

# 高速切削淬硬钢主剪切区绝热剪切失稳微观机理研究

段春争\*, 王敏杰, 李国和, 窦 涛

(大连理工大学 机械工程学院 模塑制品教育部工程研究中心, 辽宁 大连 116024)

**摘要:** 使用光学显微镜、扫描电子显微镜(SEM)和透射电子显微镜(TEM)对高速切削淬硬30CrNi3MoV高强度钢形成的锯齿状切屑主剪切区内材料微观特征进行了观察,并对绝热剪切失稳的微观机理进行了分析. 微观观察和分析结果表明,绝热剪切带中心由平均直径0.4~0.6  $\mu\text{m}$ 的细小等轴晶粒组成,过渡区内为碎化并沿剪切方向拉长的马氏体板条组织. 锯齿状切屑的形成应归因于主剪切区材料绝热剪切失稳的发生,在此过程中,动态回复和再结晶成为微结构演化的主要冶金过程,绝热温升起到了关键作用. 等轴晶组织的形成机制为旋转式动态再结晶.

**关键词:** 高速切削; 锯齿状切屑; 主剪切区; 绝热剪切失稳

**中图分类号:** TG501 **文献标志码:** A

## 0 引言

高速切削加工技术是近十几年来迅速崛起的一项先进制造技术,它具有高生产率、高加工精度和表面质量、低生产成本和可加工高硬度的难加工材料等优点,已经在航空、汽车、模具和轻工等行业中得到了广泛应用,取得了巨大的经济效益.

高速切削与传统切削最重要的区别是切屑形成机理不同. 在高速切削过程中,经常形成的是锯齿状切屑. 锯齿状切屑的形成几乎影响到诸如切削力<sup>[1]</sup>、切削温度<sup>[2]</sup>、刀具磨损与寿命<sup>[3]</sup>以及已加工表面质量<sup>[4]</sup>等高速切削过程的每一个方面,因此,很多学者使用数值模拟和实验观察等方法对高速切削切屑形成过程进行了研究<sup>[5,6]</sup>. 目前,对高速切削锯齿状切屑形成机理的解释尚无统一的观点,针对主剪切区材料失稳断裂模式,主要存在两种理论,即基于传热学的绝热剪切理论<sup>[7]</sup>和基于断裂力学的周期性断裂理论<sup>[8]</sup>. 尽管使用上述两种理论在某些情况下可以解释锯齿状切屑的形成,但是在高速硬态切削尤其是高速切削淬硬钢情况下,实验现象和理论模型之间的冲突经常发生. 主要原因是现有研究大多偏重于对锯齿状切

屑锯齿单元形成的基本动力学分析,还缺乏对锯齿状切屑形成过程中主剪切区材料失稳过程微观机理的深刻认识.

本文通过光学显微镜、扫描电子显微镜(SEM)和透射电子显微镜(TEM)对高速切削淬硬30CrNi3MoV高强度钢形成的锯齿状切屑主剪切区进行微观观察,建立主剪切区材料绝热剪切失稳过程中微结构演化的微观模型,为进一步深入理解锯齿状切屑形成的微观机理提供理论依据.

## 1 试验方法及试验过程

### 1.1 试验材料和切削试验

选用的试验材料是30CrNi3MoV高强度低合金钢,其化学成分如下(质量分数):0.30% C, 0.90% Cr, 3.15% Ni, 0.30% Mo, 0.20% V, 0.27% Si, 0.45% Mn,其余为Fe. 将30CrNi3MoV钢锭加工成 $\phi 95\text{ mm} \times 3.5\text{ mm}$ 圆盘形工件. 将工件890  $^{\circ}\text{C}$ 淬火,然后200  $^{\circ}\text{C}$ 回火2 h,最终的硬度为48 HRC. 热处理后材料的物理力学性能如表1所示. 正交切削试验在CA6140高速车床上进行,干式切削,刀具材料为YT15

表1 试验材料的物理力学性能

Tab.1 Physical and mechanical properties of experiment materials

屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%	断面收缩率/%	硬度/HRC	冲击韧性/J	导热系数/(W·m <sup>-1</sup> ·°C <sup>-1</sup> )
1 350	1 650	12	53	48	55	35.8

硬质合金,切削条件如下:切削速度 300 m/min,切削厚度 0.215 mm,切削宽度 3.5 mm,刀具前角  $-10^\circ$ ;使用压电式动态测力仪测量切削力  $F_t$  和  $F_c$ 。

## 1.2 冶金试样制备

将切削试验得到的切屑进行收集,垂直镶入胶木粉中,用砂轮机将镶块打磨到切屑中心截面,然后进行研磨、抛光和腐蚀,获得切屑组织的金相表。使用光学显微镜和 SEM 观察主剪切区的显微组织。同时测量切屑和锯齿的平均高度,测量剪切带和切屑底边的夹角以及剪切带的平均宽度。为了探究主剪切区材料失稳和热软化的微观机理,需要使用 TEM 观察绝热剪切带的微细组织。通过一种电铸的方法将切屑两侧增厚以增加有效制样面积,经过多次试验获得了主剪切区微细组织的 TEM 照片。

## 2 试验结果

### 2.1 光学显微镜和 SEM 观察

图 1 显示了锯齿状切屑形态的光学显微镜照片。图中可见,绝热剪切带沿主剪切区周期性地分布,变形局部化在绝热剪切带内。绝热剪切带与周围切屑基体存在明显界限,平均宽度约 10  $\mu\text{m}$ 。

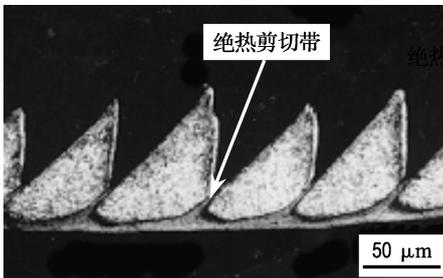


图1 带有绝热剪切带的锯齿状切屑

Fig.1 A serrated chip with adiabatic shear bands

图 2 显示了主剪切区的 SEM 照片。图中可以观察到几个明显特征。首先,在剪切带内部和附

近没有观察到微裂纹或微孔洞,这说明锯齿状切屑不是通过主剪切区内微裂纹或微孔洞的萌生、扩展和连接机制形成。其次,剪切带厚度不均匀,说明主剪切区内的剪应变分布也是不均匀的。此外,从绝热剪切带中心至切屑基体,整个主剪切区内微观组织是逐渐变化的。绝热剪切带中心没有明显的变形特征,而是隐约可见非常细小的晶粒。在剪切带中附近的过渡区,微观组织沿剪切带方向拉长。

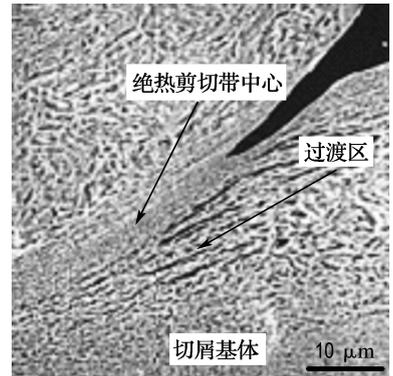


图2 主剪切区的 SEM 照片

Fig.2 A SEM micrograph of primary shear zone

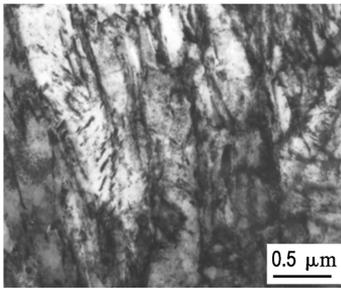
图 1、2 的结果表明,锯齿状切屑的形成应归因于主剪切区内材料的绝热剪切失稳,这个过程中伴随有变形局部化和晶粒细化。

### 2.2 TEM 观察

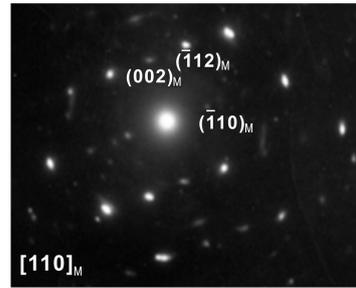
图 3 为离主剪切区较远处切屑基体的 TEM 照片。图 3(a)明场相呈现规则的回火马氏体板条组织,有少量位错缠结,但密度不大,说明材料变形很小;图 3(b)为规则的马氏体衍射花样。主剪切区内不同区域的微细组织 TEM 形貌如图 4~6 所示;图 4(a)显示了过渡区附近切屑基体内的马氏体板条组织,板条开始沿剪切方向拉长,板条内位错密度较低,滑移线分布均匀,说明此处的材料已经开始变形;图 4(b)中的电子衍射花样显示了规则的马氏体衍射点阵;图 5(a)中,剪切带中心

附近的过渡区内马氏体板条碎化,位错密度明显增加并聚集在板条边界处,同时板条沿剪切方向拉长;图 5(b)中的衍射斑点稍有拉长,说明材料经历了剧烈的变形局部化,但是马氏体晶体结构仍然保留;图 6(a)中的明场相显示绝热剪切带中心区的微观组织与其他区域有明显差别,它是由大量的等轴晶粒组成,晶粒内部位错密度很低,晶粒之间具有很大的位向差,经显微测量,平均晶粒直径为  $0.4\sim 0.6\ \mu\text{m}$ ,这些等轴晶组织从微观形

貌上与再结晶组织非常接近,但是晶粒直径远小于普通的再结晶组织.此外,在晶粒之间还观察到超细的碳化物颗粒.图 6(b)中的选区衍射图案接近于多晶衍射环,说明剪切带内部发生了严重的晶粒细化.图 6(c)中的暗场相更为清晰地显示了等轴晶粒及其边界.这些观察结果与 Meyers 等<sup>[9]</sup>、Xu 等<sup>[10]</sup>近期在爆炸及动态扭转等高速变形条件下的发现很相似.



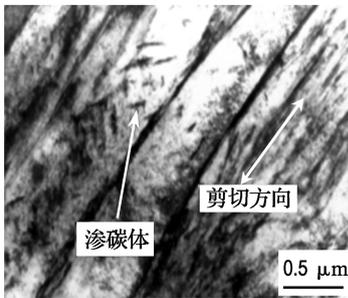
(a) 回火马氏体板条 (明场相)



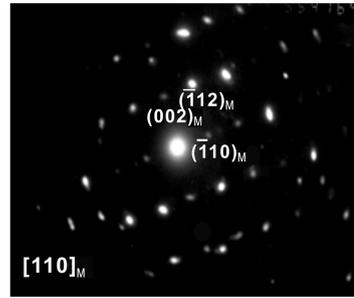
(b) 衍射图

图 3 离绝热剪切带较远处切屑基体的 TEM 照片

Fig. 3 TEM micrograph of chip bulk far from adiabatic shear band



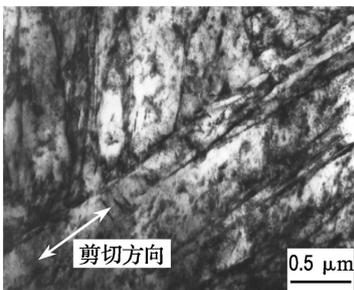
(a) 拉长后的回火马氏体板条 (明场相)



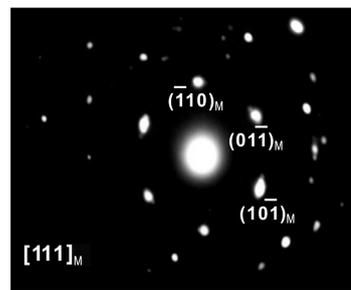
(b) 衍射图

图 4 过渡区附近切屑基体的 TEM 形貌

Fig. 4 TEM micrograph of chip bulk near transition region



(a) 碎化并拉长的马氏体板条 (明场相)



(b) 衍射图

图 5 过渡区的 TEM 形貌

Fig. 5 TEM micrograph of transition region

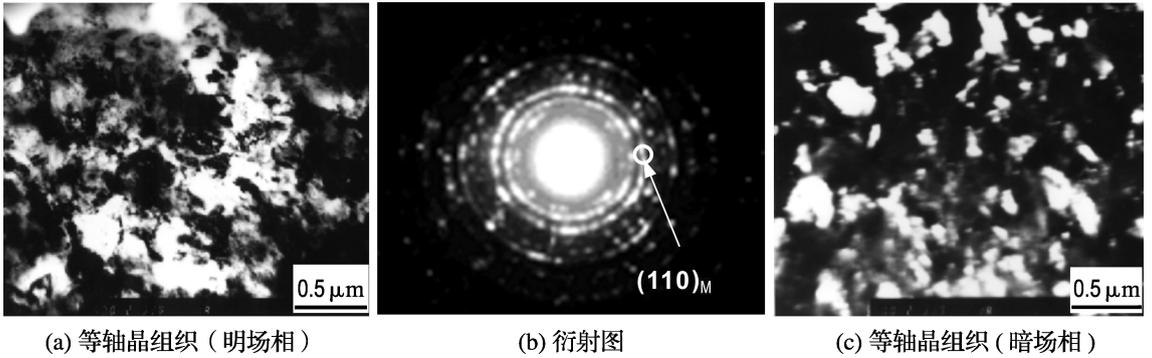


图6 绝热剪切带中心的 TEM 形貌

Fig. 6 TEM micrograph of center of adiabatic shear band

### 3 试验结果分析

#### 3.1 绝热剪切带内温度的估算

等轴细晶组织的存在说明高速切削过程中主剪切区内部的温升足以引起动态回复和再结晶甚至相变的发生,随后的切屑快速冷却将这些细晶组织保留,因此,高速切削引起的热力学循环在绝热剪切带内材料失稳和微结构演化过程中起到了关键作用,而热动态失稳应该是锯齿状切屑形成的根本原因。

绝热剪切带内的温升  $\Delta T$  由下式计算:

$$\Delta T = \frac{k\gamma\tau}{\rho c} \quad (1)$$

式中: $\tau$  是平均剪应力; $\gamma$  是剪应变; $k$  是热功转化系数,在绝热条件下  $k = 1$ ; $\rho$  和  $c$  分别是材料的密度和热导率. 锯齿状切屑形成过程中绝热剪切带内的平均剪应力

$$\tau = \frac{\sin \beta [F_c \sin (\beta - \gamma_0) - F_t \cos (\beta - \gamma_0)]}{(H - h/2)a_w} \quad (2)$$

式中: $F_t$  和  $F_c$  是切削力; $\beta$  是剪切带与切屑底边的夹角; $\gamma_0$  是刀具前角; $H$  是锯齿状切屑的平均高度; $h$  是锯齿的平均高度; $a_w$  是切削宽度. 剪切带内的平均剪应变

$$\gamma = \frac{h \sqrt{H^2 + a_c^2 - 2a_c \sin \gamma_0}}{H\omega \cos \gamma_0} \quad (3)$$

式中: $\omega$  是剪切带的平均宽度, $a_c$  是切削厚度. 上述所有的参数都是已知的或可通过显微测量得到. 当切削速度为 300 m/min 时,使用式(1)~(3)计算得到剪切带内温升约为 1 000 °C,不但远

高于钢的再结晶温度,甚至高于相变温度,因此,绝热剪切带形成过程中很可能发生了动态再结晶和相变。

#### 3.2 主剪切区材料微结构演化和动态再结晶

根据本文的观察和分析结果,可以认为在高速切削淬硬钢主剪切区材料绝热剪切失稳过程中,经历了动态回复和再结晶的过程,这一过程的微观模型如图 7 (a)~(d) 所示. 回火马氏体组织(图 7(a))在很高的应变率下开始变形,严重的塑性滑移导致马氏体板条重新排列并沿剪切方向拉长,如图 4(a)和 7(b)所示. 此后,动态回复过程开始,在绝热温升的促使下,大量的位错开始运动并发生严重缠结,形成了位错密度高低不同的区域,从而逐渐将原始的板条组织分割成许多大小不等的亚晶,这些亚晶的边界处分布着高密度的位错,如图 5(a)和 7(c)所示. 最后,这些细的亚晶组织在高的绝热温升和大的剪切应力促使下,转变成等轴晶组织,这一阶段就是动态再结晶,如图 6、7(d)所示. 在动态扭转等高速变形条件下与此相似的微结构演化过程也被观察到<sup>[10]</sup>. 图 6(a)、7(d)中碳化物颗粒的形成机理可以作如下解释:绝热温升使剪切带组织重新奥氏体化,并引起渗碳体溶解,在快速冷却过程中形成马氏体,并留有残余奥氏体,由于冷却速度在后期减小,在残留绝热温升的驱动下,大量的碳原子在微缺陷处聚集并沉淀下来,以碳化物形式析出,这类似于马氏体自回火析出碳化物的过程. 碳化物形成机理是在位错、空位等大量微缺陷的作用下原子进行了瞬间短程扩散。

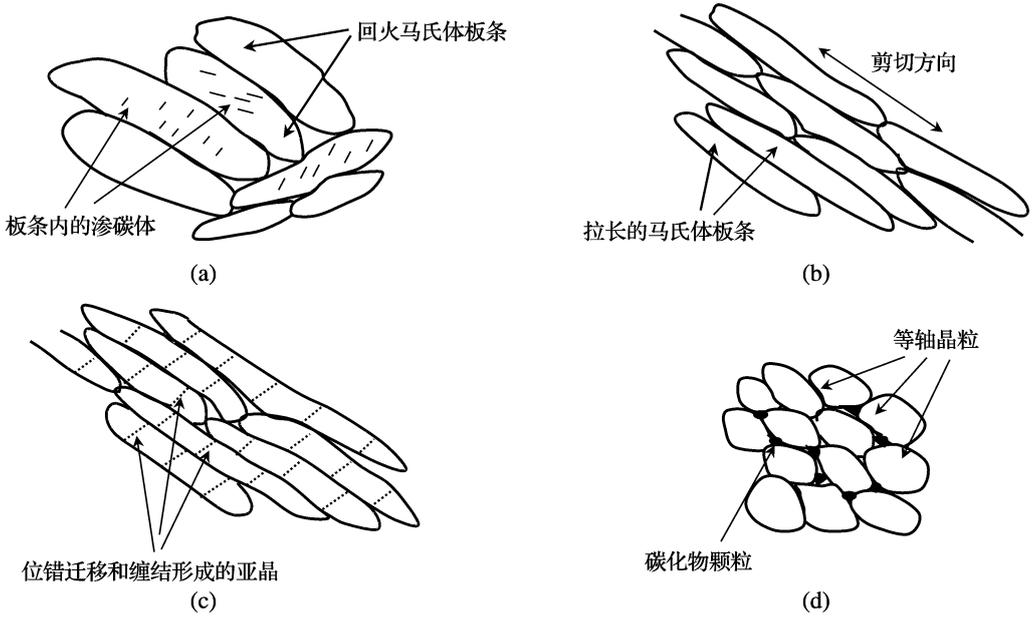


图7 高速切削淬硬钢绝热剪切失稳过程中微结构演化的微观模型

Fig. 7 Microscopic models of the microstructural development sequence occurring during adiabatic shear instability in high-speed machining hardened steel

高速切削过程中,主剪切区内材料的变形时间非常短,最大直径仅有  $0.6 \mu\text{m}$  等轴晶组织不可能是由晶界迁移机制形成,因此,基于扩散机理的传统再结晶过程的可能性被排除,绝热剪切带内部的再结晶晶粒大小不能用受原子热迁移控制的再结晶动力学方程来计算. Meyers 等<sup>[9]</sup> 提出绝热剪切带内部等轴晶组织的形成可以用基于力学机制的旋转动态再结晶机制来解释. 通过亚晶旋转机制形成的再结晶晶粒大小与外加应力成正比:

$$\frac{\sigma\delta}{\mu \|\mathbf{b}\|} = K \quad (4)$$

式中:  $\sigma$  是外加应力;  $\delta$  是再结晶晶粒大小;  $\mu$  是弹性剪切模量;  $\mathbf{b}$  是柏格斯矢量;  $K$  是材料常数,对于金属材料,  $K \approx 10$ . 在正交切削条件下,外加应力  $\sigma$  即是主剪切区内平均剪切应力  $\tau$ . 对于高速正交切削 30CrNi3MoV 钢时,  $\sigma$  可用式(2)计算. 对于  $\alpha\text{-Fe}$ ,  $\|\mathbf{b}\| = 2.48 \times 10^{-10}$ ,  $\mu = 83 \text{ GPa}$ , 当切削速度为  $300 \text{ m/min}$  时, 使用式(4)计算得到的再结晶晶粒大小为  $0.6 \mu\text{m}$ , 这与图 6 中的观察结果是一致的. 因此, 高速切削淬硬钢主剪切区内材料再结晶机制应为旋转式动态再结晶.

## 4 结 论

(1) 主剪切区内微观组织是逐渐变化的. 绝热剪切带中心由平均直径为  $0.4 \sim 0.6 \mu\text{m}$  的细小等轴晶粒组成, 晶粒内部位错密度很低, 晶粒之间具有很大的位向差. 过渡区内为碎化并沿剪切方向拉长的马氏体板条组织.

(2) 微观观察与分析以及温度计算表明, 锯齿状切屑的形成应归因于主剪切区材料绝热剪切失稳的发生. 在绝热剪切失稳过程中, 主剪切区内发生了旋转式的动态回复和再结晶, 微结构发生了由马氏体板条组织向等轴晶组织的演化. 在整个锯齿状切屑形成过程中, 绝热温升起到了关键作用.

## 参考文献:

- [1] 乐有树, 全燕鸣, 何振威. 高速切削钢材时的切削力试验研究[J]. 机电工程技术, 2006, 35(1):13-15
- [2] KISHAWY H A. An experimental evaluation of cutting temperature during high speed machining of hardened D2 tool steel [J]. *Machining Science and Technology*, 2002, 6(1):67-79

- [3] 刘战强, 艾兴. 高速切削刀具磨损表面形态研究[J]. 摩擦学学报, 2002, **22**(6):468-471
- [4] 龙震海, 王西彬, 王好臣. 高速切削条件下难加工材料表面粗糙度影响因素析因研究[J]. 工具技术, 2005, **39**(1):26-29
- [5] 赵军, 孟辉, 王素玉, 等. 高速切削锯齿状切屑的有限元模拟[J]. 工具技术, 2005, **39**(1):29-31
- [6] SUTTER G. Chip geometries during high-speed machining for orthogonal cutting conditions [J]. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, 2005, **45**(6):719-726
- [7] KOMANDURI R, SCHROEDER T, HAZRA J, *et al.* On the catastrophic shear instability in high-speed machining of an AISI 4340 steel [J]. **Journal of Engineering for Industry**, 1982, **104**(2):121-131
- [8] NAKAYAMA K, ARAI M, KANDA T. Machining characteristic of hardened materials [J]. **Annals of the CIRP**, 1988, **37**(1):89-92
- [9] MEYERS M A, XU Y B, XUE Q, *et al.* Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel [J]. **Acta Materialia**, 2003, **51**(5):1307-1325
- [10] XU Y B, ZHONG W L, CHEN Y J, *et al.* Shear localization and recrystallization in dynamic deformation of 8090 Al-Li alloy [J]. **Materials Science & Engineering**, 2001, **A299**(1-2):287-295

## Research on microscopic mechanism of adiabatic shear instability in primary shear zone during high-speed machining hardened steel

DUAN Chun-zheng\*, WANG Min-jie, LI Guo-he, DOU Tao

( Engineering Research Center for Mould & Plastics of the Ministry of Education, School of Mechanical Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China )

**Abstract:** The metallurgical characters of the primary shear zones in the serrated chips produced during high-speed machining 30CrNi3MoV quenched high strength steel were observed using optical microscope, scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM), and the microcosmic mechanism of adiabatic shear instability was analyzed. The observations and analyses show that the fine equiaxed grains appear with size of about 0.4-0.6  $\mu\text{m}$  in the center of adiabatic shear bands, and the transitional region is characterized by the broken and elongated martensite laths in shear direction. The formation of serrated chip should be due to adiabatic shear instability occurring in the primary shear zones, during which the microstructure development of dynamic recovery and recrystallization is the dominant metallurgical process and adiabatic temperature rise plays a critical role. The fine equiaxed grains are created by rotational dynamic recrystallization.

**Key words:** high-speed machining; serrated chip; primary shear zone; adiabatic shear instability