

Ti-Al 系金属间化合物精密加工研究进展

高国富¹, 浮宗霞^{1,2}, 王毅¹, 向道辉¹, 赵波¹

(1. 河南理工大学, 河南 焦作 454003)

(2. 平顶山学院, 河南 平顶山 467000)

摘要: 稀有材料 Ti-Al 系金属间化合物的本征脆性在一定程度上限制了精密加工技术的选择和在航空航天、国防等领域的应用, 为促进此类材料精密加工的适应性及获得高质量的表面, 本文对 Ti-Al 系金属间化合物的精密加工技术进行综述。首先对此类材料的特性及精密加工技术进行总体概括; 其次从材料的切削性能(材料去除机理、切削力、切削温度、切屑形态和刀具磨损)对其可加工性进行分析, 并对材料加工后的表面完整性(表面粗糙度、表面缺陷、残余应力、加工硬化和金相组织)进行总结; 最后, 对应用于 Ti-Al 系金属间化合物所采用的超声振动辅助加工技术进行展望, 以期为此类材料的加工提供一定的理论依据和技术支撑。

关键词: Ti-Al 系金属间化合物; 精密加工技术; 切削性能; 表面完整性; 超声振动辅助加工技术

中图分类号: TG146.23; TG506; V461 **文献标识码:** A **文章编号:** 1002-185X(2021)05-1867-16

Ti-Al 系金属间化合物作为一种轻质耐高温的稀有合金材料, 因其能够提高发动机的推重比及在恶劣环境下的自适应性而备受航空领域的关注, 是最具发展潜力、最有希望替代钛合金和镍基高温合金的轻质新型材料之一^[1]。然而, Ti-Al 系金属间化合物具有室温变形能力低(本征脆性), 加工过程中切削力大、切削温度高、刀具磨损严重、相对切削加工性能较差、加工质量难以保证等特点, 属于典型的难加工材料之一^[2]。应用于该材料的精密加工技术往往成本较高效率较低, 且在加工后零件表面的各项性能无法满足其使役要求, 最终阻碍了该材料在航空航天和汽车发动机领域的实用化进程^[3], 并成为高性能零部件研制的关键难题之一。

目前公开报道的 Ti-Al 系金属间化合物在航空领域的应用较少, 主要是由于缺乏对材料成分、制备工艺、显微组织与力学性能之间系统性的研究, 导致对该类材料加工特性的认知尚处于探究阶段^[4]。同时, 应用于 Ti-Al 系金属间化合物的精密加工技术直接决定了关键构件的使役可靠性及加工的经济性和可持续性^[5]。鉴于此, 本文对 Ti-Al 系金属间化合物的精密加工技术现状、切削性能及表面完整性进行总结和展望, 旨在寻求一种新的加工工艺, 为此类材料的高质高效加工提供理论支撑和技术保障。

1 Ti-Al 系金属间化合物的特点与应用

以钛和铝 2 种金属元素为基础, 添加其他类金属元素, 且 2 种或 2 种以上金属元素或金属与类金属元素之间按照一定的原子比组成的化合物统称为 Ti-Al 系金属间化合物^[6]。钛原子和铝原子被有序的排序在 2 个或 2 个以上的亚点阵中, 构成一个超点阵, 原子之间的键合包括金属键、离子键及共价键。基于 Schuster 和 Palm 汇总的 Ti-Al 二元相图^[7]可知, 当热处理温度及铝含量不同时, Ti-Al 系金属间化合物可以形成不同形态和多种组织。目前应用较广的形态主要有 α_2 -Ti₃Al、 γ -TiAl 和 Ti₂AlNb 三类。

不同形态 Ti-Al 系金属间化合物的显微相结构及相组织不同, 如二元合金 α_2 -Ti₃Al 具有 D0₁₉ 结构^[8], 基本相结构是由等轴 α_2 相和基体 B2 相组成。通过添加更多 Nb 元素变为 Ti₂AlNb 三元合金时, 化合物中出现了超细片层状 O 相, 基本相结构是由 α_2 相、B2 相和 O 相组成^[9]。Ti₂AlNb 的相组织对机械加工和热处理工艺较为敏感, 根据各相形貌和含量不同可分为三类组织^[10]: (1) 粗魏氏体组织如图 1a 所示: 包含较多层片粗大不规则的 α_2 相和 O 相, 残留原始 β 晶界; (2) 等轴组织如图 1b 所示: α_2 相和 O 相较均匀地分布在 B2 基体之中; (3) 双态组织如图 1c 所示: 少量的 α_2 相

收稿日期: 2020-08-28

基金项目: 国家自然科学基金(51875179)

作者简介: 高国富, 男, 1970 年生, 博士, 教授, 河南理工大学机械与动力工程学院, 河南 焦作 454003, 电话: 0391-3987508, E-mail: gaogf@hpu.edu.cn

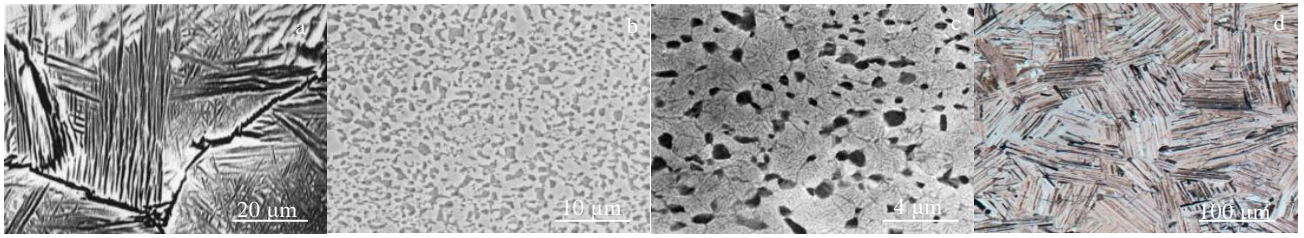


图 1 Ti₂AlNb 的显微相组织和 γ -TiAl 的显微相组织

Fig.1 Microstructures of Ti₂AlNb: (a) coarse Widmanstatten microstructure, (b) equiaxed microstructure, (c) duplex microstructure^[10], and microstructure of γ -TiAl, and (d) fully lamellar microstructure^[11]

和 O 相取向混乱地分布于 B2 基体。二元合金 γ -TiAl 具有 L1₀ 型的面心四方结构^[3], 基本相结构由 γ 晶粒和 α_2 晶粒组成^[11]。根据组织内片层团体积分数由多到少可分为全片层组织、近片层组织、双态组织和近 γ 组织。相比于其它 3 种组织, 全片层组织合金具有更好的断裂韧性、强度和更好的抗蠕变性能, 完全由 γ 和 α_2 板条交替组成的全片层组织结构如图 1d 所示。

与钛合金和镍基高温合金相比, Ti-Al 系金属间化合物的原子组织结构具有更好的稳定性, 使其具有高强度、低密度、高弹性模量、耐高温、耐腐蚀和抗氧化性能, 其中 α_2 -Ti₃Al、 γ -TiAl、Ti₂AlNb、TC4 和镍基高温合金的物理及力学性能参数如表 1 所列^[12-15]。

自 1974 年 Shechtman 和 Lipsitt 等对 γ -TiAl 研究开始, 关于 Ti-Al 系金属间化合物材料的制备技术和性能研究一直是近 50 年来研究的热点^[6]。早期主要是对 α_2 -Ti₃Al 进行研究^[16], 原因是 α_2 -Ti₃Al 的密度、热导率及线胀系数等与钛合金相似, 工作温度为 600~750 °C, 短时可达 1000 °C, 比常用钛合金的工作温度高出约 200 °C, 与镍基高温合金的使用温度相当, 能有效减轻航空发动机约 50% 的重量, 从而极大地提高发动机的推重比。然而, 在高温条件下, 抗氧化性较差在一定程度上限制 α_2 -Ti₃Al 的应用。

随着研究的进一步开展, 对 γ -TiAl 的研究逐渐增多, 与 α_2 -Ti₃Al 相比 γ -TiAl 的密度有所减小且高温氧化性能有所提高。首次采用 γ -TiAl 铸造的典型结构件包括 F100 发动机压气机叶片毛坯和 JT9D 发动机低压涡轮叶片, 在制造高压压气机叶片时可以代替阻燃钛合金, 在制造低压涡轮叶片时可以代替镍基高温合金 GH4169^[17,18]。GEnX™ 发动机是第 1 个使用 γ -TiAl 作为低压涡轮叶片的商用飞机发动机^[19]。然而 γ -TiAl 的延伸率 ($\leq 4\%$) 显著低于普通钛合金 (大于 10%), 其室温塑性较差, 成型和机械加工难度较大, 延展性差及低温脆性等抑制了 γ -TiAl 的进一步应用。

材料制备时通过添加更多稳定 β 相合金元素 Nb 可改善 α_2 -Ti₃Al 的强度、刚度, 提高其延展性、抗拉强度及高温比强度, 其中力学性能更好、应用范围更广的 Ti₂AlNb 成为该材料体系中的研究热点, 在工作温度 600~700 °C 成为最具潜力的航空发动机稀有材料之一。

2 Ti-Al 系金属间化合物的加工技术

为推进 Ti-Al 系金属间化合物的广泛应用, 获得高性能高可靠性的核心构件, 高质高效加工工艺的研究成为关键。目前应用于 Ti-Al 系金属间化合物的加

表 1 Ti-Al 系金属间化合物与高温合金的性能参数

Table 1 Performance parameters of Ti-Al intermetallic compounds with several other superalloys

Performance	α_2 -Ti ₃ Al	γ -TiAl	Ti ₂ AlNb	TC4	Nickel-based superalloy
Density/g cm ⁻³	4.15~4.9	3.76~3.9	5~5.8	4.54	6~8.68
Elastic modulus/GPa	95~115	160~180	102~134	110	199
Yield strength/MPa	700~1150	400~800	1030~1292	380~1150	800~1260
Tensile strength/MPa	750~1200	450~900	1245~1413	480~1200	1250~1450
Room temperature ductility/%	2~10	1~4.2	3.5~10	5~20	3~10
High temperature ductility/%	10~20 (660 °C)	10~60 (870 °C)	6~14 (650 °C)	15~50 (550 °C)	10~20 (870 °C)
Fracture toughness/MPa·m ^{1/2}	12~80	12~35	39	52	30~100
Oxidation resistance limit/°C	649	800~950	1100	600	870~1093
Thermal conductivity/W·(m·K) ⁻¹	7	22~24	7.87	6.8~7.95	13.4
Coefficient of expansion/ $\times 10^{-6}$ K ⁻¹	10	10.8	8.22	9.1	11.8

工技术主要有高速切削加工^[20]、磨削加工^[21]、微量润滑技术 (MQL)^[22,23]、液氮低温技术 (LNCT)^[24]、高压冷却技术^[11]、电化学加工 (ECM)^[25]、电火花加工 (EDM)^[26-28]。研究发现高速铣削和磨削加工下能够获得高质量的工件表面, 润滑/冷却技术可有效减小切削力和切削热、提高加工精度和改善表面质量。除此之外应用在硬脆材料上的精密加工技术还有激光加工^[29]、变形及强化加工^[30]、低应力及预应力切削技术^[31]、冷风冷却技术^[32]以及超声振动辅助加工 (UVAM) 技术^[33]等, 其中超声振动辅助加工技术被广泛应用于钛合金、陶瓷材料、颗粒增强复合材料等难加工材料中^[34], 加工时利用刀具或工件的高频振动获得巨大的能量冲击被加工材料致使其脱离加工表面, 能够有效地降低切削力, 减少刀具磨损和改善被加工表面质量。如 Muhammad^[35]等将超声振动施加在刀具主运动方向上, 当切削速度为 10 m/min 时, Ti6Al2Sn4Zr6Mo 和 Ti6Al7Zr6Mo0.9La 的切削力均显著降低约 59% 和 74%。Patil^[36]等采用超声振动加工 Ti-6Al-4V 时, 发现切削温度显著降低约 48%, 切削力减小 40%~45%。但采用超声振动辅助加工 Ti-Al 系金属间化合物的研究仍处在起步阶段, 国内外鲜有文献对其进行报道。

Ti-Al 系金属间化合物在加工过程中的切削力、切

削温度、切屑形态及断屑排屑能力对刀具耐用度、已加工表面完整性具有重要影响, 而加工过程中刀具的实时磨损进而与切削力和切削热互相耦合, 彼此制约着零件的加工性能^[37-39]。具体加工方法及主要结论如表 2 所列。作为本征性脆的轻质高强高温材料, 切削力大和切削温度高是材料机加工的本质特征。对 Ti-Al 系金属间化合物精密加工中切削性能进行研究, 对提高切削效率, 降低刀具磨损, 保证表面质量有着重要意义。

3 切削性能的研究现状

为了探究 Ti-Al 系金属间化合物的可加工性, 国内外学者分别从材料去除机理、切削力、切削温度、切屑形态及刀具磨损等方面进行相关切削性能的研究, 从而为材料的进一步应用提供一定的理论支撑和试验依据。

3.1 材料去除机理

材料切削过程中均伴随材料的去除过程, 材料去除机理的研究关键在于全面而有效地获取材料去除过程中的相关信息, 有学者通过观察已加工表面的形貌对 Ti-Al 系金属间化合物材料的去除机理进行研究。如 Sim^[48]等采用扫描电子显微镜在较高的放大倍数下

表 2 Ti-Al 系金属间化合物的精密加工技术

Table 2 Precision machining method of Ti-Al intermetallic compounds

Machining technique	Material	Research results
High speed cutting	γ -TiAl	Machined surface without cracks was observed in high speed milling, while material adhesion, arc cracking and remarkable work hardening appeared in high speed turning and high speed drilling ^[40]
Grinding	Ti ₂ AlNb	The normal and the tangential grinding forces of Ti ₂ AlNb were two times of that of Ti-6Al-4V, but only 1/3 and 1/2 of that of Inconel 718 alloy. The grinding force increased along with the cutting depth and the feed speed ^[41]
Minimal quantity lubrication	Ti-48Al-2Cr-2Nb-1B	Atomized particles were accurately sprayed to the cutting area. MQL improved the local high temperature in the cutting zone, enhanced the performance of chip breaking and chip removal, and the surface roughness reduced significantly. R_a was about 0.195 μm in high speed milling ^[42]
Liquid nitrogen cryogenic technology	γ -TiAl	This technique was beneficial to reduce the temperature of the cutting zone, restrain the tool wear, and improve the surface finish. A crack-free surface was obtained and the surface roughness was 0.4 μm ^[43]
High pressure cooling	Ti ₂ AlNb	The penetration efficiency of coolant was improved, and chip crushing performance was enhanced. C-shaped chips were easy to break. The tool wear was in side and tip location. The wear near the cutting edge reduced as the contact length between the chip and the tool was shortened ^[44]
Electric chemical machining	γ -TiAl	The electrode feed speed was a key factor affecting the material removal rate, surface roughness and processing clearance. The material removal rate reached 273 mm^3/min at the feed speed 2 mm/min ^[45,46]
Electric discharge machining	GE48-2-2, 45XD	The breakdown gap was large and the flouting effect was sufficient under the condition of open-circuit voltage 250 V, the current 80 A, the pulse width 75 μs and the optimal duty ratio 0.5. The material removal rate of 45XD and GE48-2-2 reached 45 and 58 mm^3/min , respectively ^[47]

观察 Ti_2AlNb 磨削表面, 发现材料去除行为如图 2 所示。由于 Ti_2AlNb 的 3 种相结构中 α_2 相的断裂韧性比 O 相和 B2 基体差^[13], 在材料去除过程中首先具有一定脆硬特性的 α_2 相以脆性方式去除, 在 α_2 相晶粒中最先出现微裂纹和孔洞, 随着磨削加工的深入, 材料去除发展到 B2 基体中, 出现微裂纹和材料的剥落, 直至表层材料的去除。目前关于此类材料去除机理的研究较少, 主要是通过试验的方法对去除过程进行分析, 随着有限元方法的发展和材料本构关系的研究, 对 Ti-Al 系金属间化合物的微观去除机理的研究提供重要思路和技术支撑。

3.2 切削力

切削力的大小与切削能耗、刀具磨损速率及已加工表面质量等密切相关^[49]。国内外学者对 Ti-Al 系金

属间化合物加工过程中的切削力展开大量研究。Aspinwall^[40]等对比研究了 γ -TiAl 和 TC4 的切削力状态, 结果表明在相同加工条件下, γ -TiAl 的切削力沿着进给方向、径向、轴向分别是 TC4 的 2、2 和 1.3 倍。Ge^[50]等采用高速铣削加工 Ti-48Al-2Mn-2Nb, 发现当切削速度为 120 m/min, 每齿进给量为 0.08 mm/tooth, 轴向切深为 5 mm, 径向切宽为 0.5 mm 时, 与钛合金 TA15 相比 F_x 、 F_y 和 F_z 的切削力分别增加了 190%、180% 和 200%。此外切削力随着刀具侧面磨损值 V_B 的增加而增加, 当刀具磨钝 ($V_B=0.2$ mm) 后 F_y 增加到未磨损时的 2.6 倍, 原因是材料在第 1 变形区存在较大的剪切滑移抗力, 且切削区高温将造成刀具磨损和切削力的进一步增大。

Klocke^[43]等采用 CNMA120408 刀具研究冷却条件、刀具几何形状和磨损量对 Ti-45Al-8Nb-0.2C-0.2B 切削力的影响, 结果如图 3 所示。在同一工况不同的冷却条件下监测切削力时, 发现干切削条件下的切削力和刀具后刀面磨损量是液氮冷却技术的 3 和 4.95 倍。液氮冷却条件下采用锋利刀头时后刀面磨损量比采用倒角刀头的磨损量减少 8.5%, 这说明锋利刀头更利于切削力的减小。此外研究还发现切削参数中切削深度对切削力影响最大, 进给量次之, 切削速度最小。

根据现有 Ti-Al 系金属间化合物切削力的研究, 总结切削力增大的原因有 3 个方面: (1) 与材料固有的力学特性相关, 如强度和抗变形能力较高, 加工时

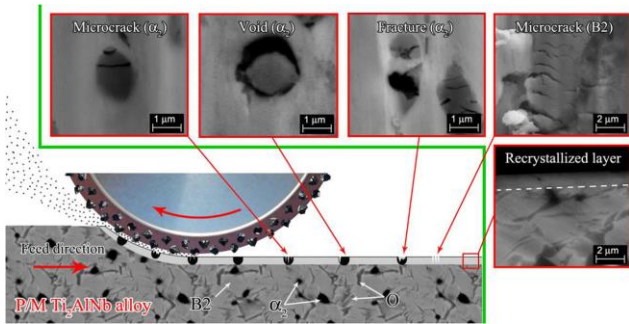


图 2 磨削加工 Ti_2AlNb 的材料去除机理

Fig.2 Material removal mechanism during grinding of Ti_2AlNb ^[48]

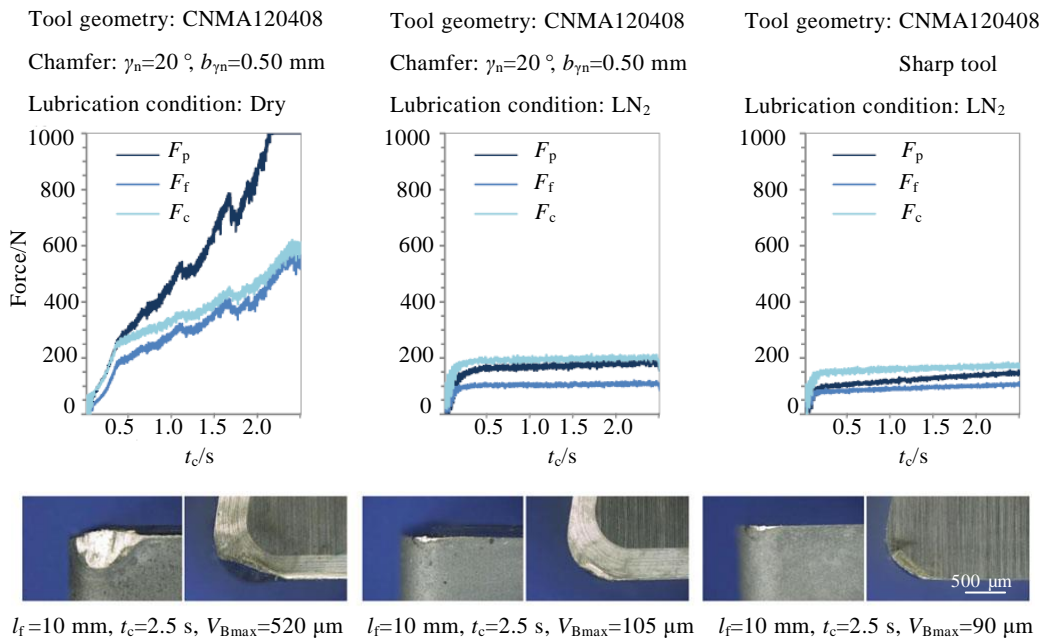


图 3 干切削和液氮润滑条件下 γ -TiAl 的切削力和刀具磨损

Fig.3 Cutting force and tool wear of γ -TiAl under dry cutting and liquid nitrogen lubrication^[43]

需要更大的能耗才能实现材料的去除；(2)与切削区域的局部高温有关，热-力耦合作用下切削力不断上升；(3)与刀具的磨损有关，由于材料的塑性差，切屑变形系数小，切屑与前刀面的接触面积小，应力集中在切削刃上更易产生刀尖磨损和崩刃，使得单位面积上的切削力变大。鉴于改变材料力学性能的成本较高，因此选择合适的切削参数或采用液氮冷却或微量润滑技术是降低切削力的有效途径。

3.3 切削温度

在加工过程中，工件材料与刀具和切屑之间产生弹塑性变形以及挤压摩擦等而消耗能量，约 98% 的能耗转化为切削热进行传播。其中切屑带走的热量占总切削热的 50%~86%，周围介质带走热量很少。传入刀具的热量显著影响刀具的使用寿命，传入工件的切削热对表面完整性影响较大^[51]。有效降低切削区温度对减缓刀具磨损，提高零件表面层的力学（加工硬化、残余应力）和机械（韧性、强度）性能有重要意义。

国内外学者对 Ti-Al 系金属间化合物加工过程切削温度进行大量试验。Aspinwall^[52]等采用半人工热电偶和红外测温的方法测量高速铣削 γ -TiAl 的切削温度，研究结果发现在同一工况下热电偶测温比红外测温数值高 28%。工件 0° 水平安装时切削温度随切削速度的变化如图 4a 所示：当切削速度由 50 m/min 提高到 135 m/min 时，切削温度提高了 43%~47%，刀具

磨钝后 ($V_B=0.3$ mm) 切削温度将高出 27%~34%。工件 45° 倾斜安装时切削温度随切削速度的变化如图 4b 所示：当切削速度达到 345 m/min 时，采用新刀具和磨损刀具条件下最高切削温度分别为 375 和 413 °C。显然工件采用 45° 倾斜安装时的切削温度明显高于 0° 水平安装。

Xu^[44]等分析高压冷却技术对 Ti_2AlNb 切削温度和刀具寿命的影响，发现其随冷却液压力的变化如图 5 所示：平均切削温度随冷却压力增加而明显下降，当冷却压力达到 10 MPa 时，切削温度降低 22%，刀具寿命提高 89%。这说明高压冷却技术一方面可以减弱切削区气泡吸附现象，提高强制对流换热系数和增加渗入切削楔形区的冷却液数量。另一方面在高压冲击作用下切屑的平均长度和卷曲半径减小，刀-屑接触长度减小，摩擦产热减少。此外当切削速度从 30 m/min 提高到 100 m/min，平均切削温度从 630 °C 急剧升高到 890 °C，刀具寿命由 15 min 缩短到小于 1 min。

切削温度高是 Ti-Al 系金属间化合物切削加工过程的另一显著特征，产生高热的主要原因有 2 个：(1)材料高温比强度较高，切削过程中第一变形区切削力大，能耗大，产热源多；(2)材料导热性能差，如 γ -TiAl、 Ti_2AlNb 导热系数分别为铝合金 ($210 W \cdot (m \cdot K)^{-1}$) 的 1/9 和 1/26，热量向切屑和材料内部传导比较困难，反而在剪切区和刀-屑接触区聚集，使切削区域局部温

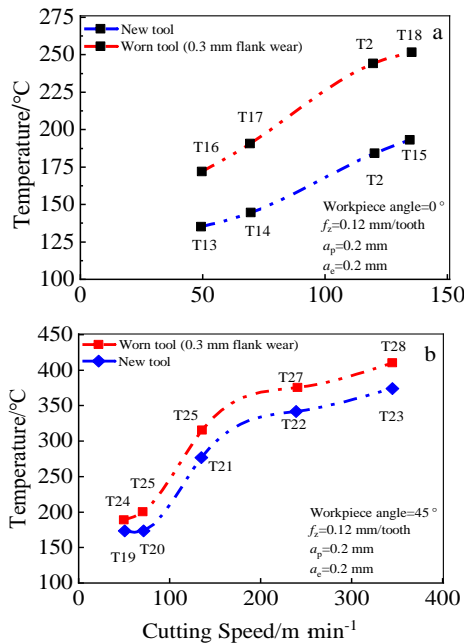


图 4 不同切削条件下 γ -TiAl 的切削温度变化

Fig.4 Cutting temperature of γ -TiAl under different cutting conditions: (a) workpiece angle of 0° and (b) workpiece angle of 45°^[52]

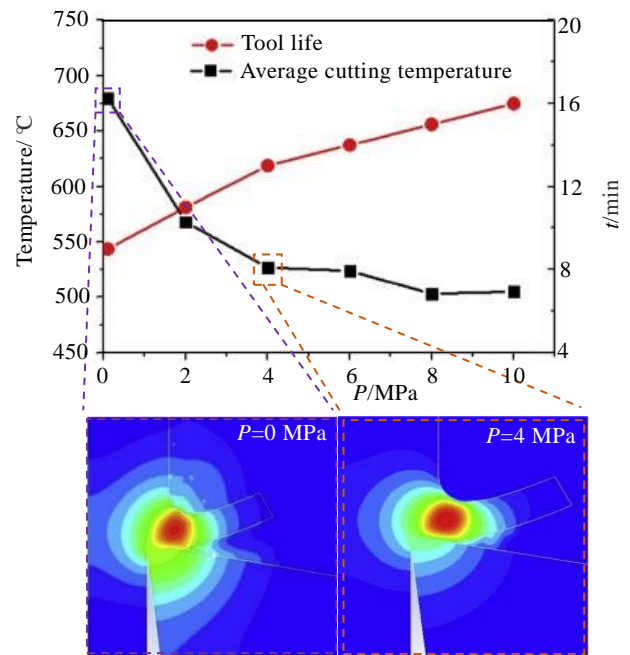


图 5 高压冷却压力对切削温度和刀具寿命的影响

Fig.5 Effect of high-pressure cooling machining pressure on cutting temperature and tool life^[42]

度升高。

过高的切削温度是制约 Ti-Al 系金属间化合物进一步发展的主要原因，加工时可采用冷风/液氮/高压冷却技术降低切削区域温度，在源头上减少产热总量，在热量传播途中润滑作用可加快热量的流动。另外通过调整加工参数也能达到降低切削温度的目的，如适当增加切削速度来加快切屑的形成速率，从而增加单位时间内切屑带走的热量。

3.4 切屑形态

工件材料的切屑形成机理与其物理（塑性、导热性）和力学（强度、硬度）特性及切削用量等密切相关，Ti-Al 系金属间化合物由于导热率低、切削强度高而极易生成锯齿状切屑，Mantle^[53]等采用爆炸落刀法研究 γ -TiAl 切屑形成机理，发现形成锯齿状切屑的原因是切屑表面的微裂纹周期性地向外扩展导致的塑性失稳所造成。切屑的锯齿化程度及断屑排屑能力而产生的切削力波动将加剧刀具的磨损和恶化表面质量。通常锯齿状切屑形成的几何模型如图 6 所示，其中切屑的齿峰高度为 h_1 ，齿根高度为 h_2 。

针对 Ti-Al 系金属间化合物切屑形成机理所开展的研究中，Priarone^[23]等研究切削参数对 γ -TiAl 切屑形态的影响，发现切削速度对切屑形态的影响如图 7 所示：当铣削速度为 35 m/min 时，形成的切屑尺寸较小，其形貌呈现出具有锋利边缘的针状甚至粉末状（图 7a）。随着铣削速度的增加，切屑尺寸变大形成连续切屑。当铣削速度为 71 m/min 时，剪切区高温导致切屑出现烧灼现象且颜色有明显增加，其形貌呈现为典型的锯齿状切屑（图 7b），类似于 Piispanen 的“卡片组”切屑形成机制^[54]。

He^[55]等从仿真分析角度对 Ti_2AlNb 的切屑形态进行分析，定义等效切屑厚度 h_c 和锯齿化程度 G 用公式（1）表示，二者可定量衡量切屑的大小和切屑锯齿变形均匀程度^[56,57]。

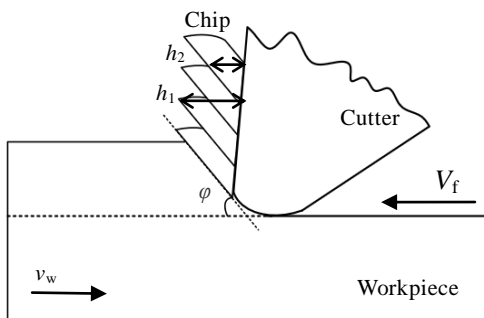


图 6 锯齿状切屑形成的几何模型

Fig.6 Geometry diagram of serrated chip formation

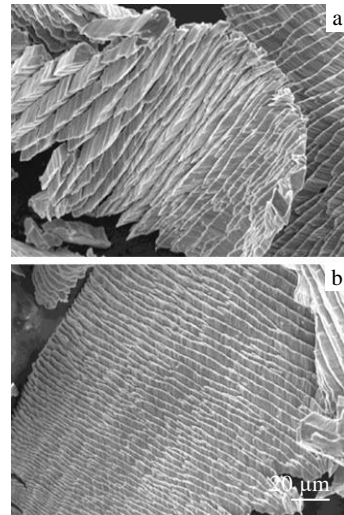


图 7 不同切削速度下 γ -TiAl 的切屑形貌

Fig.7 Chip morphologies of γ -TiAl at cutting speed of 35 m/min (a) and 71 m/min (b)^[23]

$$h_c = h_2 + \frac{h_1 - h_2}{2}, G = \frac{h_1 - h_2}{h_1} \quad (1)$$

切屑形态仿真分析时建立的 TANH 本构模型如公式（2）所示，利用 Matlab 迭代的最佳材料常数来实现数据模拟，由此建立本构材料参数与等效切屑厚度 h_c 和锯齿化程度 G 的鲁棒数学关系如公式（3）所示：

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n (\frac{1}{\exp(\varepsilon^\alpha)})] (1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0}) [1 - (\frac{T - T_r}{T_m - T_r})^m] \times [(D + (1 - D) \tanh(\frac{1}{(\varepsilon + S)^c})] \quad (2)$$

$$\begin{cases} h_c = 0.153B^{-0.052} n^{0.18} m^{0.106} a^{-0.097} d^{0.141} \\ G = 0.055n^{-1.77} m^{0.87} a^{2.28} d^{-0.85} \end{cases} \quad (3)$$


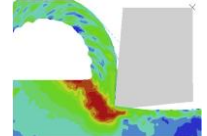

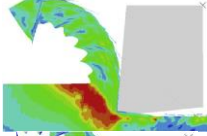

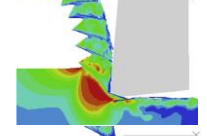

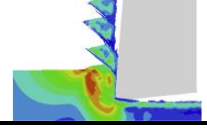
Ti_2AlNb 切屑形貌的实验结果与模拟数据如表 3 所列，随着切削速度的增大，锯齿化程度 G 数值变大，切屑锯齿状形态越明显，而切屑的等效切屑厚度 h_c 略有降低，实验数据与仿真数据的误差度为 5% 左右。低等切削速度为 20 m/min 时，切屑形态可认为是尺寸很小的不规则连续毛刺形态，中等切削速度为 40 m/min 时小锯齿变大转变为不规则的锯齿形切屑，随着速度进一步增加到 60 m/min 时切屑形态呈现为规则的锯齿形切屑，切削速度达到 80 m/min 时锯齿状切屑的自由表面在剪切区内出现裂纹。

3.5 刀具磨损

精密加工中刀具会发生各类正常磨损和崩刃等损坏，其根本原因是切削区的高温作用。使用磨损的刀具会增加切削力和切削温度，从而导致切削性能变差，

表 3 Ti₂AlNb 的切屑形貌的实验和模拟结果

Table 3 Experimental and simulation results of chip morphology of Ti₂AlNb^[55]

Cutting condition	Chip experimental morphology	Chip simulation morphology	Experimental data	Simulation data	Error degree
$\gamma_0=3^\circ, \alpha_0=7^\circ$ $a_p=0.1 \text{ mm}$ $v=20 \text{ m/mim}$			$h_c=0.121 \text{ mm}$	$h_c=0.125 \text{ mm}$	3.25%
$\gamma_0=3^\circ, \alpha_0=7^\circ$ $a_p=0.1 \text{ mm}$ $v=40 \text{ m/mim}$			$h_c=0.11 \text{ mm}$ $G=0.31$	$h_c=0.112 \text{ mm}$ $G=0.3$	1.8% 3.33%
$\gamma_0=3^\circ, \alpha_0=7^\circ$ $a_p=0.1 \text{ mm}$ $v=60 \text{ m/mim}$			$h_c=0.103 \text{ mm}$ $G=0.42$	$h_c=0.106 \text{ mm}$ $G=0.4$	2.83% 5%
$\gamma_0=3^\circ, \alpha_0=7^\circ$ $a_p=0.1 \text{ mm}$ $v=80 \text{ m/mim}$			$h_c=0.097 \text{ mm}$ $G=0.52$	$h_c=0.102 \text{ mm}$ $G=0.49$	4.9% 6.1%

工件表面质量恶化, 物理及力学性能不满足使用要求等, 严重制约 Ti-Al 系金属间化合物精密加工的发展。

现阶段国内外学者从冷却/润滑技术、刀具条件(刀具涂层及几何参数)和切削用量进行刀具磨损研究, Priarone^[23]等分析润滑方式对铣削 γ -TiAl 刀具耐用度的影响, 刀具磨损曲线随润滑条件和切削速度的变化如图 8 所示: 同等切削参数下干切削刀具寿命最低, 乳化液湿冷润滑下由于刀具承受的温度梯度大, 切削刃受到的热冲击严重, 刀尖易产生裂纹, 而微量润滑技术可有效提高刀具耐用度, 延长工具寿命。同等润滑条件下, 当切削速度由 35 m/min 上升到 71 m/min 时, 发现刀具的耐用度明显下降, 进一步对刀具磨损形貌进行观察时发现在刀刃及前刀面上出现了材料的粘附和元素转移。

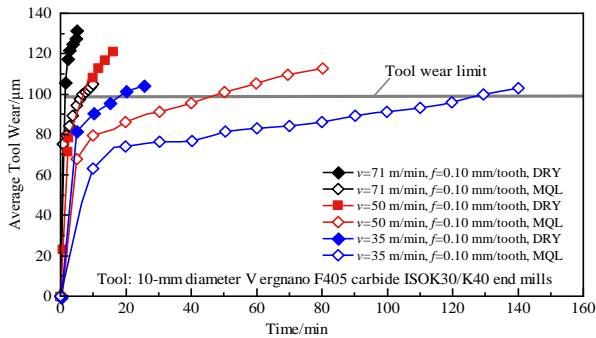


图 8 润滑条件和切削速度对刀具的磨损的影响

Fig.8 Effect of lubrication condition and cutting speed on tool wear^[23]

Simao^[58]等研究硬质合金刀具铣削 Ti₂AlNb 时切削参数对刀具寿命的影响, 结果表明切削速度对刀具耐用度的影响最大, 当切削速度由 30 m/min 上升到 150 m/min 时, 刀具耐用度由 125 min 直线下降到 0.83 min, 刀具的主要失效形式是微崩刃、裂纹和前刀面磨损。导致这种结果的原因是过高的切削速度引起切削区域热量增加, 且高温下钛元素具有较高的化学活性和亲和力, 一方面与空气中的氧、氢、氮等发生化学反应生成脆硬层, 造成刀具条纹状的磨粒磨损。另一方面钛元素与材料的亲和使刀具表面容易粘结工件材料, 造成刀具的粘结磨损。

Yao^[59]等在高速车削 γ -TiAl 时采用 CNMG120408-SM 和 CNMG120412-MF4 2 种刀具研究刀具的磨损机理, 发现 2 种刀具的磨损形貌如图 9 所示: 相同的切削条件下 2 种刀具侧面的磨损量 V_B 值分别为 95.833 和 250.012 μm , 刀具磨损形式均出现粘结磨损和涂层剥落, 而 MF4 型的排屑槽和更大的圆弧半径是造成 CNMG120412-MF4 刀具刀尖磨损的主要原因, 对刀具进行 EDS 分析时发现在主切削刃区域出现了钛和铝元素, 原因是高温下的氧化反应所导致的元素转移。

精密加工 Ti-Al 系金属间化合物时产生刀具磨损的原因有 2 个: (1) Ti-Al 系金属间化合物的弹性模量为 95~180 GPa, 在材料去除过程中易产生较大的变形和回弹, 加大刀具后刀面与已加工表面接触面积, 产生较大的摩擦导致刀具发生的各类磨损; (2) 切削区高温作用激发钛元素的化学活性与刀具的亲和, 由

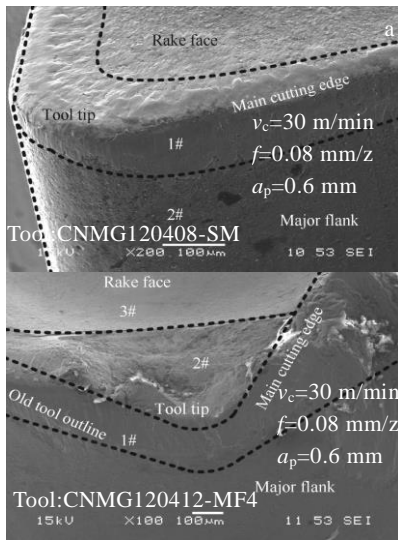


图9 CNMG120408-SM 和 CNMG120412-MF4 刀具的磨损形貌
Fig.9 Wear morphologies of tool of CNMG120408-SM (a) and CNMG120412-MF4 (b)^[59]

此增大了刀具磨损速率，降低刀具耐用度。

根据现有 Ti-Al 系金属间化合物切削性能研究表明合理的选择切削参数和冷却/润滑技术可以有效降低切削力和切削温度，提高材料去除率和减缓刀具磨损。但鉴于改变材料力学性能的困难较多，现阶段寻求一种新的高效加工方法来降低切削力和切削温度，提高刀具耐用度，已成为该类材料获得工业广泛应用的关键，而众多学者发现超声振动加工钛合金时可以明显改善加工时的切削性能^[34]，如 Ko^[60]等研究超声微铣削钛合金施振方向对切削性能的影响，研究表明在进给和垂直进给方向施加超声振动时，与普通切削相比不仅切削力小、切削温度低，而且通过改变声学参数和切削用量可控制和改善工件的表面完整性，实现高效高质的精密加工。

4 表面完整性的研究现状

表面完整性的概念是由美国金属切削研究协会在 1964 年召开的一次技术座谈会上由 Field 和 Kahles 首次提出，当时的定义为“通过机械加工或其他生成表面方法赋予材料表面所固有或加强的状态”，随后发展成包括表面质量及表层特性在内的需采用多指标进行评判的综合性概念^[61]。表面完整性主要包含表面几何形貌、表面与近表层力学表征和表层组织结构，完整性的表征结果与材料特性、刀具选择、加工用量、冷却条件、机床性能、环境因素都密切相关^[62]。由于 Ti-Al 系金属间化合物精密加工过程中切削力大、切削温度

高，刀具磨损严重，加工表面完整性较差，表层容易产生裂纹、剥落、崩碎、加工硬化等现象。近年来，国内外学者从表面粗糙度、表面缺陷、残余应力、加工硬化、金相组织等方面对 Ti-Al 系金属间化合物的表面完整性进行研究。

4.1 表面粗糙度

表面粗糙度是完整性表征参数里最重要、研究最广泛的要素之一。随着切削力和切削温度升高，材料变形抗力增大，切屑堆砌越明显，材料去除后残留的高度差变大，导致表面光洁度变差，表面粗糙度增高。大量研究学者从刀具条件（刀具种类、涂层材料及几何参数）、冷却/润滑技术及切削用量的角度对 Ti-Al 系金属间化合物已加工表面粗糙度展开研究。

Yao^[59]等采用不同硬质合金刀具对 γ -TiAl 进行高速车削，刀具条件对材料表面形貌的影响如图 10 所示。2 种刀具高速切削工件表面形貌均有明显的峰谷痕迹，使用 CNMG120408-SM 刀具加工时表面最大轮廓峰高 R_p 为 2.44 μ m，最大轮廓谷深 R_v 为 3.57 μ m，表面粗糙度 R_a 为 0.62 μ m，而使用 CNMG120412-MF4 刀具加工时 R_p 和 R_v 分别为 3.29 和 3.56 μ m，表面粗糙度 R_a 为 0.89 μ m，正是更小的刀尖半径、PVD-TiCN

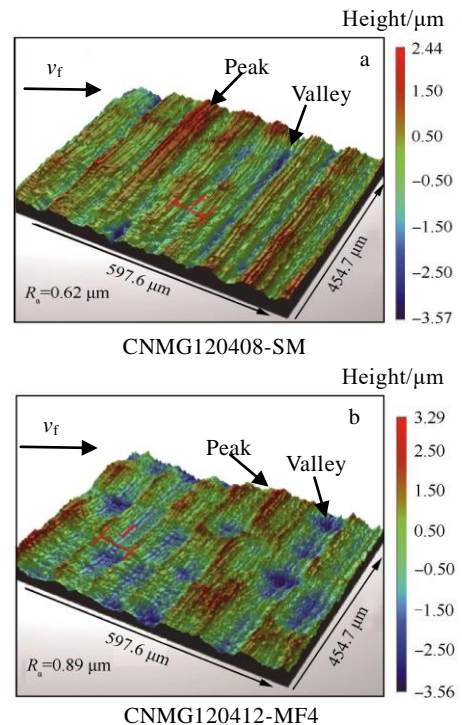


图 10 CNMG120408-SM 和 CNMG120412-MF4 刀具车削的 γ -TiAl 表面形貌

Fig.10 Surface morphologies of γ -TiAl turned by tool of CNMG 120408-SM (a) and CNMG120412-MF4 (b)^[59]

涂层及 SM 型的断屑排屑槽的综合影响使采用 CNMG120408-SM 刀具比采用 CNMG120412-MF4 刀具的表面粗糙度减小约 30%。进一步研究发现表面粗糙度随切削速度的增加而减小, 随切削深度和进给量的增加而增大, 这种现象在 Bai^[63]等的研究中也得到相似的结论。

Klocke^[11]在不同的润滑/冷却技术下对 45-2-2 XD 材料进行高速车削, 发现润滑/冷却技术对材料表面粗糙度的影响如图 11 所示。相同加工参数下采用低温液氮冷却 (Cryo) 可获得最佳表面粗糙度, 与常规湿润滑相比表面粗糙度 R_a 和最大粗糙度轮廓高度 R_t 约有 30% 的减小。采用微量润滑 (MQL) 时工件表面光洁度次之。高压冷却条件下随着润滑油供应压力的增加, 车削表面逐渐恶化。压力为 8 MPa 的高压冷却和常规湿润滑条件下表面粗糙度的数值没有显著的变化。无润滑 (Dry) 条件下工件表面质量最差。这说明利用液氮进行低温冷却被认为是降低表面粗糙度、减少亚表面微观缺陷的一种有效方法, 而采用高压冷却技术除了要考虑喷嘴尺寸和位置等变量, 更要确定润滑油供应压力的最佳范围, 才能获得更好的工件表面。

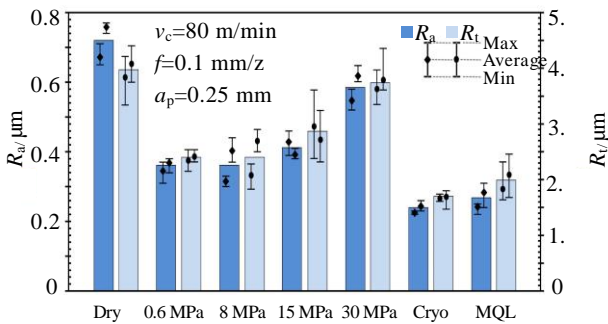


图 11 润滑/冷却条件对 45-2-2 XD 表面粗糙度的影响
Fig.11 Effect of lubrication/cooling conditions on 45-2-2 XD surface roughness^[11]

Xi^[64]采用绿色碳化硅(GC)和粉红色氧化铝(PA)砂轮对 Ti_2AlNb 进行精密磨削加工, 结果表明采用 GC 砂轮和 PA 砂轮可使磨削后的表面粗糙度 R_a 分别达到 0.43 和 0.39 μm 。Sim^[48]等研究不同磨削深度时使用 CBN (立方氮化硼) 砂轮和金刚石砂轮对 Ti_2AlNb 的表面粗糙度和表面形貌的影响, 其变化规律如图 12 所示。随着磨削深度的增加, 磨粒切入工件深度变深, 表面的韧性去除区域变大导致材料去除量增大, 表面产生的突出物和凹坑的尺寸越大, 加工表面越粗糙。当磨削深度为 0.004 mm 时, 采用 CBN 砂轮磨削工件表面粗糙度 (0.25 μm) 约为金刚石砂轮 (0.16 μm) 的 1.6 倍, 当磨削深度为 0.03 mm 时, 采用 CBN 砂轮磨削工件表面粗糙度 (0.3 μm) 约为金刚石砂轮 (0.22 μm) 的 1.4 倍。

4.2 表面缺陷

精密加工过程中 Ti-Al 系金属间化合物在机械应力及高温作用下其表面呈现出各类缺陷, 如表面微观裂纹、表面撕裂、表面孔洞、表面材料剥落、切屑黏附、材料粘结、材料涂覆等^[65]。

大量研究表明 $\gamma\text{-TiAl}$ 表面缺陷产生的主要原因是其特有的片层状组织结构在加工中极易产生微观裂纹, 裂纹在垂直于切削方向上进一步扩大形成其他不可逆转的缺陷, 如 Mantle^[66]和 Priarone^[23]等观察高速铣削 $\gamma\text{-TiAl}$ 已加工表面横截面的微观形貌, 发现表面缺陷主要为表层材料被拔出或破碎、材料剥落及切屑黏附等。Klocke^[43]等对 $\gamma\text{-TiAl}$ 进行高速铣削时发现采用低温冷却可以有效减少工件边缘附近出现的裂纹。

Ti_2AlNb 表面缺陷产生的主要原因是其室温塑性 and 断裂韧性低的特点所引起材料的局部剥离, 形成碎屑后进一步黏附在工件表面, 如 Sim^[48]等采用 CBN 砂轮和金刚石砂轮对 Ti_2AlNb 进行磨削加工, 发现已

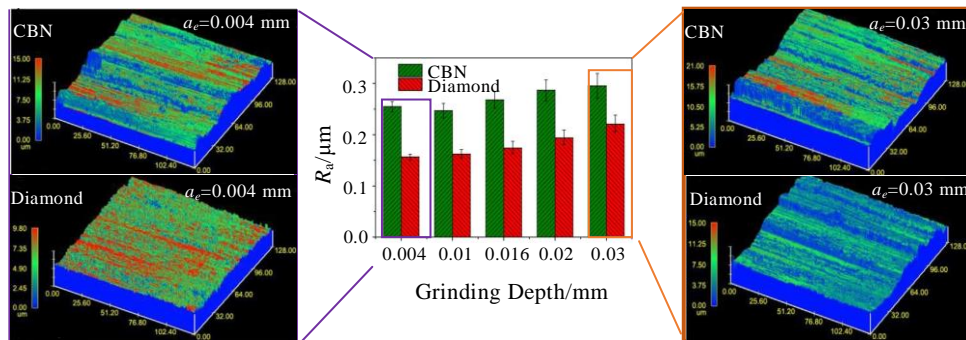


图 12 磨削深度对 Ti_2AlNb 表面粗糙度和表面形貌的影响

Fig.12 Effect of grinding depth on Ti_2AlNb surface roughness and topography under CBN wheel and diamond wheel^[48]

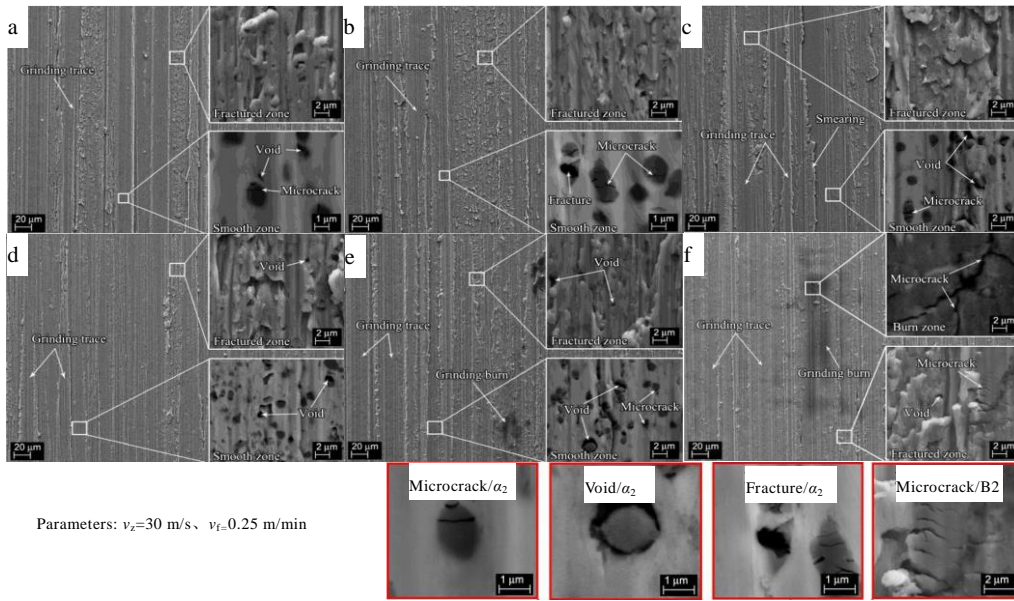


图 13 不同磨削深度时 Ti₂AlNb 的表面缺陷

Fig.13 Ti₂AlNb surface defects under different grinding depth: (a) 0.01 mm, (b) 0.02 mm, and (c) 0.03 mm (with CBN wheel); (d) 0.01 mm, (e) 0.02 mm, and (f) 0.03 mm (with diamond wheel)^[48]

加工表面缺陷主要有磨痕、磨削烧伤、微裂纹、孔洞、破裂和粘结等。不同磨削深度和砂轮类型下材料表面缺陷如图 13 所示，随着磨削深度的增大，加工过程的机械应力及热负荷增大，已加工表面的磨削烧伤区域越大，磨痕越明显，近表层材料发生破裂和拔出而产生微裂纹和孔洞，微裂纹首先出现在 α₂ 相，当磨削深度为 0.03 mm 时，B2 基体中出现微裂纹。与 CBN 砂轮相比金刚石砂轮磨削时将产生更高的切削温度，因此同一切削参数下采用金刚石砂轮磨削后已加工表面缺陷更为明显。

4.3 残余应力

不同精密加工方法下刀具和工件之间的机械应力、热应力作用以及表层材料因热而生的相变等都将决定残余应力的性质和大小，继而影响零件的抗疲劳性能和使用寿命。研究发现一定的残余压应力对表面微裂纹的产生有抑制作用，可有效地提高零件的疲劳性能，但残余拉应力会导致切削区的塑性压缩和晶格失配，对零件的使役性能不利^[67-71]。

关于 Ti-Al 系金属间化合物残余应力的研究存在建模表征困难和测量精度较低的问题，目前国内外学者只是开始了初步研究。Mantle^[66]等在高速铣削 γ-TiAl 时发现已加工表面残余应力大于 -500 MPa，产生残余应力的原因是刀具后刀面磨损和切削速度引起的高温所致。Yao^[59]等对 γ-TiAl 进行高速车削及抛光强化前后的残余应力进行研究，发现工件表层分布显

著的残余压应力，随着表面深度的增加残余压应力最终变为 -220 MPa 的稳定状态。切削参数对残余应力分布的影响如图 14a 所示，当切削速度和切削深度分别从 30 m/min 和 0.6 mm 增加到 50 m/min 和 1 mm 时，

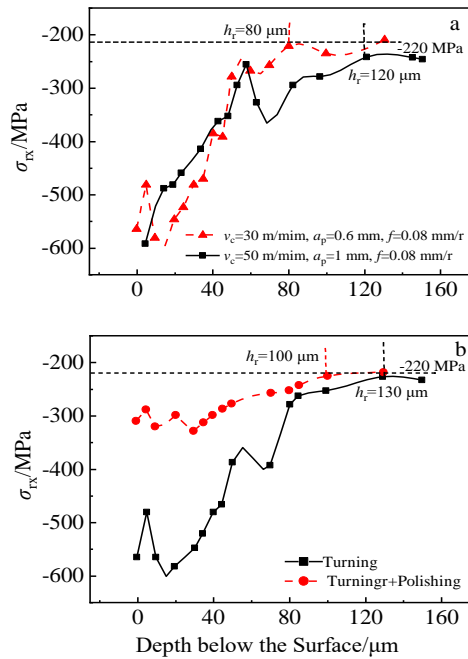


图 14 切削参数和抛光工艺对 γ-TiAl 残余应力分布的影响
Fig.14 Influence of cutting parameters (a) and polishing processes (b) on residual stress distribution of γ-TiAl^[59]

切削力和切削温度随之增加，表层残余应力由 -500 MPa 变为 -700 MPa，残余压应力层深度由 80 μm 增加到 120 μm 。抛光强化前后的残余应力分布变化如图 14b 所示，由于抛光去除了塑性变形层，抛光后的表面残余应力 (-310 MPa) 明显低于未抛光 (-560 MPa)，残余压应力层深度由 130 μm 减小到 100 μm 。由于残余应力对工件的疲劳性能影响较大^[72]，对车削及车削抛光试样进行抗疲劳实验时发现车削试样的残余压应力松弛不到 30%，并稳定在 -253.48 MPa 左右，而车削抛光试样表面压应力松弛不超过 20%。

4.4 加工硬化

交变的机械载荷和热载荷作用在工件近表层使材料发生塑性变形，此时原始晶粒发生滑移而引起位错的缠结，晶粒被拉长、纤维化和破碎，导致材料塑性和韧性降低，使得表层产生“加工硬化”现象。但对稀有合金材料而言，过高的切削温度将引起材料内部的相变及再结晶，表层产生“热软化”现象，一般切削温度越高，材料软化越甚。对 Ti-Al 系金属间化合物进行加工硬化机理分析时必须考虑加工硬化和热软化的综合作用。

众多学者从润滑方式、切削参数、刀具磨损条件对 Ti-Al 系金属间化合物的加工硬化展开研究。Priarone^[73]等在高速切削 γ -TiAl 时研究润滑方式对加

工硬化的影响，发现采用标准水冷却润滑时由于切削区高温急冷会增加表层硬化，微量润滑技术对温升的抑制作用以及减小刀-屑之间的摩擦，最终使加工表面硬化较小。

Sim^[48]等采用 CBN 砂轮和金刚石砂轮研究磨削深度对 Ti₂AlNb 加工硬化影响，发现磨削深度为 0.02 mm 时，最大表面显微硬度 HV 分别为 6290 MPa (使用 CBN 砂轮) 和 6470 MPa (使用金刚石砂轮)，随着表面深度的增加，次表层的显微硬度低于材料原始硬度 5300 MPa，出现较明显的软化层。利用 CBN 砂轮磨削加工时磨削深度对加工硬化的影响如图 15a 所示，磨削深度较小时未出现软化层，磨削深度为 0.02 mm 时，仅出现少量软化层。当磨削深度为 0.03 mm 时，软化层的最小显微硬度为 5190 MPa，软化层厚度约为 40 μm 。利用金刚石砂轮磨削加工时磨削深度对加工硬化的影响如图 15b 所示，由于金刚石砂轮磨削时产生的热负荷更大，因此材料的“热软化”现象更明显，当磨削深度为 0.03 mm 时，软化层的最小显微硬度为 5040 MPa，软化层厚度约为 80 μm 。

Hood^[74]等对比研究刀具磨损前后高速铣削 Ti-45Al-8Nb-0.2C 和 Ti-45Al-2Mn-2Nb+0.8vol%TiB₂ 的显微硬度分布，Ti-45Al-8Nb-0.2C 的加工硬化的分布随刀具条件和切削速度的变化如图 16a 所示，由于

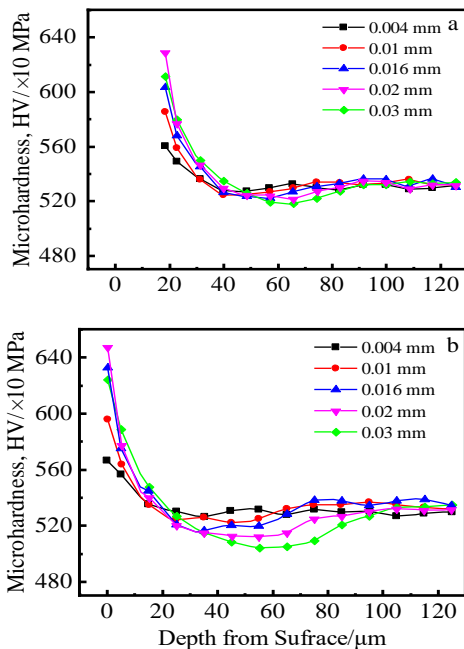


图 15 不同磨削条件下 Ti₂AlNb 的显微硬化分布
Fig.15 Micro-hardness distribution of Ti₂AlNb under different grinding conditions: (a) using the CBN wheel and (b) using the diamond wheel^[48]

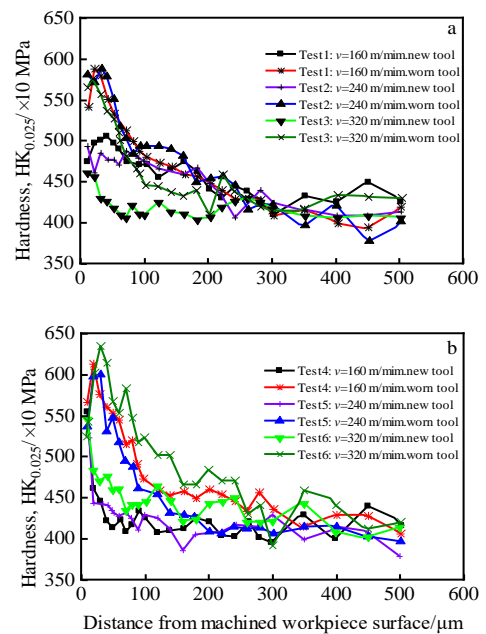


图 16 Ti-45Al-8Nb-0.2C 和 Ti-45Al-2Mn-2Nb+0.8vol%TiB₂ 形态的 γ -TiAl 显微硬化分布
Fig.16 Micro-hardness distribution of different forms γ -TiAl: (a) Ti-45Al-8Nb-0.2C and (b) Ti-45Al-2Mn-2Nb+0.8vol%TiB₂^[74]

磨损后的刀具会发生更大的摩擦和塑性变形，相同切削速度下，采用磨损后的刀具加工时最大表面显微硬度明显高于采用新刀具时。与材料原始硬度相比，使用磨损后刀具和新刀具加工时最大显微硬度 $HK_{0.025}$ 分别增加 2000 MPa 和 1000 MPa 左右，但刀具磨损前后对硬化层深度（均为 300 μm ）改变不大。同一刀具条件下，切削速度为 240 m/min 时材料的表层加工硬化最大。Ti-45Al-2Mn- 2Nb+ 0.8vol%TiB₂ 的加工硬化的分布如图 16b 所示，加工硬化分布也有类似的趋势。与 Ti-45Al-8Nb-0.2C 相比，相同切削参数和刀具条件下材料的最大显微硬度 $HK_{0.025}$ 增加 500 MPa 左右。这说明即使材料都是 γ -TiAl 形态，但显微组织和晶粒尺寸的差异对加工硬化存在影响，一般晶粒越细，硬度增加越显著。

4.5 金相组织

考虑加工中材料变形速率和高温相转变的影响，已加工表层的金相组织在精密加工中会发生较大改变，这对零件的硬度和疲劳强度等机械性能有重要意义^[75]。针对 Ti-Al 系金属间化合物观察到的金相组织有高温相变转化、塑性变形（晶粒细化与晶粒拉伸）和白层的产生。

Sim^[48]等对磨削加工 Ti₂AlNb 的近表层金相组织进行观察，发现随着磨削深度的增加，近表层出现塑性流动和再结晶层。磨削深度和砂轮种类影响下 Ti₂AlNb 产生的金相组织如图 17 所示：当磨削深度为

0.01 mm 时（图 17a、17d），近表层的金相结构与原始相结构一致，分布着大量的等轴 α_2 相、细层状 O 相、细晶粒基体 B2 相。随着磨削深度的增加（图 17b、17e），晶粒发生拉伸开始产生轻微的塑性流动，这种变化在使用金刚石砂轮时更加明显。当磨削深度达到 0.03 mm 时（图 17c、17f），磨削区局部温度显著增加，表层塑性流动剧烈，当达到一定的相变转化温度后形成再结晶层。Shao^[76]研究发现当温度达到 870 $^{\circ}\text{C}$ 时 O 相开始转变为 α_2 和 B2 相，达到 1020 $^{\circ}\text{C}$ 以上时， α_2 相相变转化为 B2 相。对 Ti₂AlNb 工件的横截面进一步观察发现利用 CBN 砂轮磨削加工时只有 O 相消失，而 α_2 相仍保留在再结晶层中，此时磨削区的温度在 870~1020 $^{\circ}\text{C}$ 的范围内，而利用金刚石砂轮磨削加工时再结晶层中 O 相和 α_2 相都消失并转化为 B2 相，此时磨削区的温度高于 1020 $^{\circ}\text{C}$ ，且再结晶层的厚度明显增厚。

Yao^[59]等观察 CNMG120408-SM 车削 γ -TiAl 的表层组织，发现沿着切削方向晶粒发生伸长和旋转，产生了塑性变形区，切削参数对塑性变形的影响如图 18 所示。随着切削速度和切削深度的增加，一方面刀具和工件的接触弧长逐渐增大，二者之间的挤压和摩擦增大导致晶粒更容易被拉长。另一方面切削区温度上升导致的表层材料“软化”效应，使得晶格的滑移、变形和扭曲程度更容易，在二者的共同作用下最终表面塑性变形增大，塑性变形层深度由 20 μm 增加到 25 μm 。

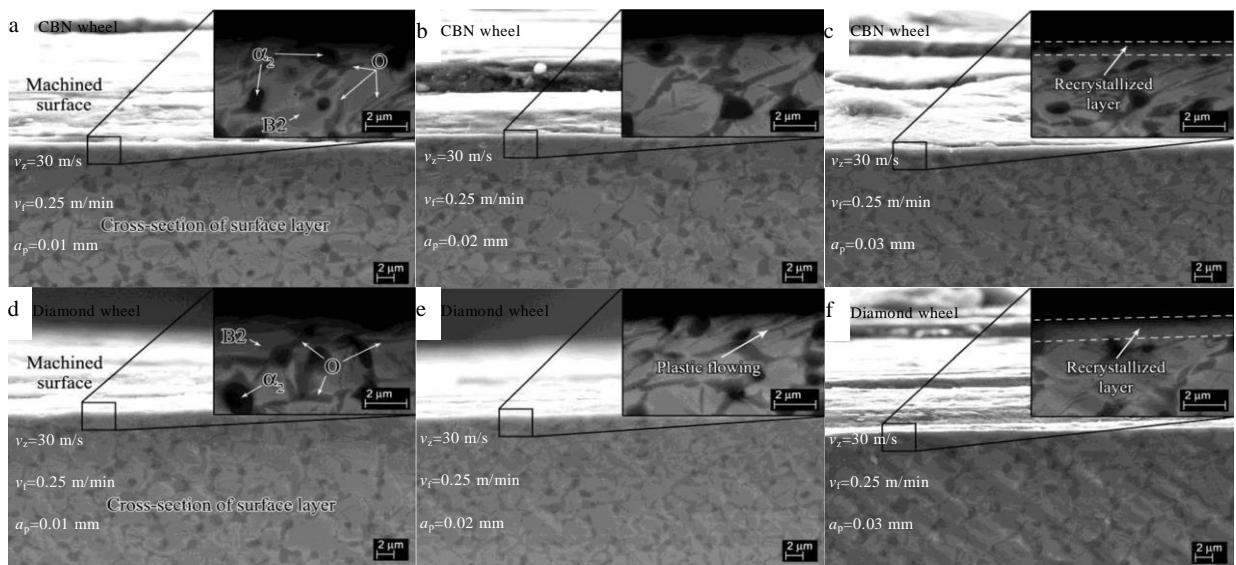


图 17 不同磨削深度时 Ti₂AlNb 的金相组织

Fig.17 Ti₂AlNb metallographic microstructures under different grinding depth: (a) 0.01 mm, (b) 0.02 mm, and (c) 0.03 mm (with CBN wheel); (d) 0.01 mm, (e) 0.02 mm, and (f) 0.03 mm (with diamond wheel)^[48]

Xi^[64]观察绿色碳化硅(GC)和粉红色氧化铝(PA)砂轮下 Ti₂AlNb 亚表层金相组织,发现亚表层产生了厚度为 1~2 μm 的白层,白层的微观图如图 19 所示,白层是在切削高温、材料的应变和应变率等耦合作用下产生的一种特殊组织形态,一般晶粒尺寸越小,白层越易产生。采用 PA 砂轮产生较大摩擦力而引起强

烈的热效应,对工件表面的热损伤更严重,白层厚度到达 3 μm。一定厚度的白层对零件的耐磨耐腐蚀性有利,过厚的白层发生在晶粒细化和拉伸严重时,白层厚度会随着材料去除率的增加而增加,因此通过控制材料去除率是减少过厚白层的有效途径。

基于现有 Ti-Al 系金属间化合物表面完整性的研究表明合理的选择切削参数和冷却/润滑技术可以提高材料表面光洁度,减少表面潜在缺陷,表面呈残余压应力。但采用的技术手段需要大量的实践摸索和消耗过多的经济成本,采用新的高效加工方法成为目前 Ti-Al 系金属间化合物新的加工的关键,如 Soutome^[77]等研究了在轴向施加超声振动精车铝合金零件表明,在采用 v=280~290 m/min 切削时,超声加工可以获得几乎接近主轴本身的圆度,表面粗糙度甚至可以低于理论数值。Ahmed^[78]等研究了旋转超声磨削氧化铝陶瓷的表面亚表面损伤机理,研究表明超声的附加不仅使切削力明显降低,且可以较大减少磨削表面的破碎和亚表面微裂纹数量。Niu^[79]等研究了超声辅助钛合金切削的表面残余应力数值仿真,建立了 TC4 钛合金二维正交切削热力耦合切削仿真模型,获得了超声和普通切削在不同速度工况下的表面残余应力分布规律:在相同的切削参数下,超声切削后工件表面的残余拉应力至少较普通切削小 20% 以上,最大残余压应力较普通切削大 33%,速度越高残余压应力越大,且最大残余压应力出现的位置相对较浅。但将超声振动辅助加工用于 Ti-Al 系金属间化合物的切削性能和完整性的研究中,目前公开发表的文献较少,仍有待进一步深入。

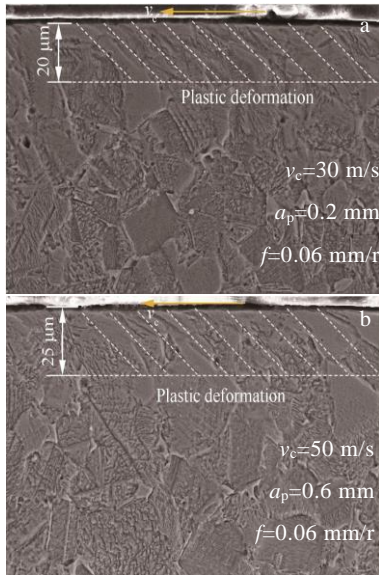


图 18 不同切削参数下 γ-TiAl 的塑性变形层深度

Fig.18 Plastic deformation layer depth of γ-TiAl under different cutting parameters: (a) 20 μm and (b) 25 μm^[59]

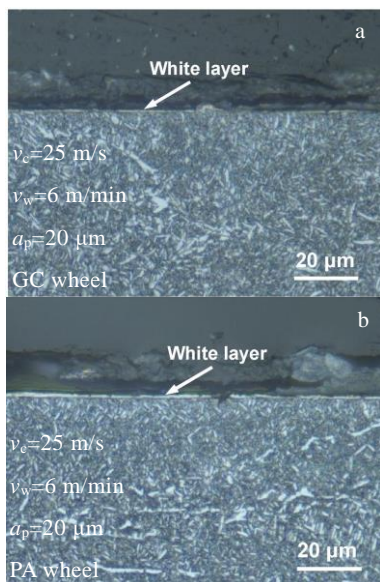


图 19 不同磨削条件下 Ti₂AlNb 产生的白层

Fig.19 White layer produced of Ti₂AlNb under different grinding conditions: (a) using GC wheel and (b) using PA wheel^[64]

5 总结与展望

本文从切削性能和表面完整性等方面对航空发动机领域中 Ti-Al 系金属间化合物(主要是 α₂-Ti₃Al、γ-TiAl 和 Ti₂AlNb)的精密加工技术进行全面综述,总结如下:

1) 对 Ti-Al 系金属间化合物的材料特点及应用进行全面概括,材料的塑性、断裂韧性、微观相结构和相组织等对零件表面质量存在显著影响,为了提高切削性能、抑制表面缺陷,未来可从微观组织构建材料在高应变率下的本构模型数据,探索材料的去除机理。

2) 对现阶段 γ-TiAl 和 Ti₂AlNb 所采用的精密加工方法的特点有了初步认识,下一步为降低加工成本,提高刀具耐用度可采用复合冷却/润滑技术(液氮冷却、微量润滑)进行新工艺的探讨,对工具特征(类型、几何参数)-工件属性(力学性能、物理参数)-加工系统(机床装置、冷却/润滑)等进行技术优化和匹

配, 建立优化后的加工参数数据库。

为更好推进 Ti-Al 系金属间化合物的实用化进程, 亟需寻求一种新方法对该材料进行加工。鉴于超声振动辅助加工的优势, 将其应用在 γ -TiAl 和 Ti₂AlNb 已成为必然趋势。然而, 欲使超声振动加工技术成为此类材料有效可控的精密高效制造方法之一, 有以下问题亟待解决:

1) 基于超声振动下的频率、振幅和多维方向的混叠机制, 对其作用下的力热耦合特性、切屑生成机理、材料去除特性及刀具磨损等进行探究, 并获得使 Ti-Al 系金属间化合物产生塑性流动的振动能量条件。

2) 以 Ti-Al 系金属间化合物的表面层为研究对象, 追踪超声振动加工的混频效应、高频冲击、空化、温度梯度、速度、热软化等多种效应耦合作用下材料的织构演变过程, 以揭示超声振动作用下表面层的形成本质。

3) 构建适用于超声振动加工条件下, 涵盖超声维数、切削参数、超声参数的表面微结构表征、表面缺陷评价技术及表面残余应力预测模型, 探索表面层状态和组织的预测方法, 提高所形成表面层的适应性。

4) 建立多因素关联的表面完整性评价模型, 通过改变相关的参数实现加工表面的主动可控, 进而获得表面完整性表征参数与工件抗疲劳之间的关联规律, 从而实现 Ti-Al 系金属间化合物的抗疲劳制造。

参考文献 References

- [1] Chen Guoliang(陈国良). *Materials Reports(材料导报)*[J], 2000(9): 1
- [2] Zeppenfeld C, Klocke F. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*[J], 2006, 55(1): 333
- [3] Tao Huijin(陶辉锦), Peng Kun(彭坤), Xie Youqing(谢佑卿) et al. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy(粉末冶金材料科学与工程)*[J], 2007(6): 330
- [4] Hood R, Cooper P, Aspinwall D K et al. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*[J], 2015, 11: 36
- [5] Durul Ulutan, Tugrul Ozel. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*[J], 2011, 51(3): 250
- [6] Yang Rui(杨锐). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2015, 51(2): 129
- [7] Witusiewicz V T, Bondar A A, Hecht U et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 465(1): 64
- [8] Si Yufeng(司玉锋), Chen Ziyong(陈子勇), Meng Lihua(孟丽华) et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys(特种铸造及有色合金)*[J], 2003(4): 33
- [9] He L J, Su H H, Xu J H et al. *Transactions of Nanjing University of Aeronautics and Astronautics*[J], 2017(5): 487
- [10] Li Shiqiong(李世琼), Zhang Jianwei(张建伟), Cheng Yunjun(程云君) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2005, 34(S): 104
- [11] Klocke Fritz, Settineri Luca, Lung Dieter et al. *Wear*[J], 2013, 302(1-2): 1136
- [12] Jiang Guoqing(姜国庆), Wu Gaohui(武高辉), Liu Yanmei(刘艳梅). *Materials Reports(材料导报)*[J], 2008, 22(S1): 404
- [13] Zhang Jianwei(张建伟), Li Shiqiong(李世琼), Liang Xiaobo(梁晓波) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2010, 20(10): 336
- [14] Ma X D, Xu J H, Ding W F et al. *Key Engineering Materials*[J], 2013, 589-590: 361
- [15] Zhou Li(周丽), Cui Chao(崔超), Jia Qing(贾清) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2017, 53(4): 123
- [16] Hao Shiming(郝士明). *Materials Reports(材料导报)*[J], 1993, 7(3): 11
- [17] Kartavykh A V, Asnis E A, Piskun N V et al. *Materials Letters*[J], 2017, 189(15): 217
- [18] Cheng L, Li J S, Xue X Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 693: 749
- [19] Bewlay B P, Nag S, Suzuki A et al. *High Temperature Technology*[J], 2016, 33(4-5SI): 549
- [20] Kong M C, Axinte D, Voice W. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2010, 210(3): 573
- [21] Hood R, Lechner F, Aspinwall D K et al. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2007, 47(9): 1486
- [22] Handawi M, Elshwain A E I, Mohd Yusof N et al. *Applied Mechanics & Materials*[J], 2014, 660: 18
- [23] Priarone P C, Rizzuti S, Rotella G et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2012, 61: 25
- [24] Maruda R W, Krolczyk G M, Feldshtein E et al. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2016, 100: 81
- [25] Li H Y, Klocke F, Zeis M et al. *Procedia CIRP*[J], 2018, 68: 768
- [26] Gautier G, Priarone P C, Rizzuti S et al. *Procedia CIRP*[J], 2015, 31: 203
- [27] Jabbaripour B, Sadeghi M H, Shabgard M R et al. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2013, 15(1): 56
- [28] Azad M S, Puri A B. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2012, 61(9): 1231
- [29] Yang J H, Sun S J, Milan Brandt et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2010, 210(15): 2215

- [30] Balland Pascale, Tabourot Laurent, Degre Fabien *et al.* *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2013, 65: 29
- [31] Peng Ruitao(彭锐涛), Liao Miao(廖 妙), Tan Yuanqiang(谭援强) *et al.* *Journal of Mechanical Engineering(机械工程学报)*[J], 2012, 48(19): 186
- [32] Ren J L, Su Y, Guan X Y *et al.* *Key Engineering Materials*[J], 2010, 431-432: 334
- [33] Wang Y, Lin B, Wang S L *et al.* *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2014, 77: 66
- [34] Bie Wenbo(别文博), Zhao Bo(赵 波), Wang Xiaobo(王晓博) *et al.* *Surface Technology(表面技术)*[J], 2018, 47(7): 35
- [35] Muhammad R, Hussain M S, Maurotto A *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(4): 906
- [36] Patil S, Joshi S, Tewari A *et al.* *Ultrasonics*[J], 2013, 54(2): 694
- [37] Musfirah A H, Ghani J A, Haron C H C. *Wear*[J], 2017, 376-377: 125
- [38] Hou J Z, Zhou W, Duan H J *et al.* *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2014, 70(9-12): 1835
- [39] Rachid M Saoubi, Dragos Axinte, Sein Leung Soo *et al.* *CIRP Annals*[J], 2015, 64(2): 557
- [40] Aspinwall D K, Dewes R C, Mantle A L. *CIRP Annals*[J], 2005, 54(1): 99
- [41] Xi X X, Ding W F, Fu Y C *et al.* *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2018, 94(1-4): 1441
- [42] Kolahdouz S, Hadi M, Arezoo B *et al.* *Procedia CIRP*[J], 2015, 26: 367
- [43] Klocke F, Lung D, Arft M. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2013, 65(1): 155
- [44] Xu J H, He L J, Su H H *et al.* *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*[J], 2018, 1(4): 219
- [45] Liu J, Zhu D, Zhao L *et al.* *Procedia CIRP*[J], 2015, 35: 20
- [46] Liu J, Wang H, Zhu D. *Procedia CIRP*[J], 2018, 68: 757
- [47] Klocke F, Holsten M, Hensgen L *et al.* *Procedia CIRP*[J], 2014, 24: 92
- [48] Sim K H, Zhang F H, Wang G F *et al.* *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2018, 94: 1885
- [49] Perveen A, Jahan M P, Wong Y S *et al.* *Advanced Materials Research*[J], 2011, 264-265: 1085
- [50] Ge Y F, Fu Y C, Xu J H. *Engineering Materials*[J], 2007, 339: 6
- [51] Yashiro T, Ogawa T, Sasahara H. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2013, 70: 63
- [52] Aspinwall D K, Mantle A L, Chan W K. *CIRP Annals*[J], 2013, 62(1): 75
- [53] Mantle A L, Aspinwall D K. *Intermetallics and Superalloys*[J], 2000, 67: 10
- [54] Wyeth D J, Goli G, Atkins A G *et al.* *Holzforchung*[J], 2009, 63(2): 168
- [55] He L J, Su H H, Xu J H *et al.* *Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2018, 31(8): 1774
- [56] Wu Mingyang(吴明阳), Zhao Xu(赵 旭), Ji Wei(计 伟)*et al.* *Journal of Mechanical Engineering(机械工程学报)*[J], 2016(3): 179
- [57] Ekinovi S, Dolinek S, Kopa J *et al.* *Strojnicki Vestnik*[J], 2002, 48(3): 133
- [58] Simao J M T, Aspinwall D K, Dewes R C *et al.* *Proceedings of the 10th World Conference on Titanium*[C]. Darmstadt: Druckhaus Darmstadt GmbH, 2004(4): 2185
- [59] Yao C F, Lin J N, Wu D X *et al.* *Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2018, 31: 826
- [60] Ko J H, Shaw K C, Han K C *et al.* *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*[J], 2011, 12: 15
- [61] Wang Guicheng(王贵成), Hong Quan(洪 泉), Zhu Yunming(朱云明) *et al.* *Acta Armamentarii(兵工学报)*[J], 2005, 26(6): 820
- [62] Suarez Alfredo, Veiga Fernando, Lopezde Lacalle *et al.* *Journal of Materials Engineering & Performance*[J], 2016, 25: 5076
- [63] Bai B, Su H H, He L J *et al.* *Materials Science Forum*[J], 2016, 836-837: 106
- [64] Xi X X, Yu T Y, Ding W F *et al.* *Precision Engineering*[J], 2018, 53: 134
- [65] Liu C, Ren C Z, Wang G F *et al.* *Journal of Mechanical Science and Technology*[J], 2015, 29(4): 1723
- [66] Mantle A L, Aspinwall D K. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2001, 118(1): 143
- [67] Meng Longhui(孟龙辉), He Ning(何 宁), Li Liang(李 亮) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2014, 43(8): 1991
- [68] Ilori O O, Adetan D A, Umoru L E. *International Journal of Materials Forming and Machining Processes*[J], 2017, 4(1): 38
- [69] Ulutan D, Ozel T. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2011, 51(3): 250
- [70] Ding W F, Zhang L C, Li Z *et al.* *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2017, 88: 2939
- [71] Thakur A, Gangopadhyay S. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2016, 100: 25

- [72] Chen Yuxi(陈禹锡), Gao Yukui(高玉魁). *Surface Technology*(表面技术)[J], 2019, 48(6): 167
- [73] Priarone P C, Klocke F, Faga M G *et al. International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2015, 85(1-4): 807
- [74] Hood R, Aspinwall D K, Sage C *et al. Intermetallics*[J], 2013, 32: 284
- [75] Yang L Q, Yang Y Q. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24: 3103
- [76] Shao B, Zong Y Y, Wen D S *et al. Materials Characterization*[J], 2016, 114: 75
- [77] Soutome T, Sato K. *Seimitsu Kogaku Kaishi/Journal of the Japan Society for Precision Engineering*[J], 2013, 79: 766
- [78] Ahmed Y, Cong W L, Stanco M R *et al. Journal of Manufacturing Science & Engineering*[J], 2012, 134(6): 064 501
- [79] Niu Y, Jiao F, Zhao B *et al. International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2017, 93: 4345

Research Progress on Precision Machining of Ti-Al Intermetallic Compounds

Gao Guofu¹, Fu Zongxia^{1,2}, Wang Yi¹, Xiang Daohui¹, Zhao Bo¹

(1. Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454003, China)

(2. Pingdingshan University, Pingdingshan 467000, China)

Abstract: Characteristics of room temperature brittleness for the rare material Ti-Al intermetallic compounds limit the choice of precision machining technology and its application in aerospace and national defense to a certain extent. In order to promote the adaptability of rare alloy materials in precision machining technology and obtain good surface quality, the article reviews the research technology on the precision machining of Ti-Al intermetallic compounds. First, the properties of materials and the overall status of precision machining technology are summarized. Subsequently, the cutting performance (material removal mechanism, cutting force, cutting temperature, chip shape and tool wear) is mainly analyzed. Simultaneously, the surface integrity (surface roughness, surface defects, residual stress, work hardening and microstructure) of the material after processing is summarized. Finally, the ultrasonic vibration-assisted machining technology used in Ti-Al intermetallic compounds is prospected to provide a certain theoretical basis and technical support for the processing of such materials.

Key words: Ti-Al intermetallic compound; precision machining technology; cutting performance; surface integrity; ultrasonic vibration-assisted machining technology

Corresponding author: Gao Guofuo, Ph. D., Professor, School of Mechanical and Power Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454003, P. R. China, Tel: 0086-391-3987508, E-mail: gaogf@hpu.edu.cn