



南京航空航天大学
研究生系列精品教材

塑性变形微观组织及控制

周 清 编著



科学出版社

南京航空航天大学研究生系列精品教材

塑性变形微观组织及控制

周 清 编著

科学出版社

北 京

内 容 简 介

本书介绍大塑性变形的微观结构的物理基础、微观组织控制及对金属性能的影响。本书共 7 章,第 1~4 章是塑性变形的微观组织的基础部分,包括微观组织的分级,微观组织演变的动力学,织构动态回复和动态再结晶的微观组织等。第 5~7 章是应用部分,包括典型铝合金和钢的微观组织控制方法,初次加工和热处理方法对织构的影响,多种计算机模型在微观组织控制的应用,等通道转角挤压技术的详细介绍以及对金属力学和物理化学性能的影响。

本书可作为机械或材料相关专业研究生的教材,也可作为相关科研人员的参考书。

图书在版编目(CIP)数据

塑性变形微观组织及控制 / 周清编著. —北京: 科学出版社, 2016.1
ISBN 978-7-03-046768-3

I. ①塑… II. ①周… III. ①塑性变形—研究生—教材 IV. ①TB301

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2015)第 307254 号

责任编辑: 潘斯斯 李 清 / 责任校对: 蒋 萍

责任印制: 徐晓晨 / 封面设计: 迷底书装

科 学 出 版 社 出 版

北京东黄城根北街 16 号

邮政编码: 100717

<http://www.sciencep.com>

北京教图印刷有限公司 印刷

科学出版社发行 各地新华书店经销

*

2015 年 12 月 第 一 版 开本: 787×1092 1/16

2015 年 12 月第一次印刷 印张: 9 1/2

字数: 209 000

定价: 48.00 元

(如有印装质量问题, 我社负责调换)

前 言

微观组织涉及物理冶金和金属学的内容，是使用微观甚至纳米尺度的观察和测量仪器获得的金属的组织轮廓特征和化学成分特征；微观组织控制则涉及机械的过程包括塑性加工过程对微观组织的变化的影响作用，并进一步对坯料或金属制品的力学性能和物理化学性能产生的影响。有关这方面内容的书籍很多，但是在大型塑性变形及其性能的影响和有关这方面的基础书籍却不多见。本书总结了国内外近期的研究成果，着重介绍微观组织控制的物理基础和应用，组织和大塑性变形产生的亚晶结构，剧烈塑性变形产生的微观组织及其对性能的影响等，尤其对等通道转角挤压技术进行了重点阐述，着重介绍铝合金和钛合金在这方面的应用。

本书共 7 章，主要内容如下。

第 1 章是基本的理论部分，主要对储藏能与位错、亚晶结构和位向的关系，塑性变形的分级进行了阐述，这里的分级既有从纵向的角度即从毫米、微米到纳米尺度，也有从时间的角度，即应变的角度，如小变形可以看到剪切带、变形带等，而大应变时，将看到脆带和微剪切带的转动。

第 2 章是组织部分，组织是板材和丝材的主要结构特征，它对金属的力学和其他性能产生非常大的影响。组织描述的是金属在某个方位的择优结晶取向，现在已经发展了多种技术来描述组织，如 ODF 和 EBSD 等。本章阐述了组织的表征方法，组织在变形和再结晶后发生的变化等。

第 3 章阐述了热变形的微观组织即动态回复和再结晶的微观组织。在热和应变的共同作用下产生的相邻晶粒取向差，亚晶或晶粒大小随时间的演变规律，位错密度和亚晶尺寸对变形条件的依赖性。动态再结晶可以在唯象的基础上划分为非连续和连续动态再结晶。对于非连续动态再结晶，存在一个应变的阈值，大于此阈值，应变的积累才能导致动态再结晶的发生并通过形核和长大的机制产生。在连续动态再结晶的范围内，又有两种机制需要考虑，一种是几何动态再结晶，另一种与高角晶界附近的连续转动有关。值得注意的是，这样的划分还缺乏详细的研究和实证，但是在一些镁合金和铝合金的热变形实验中发现了晶界处锯齿状亚晶的演变和晶格转动的证据。

第 4 章阐述了大型塑性变形的的基础，室温大塑性变形产生的微观组织与热变形的连续动态再结晶产生的微观组织类似。以冷轧和平面应变压缩为例，本章阐述了晶粒厚度与应变的关系，在大变形后的退火过程中发生的回复和再结晶过程以及第二相颗粒的影响。本章也阐述了高温大变形的微观组织的演变，主要发生于铝合金中的锯齿状亚晶间的相互渗透，最后导致高角晶界的形成。

第 5 章用具体实例阐述了塑性变形的微观组织控制，阐述了在钢板的初次塑性加工过程中，固溶成分和析出相成分的控制方法以及对微观组织和成形性能的影响，铝合金在二次加工过程中，热处理工艺对其成形性和功能性能的影响，本章着重介绍合金成分

和相变对组织演变的影响,以及组织对于不同板材的性能的影响。例如,用于变压器芯片的取向硅钢,组织对其磁性以及对纯铝箔的电容的影响,组织对铝合金易拉罐成形性能和力学性能的影响。

第6章是应用第1到第4章的基本原理并结合计算机模拟技术来模拟微观组织及其变化。介绍了蒙特卡罗方法、元胞自动机、分子动力学、顶点模型、计算机 Avrami 模型、神经网络模型和这些模型的耦合等,其中对蒙特卡罗法和顶点模型法重点进行了介绍。

第7章是对等通道转角挤压方法(ECAP)及其对金属的力学性能和物理化学性能的影响的具体阐述。尽管现在已经发展了多种大变形的方法,然而与其他方法相比,等通道挤压方法具有一定的优势。本章着重阐述等通道转角挤压方法的原理、过程和它们对不同种类金属材料的微观组织的影响,路径和道次数对微观组织的影响等。ECAP 过程可以大幅提高强度,而对韧性没有损害,所以可提高金属的疲劳性能。近年来,经过 ECAP 处理的铜、钛和镁合金等的耐蚀性、生物耐蚀性和生物活性得到深入的研究,一些非常有意义的结果得到研究者的关注,不仅如此,ECAP 过程还对金属的吸氢能力、耐辐射等其他功能性性能产生积极的影响作用。

本书的出版得到了南京航空航天大学研究生教材建设项目的资助。

非常感谢南京航空航天大学机电学院塑性加工课题组的高霖教授和陈明和教授对本书提出的有益的建议,同时也对南京航空航天大学研究生院和科学出版社的有关人员表示诚挚的谢意。

由于作者水平所限,书中难免有疏忽和遗漏之处,还希望读者能不吝赐教,提出宝贵的意见和建议。

周清

2015年8月于南京

目 录

第 1 章 塑性变形微观组织	1
1.1 冷塑变的储存能	1
1.2 储存能与位错密度的关系	2
1.3 储存能与亚晶结构的关系	3
1.3.1 储藏能与亚晶结构大小	4
1.3.2 储藏能与位向	4
1.4 塑性变形方式	6
1.5 变形微观组织分级	7
1.5.1 剪切带	8
1.5.2 变形带	12
1.6 亚结构微观组织的演变	14
1.6.1 小应变(室温变形的条件下, 真应变小于 0.3)	14
1.6.2 中等应变(真应变在 0.3~1)	16
1.6.3 大应变(真应变大于 1)	16
1.7 非胞形成金属的变形	18
1.8 孪晶变形	18
1.8.1 纯钛的变形	20
1.8.2 纯锌的变形	22
参考文献	22
第 2 章 织构	24
2.1 结晶方位的表示	24
2.2 织构的测定法	27
2.2.1 X 射线极点图	27
2.2.2 扫描电子显微镜法	28
2.3 织构的分析	29
2.3.1 应用正极点来确定织构	29
2.3.2 应用三次结晶方位分布函数	29
2.4 变形织构	33
2.5 再结晶织构	35
参考文献	37

第 3 章 动态回复和动态再结晶的微观组织	39
3.1 动态回复	39
3.1.1 本构关系	40
3.1.2 微观组织的演变机制	40
3.2 动态回复形成的微观结构	42
3.2.1 亚晶粒	42
3.2.2 大角度锯齿晶界	42
3.2.3 变形的均匀性	43
3.2.4 变形条件的影响	43
3.2.5 热变形过程中织构的形成	45
3.2.6 微观组织的演变的建模	47
3.3 非连续动态再结晶	47
3.3.1 动态再结晶的特性	48
3.3.2 动态再结晶的形核	48
3.3.3 微观组织的演变	50
3.3.4 稳态晶粒尺寸	51
3.3.5 动态再结晶的流变应力	52
3.3.6 单晶体的动态再结晶	53
3.3.7 两相合金的动态再结晶	54
3.4 连续动态再结晶	54
3.4.1 连续动态再结晶的类型	54
3.4.2 连续晶格转动形成的动态再结晶	55
3.5 热变形后的退火机制	57
3.5.1 静态回复	57
3.5.2 静态再结晶	57
3.5.3 亚动态再结晶	58
3.5.4 热变形后的 PSN	59
3.5.5 热加工后的晶粒长大	60
参考文献	61
第 4 章 大应变变形	64
4.1 大应变后微观结构的稳定性	64
4.2 轧制大变形	65
4.2.1 轧制大应变产生的稳态微观组织	65
4.2.2 原始晶粒尺寸影响	66
4.2.3 第二相粒子影响	67
4.2.4 非连续再结晶到连续再结晶的过渡	67

4.2.5 铝的连续再结晶机制	69
4.3 高温大变形	70
4.3.1 几何动态再结晶	70
4.3.2 几何动态再结晶的条件	71
4.3.3 由几何动态再结晶得到的晶粒尺寸	72
4.4 微观晶粒组织抵抗晶粒长大的稳定性	73
4.4.1 单相合金	73
4.4.2 两相合金	73
参考文献	74

第 5 章 微观组织控制

76

5.1 成形性能的评估	76
5.2 冷轧和退火钢板的织构控制	77
5.2.1 低碳钢织构	77
5.2.2 超低碳钢	81
5.2.3 超低碳高强度钢	82
5.3 晶粒取向硅钢片的最新发展	82
5.3.1 硅钢片的生产	83
5.3.2 高斯织构的形成	84
5.3.3 最新的发展	85
5.4 工业铝合金的加工	87
5.4.1 工业纯铝	87
5.4.2 铝饮料罐的制造	89
5.4.3 汽车用 Al-Mg-Si 薄板	92
参考文献	94

第 6 章 微观组织计算机建模和模拟

96

6.1 计算机模拟的作用	96
6.2 计算机模拟状态	96
6.3 微观模型	97
6.3.1 蒙特卡罗模拟	97
6.3.2 元胞自动机	100
6.3.3 分子动力学	101
6.3.4 顶点模拟	102
6.3.5 计算机 Avrami 模型	106
6.3.6 神经网络模型	107
6.4 耦合模型(复合模型)	107
6.4.1 “真实”微观组织的退火	108

6.4.2	计算机产生的变形微观组织的退火过程	108
6.5	工业热机械处理过程的建模	108
6.5.1	模型的轮廓	108
6.5.2	钢的应用	109
6.5.3	铝合金的应用	109
	参考文献	109
第 7 章	等通道转角挤压及其对金属性能的影响	112
7.1	几种 SPD 方法简介	112
7.1.1	高压扭转	112
7.1.2	等通道转角挤压	113
7.1.3	累积叠轧	113
7.1.4	多向锻造	114
7.1.5	搅拌摩擦	114
7.2	ECAP 方法	115
7.2.1	ECAP 模具	116
7.2.2	等通道转角挤压中的基本参数	116
7.3	ECAP 的微观组织	123
7.3.1	单晶出发材料	124
7.3.2	多晶出发材料	125
7.3.3	ECAP 对织构的影响	128
7.4	其他 ECAP 方法	129
7.4.1	连续 ECAP	129
7.4.2	连续线 ECAP	129
7.4.3	等通道转角挤压固结	130
7.5	ECAP 处理产生的机械和功能特性	131
7.5.1	强度和延展性	131
7.5.2	疲劳性能	133
7.5.3	耐蚀性	134
7.5.4	生物腐蚀性	135
7.5.5	SPD 加工材料的生物相容性	135
7.5.6	氢吸附动力学	136
7.5.7	耐辐射	136
7.5.8	其他功能特性	136
	参考文献	137

第 1 章 塑性变形微观组织

1.1 冷塑变的储存能

在塑性变形过程中，微观组织发生几种形式的改变，首先，显著地表现为晶界面积增加和晶粒形状的变化，位错的产生和增殖形成新的晶粒。晶粒形状的变化包括晶界形状的改变和晶粒被分割，它一般保持与块体形状一致。其次，在电子显微镜下观察，发现在晶粒内将产生位错累积的次生组织，包括亚晶粒。最后，单晶或多晶中的某一个晶粒的位向将发生改变，这种变化依赖于施加应力的方向，并与变形对象的微观组织相关，在晶粒发生变形后将产生一种择优取向，并产生织构。

在变形过程中积累的应变能是增殖的位错和新的晶界的能量的总和，当然也包括在变形后产生的空位和间隙，但是因为空位和间隙这样的点缺陷具有高能态，极易回复，所以除非在零度以下非常低的温度，否则它们对室温变形能的贡献非常少。

随应变的增加，晶粒的晶界面积持续增加，考虑在轧制过程中一个立方形状的晶粒，在 50% 的压下率后，晶界的表面面积增加 16%；而在 90% 的压下率后，晶界面积增加 270%；在 99% 的压下率后，晶界面积增加 3267%。随晶界面积的增加，界面能不断增加，界面能代表了冷变形所储藏的能量的主要部分。在 $\varepsilon=5$ ，厚度压下率为 99.3% 的纯铜的压缩变形后，储藏于晶界的能量为 $10^6 \text{J} \cdot \text{m}^{-3}$ ，即 $71 \text{J/mol}^{[1]}$ 。

单位体积的晶界面积增加的速率与变形的方式有很大的关系，如图 1-1 所示，压缩变形的晶界面积增加的速率最大，其次是轧制和线材的拉拔，而在扭转变形过程中，晶界面积增加的速率最小。

典型的轻变形金属储存能是 $10^5 \text{J} \cdot \text{m}^{-3}$ ，这个数据非常低，是熔化能量变化的 0.1% (Cu 的固化能是 13kJ/mol)，同时也远低于金属发生固态相变时的能量变化，铁发生 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变的能量变化是 0.92kJ/mol ，所以，相变行为如第二相析出等对再结晶动力学产生影响。然而这样很小的能量是变形过程中所有强化的来源，在退火时能量减小将导致金属性能的变化。

显然，金属的性能和再结晶行为不仅与储存的能量大小有关，也与其分布相关，所以对储存能进行定量的理论计算和实验观察显得尤为重要。储藏能的大小与微观组织相关，在这里仅考虑与位错结构相关的微观组织，包括单纯的位错及由位错缠结或低角晶界构成的胞状组织或亚晶粒。

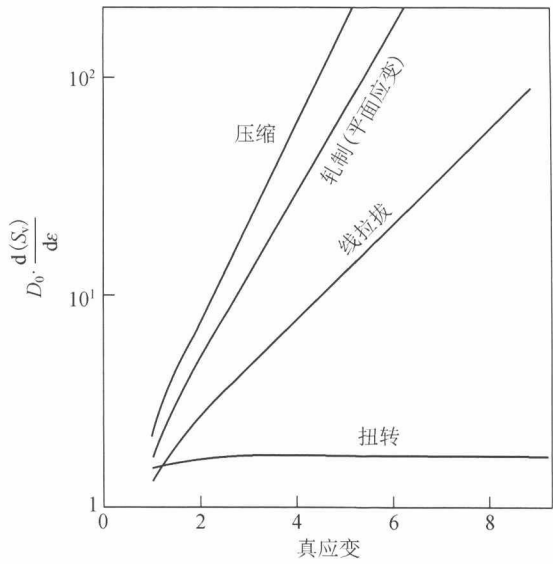


图 1-1 不同变形方式的单位体积的晶界面积增加的速率 S_v (初始立方晶的大小为 D_0)

1.2 储存能与位错密度的关系

在位错密度低时，用透射电子显微镜 (TEM) 直接测量和数出位错密度是可行的，然而，即使在中等程度变形的金属中，随位错数的增加，位错的数目也难以准确地数出。忽略位错芯的能量，并假设各向同性，单位位错线的能量为

$$E_{\text{dislocation}} = \frac{Gb^2 f(\nu)}{4\pi} \ln \left(\frac{r}{r_0} \right) \tag{1-1}$$

其中， r 是位错间距， $r = \rho^{-1/2}$ ， ρ 是位错密度； b 是柏氏矢量， r_0 是一个常数，为 $b \sim 5b$ ； $f(\nu)$ 是泊松比的函数，当螺位错和刃位错的平均数目相当时，为 $(1-\nu/2)/(1-\nu)$ ； G 是剪切模量。

在多数情况下，式 (1-1) 可以简化为位错密度的近似值即

$$E_{\text{dislocation}} = c_1 Gb^2 \tag{1-2}$$

其中， c_1 是一个常数，大约为 0.5。

那么储存能就由式 (1-3) 给出

$$E = c_2 \rho Gb^2 \tag{1-3}$$

如果忽略产生高角晶界的位错，那么总位错密度包括储藏在胞状组织/亚晶的晶界上的位错和位于胞状组织/亚晶内部的位错。

在铝^[2]、铜^[3]和铁^[4]的总位错密度的测量中，总位错密度在真应变达到 0.5 之前快速增加，而在这之后，位错密度随应变的增加线性增加，如图 1-2 所示，在大的应变处，增加的大部分位错储存在亚晶界上。图 1-3 显示用 TEM 方法测量的铝的亚晶内部的位错

密度在真应变大于 0.3 后变化很小。

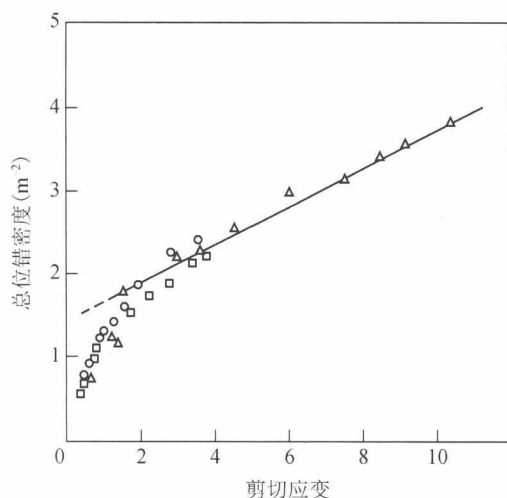


图 1-2 变形纯铜的总位错密度

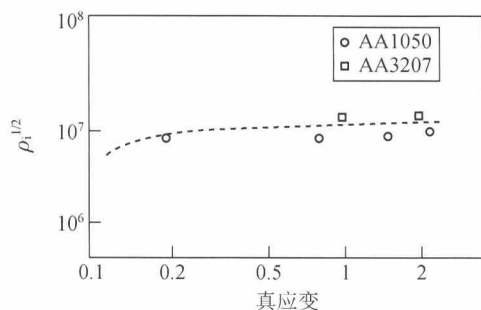


图 1-3 纯铝的亚晶粒内部位错密度随真应变的变化

1.3 储存能与亚晶结构的关系

由于位错缠结产生亚晶界，亚晶界也分成模糊亚晶界和清晰亚晶界两种，模糊晶界介于不产生亚晶界的位错结构和清晰晶界之间。在某些金属中，例如，Al 3wt%~5wt%Mg 的固溶合金，动态回复受到抑制，不产生亚晶结构。产生亚晶结构的金属在纯铝和第二相强化的铝合金中较常见。

如果在变形的微观组织中包含清晰的等轴状亚晶粒，那么储藏的能量可以由亚晶直径 (D) 和组成亚晶晶界的低角晶界的表面能 (γ_s) 来计算。单位体积低角晶界的面积与 $3/D$ 成正比，所以，单位体积的能量可以近似表示为

$$E_D \approx \frac{3\gamma_s}{D} \quad (1-4)$$

其中，界面能 (γ_s) 直接与晶界的取向差 (θ) 有关，式 (1-4) 又可以表示为

$$E_D = \frac{3\gamma_s \theta}{D \theta_m} \left(1 - \ln \frac{\theta}{\theta_m} \right) \approx \frac{K \theta}{D} \quad (1-5)$$

由于 θ 和 D 均是实验可测的，所以式 (1-5) 可以用来计算 E_D 值，其中 K 是常数。由于胞状组织的晶界模糊，所以式 (1-5) 不适于计算胞状结构的储存能。 θ_m 是归一化的取向差，满足以下的关系

$$\gamma = \frac{\gamma_m \theta}{\theta_m} \left(1 - \ln \frac{\theta}{\theta_m} \right) \quad (1-6)$$

其中， γ_m 和 θ_m 分别是当晶界达到高角晶界时的界面能和界面位相差。

1.3.1 储藏能与亚晶结构大小

对于室温变形的金属，胞状组织/亚晶粒的大小随应变的增加而减小。Gil Sevillano 等^[1]发现很多金属都显示这种相似的行为，且不依存于变形的方式，这个结果也为最近的研究工作所证实。Nes^[5]指出在应变 1 以上，胞状组织的大小与应变成反比(图 1-4)。

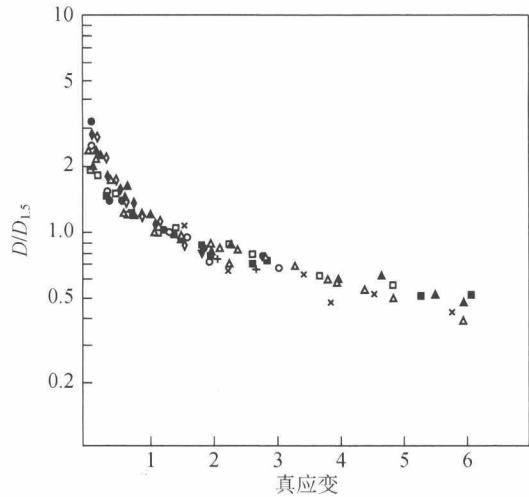


图 1-4 Al, Cu, Fe, Ni, Cr, Nb 平均晶粒大小与真应变的关系晶胞大小用相对于 $D_{1.5}$ 的值来表示， $D_{1.5}$ 是应变为 1.5 时的晶胞大小

1.3.2 储藏能与位向

在 Gil Sevillano 等^[1]的综述里，记录了平均胞状组织/亚晶的位向差随应变增加而增加，但是 Nes^[5]记录的铝合金的结果显示在应变为 1 时位向差在 $2^{\circ} \sim 3^{\circ}$ 即饱和。在研究 Al^[6]和 Ni^[7]的 TEM 结果以及铝合金^[8]的 EBSD 结果显示随应变增加位向差增加(图 1-5)。在此需要提醒的是大范围变形带(Deformation band)的位向差不包括在内。

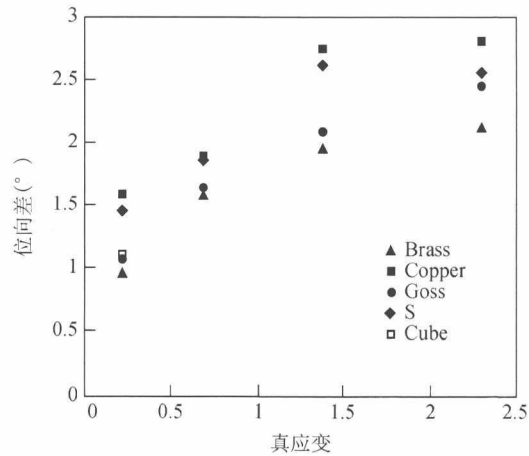


图 1-5 应变和晶粒方位对 Al-0.1 (wt%) Mg 合金的胞方位差的影响

定义方位梯度为横跨微观结构的某个区域的方位差的积累率，即 $\Omega = d\theta/dx$ ，平均亚晶方位差仅仅是一个晶粒中描述方位参数的一种，对于再结晶的形核最重要的是长程方位梯度。在很多情况下，可以发现尽管最近邻方位差是低的，但是晶粒内的位向差可能很大。由于变形微观结构的复杂性，方位差这样的概念仅仅用于某些特定的微观组织特征时是有用的，例如，与第二相相邻的区域或者过渡带。

实验证明胞状组织/亚晶大小和位向差均依存于晶粒的方位，那么根据公式(1-4)，可以预测储藏能随方位的不同而不同。这个规律将对再结晶行为有重要的影响。对 70% 冷轧铁的研究(图 1-6)表明，轧制到此应变，微观组织主要由胞状组织组成，发现胞的大小和相邻胞的位向差是方向依存的。

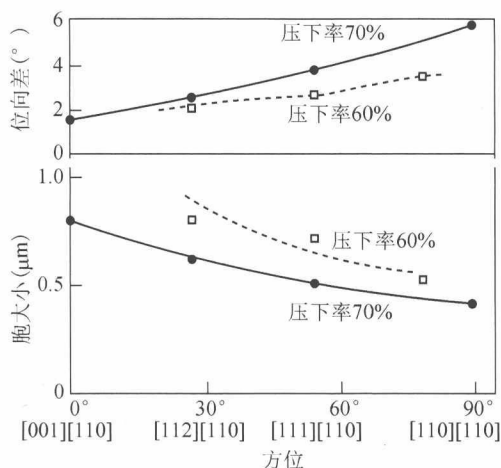


图 1-6 轧制铁的胞的大小和位向差与局部方位的关系

对于板织构的一种成分 $\{hkl\} \langle 110 \rangle$ ，在近轧制面 $\{110\}$ 附近出现大的方位差和细小的胞，而在 $\{100\}$ 方位出现了大尺寸的胞和小的方位差。根据式(1-5)，如果位错主要集中于胞壁和亚晶界上，那么储藏能在小胞尺寸和大方位差时应该更大。可以总结出以下的储藏能顺序

$$E_{110} > E_{111} > E_{112} > E_{100}$$

此结果对理解在低碳钢中发现的再结晶织构非常有用，用 X 射线宽化方法发现在 70% 轧制的镇静钢中，存在与轧制铁相似的储藏能的方位依存性，数据如图 1-7 所示，这些数据来自于对轧铁和低碳钢的局部方位对储藏能的影响的研究。这些结果进一步指出主要的高能成分 ($\{110\} \langle uvw \rangle$ 和 $\{111\} \langle uvw \rangle$) 是由同时在横向和轧向伸长的胞组成的。这些胞 $0.15 \sim 0.20 \mu\text{m}$ 厚，长度为厚度的 $2 \sim 3$ 倍，具有处于 $\{110\}$ 和 $\{111\}$ 之间以 $\langle 110 \rangle$ 为轴 10° 范围内的方位群。而低能成分 ($\{211\} \langle uvw \rangle$ 和 $\{100\} \langle uvw \rangle$) 与大的等轴晶的胞组织有关，胞直径为 $0.30 \sim 0.45 \mu\text{m}$ ，方位群位于 $\{100\}$ 的 30° 的区域内。在近期应用中子衍射^[9]和同步加速器衍射方法^[10]测量铁和钢的储藏能，发现他们的实验结果与早期的结果是相符的。图 1-7 总结了铁和钢中晶粒方位对储藏能的影响，图中也显示了储藏能与泰勒因子的关系，如果晶粒内整体的滑移行为依存于泰勒因子，那么可以预测储藏能与泰

勒因子的关系。

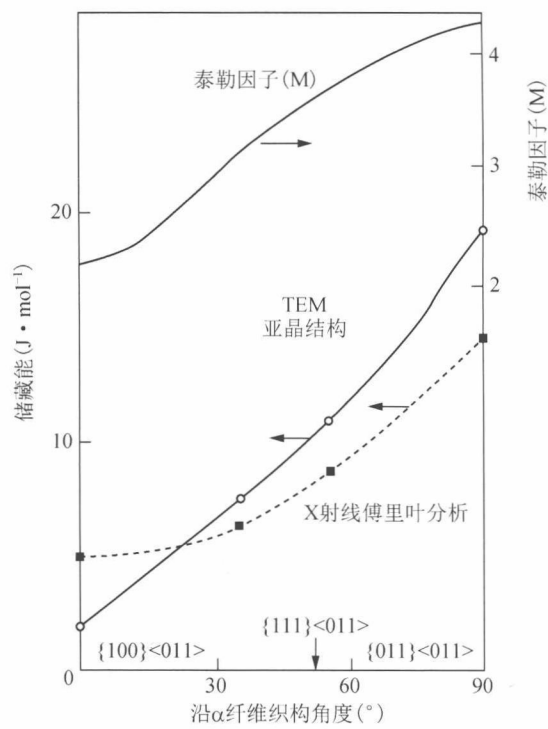


图 1-7 在 α 纤维结构冷轧铁和钢中不同方位的变形储藏能

虽然晶粒方位对室温变形铝的亚晶和胞的影响较少，近期的研究发现亚晶大小与方位无关，但是平均亚晶位向差与方位相关(图 1-5)，这种趋势与在高温变形中发现的规律一致。

1.4 塑性变形方式

在立方晶系金属中，滑移和孪晶是两种基本的变形方式，选择哪种方法依赖于材料参数层错能(γ_s)。如果金属的层错能低，交滑移变得困难，以致难以仅仅依靠滑移改变其滑移方向，那么，孪晶变形就有可能发生。

在以上两种变形过程中，变形面和变形方向与晶体结构相关。表 1-1 和表 1-2 列出了立方金属滑移的滑移系和孪晶变形的孪晶面和孪晶方向。面心立方的滑移晶体学比较简单，在多数情况下，滑移发生于最密排面和沿最密排方向，可定义滑移系为 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 。多年的研究表明，在某些情况下，除了表中所列，其他的滑移系将在高温和在高层错能的金属中出现，例如，在滑移面 $\{100\}$, $\{110\}$, $\{112\}$ 和 $\{122\}$ 上的滑移系。最近，有通过滑移在表面露出，并标记这些滑移的方法发现非八方晶滑移在铝的高温变形中对微观组织和织构的形成的影响作用^[11]。不同寻常的是，低温滑移也在 $\{111\}$, $\{110\}$ 和 $\{122\}$ 面上出现。在大应变的低层错能合金 70：30 黄铜中观察到几个位于非八方晶平面的滑移^[12]。

表 1-1 立方金属的滑移系

结 构	滑 移 系	
	滑 移 面	滑 移 方 向
FCC	{111}	$\langle 110 \rangle$
	{110}	$\langle 111 \rangle$
BCC	{112}	$\langle 111 \rangle$
	{123}	$\langle 111 \rangle$

表 1-2 立方金属的孪晶

结 构	孪 晶 剪 切	孪 晶 面	孪 晶 方 向
FCC	0.707	{111}	$\langle 112 \rangle$
BCC	0.707	{112}	$\langle 111 \rangle$

在 BCC 金属中，滑移方向位于密排方向 $\langle 111 \rangle$ ，但滑移面可在 $\{110\}$ 、 $\{112\}$ 、 $\{123\}$ 三个平面的一个上。这些平面中的每一个均包含密排方向 $\langle 111 \rangle$ ，选择哪个面进行滑移取决于变形温度。在低于 $T_m/4$ 的温度 (T_m 是熔点)，是 $\{112\}$ 面；在 $T_m/4 \sim T_m/2$ 的温度，是 $\{110\}$ 面；而在高于 $T_m/2$ 的温度，是 $\{123\}$ 面。在室温下，铁以全部三个面和共同的 $\langle 111 \rangle$ 方向进行滑移，用“铅笔滑移”来描述在此情况下的滑移过程，这样滑移的结果将导致在事先抛光的表面上看到波浪形的滑移线。

一般地，具有中等到高层错能的面心立方金属，如纯铜 (约 $80\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$) 和铝 (约 $170\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$) 以及体心立方金属变形采用滑移的方式。低 γ_s 的金属，如银、70：30 黄铜和不锈钢 (约 $20\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$)，位错分解形成层错，孪晶成为变形的一种主要方式。孪晶变形在变形温度较低、应变速率较快时发生的可能性增大。

在多晶密排立方金属如 α -Ti 中，塑性变形也从滑移开始，但是，由于缺乏足够的滑移系来协调施加的应变，滑移将伴随着孪晶变形的的方式。孪晶变形的详细内容见 1.8 节。

1.5 变形微观组织分级

滑移变形的基础是位错理论，塑性变形伴随位错密度的增加和位错的积累，一般塑性变形的位错密度比完全回火态的金属的位错密度大五个数量级，塑性变形也导致应变能增加。

变形过程中金属微观组织的改变表现为几种形式：一种是较显著的晶粒形状的变化，例如，在轧制、拉拔和挤压过程中，晶粒变成与变形方向平行的长条形组织；一种是变形过程中在晶粒内部发生的微观组织的变化，表现为位错积累和亚晶粒的产生等；还有一种变化就是晶粒方位的变化，变形后的结晶方位的变化与外加应力的方向有关，这种变化并非随机，而是与变形的晶体图形学有关，变形的结果是形成一种具有某取向的织构，例如，由于轧制产生的板织构 (Rolling texture) 和挤压或拉拔产生的丝织构 (Fiber texture)，这些内容在后面将提及。

大多数高或中等层错能金属，如 α 铁、铝合金、镍和铜，都采用滑移的方式变形，在滑移变形过程中晶体将改变本身的方位，这导致滑移变形是非一致变形，并产生晶粒内部的不同方位区域，称为晶粒分割(Grain subdivision)。

晶粒分割在多种尺度上都存在，从晶粒级的毫米尺度到亚微米和纳米尺度。随着近期学者对亚微米和纳米尺度的微观结构的研究，发现在亚微米尺度下就可以观察到纳米晶粒，纳米晶粒的产生需要大的变形量，并能在室温下得到保持，这与纳米晶粒处于高能态相关。

在多晶体受到平面应变的压力变形时，在不同的尺度，多晶金属均发展了剪切带、变形带、亚结构、位错结构。剪切带和变形带将在以后的部分介绍，在此简要介绍亚结构(Cells and subgrains)和位错结构。金属变形的位错缠结形成亚晶粒的晶界，亚晶粒的晶界的倾角为 $\theta < 15^\circ$ ，区别于高倾角的晶粒($\theta \geq 15^\circ$)。在一个变形带中存在多个亚晶粒，大小取决于应变和局部的应力大小。随应变量的不同，将出现不同的亚晶结构，如胞带(Cell band)和微剪切带(Micro-shear band)。在高应变时，如应用剧烈塑性变形，亚晶粒可达到亚微米甚至纳米尺度。

位错作为变形的方式，在变形的初期普遍存在，而后随应变的增加而发展为位错缠结或胞状组织(亚晶粒)。稳定的应变状态存在的位错形态是位错缠结，它存在于应变较小的时候，在应力指数为3的固溶原子拖曳蠕变模型里，也能发现在大的变形后分散分布的位错。

这些变形的微观结构在很多金属中存在，但是这样的分级是从纵向的角度即从毫米、微米到亚微米、纳米尺度来观察得到的，可见，变形后的金属在不同尺度上的微观结构不同。除了尺度的角度，还有变形时间的角度，即应变的角度，微观组织在应变增加后也呈现不同的特征。以下先对剪切带和变形带进行阐述，然后阐述胞状组织的演变。

1.5.1 剪切带

剪切带(Shear band)是贯穿几个晶粒或试样的上下表面的组织形式，如图1-8所示的剪切带与轧制面倾斜，由剧烈剪切变形产生。通常剪切带发生在与轧制平面成 35° 的位置。剪切带显示出塑性变形的非稳定性，其尺度在几个晶粒尺寸以上的毫米量级。

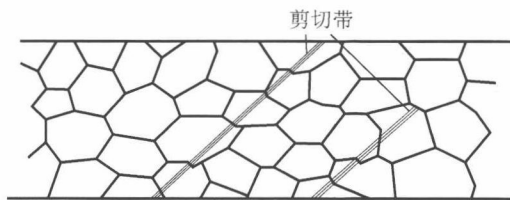


图 1-8 剪切带形成于平面应变变形的板材中，有些剪切带贯穿板材的上下表面

剪切带发生在很多金属和合金中，早在1922年Adcock的论文中就有描述，在1972年Brown的关于铝的文章和1973年Mathur和Backofen关于铁的文章中就提及，剪切带在剧烈剪切的狭窄区域发生，它们的发生独立于晶粒结构，且独立于一般的结晶学的观点。在经过轧制变形的材料中，剪切带发生在与轧面成约 35° 的方向且与剖面方向