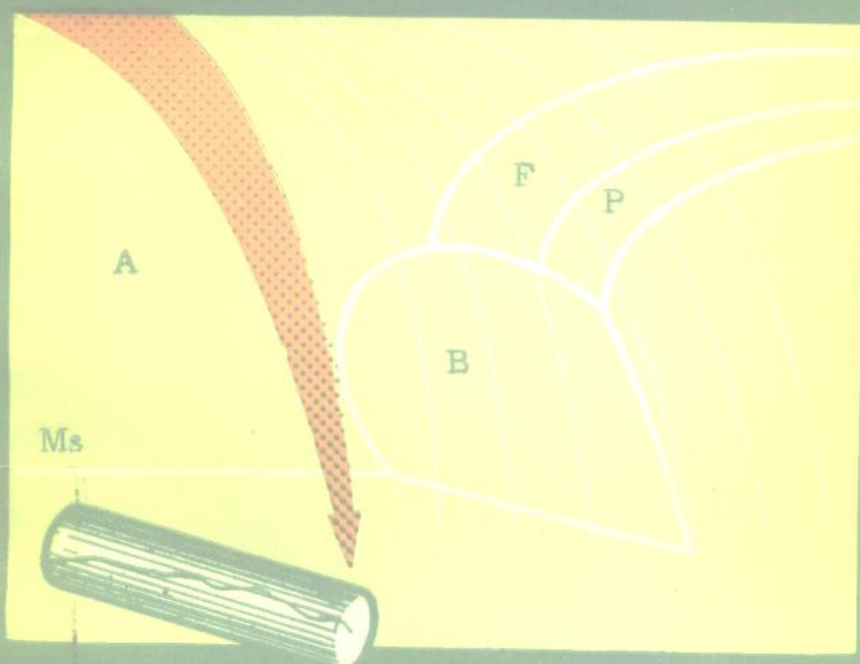


钢件的淬火开裂 及防止方法

刘宗昌 编著



冶金工业出版社

T-162

L77

钢件的淬火开裂及防止 方 法

刘宗昌 编著

冶金工业出版社

〔京〕新登字036号

DV40/08

内 容 提 要

本书以钢件的淬火裂纹及其防止方法为中心,介绍了与淬火开裂相关的马氏体的晶体结构特点和切变特征;详细论述了导致钢件淬火裂纹的内部因素和外部条件,诸如淬火马氏体的本质脆性及影响因素;阐述了淬火宏观内应力的成因及变化规律;并分析了从马氏体的显微开裂到钢件的宏观开裂的形成机理;最后介绍了生产中影响钢件淬裂的因素及其防止措施和工艺方法等。

本书既有深入的理论分析,又有较丰富的生产技术经验,对于防止实际生产中钢件开裂很有指导作用。本书可供从事钢铁材料科学研究的科研人员及从事钢件热处理生产的工艺技术人员阅读,也可供大专院校金属材料等热加工类专业师生作为教学参考书。

钢件的淬火开裂及防止方法

刘宗昌 编著

责任编辑 张卫

冶金工业出版社出版发行

(北京北河沿大街嵩祝院北巷39号)

新华书店总店科技发行所经销

河北省阜城县印刷厂印刷

*

850×1168 1/32 印张7 1/4 字数186千字

1991年12月第一版 1991年12月第一次印刷

印数00,001~3,500册

ISBN 7-5024-0879-7

TG·126 定价4.70元

序 言

众所周知，淬火处理是钢铁材料及其制成零件的最经济有效的强化手段。淬火可提高钢件的强度、硬度和耐磨性，并配合回火处理可使钢件具有良好的综合机械性能。但是，钢件在淬火过程中，由于发生马氏体相变并产生马氏体组织，在复杂的微观、宏观应力作用下，往往产生淬火裂纹并报废，而造成较大经济损失。钢件的热处理裂纹是热处理生产中最严重的缺陷之一。研究钢件淬火裂纹的成因、影响规律并提出防止措施，是提高产品质量，延长零部件使用寿命并增加经济效益的一个重要课题。多年来，国内外科技工作者和广大热处理工作者在研究钢件热处理裂纹成因、变化规律及防止措施等方面，取得了许多理论成果，积累了丰富的实践经验。然而，在我国目前实际生产中，钢件的热处理裂纹仍大量发生，成为难以克服的技术问题。由于淬火裂纹成因复杂、影响因素繁多，使热处理裂纹成为一个十分棘手的问题。为了研究解决这一问题，促进热处理技术的发展，本书收集、分析了近年来国内外的最新研究成果及文献资料，并从理论到实际，从微观到宏观，从形成机理到影响规律等多方面较为系统地论述了钢件的淬火裂纹并提出了防止方法。

全书共分六部分：首先概述了与钢件淬火开裂有关的马氏体相变的理论知识(第1章)，然后阐述了钢的淬火显微裂纹(第2章)；在详细分析了热处理应力及其形成规律(第3章)的基础上，叙述了钢件的淬火裂纹形态及断口(第4章)；接着分析了影响淬火开裂的因素(第5章)。最后全面阐述了防止钢件淬火开裂的方法(第6章)。

本书内容曾给金属材料及热处理专业学生讲授过，收到较好效果，并在此基础上做了反复修改和补充。由于作者水平所限，本书难免存在不妥之处，敬请广大读者给予指正。

作者 包头钢铁学院 刘宗昌

1990年2月

目 录

1 钢中的马氏体及其形成	1
1.1 钢中马氏体的晶体结构	1
1.1.1 体心立方马氏体	2
1.1.2 体心正方结构	2
1.1.3 体心正交马氏体	3
1.1.4 马氏体晶体结构的不完整性	3
1.1.5 马氏体晶体结构与比容的关系	4
1.2 钢中马氏体相变的基本特征	4
1.2.1 马氏体转变的无需扩散性	5
1.2.2 马氏体转变的形变特征	6
1.2.3 马氏体的亚结构	7
1.2.4 位向关系和惯习面	9
1.3 马氏体点	10
1.3.1 物理意义	10
1.3.2 M_s 点在生产实际中的应用	10
1.3.3 影响马氏体点的因素	11
1.3.4 马氏体转变停止点 M_f	13
1.4 马氏体相变晶体学	14
1.4.1 K-S模型	14
1.4.2 G-T模型	20
1.4.3 B-B双重切变模型	21
1.4.4 表象理论	22
1.5 钢中马氏体的组织形态	28
1.5.1 板条状马氏体	28
1.5.2 “隐晶”马氏体	31
1.5.3 蝶状马氏体	34
1.5.4 透镜片状马氏体	35
1.6 马氏体的力学性能	37
1.6.1 马氏体强化	38

1.6.2 马氏体的韧性及脆性	42
参考文献	47
2 钢的淬火显微开裂	49
2.1 马氏体显微裂纹的形态	49
2.2 马氏体显微裂纹的形成	58
2.3 影响淬火显微开裂的因素	61
2.3.1 淬火介质温度的影响	61
2.3.2 马氏体转变分数的影响	62
2.3.3 马氏体中固溶碳量的影响	62
2.3.4 马氏体片长度是控制因素	65
2.4 显微裂纹对钢机械性能的影响	67
2.4.1 显微裂纹对韧性的影响	68
2.4.2 显微裂纹对强度的影响	69
参考文献	70
3 热处理应力	72
3.1 基础应力及残余应力	73
3.1.1 急冷热应力及残余应力	73
3.1.2 急冷相变应力及残余应力	75
3.1.3 急热热应力引起的残余应力	76
3.1.4 组织不同而引起的内应力	77
3.2 淬火热处理应力	77
3.2.1 心部已淬透时的应力分布	77
3.2.2 心部未淬透时的应力分布	84
3.3 表面淬火应力	90
3.3.1 高频淬火产生的热处理应力	91
3.3.2 火焰淬火的热处理应力	97
3.4 化学热处理残余应力	99
3.4.1 渗碳淬火产生的残余应力	99
3.4.2 气体氮化的热处理应力	104
3.5 热处理应力对机械性能及淬火开裂的影响	104
3.5.1 残余应力对硬度的影响	104

3.5.2	残余应力对疲劳强度的影响	105
3.5.3	残余应力对脆性及淬火开裂的影响	105
3.6	残余应力的去除	106
3.6.1	热法去应力原理	106
3.6.2	回火时热处理应力的变化	107
参考文献		109
4	钢件的淬火裂纹形态及断口	110
4.1	淬火裂纹的形态	110
4.1.1	纵向裂纹	110
4.1.2	横向裂纹和弧形裂纹	113
4.1.3	网状裂纹(龟裂)	117
4.1.4	剥离裂纹	119
4.1.5	应力集中裂纹	120
4.2	钢的淬火断口形态	121
4.3	钢的淬火沿晶开裂机理	126
4.3.1	淬火钢沿晶断裂成因评介	127
4.3.2	不均匀膨胀应变观点	128
4.4	裂纹成核及扩展	133
4.4.1	Griffith(格里菲思)缺口强度理论	133
4.4.2	裂纹的形核	134
4.4.3	裂纹的扩展	137
参考文献		138
5	影响淬火开裂的因素	140
5.1	钢材冶金质量的影响	140
5.1.1	粗视偏析的影响	140
5.1.2	固溶体偏析的影响	141
5.1.3	溶进氢气的影响	141
5.1.4	夹杂物的影响	141
5.2	含碳量及合金元素的影响	142
5.2.1	含碳量的影响	142
5.2.2	合金元素的影响	145
5.3	原始组织的影响	147

5.3.1	珠光体形态的影响	147
5.3.2	非平衡组织的影响	149
5.3.3	碳化物不均匀性的影响	150
5.4	零件尺寸和形状的影响	151
5.4.1	尺寸的影响	151
5.4.2	形状的影响	154
5.5	加热不当的影响	157
5.5.1	加热温度的影响	157
5.5.2	加热炉的影响	160
5.5.3	氧化的影响	160
5.6	淬火冷却的影响	160
5.6.1	临界区和危险区	160
5.6.2	淬裂的危险时刻	161
5.6.3	调整淬火应力的冷却	162
5.6.4	调整残留奥氏体量	163
5.6.5	调整淬火马氏体中的含碳量	163
5.7	淬后加工处理对裂纹的影响	164
5.7.1	淬后热处理的影响	164
5.7.2	淬火后机械加工的影响	165
5.7.3	淬后化学热处理的影响	166
参考文献		166
6	防止钢件淬火开裂的方法	168
6.1	钢材的选择	168
6.1.1	从淬透性上考虑选择钢材	169
6.1.2	从淬硬性上考虑选择钢材	171
6.1.3	选择过热和脱碳敏感性小的钢材	171
6.2	淬火零部件的设计	173
6.2.1	断面均匀	175
6.2.2	圆角过渡	175
6.3	合理制定热处理技术条件	176
6.3.1	整体淬火改为局部(或表面)硬化	176
6.3.2	调整淬火件局部硬度	178

6.3.3 注意质量效应·····	179
6.4 淬火前各工序应注意的问题 ·····	185
6.4.1 正确锻造·····	185
6.4.2 预先热处理的作用·····	185
6.5 合理确定加热参数 ·····	187
6.5.1 正确地选择加热介质(或炉型)·····	187
6.5.2 淬火加热速度的选择·····	187
6.5.3 合理确定加热温度·····	188
6.5.4 缩短保温时间·····	191
6.6 合理选择淬火介质 ·····	193
6.6.1 淬火介质的冷却能力·····	193
6.6.2 常用淬火介质·····	196
6.6.3 新型淬火剂·····	201
6.7 选定合适的淬火冷却方法 ·····	202
6.7.1 预冷淬火法·····	204
6.7.2 双液淬火法·····	205
6.7.3 分级淬火法·····	207
6.7.4 等温淬火法·····	208
6.7.5 薄壳淬火·····	210
6.7.6 断续淬火法·····	210
6.7.7 局部淬火法·····	211
6.7.8 控制水温·····	212
6.8 正确回火 ·····	212
6.8.1 淬火件的搬运·····	212
6.8.2 及时回火·····	213
6.8.3 注意回火加热速度·····	214
6.8.4 注意回火后的冷却·····	215
6.9 表面强化热处理裂纹及防止 ·····	215
6.9.1 感应加热淬火裂纹·····	215
6.9.2 火焰淬火裂纹·····	217
6.9.3 渗碳件的裂纹·····	217
6.9.4 氮化件的裂纹·····	219
参考文献 ·····	219

1 钢中的马氏体及其形成

钢的淬火开裂与钢中马氏体、马氏体转变是密切相关的。淬火冷却过程中，钢件内部发生了复杂的物理化学变化。如奥氏体向马氏体的转变；急冷收缩和相变膨胀；复杂的应力状态；自回火等等，这些无不与淬火开裂相联系。

钢的淬火开裂有内部因素，也有外部原因。内部因素包括马氏体晶体结构特征，化学成分，组织形态，第二、三类畸变（或称第二、三类应力），冶金缺陷等。外部原因更为复杂，主要是钢件第一类内应力，它是使钢件断裂的最直接的因素；它是钢件区域性的宏观应力，起源于淬火冷却和马氏体相变，又受多种外部因素的影响，如钢件的形状和尺寸，淬火介质，冷却方式，过热和钢件各部温度不均匀等等。因此，研究马氏体和马氏体的形成的某些问题对于弄清淬火开裂机理和防止钢件淬火裂纹的发生是必不可少的。

本世纪以来，关于马氏体相变和马氏体的理论研究不断深入，取得了长足的进展。近年来运用较先进的测试技术，在更精确的实验基础上，对马氏体相变进行了全面的本质的探讨，积累了极为丰富的资料。本章仅介绍与淬火开裂相关联的若干内容，如马氏体晶体结构特点，马氏体相变基本特征，马氏体相变晶体学，马氏体的组织形态及亚结构，马氏体的性能等。

1.1 钢中马氏体的晶体结构

早在本世纪20年代，X射线研究结果指出Fe-C合金中的马氏体是碳在 α -Fe中的过饱和固溶体，具有体心正方点阵，并建立了室温时点阵常数 c 、 a 及正方度 c/a 与钢中含碳量呈线性关系^[1]。50年代以后，人们逐渐认识到钢中的马氏体并非单一的

体心正方晶格，现已发现钢中马氏体具有体心立方，体心正方，体心正交晶格。此外在以18-8不锈钢为代表的Fe-Cr-Ni合金中还存在密排六方点阵的 ϵ' 马氏体。

1.1.1 体心立方马氏体

在一些合金钢中，测得小于0.2% C 马氏体为立方结构^[2]。在Fe-C合金中测得室温时小于0.6% C 马氏体的结构也为体心立方，并认为这是低碳马氏体中碳原子偏聚（自回火）的结果^[3]。曾纳（Zener）指出^[4]，在马氏体相变过程中，碳原子存在有序转变，使能量降低，并由计算得到临界有序化转变温度 T_c 。而后库氏又通过计算，修正了有序化温度 T_c ，得到小于0.2% C 的马氏体的 T_c 接近室温，与实验值符合^[5]。由此明确小于0.2% C 马氏体在室温时呈立方结构，其中碳原子呈无序态。近年，田村认为^[6]，小于0.7% C 的马氏体在 T_c 和 M_s 点之间碳原子呈无序分布，而在 T_c 以下进行无序向有序的转变是困难的，所以到室温时仍表现为体心立方结构。此观点还需实验证实。

1.1.2 体心正方结构

现在一般认为，除低碳马氏体为体心立方结构外，其余中、高碳钢中的马氏体（<1.4% C）均为体心正方结构。其特点是晶格常数 $c/a > 1$ 。被迫溶入的大量碳原子，在 α -Fe中可能存在的位置有两个，即八面体间隙和四面体间隙，如图1-1 a，X射线分析证明，在室温以上碳原子基本上是择优地占据立方轴 c （ z 轴）上的八面体间隙位置。结果 c 轴被拉长，同时 a 轴缩短，如图1-1 b，从而使 bcc 晶格变为 bct 晶格。占据此位置的碳原子愈多， c 轴被拉得愈长， c/a 值愈大于1，即正方度愈大，点阵畸变也愈大。

过去认为体心立方点阵中有三套八面体间隙位置，每一套都构成一个八面体，碳原子分别占据着八面体的顶点，这三种结构称为亚点阵。如果碳原子都处在一个亚点阵上时，如以 $[001]$ 方向排列，这时碳原子呈完全有序。近年来中子金相研究表明并非如此，而是近80% C 原子优先沿 $[001]$ 方向排列，20% C 原子分

布在另外两套间隙中，即部分有序。如果碳原子在三个亚点阵上分布机率相等，即为无序分布，则马氏体呈立方点阵。

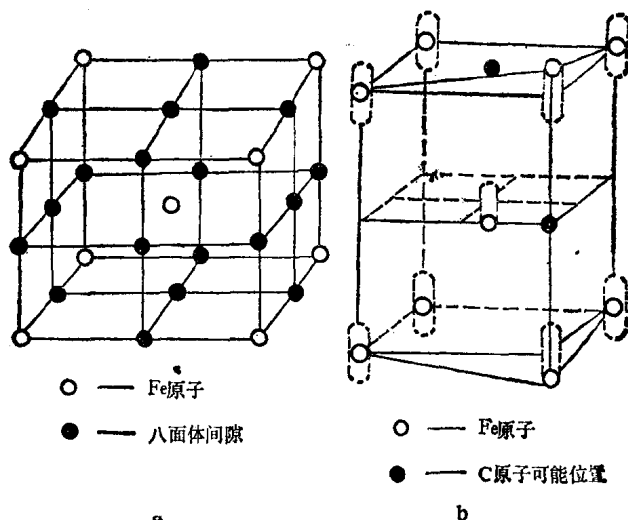


图 1-1 马氏体晶格模型及碳原子位置

1.1.3 体心正交马氏体

在含碳量大于1.4%的超高碳钢中能见到这种马氏体，其特点是 c/a 和 a/b 值均大于1，如表1-1所示。

表 1-1 体心正交马氏体晶格特点^[7]

合金成分	点阵常数				
	a	b	c	c/a	a/b
Fe-1.55C	2856	2844	3032	1.063	1.005
Fe-1.7C	2855	2836	3059	1.078	1.008
Fe-1.74C-7Ni	—	—	—	1.078	1.010

1.1.4 马氏体晶体结构的不完整性

马氏体相变是在相当低的温度下，在一个弹性体中形成的，由于相变的切变性和比容的变化，必然伴生很大的内应力，在马

氏体和残留奥氏体中产生多种缺陷，如高密度位错、精细孪晶、空位、堆积层错、微观畸变和显微裂缝等等。马氏体晶体结构的不完整性较之其他固溶体相如铁素体、奥氏体等尤为突出。

1.1.5 马氏体晶体结构与比容的关系

奥氏体比容小，马氏体比容大，由面心立方 (*fcc*) 晶格向体心立方 (*bcc*) 或体心正方 (*bct*) 晶格时发生体积膨胀。依据碳素钢各相的原子排列和原子间距，求得比容值如表 1-2 所示^[8]。从表中可见，马氏体的比容比奥氏体的大。由于间隙原子碳在较紧密的奥氏体晶格内所产生的体积膨胀比体心立方内的大，因此随碳量增加，马氏体的体积膨胀率较小，如从 0.1% C 增加到 1.0% C 时，马氏体的比容从 $0.127365\text{cm}^3/\text{g}$ ，增加到 $0.12925\text{cm}^3/\text{g}$ ；奥氏体的比容从 $0.12153\text{cm}^3/\text{g}$ 增加到 $0.1245\text{cm}^3/\text{g}$ 。马氏体的体积膨胀率为 1.87%，而奥氏体的体积膨胀率为 2.44%。

众所周知，随含碳量增加， M_s 点温度降低，因此在马氏体开始形成时体积膨胀量以高碳钢的为最大，如 Fe-1.01C 在 M_s 点时膨胀量为 3.1%，而 Fe-0.19C 在 M_s 时的膨胀量为 2%^[9]，这可能是高碳钢淬火易开裂的原因之一。

表 1-2 碳素钢各相的比容

组 成 相	比 容 (cm^3/g , 20°C)
铁 素 体	0.1271
渗 碳 体	0.130 ± 0.001
ϵ -碳化物	0.140 ± 0.002
马 氏 体	$0.1271 + 0.00265 (\%C)$
奥 氏 体	$0.121 + 0.0033 (\%C)$

1.2 钢中马氏体相变的基本特征

马氏体是母相在冷却或变形过程中，按无扩散的、以惯习面为不变平面切变共格固态相变的产物。这是广义的马氏体定义，

适用于各种金属材料。对钢而言，过冷奥氏体的无扩散的，以惯习面为不变平面的切变共格转变的产物称为马氏体^[10]。此定义基本上概括了马氏体相变的特征：（1）无扩散性；（2）表面浮凸；（3）惯习面不应变不转动；（4）马氏体内有大量亚结构；（5）新旧相间有严格的位向关系。

1.2.1 马氏体转变的无需扩散性

马氏体相变时，母相点阵上的原子从一种排列转变到另一种排列应该是相互有联系和有规则的移动，原来相邻的两个原子在相变后仍然相邻，相对位移不超过一个原子间距，即原子不需要进行扩散就完成了马氏体转变，其实验事实如下。

（1）马氏体转变可在相当低的温度下进行，转变速度极快。在Fe-Ni合金中， -190°C 时测得马氏体长大速率仍达 10^5 cm/s 数量级，甚至在4K时形成速度仍很高。原子扩散只能在一定温度以上才能进行，即使间隙原子碳也需在 -60°C 以上才能进行扩散，而且扩散需要时间。

（2）高碳钢淬火至室温时两相共存，经测定奥氏体和马氏体的点阵常数，得出两相含碳量相同。最近用穆斯堡尔谱仪测得碳在残余奥氏体中（八面体中心）的位置是直接遗传给马氏体的^[7]。

然而，近来托马斯（Thomas）等人在研究Fe-Cr-Mo-C系钢中马氏体板条间残留奥氏体薄膜（约 $10\sim 20\text{ nm}$ ）的碳含量时，发现残余奥氏体内碳浓度远高于合金的平均碳浓度。这说明低碳钢马氏体的形成过程中存在着碳原子的重新分配过程，就是说有扩散过程发生。计算表明，当马氏体板条厚度为 $0.15\mu\text{m}$ 时，马氏体中碳从 0.27% 减少到 $0.22\%\text{ C}$ ，约需 $3\times 10^{-6}\text{ s}$ 的扩散时间。说明低碳马氏体相变时有碳的扩散现象发生，而且扩散速度很快，足以跟得上或稍落后于马氏体的形成过程^[11, 12]。

上述研究表明，马氏体相变过程中不排除碳的扩散，但马氏体相变本身并不需要扩散，因此与其说“无扩散性”，不如说“无需扩散性”为宜。

1.2.2 马氏体转变的形变特征

高碳钢发生马氏体转变时，在磨光的表面上出现明显的倾动，形成表面浮凸。这种现象说明相变与均匀切变紧密相连。表面倾动情况可示意地表示在图1-2中。人们曾在单晶试样表面预

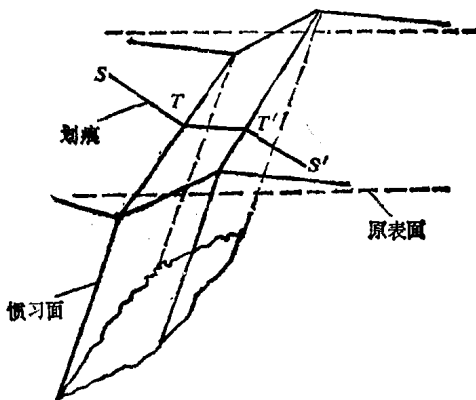


图 1-2 马氏体片产生的形状变化

先划上一条直线，以此作为基线来观察马氏体转变前后试样所发生的形变特点。发生马氏体转变后，基线由直线变为折线，但未发现弯曲和中断现象，而且折线各段仍与原直线同处于与表面垂直或成一定角度的同一平面内，这意味着晶体表面有关部分犹如以惯习面与自由表面的交线为轴而发生的倾折现象。由此可以看出马氏体转变过程中形变的一些特点：

(1) 惯习面是不转动无扭曲的平面，它只受到沿平面的切变，或只受到沿其法线方向的压缩或拉伸，这种面称不变平面，是马氏体转变中的形变特点之一。

(2) 基线不发生扭曲这一事实已经被反复验证。表明马氏体转变后，一直线仍转变为直线，这是均匀转变的表征。以惯习面为不变平面而产生的均匀应变是马氏体转变时形变的又一重要特点。显然这种应变必须保证任何一点的位移与其不变面的距离成比例，它是一种复杂的孪生应变形式。如图1-3所示。比较图

1-3 a 和 b 可见，马氏体转变过程中晶体内各点的位移不是平行不变平面，而是与它成一定角度，相当于一个切变分量再加上一个与不变面相垂直的拉伸或压缩分量。

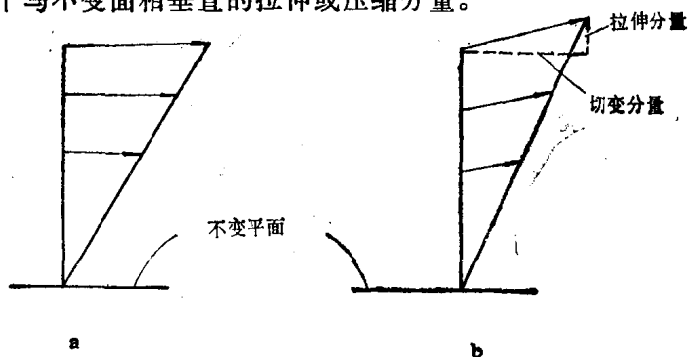


图 1-3 孪生 (a) 和马氏体转变 (b) 时的不变平面应变

根据马氏体转变的表象理论，撇开转变过程中原子的具体的移动，只考虑转变始末态来分析相关问题的话，可将马氏体转变分解为三步。

第一步，宏观切变。这一应变引起转变区域的形状变化，在晶体表面产生浮凸现象，并使母相的点阵改造为马氏体点阵。如图 1-4a、b。

第二步，微观切变。这种切变作用是在保持第一个运动所产生的新点阵不再改变的条件下，使第一个运动的切变角保持在最小限度内，它是通过马氏体内部微区域中周期性滑移和周期性孪生而实现的，图 1-4c、d。

第三步，通过刚性转动，使惯习面保持为不变平面。

实际马氏体转变是上述各步运动的综合效果。

1.2.3 马氏体的亚结构

利用透射电镜观察马氏体内部的精细结构，发现有高密度位错或精细孪晶，此揭示了马氏体转变过程中微观上的形变特征。

板条状马氏体内的复杂的大量缠结位错是滑移切变的结果，如图 1-5 a。高碳马氏体中往往有大量精细孪晶，是孪生切变的结果，如图 1-5 b。常用钢的淬火马氏体中既有高密度位错又有精细孪晶。位错密度约 $0.3 \sim 0.9 \times 10^{12} \text{cm}^{-2}$ 。孪晶条纹厚度 $10 \sim 40 \text{nm}$ [8]。常用钢淬火马氏体中的孪晶条纹厚度不等，测得 55Si2Mn 钢中的孪晶厚度约 30nm ，T10 钢中的约 60nm ，CrWMn 钢中的

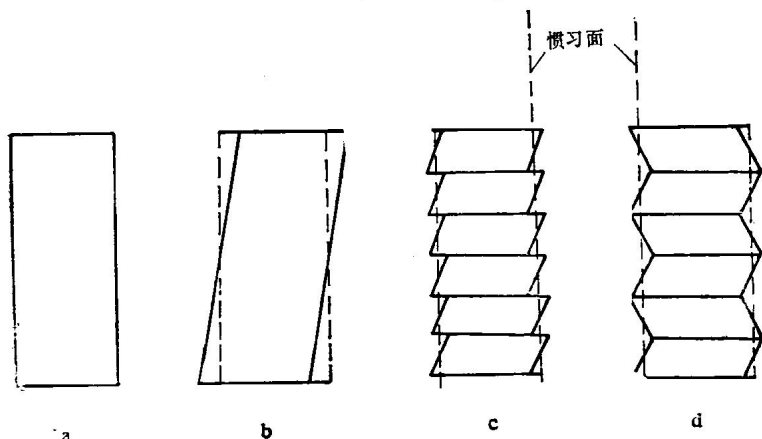


图 1-4 马氏体转变分解运动示意图

a—原始态，b—均匀切变，c—均匀切变 + 滑移，d—均匀切变 + 孪生

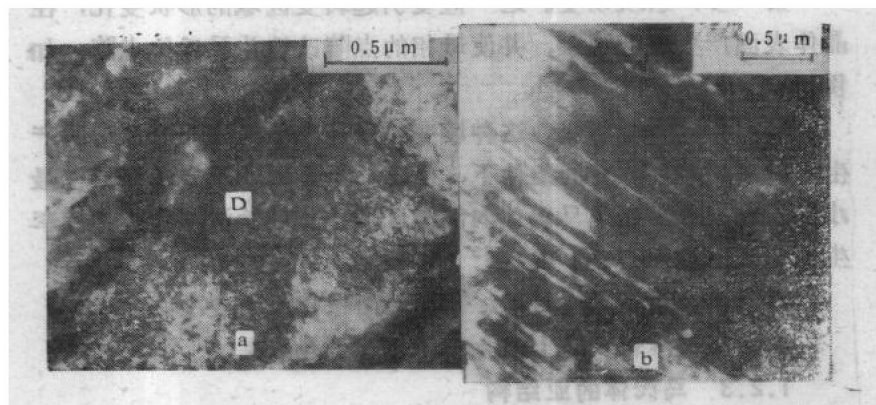


图 1-5 马氏体的亚结构（薄膜）

a—45钢，b—T10钢