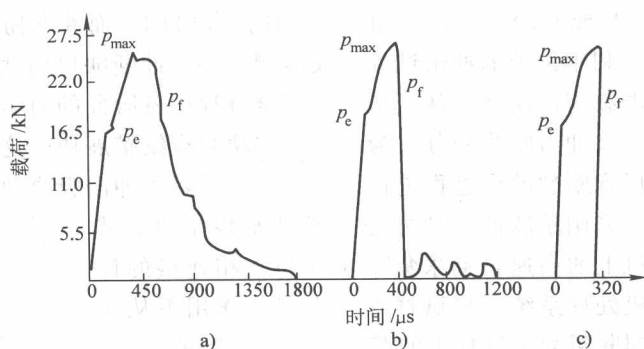


图 1-16 32Cr2MoV 钢在几个温度下的 p - t 曲线

a) 室温 b) -20°C c) -40°C

从该钢在 $-196 \sim 200^\circ\text{C}$ 的温度范围内 A_K 、 A_i 和 A_p 随温度变化的曲线 (见图 1-17) 中可