

钛合金 Ti-6Al-4V 动态 再结晶行为与 高速铣削过程模型

■ 刘丽娟 著



冶金工业出版社
Metallurgical Industry Press

钛合金 Ti-6Al-4V 动态再结晶 行为与高速铣削过程模型

刘丽娟 著

北 京
冶金工业出版社
2015

内 容 提 要

切削过程建模技术是目前国内外研究的热点,本书将动态再结晶这个在材料大变形中经常出现的微观组织变化引入切削过程建模技术中,讲述了考虑再结晶现象的修正本构在高速铣削钛合金 Ti-6Al-4V 过程模型中的应用,验证了动态再结晶现象在大变形过程中发生的必然性以及新切削过程模型的正确性。全书共分 5 章,分别介绍了钛合金 Ti-6Al-4V 的特性与再结晶行为、金属切削过程建模技术、低应变速率下的动态再结晶——热压缩试验与动力学研究、钛合金 Ti-6Al-4V 考虑再结晶软化的材料本构模型的研究及高速铣削钛合金 Ti-6Al-4V 有限元模型与仿真等内容。

本书可供机械和材料专业研究生及从事相关专业的技术人员阅读,也可作为本科生的教学辅导用书。

图书在版编目(CIP)数据

钛合金 Ti-6Al-4V 动态再结晶行为与高速铣削过程模型/刘丽娟
著. —北京:冶金工业出版社, 2015. 5
ISBN 978-7-5024-6915-3

I. ①钛… II. ①刘… III. ①钛合金—动态再结晶 ②钛合金—
铣削—过程模型 IV. ①TG146. 2

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2015)第 100402 号

出 版 人 谭学余

地 址 北京市东城区嵩祝院北巷 39 号 邮编 100009 电话 (010)64027926

网 址 www.cnmp. com. cn 电子信箱 yjcb@cnmp. com. cn

责任编辑 张熙莹 美术编辑 吕欣童 版式设计 孙跃红

责任校对 王永欣 责任印制 李玉山

ISBN 978-7-5024-6915-3

冶金工业出版社出版发行;各地新华书店经销;三河市双峰印刷装订有限公司印刷

2015 年 5 月第 1 版, 2015 年 5 月第 1 次印刷

169mm×239mm; 13 印张; 250 千字; 196 页

48. 00 元

冶金工业出版社 投稿电话 (010)64027932 投稿信箱 tougao@cnmp. com. cn

冶金工业出版社营销中心 电话 (010)64044283 传真 (010)64027893

冶金书店 地址 北京市东四西大街 46 号(100010) 电话 (010)65289081(兼传真)

冶金工业出版社天猫旗舰店 yjgycbs. tmall. com

(本书如有印装质量问题,本社营销中心负责退换)

序

读着书稿，也是整理自己记忆的探索体验。因为刘丽娟老师写的，都是我教学科研中不可或缺的一部分。我与刘丽娟老师相识整十载，从她2005年硕士研究生毕业来校共事，后在一个团队开展科学研究，她性行淑均，晓畅专工，一直在思考、研究、探索、实践，锲而不舍地钻研许多方面的学术问题，奋力克服工作、生活中的种种困难、干扰，敢于开拓，勇于创新，难能可贵。她的这部著作，是她在高速切削研究团队从事科学研究及在太原理工大学攻读博士学位期间多年心血的珍贵结晶。

切削加工技术目前仍是机械制造业的主导加工方法，金属切削理论就是这么一个与之相应的基础理论。对此，前人已作出了大量的卓越贡献，但仍有大量尚不清楚乃至尚未发现的现象与规律要去探索。刘丽娟老师重点在钛合金Ti-6Al-4V动态再结晶软化效应、修正本构及其在高速铣削模型中的应用方面进行了开拓性的工作，取得了一些创新性的研究成果，探索了不同应变速率下材料发生动态再结晶行为的规律及这种微观组织变化对高速切削机理的影响情况，建立了考虑再结晶软化效应的J-C修正本构模型；结合子程序与有限元仿真技术，将高速铣削Ti-6Al-4V有限元模型导入有限元软件AdvantEdge中，其仿真结果比传统J-C模型更接近于高速铣削试验数据。如果没有活跃而完善的思维能力、没有持久而深入的研究工作，就难于做出这一出色的理论与实际紧密结合的学术成绩。该书的出版将十分有助于切削加工技术基础及其应用的研究，有助于我国金属切削科技的发展。相信此书对于业内同行、朋友能起到一定的指导作用。

谨为之序。

中北大学教授 武文革

2015年4月

前 言

切削加工是制造高精度、高表面质量产品的最经济、最常用的一种加工方法，在现代制造领域中占有最大份额。近年来，随着机床、刀具以及新材料的蓬勃发展，中国制造正在走向中国创造。金属切削过程模型可以对制造过程中的工艺规划和切削性能等进行预测，从而提高生产效率与产品质量，降低生产成本，是发展制造技术的重要研究途径。钛合金 Ti-6Al-4V 借助其卓越的材料性能，成为航空、航天领域应用最为广泛的材料之一。同时，它也是一种难加工材料，高速切削技术是解决该材料大量需求与加工困难这一矛盾的重要方法。

本书在详细介绍金属切削过程建模技术的常用方法的基础上，将动态再结晶这个在材料大变形中经常出现的微观组织变化引入到钛合金 Ti-6Al-4V 高速铣削模型中，采用理论分析、试验研究与数值模型仿真相结合的方法，建立了考虑再结晶软化效应的高速铣削数值模型，验证了动态再结晶行为在大变形过程中发生的必然性以及新切削过程模型的正确性。

本书将实践应用与理论研究结合起来，采用从简入难的方法，循序渐进地讲述了切削过程建模技术中的一些常用方法以及动态再结晶软化效应在高速铣削过程建模中的应用研究，将创新点与应用方法完美地结合在一起，尤其是对有限元软件与子程序的应用方法介绍得很详细，读者可以举一反三，学会应用这种方法开发自己的程序，建立自己的切削过程模型。专业方面，本书探讨了动态再结晶修正本构在高速铣削模型中的应用，为进行本构模型建立与切削过程模型建立研究的技术人员或研究生提供了一个思路与继续探索的方向。

本书内容是作者多年来在武文革教授高速切削研究团队支持下的成果总结，也是在太原理工大学师从吕明教授攻读博士学位的主要研究成果。本书的顺利完成也得益于以下项目的支持：国家自然科学基金项目（No. 50975191），山西省回国留学人员科研资助项目（No.

2013-086), 山西省自然科学基金项目 (No. 2008011056), 山西省重点实验室开放基金项目 (No. 2007031007), 山西省高等学校青年学术带头人项目以及多项横向课题。

感谢对本书研究内容作出指导与帮助的吕明校长, 感谢对本书编写和校稿作出贡献的武文革教授, 感谢中北大学高速切削研究室的师兄姐妹们。在他们的大力协助和支持下, 本书才得以顺利完成, 在此, 向他们献上最诚挚的谢意!

由于作者水平所限, 书中不足之处敬请各位同仁与专家批评指正。

作 者
2015 年 4 月

目 录

1 绪论	1
1.1 钛合金 Ti-6Al-4V 及其动态再结晶行为研究	1
1.1.1 钛合金 Ti-6Al-4V 特性	1
1.1.2 再结晶行为研究	4
1.2 钛合金高速切削加工	8
1.2.1 高速切削概述	8
1.2.2 钛合金 Ti-6Al-4V 高速切削	9
1.3 切削过程建模技术的发展	14
1.3.1 概述	14
1.3.2 切削过程模型	15
1.3.3 材料本构研究	22
参考文献	23
2 金属切削过程建模技术	31
2.1 切削过程数值模型	31
2.1.1 概述	31
2.1.2 典型有限元切削建模技术	32
2.1.3 有限元仿真与试验误差分析	65
2.2 切削过程解析模型	66
2.2.1 解析模型的建立	66
2.2.2 模型参数的确定	70
2.2.3 铣削力验证分析	72
2.3 切削过程经验模型	73
2.3.1 高速铣削实验设置	73
2.3.2 切削力经验模型建立	74
2.4 切削过程智能混合模型	75
2.4.1 切削用量优化方法	75
2.4.2 遗传算法的应用	77
2.4.3 创建数据库技术	80
2.4.4 网络系统结构的建立	80

2.4.5	系统验证	82
2.5	切削过程工艺性能预测模型	84
2.5.1	基于解析法的残余应力预测模型	84
2.5.2	基于经验法的表面粗糙度预测模型	88
2.5.3	基于有限元法的表面加工硬化预测模型	91
	参考文献	97
3	不同应变速率下钛合金 Ti-6Al-4V 的动态再结晶研究	99
3.1	低应变速率下的动态再结晶——热压缩试验与动力学研究	99
3.1.1	等温恒应变率压缩试验与微观组织研究	99
3.1.2	动力学研究	102
3.1.3	影响钛合金 Ti-6Al-4V 动态再结晶程度的因素分析	109
3.2	高应变速率下的动态再结晶——高速铣削试验与切屑形态研究	111
3.2.1	钛合金 Ti-6Al-4V 铣削试验	112
3.2.2	切屑形态分析	117
3.2.3	切屑变形	125
3.2.4	绝热剪切带	129
	参考文献	137
4	钛合金 Ti-6Al-4V 考虑再结晶软化的材料本构模型研究	139
4.1	分离式 Hopkinson 压杆试验	139
4.1.1	试验原理及试验装置	140
4.1.2	试验方案	142
4.1.3	试验结果与分析	143
4.2	考虑动态再结晶软化效应的材料本构模型研究	145
4.2.1	本构模型	145
4.2.2	考虑钛合金 Ti-6Al-4V 再结晶软化的材料本构方程	148
4.2.3	确定本构模型参数	150
	参考文献	152
5	高速铣削钛合金 Ti-6Al-4V 有限元模型与仿真	154
5.1	高速铣削钛合金 Ti-6Al-4V 有限元模型	154
5.1.1	高速铣削有限元模型	154
5.1.2	Recht 剪切失稳模型	160
5.1.3	用户材料子程序嵌入技术	163

5.2 高速铣削钛合金 Ti-6Al-4V 有限元仿真	185
5.2.1 有限元基本参数设置	185
5.2.2 应力有限元仿真	186
5.2.3 切屑有限元仿真	188
5.2.4 最大剪切应力有限元仿真	194
参考文献	196



绪 论

1.1 钛合金 Ti-6Al-4V 及其动态再结晶行为研究

1.1.1 钛合金 Ti-6Al-4V 特性

1.1.1.1 钛合金 Ti-6Al-4V 简介

钛合金具有高的比强度、比刚度以及耐热性，能够适应的温度区间较宽，抗腐蚀能力出众，而且在低温状态下能够保持优良的性能，在地壳中含量丰富。因此，这一材料在军工、航空、医学等行业中受到了普遍的关注和使用^[1~3]。应用钛合金制造军用飞机构件的比例正在不断增加，其使用量和运用水平已然变成了评定飞机领先程度的一个核心标准。

首种具有实际应用能力的 Ti-6Al-4V 是在 20 世纪中期由美国研发出来的。它的使用量约为全部钛合金的 75% ~ 85%，是最常用的一种钛合金。其他的很多钛合金都是它的改型，如 Ti-5Al-2.5Sn、Ti-2Al-2.5Zr、Ti-32Mo、Ti-Mo-Ni、Ti-Pd、SP-700、Ti-6242、Ti-10-5-3 等^[4]。

Ti-6Al-4V 是一种难加工材料。在实际生产中，钛合金加工后表面完整性不尽理想、加工效率低，而且刀具寿命短。造成这些现象的原因在于：低弹性模量及切削过程中产生的有周期性结构的锯齿状切屑造成加工刀具和钛合金工件基体发生振动并由此诱发变形，进而增大了加工刀具的后刀面-工件基体已加工表面的摩擦力，最终引发加工刀具的偏离；而且钛合金的导热能力相对较差，刀-屑接触区的高温与高压加速了加工刀具的损耗，缩短了刀具使用寿命；Ti 元素比较活泼，造成加工刀具和待加工表面之间容易出现化学成分的亲和，引发黏结等情况，最终导致咬焊的发生；在整个过程当中的塑性形变会引起工件的表层硬化，从而也在一定程度上加剧了刀具的损耗。

此类缺点极大地限制了钛合金在各个领域当中的运用，这在军工方面体现得尤为明显。因此，世界各国都非常重视钛合金的加工研究。我国钛合金加工的质量和效率与世界先进水平相比仍然较差。这样的现状与不断增长的应用需求形成很大的反差。钛合金的高速加工技术已成为军工领域特别是航空装备制造领域最为关注的研究方向之一。

1.1.1.2 钛合金 Ti-6Al-4V 微观组织研究

固态纯钛有两种同素异晶体,相变点为 882.5°C 。当温度低于相变点时为具有密排六方结构的 α 晶型。 20°C 时点阵常数为: $a = 0.29511\text{nm}$, $c = 0.468433\text{nm}$, $c/a = 1.5873$ 。当温度升高至超过相变点时,发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变。 β 晶型具有体心立方结构且能稳定存在。 25°C 时 $a = 0.3282\text{nm}$, 900°C 时 $a = 0.33065\text{nm}$ 。而当温度缓慢降低并低于相变点时,纯钛又会从 β 相转变为 α 相,且新相和母相均存在。

温度超过相变点后, β 相增长速率快,增大趋势特别强,故常常形成粗大的 β 晶粒;而在缓慢冷却过程中, α 相按照严格的取向关系以片状或针状析出,此时形成魏氏组织。只有对粗晶魏氏组织进行适当的机械加工和热处理才能消除再结晶晶粒。

钛合金中的相变主要有以下三类:在连续加热和冷却过程中发生的同素异晶转变、在淬火过程中发生马氏体相变以及 ω 相变。T. Ahmed 等人^[5]研究了冷却速度对钛合金 Ti-6Al-4V 相变的影响。当冷却速度大于 $410^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,仅仅发生马氏体转变;当冷却速度在 $20 \sim 410^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 这个区间时,发生的是块状转变;当冷却速度低于 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,扩散型转变为主要的相变方式。

Ti-6Al-4V 是两相合金,以 α 相为主 (大于 70%), 还有少量的 β 相。 β 稳定系数 $K_{\beta} = 0.23$ 。Ti-6Al-4V 相变一般可以产生四种微观组织:魏氏组织、等轴组织、网篮组织和双态组织。

当合金变形量不大于 50% 时或在 β 相区内进行加工,得到的是魏氏组织。在魏氏组织中 β 晶界完整清晰, β 晶粒较粗大,而 α 相呈片状规则排列。因为变形前的等轴 β 晶粒沿金属流动方向被拉长变扁,所以在 β 晶粒中经常发现弯曲的变形带。合金被冷却时, α 相首先在晶界处析出,且带有片状性质。晶内 α 相的数量、位置、长大速率等参数与钛合金的成分、冷却条件等因素有关。按 α 相的形态和分布,魏氏组织可分为平直并列结构、网式结构和混合组织等类型。平直并列式魏氏结构生成时,缓冷过程首先导致在 β 晶界开始形核并长大,形成晶界 α , 之后从晶界向晶内呈集束状扩展, β 相在片状 α 之间。加热温度越高,冷却速度越慢, α 层片越厚,且 α 集束尺寸也越大,形成位向比较单一的集束。网式魏氏结构通常见于冷却速度较快的条件下。此时 α 相在晶界上生核的同时在 β 晶粒内部独立成核,造成 α 群体增多、组织进一步细化的结果。这种由多种取向的片状 α 相构成的组织称为网式魏氏结构。因为原断裂往往沿 α 、 β 相界面发展,而晶界 α 的存在、 α 束域取向不同,使裂纹进一步扩散受阻,所以魏氏组织断裂韧性高。另外,在较快冷却速度条件下,魏氏组织表现出较高的蠕变抗力和持久强度,且由于变形抗力小,容易加工变形。魏氏组织突出缺点是塑性和断面收缩率低于其他类型的组织。

等轴组织产生的条件是必须在低于双态组织形成温度（约低于相变点 $30 \sim 50^{\circ}\text{C}$ ）的两相区变形。此时在高温下存在的初生 α 相和 β 相参与变形，所以再结晶过程急剧加速。在温度较低或 β 稳定元素含量较高的情况下，材料的组织结构较稳定，冷却过程中在 β 相内部不会析出次生 α 相，再结晶不发生或部分发生；在加热到 $(\alpha + \beta)$ 相区上部温度以后开始冷却，且冷却速度较低的情况下，次生 α 相沿着初生 α 边界析出，而并不在 β 晶内形核析出，此时也得到等轴组织。等轴组织的特征是初生 α 相的含量超过 50%，并存在有少量的 β 转变组织。

网篮组织是 Ti-6Al-4V 在 $(\alpha + \beta)/\beta$ 相变点附近发生变形，或自 β 相区开始而在 $(\alpha + \beta)$ 区结束变形的条件下生成的。组织形状取决于 $(\alpha + \beta)$ 的温度范围和 $(\alpha + \beta)$ 的变形程度。在变形程度为 50% ~ 80% 的条件下，原始 β 晶粒及晶界 α 破碎，冷却后 α 丛的尺寸较小、 α 条变短，同时又各丛交错排列。网篮组织的断裂韧性较魏氏组织低。

双态组织产生的条件：一是首先在 $(\alpha + \beta)$ 相区变形，再加热至 $(\alpha + \beta)$ 相区上部温度，然后进行空冷；二是在两相区上部温度进行变形。双态组织中有两种形态的 α 相：等轴状初生 α （含量不超过 50%）、片状 α （由 β 组织转变而来）。因为从 $(\alpha + \beta)$ 相区上部开始冷却时 α 相就已存在，所以在冷却过程中，原来的 α 相的界面上和 β 晶界上都出现析出的 α 相形核。值得注意的是，前一种情况产生的 α 相的厚度和冷却速率相关，且它的位向与原位向不同。

钛合金流动应力与变形温度负相关，即变形温度高则流动应力的值低。造成这一现象的原因在于：变形温度升高，材料热激活作用加强，导致原子的平均动能增大、临界分切应力减小，最终表现为位错运动和晶面间滑移的阻碍减小；变形温度升高， α 相滑移系（具有密排六方结构，如 $\{10\bar{1}1\}\{11\bar{2}0\}$ 和 $\{10\bar{1}0\}\{11\bar{2}0\}$ ）数量增加；随着温度升高，扩散蠕变作用加强，在促进塑性变形的同时起到协调变形的作用，最终使金属塑性得到了增强；温度升高造成相变程度增大，而具有体心立方结构的 β 相塑性较好，其含量的增加促使变形抗力下降。

Ti-6Al-4V 的显微组织力学性能见表 1-1。

表 1-1 Ti-6Al-4V 的显微组织力学性能

力学性能	魏氏组织	网篮组织	双态组织	等轴组织
抗拉强度 σ_b/MPa	1040	1030	1000	980
屈服强度 $\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	977	931	834	900
冲击韧性 A_k/J	0.292	0.432	0.352	0.384
拉伸塑性 $\alpha/\%$	9.5	13.5	13.0	16.5
断裂韧性 $K_{IC}/\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$	3290(高)	较好	较好	1900(低)

续表 1 - 1

力学性能	魏氏组织	网篮组织	双态组织	等轴组织
疲劳强度 σ_1 /MPa	427	496	507	533
抗蠕变能力	高	较好	较好	低
断裂持续时间/h	—	>400	187	92

1.1.2 再结晶行为研究

1980 年 Margolin 和 Cohen^[6] 提出 Ti - 6Al - 4V 高温下的再结晶模型, 如图 1 - 1 所示。初始阶段不发生再结晶现象, α_U 表示未再结晶 α 相晶粒, 如图 1 - 1(a) 所示; 温度升高后, 再结晶晶粒 α_R 在片状 α 相内形成, 此时初生 α 相与次生 α 相共存, 如图 1 - 1(b) 所示; 在表面张力的作用下, α/β 界面迁移并旋转, 再结晶晶粒 α_R 长大。当大于初生 α 相层厚度时, α_R 逐渐与相邻片层中的初生 α 晶粒相互接触, 如图 1 - 1(c) 所示; 在其他区域同样也经历再结晶过程, 直到新的 α 晶粒相互接触, 最终出现等轴状再结晶形貌, 如图 1 - 1(d) 所示。

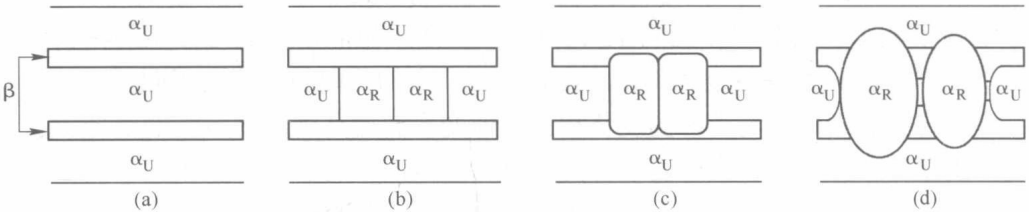


图 1 - 1 Ti - 6Al - 4V 等轴化过程

机械辅助亚晶粗化再结晶机制由 Flaquer 等人^[7] 提出。该理论常应用于低温、大塑性变形条件下, 认为低温时滑移系活化引起变形。要使亚晶中能量最低, 材料切应力达到临界切应力时, 位向差不大的相邻亚晶会转动合并, 亚晶发生粗化, 进而完成再结晶。该理论的缺陷是无法应用于大应变速率条件下。

很多研究都表明, 工件材料的微观组织在转变带内部发生了变化; 动态再结晶现象在绝热剪切带上经常可以被发现, 并可能伴随着相变的发生。取向差很大、耐腐蚀的细小等轴晶粒在绝热剪切带中心区域内大量存在, 在光学显微镜下呈亮白带。与冷淬相似, 绝热剪切带内的材料组织经历了热耦合作用下的高温与急速冷却过程。

Andrade 等人^[8] 以研究大应变、高应变速率条件下的 Cu 材料的绝热剪切带微观结构为手段, 提出亚晶粗化混合机制。图 1 - 2 为该机制示意图。

图 1 - 2(a) 所示为材料初始晶粒, 受到冲击载荷的作用后, 原始晶粒组织内部出现薄孪晶亚结构, 且这些亚结构在绝热剪切过程中发生了变形并被拉长,

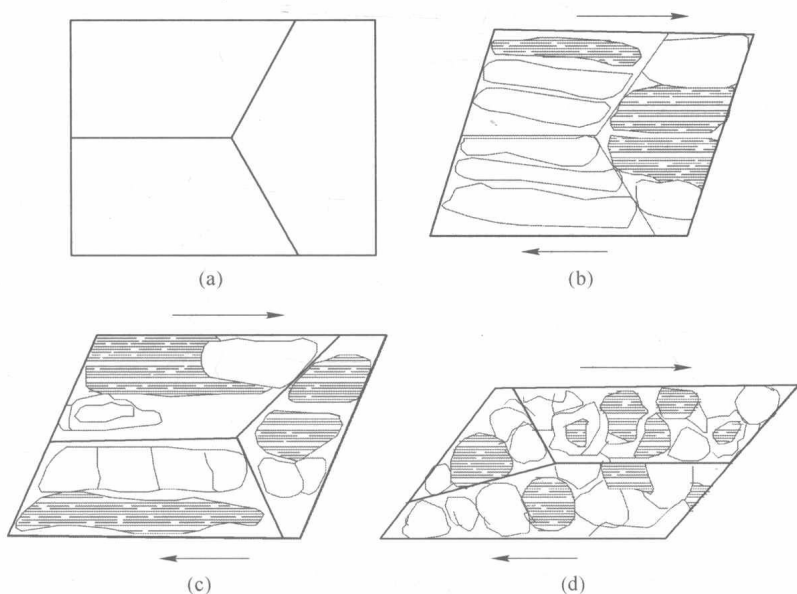


图 1-2 晶粒机械破碎、晶界迁移及亚晶粗化混合机制

如图 1-2(b) 所示；薄孪晶亚结构在剪切方向发生了重排，长条形的亚结构在位错缠结作用下碎化，如图 1-2(c) 所示；在亚结构发生重排和碎化现象的同时，随着绝热剪切带中心温度的上升，晶粒内部原子进行短程的扩散，最终形成界面完整且取向差较大的等轴晶粒组织，如图 1-2(d) 所示。

亚晶粗化混合机制的缺陷在于模型对等轴晶粒组织的产生仅进行了概述，缺乏定量分析，更没有考虑应变速率因素对材料微观组织变化的影响。

Nesterenko 等人^[9]以研究 Ta 材料在高应变速率下的绝热剪切带微观结构为手段，提出亚晶旋转动态再结晶 RDR (rotational dynamic recrystallization) 理论。图 1-3 为该理论示意图。

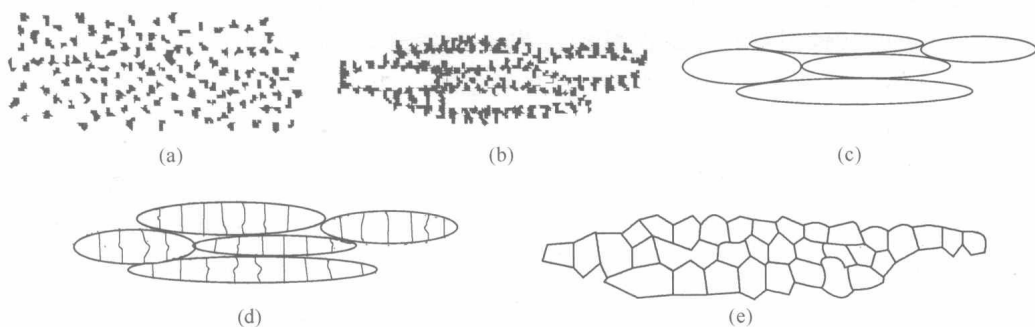


图 1-3 RDR 机制示意图

图 1-3(a) 所示为材料变形之前的形态；晶体内在变形初期产生随机分布

的位错，如图 1-3(b) 所示；随位错密度的增大，拉长的位错胞逐渐生成并形成拉长的亚晶，如图 1-3(c) 所示；变形程度进一步加大，被拉长的亚晶开始出现破碎并伴随有旋转，如图 1-3(d) 所示；最终形成等轴状特征的再结晶组织，如图 1-3(e) 所示。

大连理工大学的王敏杰^[10]建立了 CrNi3MoV 钢材料正交切削时绝热剪切带微结构演化过程模型，图 1-4 为该机制示意图。

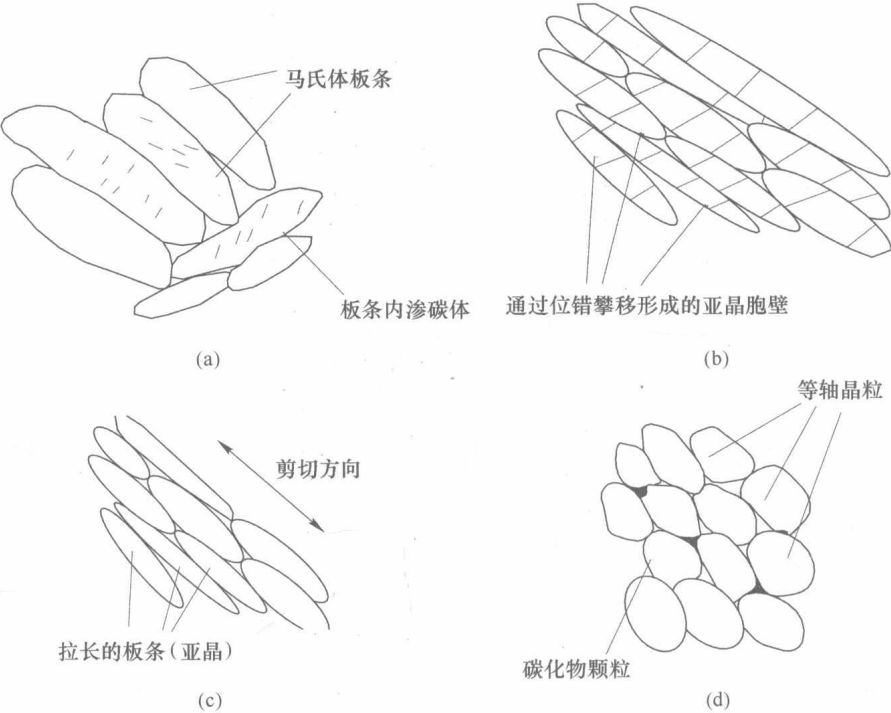


图 1-4 绝热剪切带微结构演化过程

图 1-4(a) 为材料变形初期的形态。绝热剪切现象出现后，位错密度不断增大，严重的塑性滑移在驱动胞状组织发生重新取向的同时沿着剪切方向拉长，如图 1-4(b) 所示。变形加剧，位错开始攀移，并形成位错胞组织。在高应变率条件下，胞状组织的形成趋势是很强的，且与温度无关。位错在局部化加剧、局部温度急增的情况下出现浓缩与缠结，形成了两种位错密度区：高位错密度区和低位错密度区。随着变形继续，亚晶界最终形成。因此拉长的晶粒被亚晶胞壁进一步分割和细化，如图 1-4(c) 所示。变形更加剧烈，亚晶为了适应更大的变形而严重细化，最终导致亚结晶现象发生。在绝热温升超过了相变点的条件下，还可能在发生相变现象的同时出现等轴化再结晶现象^[11]，如图 1-4(d) 所示。

在材料的整个变形过程中，其晶粒内部位错增殖并逐渐形成亚晶。动态再结

晶现象在储能达到动态再结晶临界条件时便会发生。继续变形使无畸变晶粒在未长大时就发生位错密度增大的情况,当增大到动态再结晶临界值时,这些无畸变晶粒中同样会发生动态再结晶。如此不断循环往复,最终导致动态再结晶晶粒尺寸是非常小的。

由大角度晶界迁移模型^[12]结合式(1-1),可计算由晶界迁移机制形成再结晶晶粒所需的时间 t 。

$$t(T) = \frac{SLkT}{6b^2\mu\theta\delta D_0 \exp(-Q/RT)} \quad (1-1)$$

式中, T 为再结晶晶粒形成时的温度; S 为再结晶晶粒直径; L 为亚晶直径; k 为玻耳兹曼常数; b 为柏格斯矢量; Q 为激活能; R 为气体常数; μ 为弹性剪切模量; θ 为亚晶的取向差角; δ 为晶界厚度; D_0 为与晶界扩散相关的常数。

根据亚晶合并模型^[13,14],由式(1-2)可估算某一温度下亚晶合并所需时间 t :

$$t(T) = \frac{L^4 kT}{6E_0 D^p b^4} \int_{\theta_m}^0 \frac{1}{\theta \ln\left(\frac{\theta}{\theta_m}\right)} d\theta \quad (1-2)$$

式中, L 为亚晶平均直径; k 为玻耳兹曼常数; T 为再结晶晶粒形成时的温度; b 为柏格斯矢量; E_0 为位错能, $E_0 = \mu b / [4\pi(1-\nu)]$; ν 为材料泊松比; θ 为亚晶的取向差角; θ_m 为晶界能最大时对应的角度,通常取值 $20^\circ \sim 25^\circ$; D^p 为管道扩散系数,且有 $D^p = D_0 \exp[-Q^p/(RT)]$, Q^p 通常取值 $(0.4 \sim 0.6)Q$ 。

材料的动态再结晶程度取决于材料的变形量、应变速率以及变形时的温度。它常用动态再结晶体积分数 X_{dRx} 来衡量。该参数的含义是材料发生动态再结晶的体积与总体积的比值。该参数值通常采用观察热变形后材料的金相组织的方法获得。这种方法的缺点在于:由于需要收集并保存所有变形条件下材料的金相,不仅费时费力,而且材料在高温变形时的金相变化过程非常快,瞬间的金相组织难以获得,故不能完全反映真实情况。目前,通常利用应力-应变数据,结合式(1-3)采用外推法确定该参数的值。

$$X_{\text{dRx}} = \frac{(\sigma_{\text{hx}})^2 - (\sigma_{\text{dx}})^2}{(\sigma_{\text{hw}})^2 - (\sigma_{\text{dw}})^2} \quad (1-3)$$

式中, σ_{hx} 为材料在虚拟动态回复时某一时刻应变 ε_x 对应的流动应力; σ_{dx} 为材料在动态再结晶某一时刻应变 ε_x 对应的流动应力; σ_{hw} 为材料虚拟动态回复稳态应变 ε_{hw} 对应的流动应力; σ_{dw} 为材料虚拟动态再结晶稳态应变 ε_{dw} 对应的流动应力。

JM 动力学方程^[15] (由 Johnson 和 Mehl 提出) 见式(1-4)。

$$X_{\text{dRx}} = 1 - \exp\left(-\frac{fNG^3 t^4}{4}\right) \quad (1-4)$$

式中, X_{dRx} 为动态再结晶体积分数, %; f 为形状因子; G 为线性长大速率; $\dot{N}$ 为形核速率, 且此时认为形核速率 $\dot{N}$ 为常数; t 为材料发生动态再结晶的时间。

经典 Avrami 动态再结晶动力学方程见式 (1-5)。

$$X_{\text{dRx}} = 1 - \exp(-Bt^n) \quad (1-5)$$

动态再结晶动力学模型一般采用 JMA 方程 (Johnson - Mehl - Avrami 方程), 见式 (1-6)。

$$X_{\text{dRx}} = 1 - \exp\left[-k\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{n_d}\right] \quad (\varepsilon \geq \varepsilon_c) \quad (1-6)$$

其中 $\varepsilon_{0.5} = A_1 \dot{\varepsilon}^{A_2} \exp[Q_1/(RT)]$ (1-7)

式中, k , n_d 为材料常数; ε_c 为动态再结晶临界应变; $\varepsilon_{0.5}$ 为动态再结晶程度达到 50% 时的应变; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; A_1 , A_2 , Q_1 均为与材料和变形参数有关的常数。

对式 (1-6) 进行整理, 并两边同时取两次对数:

$$\ln[-\ln(1 - X_{\text{dRx}})] = \ln(k) + n_d \ln\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right) \quad (1-8)$$

若令 $\ln[-\ln(1 - X_{\text{dRx}})] = Y$, $\ln[(\varepsilon - \varepsilon_c)/\varepsilon_{0.5}] = X$, 则式 (1-8) 可改写为: $Y = \ln(k) + n_d X$ 。此时如能得到 ε_c 与 $\varepsilon_{0.5}$ 的值便可拟合此直线, 最终求得 k 与 n_d 的值。通过工件材料动态再结晶动力学方程曲线可以估算 $\varepsilon_{0.5}$ 。由 ε_c 的定义, 可以通过试验方法计算 ε_c 。

1.2 钛合金高速切削加工

1.2.1 高速切削概述

高速切削加工^[16] (high speed cutting) 于 20 世纪 80 年代发展起来, 被广泛应用于航空航天、模具、汽车等领域精密部件、易变形材料的加工等方面, 适应信息化制造要求, 被称为 21 世纪机械加工技术的一场新的革命的先进加工技术。采用此技术后加工精度高、材料去除率大, 能提高加工效率; 切削力小、切屑耗散热大, 能显著降低切削热, 减少工件的热变形; 激振频率高, 能有效避免、减少工艺系统的受迫振动^[17]。

高速加工概念是德国切削物理学家 Carl J. Salomon 提出的。他使用螺旋铣刀铣削铝、铜和青铜等有色金属, 发现切削速度大于材料的临界值 (不同的材料临界值有所不同) 后, 切削力和切削温度随之降低的现象, 并据此提出 “Salomon 曲线”^[18]。在加工过程中合理利用这一规律有利于在提高加工效率的前提下延长刀具的使用寿命。

企业在实际生产过程中应用高速切削技术的优势主要有以下几点:

(1) 提升了加工效率, 高效率使企业更具市场竞争力。应用高速切削技术