评述

材料动态性能对高速切削切屑形成的影响规律

王兵^{①②}, 刘战强^{①②*}

① 山东大学机械工程学院, 济南 250061;

② 山东大学高效洁净机械制造教育部重点实验室, 济南 250061

* E-mail: melius@sdu.edu.cn

收稿日期: 2015-08-18; 接受日期: 2015-11-02

国家杰出青年科学基金(批准号: 51425503)和“高档数控机床与基础制造装备”国家科技重大专项(批准号: 2014ZX04012014)资助项目

摘要 高速切削作为一门先进制造技术已经在工业生产中得到日益广泛的应用, 对高速切削过程切屑形成机理的研究有助于进一步发挥高速切削技术的优势和促进高速加工装备的发展, 同时可指导优化切削参数、控制切屑形态以改善加工表面质量. 高速切削切屑形态变化是工件材料在不同切削载荷下表现出的动态力学性能差异所致. 弄清楚高应变率下材料动态力学性能有利于揭示高速切削切屑变形与失效机理, 同时高速切削实验的合理设计与应用可以成为材料在高应变率下动态力学性能的新型测试手段. 本文以高速切削过程工件材料动态性能变化对切屑形成的影响为主线, 结合我们在高速切削切屑形成机理方面多年的研究成果, 对高速切削过程中工件材料的强度、塑脆性和微观组织变化等方面进行了综述分析. 阐明了高速切削条件下碎断切屑形成的力学条件, 指出了传统切削理论在应力状态对切屑变形和失效的影响机理、切屑微观组织演化等方面研究存在的不足, 最后对未来的超高速切削切屑形成机理研究进行了展望.

关键词 高速切削, 力学性能, 切屑形态, 微观组织

1 引言

金属切削切屑形成过程是由材料本身的固有性质和切削载荷共同作用决定的, 而切削载荷随切削参数、刀具几何结构、切削介质等变化而变化. 对一种金属材料而言, 随切削载荷变化, 其产生切屑的形态一般可分为带状切屑(也称为连续切屑)、锯齿状切屑(也称为挤裂切屑或节状切屑)、单元切屑(形状规则)和碎断切屑(形状不规则, 也称为不连续切屑或崩碎切屑)^[1~4]. 切屑形态实际是工件去除层材料对外界载

荷激励做出的动态响应结果, 其形态变化的根本控制因素是材料在外载荷下动态力学性能的变化.

近年来, 高速切削作为一门先进制造技术已在汽车、航空航天、模具制造、国防工业等领域得到广泛应用, 实践表明高速切削具有能够提高材料去除率、改善加工表面质量、减小切削力、降低加工成本等优点, 并且可以加工高硬度材料实现以车代磨切削工艺^[5~8], 缩短工艺链. 相对普通速度切削而言, 高切削速度是高速切削过程导致切屑形态转变的工艺主导因素, 而高切削速度下切屑形态转变的控制

引用格式: 王兵, 刘战强. 材料动态性能对高速切削切屑形成的影响规律. 中国科学: 技术科学, 2016, 46: 1-19

Wang B, Liu Z Q. Effect of material dynamic properties on the chip formation mechanism during high speed machining (in Chinese). Sci Sin Tech, 2016, 46: 1-19, doi: 10.1360/N092015-00256

机理, 即工件材料在高切削速度下动态性能的转变将是本文讨论的核心内容。

研究表明高速切削时切屑形态由普通速度切削时的带状切屑演化为锯齿状切屑, 对锯齿状切屑形成机理的解释主要形成了两个理论体系, 即绝热剪切理论^[9~13]和周期性断裂理论^[14~17]。目前在切削领域逐渐达成共识的是大多数塑性金属材料由绝热剪切导致锯齿状切屑形成, 而脆性材料则是由周期性裂纹所致。对不同金属材料而言, 锯齿状切屑形成的临界切削速度不同, 这是由工件材料的力学和热物理性能决定的^[4,18,19]。Gente 等人^[20]、Böker 等人^[21]和 Neugebauer 等人^[22]通过对比研究不同热物理性能材料的锯齿状切屑形成临界条件发现, 热物理性能较差的工件材料(即 $k\rho c$ 乘积较低, 其中 k 为材料热导率, ρ 为材料密度, c 为材料比热容), 锯齿状切屑形成的临界切削速度较低。这是因为在相同切削速度下, 热物理性能较差时, 切削区域材料变形做功产生的热量来不及传播出去, 导致变形区材料温升较高, 温升导致的热软化效应更容易超过应变硬化和应变率硬化效应。不同学者针对锯齿状切屑形成的临界条件建立了不同的力学判据, 包括 Recht 提出的最大应力准则和临界应变率准则^[9]、Culver 提出的临界应变准则^[23]、Clifton 等人^[24]和 Bai^[25]提出的线性扰动失稳准则、Xie 等人^[26]提出的局部滑移特性参数等。此外,

国内学者王礼立^[27]、王敏杰等人^[28]、王西彬等人^[29]也对锯齿状切屑形成的临界条件做了长期的研究工作。

但是, 上述研究主要着眼于锯齿状切屑形成时材料塑性变形失稳模型的描述, 探索材料本构失稳发生并形成绝热剪切带的临界条件, 对于高速切削载荷下切削变形区域材料动态性能的研究较少。高切削速度带来的高应变率加载导致工件材料的力学性能发生了变化, 进而影响切削去除层材料的变形和失效行为, 仅仅关注切屑形态的转变条件和几何表征难以揭示高速切削切屑形成的本质控制机理。一方面, 利用传统力学性能测试手段获取材料动态力学性能, 可以有效地辅助理解高速切削切屑形成机理; 另一方面, 将高速切削作为材料性能测试手段, 可以很好地补充研究高应变、高应变率和高温等极端载荷下材料的变形及失效机理, 有助于完善传统塑性力学材料变形及失效的理论体系。此外, Sutter 和 List^[30]、王敏杰等人^[31]以及作者在前期工作^[32]发现, 随切削速度进一步提高, 切屑形态由锯齿状切屑转变为碎断切屑, 碎断切屑形成的控制机理是否与锯齿状切屑有本质区别还需进一步揭示。

本文将简要回顾目前已有的高速切削切屑形成过程涉及的工件材料动态性能研究, 对高速切削材料动态性能的研究方向进行整理概括(如图 1, 其中

图 1 (网络版彩图)本文的主体结构

切削条件以切削速度为研究主线), 主要包括高应变率载荷下材料的力学性能、高应变率下材料塑脆转变机理及应力波效应、应力状态对切屑材料变形和失效的影响以及高速切削时涉及的材料微观组织变化等四个方面, 最后对未来在超高速切削切屑形成机理方面的研究趋势进行展望。

2 高应变率加载材料力学性能研究

材料在动态加载作用下体现出不同于静载荷下的力学性能, 理解与掌握材料的动态力学性能对合理控制材料变形与失效, 实现工程应用中的趋利避害具有重要意义。根据外载荷特点, 材料的动态力学性能研究可以分为两类: 一类是动载荷下的动力学问题, 包括爆炸和撞击、地震、工程爆破、弹体对装甲的侵彻、核爆炸及其防护、微陨石和雨雪冰沙对飞行器的高速撞击等^[27]; 二是恒定载荷下的动力学问题, 即外载荷虽然随时间变化不大, 但由于塑性变形区或裂纹的迅速扩展, 塑性变形区前端或裂纹尖端附近的介质实际处于高应变率(大于 $10^4/s$)状态下的动力学问题, 本文所讨论的高速切削切屑变形与失效机理问题即属于第二类研究范畴。

材料在动态变形过程中, 速度效应(即时间效应或应变率效应)是研究材料变形和破坏的微观机理的关键因素。不论塑性变形或者破坏(包括脆性断裂和韧性断裂), 都是以有限速率发展的过程, 因此物质的材料力学性质本质上是速率相关(时间相关)的。研究金属加工过程中的材料动态变形行为需要借助于标准的力学性能测试技术, 根据图 2 所示不同加工工艺中金属材料所能达到的应变率范围, 可采用不同的力学测试手段。如果以应变率为参数对各种力学

试验进行分类, 静态实验的应变率约为 $10^{-8} \sim 10^{-2}/s$ (其中蠕变实验的应变率约为 $10^{-8} \sim 10^{-5}/s$ 量级或更低), 准静态试验约为 $10^{-2} \sim 10/s$ 量级, 动态试验约为 $10/s$ 以上量级, 其中超高速冲击试验约为 $10^4 \sim 10^7/s$ 甚至达到 $10^8/s$ 量级。对材料本构关系速率相关性的研究, 实际上涉及到以统一的数学表达式来描述材料从蠕变到高速撞击横跨十几个量级的应变率(或特征时间)条件下的力学性能这一根本问题^[27]。霍普金森压杆技术(SHPB)中被测试材料的应变率范围可达 $10^3/s$ 以上, 已被广泛应用于研究高应变率材料力学性能和获取材料本构方程, 而且该应变率范围与金属切削过程材料变形应变率相当, 对理解金属切削过程的材料动态性能具有重要的借鉴意义。

但是在超高切削速度下, 切削变形区域应变率可达 $10^5/s$ 以上, SHPB 技术已不能满足测试要求, 需要寻求于其它高速冲击试验(比如泰勒撞击、轻气炮、电磁膨胀环等手段)以辅助研究超高应变率下的材料动态力学性能。超高应变率下材料动态性能的获取手段和模型建立方法与 SHPB 相似, 数据采集时多采用响应速度更快的应变片获取被测试试样变形时的应力应变值(或采用数字图像相关技术与探针应力传感器分别测试试样变形应变与应力等参数)^[33], 材料在超高应变率范围下体现出的流动应力特性会与低应变率材料本构模型有所差异, 在超高应变率变形时需要考虑位错的粘性阻尼效应等对流动应力的影响^[34], 该内容超出了本文的研究范围, 在此不再赘述。

2.1 材料动态性能获取

研究学者利用 SHPB 技术获得了不同应变率范围和不同温度范围内的材料流动应力变化规律, 并

图 2 不同金属加工工艺和力学测试技术对应的应变率范围

拟合出了不同形式的本构方程. 应用最广泛的是同时考虑应变硬化、应变率硬化和热软化效应的 Johnson-Cook (JC)本构模型^[35](如式 1 所示), 以及在 JC 模型基础上做出的适当修正, 表 1 总结了部分研究学者针对不同工件材料的 JC 本构修正模型.

$$\bar{\sigma} = \underbrace{[A + B\bar{\varepsilon}^n]}_{\text{弹塑性项}} \underbrace{\left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}}{\dot{\bar{\varepsilon}}_0}\right)\right]}_{\text{粘性项}} \underbrace{\left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r}\right)^m\right]}_{\text{热软化项}}, \quad (1)$$

其中 $\bar{\sigma}$ 是等效流动应力(MPa), $\bar{\varepsilon}$ 是等效塑性应变, $\dot{\bar{\varepsilon}}$ 和 $\dot{\bar{\varepsilon}}_0$ 是等效应变率和参考应变率, T 、 T_m 、 T_r 分别表示材料当前温度、材料熔化温度和室温. 材料常数 A 、 B 、 n 、 C 、 m 的物理意义分别是初始屈服强度(MPa)、应变硬化模量、应变硬化指数、应变率硬化系数和热软化系数. 式(1)中等号右侧的三个括号项弹塑性项、粘性项和热软化项分别代表了应变硬化效应、应变率硬化效应和热软化效应.

Voyiadjis 和 Almasri^[41]利用 Nemat-Nasser 和 Li^[42]获得的 OFHC 在不同应变率和不同温度下的动态应力应变关系, 绘制了三维本构模型曲面, 如图 3 和图 4 所示. 三维本构曲面所描述的应变、应变率以及温度对流动应力的影响规律更为直观, 其本构模型(如式 2)同样考虑了应变硬化、应变率硬化和热软化的影

响. 在此以 Voyiadjis 和 Almasri 建立的三维本构曲面为例介绍应变、应变率和温度对材料流动应力的影响规律.

$$\bar{\sigma} = (B\bar{\varepsilon}^n)(1 + B_1 T(\dot{\bar{\varepsilon}})^{1/m} - B_2 T e^{A(1 - \frac{T}{T_i})}), \quad (2)$$

其中 T_i 是材料热激活能转化温度, A 、 B 、 B_1 、 B_2 、 m 为材料常数.

Voyiadjis 和 Almasri 的研究结果表明 OFHC 在不同应变率下的屈服强度基本恒定, 随应变率增大时, 其应变硬化程度增强, 这与典型的面心立方金属动态力学性能是相吻合的^[34]. 如图 3 所示, 在低应变率且应变大于 0.5 时, Voyiadjis 和 Almasri 所建立模型的计算值高估了实际结果, 而在高应变率下该模型具有较高的预测精度. 此外, 当应变率低于 $10^2/s$ 时, 应力-应变曲线的形状基本不变, 只有在高应变率下流动应力才明显增大, 这说明 OFHC 流动应力的应变率敏感性较低. 由图 4 可知, 当温度低于 100 K 时, 模型预测结果低估了实际情况, 而温度高于 700 K 时模型预测结果过高, 但在高温下模型预测结果偏差较小, 预测精度较高.

通过上述分析可知, 对于不同材料、或相同材料在不同应变率及不同温度范围内发生变形时, 描述材料动态性能的流动应力模型(即本构模型)会有很

表 1 不同研究学者建立的 JC 本构修正模型

研究人员	工件材料	JC 本构修正模型*	最高应变率	修正项
Andrade 等人 ^[36]	OFHC	$\sigma = (A + B\bar{\varepsilon}^n) \left[1 + C \ln \left(1 + \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}}{\dot{\bar{\varepsilon}}_0} \right) \right] \times \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \left[\frac{1}{1 - \left(1 - \frac{(\sigma_f)_{rec}}{(\sigma_f)_{def}} \right) u(T)} \right]$	$10^4/s$	考虑动态再结晶软化效应
Calamaz 等人 ^[37]	Ti6Al4V	$\sigma = \left[A + B\bar{\varepsilon}^n \left(\frac{1}{\exp(\bar{\varepsilon}^a)} \right) \right] \left[1 + C \ln \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}}{\dot{\bar{\varepsilon}}_0} \right] \times \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \left[D + (1 - D) \tanh \left(\frac{1}{(\bar{\varepsilon} + S)^c} \right) \right]$	$10^3/s$	考虑应变软化效应
Sheikh-Ahmad 和 Bailey ^[38]	纯钛	$\tau = B\gamma^n \left(1 + C \ln \frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_0} \right) \left(\alpha e^{\beta \left(\frac{T_m - T}{T_m - T_{ref}} \right)} \right)$	$10^2/s$	修正应变硬化项和热软化项
李国和 ^[39]	45 钢	$\sigma = (A(HRC) + B\bar{\varepsilon}^{n(HRC)}) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}}{\dot{\bar{\varepsilon}}_0} \right) \exp \left[- \left(\frac{T^* - m_1}{m_2} \right)^2 \right]$	$10^4/s$	考虑硬度对初始屈服强度和应变硬化指数的影响
Wang 等人 ^[40]	Inconel718	将 JC 本构模型中系数 C 表达为 $C = C_1 - \left[C_2 + C_3 \sin \left(\frac{i - 5000}{3000} \pi \right) \right] \sin \left(\frac{T - 500}{150} \pi \right)$	$10^4/s$	考虑应变率软化效应

*注: 不同本构修正模型中系数的具体含义见相应参考文献.

图3 (网络版彩图)室温条件下(293 K)OFHC 在不同应变率范围内的应力-应变曲线^[41]

图4 (网络版彩图)应变率为 $4 \times 10^3/s$ 时 OFHC 在不同温度范围内的应力-应变曲线^[41]

大差异. 而且材料本身的微观组织、热处理状态不同时, 其本构模型的系数或形式也需要区别讨论.

2.2 材料本构参数对高速切削锯齿状切屑形成的影响

在获得材料本构模型之后, 研究学者利用有限元仿真手段研究了高速切削切屑形成过程, 分析了切屑形态演化^[43]以及切削力^[44]、切削温度^[45]、刀具磨损^[46]等参数的变化规律. 由于在高速切削过程中刀具与工件相互作用时, 刀屑摩擦和刀工摩擦等作用复杂、切屑变形区的应力、应变和应变率分布不均匀, 刀具-切屑-工件之间的热源多变性和传热特性复杂, 导致理论模型建立时的边界条件较模糊, 预测难度较大. 而且高速切削过程中刀具与工件的相对运动速度高、作用时间短、作用区域小, 导致实时捕获切削动态过程的难度较大, 因此有限元仿真对于理论分析和实验研究起到了很好的补充作用.

作者在前期工作中^[47]利用有限元仿真软件

Abaqus/Explicit 建立了高速直角切削 Ti6Al4V 的切屑形成模型(如图 5), 提出了锯齿状切屑形成的剪切局域化敏感性参数—包括切屑锯齿化敏感性参数和切屑曲率变化敏感性参数, 分析了本构模型参数对直角切削锯齿状切屑形成的敏感性.

如图 5 所示, 锯齿状切屑被半径不同的三个圆分割成两部分, 靠近内圆的部分是不连续锯齿分节, 靠近外圆的是切屑连续部分, 切屑锯齿化程度可由式(3)获得.

$$G_s = \frac{r_2 - r}{r_1 - r}, \tag{3}$$

其中 r 、 r_2 和 r_1 分别是图 5 中由内到外三个圆的半径值, 锯齿状切屑的曲率半径用内圆半径 r 表示.

保持切削参数不变, 即切削速度为 500 m/min、切削深度为 0.1 mm、刀具前角为 0°, 在工件材料 Ti6Al4V 原始本构参数基础上, 分别将各参数 A 、 B 、 n 、 C 、 m 在 $\pm 20\%$ 范围内取值, 取值梯度为 10%, 单个参数变化时其它四个参数保持不变(如表 2 所示), 以研究不同本构参数对高速切削锯齿状切屑的剪切局域化影响程度. 切屑锯齿化敏感性参数和切屑曲率变化敏感性参数可分别由式(4)和式(5)获得.

图5 (网络版彩图)直角切削 Ti6Al4V 锯齿状切屑形成模型
切削速度 500 m/min、切削深度 0.1 mm、刀具前角 0°^[47]

表2 工件材料 Ti6Al4V 的 JC 本构模型取值情况

本构参数	↓ 20%	↓ 10%	原始数值	↑ 10%	↑ 20%
A	689.6	775.8	862	948.2	1034.4
B	264.8	297.9	331	364.1	397.2
n	0.272	0.306	0.34	0.374	0.408
C	0.0096	0.0108	0.012	0.0132	0.0144
m	0.64	0.72	0.8	0.88	0.96

$$S_1 = \frac{G'_s - G_s^o}{G_s^o} \times 100\%, \quad (4)$$

其中 G'_s 是不同本构参数下的切屑锯齿化程度, G_s^o 是原始本构参数下的切屑锯齿化程度.

$$S_2 = \frac{r' - r^o}{r^o} \times 100\%, \quad (5)$$

其中 r' 是不同本构参数下的切屑曲率半径, r^o 是原始本构参数下的切屑曲率半径.

图 6 和图 7 分别为不同 JC 本构参数下的切屑锯齿化敏感性参数 S_1 和切屑曲率变化敏感性参数 S_2 的变化规律. 可知初始屈服强度和热软化系数对 S_1 和 S_2 的影响最大, 应变率硬化系数对 S_1 和 S_2 的影响最小, 应变硬化模量和应变硬化指数的影响居中. 随初始屈服强度和应变硬化模量增大, S_1 逐渐增大而 S_2 逐渐减小, 即切屑锯齿化程度和切屑弯曲程度加剧. 这是因为随初始屈服强度和应变硬化模量增大时, 切屑变形产生的热量更多, 热软化效应相比应变硬化和应变率硬化效应更强, 导致切屑剪切局域化程度更高. 而应变硬化指数、应变率硬化系数和热软化系

图 6 (网络版彩图)不同 JC 本构模型参数下的切屑锯齿化敏感性^[47]

图 7 (网络版彩图)不同 JC 本构模型参数下的切屑曲率变化敏感性^[47]

数对 S_1 和 S_2 的影响规律与另外两参数的影响规律正好相反.

由此可知, 当材料热处理状态改变或有合金添加剂导致材料性能改变时, 材料的本构参数会发生变化, 进而会影响工件材料在切削过程中的切屑形态变化.

2.3 利用直角切削实验获取材料动态屈服强度和断裂韧性

在直角切削过程中, 去除层材料流经第一变形区时发生塑性屈服, 如图 8 所示, 剪切角为 ϕ . 根据屈雷斯加屈服准则可知, 剪切平面上的剪应力为 $\sigma_s/2$, σ_s 为工件材料的屈服强度. 直角切削时第一变形区材料处于平面应变状态, 则切屑变形系数可由式(6)表示.

$$\xi = \frac{a_c}{a_{ch}} = \frac{\cos(\phi - \gamma_0)}{\sin \phi}, \quad (6)$$

其中 a_{ch} 为切屑厚度, a_c 为切削深度, γ_0 为刀具前角. 当切屑形态为连续带状时, 切屑厚度可以直接测量得出, 当切屑形态为锯齿状时, 可以利用切屑的平均厚度进行等效代替^[48].

通过直角切削实验获取切屑后, 经过镶嵌、抛光等操作, 经显微放大观察测量切屑厚度, 可由式(7)得到 $\tan \phi$ 值.

$$\tan \phi = \frac{\cos \gamma_0}{(a_{ch}/a_c) - \sin \gamma_0}. \quad (7)$$

切削过程中, 刀尖与去除层材料第一变形区的接触点为断裂点, 作用于刀尖处的水平方向切削力是导致去除层材料与工件基体分离的直接因素, 刀尖上的单位宽度的水平方向切削力即可等效为断裂韧性 G_c ^[49], 使水平方向单位宽度的净剩力为 $F_c/a_w - G_c$, a_w 为切削宽度. 剪切面上的力平衡方程式(8)为

图 8 直角切削切屑形成模型

$$\frac{\sigma_s}{2} \frac{a_c}{\sin \phi} = \left(\frac{F_c}{a_w} - G_c \right) \cos \phi - \frac{F_t}{a_w} \sin \phi, \quad (8)$$

其中 $\frac{a_c}{\sin \phi}$ 表示剪切平面的长度.

将式(8)变换可得:

$$\frac{F_c}{a_w} - \frac{F_t}{a_w} \tan \phi = \frac{\sigma_s}{2} a_c \left(\tan \phi + \frac{1}{\tan \phi} \right) + G_c. \quad (9)$$

通过测试一系列切削深度 a_c (如 0.05~0.3 mm, 需根据被测试材料性能而定) 下得到的切屑厚度 a_{ch} , 利用式(7)计算得到 $\tan \phi$, 结合测力仪测得的 F_c 和 F_t , 计算出不同切削深度下的 $\frac{F_c}{a_w} - \frac{F_t}{a_w} \tan \phi$ 和 $\frac{a_w}{2} (\tan \phi + \frac{1}{\tan \phi})$ 的值, 根据式(9), 可拟合出一条 $\frac{F_c}{a_w} - \frac{F_t}{a_w} \tan \phi$ 对 $\frac{a_w}{2} (\tan \phi + \frac{1}{\tan \phi})$ 的直线, 由该直线的斜率和截距可分别确定出 σ_s 和 G_c 的值. 具体测试方法与计算流程可参见图 9.

作者利用直角切削法测试了淬硬 45 钢(43~45 HRC)在不同切削速度条件下的动态屈服强度和断裂韧性值^[50], 结果如图 10 和图 11 所示. 随切削速度增

图 10 (网络版彩图)淬硬 45 钢在不同切削速度下的动态屈服强度

图 11 (网络版彩图)淬硬 45 钢在不同切削速度下的断裂韧性值

图 9 利用直角切削法测试材料动态屈服强度和断裂韧性的流程图

大, 第一变形区材料的屈服强度先升高后降低, 呈现出与某一固定切削速度下切屑锯齿化时流动应力-应变关系相同的变化趋势. 当应变与应变率硬化效应大于热软化效应时, 材料屈服强度随切削速度增大而增大. 当切削速度超过某一临界速度后, 即应变与应变率硬化效应小于热软化效应时, 材料屈服强度随切削速度增大而减小. 但是, 淬硬 45 钢的锯齿化临界切削速度为 400 m/min 左右, 而屈服强度下降时的临界切削速度为 800 m/min 左右, 其原因推测为是上述直角切削测试法采用的切削力为切屑锯齿单元及剪切带形成时的平均切削力, 导致预测的屈服强度下降时的临界切削速度出现滞后.

随切削速度提高, 去除层材料与工件基体之间分离时的断裂韧性呈现单调递增的趋势, 但变化范围不大(如图 11, 对淬硬 45 钢而言其断裂韧性值从 24 kJ/m² 变化到 30 kJ/m²), 可近似看作为常数. 其原因在高速切削范围内, 去除层材料与基体分离时材料处于近绝热剪切状态, 且分离区域材料变形的应变、应变率等变化较小, 随切削速度增大时材料断裂

韧性值仅略微增大. 当加载应变率急剧提高导致材料中脆性裂纹失稳扩展时, 由于不发生塑性变形而热量产生较少, 会引起材料断裂韧性出现下降^[51]. 图 11 中切削速度值尚未达到工件材料的塑脆转变临界条件, 因此未出现断裂韧性值下降的拐点.

3 高应变率加载下材料变形及失效机理

材料的失效或断裂起源于不可恢复的变形, 它包括从屈服到断裂的整个过程, 根据失效机理不同通常可以分为塑性失效和脆性失效两类. 在塑性失效中, 材料断裂前将伴随一定的塑性变形. 而对于脆性失效, 材料一旦屈服将迅速断裂, 几乎不发生塑性变形. 材料的塑脆性依赖于材料的力学性能以及应变率、温度、应力状态等外在条件.

3.1 不同加载条件下材料变形及失效机理

将应变率考虑在内时, 材料动态变形过程流动应力与应变之间不再像静态与准静态加载时存在单值对应关系. 流动应力的变化同时依赖于应变、应变率以及温度(如式 10 所示), 式(1)所示的 JC 本构方程是其中的一种表达方式.

$$f(\sigma, \varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = 0. \quad (10)$$

图 12 所示为不同加载条件下的材料动态响应曲线, 其中各应变率及温度的大小关系为 $\dot{\varepsilon}_4 > \dot{\varepsilon}_3 > \dot{\varepsilon}_2 > \dot{\varepsilon}_1$ 和 $T_1 > T_2 > T_3 > T_4$. 各应力应变曲线(如实线 OA 、 OB 、 OC 、 OE 所示)的终点连线 $FECBA$ 表示材料发生断裂时的临界条件, 可称之为断裂线或断裂轨迹. 如图

图 12 (网络版彩图)不同加载条件下的材料力学响应

12 中逆时针箭头所示, 随应变率增大或温度降低, 材料的断裂应变减小.

根据材料变形行为不同, 图 12 中的变形区域可划分为弹性变形区、稳定塑性变形区和不稳定塑性变形区三个子区域. 弹性变形区与稳定塑性变形区的分界线 OE (虚线)表示不同应变率或不同温度条件下的屈服准则, 而稳定塑性变形区和不稳定塑性变形区的分界线 OD (虚线)表示不同应变率或不同温度条件下的塑性失稳准则(即 $\partial\sigma/\partial\varepsilon=0$). E 点将断裂轨迹 $FECBA$ 分割为两段, EF 段表示材料由脆性断裂而失效, $ECBA$ 段表示材料经由塑性变形后发生韧性断裂而失效, 因此 E 点可以看做是材料塑脆转变的临界点. 当应变率超过 $\dot{\varepsilon}_4$ 或温度低于 T_4 时, 塑性材料的失效模式将会由韧性断裂转变为脆性断裂.

3.2 塑性材料超高速切削的临界切削速度

随着国防工业、航空航天和汽车制造等领域的发展, 抗冲击结构的设计与制造已经得到广泛研究, 应力波传播理论在材料冲击失效分析中逐渐得到重视.

对于切削加工过程, 低切削速度下形成连续带状切屑时, 材料变形发生在稳定塑性变形区. 当切削速度提高形成锯齿状切屑时, 第一变形区材料变形发生在不稳定塑性变形区, 虚线 OD 即为锯齿状切屑形成的临界条件. 随切削速度继续提高达到超高速切削速度范围时, 工件材料性能在高应变率加载条件下发生重要变化(如图 13 所示): 即材料屈服强度和抗拉强度均随应变率增大而增大, 但材料屈服强度相比抗拉强度增大速率更快, 导致屈强比逐渐趋近于 1, 说明材料塑性降低而脆性增强^[51]. 因此, 当材料变形应变率随切削速度提高而增大至 $\dot{\varepsilon}_4$ 以上时,

图 13 (网络版彩图)加载速率对材料强度的影响

去除层材料变形方式会由弹塑性变形转变为弹性变形, 材料失效模式由韧性断裂转变为脆性断裂, 最终导致切屑形态由锯齿状转变为碎断状. Von Karman 和 Duwez^[52]提出了圆柱杆端部受瞬态冲击载荷时其内部应力分布的计算方法, 结果表明当圆柱杆端部受到的冲击载荷速度大于一临界值时, 靠近冲击端部的材料会迅速断裂而几乎不发生塑性变形. 如果将应力波传播理论应用于金属切削过程中时, 将会获得一临界切削速度, 实现塑性材料脆性域加工.

图 14 所示为冲击加载或超高速切削条件下材料脆性去除过程, 图 14(b)所示的超高速切削材料失效模式及加载特点与图 14(a)所示的圆柱杆轴向冲击过程类似. 当达到图 14 中所示的临界切削速度 V_{imp_c} 或临界冲击速度 V_{imp} 时, 在刀屑接触面或圆柱杆受冲击端部的材料发生脆性断裂而被去除, 其他部位材料将没有机会发生塑性变形. 塑性变形是金属加工过程中主要的能量消耗源^[50,53], 因此实现塑性材料的脆性域加工对于减少能量消耗具有重要意义.

如图 14(b)、(c)所示, 去除层材料受超高速切削载荷时, 长度为 dx 的单元体 $abb'a'$ 的运动方程和波动方程可用式(11)表示.

$$\begin{cases} d(A_t\sigma) = \rho A_0 dx \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}, \\ \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{d\sigma_0/d\varepsilon}{\rho} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2}, \end{cases} \quad (11)$$

其中 A_0 是去除层材料初始横截面积, σ_0 是工程名义应力, A_t 和 σ 分别是真实横截面积和真实应力, 则 $d(A_t\sigma)$ 是作用于单元体 $abb'a'$ 的纵向合力. ρ 是工件材料密度, u 是距离受载荷端部 x 处的位移, 则 $\varepsilon = \frac{\partial u}{\partial x}$ 是

单元体真实应变. $\rho A_0 dx$ 是单元体 $abb'a'$ 的质量而 $\frac{\partial^2 u}{\partial t^2}$ 是单元体的加速度.

则作用于单元体上的塑性波传播速度 c_p 可以用式(12)表示.

$$c_p = \sqrt{(d\sigma_0/d\varepsilon)/\rho}, \quad (12)$$

其中 $d\sigma_0/d\varepsilon$ 是应力应变曲线上对应于应力 σ_0 处的切线斜率.

当单元体 $abb'a'$ 的应变从零增大到 ε_p 时, 则单元体移动速度可表示为

$$v = \int_0^{\varepsilon_p} \sqrt{\frac{d\sigma_0/d\varepsilon}{\rho}} d\varepsilon. \quad (13)$$

在工程应力应变曲线上的抗拉强度处, 曲线斜率 $d\sigma_0/d\varepsilon$ 等于零, 意味着此时的塑性波传播速度等于零, 因此当受载单元体的应变达到断裂应变值时其运动速度可以表示为

$$V_{imp} = \int_0^{\varepsilon_u} \sqrt{\frac{d\sigma_0/d\varepsilon}{\rho}} d\varepsilon, \quad (14)$$

其中 ε_u 是对应于抗拉强度时的断裂应变. V_{imp} 的物理意义是当受载端冲击速度大于 V_{imp} 时, 在冲击端部的材料将会发生脆性断裂. 在切削过程中, 塑性工件材料被脆性去除的临界切削速度 V_{imp_c} 即对应于冲击过程中的临界速度 V_{imp} .

作者利用提出的超高速切削临界切削速度判据, 计算了铝合金 7050-T7451 和 Inconel718 的超高速加工脆性去除的临界切削速度值^[54,55], 其结果分别为 7420 m/min 和 4200 m/min, 并通过超高速切削实验验证了预测结果的准确性.

如图 15 所示是在切削速度为 2500 m/min 和 7000 m/min 的直角切削(切削深度为 0.1 mm)条件下获取的 Al7050-T7451 切屑根部形貌. 在切削速度为 2500 m/min 时, 切屑与基体之间存在明显的韧性断裂裂纹, 这也说明了断裂是切屑形成的根本原因而非传统切削理论认为的塑性流动. 而且由于切削速度较低, 正在被去除的切屑材料“冻结”在基体上. 当切削速度

图 14 冲击加载或切削过程中工件材料的脆性去除过程

(a) 冲击过程; (b) 切削过程; (c) 切削过程去除层材料中单元体受力分布

图 15 (网络版彩图) Al7050-T7451 切屑根部断口形貌 SEM 照片^[54]

(a), (b) 切削速度: 2500 m/min; (c), (d) 切削速度: 7000 m/min (切削深度均为 0.10 mm)

达到 7000 m/min 时, 在切屑根部上只观察到已加工表面与未加工表面之间的台阶, 由于切屑以碎断形式被去除, 因此没有残留切屑保存在工件基体上. 在图 15(d)中可以看出明显的解理台阶和结晶状断口, 这均是典型的脆性断裂特征, 说明切屑是通过脆性断裂方式被切除的.

在不同切削速度下切屑被去除时的变形机理不同, 导致切屑形态出现差异, 切削速度由低到高时, 切屑形态依次表现为连续带状、锯齿状和碎断状. 因此可以通过切屑形态划分切削范围, 如图 16 所示, 不同形态切屑对应不同的材料变形机理, 将整个切削范围划分为低速切削、高速切削和超高速切削三个阶段. 但是不同工件材料切削时其切屑形态转变的临界切削速度不同, 这是由材料的力学性能和热物理性能等固有属性决定的.

4 应力状态对切屑形成的影响机理

4.1 绝热剪切-韧性断裂复合型锯齿状切屑形成模型

高速切削过程中, 切削速度是影响切屑形态转变的直接因素, 而在特定切削载荷下变形区域的应力状态是决定切屑形态的根本原因. 根据传统切削力学理论, 比如经典的 Oxley 平行边剪切区模型^[56] (如图 17 所示), 切屑第一变形区是两个相距 s 的平行平面 CD 和 EF 之间的区域, AB 是 CD 和 EF 的对称

图 16 (网络版彩图)根据切屑形貌及材料变形机理进行切削范围划分

图 17 平行边剪切区模型^[56]

中心, AB 面即名义剪切平面. 在剪切区内材料的运动速度连续变化, 而平行于剪切面材料的应力、应变及应变率等力学参量认为是均匀分布的. 但是达到锯齿状切屑形成的切削速度范围时, 仅在切屑自由表面出现裂纹而在靠近刀尖部位未见裂纹^[57]. 这说明对平行于剪切面材料的均匀应力分布的假设过于简单, 并不能准确地描述切屑形成过程的应力状态和切屑失效机理.

普渡大学 Chandrasekar 教授课题组利用粒子图像测速技术(PIV)在切削过程中实时测试了切屑变形区域以及加工表面的应变、应变率等参数的分布情况^[58-60], 如图 18 所示为切削黄铜 260 时切削区域的应变分布, 可见沿切屑第一变形区和加工表面的应变分布是不均匀的. 若想准确预测切屑在第一变形区的变形与失效机理, 必须分析沿第一变形区的应力状态分布规律, 从力学角度着手建立更加精确的力学判据.

作者利用直角切削实验获取了 Al7050-T7451 和淬硬 45 钢两种工件材料的锯齿状切屑后, 利用扫描电子显微镜观察了锯齿状切屑的自由表面显微形貌 (如图 19 所示)^[61]. 结果表明切屑自由表面具有特征

图 18 (网络版彩图)黄铜 260 锯齿状切屑形成时的应变场分布

刀具前角-50°, 切削速度 0.06 m/min, 切削深度 0.05 mm^[60]

鲜明的两部分结构组成,一部分为靠近切屑自由表面的韧性断裂区,另一部分为靠近切屑底部的韧窝区。韧性断裂区是由于切屑自由表面材料在刀具运动时逐渐堆积而发生剧烈塑性变形导致的,而韧窝区是第一变形区靠近刀尖区域材料发生绝热剪切进而导致剪切滑移时产生的。切屑第一变形区的变形及断裂机理不同,其根本原因是沿第一变形区不同部位的应力状态不同。

通过上述分析,锯齿状切屑形成的控制机理并非绝热剪切或韧性断裂等单一因素构成的,必须讨论分析切屑第一变形区靠近自由表面区域和靠近刀尖部位材料的受力状态及变形特点,以确定锯齿状切屑形成的具体原因。据此,作者提出了一种绝热剪切-韧性断裂复合型锯齿状切屑形成模型,如图 20 所示。锯齿状切屑形成的第一阶段是切屑单元的挤压阶段,如图 20(a)中的切屑单元 ABCD,在不同切削速度下切屑单元被挤压后的变形程度和变形速

率不同,这将决定随后的切屑形成机理不同。第二阶段是锯齿分节形成的启动阶段,此时需同时判断图 20(b)中 A、B 两区域的材料应力状态和变形程度。对于区域 A 中的材料而言,需利用式(15)所示的材料断裂判据判别靠近切屑自由表面处的材料塑性变形程度是否能够导致材料断裂,即 $w=1$ 。对于区域 B 中的材料而言,需利用式(16)所示的绝热剪切失效判据判别靠近刀尖部位的材料是否发生绝热剪切。判别结果将产生三种结果,一是区域 A 满足韧性断裂准则而区域 B 不满足绝热剪切准则,则锯齿状切屑的形成由韧性断裂机理控制;二是区域 A 不满足韧性断裂准则而区域 B 满足绝热剪切准则,则锯齿状切屑的形成由绝热剪切所控制;三是区域 A 满足韧性断裂准则且区域 B 满足绝热剪切准则,则锯齿状切屑的形成由绝热剪切和韧性断裂复合机理控制。根据实验结果观察,随切削速度逐渐增大,锯齿状切屑形成的控制机理由绝热剪切转变为绝热剪切-韧性断裂复合机理,当切削速度足够高时,锯齿状切屑形成会完全由韧性断裂所控制。第三阶段是锯齿分节的扩展和形成阶段,根绝第二阶段中锯齿分节启动时的控制机理不同,韧性断裂裂纹由自由表面向刀尖扩展,或绝热剪切带由刀尖部位向切屑自由表面扩展,最终使整个锯齿分节完全形成。

$$w = \frac{\Delta \bar{\epsilon}}{\bar{\epsilon}_f}, \quad (15)$$

其中 w 是断裂判据因子, w 等于 1 时材料断裂, $\bar{\epsilon}_f$ 是材料断裂应变, $\Delta \bar{\epsilon}$ 是材料塑性变形时的应变增量。

图 19 (网络版彩图)锯齿状切屑自由表面 SEM 显微形貌^[61]

(a) 淬硬 45 钢, 切削速度 800 m/min, 切削深度 0.1 mm; (b) Al7050-T7451, 切削速度 2500 m/min, 切削深度 0.1 mm

图 20 (网络版彩图)绝热剪切-韧性断裂复合型锯齿状切屑形成模型

$$\frac{d\tau(\gamma, \dot{\gamma}, T)}{dV} = \frac{\partial \tau}{\partial \gamma} \bigg|_{\dot{\gamma}, T} \cdot \frac{d\gamma}{dV} + \frac{\partial \tau}{\partial \dot{\gamma}} \bigg|_{\gamma, T} \cdot \frac{d\dot{\gamma}}{dV} + \frac{\partial \tau}{\partial T} \bigg|_{\gamma, \dot{\gamma}} \cdot \frac{dT}{dV} = 0, \quad (16)$$

其中 τ 是剪切流动应力, V 是切削速度.

如图 21 所示为不同切削速度下的 Al7050-T7451 锯齿状切屑自由表面 SEM 显微形貌, 可见当切削速度为 2000 m/min 时, 切屑锯齿分节自由表面均为剪切滑移区, 其形成机理为绝热剪切. 当切削速度为 2500 m/min 时, 切屑锯齿分节自由表面分为剪切滑移区和韧性断裂区, 其形成机理为绝热剪切和韧性断裂复合控制. 在实验过程中尚未观察到完全由韧性断裂控制形成的锯齿状切屑, 其原因为沿切屑厚度及长度方向, 应力、应变、温度均非均匀分布及材料组织等存在梯度分布, 且切削实验的切削速度取值跨度过大, 而切屑第一变形区绝热剪切和韧性断裂的发生条件比较相近, 锯齿状切屑形成时的较大速度范围内均为绝热剪切和韧性断裂复合机理控制.

图 21 (网络版彩图)Al7050-T7451 锯齿状切屑自由表面 SEM 显微形貌

(a) 切削速度 2000 m/min, 切削深度 0.1 mm; (b) 切削速度 2500 m/min, 切削深度 0.1 mm

4.2 考虑应力状态的断裂应变准则

麻省理工学院 Wierzbicki 教授课题组在过去十年时间内针对金属材料断裂准则开展研究^[62-64]. 他们对不同形状的 Al2024-T351、AISI 1045 钢等试样进行力学性能测试, 包括光滑及缺口圆柱拉伸试样、平板剪切试样和圆柱压缩试样等, 研究了不同应力三轴度下材料等效断裂应变的变化规律, 同时他们将建立的等效断裂应变模型写入有限元仿真软件中并获取了相应的应力应变曲线. 图 22 所示为 Wierzbicki 教授课题组所得到的 Al2024-T351 在不同应力三轴度下的断裂应变值, 其结果表明材料等效断裂应变随应力三轴度增大并非呈现单调减小的趋势. 当应力三轴度在 0 到 0.4 范围内变化时, 材料等效断裂应变随应力三轴度增大而增大. 此外, 当应力三轴度小于 -1/3 时, 材料等效断裂应变趋于无穷大而不会失效, 这与应用广泛的 JC 断裂判据存在显著区别.

如图 23 所示, 当应力三轴度处于 -1/3 到 0 范围内时, 材料失效机理为剪切断裂; 当应力三轴度大于 0.4 时, 材料失效机理为孔隙形成导致的断裂; 当应力三轴度处于 0 到 0.4 之间时, 材料受剪切/拉伸复合加载, 材料失效也由剪切-孔隙成核复合机理控制. 然而, Wierzbicki 教授课题组所进行的材料力学性能试验均是在静态或准静态条件下进行的, 他们没有考虑应变率或温度对材料等效断裂应变的影响. 但应用 Wierzbicki 教授课题组的研究方法, 可以进行多轴应力状态下的高应变率试验, 这也将是今后的一研究热点.

Rice 和 Tracey^[65]提出了静水压力作用下微孔隙成长与聚集导致的损伤失效断裂应变模型, 他们发

图 22 不同应力三轴度下 Al2024-T351 断裂轨迹^[62]

图 23 (网络版彩图)应力三轴度对 Al2024-T351 等效断裂应变的影响规律^[63]

现在远场应力作用下孔隙成长率随应力三轴度呈指数关系变化, 如式(17)所示.

$$\dot{\varepsilon}_f = C_1 e^{C_2 \eta}, \quad (17)$$

其中 $\dot{\varepsilon}_f$ 是材料等效断裂应变, C_1 、 C_2 是材料常数.

Abushawashi 等人^[66]在此基础上提出了同时依赖于应力状态和应变率的断裂应变模型, 如式(18)所示.

$$\bar{\varepsilon}_f(\xi_f, \eta_f, \dot{\varepsilon}) = S(\xi_f, \eta_f) R(\dot{\varepsilon}), \quad (18)$$

其中 S 是在参考应变率 $\dot{\varepsilon}_0$ 下的断裂轨迹, ξ_f 、 η_f 分别为材料断裂区域的洛德角和应力三轴度, R 是断裂应变的应变率依赖函数.

在直角切削方式下, 材料属于平面应变受力状态, 断裂应变轨迹仅依赖于应力三轴度和应变率. 假定在恒定载荷下材料从变形到失效过程中应变率是常数, 采用 JC 本构模型中的应变率依赖函数, 并以式(17)作为参考断裂应变轨迹, Abushawashi 等人得出了如式(19)所示的依赖于应力三轴度和应变率的断裂应变模型.

$$\bar{\varepsilon}_f(\eta_f, \dot{\varepsilon}) = C_1 e^{C_2 \eta} \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right]^{-2/(n+2)}. \quad (19)$$

Abushawashi 等人依据此模型计算了 AISI1045 钢在不同应力三轴度和应变率载荷下的等效断裂应变, 结果表明随应力三轴度或应变率增大, 材料断裂应变值降低, 材料塑性变形能力下降而脆性提高. 而且在低应力三轴度或负应力三轴度条件下(比如低速

图 24 应变率及应力三轴度对 AISI 1045 钢等效断裂应变的影响^[66]

切削), 材料断裂应变随应变率增大而减小的趋势更加明显. 其研究表明随切削速度提高, 应变率逐渐增大时, 工件材料的力学性能会出现塑脆转变, 导致高速切削时切屑形态的变化.

5 高应变率下材料变形时的微观组织变化

塑性金属材料在高应变率下发生剧烈塑性变形时, 其内部微观组织结构包括晶粒尺寸、晶粒位向、晶体缺陷等会发生重要变化, 甚至出现相变或氧化等物质变化. 剧烈塑性变形处理工艺包括等通道转角挤压、高速冲击、高压扭转、表面机械研磨、高速加工等手段, 其中高速冲击、表面机械研磨和高速加工属于高应变率($>10^3$ /s)塑性处理方法. 绝热剪切是材料在高应变率塑性变形中普遍存在的一个重要现象, 通过分析绝热剪切带的微观组织结构对研究高应变率下材料变形机理具有重要意义.

虽然不同学者研究的材料种类和原始组织不同, 而且试验条件各异, 但大多数绝热剪切带都具有共同特征, 即剪切带中心为与基体材料截然不同的细小晶粒, 剪切带与基体之间为过渡区域, 如图 25 中的区域 A、B、C 所示, 分别为绝热剪切带、过渡区域和基体^[67]. 绝热剪切带形成过程中微观组织演化比较复杂, 包括原始组织的重新取向、碎化和各种缺陷以及亚结构的形成, 同时伴有局部的温度升高. 由剪切带中心到材料基体原始组织的重新取向、碎化程度逐渐减小, 位错等缺陷密度逐渐降低. 国内外学者利用透射电子显微镜(TEM)、背散射电子衍射(EBSD)

图 25 绝热剪切带微观组织结构示意图^[67]

等技术对不同金属材料剧烈塑性变形时绝热剪切带内部的精细结构进行了广泛研究。

需要指出的是,利用显微观测技术观察到的剪切带(包括高速切削锯齿状切屑绝热剪切带)微观组织演化,并不是材料在高应变率变形下的直接结果,而是材料在高应变率变形后经过高温急冷作用的产物。在目前的研究条件和技术水平下,除了极低应变率(或切削过程中的极低切削速度)条件下,对高应变率过程中切屑微观组织变化进行在线观察的难度较大,还无法实现。

图 26 所示为四种不同的金属材料在发生剪切局域化时剪切带内部的微观结构特征^[68],四种材料包括面心立方金属(铜和 304 不锈钢)、体心立方金属(无间隙原子钢)和密排六方金属(钛)。可见不同晶体结构的金属材料形成的剪切带结构具有明显的相似性,剪切带均由直径在 100 到 300 纳米之间的等轴晶粒组成。利用 TEM 技术, Grebe 等人^[69]对 Ti6Al4V、Meyers 和 Pak^[70]以及 Meyers 等人^[71]对纯钛形成的剪切带结构进行观察时发现了类似的等轴超细晶粒结构。

由图 26(d)所示的无间隙原子钢剪切带的 EBSD 图谱可知,剪切带中心由超细等轴晶粒组成,晶界结构完整且晶粒间取向差较大,类似于动态再结晶组织。然而,在绝热剪切带内观察到的超细晶粒组织是否是动态再结晶的结果还存有许多争议。虽然绝热剪切带产生于高应变、高应变率塑性变形中,而且伴有很高的绝热温升,但是变形和冷却的时间很短(毫秒甚至微秒级别),保证动态再结晶发生的温度条件维持时间过于短暂,利用传统的动态再结晶机制不足以解释剪切带中超细晶粒的形成。Pérez-Prado 等人^[72]对 Ta 以及 Ta-W 合金在高应变率塑性变形产生的剪切带进行了微观组织观察,发现基于扩散的经

图 26 (网络版彩图)不同金属材料剪切带中的超细晶粒结构

(a) 铜; (b) 钛; (c) 304 不锈钢; (d) 无间隙原子钢^[68]

典再结晶机制无法解释剪切带中发生的再结晶行为,因为高应变率变形时的时间尺度太小。由此他们提出了一个基于力学可行性的亚晶旋转机制用以解释绝热剪切带中的晶粒细化过程,他们认为剪切带内部的超细晶粒是亚晶或亚结构自身旋转的结果,剪切带内位错密度的降低是因为亚晶位错墙转变为晶界造成的。

普渡大学的 Chandrasekar 教授课题组^[58-60,73-75]和匹兹堡大学的 Shankar 教授课题组^[76-78]对切削加工过程第一变形区的应力条件及工件材料的微观组织演化进行了广泛研究,并建立了切削区域应变-应变率-温度与对应微观组织的映射图谱。如图 27 所示绘制了 OFHC 在不同切削变形条件下(包括应变、应变率、温度)对应的切屑变形微观组织演化,在低应变率条件下,随应变由低到高,材料变形后的微观组织依次为晶粒内位错壁结构、拉长型晶粒结构和纳米尺度的等轴晶粒。在高应变率条件下,随应变由低到高,材料微观组织依次为纳米尺度孪晶、微纳尺度复合型双态晶粒和微米尺度等轴晶粒。在高应变或高应变率条件下,变形区域材料温升较高,导致材料显微硬度较低。

Ding 和 Shin^[79]利用耦合的欧拉-拉格朗日有限元仿真手段,采用基于位错密度的材料塑性模型研究

图 27 (网络版彩图)OFHC 在切削加工过程中的变形条件与微观组织映射图谱

(a) 变形参数(包括应变、应变率和温度); (b) 不同变形条件下的微观组织及显微硬度^[74]

了直角切削过程切屑变形区域的晶粒细化过程, 并利用纯钛在不同应变、应变率、温度等载荷下的力学行为验证了模型的有效性. 其研究表明当切削速度为 0.6 m/min 时, 在纯钛的切屑内部形成了尺寸在 100~160 nm 范围内的超细晶粒.

作者在前期工作中^[80]利用有限元仿真软件 Abaqus/Explicit 的用户子程序 VUSDFLD, 以 Zener-Hollomon 和 Hall-Petch 模型(如式 20 和式 21)为基础, 研究了高速切削 Ti6Al4V 过程中切屑内部的晶粒尺寸及其显微硬度变化.

$$d = a_1 d_0^{h_1} \varepsilon^{m_1} \dot{\varepsilon}^{m_2} \exp\left(\frac{m_1 Q}{R(T+273)}\right) + c_1, \quad (20)$$

其中 Q 是材料表观活化能, R 是气体常数, d_0 是材料初始晶粒尺寸, ε 、 $\dot{\varepsilon}$ 、 T 分别是应变、应变率和温度, a_1 、 h_1 、 m_1 和 c_1 是材料常数.

$$HV = c_0 + c d^{-0.5}, \quad (21)$$

其中 c_0 是材料初始硬度, c 是材料常数.

如图 28 所示, 在切削速度为 100 m/min 时获得

的 Ti6Al4V 锯齿状切屑中, 相比于工件材料初始晶粒尺寸(约为 20 μm), 剪切带和刀屑接触面在高应变以及高应变率作用的剧烈塑性变形条件下, 其内部的晶粒尺寸明显细化, 大约在 2~6 μm 左右. 而且随切削速度提高, 剪切带和刀屑接触面处材料应变及应变率增大, 晶粒细化更为严重. 而切屑锯齿分节内部由于塑性变形程度较低晶粒尺寸变化不明显.

对 Ti6Al4V 锯齿状切屑的显微硬度进行了有限元仿真预测(如图 29), 并利用直角切削实验验证了预测模型的有效性, 结果表明绝热剪切带和刀屑接触面处的显微硬度明显高于锯齿分节内部, 而且随切削速度提高, 切屑显微硬度略微增大.

6 总结

随着高速加工技术的迅速发展, 高速切削切屑形成机理得到日益广泛地研究, 高速切削切屑形态的变化实质上是工件材料在不同切削载荷下表现出

图 28 (网络版彩图)Ti6Al4V 高速直角切削锯齿状切屑中的晶粒尺寸变化

切削速度 100 m/min, 切削深度 0.1 mm, 刀具前角 0°

图 29 (网络版彩图)不同切削速度下获得的 Ti6Al4V 锯齿状切屑显微硬度分布

(a) 切削速度 100 m/min; (b) 切削速度 200 m/min; (c) 切削速度 300 m/min (切削深度均为 0.1 mm、刀具前角均为 0°)

的动态力学性能差异导致的。在高速切削过程中高应变、高应变率以及高温等极端载荷条件下,工件材料的强度、塑性、微观组织结构等发生了重要变化。本文以高速切削过程工件材料动态性能在切屑形成时起到的作用为主线,结合我们在高速切削切屑形成机理方面多年的研究成果,对高速切削切屑形成过程涉及的材料强度和断裂韧性、材料塑性转变、应力状态对切屑形成影响以及切屑微观组织演化等方面进行了综述,主要结论总结如下:

(1) 在不同的应变率加载范围内,材料体现出的动态力学性能具有很大差异,即材料本构关系具有很强的速率相关性,获取精确的材料本构模型对预测高速切削切屑形态变化和切屑形成涉及的力学参量具有重要意义。通过研究材料 JC 本构参数对高速切削切屑剪切局域化的敏感性可知,工件材料的初始屈服强度和热软化系数对锯齿状切屑的剪切局域化影响最大,应变率硬化系数的影响最小,应变硬化模量和应变硬化指数的影响居中。此外,研究表明应用高速切削可以作为测试材料动态屈服强度和断裂韧性的有效手段。

(2) 超高速切削载荷下的高应变率加载效应会使工件材料性能发生塑性转变,基于应力波传播理论建立了超高速切削碎断切屑形成的临界切削速度判据,通过超高速切削实验和切屑显微结构观察表明碎断切屑的形成机理是脆性断裂,这与锯齿状切屑的形成具有本质区别。同时,根据切屑形态

由带状到锯齿状再到碎断状的转变,可以将切削速度范围划分为普通速度切削、高速切削和超高速切削。

(3) 切削区域的应力状态对切屑形成时的材料变形及断裂行为具有重要影响,据此提出了与传统绝热剪切理论不同的绝热剪切—韧性断裂复合型锯齿状切屑形成模型。建立合理的综合考虑应变、应变率、温度以及应力状态的断裂应变模型有助于准确预测切屑断裂轨迹和揭示切屑断裂机理。

(4) 塑性金属材料在高速切削载荷下形成的锯齿状切屑内部发生了显著的微观组织变化,锯齿状切屑绝热剪切带中心存在与基体材料截然不同的超细晶粒,但对于绝热剪切条件下是否发生了动态再结晶以及相应的晶粒细化机制尚未解释清楚。

在未来超高速切削领域的研究中,锯齿状切屑以及碎断切屑形成涉及的材料动态力学性能和物质结构变化仍将是研究热点和难点。超高速切削切屑形成时涉及的高应变、高应变率以及高温加载作用时间短、作用区域小、应力分布不均匀、变形局域化严重,而且边界条件模糊,建立准确的数学描述模型难度较大。在切屑试样的 TEM 和 EBSD 实验观察中,制样较复杂、研究成本较高,而且碎断切屑的制样更加困难。此外,需进一步发展有限元方法和其它一些数值计算方法,使之能够模拟出超高速切削切屑的形成及内部组织演化过程,以辅助研究者“事先”预知材料在超高速切削过程中的动态力学行为。

参考文献

- 1 Komanduri R, Brown R H. On the mechanics of chip segmentation in machining. J Eng Ind, 1981, 103: 33–51
- 2 Vyas A, Shaw M C. Mechanics of saw-tooth chip formation in metal cutting. ASME J Manuf Sci Eng, 1999; 121: 163–172
- 3 Trent E M, Wright P K. Metal Cutting. Massachusetts: Butterworth-Heinemann, 2000
- 4 Astakhov V P. Tribology of Metal Cutting. London: Elsevier, 2006
- 5 Chevrier P, Tidu A, Bolle B, et al. Investigation of surface integrity in high speed end milling of a low alloyed steel. Int J Mach Tool Manuf,

- 2003, 43: 1135–1142
- 6 Ekinovic S, Dolinsek S, Jawahir I S. Some observations of the chip formation process and the white layer formation in high speed milling of hardened steel. *J Mater Sci Tech*, 2004, 8: 327–340
 - 7 Pawade R S, Joshi S S, Brahmanekar P K. Effect of cutting edge geometry and machining parameters on surface integrity of high-speed turned Inconel 718. *Int J Mach Tool Manuf*, 2008, 48: 15–18
 - 8 Pawade R S, Joshi S S. Mechanism of chip formation in high-speed turning of Inconel 718. *J Mater Sci Tech*, 2011, 15: 132–152
 - 9 Recht R F. Catastrophic thermoplastic shear. *ASME J Appl Mech*, 1964, 86: 186–193
 - 10 Komanduri R, Schroeder T, Hazra J, et al. On the catastrophic shear instability in high-speed machining of an AISI 4340 steel. *ASME J Eng Ind*, 1982, 104: 121–131
 - 11 Sutter G. Chip geometries during high-speed machining for orthogonal cutting condition. *Int J Mach Tool Manuf*, 2005, 45: 719–726
 - 12 Joshi S S, Ramakrishnan N, Ramakrishnan P. Micro-structural analysis of chip formation during orthogonal machining of Al/SiCp composites. *ASME J Eng Mater Tech*, 2001, 123: 315–321
 - 13 Molinari A, Musquar C, Sutter G. Adiabatic shear banding in high speed machining of Ti-6Al-4V: Experiments and modeling. *Int J Plast*, 2002, 18: 443–459
 - 14 Nakayama K, Arai M, Kada T. Machining characteristics of hard materials. *Ann CIRP-Manuf Tech*, 1988, 37: 89–92
 - 15 Shaw M C, Vyas A. Chip formation in the machining of hardened steel. *Ann CIRP-Manuf Tech*, 1993, 42: 29–33
 - 16 Elbestawi M A, Srivastava A K, El-Wardany T I. A model for chip formation during the machining of hardened steel. *Ann CIRP-Manuf Tech*, 1996, 45: 71–76
 - 17 Poulachon G, Moisan A. A contribution to the study of the cutting mechanisms during high speed machining of hardened steel. *Ann CIRP-Manuf Tech*, 1998, 47: 73–76
 - 18 周泽华. 金属切削理论. 北京: 机械工业出版社, 1992
 - 19 Shaw M C. *Metal Cutting Principles*. Oxford: Clarendon Press, 1984
 - 20 Gente A, Hoffmeister H W. Chip formation in machining Ti-6Al-4V at extremely high cutting speeds. *Ann CIRP-Manuf Tech*, 2001, 50: 49–52
 - 21 Bäker M, Rösler J, Siemers C. The influence of thermal conductivity on segmented chip formation. *Comput Mater Sci*, 2003, 26: 175–182
 - 22 Neugebauer R, Bouzakis K-D, Denkena B, et al. Velocity effects in metal forming and machining processes. *CIRP Ann-Manuf Tech*, 2011, 60: 627–650
 - 23 Culver R S. *Metallurgical Effects at High Strain Rates*. New York: Plenum Press, 1973
 - 24 Clifton R J. *Material Response to Ultra-High Loading Rates*. Report NMAB-356, National Advisory Board Committee, Washington, DC, 1980
 - 25 Bai Y L. *Shock-Waves and High-Strain-Rate Phenomena*. New York: Plenum Press, 1981
 - 26 Xie J Q, Bayoumi A E, Zbib H M. FEA modeling and simulating of shear localized chip formation in metal cutting. *Int J Mach Tool Manuf*, 1998, 38: 1067–1087
 - 27 王礼立. 冲击载荷下的材料动态失稳和动态屈服. *力学学报*, 1989, 21: 142–147
 - 28 王敏杰, 胡荣生, 刘培德. 金属切削中的蓝脆效应与热塑剪切火稳. *科学通报*, 1990, 36: 634–636
 - 29 王西彬, 康仁科, 张春江. 不连续切屑特征及形成机理的研究. *机械科学与技术*, 1994, 3: 107–112
 - 30 Sutter G, List G. Very high speed cutting of Ti-6Al-4V titanium alloy-change in morphology and mechanism of chip formation. *Int J Mach Tool Manuf*, 2013, 66: 37–43
 - 31 王敏杰, 谷丽瑶. 高速切削过程绝热剪切局部化断裂判据. *机械工程学报*, 2014, 15: 66–73
 - 32 Liu Z Q, Su G S. Characteristics of chip evolution with elevating cutting speed from low to very high. *Int J Mach Tool Manuf*, 2012, 54-55: 82–85
 - 33 Munusamy R, Barton D C, Childs T H C. Numerical study of the effect of the yield drop phenomenon on the deformation behaviour of a Taylor projectile. *Proc IMechE Part C: J Mech Eng Sci*, 2012, 226: 2053–2062
 - 34 Lodygowski T, Rusinek, A. *Constitutive Relations under Impact Loadings, Experiments, Theoretical and Numerical Aspects*. Berlin, Springer, 2014
 - 35 Johnson G R, Cook W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. In: *Proceedings of the seventh international symposium on ballistics*. Hague, Netherlands. 1983. 541–547
 - 36 Andrade U, Meyers M A, Vecchio K S, et al. Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper. *Acta Metall et Mater*, 1994, 42: 3183–3195

- 37 Calamaz M, Coupard D, Girot F. A new material model for 2D numerical simulation of serrated chip formation when machining titanium alloy Ti-6Al-4V. *Int J Mach Tool Manuf*, 2008, 48: 275–288
- 38 Sheikh-Ahmad J Y, Bailey J A. A constitutive model for commercially pure titanium. *ASME J Eng Mater Tech*, 1995, 117: 139–144
- 39 李国和. 基于线性扰动分析的高速切削过程绝热剪切预测研究. 博士学位论文. 大连: 大连理工大学, 2009. 43
- 40 Wang X Y, Huang C Z, Zou B, et al. Dynamic behavior and a modified Johnson-Cook constitutive model of Inconel 718 at high strain rate and elevated temperature. *Mater Sci Eng A*, 2013, 580: 385–390
- 41 Voyiadjis G Z, Almasri A H. A physically based constitutive model for fcc metals with applications to dynamic hardness. *Mech Mater*, 2008, 40: 549–563
- 42 Nemat-Nasser S, Li Y. Flow stress of FCC polycrystals with application to OFHC Cu. *Acta Mater*, 1998, 46: 565–577
- 43 Umbrello D. Finite element simulation of conventional and high speed machining of Ti6Al4V alloy. *J Mater Process Tech*, 2008, 96: 79–87
- 44 Mabrouki T, Rigal J F. A contribution to a qualitative understanding of thermo-mechanical effects during chip formation in hard turning. *J Mater Process Tech*, 2006, 176: 214–221
- 45 Chen G, Ren C Z, Zhang P, et al. Measurement and finite element simulation of micro-cutting temperatures of tool tip and workpiece. *Int J Mach Tool Manuf*, 2013, 75: 16–26
- 46 Thepsonthi T, Özel T. 3-D finite element process simulation of micro-end milling Ti-6Al-4V titanium alloy: Experimental validations on chip flow and tool wear. *J Mater Process Tech*, 2015, 221: 128–145
- 47 Wang B, Liu Z Q. Investigations on the chip formation mechanism and shear localization sensitivity of high-speed machining Ti6Al4V. *Int J Adv Manuf Tech*, 2014, 75: 1065–1076
- 48 Barry J, Byrne G, Lennon D. Observation on chip formation and acoustic emission in machining Ti-6Al-4V alloy. *Int J Mach Tool Manuf*, 2001, 41: 1055–1070
- 49 Williams J G, Patel Y, Blackman B R K. A fracture mechanics analysis of cutting and machining. *J Eng Frac Mech*, 2010, 77: 293–308
- 50 Wang B, Liu Z Q, Yang Q B. Investigations of yield stress, fracture toughness, and energy distribution in high speed orthogonal cutting. *Int J Mach Tool Manuf*, 2013, 73: 1–8
- 51 周惠久, 黄明志. 金属材料强度学. 北京: 科学出版社, 1983
- 52 Von Karman T, Duwez P. The propagation of plastic deformation in solids. *J Appl Phys*, 1950, 21: 987–994
- 53 Astakhov V P, Xiao X R. A methodology for practical cutting force evaluation based on the energy spent in the cutting system. *Mach Sci Tech*, 2008, 12: 325–347
- 54 Wang B, Liu Z Q, Su G S, et al. Brittle removal mechanism of ductile materials with ultra high speed machining. *ASME J Manuf Sci Eng*, 2015, 137: 061002
- 55 Wang B, Liu Z Q, Su G S, et al. Investigations of critical cutting speed and ductile-to-brittle transition mechanism for workpiece material in ultra high speed machining. *Int J Mech Sci*, 2015, 104: 44–59
- 56 Oxley P L B. *Mechanics of Machining: an analytical approach to assessing machinability*. Chichester: Ellis Horwood, 1989
- 57 Ye G G, Xue S F, Ma W, et al. Cutting AISI 1045 steel at very high speeds. *Int J Mach Tool Manuf*, 2012, 56: 1–9
- 58 Sundaram N K, Guo Y, Chandrasekar S. Mesoscale folding, instability, and disruption of laminar flow in metal surfaces. *Phys Rev Lett*, 2012, 109: 106001
- 59 Guo Y, M'Saoubi R, Chandrasekar S. Control of deformation levels on machined surfaces. *CIRP Ann-Manuf Tech*, 2011, 60: 137–140
- 60 Sagapuram D, Yeung H, Guo Y, et al. On control of flow instabilities in cutting of metals. *CIRP Ann-Manuf Tech*, 2015, 64: 49–52
- 61 Wang B, Liu Z Q. Serrated chip formation mechanism based on mixed mode of ductile fracture and adiabatic shear. *Proc IMechE Part B: J Eng Manuf*, 2014, 228: 181–190
- 62 Teng X, Wierzbicki T, Hiermaier S, et al. Numerical prediction of fracture in the Taylor test. *Int J Solids Struct*, 2005, 42: 2929–2948
- 63 Bao Y B, Wierzbicki T. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *Int J Mech Sci*, 2004, 46: 81–98
- 64 Bai Y L, Teng X Q, Wierzbicki T. On the application of stress triaxiality formula for plane strain fracture testing. *ASME J Eng Mater Tech*, 2009, 131: 021002
- 65 Rice J R, Tracey D M. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. 1969, 17: 201–217
- 66 Abushawashi Y, Xiao X R, Astakhov V P. Modeling of serrated chip formation with a fracture locus approach. *ASME 2011 International Mechanical Engineering Congress and Exposition, IMECE 2011*, 3: 373–384
- 67 杨卓越, 赵家萍. 金属材料中绝热剪切带微观结构综述. *华北工学院学报*, 1995, 16: 327–333
- 68 Xu Y B, Zhang J H, Bai Y L, et al. Shear localization in dynamic deformation: microstructural evolution. *Metall Mater Trans A*, 2008, 39: 811–843

- 69 Grebe H A, Park H R, Meyers M A. Adiabatic shear localization in titanium and Ti-6Al-4V alloy. *Metall Trans A*, 1985, 16: 761–775
- 70 Meyers M A, Pak H R. Observation of an adiabatic shear band in titanium by high-voltage transmission electron microscopy. *Acta Metall*, 1986, 34: 2493–2499
- 71 Meyers M A, Subhash G, Kad B K, et al. Evolution of microstructure and shear-band formation in α -hcp titanium. *Mech Mater*, 1994, 17: 175–193
- 72 Pérez-Prado M T, Hines J A, Vecchio K S. Microstructural evolution in adiabatic shear bands in Ta and Ta-W alloys. *Acta Mater*, 2001, 49: 2905–2915
- 73 Brown T L, Saldana C, Murthy T G, et al. A study of the interactive effects of strain, strain rate and temperature in severe plastic deformation of copper. *Acta Mater*, 2009, 57: 5491–5500
- 74 Guo Y, Saldana C, Compton W D, et al. Controlling deformation and microstructure on machined surfaces. *Acta Materialia*, 2011, 59: 4538–4547
- 75 M'Saoubi R, Larsson T, Outeiro J, et al. Surface integrity analysis of machined Inconel 718 over multiple length scales. *CIRP Ann-Manuf Tech*, 2012, 61: 99–102
- 76 Abolghasem S, Basu S, Shekhar S, et al. Mapping subgrain sizes resulting from severe simple shear deformation. *Acta Mater*, 2012, 60: 376–386
- 77 Shekhar S, Abolghasem S, Basu S, et al. Effect of severe plastic deformation in machining elucidated via rate-strain-microstructure mappings. *ASME J Manuf Sci Eng*, 2012, 134: 031008
- 78 Cai J, Kulovits A, Shankar M R, et al. Novel microstructures from severely deformed Al-Ti alloys created by chip formation in machining. *J Mater Sci*, 2008, 43: 7474–7480
- 79 Ding H T, Shin Y C. Dislocation density-based grain refinement modeling of orthogonal cutting of titanium. *ASME J Manuf Sci Eng*, 2014, 136: 041003
- 80 Wang Q Q, Liu Z Q, Wang B, et al. Evolutions of grain size and micro-hardness during chip formation and machined surface generation for Ti-6Al-4V in high-speed machining. *Int J Adv Manuf Tech*, doi: 10.1007/s00170-015-7508-1

Effect of material dynamic properties on the chip formation mechanism during high speed machining

WANG Bing^{1,2} & LIU ZhanQiang^{1,2}

¹ School of Mechanical Engineering, Shandong University, Jinan 250061, China;

² Key Laboratory of High Efficiency and Clean Mechanical Manufacture, Shandong University, Jinan 250061, China

As an advanced manufacturing technology, high speed machining has been widely used in industries. Research on chip formation mechanism during high speed metal cutting plays vital role in further development of its disadvantages and innovation of the machining equipment, and it can help to instruct the optimization of cutting parameters to control the chip morphology and improve the finished surface quality. The essence of chip morphology variation during high speed machining is determined by the material dynamic properties under different cutting loads. Understanding the material dynamic properties under high strain rate is beneficial to reveal the chip deformation and failure mechanism during high speed machining. Meanwhile, reasonable design and application of high speed cutting experiments can be used as new test method of material dynamic properties. Based on the effect of material dynamic properties on the chip formation process, this paper summarizes the variation of material strength, brittle and ductile properties and microstructure combined with our research findings on chip formation mechanism in recent years. The mechanical conditions of fragmented chip formation under ultra high cutting speed is presented. The deficiency of traditional cutting theory are indicated in such aspects as the effect of stress state on chip deformation and failure mechanism, and chip microstructure evolution, etc. In the end, the research tendency on chip formation mechanism during ultra high speed machining in the future is outlooked.

high speed machining, mechanical property, chip morphology, microstructure

doi: 10.1360/N092015-00256