

世界当代

铝加工最新技术[2]

刘静安 傅启明 张宗富 编译 中南工业大学出版社

SHI JIE DANG DAI
Lü JIA GONG
ZUI XIN JI SHU



世界当代

铝加工最新技术〔2〕

刘安静

傅启明

张宗富

编译

中南工业大学出版社

SHI JIE DANG DAI

LÜ JIA GONG

ZUI XIN JI SHU

内 容 简 介

本书是翻译自1986年世界铝技术会议论文集的106篇优秀论文中,根据我国铝工业的发展现状与趋势,选其最优秀者5篇,经翻译加工,分(1)、(2)两集出版的。全书分为综述与发展趋向、熔炼与铸造技术、成形工艺、组织与性能分析、新材料开发与应用以及加工设备及其控制状态发展等六大部分。全面系统地反映了当前世界各国铝技术的发展概况和所取得的最新研究成果,同时也展示了今后的发展前景,有较高的理论水平与良好的实用性,对指导我国铝技术的发展有一定的参考价值。

本书可供从事铝合金及其加工材的生产、科研、设计、使用部门的工程技术人员和管理干部使用,也可作为工程材料、金属加工、冶金机械等专业的大专院校师生的重要参考书。

湘新登字010号

世界当代铝加工最新技术(2)

刘静安 傅启明 张宗富编译

责任编辑:周兴武

*

中南工业大学出版社出版发行

湘潭市东平印刷厂印装

湖南省新华书店经销

开本: 787×1092 1/16印张: 17.75字数: 440千

1992年6月第1版

1992年6月第1次印刷

印数: 0001—0000

*

ISBN 7-81020-387-8/TG-014

定价: 8.00元

译 者 的 话

在有色金属中我国铝的产量居于首位,国家已确立了优先发展铝的方针。为了适应“四化”建设的需要,促进铝工业更快更好地发展,我们结合国内铝工业的发展现状与趋势,从1986年世界铝技术会议论文集的106篇优秀论文中,精选其中最有应用价值的65篇,经加工汇集成了这本《世界当代铝加工最新技术》供国内同行们参考。由于1986年世界铝技术会议是最近的一次世界性铝技术会议,撰文的作者都是世界各国著名大学、研究院所的教授名流或大型企业的造诣很深的专家,论文的内容大多是当代铝技术中最前沿或最有研究价值的课题,所以,本书能全面系统地反映当今世界各国铝加工技术的最新研究成果与发展前景,将对我国铝加工技术的理论与实践的发展起到良好的促进作用。

全书按其内容可归纳为以下六大部分,拟分(1)、(2)两集出版。第(1)集包括第一、二、三部分(共32篇论文),第(2)集包括第四、五、六部分(共33篇论文)。

第一部分是综述。概括了铝技术的发展现状、趋势及2000年以后的展望。

第二部分是熔炼与铸造技术。重点介绍铝液的净化新工艺、晶粒细化技术以及新的铸造方法和工艺。

第三部分是成形工艺。主要介绍各种成形方法的塑性变形机理,工艺参数的确定,变形时的组织与性能变化以及各种缺陷的形成情况。

第四部分是组织与性能分析。主要介绍加工与热处理过程中的组织与性能的变化,加工与再结晶组织及测定方法。

第五部分是新材料的开发与应用。主要介绍超塑性、压铸、快速冷凝、粉末冶金、复合材料等新工艺新技术在各种新型结构材料开发中的应用。

第六部分是加工设备及其控制状态发展。主要介绍最新的加工设备及其先进的控制方法。

本册由刘静安、傅启明、张宗富编译,参加译校的主要有刘静安、傅启明、张宗富、黎文献、文子召、石岩、方华、文林、费瑛等同志,全书由刘静安审校。由于译校者水平有限,错误在所难免,请广大读者批评指正。

编译者

1990.10.

目 录 (2)

第四部分 组织与性能分析

33	铝的轧制组织和再结晶组织.....	(1)
34	加工过程中的再结晶及组织控制.....	(16)
35	铝合金结晶组织的ODF与力学性能的关系.....	(26)
36	铝合金多道次轧制中亚晶粒形态和组织的发展.....	(35)
37	Al—Li合金板材力学性能的各向异性.....	(42)
38	3004铝合金铸带中出现的变形组织和退火组织.....	(50)
39	Al—Mg合金热加工和退火后的显微组织.....	(58)
40	铝箔材的表面分析.....	(75)
41	快速冷凝铝粉末合金的显微组织.....	(86)
42	铝合金淬火工艺对其性能的影响.....	(93)
43	AA7075合金淬火冷却时固溶体的分解速度和C曲线.....	(107)
44	AA7075合金在回归处理和再时效时显微组织的变化.....	(114)
45	Al—Li—Cu—Mg合金的拉伸性能与温度的关系.....	(119)
46	Al—Li—Mg—Cu—Zr (8090)合金中疲劳裂纹扩展.....	(124)
47	7075-1Q1-T73: 具有良好疲劳强度与高韧性的飞机结构用厚板和锻件.....	(132)
48	铝和铝合金的耐磨性.....	(142)
49	铝合金成形性试验.....	(149)
50	流线模挤压的热力学耦合分析及硬度预测.....	(161)

第五部分 新材料开发与应用

51	最新超塑性铝合金的发展.....	(171)
52	汽车用铝结构材料.....	(176)
53	单件锻造铝车轮旋压加工生产线.....	(183)
54	雾化条件对铝粉末组织的影响.....	(192)
55	快速冷凝 Al—Fe 合金的硬化机理及其对力学性能的影响.....	(198)
56	用机械合金化法制作的Al—Mg—Li合金.....	(205)
57	铝合金用硅激光表面合金化和覆层.....	(211)
58	储存盘用铝合金.....	(221)
59	碳化硅晶须增强铝复合材料的制备及性能.....	(228)

第六部分 加工设备及其控制状态的发展

60	铸造和金属工业用的电磁泵.....	(232)
----	-------------------	-------

通

61	现代盐浴在铝及其合金处理工艺中的作用·····	(239)
62	利用连续成形法直接把熔融铝制成挤压型材·····	(246)
63	Babcock 公司的连续挤压成形/连续包覆设备·····	(255)
64	新一代箔料轧机·····	(264)
65	日本第一条铝带材横向磁通感应加热退火生产线的经验总结·····	(269)

33. 铝的轧制织构和再结晶织构

K LÜCKE, J HIRCH (德国)

一、前言

迄今为止, 织构研究在工业上的应用主要是对力学性能各向异性或非均匀性问题进行探讨和解释。其典型例子是将金属薄板深冲压成杯形件时, 由于织构而产生的制耳现象。其实例可参考文献[1]和[2]。为了描述织构, 基本上还是使用极图(“ $PF'S$ ”), 极图可定量地表示出极密度的分布情况。极图大致与各向异性相对应, 例如, 一般来说, 如果极图外围的极密度很高 $\langle 111 \rangle$, 则在这个方向的环形耳状 $\langle 111 \rangle$ 高度一般是不大的^[1]。

但是, 在极图上表示位向分布的两维法不很明确, 甚至是含糊不清的, 因为, 一个位向在极图上可定出几个极, 而多个不同位向(甚至可以说无数个位向)很可能具有一个公共的极。

这就意味着, 极图中某一指定点上的极密度是由许多位向形成的, 因而使得极图中某一规定位向的出现频率不可能明确无误地用目视观察出来。甚至在颇为简单的织构中(例如在图33-6中所示的 R 和立方体位向的叠加)也时常会发生不同位相的极的重叠, 因而使定量利用受到限制。在较复杂的情况下, 例如铝的轧制织构, 极图常常看起来颇为相似(例如图33-3), 尽管其底层织构是明显不同的(参看图33-4)。即使测量某一材料的几个极图也只能定性地了解底层位向的分布情况。

通过直接利用位向密度而不是极密度可以较好地鉴定织构的数据。因为在说明晶体相对于试样座标系统(轧制方向 RD 、横向 TD 、板材的法向 ND)的位向时需要三个角度, 上述位向密度必须在由比如三个欧拉角 φ_1 、 ϕ 、 φ_2 构成的三维位向空间中表示出来^[3]。于是一个织构可用一个(三维)位向分布函数(ODF) $f(g)$ 来加以说明, 函数中的 g 代表一个位向 φ_1 、 ϕ 、 φ_2 。位向分布函数通常用截面 φ_2 绘出($\varphi_2 = \text{常数}$, 其值可以是 0° 、 5° 、 10° 、...、 90°)。图33-2示出了这样一个欧拉角空间: 一个高 SPE 面心立方晶体金属的典型轧制织构的位向分布函数示意性地插在其中。图33-4以 5° 截面的形式示出了某些位向分布函数的定量图。

位向分布函数主要根据极图借助于级数展开(series expansion)法进行计算^[3], 级数展开法利用展开将位向分布函数转动为一个广义的球形谐函数级数。这个方法的优点是, 展开系数 C_l^m 可以包含所有关于织构的信息, 并可直接和很方便地进行下一步的计算, 例如各向异性特性的计算^[3,4]。因此, 前三个 C 系数包含关于带织构式纹理的薄板的弹性各向异性的所有信息, 而基于滑移晶体学的带织构薄板的塑性各向异性也可以用这种方法进行计

算^[4]。作为例子,图33-2示出,钢质薄板的Lankford参数 r 是薄板平面的轧制方向的函数,该参数是根据 C 系数推导出来,它与测量结果相当一致。

与在工业领域颇受限制的情况相反,在金属研究领域内,织构研究的巨大潜力已经得到不断的采用,并且取得很大进展^[6-8]。为了展示上述潜力和深入地了解利用位向分布函数分析可能取得的成就的类型,本文将讨论研究领域而不是工业上的特殊应用。本文将证明,充分而具体的织构数据评价将不限于用来说明择优取向,它将能了解用其它方法不能获得的关于晶体材料中结构方面的新信息。例如,织构可对一个样件的许多晶粒作出有代表性的统计上的概述,而这种工作如果用电子显微镜来完成就需要作出极其巨大的努力。此外,尽管对多晶结构进行显微镜检查能大体上看出晶粒的形状和尺寸,但它只能用来区别变形结构和退火结构;而测量晶粒位向则可以得到深刻得多的结论。因为金属出现的大多数物理过程,例如变形、再结晶、相转变等,都与特性曲线的位向改变有关,所以织构研究结果能提供关于上述过程基本机制的详细信息。这样,织构研究结果就可以认为是金相学的自然延伸。

二、织构数据的评价

在工业上应用位向分布函数迟疑不决的原因之一可能是三维织构表现形式非常抽象。如果说当二维的极图至少还能对一个位向进行某些目视观察的话,那么阅读三维的位向分布函数确需要一定经验。但是,一旦熟悉了位向分布函数,它就可变得比二维极图还要简单,因为,与极图相反,位向分布函数中的每一个点只代表一个位向。虽然如此,一个位向分布函数可包含非常大量的和复杂的信息,因此,如果能在保持高鉴别的优点的同时,找到一个比较简明扼要的位向分布函数的表达方法,那将是不无裨益的事。

已经使用了两种反映织构情况的方法:利用峰值型织构组分来说明位向分布函数和利用纤维型织构组分来说明位向分布函数^[5,7]。第一种方法已经发展为完全定量的形式,在这种方法中假定,位向分布函数是带高斯函数型散布的少数几个“组分”的叠加^[9]。通过计算机将一个由这种高斯组分组合起来的位向分布函数模型和试验数据组合起来的位向分布函数模型和试验数据组配起来,就可以定量地推导出上述织构组分。每个织构组分不仅能和平常一样说明织构峰值的位置和高度,而且可包括它的散布区,这些散布值能确定属于某一组分的晶粒的体积百分比。这样一来,就可以只用少数几个高斯组分的中央位向 g_i 、体积百分比 M_i 和散布宽度 ϕ_i 来说明全部位向的分布情况。在多得奇的实际情况下,上述想法的真实性曾经得到过证实。通过模型参数与试验参数的关系曲线的绘制(例如在图33-14中示出的 M_i 和温度的关系曲线图),就可以定量地说明织构的改变情况。

上述方法的另一个优点只准备简明扼要地提一下,它就是修正位向分布函数的级数展开的截断误差的可能性和甚至更为重要的修正所谓“幻影”误差的可能性。当从极图数据推导出三维位向分布函数的数据时,总是会出现“幻影”误差^[10],它是由这样一个事实引起的,即极图数据不产生位向分布函数的奇数项展开系数,所以,以一般方式表示的(“简化的”)位向分布函数只包含展开系数的偶数项。但是奇数项系数可以从位向分布函数的模型求出,只须首先使上述模型的偶数项系数部分达到与给定的实验(偶数) C 系数的最佳适

应^[11]。与大部分文献相反,本文中所有的位向分布函数都是这样修改过的(“真实的”)位向分布函数。

第二种简化的织构说明方法是沿特性线通过位向空间绘制的位向密度曲线图,例如沿最大位向密度线,亦即所谓的骨架线或面心立方体轧制织构中的“ β 纤维”(见图33-5)。下面将应用上述两种经过简化的织构数据表示法,旨在说明和讨论铝及其合金的轧制织构和再结晶织构的各种特点。

三、轧制织构

众所周知,在铝中可以发展出一种纯金属(铜)型轧制织构^[12]。图33-3以极图形式示出了铝轧制织构的某些例子,而图33-4则以位向分布函数的形式示出了同样的例子。在变形很小时(见图33-3a、33-4a),位向分布函数示出了意义不大的峰值,但它的特征是沿两条位向线见有颇为均匀的位向集中。第一条位向线沿 φ_1 配置在 $\varphi_2 = 0^\circ$ 、 $\phi = 45^\circ$ 的截面内(α 纤维),第二条位向线穿过具有不同的 φ_1 和 ϕ 的所有 φ_2 截面,例如从位于 $\varphi_2 = 90^\circ$ 、 $\phi = 45^\circ$ 、高于各较低 φ_2 值的截面内的所谓“ B_s 位向”到位于 $\varphi_2 = 45^\circ$ 、 $\phi = 35^\circ$ 、 $\varphi_1 = 90^\circ$ 的所谓“Cu位向” $\{112\}\langle 111 \rangle$ 。(在那里第二条位向线离开本文所考虑的欧拉空间部分而进入相当的对称空间)。在 $\varphi = 65^\circ$ 处,位向线通过“S位向” $\{123\}\langle 634 \rangle$ (有时可用 $\{124\}\langle 211 \rangle$ 来作出较好的说明)。两种纤维都可通过围绕两根 $\langle 110 \rangle$ 轴线的旋转来加以描绘。这两根轴线中的一根位置平行于薄板的法向(ND)(α 纤维),另一根从法线方向向轧制方向(RD)倾斜 60° (β 纤维)^[7]。在低的轧制缩减量下,铝中所有的 α 纤维都消失了(但上面提到的 B_s 位向例外, B_s 位向在 $\varphi = 90^\circ$ [或 0°]、 $\phi = 45^\circ$ 、 $\varphi_1 = 35^\circ$ 时位于两种纤维的交点上),而只留下一条强大的管状 β 纤维(见图33-4b)。

在有关文献中时常讨论上述管状 β 纤维沿骨架线的位向密度。但是,本文将更多的考虑此线的位向,这样做常可得出较有意义的结论。在图33-5a中通过绘制两个欧拉角 φ_1 和 ϕ 示出了这种线条的位向, φ_1 和 ϕ 表征 $\varphi_2 = \text{常数}$ 的每个截面上的密度最大值,它们是 φ_2 的函数。从图33-5b可以获知,上述线条的位置都颇相类似。 β 纤维位向的改变相当小,但它是对称和易于复制的,并能在理论计算的基础上广泛地加以解释^[13]。在低的轧制缩减率下,它们的走向很接近泰勒(Taylor)的多晶塑性理论在理想的平面应变(全限制[“FC”])状态下从理论上预测到的线条。在高应变状态下,将出现上述线条向用改进的泰勒型计算方法预测到的线条作某些移动的情况,这就会产生剪切变形平行于不受限制的轧制平面的结果(松散限制[“RC”]状态^[13])。可以认为,这是受到强力轧制的薄板中的扁平(薄烤饼状)晶粒的真实写照。

将沿这个“骨架线”的位向密度分布与上述的模型计算结果也作一比较(例如在参考文献^[13]、^[14]中所做的)。在图33-5b中,将对应于位向分布函数的密度曲线(见图33-4a~4d)再度绘制为 φ_2 的函数。对于纯铝和不同的缩减率(50%和98%),除了密度的有规律增加以外,它们的曲线是相似的;但对于不同的材料来说,所得出的曲线是非常不同的。对于铝织构,通常得出一个强大的S位向^[6](如在图33-5b中示出的曲线99S),但也可以观

察纯金属轧制织构 (Cu 位向) $\sim \{112\}\langle 111 \rangle$ 和 Bs 位向 $\sim \{011\}\langle 211 \rangle$ (见图 33-4b) 的其它两个组分 (如图 33-5b 所示)。不久前才发现^[16], 在铝中, 与在 SFE 合金中相反, 起始织构中微小变化对始终保持很大变形的轧制后沿骨架线的最终密度分布具有强大的影响。这就是为什么上述密度分布骨架线上的位向较不适用于检验各种理论的原因。

合金化可对骨架线产生强有力的影响, 例如 Al—Cu 合金中数量很多的沉淀物 (见图 33-4a) 会导致 Cu 的择优取向 (见图 33-5b 中的曲线 99P)。人们可以从图 33-5a、33-5b 中知道, 沿上述织构 β 纤维的位向和密度分布两者都非常类似于用全限制泰勒模型从理论上预测到的位向和密度分布。这就指出, 复式 (泰勒) 滑移在上述材料中占统治地位, 而晶粒形状效应则只具有较小的重要性。对于同一材料 (但其中的 Cu 完全处于固溶状态) (见图 33-4c), 一条骨架线 (见图 33-5a、33-5b 中的曲线 99S) 可相对于位向和密度而向松散限制的模型预测到的纤维移动 (见图 33-5)。值得注意的是, 此处的计算结果中出现两个峰值: 一个是关于 Cu 的位置的, 一个是关于 S 的位置的。所以这就证明了上面说到的、观察到的管状 β 纤维分解为两个独立的高斯型组分的合理性。

这些观察到的轧制织构的差别对于再结晶织构的形成将产生很大的影响, 这点将在下一节中得到证实。

四、再结晶织构

轧制薄铝板的再结晶织构几乎全部都是很简单, 常常只包含两个位向: 立方体位向 $\{001\}\langle 100 \rangle$ 和反位向 $\sim \{123\}\langle 634 \rangle$ (见图 33-6)。尽管如此, 导向这些看起来颇为简单的织构的机制却不是人们所能充分理解的。

为了解释织构效应, 必须考虑再结晶的两个基本过程: 新晶粒的成核过程和随后的增长过程。两个过程都能对巨大的再结晶织构的形成做出贡献。或是通过成核现象使由变形织构形成的位向数目受到限制, 以使这些晶核的位向确是织构; 或是具有广阔位向谱的晶核只是由于较高的增长速度而形成织构。不论在上述哪一种情况下, 都只有少数特别取向的晶核能够消耗掉变形母材的较大部份。在铝的再结晶过程中已经发现了上述两种织构效应的迹象。

关于取向增长的似乎最可取的解释之一是由 Dillamore 和 Katoh 作出的^[18], 他预测说, 变形将导致立方体位向的某种稳定性, 也会导致通过在发散取向区的过渡带内围绕法线方向的旋转而与立方体发生关系的位向的某种稳定性。在立方体的位向密度函数的分析中, 的确时常发现铝的立方体位向的这些类型的散布, 在那里它主要是 ϕ 位向的散布 (例如如图 33-15 所示)^[8]。R 位向也可以解释为是由于优先成核, 并可假定晶核是在轧制织构的取向非常类似的 S 位向形成的^[10, 17]。另一方面, 当同样的材料是在高温而不是在低温下退火时, 曾经发生了精确的 R 位向的漂移, 也出现了不同类型的立方体位向散布, 这种现象可以在优先选用 $40^\circ \langle 111 \rangle$ 位向关系的基础上非常得体地解释为位向增长的效应^[8]。适应于高增长速度的位向关系已经很好地建立起来了^[18]。

在参考文献[19]中举出了关于立方体织构位向成核的非常惊人的例子, 在那个例子里, 通过起始织构在轧制时的强烈变化获得了不同的轧制织构。所用的材料是具有强大 $\langle 100 \rangle$ 纤

维轴线冷轧成为三个不同方向后 ($\langle 111 \rangle$ 平行于轧制方向、侧向和法线方向), 获得了在图 33-7a~c 中所示出的结构。最激动人心的结果是, 虽然轧制结构非常不同, 但所有三个相应的再结晶结构都是十分类似的 (见图 33-8a~c)。它们都是由一个占统治地位的立方体和围绕轧制方向的散布组成的。必须注意的是, 在所有三个起始结构中, 强大的立方体位向都曾在轧制前出现。如果情况不是这样, 就不会发现一个立方体占统治地位结晶结构^[11]。所以轧制前在结构中出现的立方体位向可导致最终再结晶结构中立方体位向的优先成核, 而轧制结构的不同并不产生任何重要的影响。

另一方面, 已经知道, 立方体位向具有相对于 S 位向快速的增长的 $40^\circ \langle 111 \rangle$ 位向关系 (见图 33-9b)。这个组分位于 Cu 轧制结构位向谱的中心, 并常常是主要的轧制结构组分 (例如图 33-5 和图 33-4c 中的曲线 99S)。在这里应当注意到, 甚至在 Cu 和 (或) B 位向中的峰值较高的情况下, S 组分也可能具有较大的体积百分比 (例如在图 33-5 和图 33-4b 中的 98% 缩减率的情况下)。因为 S 组分的对称性较差, 所以它和 Cu 位向和 B 位向不同, 可以增长为 4 个变型而不是两个。已经证明, 由于立方体的对称性, 它可以增长为 S 组分的 4 个变型, 而与 S 组分有关的其它位向 $40^\circ \langle 111 \rangle$ 则只能增长为 1 个变型。

在 S 位向不占统治地位的轧制结构中也曾发现支持位向增长解释的最令人感兴趣的结果。例如, 当由于轧制前起始结构的不同而出现一个强大的 Cu 轧制组分时, 次生的立方体组分会通过一个 $40^\circ \langle 111 \rangle$ 旋转围绕法线方向很快地转入一个与轧制结构峰僵有关的位向 (见图 33-10)。类似地, 在处于沉淀状态的 Al-Cu 合金中 (在那里 Cu 组分也是主要的轧制组分) (见图 33-4d), 也要利用一个对轧制组分几乎是理想的 $40^\circ \langle 111 \rangle$ 关系产生一个强大的围绕法线方向转动的立方体结构 (见图 33-11)。在横轧 AlMn 薄板时, 再次利用上述位向关系也曾确定出再结晶结构的组分 (见图 33-12)^[17]。

如果把再结晶的发展过程考虑为时间的函数, 则应用位向分布函数的方法也可以产生某些有利于位向增长的论据。图 33-13a 可显示出在各种不同退火时间下铝试样中骨架线由于退火所产生的改变, 上述铝试样在完全再结晶后将具有一个强大的立方体结构。很显然, Cu 位向 $\{112\} \langle 111 \rangle$ 是第一个减少的轧制结构组分, 但也是第一个围绕法线方向旋转 $\sim 10^\circ$ 的立方体。这是一个位向, 其位置非常接近于通过 $\{112\} \langle 111 \rangle$ 的 $40^\circ \langle 111 \rangle$ 旋转所获得的一个位向, 而 $\{112\} \langle 111 \rangle$ 也就是在同一时间点上正在被消耗的唯一结构组分。图 33-13b 示出了位于 $\varphi_2 = 0^\circ$ 的截面中的新组分, 在此, 上述位向于 $\varphi_1 = 10^\circ$ 和 $\phi = 0^\circ$ 上的时间分别为 10 秒和 50 秒。在进一步再结晶的情况下, 于再结晶过程中可产生 S 位向的一个增量, 其结果是 $40^\circ \langle 111 \rangle$ 旋转可有系统地进入精确的立方体位置, 与观察到的结果完全一致。

如同在参考文献^[8]中所证明的, 在某些情况下通过位向增长也可以形成 R 位向, 因为它与 S 组分的某些变型有一个 $40^\circ \langle 111 \rangle$ 位向关系 (图 33-9c)。但是, 在其它情况下, 它必须认为是轧制结构位向的另一部分。因为 R 位向和 S 组分非常类似, 所以上述现象不可能用观察极图的方法来区分, 而只能通过位向分布函数的分析来解决。此外, 位向分布函数分析甚至能做出定量的估计^[8]。例如, 考察合金 Al0.01%Fe 在不同温度下的再结晶。作为高斯组分分析的结果, 图 33-14 中示出了轧制结构和再结晶结构的不同高斯型组分的体积百分比; 可以认定, 在低再结晶温度下和高再结晶温度下都可能获得强大的立方体结构, 但是, 最令人吃惊的是, 在中等温度 (360°C) 时却绝对不能。出现这种性质的理由可以在相应的位向分布函数中看到 (见图 33-15); 除了很小的立方体组分 (其增长是以基础材料 [BQ] 为代价

的)以外,在轧制和360°退火的织构之间,即便在细节上也是完全一致的。这就可以导出一个结论,即90%的材料都在进行连续的(原位)再结晶。但是,通过具体分析位向分布,可以有力地证明,在其它情况下通过真正的再结晶可以形成R组分;特别是,在280℃的温度下可以通过取向成核来确定它的位向,和在520℃的温度下可以通过取向增长来确定它的位向。因此,在同一种材料中,各种不同的可能的再结晶机制(成核、增长和原位再结晶)中的每一种都可起决定性的作用,这要取决于退火温度。

五、结论

本文所提出的结果显示了现代织构分析在物理冶金学领域中应用的潜在可能性。由于位向分布函数已成为透彻而周密地分析底层织构形成过程(例如变形和再结晶)的一种方法(这些信息用古典的金相学方法是难以得到的)。织构研究结果已不再局限于对择优取向的说明和对各向异性的解释了。

经高变形度轧制Al和Al合金,晶体位向会沿“β纤维”(骨架线)高度集中,尽管在强力轧制后,起始织构会强烈影响轧制织构的情况也是如此,这个问题是在现有文献中所没有充分考虑到。上述纤维的位向和沿此纤维的密度可用来对多晶材料塑性理论的真实可靠性进行非常灵敏而有效的检查。已经发现,轧制织构的发展和形成过程可以根据泰勒理论获得非常广泛的了解,在某些情况下可以采用平行于轧制平面的松弛剪力(放松弛限制型)来解释。

铝及铝合金的轧制薄板中的再结晶几乎全部导向立方体和R位向。作为目前研究的结果,可以肯定地认为,两种过程(即取向成核过程和取向增长过程),在铝的再结晶织构形成的过程中都起作用,这两种过程也可以同时发生。此外,有时再结晶过程也可以在原地产生。上述这些过程可以通过对位向分布函数进行具体分析来加以区别。现在的问题是,选定上述这些过程,特别是取向成核过程和取向增长过程中出现某一现象的机制究竟是什么。回答这一问题将大大增进对再结晶机理的了解。它也将扩大影响再结晶机制的可能性,以便较好地控制织构和微型结构。为进一步控制织构和微型结构,到目前为止,位向分布函数分析已带来了第一批令人鼓舞的成果。尽管上述研究结果已对这些问题作了某些令人感兴趣的提示,但问题还是没有得到完全的解决。

参 考 文 献

- [1] Wilson F.H., Brick R.M. Trans AIME 161 (1945) 173.
- [2] Hirsch J., Musick R., Lucke K., Proc. ICOTOM 5, Aachen (1978), Vol. 2, P. 437.
- [3] Bunge H.J., "Mathematische Methoden der Texturanalyse", Akademie-Verlag Berlin (1969)
- [4] Bunge H.J., Schulze M., Grzesik D., Peine-Salzgitter Berichtsheft
- [5] Lucke K., Proc. ICOTOM 6; Tokyo (1981) P.14.
- [6] Lucke K., Proc. ICOTOM 7, Noordwijkerhout (1984) P.195
- [7] Lucke K., Dormann C., Hirsch J., Ind. Journ. Met., Feb (1989)
- [8] Hirsch J., Lucke K., Acta Met 33 (1985) P.1927.

- [9] Truszkowski W., Pospiech J., Jura J., Major B., "3eme colloque europeen sur les textures ...", Point-a-Mousson (1973) P.135.
- [10] Matthies S., phys. stat. sol. 92 (1979) P. 135.
- [11] Lucke K., Pospiech J., Virnich K.H., Jura J., Acta Met. 29 (1981) P. 167.
- [12] Wassermann G., Grewen J., "Texturen metallischer werkstoffe", Springer-Verlag, Berlin-Göttingen-Hidelberg (1962)
- [13] Hirsch J., Lucke K., Mecking H., Proc. ICOTOM 7, Noordwijkerhout (1984) P. 83
- [14] Bunge H.J., Leffers T., Scripta Met. 5 (1971) P. 143.
- [15] Hirsch J., Mao M., Lucke K., this volume.
- [16] Dillamore I.L., Katoh H., Metal Science 8 (1974) P. 73.
- [17] Rixen R., Musick R., Göker H., Lucke K., Z. Metallkd. 66 (1975) P. 16.
- [18] Liebmann B., Lucke K., Masing G., Z. Metallkd. 47 (1965) P. 57.
- [19] Hirsch J., Nes E., Lucke K., submitted to Acta Met.

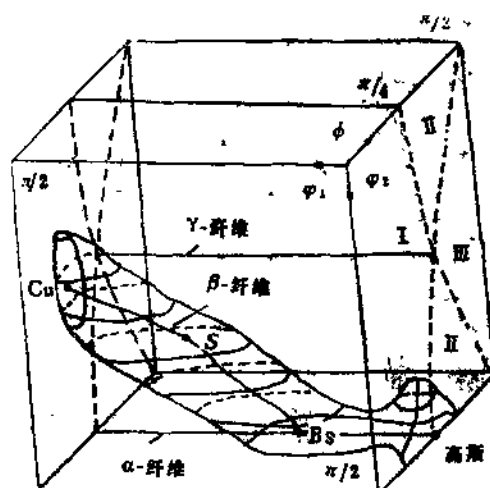


图33-1 位向空间 φ_1 、 ϕ 、 φ_2 ，其中 φ_1 、 ϕ 和 φ_2 可从 0° 能转到 90° 。轧制的高SFE面心立方金属的位向分布函数示性地描装在位向空间内

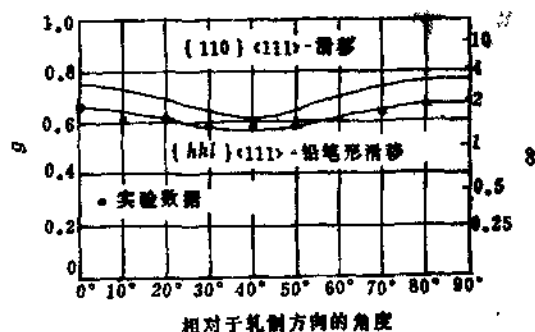


图33-2 Lankfort参数 r 和收缩比 g (为 $\{110\}$ 和铅笔形滑移(Pencil glide)而计算的)以及某些试验结果(空心圆)的

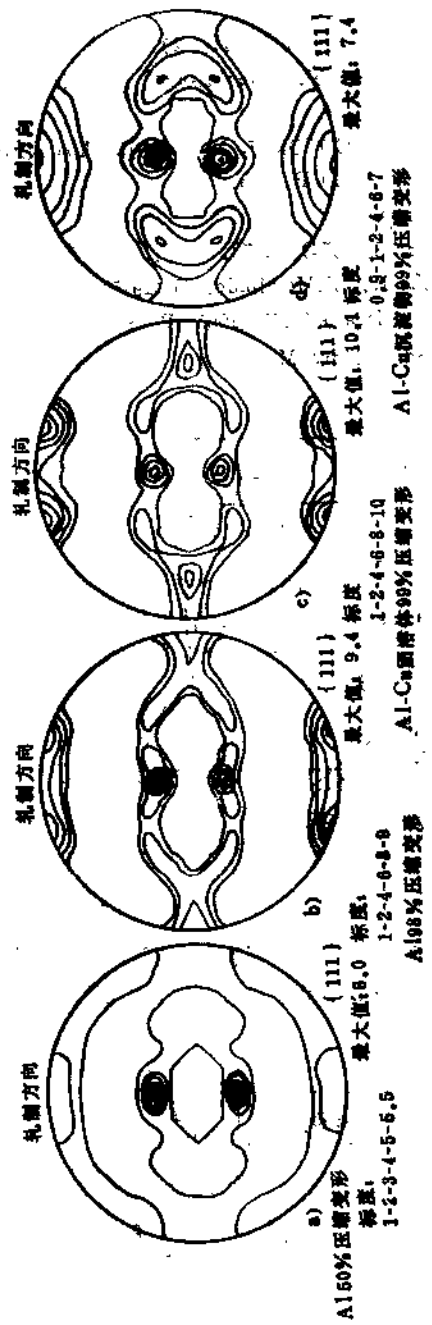


图33-3 Al轧制织构的 {111} 极图

- a) Al 50% 压缩变形;
- b) Al 98% 压缩变形;
- c) Al-1.7% Cu 处于固溶状态, 99% 压缩变形;
- d) Al-1.7% Cu 沉淀状态, 99% 压缩变形

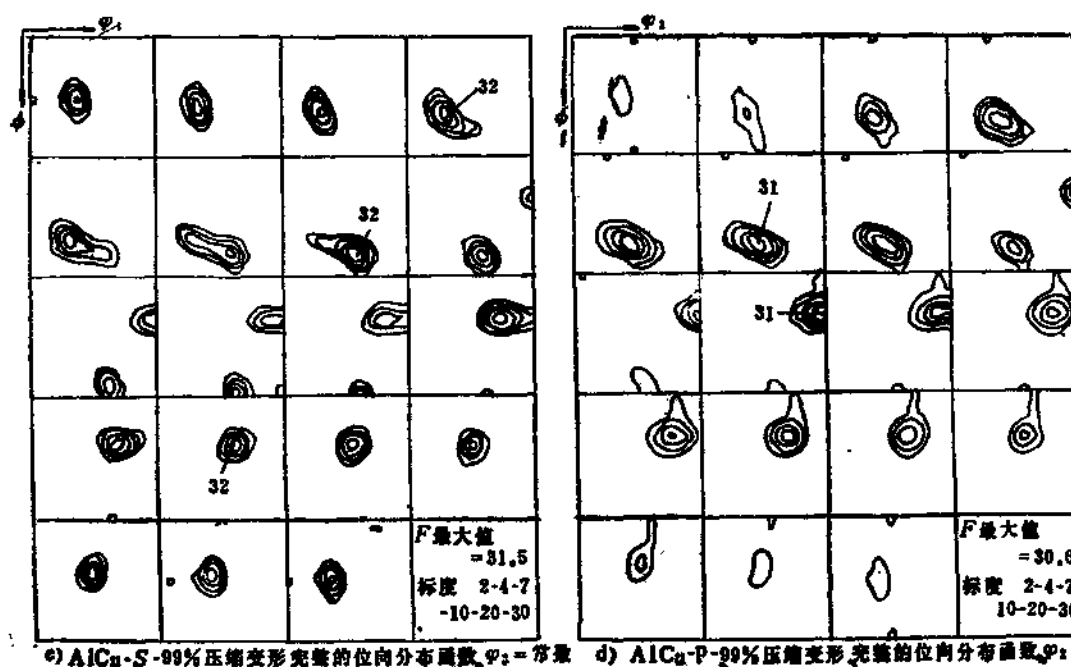
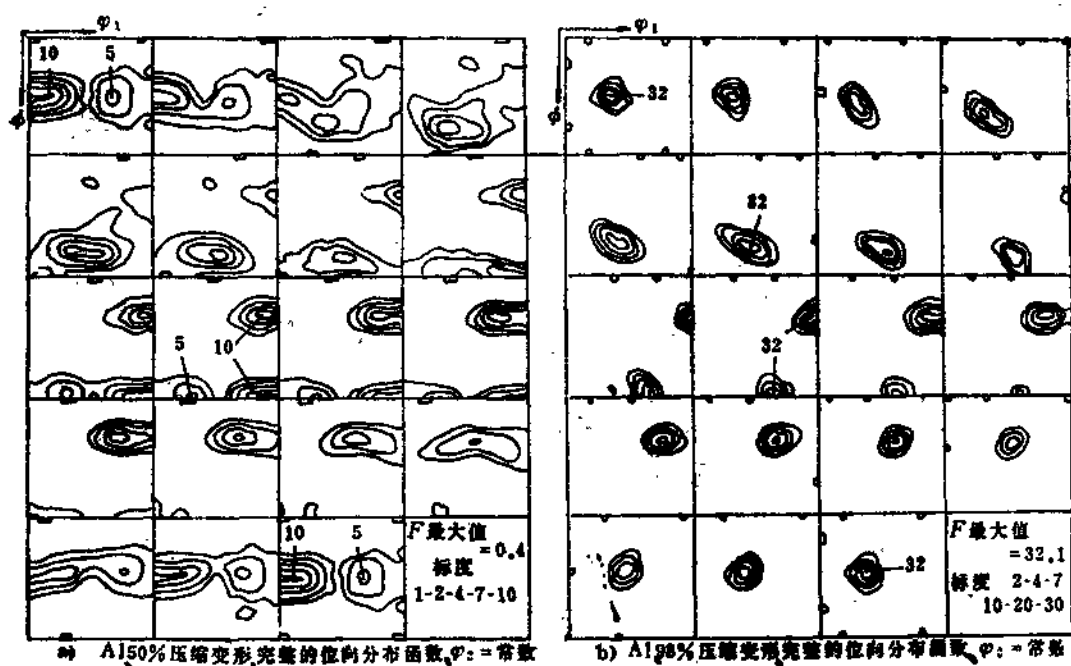


图33-4 Al轧制组织的位向分布函数(φ_2 =常数的4个截面), 使用图和图33-3中一样试样

- a) Al 50%压缩变形; b) Al 98%压缩变形;
c) Al 1.7%Cu固溶体, 99%压缩变形;
d) Al 1.7%Cu沉淀物, 99%压缩变形

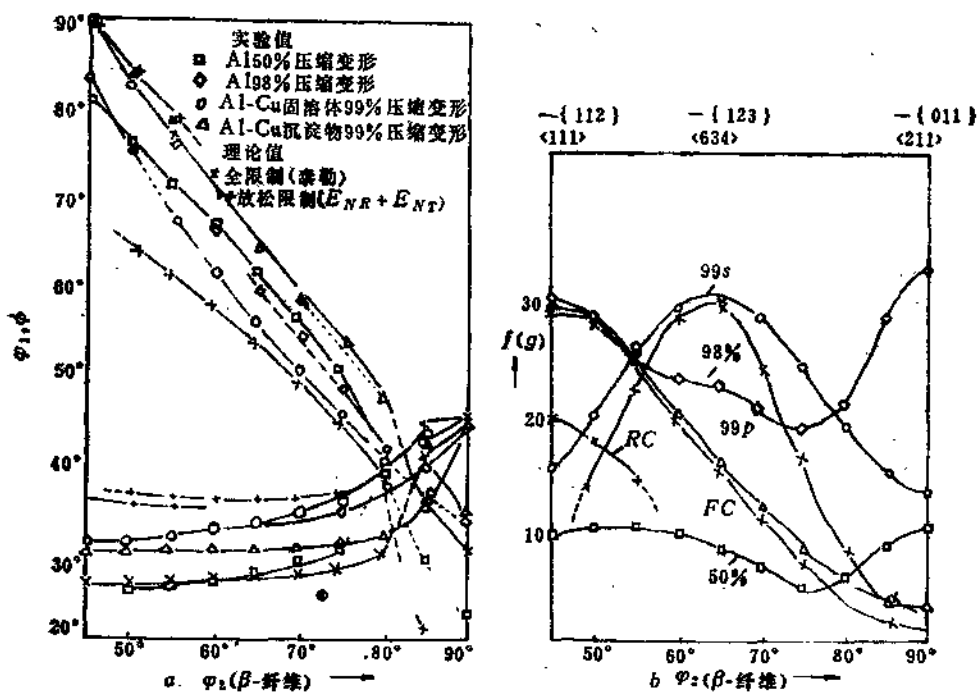


图33-5 Al轧制组织的骨架线(β纤维)据图33-4绘制)和从理论上预测出的纤维(全限制(FC)和放松限制(RC)的泰勒模型^[13])

- a) 在每个 ϕ_2 →常数的截面上的最大密度的坐标 ϕ_1, ϕ 与 ϕ_2 的函数关系;
 b) 沿骨架线的位向密度 $f(g)$ 与 ϕ_2 的函数关系(为理论纤维的FC和RC对 ϕ_2 进行标准化)

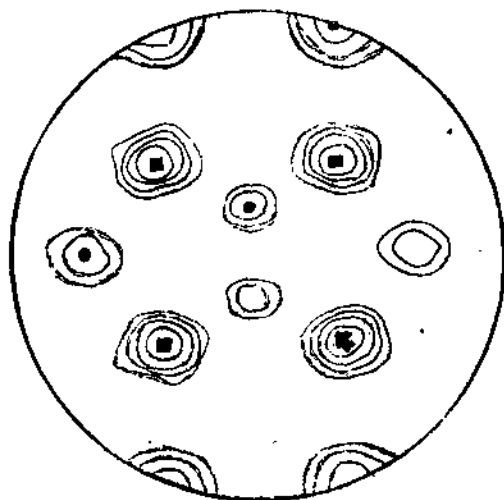


图33-6 典型Al再结晶组织的{111}极图(Al0.007%Fe, 95%压缩变形, 520℃^[8])

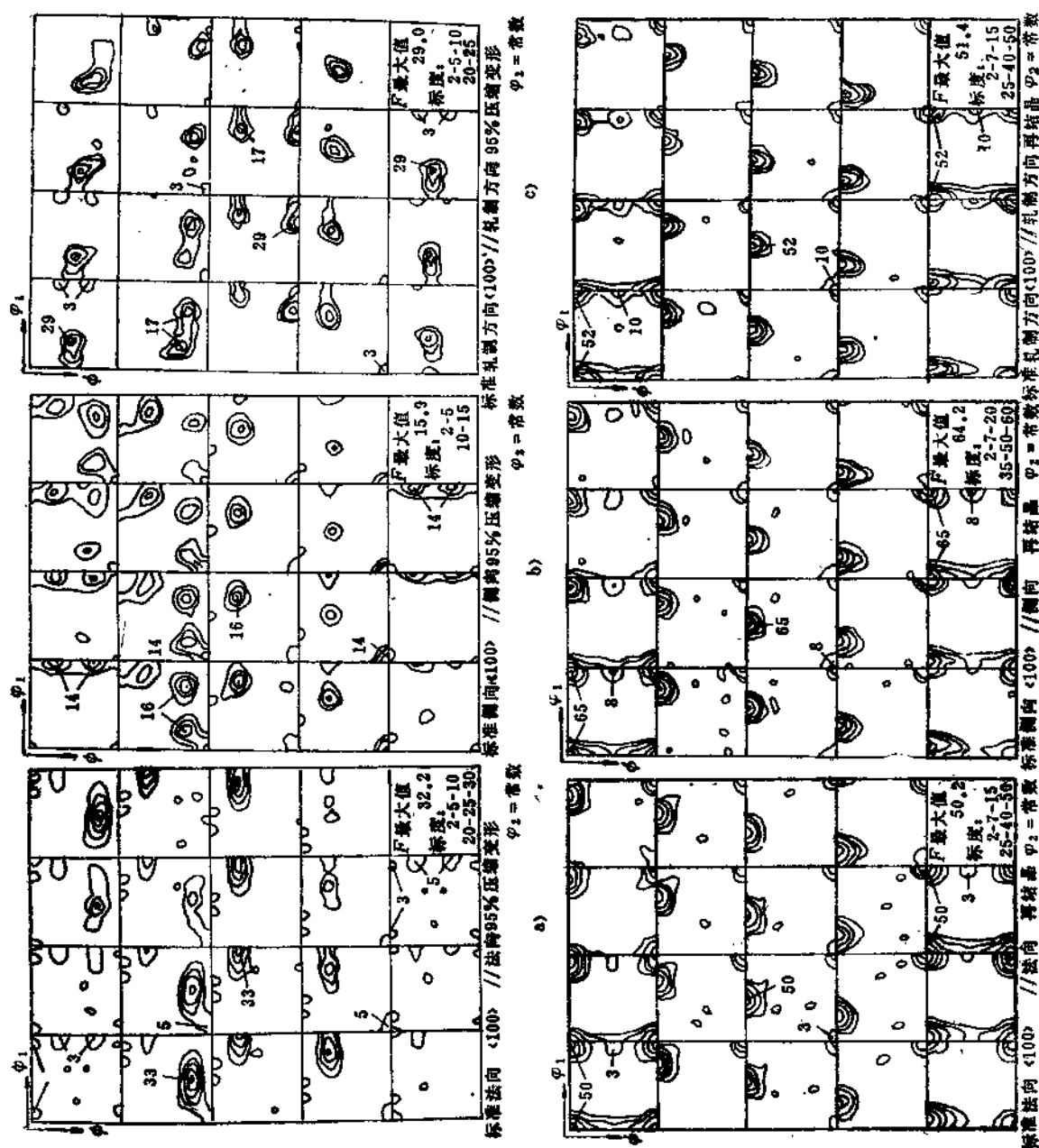


图33-7.8 具有强大初始 $\langle 100 \rangle$ 纤维结构的位向差图的a)轧制组织和再结晶组织^[18]

a) $\langle 100 \rangle$ 平行于法向; b) $\langle 105 \rangle$ 平行于倾向; c) $\langle 100 \rangle$ 平行于轧制方向

图33-7a~7c: 轧制组织 (95%压缩变形) (上图)

图33-8a~8c: 再结晶组织 (500°C、10秒) (下图)