

TC4 钛合金锯齿形切屑绝热剪切带的 微观组织和显微硬度变化

王升平

中山职业技术学院, 中山, 528404

摘要:使用金相显微镜、透射电子显微镜观察了 TC4 钛合金在不同切削速度下形成的锯齿形切屑的绝热剪切带的微观组织形貌, 测量了绝热剪切带的显微硬度。结果表明, 在较低切削速度下, 绝热剪切带为形变带; 在较高切削速度下, 绝热剪切带为由细小等轴晶粒和局部发生了 β 相转变为 α' 相的马氏体相组成的转变带; 随着切削速度的进一步提高, 在绝热剪切带中观察到了非晶化这一新现象。无论绝热剪切带是形变带还是转变带, 其显微硬度都随切削速度的增大而增大。根据绝热剪切带微观组织和显微硬度的变化规律, 绝热剪切带显微硬度的强化可分为三个阶段: 形变强化、细晶和马氏体相变强化、非晶强化。

关键词:锯齿形切屑; 绝热剪切带; 钛合金; 马氏体相变; 透射电子显微分析

中图分类号: TG506.2

DOI: 10.3969/j.issn.1004-132X.2012.09.023

Investigation on Microstructure and Microhardness of Adiabatic Shear Band of Saw-tooth Chip in Machining TC4 Alloy

Wang Shengping

Zhongshan Polytechnic, Zhongshan, Guangdong, 528404

Abstract: Microstructure of ASB of saw-tooth chip produced in different cutting speeds was observed and analyzed by optical microscope and TEM in machining of TC4 alloy. The microhardness of ASB was also measured. Experimental results show that ASB formed at low cutting speed is deformed band, at higher cutting speed, ASB becomes transformed band composed of fine equiaxed grains and martensitic phase that comes from phase transformation $\beta \rightarrow \alpha'$. With the further increase of cutting speed, amorphization that had not been observed before occurrence inside ASB. The microhardness of ASB always increases with the increasing of cutting speed whatever the ASB is deformed or transformed band. According to the law of microstructure evolution and the increase of microhardness of ASB, the microhardness increase can be divided into three stages: strain-hardening, grain refining and martensitic phase transformation hardening, amorphization hardening.

Key words: saw-tooth chip; adiabatic shear band (ASB); titanium alloy; martensitic phase transformation; transmission electron microscope (TEM) analysis

0 引言

对于切屑形成过程和机理的研究, 是金属切削理论研究中的重要组成部分。锯齿形切屑是在高速切削难加工材料及硬态材料切削中常见的一种切屑形态。国内外学者对锯齿形切屑的形成做了大量的研究工作, 主要集中在切屑几何形态^[1-2]、形成锯齿形切屑时的切削力^[3-4]、绝热剪切带的显微硬度和微观组织^[5-11]、锯齿形切屑形成机理^[4-5, 12-13]和有限元模拟^[14-15]五个方面。

目前, 对于绝热剪切带微观组织的演变和显微硬度的变化规律存在不同的观点和看法。对于绝热剪切带微观组织的演变, 目前普遍认为存在两种类型的绝热剪切带, 即形变带和转变带。形

变带内仅发生大塑性变形, 而对于转变带(有些文献称之为白亮带)的变形情况则存在不同的观点。通常, 转变带内都出现直径在 100nm 以下的细小等轴晶粒, 一般认为, 这些等轴晶粒是由于旋转动态再结晶形成的^[16-17]。但对于在动态再结晶形成等轴晶粒的过程中是否发生相变看法不一。Velasquez 等^[5]在研究高速切削 Ti6Al4V 形成的绝热剪切带的微观组织时发现, 在所有切削速度下, 都存在 β 相, 没有观察到相变发生的证据; Yang 等^[17-18]在研究 α -Ti(TA2)的绝热剪切带微观组织时发现, 绝热剪切带中心是由动态再结晶形成的细小等轴晶粒组成, 没有发生相变; Bayoumi 等^[6]则认为, 切削 TC4(Ti6Al4V)形成的锯齿形切屑的绝热剪切带中, 没有发生扩散型相变, 但发生了非扩散型相变, β 相转变成了 α 相;

Wang 等^[7-8]在研究 TC16 钛合金的绝热剪切带时发现,绝热剪切带中存在 α 相和 α'' 相,并认为发生了 β 相转变为 α'' 相的马氏体相变。对于绝热剪切带显微硬度的变化,一种观点认为形变带的显微硬度随切削速度的增大而增大,而转变带的显微硬度随切削速度的增大保持不变^[9-10]。而 Dolinšek 等^[11]在铣削淬火钢 (X63CrMoV51, 629HV) 时发现,绝热剪切带的硬度随着切削速度的增大而降低。对于绝热剪切带带外显微硬度的变化,有的认为绝热剪切带外的显微硬度随着距绝热剪切带中心的距离的增大而降低^[9-10],但更多的研究者认为带外未变形区的显微硬度基本保持不变,略高于基体硬度^[7-8,11]。

本文利用金相显微镜、透射电子显微镜 (TEM) 以及显微硬度测试仪,研究 TC4 钛合金切削时,在不同切削速度下形成的锯齿形切屑的绝热剪切带的微观组织和显微硬度的变化规律,以及显微硬度的变化与微观组织演变之间的关系。

1 试验方法与条件

试验在 C6132A 车床上进行,干切削;切削深度 a_p 为 0.3mm,进给量 f 为 0.21mm;采用前角 γ_0 为 0° 、后角为 7° 的 YG8 硬质合金刀具;工件材料为 TC4 钛合金,材料成分如表 1 表示。加工前将工件材料退火;在 780° 下保温 1.5h,然后空冷。选择某温度 (相变点 980° 以下 200° 左右) 进行去应力退火,目的是为了消除原材料在铸造过程中由于冷却不均可能产生的局部热应力,使组织均匀稳定,并保留一定的韧性,改善其切削加工性能。退火后材料的平均硬度为 390HV0.025 左右,其显微组织如图 1 所示。切屑试样采用水晶胶冷镶嵌,进行磨制、抛光和腐蚀,在 Leica DFC320 数码金相显微镜下观察金相。金相浸蚀剂为:10% HF + 5% HNO₃ + 85% H₂O (体积分数)。在 401MVA 显微硬度测试仪上测试切屑试样显微维氏硬度,载荷质量为 25g,加载时间为 10s。利用型号为 JEM-2100 的透射电子显微镜分析绝热剪切带微观组织的变化。透射电子显微镜的加速电压为 200kV,双倾台。

表 1 Ti6Al4V 合金的化学成分

元素	Al	V	Fe	Si	
质量分数 $w(\%)$	5.5~5.8	3.5~4.5	0.30	0.10	
元素	C	N	H	O	Ti
质量分数 $w(\%)$	0.10	0.05	0.015	0.15	余量

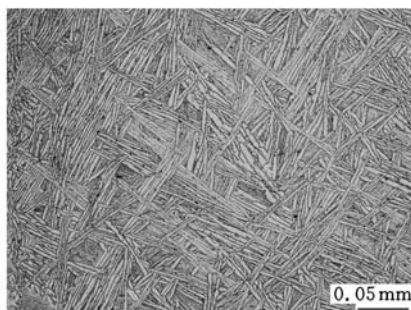


图 1 工件材料 Ti6Al4V 合金退火后的显微组织

2 绝热剪切带微观组织的演变

图 2 显示了在不同切削速度下锯齿形切屑绝热剪切带微观组织的演变过程。图 2a、图 2b 所示为在较低切削速度下切削钛合金得到的锯齿形切屑的剪切带显微形貌。图 2a 中,开始出现了剪切变形局域化,绝热剪切带萌生。但由于切削速度较低 (30.2m/min),应变速率较小,剪切变形局域化还不是很明显。此时形成的切屑是连续的或

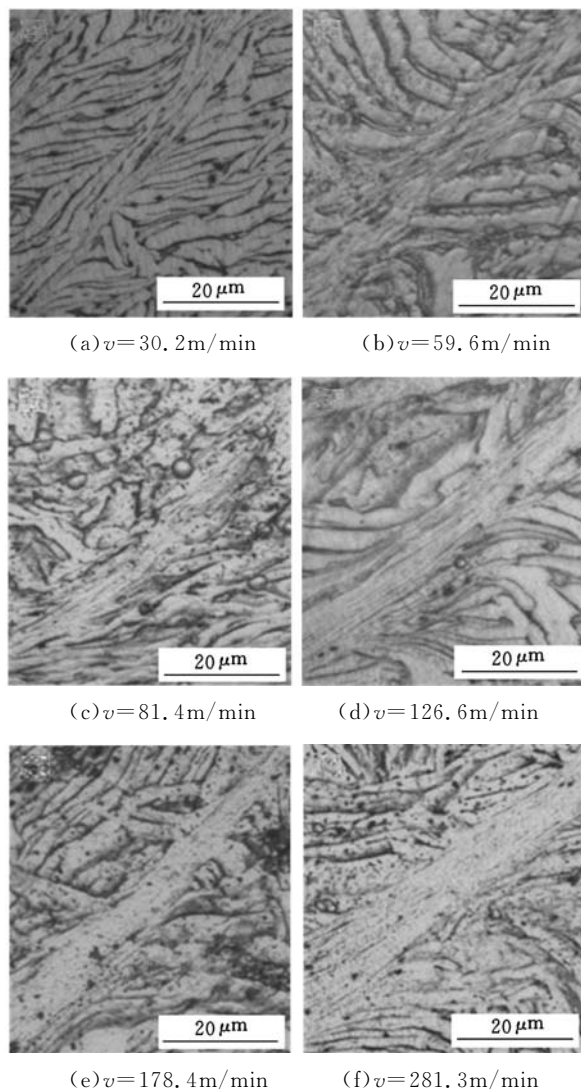


图 2 不同切削速度下绝热剪切带微观组织

($f=0.21\text{mm/r}$, $a_p=0.3\text{mm}$, $\gamma_0=0^\circ$)

呈现微小锯齿状的带状切屑,切屑锯齿状不明显。

当切削速度为 59.6m/min 时,形成了完整的锯齿形切屑。从图 2b 可以看出,绝热剪切带已经形成,绝热剪切带内的晶粒沿着剪切方向被拉长、碎化,经历了严重的剪切变形,形成了纤维状结构。图 3 所示为该绝热剪切带的 TEM 形貌及其衍射花样,从图 3 可以看出,绝热剪切带存在细小的等轴晶粒和未细化的板条状组织。图 3 中的衍射花样为两相复合衍射花样,可以分别按照 α -Ti 相(密排六方结构,晶胞参数 $a=0.2950\text{nm}$, $c=0.4686\text{nm}$)和 β -Ti 相(体心立方结构, $a=0.3283\text{nm}$)的晶体结构和晶胞参数标定,其晶带轴分别为 $[0\ 0\ 0\ 1]_{\alpha}$ 和 $[1\ 1\ 1]_{\beta}$ 。标定结果表明,绝热剪切带为 α 相和 β 相的两相组织。从而可以确定,当切削速度为 59.6m/min 时,形成的绝热剪切带没有发生相变,是形变带。

当切削速度增大到 81.4m/min 时,绝热剪切带显微形貌如图 2c 所示。由图 2c 可见,绝热剪切带中心已经发生了变化。剪切带中心的组织结构与周围有所区别,其特征是晶粒非常细小,即使在金相显微镜高倍率下也无法辨认其微观组织形态。

当切削速度增大到 126.6m/min 时,绝热剪切带微观组织如图 2d 所示。绝热剪切带中心的细晶组织更明显,其 TEM 形貌和衍射花样如图 4 所示。图 4a 所示为低倍显微组织,可以分辨出细长条带组织。更大倍率下的形貌(图 4b)显示绝热剪切带中心由纳米晶组成。基体部分的单晶电子衍射花样(图 4c)可以用密排六方结构的 α -Ti (晶胞参数 $a=0.2950\text{nm}$, $c=0.4686\text{nm}$)标定,其晶带轴为 $[1\ \bar{2}\ 1\ 0]_{\alpha}$ 。相变产物正交结构的 α'' -Ti (晶胞参数 $a=0.3022\text{nm}$, $b=0.4964\text{nm}$, $c=0.4665\text{nm}$)经过电子衍射花样的系列倾转方法得到确认。试验中通过围绕晶面衍射矢量 $(\bar{1}\ 1\ 1)$ 旋转约 9.5° ,先后获得晶向为 $[1\ 3\ \bar{2}]_{\alpha''}$ 和 $[1\ 2\ \bar{1}]_{\alpha''}$ 的两套单晶电子衍射花样,见图 4d 和图 4e。实际倾转角度 9.5° 和晶向 $[1\ 3\ \bar{2}]_{\alpha''}$ 、 $[1\ 2\ \bar{1}]_{\alpha''}$ 的理论夹角 (8.8°) 一致。对其进行多晶衍射花样标定的结果表明,绝热剪切带由 α -Ti 和 α'' -Ti 相组成。 α'' -Ti 相是 β -Ti 相发生马氏体相变的产物。这表明 β 相在绝热剪切变形过程中转变成了 α'' 相,发生了从体心立方结构到正交结构的马氏体相变。

当切削速度增大到 178.4m/min 时,绝热剪切带微观组织如图 2e 所示。此时,绝热剪切带与基体的界线明显,在绝热剪切带中心与基体之间

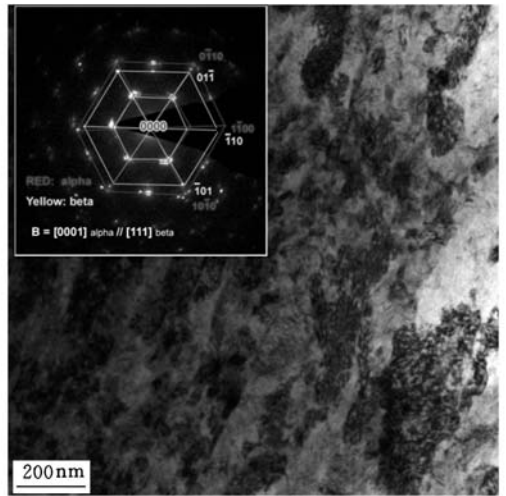
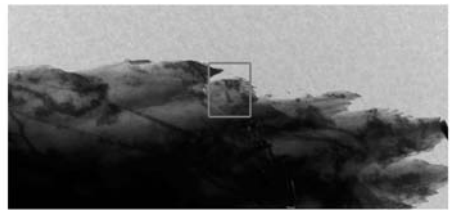
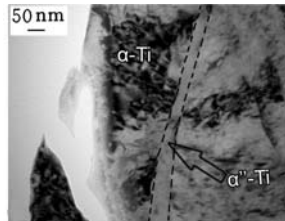


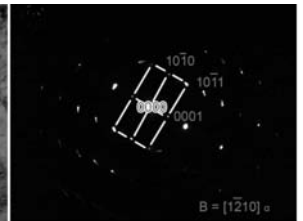
图 3 对应图 2b 所示绝热剪切带的 TEM 形貌及其衍射环



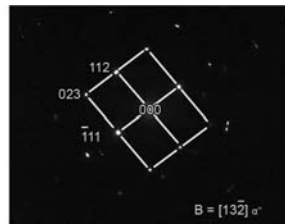
(a) 明场形貌



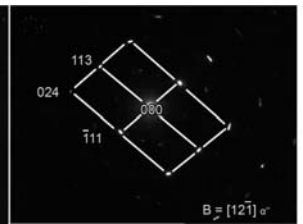
(b) 对应于图 4a 选区放大图



(c) 密排六方结构 α -Ti 相的单晶电子衍射花样,拍摄于晶带轴方向为 $[1\ \bar{2}\ 1\ 0]_{\alpha}$



(d) 体心立方结构 α'' -Ti 相的电子衍射花样,拍摄于晶带轴 $[1\ 3\ \bar{2}]_{\alpha''}$



(e) 体心立方结构 α'' -Ti 相的电子衍射花样,拍摄于晶带轴 $[1\ 2\ \bar{1}]_{\alpha''}$

图 4 对应图 2d 所示绝热剪切带的 TEM 形貌及其衍射花样

已经看不到明显的剪切变形滑移痕迹。图 5 所示为该绝热剪切带的 TEM 形貌和相应的衍射花样。

当切削速度增大到 281.3m/min 时,其绝热剪切带微观组织如图 2f 所示,图 6 是其对应的 TEM 形貌和相应的衍射环。除了衍射环对应的

纳米晶外,还出现了衍射盘对应的非晶组织。由图 6 可见,绝热剪切带已经基本非晶化。绝热剪切带非晶化是 TC4 钛合金在高速切削时观察到的一种新现象,在已检索到的文献中未见绝热剪切带非晶化的研究报道。

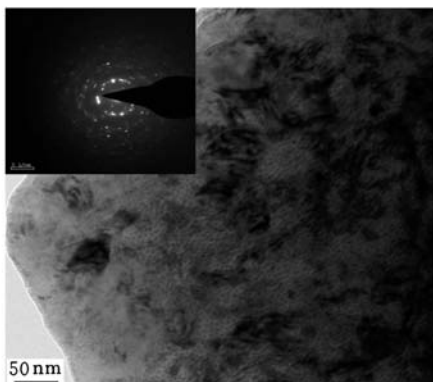


图 5 对应图 2e 所示绝热剪切带的 TEM 形貌及其衍射环

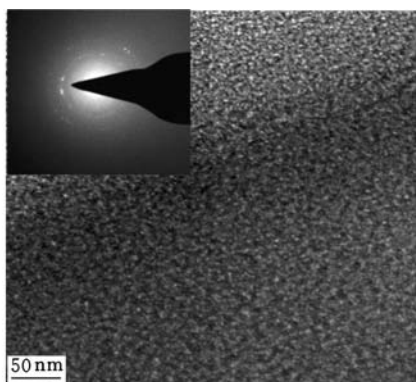


图 6 对应图 2f 所示绝热剪切带的 TEM 形貌及其衍射环

3 绝热剪切带显微硬度的变化

3.1 显微硬度的变化规律

图 7 为采用 401MVA 显微维氏硬度计在锯齿形切屑的绝热剪切带及其周围组织上测试硬度的压痕照片。图 8 所示为锯齿形切屑绝热剪切带带外(非绝热剪切带区)显微硬度的变化规律。从图 8 可以看出,绝热剪切带带外的硬度随切削速度的增大基本保持不变,且不随与绝热剪切带中心的距离变化而变化。带外硬度平均值为 400.5HV0.025,略高于工件材料硬度。这表明对于锯齿形切屑,切削变形主要集中在狭窄的绝热剪切带上,非绝热剪切带区几乎没有发生切削变形。

图 9 所示为锯齿形切屑绝热剪切带中心的显微硬度随切削速度的变化规律。从图 9 可以看出,绝热剪切带中心的显微硬度随切削速度的增大而增大,且均高于工件材料的硬度。如当切削

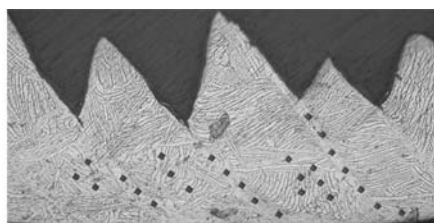


图 7 锯齿形切屑硬度测试压痕照片

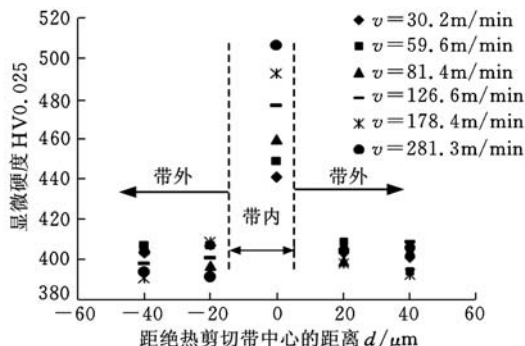


图 8 绝热剪切带外的显微硬度

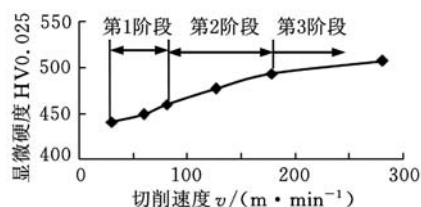


图 9 绝热剪切带中心显微硬度随切削速度的变化规律

速度为 30.2m/min 时,绝热剪切带的硬度为 440.8HV0.025,切削速度为 281.3m/min 时,绝热剪切带的硬度增大到 507.3HV0.025。

3.2 绝热剪切带显微硬度变化机理分析

从上述分析可见,当切削速度为 59.6m/min 时,绝热剪切带为形变带;当切削速度为 81.4 m/min 时,绝热剪切带为由细小的等轴晶组成,发生了马氏体相变($\beta \rightarrow \alpha''$)的转变带;当切削速度大于 178.4m/min 时,绝热剪切带发生了非晶化。结合图 9 所示的绝热剪切带显微硬度的变化规律,可以把钛合金切削时绝热剪切带显微硬度的提高分为 3 个阶段:第 1 阶段显微硬度的提高来源于形变强化,因为在这一阶段绝热剪切带为形变带;第 2 阶段显微硬度的提高来源于细晶强化和马氏体相变,因为在这一阶段绝热剪切带由细小的等轴晶粒(纳米晶)组成,并在形成纳米晶的过程中,发生了马氏体相变;第 3 阶段则为非晶强化。在这三个阶段中,第 1 阶段形变强化的显微硬度增长率最大,第 2 阶段次之,到第 3 阶段硬度增大趋势变得比较平缓。由此可见,钛合金切削时,随着切削速度的增大,形成的锯齿形切屑的绝热剪切带显微硬度的变化规律与其微观组织的变化的确是紧密相关的。

4 结论

(1) 低速切削 TC4 钛合金时,形成的锯齿形切屑的绝热剪切带为形变带;在较高切削速度下,锯齿形切屑绝热剪切带为由细小的等轴晶、发生了 β 相转变为 α'' 相的马氏体相组成的转变带;随着切削速度的进一步提高,绝热剪切带发生了非晶化。

(2) TC4 钛合金切削时,无论形成的锯齿形切屑的绝热剪切带是形变带还是转变带,其显微硬度随切削速度的增大一直增大,且均高于工件材料的硬度。

(3) 根据绝热剪切带微观组织和显微硬度的变化规律,可将显微硬度的提高分为 3 个阶段:第 1 阶段显微硬度的提高来源于形变强化;第 2 阶段显微硬度的提高来源于细晶强化和马氏体相变强化;第 3 阶段则为非晶强化。在这 3 个阶段中,第 1 阶段形变强化的显微硬度增长率最大,第 2 阶段次之,到第 3 阶段硬度增加趋势变得比较平缓。

参考文献:

- [1] 段春争,王敏杰,庞俊忠,等. 高强度钢正交切削过程中剪切变形局部化研究[J]. 大连理工大学学报, 2006, 46(3): 355-360.
- [2] Cotterell M, Byrne G. Dynamics of Chip Formation During Orthogonal Cutting of Titanium Alloy Ti - 6Al - 4V[J]. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2008, 57(1): 93-96.
- [3] Sun S, Brandt M, Dargusch M S. Characteristics of Cutting Forces and Chip Formation in Machining of Titanium Alloys[J]. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2009, 49(7/8): 561-568.
- [4] Gente A, Hoffmeister H W. Chip Formation in Machining Ti6Al4V at Extremely High Cutting Speeds [J]. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2001, 50(1): 49-52.
- [5] Velasquez J D P, Bolle B, Chevrier P, et al. Metallurgical Study on Chips Obtained by High Speed Machining of a Ti - 6 wt. % Al - 4 wt. % V Alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 452/453: 469-474.
- [6] Bayoumi A E, Xie J Q. Some Metallurgical Aspects of Chip Formation in Cutting Ti - 6wt. % Al - 4wt. % V Alloy[J]. Materials Science and Engineer-

ing A, 1995, 190(1/2): 173-180.

- [7] Wang B F. Adiabatic Shear Band in a Ti - 3Al - 5Mo - 4.5V Titanium Alloy[J]. J. Mater. Sci., 2008, 43(5): 1576-1582.
- [8] 汪冰峰,杨扬. 钛合金 TC16 中绝热剪切带的微观结构演化[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(11): 1767-1772.
- [9] 王敏杰,段春争,刘洪波. 正交切削切屑形成中绝热剪切行为的实验研究[J]. 中国机械工程, 2004, 15(18): 1603-1606.
- [10] Duan C Z, Wang M J. Characteristics of Adiabatic Shear Bands in the Orthogonal Cutting of 30CrNi3MoV Steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 168(1): 102-106.
- [11] Dolinšek S, Ekinović S, Kopač J. A Contribution to the Understanding of Chip Formation Mechanism in High-speed Cutting of Hardened Steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 157/158(SD): 485-490.
- [12] Vyas A, Shaw M C. Mechanics of Saw-tooth Chip Formation in Metal Cutting[J]. ASME J. Manuf. Sci. Eng., 1999, 121(2): 163-172.
- [13] Barry J, Byrne G. The Mechanisms of Chip Formation in Machining Hardened Steels[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering - Transactions of the ASME, 2002, 124(3): 528-535.
- [14] 杨勇,柯映林,董辉跃. 钛合金切削绝热剪切带形成过程的有限元分析[J]. 浙江大学学报(工学版), 2008, 42(3): 534-538.
- [15] Yang Y, Li J F. Study on Mechanism of Chip Formation During High-speed Milling of Alloy Cast Iron[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2010, 46(1/4): 43-50.
- [16] 杨扬,程信林,李正华,等. 冶金因素影响绝热剪切带形成的金相观察[J]. 稀有金属材料与工程, 2003, 32(4): 261-263.
- [17] Yang Yang, Wang B F. Dynamic Recrystallization in Adiabatic Shear Band in α -titanium[J]. Materials Letters, 2006, 60(17/18): 2198-2202.
- [18] Yang Yang, Xiong Jun, Yang Xuyue. Microstructure Evolution Mechanism in Adiabatic Shear Band in TA2[J]. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2004, 14(4): 670-674.

(编辑 王艳丽)

作者简介:王升平,男,1969年生。中山职业技术学院机械工程系工程师、高级技师。研究方向为机械设计与制造。发表论文 10 余篇。