

金相组织解说

〔美〕威廉·劳斯特克 詹姆斯R·德伏莱克 著

刘以宽 魏馥铭 周 莲 译

徐佐仁 校



113.1

上海科学技术出版社

金相组织解说

威廉·劳斯特克 詹姆斯 B. 德伏莱克 著
刘以宽 魏馥铭 周 莲 译 徐佐仁 校

上海科学技术出版社

Interpretation of Metallographic Structures

Second Edition

William Rostoker

James R. Dvorak

Academic Press·1977

封面设计 郭 力

金 相 组 织 解 说

威廉·劳斯特克 詹姆斯 R. 德伏莱克 著

刘以宽 魏馥铭 周 莲 译 徐佐仁 校

上海科学技术出版社出版

(上海瑞金二路450号)

新华书店上海发行所发行 上海商务印刷厂印刷

开本 787×1092 1/16 印张 10 字数 231,000

1984年5月第1版 1984年5月第1次印刷

印数 1—9,000

统一书号: 15119·2310 定价: (科五)1.55 元

内 容 提 要

本书汇集了大量的光学金相和电子金相显微组织照片。每幅照片都有详细注释,从材料成分、加工过程和组织特征等方面作了说明。同时,在正文中着重用物理冶金的概念作了理论上的阐述。书中照片清晰,解说合理,图文并茂。

本书共分六章:(一)多晶体结构;(二)断口金相;(三)结晶;(四)固态相变;(五)扩散和迁移过程;(六)定量金相学。

本书可供大专院校材料科学专业和金相热处理专业师生,以及从事材料科学、金相热处理、金相检验、金属热加工等工作的科技人员参考。

本书第一、六章由魏馥铭译,序言和第二、三章由刘以宽译,第四、五章由周莲译。全书由徐佐仁校。

第二版序言

利用再版的机会,我们更新了一部分显微组织照片,并纠正了本书第一版中的一些错误。

在过去的十年里,人们对断裂方式的认识有了很大发展,因此这一版中把有关断裂的内容单独列为一章。由于应用扫描电子显微镜可以鉴别各种独特的断口形貌,因而在进行断口分析时,必须把扫描电子显微镜同光学显微镜结合起来使用。这是新的一章介绍的主要内容。

目前,定量金相技术已得到很大发展。这一版中补充了一些例子,介绍如何应用定量金相技术去测定金属材料性能与加工工艺的相互关系。

第一版序言

光学反射显微镜是比较和鉴别金属组织的有效工具,若使用者具有熟练的操作技巧和丰富的经验,则光学反射显微镜往往可发挥更大的作用。通过结合应用物理冶金学的知识去识别金属材料显微组织中的有意义的特征,我们就可以对金属组织作出合理的说明和判断。为了向冶金专业高年级学生传授这方面的知识,我们编写了本书。此外,本书也可供冶金工作者参考。

本书是由许多显微组织照片汇编而成的。对每张显微组织照片,都从物理冶金和金相学相互关系上作了一些说明。我们并没有把所有各种合金的显微组织照片都收入本书,而是精心选择了一些典型的例子。这些例子说明,只要掌握金属的组织特征,就可以对金属组织作出合乎逻辑的解说;掌握这门金相组织解说技术对识别金属组织是很有帮助的。

本书在内容安排上分概述和注释两部分。对每个主题都结合金相观察进行概述,显微照片的选择是同概述的内容紧密结合的。每张显微照片下都有详细注释,联系材料成分、热处理或机械加工工艺,对正文概述的内容作了补充说明。为了鼓励读者掌握更多的知识,我们还对一些金相组织作了简短的评述。

本书最后一章研究定量金相学,这一章的内容不同于前面各章。近几年来定量金相技术已得到很大的发展,可以肯定,这门技术将在物理冶金研究中发挥越来越重要的作用。我们知道,以平截面视图来表示不透明组织是有局限性的,而了解定量金相技术将有助于理解这种局限性。

为了证明金相解说技术适用于所有金属材料,我们有意识地从各种金属材料中选取试样。根据各种材料的共同的和各自不同的组织特征,我们可对各种金属组织作出令人满意的解释。

为了使本书中的显微组织照片在技术上臻于完善,在放大倍数上和正文中有关内容协调一致,我们曾作了很大努力;但是,由于受到图象质量问题的限制,本书的显微组织照片并不是非常理想的。此外必须指出,本书并不是供检验师使用的检验指南,书中的显微图象也并非全是冶金工作者在工作中所经常见到的;本书旨在教育学生,而不是分类编目。

为了便于叙述,我们在概括物理冶金学的新概念时略去了对它们的推导。

目 录

第二版序言

第一版序言

绪言	1
第一章 多晶体结构	3
等轴单相多晶体晶粒的结构	3
亚晶界	6
冷加工金相学	7
再结晶和晶粒长大	16
热加工金相学	22
夹杂物	25
第二章 断口金相	31
裂纹形核	36
应力腐蚀和其它环境因素引起的开裂	41
疲劳开裂	46
韧性指标	47
蠕变断裂	47
第三章 结晶	50
树枝状结晶	50
共晶结晶	58
包晶结晶	60
液相互不溶解性	61
亚稳定结晶	65
铸态组织中的晶内核状偏析	66
初熔现象	67
柱状铸态晶粒组织	71
铸态组织的晶粒大小	73
铸态组织中的孔隙	76
非金属介质的结晶	78
第四章 固态相变	83
固溶体沉淀	83
共析转变	94
包析转变	100
马氏体型转变	105
第五章 扩散和迁移过程	112
烧结	112
金属间扩散	115

液态金属渗透	120
气相与金属反应	126
腐蚀	130
第六章 定量金相学	134
测量种类	137
晶粒度测定	139
晶粒的其它几何性质	140
颗粒尺寸的测定	140
球状颗粒的尺寸和分布	141
薄的圆片状颗粒的尺寸和分布	141
细长棒状颗粒的尺寸和分布	141
椭圆体状颗粒的尺寸和分布	141
颗粒间的平均自由程	142
颗粒尺寸的分布函数	142
面间角的测量	145
定量分析的精确度	147
参考文献	150

绪 言

对冶金学家的初期训练通常是识别金相组织。向学生讲解相结构、相变以及热机械加工过程原理的最容易的方法是通过用金相显微镜观察金属形貌。也许是因为在对冶金学家的训练中,金相技术的作用是毋庸置疑的,所以金相学往往会被看成是一种成熟的技术;尽管它并不比冶金学本身更为定型或受到确认,但由于实用上的以及目测鉴定方面的原因,每当认识有新的发展时都必须通过判断金相特征来解释金属组织。

当金相方法仍然是一种通用的技术手段时,现代冶金学就用测定各种物理和机械性能以及辐射交互作用的方法来阐明各种聚集态。对各种不同金相检验手段的相对优缺点,学术界并没太多的不同看法。事实表明,没有任何手段本身具有足够的能力可全面检测金属材料的性质,每种手段所获得的只是金属材料性质某个方面的信息,因而是不足的,只有综合各方面的判断才能对金属组织作出明确的解释。因此,需要清楚地了解各种冶金研究手段的能力,并要知道其在使用上的局限性。

因为本书是作为冶金学工具的金相学书籍,所以对读者来说必须考虑借助于光学反射显微镜可观察到的金相组织的特征。金相组织显示了一个相或混合相的多晶体聚合物,这种聚合物可以用相的数量、相的形态和相的结构来加以描述。显微组织本身并不能给出相的化学成分或晶体结构的信息,要获得这种信息则需借助于其它测试系统的配合。

本书不涉及金相检验用的金属试样的制备技术。我们假设读者已懂得必须制备具有良好反射能力的平坦表面的试样,该表面不应有可见的物理缺陷,不因所采用的制备方法不同而改变其表面性质。通过浸蚀作用可以分辨各种组成相及晶界,而最常用的则是水溶液浸蚀。浸蚀剂的选择仍处于经验阶段,但是可事先制定出有关的技术条件。

浸蚀过程基本上是一种明显各向异性的溶解过程。它要求浸蚀液以明显不同的速率浸蚀各种不同类型的相。这样,相同外观的各相因对光的反射率不同呈现出光亮和阴暗的差异,从而显示其特征。不仅一定组织中各相之间化学浸蚀速率必须有明显的差异,而且由水平截面显示的不同取向晶粒或晶体之间也应当有明显可见的差别。换句话说,浸蚀率一定要对晶粒中心和界面或晶界之间的微小化学变化很敏感。所有这些就是指必须使原来平坦均匀的反射面变成一系列台阶,每个台阶表面均有相的凹凸不平的特征,相的界面显示为陡峭但又狭窄的沟槽。好的浸蚀剂应当可以明显分辨局部化学溶解的差异。通常,一种浸蚀剂并不具有区分所有金相特征的能力,能在化学成分不同的相之间形成明显衬度的浸蚀剂,可能完全无法区别给定相区中晶粒的取向。

另一种鉴别组成相的方法是按照组成相类别,选择不同的速率在化学溶液中氧化试样表面。在这种情况下,光反射范围就由一组色谱所代替,即染色浸蚀。色谱本身是光干涉和氧化物膜厚度之间作用的产物。所构成的色谱和我们在钢回火处理时所看到的颜色基本上没有什么差别。正如化学浸蚀的速率一样,染色度(或氧化度)能区分不同的相。但是这种方法并非总能满足要求的,因为晶粒取向的变化会产生同化学成分变化同样大的染色差异。

此外,还有更进一步的金相技术,包括高温不均匀氧化或蒸发等。然而,有时仅依靠天然光的反射差别或者浮突抛光 (relief polishing) 就行了。对某些具有光学各向异性的相,采用偏振光的效果通常较好。

必须经常记住,金相检验只是建立了一个三维结构的平截面视图。然而,如何将三维结构简化成任意平截面图还未得到足够的重视。实际上,人们显然都能通过视觉和思维从熟蛋的切片再现其扁椭球体的原始形象。

对金属显微组织进行解释的能力日益提高,反映了我们关于液态金属性质和固态相变方面知识的增长;至少从定性的意义上讲,我们对形核和长大的过程,扩散和非扩散的过程,晶体长大的各向异性,以及温度和时间对从亚稳态到稳定态转变的影响等方面,已有了很好的了解。在进行这些方面的研究时,金相学是必需的手段。同许多其它的研究手段一样,成功的使用反过来又提高了其本身的功能。

此外,对表面能和界面能在晶体长大和相变过程中作用的了解,已增强了我们对金相组织的解释能力。界面能决定着亚稳态向稳定态的转变以及转变时产生的相的形态和图形。

人们可以试图通过正在发展中的金相组织解说技术来合理地说明新的不熟悉的金相组织的意义。但是这只能在本书所载的资料范围内完成。金相解说并不是一种无须依靠它物的技术,它必须利用物理性能的测试、显微探针分析和结构研究,以及已知的化学成分、相平衡、加工过程的历史和使用条件等。

在任何解释金相组织的方法中,找出一般规律是最重要的。例如,在黄铜中所看到的组织和在黑色金属以及其它合金系中存在着的组织相似,而在碳钢中奥氏体转变为珠光体与 Mg_7Zn_3 相分解成 Mg 端固溶体和 MgZn 并没有什么根本不同。相变的动力学可以是不同的,但是组织形态的各种变化及其派生过程则是相同的。

第一章 多晶体结构

等轴单相多晶体晶粒的结构

图 1-1 的显微组织描绘了单相形式的多晶体组合体。它表示如图 1-2 所示的那种相互密接以完全填满空间的单晶聚合体的一个横截面。在显微组织中单个晶粒的多边形形状表示这样的理想化固体模式, 即它既符合拓扑学的限制, 满足完全填满空间的要求, 同时还使交会处界面张力处于平衡。

呈二维排列的密接多边形, 其任何大小的典型试样必须遵守拓扑学关系, 包括多边形数 P_n^* 和每个多边形的棱边数 n :

$$\Sigma(6-n)P_n=6^{**}$$

用符合这种规律的试验来确定试样是否满足要求。对于具有 P_n 个多边形面, 每个多边形面有 n 条棱边的 B 个密接多面体的组合也保持类似的关系。

$$\Sigma(6-n)P_n=6(B+1)^{**}$$

应该注意到, 在这种图解中多边形和多面体并不需要具有相同的尺寸或形状。

但是冶金材料的晶粒并不呈简单的几何排列。晶粒间的界面有表面能或界面能, 除小角度晶界和孪晶界外, 这种任意位向晶粒的界面能的大小几乎都相同。这意味着: 沿三颗相邻晶粒的交线, 每个界面内的表面张力矢量以及最靠近相交处的界面应该彼此成 120° 角。通常可以观察到, 在已退火的单相状态的材料中, 晶界间夹角大小的统计分布峰值是 120° ; 然而单个实际晶粒在大小和形状上并不相同, 因此如果强使界面交线的尖端遵循表面张力平衡, 则这些交线一定是弯曲的, 而这些多面体的晶粒表面也一定是弯曲的, 这在图 1-1 和图

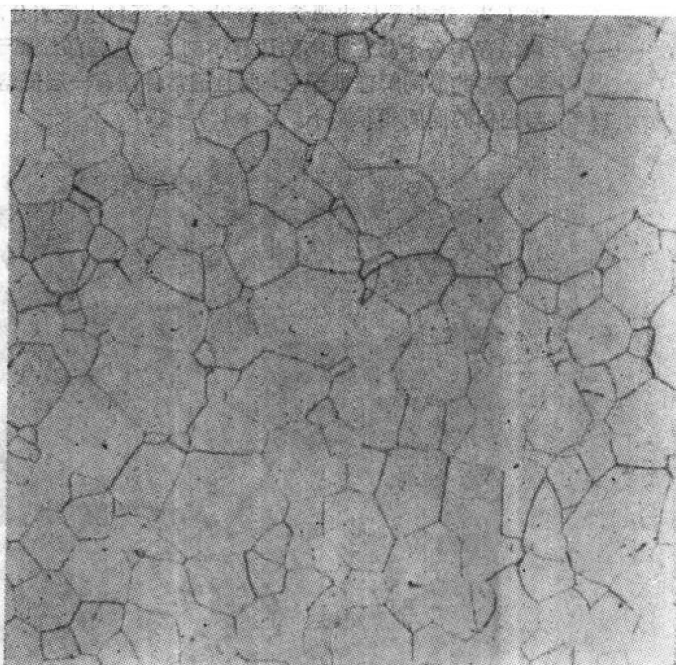


图 1-1 含 30% W 的 Mo-W 合金单相等轴晶粒组织。平截面上显示了棱边数在 3 至 11 范围内变化的多边形, 其中 80% 以上具有 4 至 7 条棱边。

浸蚀剂: 5 克 NaOH, 5 克 $K_3Fe(CN)_6$, 100 毫升 H_2O 。 $\times 75$

* 原文误为 P 。——译注

** 参阅 C. S. Smith, "Metal Interfaces", pp. 65~113. ASM, Metals Park, Nokolty, Ohio, 1952。——原注

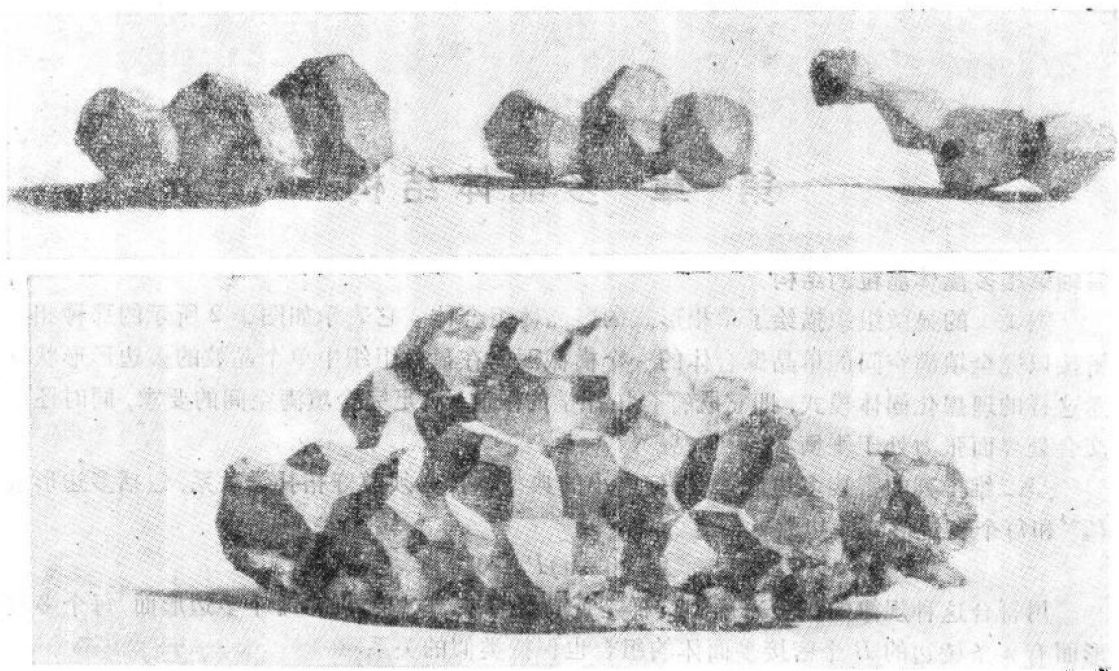


图 1-2 这些是从电弧熔炼的 Ti 合金坯料上锤击分离下来的单个晶粒群。这些碎块保存了各个晶粒真实的边界小刻面。这些晶粒属于铸造组织,大得异乎寻常。这种完整的晶间解理很罕见,而且通常伴随有一层低熔点液相的晶间薄膜,这种液相与固相的面间角非常小。 $\times 1$

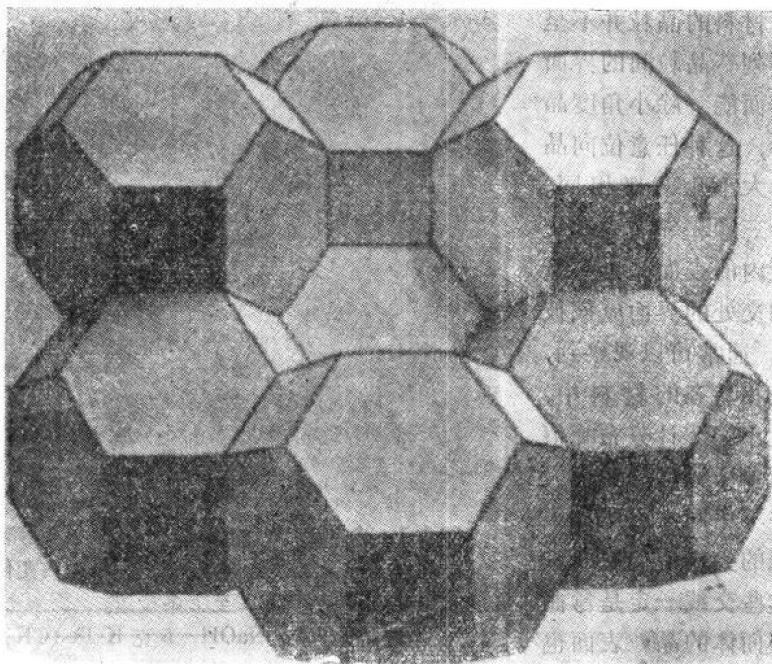


图 1-3 十四面体的一个巢状组合,它模拟了一种理想化的多晶聚合体。(取自 C. S. Smith, "Metal Interfaces", ASM, Metals Park, Novelty, Ohio, 1952。C. S. Barrett 画。)

1-2 中是明显的。

这种晶界(晶粒的界面)固有的曲率是晶粒趋于六边形晶粒界面以及晶粒长成相同尺寸的驱动力。这两个因素使得曲率以及界面系统的总能量减至最小。

空间填满多面体的拓扑学关系提供了另一个重要的关系,即函数 $n/(6-\bar{n})$ 应当尽可能的大(式中, $\bar{n}$ * 是多面体的平均棱边数或者是多面体在显微照片中的多边形迹线的平均棱边数)。为了使这个函数具有实际的物理意义和很大的值, $\bar{n}$ 必须为 6 或稍小。实际上,在图 1-1 中 187 颗晶粒累计的棱边数为 1056, 每颗晶粒平均有 5.65 条棱边。

假如我们想寻找一种模型, 其空间完全填满, 其多边形面大多数是六边形(没有呈多于此棱边数的), 而且棱边的夹角为 120° , 则此种理想的模型就是图 1-3 所示的 Lord Kelvin 十四面体。我们可以设想, 晶粒长大、晶粒棱边曲率的减小以及能量上不利界面的消除等都是趋于接近这种理想模型的过程。

为了不致于使人认为这种讨论仅为金属所特有, 图 1-4 示出了纯晶体陶瓷的具有相同特征的多边形组织。

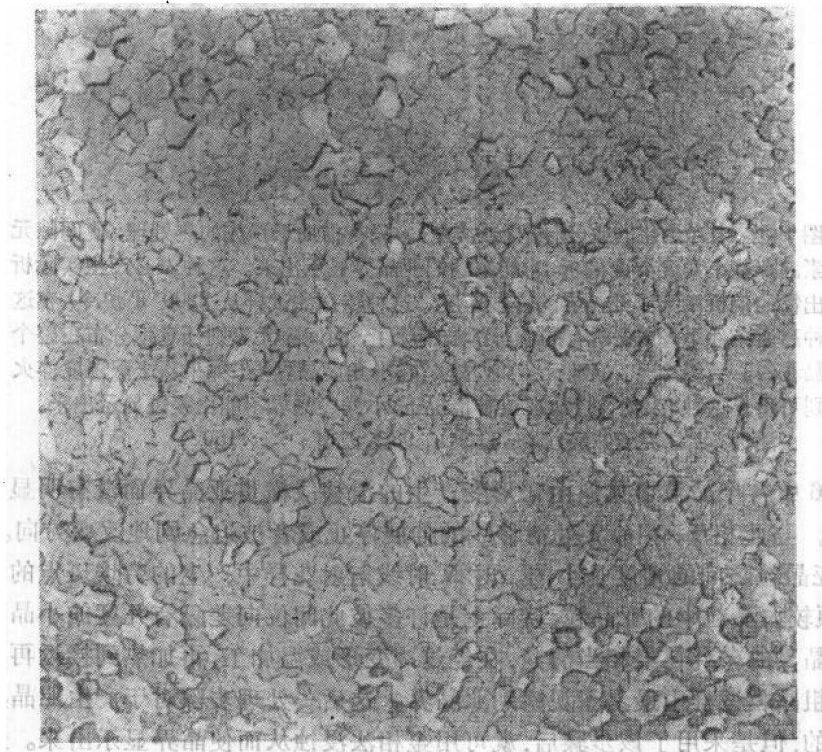


图 1-4 高密度 MgO 单一等轴晶粒组织, 由高纯度的 MgO 精粉加入少量 CaF_2 或 LiF_2 , 经热压制成。在热压操作中, 这些氟化物的熔化起了液相烧结作用; 但这些氟化物在 MgO 中有足够的固溶度, 因此最终氟化物消失而留下致密的单相低浓度固溶体。对加有少量 ($\sim 0.5\%$) 镍粉的钨粉聚合体进行热压或冷压, 然后以高于镍的熔点的温度进行烧结, 也能得到相同的结果。

未浸蚀。 $\times 100$

* 原文误为 n 。——译注

亚晶界

图 1-5 中所示各个晶粒被经过极微弱浸蚀的亚晶界网络所再分割。亚晶界与晶界的交角通常几乎是直角,这表明沿亚晶界的表面张力不大。

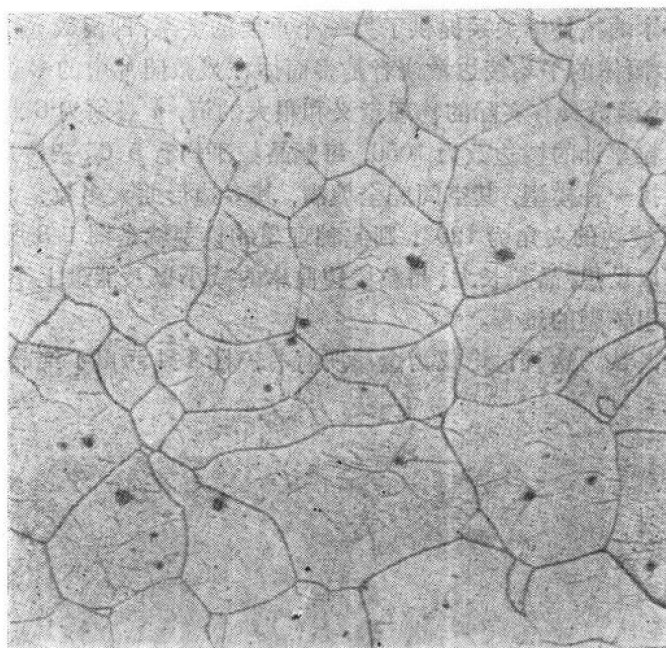


图 1-5 未合金化的铁(阿姆科铁类型)。只有借助于预先的热处理,使间隙元素向那些小角度界面偏析,才能使铁的亚晶界显示出来。这种未必产生实际析出物的偏析增大了亚晶界的浸蚀速度。这种特殊的试样从 2200°F 炉冷,在这种高温条件下,原先所有的偏析都被消除了,而间隙元素则任意地分布在整个晶粒内。当缓冷时,间隙元素将“浓集”在小角度晶界上;如果从上限温度淬火则可阻止这种“浓集”过程,在这种情况下,小角度晶界不能由浸蚀显示出来。

浸蚀剂: 2 克苦味酸, 2% HNO_3 , 98% 乙醇。 $\times 150$

从图 1-6 中各个晶粒可见, 由于形变产生的滑移线横贯亚晶界而没有明显的阻塞或突然改变方向。与此相反, 在晶界处滑移线的伸展停止或者被迫急剧地改变方向。由此人们可以推测, 亚晶粒之间的角度是小的。对 X 射线衍射花样中产生的劳埃斑点的研究也清楚地证实, 一颗较大晶粒中的亚晶粒, 实际上是许多彼此间位向差只有几度的小晶块。

形成亚晶界的条件已经相当清楚, 在经过冷变形或温加工, 再加热到接近再结晶温度然后再缓冷的粗晶粒试样中最易于观察到亚晶界。这后一处理步骤对于产生亚晶界来说并不是绝对必需的, 但是采用了该步骤后, 就可用金相法浸蚀从而使晶界显示出来。这种对于浸蚀的反应似乎与少量微量元素尤其是间隙元素在亚晶界的偏析有关。但是, 如果增强小角度晶界浸蚀速度的偏析元素一种也不存在, 那就观察不到亚晶粒组织。

就目前对小角度晶界或亚晶界的了解而言, 它们可能是由于少量形变产生了大量的并且或多或少是任意排列的位错受热重取向的结果。热激活使同号位错呈长线排列而使其处于最小能量状态, 这种任意长大的位错线相交形成可以观察到的位错网络。

作为凝固过程的结果, 在铸造金属的粗大晶粒中也可明显地看到亚晶粒组织。主要的小角度界面通常沿凝固方向取向, 同号的位错线实际上在许多稍有位向差的小晶块之间构

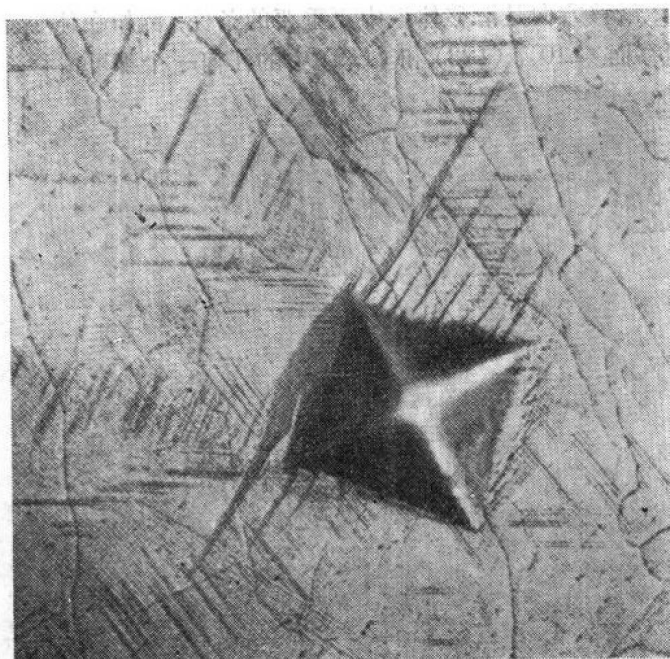


图 1-6 这个视场聚焦于一颗铅晶粒的内部，该铅晶粒位于具有大柱状晶的电弧熔炼的铸锭内。宏观晶粒是由延伸的胞状排列的亚晶粒所组成。亚晶粒之间小的位向差是由方向未被扰乱的、由显微硬度压痕处发散的滑移带显示出来。交叉滑移带之间的角度关系揭示了密排六方结构是在棱柱面上而不是在基面上产生滑移的。

浸蚀剂：20% HF, 20% HNO₃, 60% 甘油。 ×500

成一个小角度晶界，每单位长度亚晶界线上的位错数规定了位向角。经高倍放大，亚晶界常可分解为能代表各个位错的一系列斑点或浸蚀坑。

多边形化这个名词最初用于描述经低温形变热处理某些密排六方金属单晶体中产生的规则位错浸蚀坑的列阵或线。其后，在非六方晶系的金属单晶体以及多晶聚合体的单独晶粒中也发现有多边形化现象。

亚晶界的热稳定性很好，但经常会被能产生细小再结晶晶粒的形变热处理所明显消除。亚晶界经常作为第二相从过饱和固溶体中析出^{*}，以及仍然在固溶体中的溶质原子偏析的优先位置。

冷加工金相学

用塑性变形的能力来区分金属和其它工程材料也许比用其它性能更为有效。金属中的塑性变形既是强制成形的一种手段，又是导致组织、机械和物理性能发生变化的一种方法。已经观察到的组织效应主要可以用金属的晶体尤其是金属多晶体的特性来解释。

在单个晶体中变形的基本单元是滑移。实际上，滑移就是晶体的一部分在被称为滑移面的对称平面上相对于另一部分的滑动。晶体通常具有一种或几种可能的 (Potential) 滑移面，这些滑移面可由密勒指数进行具体的晶体学描述。除了优先的滑移面外还有优先的

^{*} 见“固溶体的沉淀”一节，图 4-5 (第四章)。——原注

滑移方向。很可能, 滑移方向是滑移体系中更重要的条件, 例如在体心立方的铁中, 滑移方向 $[111]$ 不变, 而滑移面 (110) 、 (123) 和 (112) 中的任何一个都可滑移。

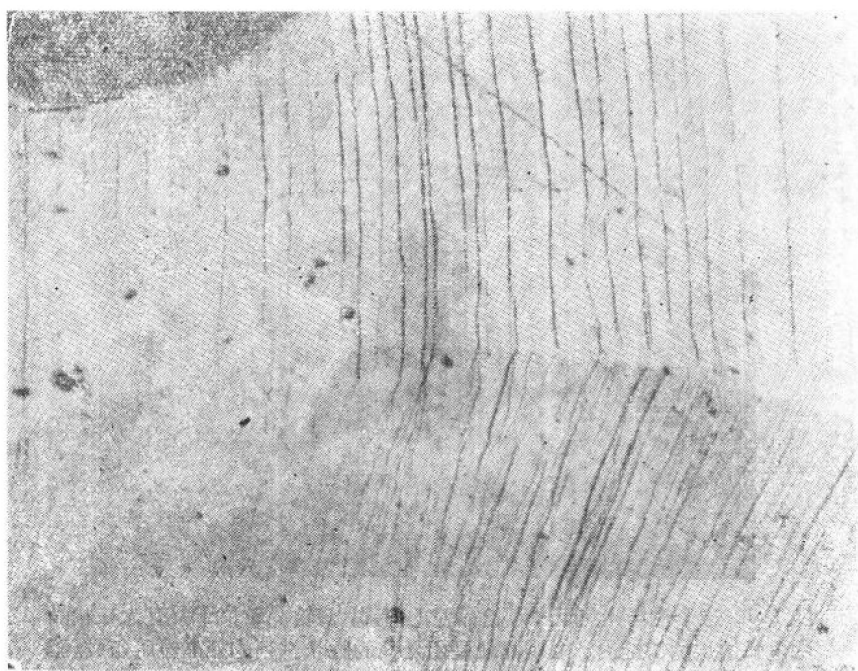


图 1-7 用熔融银渗入粘结纤维烧结衬套内制成的低碳钢纤维与银的复合物。以银为主要相的最终组织是致密而没有孔隙的。由于 Ag 和 Fe 是不能互溶的, 因此不存在合金化作用, 而只发生固态铁为液态银所润湿。这张显微照片表示对复合物两个组成部分中塑性应变分布的分析。在进行仅有百分之几的延伸以前, 拉伸试样标距长度按金相质量标准抛光。所产生的滑移线花样是一种浮凸组织, 在重新抛光时它会消失。显微照片说明了几个要点。滑移同时在两相中进行, 事实上, 由于在银中(白色)每条滑移带以变化的方向和特征延续至钢中(黑色), 所以在一相中的滑移显然与在另一相中的滑移有关。该显微照片还说明了面心立方的银中, 相对于体心立方的铁中较复杂而呈波纹状的滑移系而言, 具有比较直和简单特征的滑移线。

未浸蚀。 $\times 450$

在达到临界切应力时不是每一个可能的滑移面都产生滑移。有效滑移面通常有宽的间隔, 这种间隔距离的大小与温度有关。除了只有基面滑移的密排六方金属以外, 其它各种滑移体系都彼此相交。晶体的塑性变形就是大量平行而又交叉的滑移体系的滑移位移的综合。

滑移并不使滑移面重新取向, 因而一个新抛光和浸蚀的表面将不会显示出原先滑移的花样。单纯滑移仅能作为一种类似浮凸效应或一种后时效效应被观察到。在新抛光表面上出现的某滑移面的切变位移将沿线形轨迹产生一个台阶, 它甚至在低倍下也能观察到。在特殊的检验条件下, 这种表面台阶可以作为较小单元台阶的累积而显示出来; 这种较小的单元台阶表明滑移已在大量紧密聚集在一起的滑移面上产生。由于这个缘故, 在图 1-7 中显示的许多滑移的迹线通常称为滑移带。对同一试样进行重新抛光和浸蚀, 会使大部分滑移带系列消失。如果象在铁素体铁中那样有许多滑移面时, 那么滑移带可能呈波纹状而不是以直线形式出现, 表明这种滑移过程是在亚微观尺度范围内从一个面向另一个面移动的过程。波纹状滑移带也能如图 1-8 所示的那样以多重交叉滑移的方式产生。



图 1-8 这幅显微组织图是在整个铜基体中弥散分布着短铅纤维的复合物中测定塑性应变分布的实验结果。试样加工成可在非轴向拉应力下作少量延伸。试样标距的表面按金相质量标准抛光。不需要浸蚀就能分辨组织中两个组成物，滑移带的浮凸花样表示复合物中塑性分布的情况，可看出铅纤维没有受到形变，这可由其中不存在滑移线来判断，滑移完全限于铜基体中。显微照片显示了滑移线的平行性和周期性、交叉滑移线以及形变带。由于没有涉及到位向变化，所以在重新抛光和浸蚀时，一般的滑移线花样会消失。然而，也可以看到已使某些滑移线族产生弯曲的浓密的交叉滑移区域，这意味着必然发生位向变化，在重新抛光和浸蚀时这些位向变化会继续存在。

未浸蚀。 $\times 135$

这种滑移高度局部化的性质随着变形度增大而变得更加明显。在图 1-8 所示的粗晶粒试样中，累积的滑移使晶体中的金属滑移带产生较小的位向变化。这些形变带已经重新取向，足以在浸蚀后加以鉴别。

在单个晶粒中发生的滑移以及由一颗晶粒到另一颗晶粒发生的滑移，可以在一定条件下通过位错的缀饰处理后被观察到。图 1-9 示出了一个这样的例子。位错的缀饰取决于含量很少的某些溶质元素向滑移面内的个别位错环处偏析的能力。这通常需要进行一种低温后继热处理，使溶质原子的活动能力显著增强，但不引起已存在的位错列阵松弛和抵消。

人们区分冷变形和热变形并不取决于变形加工时温度的高低，而是取决于加工的温度是低于还是高于快速再结晶的温度范围。因此难熔金属在室温以上好几百度加工仍属冷加工，而对很纯的铅来讲室温即属热加工的温度范围了。正如后面的金相检验将要示出的那样，晶体畸变的保存是判断所经受的变形种类的主要依据。

图 1-10 显示多晶聚合体的晶粒经受畸变的典型结果。各晶粒在主应变方向产生延伸。随着冷变形断面收缩率的增加浸蚀性能会逐渐变化。这也与择优取向或织构的逐步发展相一致，这种择优取向或织构意味着这些晶粒不仅在延伸，而且相对于某一任意方向，它们位