

DOI: 10.19344/j.cnki.issn1671-5276.2021.04.001

SiAlON 陶瓷刀具材料及其制备技术研究进展

洪东波,袁军堂,殷增斌

(南京理工大学 机械工程学院,江苏 南京 210094)

摘要: SiAlON 陶瓷刀具材料具有优异的力学性能和耐高温性能,是最具潜力的刀具材料之一。不同组分的 SiAlON 陶瓷材料烧结特性和性能差异较大。掌握 SiAlON 陶瓷制备工艺、组分及其烧结特性、微观结构和性能之间的联系及影响规律是其进一步研发的关键。综述了 SiAlON 陶瓷刀具材料制备技术、组分配比和添加剂选择研究现状,并分析了未来的发展趋势,为 SiAlON 陶瓷刀具材料的研究制备和应用提供技术基础。

关键词: SiAlON; 陶瓷刀具; 制备技术; 物相组成; 添加相

中图分类号: TG711 **文献标志码:** A **文章编号:** 1671-5276(2021)04-0001-08

Research Progress of SiAlON Ceramic Cutting Tool Material and Its Preparation Technology

HONG Dongbo, YUAN Juntang, YIN Zengbin

(School of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China)

Abstract: SiAlON ceramic cutting tool materials, equipped with excellent mechanical properties and high temperature resistance, is one of the most potential cutting tool materials, whose different compositions leads to great varieties in its sintering behavior and properties. The key to further develop and research SiAlON ceramics is to understand the correlation among the fabrication methods, compositions, sintering behavior, microstructure and properties. The current reserch status of fabrication technologies, material composition, sintering additives selection of SiAlON ceramic cutting tool materials were reviewed, and their future development trend was discussed, which provides technical reference for the fabrication and application of the materials.

Keywords: SiAlON; ceramic cutting tool; fabrication method; material composition; sintering additives

0 引言

陶瓷刀具具有高硬度、高耐磨性、高耐热性和良好的化学稳定性,在高速切削领域和切削难加工材料方面具有传统刀具无法比拟的优势。SiAlON 陶瓷是一大类基于氮化硅的陶瓷合金总称,自 20 世纪 70 年代被发现以来, SiAlON 陶瓷材料得到了迅速发展^[1]。由于其良好的高温力学性能、优异的耐磨性能、低摩擦系数特性以及耐化学腐蚀性能,故 SiAlON 陶瓷材料是最具潜力和竞争力的陶瓷刀具材料之一。SiAlON 陶瓷刀具在航空高温合金^[2-7]、灰铸铁^[8]、航空级碳纤维增强聚合物(CFRP)^[9-10]等难加工材料的高效切削加工中,展现出优异的切削性能。SiAlON 陶瓷刀具切削镍基高温合金的速度可达 1000 m/min,是硬质合金刀具的 10~20 倍,寿命是硬质合金刀具的 2~3 倍,且耐磨能力要好于涂层刀具,可以大幅度提高高温合金的加工效率。

SiAlON 陶瓷刀具材料主要有两种晶体结构,即 α -SiAlON 和 β -SiAlON。在微观形貌上, α -SiAlON 为等轴状晶粒,展示出较高的硬度和耐磨性,但强度及断裂韧性

较低^[11]。而 β -SiAlON 则为六方柱状晶粒,与 α -SiAlON 相比,对裂纹偏转和晶粒拔出的作用更大,增加了裂纹扩展的阻力,使得陶瓷材料的强度和断裂韧性较高,但硬度较 α -SiAlON 低^[12]。因不同晶体结构的 SiAlON 材料体现出分化的力学性能,为此,许多学者通过优化烧结剂与添加增强增韧相来改善 SiAlON 陶瓷的综合性能。此外,也有许多学者选择制备含有不同比例 α -SiAlON 与 β -SiAlON 相(简称 α' 与 β' 相)的复相($\alpha+\beta$)-SiAlON 陶瓷(微观结构如图 1 所示,浅灰色为 α -SiAlON 晶粒,深灰色为 β -SiAlON 晶粒,白色区域为晶间相^[16]),从而平衡材料的力学性能。随着 $\alpha/(\alpha+\beta)$ 比例上升,复相($\alpha+\beta$)-SiAlON 陶瓷硬度会增大,但断裂韧性会下降^[13]。通过调控起始组分、控制烧结工艺和烧结后热处理等,可以实现其最终相和微观结构的灵活调控,这在一定程度上拓宽了 SiAlON 陶瓷在工程中的应用^[14]。在切削刀具领域, Sandvik 和 Kennametal 等国外知名刀具公司已经实现了 SiAlON 陶瓷刀具的商业化生产。

SiAlON 陶瓷材料的烧结与 Si_3N_4 陶瓷相似,都是液相烧结^[15]。由于 Si 和 N 原子之间有很强的共价键, SiAlON

基金项目: 国家自然科学基金项目(52075266)

第一作者简介: 洪东波(1994—),男,博士研究生,研究方向为陶瓷刀具。

通信作者简介: 袁军堂(1962—),男,教授、博士生导师,工学博士,主要从事先进制造工艺与装备、兵器制造技术等研究,主持国家科技重大专项、国家自然科学基金等重大攻关课题 10 余项。曾获国家级教学成果奖 3 项,省部级教学、科技成果奖 10 项,获授权发明专利 10 余件,编著出版省重点教材 3 部,发表学术论文 100 余篇,指导博士、硕士研究生 60 余名。

陶瓷的烧结非常困难,需要加入烧结助剂以促进致密化。与 Si_3N_4 不同的是, SiAlON 陶瓷的烧结助剂可以固溶进晶格结构,也可以留在晶界形成晶间相,对最终相的组成和微观结构有重要的影响^[14]。不同组分的 SiAlON 陶瓷在烧结特性上有非常大的差异,对于复相 ($\alpha+\beta$)-SiAlON 陶瓷,烧结中涉及的固溶变化和相转换更为复杂,这也对 SiAlON 陶瓷的生产制造提出了更高的要求。明确 SiAlON 陶瓷烧结特性、微观结构和力学性能与其制备工艺以及物相组成之间的联系和规律是制备高性能 SiAlON 陶瓷材料的关键。鉴于此,本文对 SiAlON 陶瓷材料的制备工艺及性能研究进行了介绍,从制备技术、组分配比、添加剂选择上展开讨论,分析未来的研究趋势,从而为高性能 SiAlON 陶瓷刀具材料的制备提供技术参考。

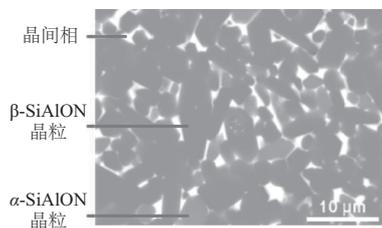


图 1 ($\alpha+\beta$)-SiAlON 微观结构 BSE-SEM 图

1 SiAlON 陶瓷刀具材料制备技术

目前, SiAlON 陶瓷刀具材料制备主要有两种途径:一是以人工合成的化学原料 (Si_3N_4 、 Al_2O_3 、 AlN 粉末等) 按比例混合而成,再通过烧结形成 SiAlON 陶瓷;二是通过化学方法合成 SiAlON 粉末,再通过烧结完成致密化。粉末制备方法与烧结方法的不同会直接影响 SiAlON 陶瓷刀具的性能和生产成本。此外,烧结后热处理技术也对 SiAlON 陶瓷刀具的性能有一定影响。

1.1 粉末制备

1) 由人工合成的化学原料混合而成

通过人工合成的化学原料 (Si_3N_4 、 Al_2O_3 、 AlN 粉末等) 混合而成的优点是易于控制 SiAlON 陶瓷的物相组成,应用广泛且成熟,但由于人工合成的化学原料较为昂贵,这种方法的生产成本较高。许多研究表明,初始粉末中 Si_3N_4 粉末的类型 ($\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ 、 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$) 与 SiAlON 陶瓷的烧结特性有很大的关联。通常 $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ 化学活性更强,其使用比 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 粉末更普遍^[17]。当 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 作为主要起始粉末时,会较难形成细长的晶粒形貌,而且材料致密化也会更困难^[18]。ROSENFLANZ A 等^[19]发现,与 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 相比,以 $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ 为初始粉末,烧结过程中 SiAlON 相的形成速度更快。而当 SiAlON 中 α' 与 β' 相同时形成时,结构上与大多数起始粉末相似的 SiAlON 相 (α' 相结构与 $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ 相似, β' 相与 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 相似) 形成得更快。EKSTRÖM T 等^[20]研究了 5 种不同组分的 Si_3N_4 粉末 (最高含 15 wt.% $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$) 对烧结 ($\alpha+\beta$)-SiAlON 陶瓷的影响,发现高 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 含量的初始粉末会提高最终相中 β' 相的比例,但在微观结构上没有发现实质性差异。LI Y W 等^[21]使用了 3 种相比不同的 Si_3N_4 起始粉末 (100 α 、50 α :50 β

和 100 β), 发现 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 粉末烧结的 SiAlON 陶瓷的致密度较差。在较高 $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ 比例粉末烧结的样品中观察到较低纵横比的晶粒演化,但是最终相组成没有受到 Si_3N_4 粉末种类的明显影响。

除惰性粉末 Si_3N_4 与 AlN 外,也有研究者选择以金属粉末 Si、Al 粉等作为先驱体制备 SiAlON 陶瓷材料。AL MALKI W W 等^[22]以纳米金属 Al 粉取代初始粉末 CaO 、 Si_3N_4 、 Al_2O_3 和 AlN 中的部分 AlN 粉末 (10~30 mol.%), 并通过放电等离子烧结技术制备了致密 $\text{Ca-}\alpha\text{-SiAlON}$ 材料。研究表明,添加纳米金属 Al 粉细化了 $\alpha\text{-SiAlON}$ 的晶粒尺寸,并将烧结温度降低到了 1450℃。

2) 化学反应合成

化学反应合成 SiAlON 粉末的方法主要有反应键合法 (reaction bonding), 自蔓延高温合成法 (self-propagating high-temperature synthesis, SHS) 和碳热还原氮化反应法 (carbothermal reduction nitridation, CRN) 等。

反应键合法是用金属粉末 (Si、Al 等) 和惰性粉末 (Al_2O_3 、 AlN 等) 在高温氮气氛围中反应合成 SiAlON 粉末的方法。当以金属粉末 Si、Al 等为主要成分直接烧结 SiAlON 陶瓷时,烧结体往往难以收缩,致密化程度与力学性能无法满足要求。通过反应键合法对混合物粉末进行前处理,在烧结后可以获得致密的 SiAlON 陶瓷材料。YIN L 等^[23]以 Si、 Al_2O_3 和 AlN 混合粉末为原料,在 1400℃ (略低于 Si 的熔点 (1410℃)) 0.4 MPa 氮气氛围下氮化 3 h 合成了 $z=1$ 的 $\beta\text{-SiAlON}$ 粉末,并通过气压烧结制备了完全致密的 SiAlON 材料。

自蔓延高温合成法 (SHS), 又称为燃烧合成法 (combustion synthesis, CS), 是利用反应物之间的化学反应热合成材料的一种技术,通过点燃反应物,便会自动向未反应的区域传播,直至反应完全^[24]。SHS 技术的主要优点是设备简单、反应温度高、工艺过程快且能耗低^[25]。SHS 法在 SiAlON 陶瓷制备中也获得了广泛应用。YI X M 等^[26]以 Si、 SiO_2 和 AlN 混合粉末为原料,在 1 MPa 高纯氮气氛围中使用 SHS 法获得了 $z=1\sim 3$ 的 $\beta\text{-SiAlON}$ 粉末 (纯度 > 85%), 并使用放电等离子烧结技术制备了完全致密的 $\beta\text{-SiAlON}$ 材料。JIANG J X 等^[27]通过 SHS 法制备了 (Eu、Y)- $\alpha\text{-SiAlON}$ 粉末,并通过热压烧结获得了致密的 $\alpha\text{-SiAlON}$ 材料。

碳热还原氮化反应法是在一定温度下以无机碳或铝粉作为还原剂将氧化物还原并在氮气氛围中氮化的方法,在反应中一般还会辅以 Fe_2O_3 等氧化物作为催化剂。CRN 法制备 SiAlON 粉末,其原料多为天然原料,如高岭土、沸石等,来源丰富且价格低廉,在工业化生产中是极具前途的方法^[28]。HUANG J T 等^[29]以 SiO_2 、 AlN 、 CaF_2 和炭黑为原料,在 1700℃ 下进行碳热还原氮化 (CRN) 合成了 $\text{Ca-}\alpha\text{-SiAlON}$ 粉体,并随后以 1900℃ 热压烧结制备了 $\text{Ca-}\alpha\text{-SiAlON}$ 陶瓷。O'LEARY B G 等^[30]也以含碳无机聚合物 (埃洛石粘土) 为原料通过 CRN 法合成了 $\beta\text{-SiAlON}$ 粉末,与其他原料相比其优势在于可以制备特定组分的 SiAlON 粉末材料并在反应前固化成所需要的形状。

3) 粉末粒径

除粉末制备方法外,初始粉末的粒径也会影响

SiAlON 陶瓷的烧结行为和力学性能。ROSENFLANZ A 等^[31]发现,使用较小粒径的 α - Si_3N_4 粉末可以增强转化效率,在更低温度下完成 SiAlON 相的转变。ACIKBAS N C 等^[16]研究了组分中 β - Si_3N_4 粉末粒径 (0.5 μm 、1 μm 、2 μm) 对气压烧结 ($\alpha+\beta$)-SiAlON 微观组织演变和力学性能的影响,发现较小晶粒尺寸的 β - Si_3N_4 烧结后的 ($\alpha+\beta$)-SiAlON 具有较大的长径比,且样品的断裂韧性随 β - Si_3N_4 尺寸的降低而提高。ESER O 等^[32]研究了不同粒径 (216 nm、130 nm) 的 β -SiAlON 粉末对气压烧结、无压烧结和放电等离子烧结 β -SiAlON 的影响。对于无压烧结和气压烧结,选择较细的粉末可以在较低温度下实现致密化,而对于放电等离子烧结,粉末粒径对烧结的影响不大。ESER O 等^[33]研究了高能球磨工艺对气压烧结 SiAlON 的

影响。与常规制备的粉末 (粒径 185 nm) 相比,使用高能球磨工艺获得的粉末粒径降到了约 70 nm,这也使得样品的烧结温度降低了约 150 $^{\circ}\text{C}$ 。

1.2 烧结方法

无压烧结 (pressure sintering, PLS)、热压 (hot-pressed sintering, HP)、热等静压 (hot isostatic sintering, HIP) 是制备 SiAlON 陶瓷刀具的传统烧结技术。近年来,一些新技术也应用在了 SiAlON 陶瓷制备中,如气压烧结 (gas-pressure sintering, GPS)、放电等离子烧结 (spark plasma sintering, SPS) 和微波烧结 (microwave sintering, MS) 等。表 1 中罗列了这些常见 SiAlON 陶瓷材料烧结方法与优缺点。

表 1 常见 SiAlON 陶瓷材料烧结方法与优缺点

项目	无压烧结	微波烧结	气压烧结	热等静压烧结	热压烧结	放电等离子烧结
加压方式及压力值/MPa	无压	无压	氮气加压 1~10	等静压力 200	轴向机械加压 10~40	轴向机械加压 10~100
升温速率/ ($^{\circ}\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$)	5~10	20~50	5~10	—	5~25	20~100
保温时间/min	60~240	0~20	60~240	60~240	30~120	0~20
烧结温度/ $^{\circ}\text{C}$	1 700~2 000	1 500~1 800	1 700~2 000	1 700~2 000	1 700~2 000	1 500~2 000
主要优点	批量生产;可烧结复杂形状工件	效率高;可烧结复杂形状工件	可烧结复杂形状工件	性能好;稳定性高	性能好;稳定性高	效率高;性能好;稳定性高
主要缺点	效率低;耗能高;难致密	性能较压力烧结略低	效率低;成本高	效率低;烧结成本最高	效率略低;只能烧结简单形状工件	只能烧结简单形状工件

无压烧结 PLS 设备简单,适用于对复杂形状或大体积工件进行批量生产。然而,该技术的生产效率较低 (升温慢且保温时间长)。同时,在没有压力辅助的情况下,要提高材料的致密度必须在高温下烧结,但高温烧结时材料中 Si_3N_4 容易分解且 SiAlON 陶瓷难以达到完全致密^[34]。微波烧结是一种新型的无压烧结方式,通过微波与材料的耦合产生热量,其在烧结中实现了快速的致密化并提升了烧结效率^[35]。CHOCKALINGAM S 等^[36]对比研究了微波烧结与无压烧结 β -SiAlON-ZrO₂ 材料,与无压烧结相比,微波烧结的样品具有更高的密度、断裂韧性和长径比,但硬度稍低。此外,在无压烧结的样品中检测到四方 ZrO₂ 和 ZrN,而微波烧结样品中的 ZrO₂ 则完全转化为 ZrN。微波烧结 SiAlON 陶瓷体现出高效环保的优点,但目前其烧结工艺尚未成熟,还有待进一步研究^[37]。

与无压烧结方法相比,压力烧结方法更容易促进陶瓷材料的致密化从而获得更高的力学性能。气压烧结是通过使用高压氮气 (1~10 MPa) 大规模生产 SiAlON 陶瓷的一种工业方法。高压氮气氛围抑制了 Si_3N_4 的分解,同时也促进了 SiAlON 陶瓷烧结的致密化并改善了性能,但是氮气的大量消耗提升了烧结成本。热等静压烧结是在高温下通过惰性高压气体施加等静压力的烧结方法,其压力可以达到 200 MPa。BARTEK A 和 EKSTRÖM T 等^[38-39]使用热等静压烧结技术制备了完全致密的单相 α -、 β -及复相 ($\alpha+\beta$)-SiAlON 陶瓷材料。由于热等静压烧结技术工

艺复杂,封装成本与烧结成本十分高昂,在 SiAlON 陶瓷刀具制备领域还未实现工业化应用。

热压烧结是通过机械加压的方式,边加压边加热的烧结方法。SANTOS C 等^[40]对比了热压烧结与气压烧结 α -SiAlON-SiC 复合材料,发现热压烧结的样品具有更好的力学性能。但是,热压烧结的效率仍然较低,表现在烧结温度高、保温时间长、制备成本高,同时,热压烧结仅适用于简单结构 SiAlON 陶瓷的烧结。放电等离子烧结技术与热压烧结相似,区别在于采用脉冲的直流电代替了外部加热源,这促进颗粒之间的颈部生长并实现了快速致密化^[41]。NEKOUÉE K A 等^[42]使用无压烧结与放电等离子烧结制备了 β -SiAlON/TiN 材料,发现放电等离子烧结制备的样品达到完全致密且具有更优的力学性能。ESER O 等^[32]采用无压烧结、气压烧结和放电等离子体的样品分别在 1 775 $^{\circ}\text{C}/60 \text{ min}/\text{无压}$ 、1 725 $^{\circ}\text{C}/60 \text{ min}/2.2 \text{ MPa}$ 和 1 550 $^{\circ}\text{C}/5 \text{ min}/30 \text{ MPa}$ 烧结参数下制备了完全致密 (相对密度 >99%) 的 β -SiAlON 材料。与前两种技术相比,放电等离子烧结技术在更低的烧结温度完成了致密化并实现了更高的烧结效率。放电等离子烧结的主要缺点在于难以实现复杂形状 SiAlON 陶瓷的烧结。

1.3 烧结后热处理

烧结后热处理是一种通过消除氮基陶瓷中玻璃态晶界相或将其转变为难熔晶相的方法,从而消除或最小化玻

玻璃晶相,并以此提高材料在高温下的性能。在热处理过程中,玻璃晶相可以在高于其 T_g 点(玻璃化转变温度)的温度下发生脱玻璃化而不会熔化^[43]。对于 SiAlON 陶瓷,用于烧结的烧结助剂通常不溶于 β -SiAlON 结构,因此一部分的烧结助剂以残余 M-Si-Al-O-N 晶间玻璃相存在。这些玻璃相在高于玻璃软化温度(通常约为 900 °C ~ 1 100 °C)时容易软化,导致材料的力学和化学性能降低^[12]。

在对 SiAlON 陶瓷的长时间热处理实验中,MANDAL H 等^[44]发现, SiAlON 陶瓷中的 α' 相仅在高温(通常超过 1 550 °C)下稳定,并且会在低温下转变为 β -SiAlON 以及其他富含稀土元素的晶间相,如图 2 所示。图中 B 为 B 相 $\{(Y, R)2SiAlO5N\}$; W 为硅灰石相 $\{(Y, R)SiO2N\}$; U 为 U 相 $\{R3Si3Al3O12N2\}$; Y 为 J(R)相 $\{(Y < R)Si2O7N2\}$; G 为石榴石相 $\{(Y, R)3Al5O12\}$; A 为铝酸盐相 $\{RAIO3\}$; M' 为黄长石相 $\{R2Si3O3N4\}$; 其中一些产物中的 Si 和 N 被 Al 和 O 替代^[44]。CARMAN A 等^[45-46]分别在 1 450 °C 和 1 800 °C 下氮气氛围中对 Nd-SiAlON 材料(α' 相为主)进行前后两次热处理,并在 Sm-SiAlON 材料中重复了类似实验,观察到了 $\alpha' \leftrightarrow \beta'$ 相的可逆转变,转化反应为: $\alpha' + \text{liquid (液相)} \leftrightarrow \beta' + M'_{ss}$ (黄长石相) + AlN 多型体 21R ($SiAl_6O_2N_6$)。实验中 SiAlON 陶瓷的微观结构和力学性能大部分是可逆的,但热处理使得材料孔隙率有所上升且不可逆。

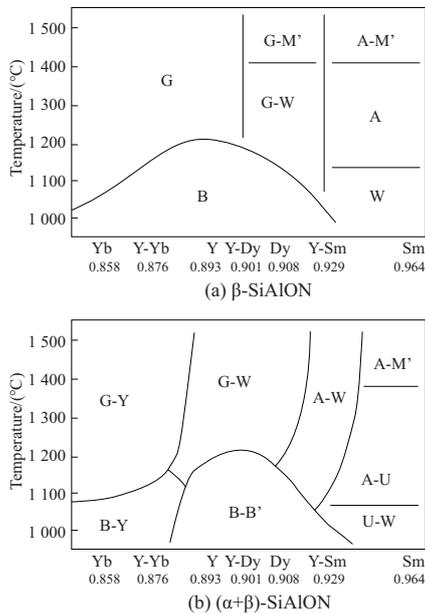


图 2 热处理 1 775 °C 无压烧结制备的材料

对于 SiAlON 陶瓷刀具材料,适当的热处理工艺可以优化刀具的性能。ACIKBAS N C 等^[16]研究了热处理工艺(1 700 °C/2 h/0.4 MPa)对 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON-TiN 复合材料的影响,发现热处理增加了晶间相的结晶度(减少了玻璃相),但没有改变相的组成并对材料的力学性能没有显著影响。其另一项研究^[16]对 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON 材料的热处理(1 990 °C/6 h/2.2 MPa)后发现热处理使得 α' 相中的阳离子进入液相,促使 α' 相转化为 β' 相。这提高了 β -SiAlON 在 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON 中的比例,并且促进了晶粒的生长和粗化,

但降低了材料的硬度。CALIS ACIKBAS N 等^[47]也研究了热处理工艺(1 600 °C/2 h/0.4 MPa)对热压烧结 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON 陶瓷刀具材料切削性能的影响。实验表明:热处理提升了 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON 材料晶间相的结晶度并导致微观结构的粗化和晶间相的聚结,从而提升了刀具寿命。

2 SiAlON 陶瓷材料组分研究现状

SiAlON 陶瓷刀具的性能与其最终相组成和微观结构息息相关。通过改变原始粉末组分,可以制备出具有不同相组成的单相 α -、 β -与复相 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON 陶瓷材料。SiAlON 陶瓷组分参数较多,这里探讨了 SiAlON 陶瓷刀具材料体系中 α -SiAlON 稳定阳离子、固溶参数 m 、 n 值与 β -SiAlON 固溶参数 z 值对 SiAlON 陶瓷烧结特性与性能的影响。

2.1 α -SiAlON 稳定阳离子

α -SiAlON 的通式为 $M_x Si_{12-(m+n)} Al_{(m+n)} O_n N_{16-n}$, 其中 $x = m/z$ ($x < 2$), z 为稳定阳离子 M 的电价。稳定阳离子 M 一般是 Li、Ca、Mg、Y 和大部分原子序数 > 60 的稀土元素^[48]。在切削刀具领域,稀土元素常作为单相 α -或复相 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON 材料中 α' 相的稳定阳离子。 α -SiAlON 的性质和烧结特性与稳定阳离子种类息息相关。BANDYOPADHYAY S 等^[49]研究了不同种类稀土阳离子对 α -SiAlON 致密化行为的影响,发现随着稀土阳离子半径增大,最终相中 α' 相会减少,导致材料硬度下降。ROSENFLANZ A 等^[19]研究了 1 950 °C 退火温度下不同稀土阳离子(Yb、Nd 和 Y)稳定的 α' 相的稳定性(图 3)。图 3 表明,对于离子半径较大的稀土阳离子, α' 相的区域较小^[19],其中, Yb 和 Nd 代表已知可稳定 α' 相的稀土阳离子的大小两端,而 Y 是作为参考。研究表明, α' 相的稳定性随稀土阳离子的离子半径增大而减小。CAMUSCU N 等^[50]做了类似的退火实验,并发现在 1 450 °C 的长期热处理下, Y 和 Yb 可以产生稳定的 α' 相,而 Nd 的稳定性较差,在 1 450 °C 的长时间热处理下会分解为结晶相。上述的实验结果表明,对于为高温应用设计的单相 α -或复相 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON 材料,选用离子半径较小的稀土元素作为稳定阳离子是最佳选择。

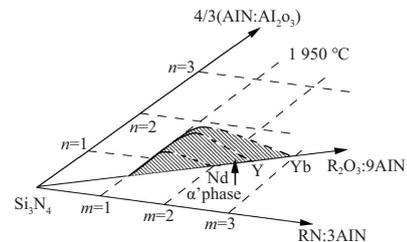


图 3 1 950 °C 下 α' -SiAlON 平面上的相图

2.2 α -SiAlON 固溶参数 m 、 n 值

α -SiAlON 固溶参数 m 、 n 值代表 α -SiAlON 固溶体中有 $(m+n)$ 个 Si-N 键被 m 个 Al-N 键与 n 个 Al-O 键替代。

KURAMA S 等^[51]发现,初始组分中的 m 、 n 值与烧结时瞬态液相的量有关。当 m 、 n 值较低时(m 、 $n < 1$),烧结时的瞬态液相含量较低,需要辅以更多的烧结助剂促进致密化;在低 m 、 n 值组分下, x 值的实际测定值与初始设定值偏差较大;烧结助剂的量对 x 值没有影响。黄秋凤等^[52]研究了 m 值($m=1 \sim 1.8$, $n=1$)对 α -SiAlON 结构和力学性能的影响,发现 m 值增加会促进柱状 α -SiAlON 晶粒的形成,导致材料断裂韧性提高,硬度下降。AHMED B A 等^[53]研究了 m 、 n 值(0.6~1.6、0.4~1.6)对 Ca-($\alpha+\beta$)-SiAlON 材料性能的影响。观察到 m 值的增加(较高的 Ca 含量)促进了 α -SiAlON 的形成;而 n 值的增加(较高的氧化物含量)促进了 β -SiAlON 和 AlN 多型体的形成,导致断裂韧性增加及硬度降低。

2.3 β -SiAlON 固溶参数 z 值

β -SiAlON 的通式为 $\text{Si}_{6-z}\text{Al}_z\text{O}_2\text{N}_{8-z}$ ($0 < z \leq 4.2$),由部分的 Si-N 键被等量的 Al-O 键替代所形成。 z 值的大小反映了 β -SiAlON 固溶体中各组分的含量,低 z 值的 SiAlON 陶瓷力学性能与 β - Si_3N_4 陶瓷相似,而高 z 值的 SiAlON 陶瓷则具有类似于 Al_2O_3 陶瓷的性能^[54]。大量的研究表明, z 值对 SiAlON 陶瓷的力学性能和加工性能方面有重要影响。

KUMAR R 等^[55]研究了不同 z 值($z=0.1 \sim 0.6$)的 β -SiAlON 及 ($\alpha+\beta$)-SiAlON 材料的摩擦磨损性能,发现此范围内高 z 值材料的磨损率更低。YIN L 等^[56]研究了不同 z 值($z=1, 4$)的 β -SiAlON-ZrN 的摩擦磨损性能。观察到 $z=4$ 的 β -SiAlON-ZrN 有大量组成复杂的晶间相,这降低了材料的力学性能,也使得其摩擦磨损性能弱于 $z=1$ 的 β -SiAlON-ZrN 复合陶瓷材料。但 SUN Q C 等^[57]发现,在 800 °C 时,复合材料的磨损率随 z 值($z=1 \sim 4$)的增加而降低,这归因于在 z 值较高的 β -SiAlON 中具有更多的 Al_2O_3 ,并在滑动过程更容易发生化学反应。PETTERSSON P 等^[58]发现,不同 z 值($z=0.6 \sim 3.0$)的 β -SiAlON 材料的抗热震性能随 z 值上升而下降。EKSTRÖM T 等^[59]研究了 z 值在 0.1~4.2 范围内 β -SiAlON 材料的力学性能,发现当 z 值 > 1 时其硬度和断裂韧性随 z 值增大而减小。YI X M 等^[25]研究不同 z 值为 ($z=1, 2, 3$)的 β -SiAlON 在高温 1000 °C~1400 °C 下的氧化动力学,发现 z 值较低的 β -SiAlON 可以在高温下形成致密的保护氧化层,而对于 z 值较高的 β -SiAlON,氧化层中有更多的孔隙,低 z 值的 β -SiAlON 耐热性能更佳。然而,RAMESH R 等^[60]发现 $z=2 \sim 3$ 的 β -SiAlON 材料具有比其他 z 值的 β -SiAlON 材料更好的抗氧化性能。这种差异可能与二者烧结助剂的添加量有关,因为氧化速率与液相的体积和黏度相关。ACIKBAS N C 等^[61]发现, z 值的大小还会影响 ($\alpha+\beta$)-SiAlON-TiN 材料晶间相类型和结晶度。当 z 值低(0.3~0.4)时,稳定的晶间相为 Jss 相,随着 z 值的增加且超过 0.74,晶间相的结晶趋势降低,随着 z 值的进一步增加(0.8~1.1),稳定相为 YbAG;材料的硬度和断裂韧性都随着 z 值增加略微下降,但 $\alpha : \beta$ 相比比 z 值对力学性能影响更大;在 0.3~1.1 范围内,高 z 值的 ($\alpha+\beta$)-SiAlON-TiN 材料具有更好的结晶度和稳定的晶间相。

3 SiAlON 陶瓷刀具材料添加剂研究现状

3.1 烧结助剂

SiAlON 陶瓷由于 Si-N 共价键键能很强,且 Si_3N_4 扩散性低,在烧结中往往要添加烧结助剂以促进致密化。SiAlON 陶瓷的烧结助剂一般为稀土氧化物或金属氧化物,其中稀土氧化物应用最为广泛。在单相 β -SiAlON 材料烧结过程中,稀土氧化物烧结助剂通常不溶于 β -SiAlON 结构但可以增加液相含量以促进烧结。而在单相 α -或复相 ($\alpha+\beta$)-SiAlON 材料的烧结过程中,稀土氧化物烧结助剂不仅可以充当液相也可以容纳在形成 α -SiAlON 的 α - Si_3N_4 晶格中,降低烧结后的瞬时液相含量,从而减少残余的晶界玻璃^[11]。过量的烧结助剂会以残余 M-Si-Al-O-N 晶间玻璃相存在,这会降低材料的力学和化学性能^[62]。

ESER O 等^[32]研究了不同 Y_2O_3 烧结助剂含量(3.5 wt.%、5 wt.%)对烧结 β -SiAlON 的影响,发现选择低含量的烧结助剂可以减少样品中非晶态晶间相的含量从而提高样品的硬度。ESER O 等^[33]研究了以 Y_2O_3 为烧结助剂对气压烧结 ($\alpha+\beta$)-SiAlON 的影响。当 Y_2O_3 的含量从 2.5 wt.% 上升到 5.5 wt.% 时,其促进了烧结中 α' 相的形成,使得最终相中 $\alpha : \beta$ 相比由 11 : 89 变为 50 : 50,导致样品硬度上升,断裂韧性下降。JOSHI B 等^[63]同样研究了添加 Y_2O_3 (0~2 wt.%)对热压烧结 Mg-($\alpha+\beta$)-SiAlON 性能的影响。研究表明,当 Y_2O_3 的含量由 0 逐渐提升到 1 wt.% 时, α -SiAlON 的含量由 64.50 vol.% 提升到 97.68 vol.%,但当 Y_2O_3 的含量为 2 wt.% 时, α -SiAlON 的含量降到 2.73 vol.%,主要组分被 β -SiAlON 所替代。这是由于过量的 Y_2O_3 促进了液相烧结并影响 α -SiAlON 的稳定性,导致 α -SiAlON 转化为 β -SiAlON。LI Y J 等^[64]研究了添加 Sm_2O_3 对无压烧结 β -SiAlON 的影响,发现 Sm_2O_3 显著改善了 β -SiAlON 的致密度和力学性能,在含量为 4 wt.% 时效果最佳。

除了单一烧结助剂外,许多学者也研究了多元烧结助剂系统对烧结 SiAlON 陶瓷的影响。ÇALIŞKAN F 等^[65]研究了氟化物 ($\text{MgF}_2 + \text{Y}_2\text{O}_3$) 与氧化物 ($\text{MgO} + \text{Y}_2\text{O}_3$) 烧结助剂系统对无压烧结 β -SiAlON 性能的影响。研究表明,氟化物可以起到网络修饰体 (network modifier) 的作用,降低 M-Si-Al-O-N 玻璃相液相烧结的熔点温度,使得 β -SiAlON 在低温下可以实现更高的致密化,并获得更好的力学性能。CALIS ACIKBAS N 等^[54]研究了三元烧结助剂中阳离子类型,晶间相含量和阳离子摩尔比对 ($\alpha+\beta$)-SiAlON-TiN 复合陶瓷 z 值和晶间相结晶的影响。其中,在烧结助剂中以 Y_2O_3 、 Yb_2O_3 或 Er_2O_3 来提升 α -SiAlON 相的稳定性和硬度,以 Sm_2O_3 来提升 β -SiAlON 晶粒的长径比从而改善断裂韧性,以 CaO 来防止 α -SiAlON 转化为 β -SiAlON。研究表明,当阳离子摩尔比为 9Er : 0.5Sm : 0.5Ca,晶间相含量为 2.5 mol.% 时,获得的材料性能最佳。另外,阳离子类型对 z 值没有影响,但阳离子的尺寸对晶间相结晶有影响,添加 Er 和 Yb 离子的

复合陶瓷结晶度比添加 Y 离子的高;烧结助剂含量减少会导致 β -SiAlON 的含量和 z 值增大,但也会使得晶间相的结晶度降低;提高 Sm 离子的含量可以使得 β -SiAlON 的 z 值增大,但也会使得晶间相中“黄长石”相的结晶度变大。

3.2 增强增韧相

增强增韧相的加入主要是为了提高 SiAlON 陶瓷材料的力学性能。表 2 总结了一部分的 SiAlON 基复合陶瓷材料的力学性能。ACIKBAS N C 等^[66]发现,添加 TiN 颗粒对 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON-TiN 复合材料硬度影响不大,但可以提升材料的断裂韧性。当 TiN 含量为 25 wt.%, $(\alpha+\beta)$ -SiAlON-TiN 的断裂韧性最佳。裂纹挠曲、裂纹桥联、穿晶断裂和裂纹分支是 TiN 颗粒的主要增韧机理(图 4)^[61]。此外,当温度超过 700 °C 时, $(\alpha+\beta)$ -SiAlON-TiN 会发生被动氧化生成 TiO₂ 修复裂纹,提升材料的抗热震性能。ÇELIK A 等^[6]研究了 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON-TiN 复合陶瓷铣刀高速铣削加工镍基高温合金 Inconel718 的切削机理,发现 TiN 颗粒的添加提高了 SiAlON 刀具在高温下对镍基高温合金 Inconel718 的化学稳定性。NEKOUÉE K A 等^[67]以 TiO₂ 粉末为前驱体通过 SPS 烧结制备了 β -SiAlON-TiN,发现 TiO₂ 可以与其他前驱体反应转化为 TiN,改善液相烧结,并将烧结温度从 1 700 °C 降低到 1 595 °C。SUN Q C 等^[68]以 SnO₂ 粉末为前驱体通过 SPS 烧结制备了 β -SiAlON-Sn,发现添加 SnO₂ 粉末降低了致密化温度并提升了断裂韧性,在 800 °C 下 β -SiAlON-Sn (20 wt.%) 的磨损率比纯 β -SiAlON 材料降低了 20 倍。添加 ZrN 颗粒的增韧机理与 TiN 颗粒相似。YIN L 等^[23]研究了添加 ZrN 颗粒(3~50 wt.%)对 β -SiAlON 陶瓷性能的影响,发现 β -SiAlON-ZrN 复合陶瓷的硬度在 ZrN 比例为 20 wt.% 时达到最大,之后随着添加比例的升高而降低。 β -SiAlON-ZrN 的断裂韧性随 ZrN 比例的升高而升高,在 50 wt.% 时达到最大。

表 2 一部分 SiAlON 基复合陶瓷材料力学性能

材料	维氏硬度/GPa	断裂韧性/ (MPa·m ^{1/2})
α -SiAlON/cBN ^[69]	21.3	4.6
β -SiAlON/cBN ^[70]	16.0	—
β -SiAlON/ZrN ^[23]	15.4	5.0
β -SiAlON/TiN ^[67]	14.6	6.3
β -SiAlON/SiC ^[74]	17.1	8.7
β -SiAlON/WC ^[73]	18.8	5.9
β -SiAlON/MoSi ₂ ^[73]	14.5	6.3
$(\alpha+\beta)$ -SiAlON/WC ^[73]	18.5	6.1
$(\alpha+\beta)$ -SiAlON/TiN ^[66]	16.1	8.0
$(\alpha+\beta)$ -SiAlON/Ti(C,N) ^[73]	18.4	6.1

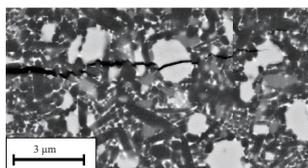


图 4 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON-TiN 复合材料
裂纹拓展行为 BSE-SEM 模式图

GARRETT J C 等^[69]研究了添加 cBN(0~30 vol.%)对 SPS 烧结 α -SiAlON-cBN 的影响,发现 cBN 提升了材料的断裂韧性但降低了硬度和致密度。提升烧结温度可以促进材料的致密化,但同时也促进了氮化硼从亚稳超硬立方结构到软六角形结构的相变。HOTTA M 等^[70]研究了 cBN 含量(0~50 vol.%)对 β -SiAlON-cBN 复合材料致密化和相变的影响,发现添加 10~30 vol.% 的 cBN 促进了 β -SiAlON 在低温下的致密化,但当 cBN 含量超过 40 vol.% 时,致密化则会被抑制。在 β -SiAlON 基体内,cBN 的相变变弱,在 1 900 °C 其全部转化为 hBN。CINAR A 等^[71]发现,掺杂石墨烯纳米片(GNPs,2~8 wt.%)增加了 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON 的断裂韧性,但是同时降低了硬度。MALLIK A K 等^[72]研究添加 SiC 颗粒对 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON 陶瓷磨损性能的影响。 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON-SiC 的摩擦磨损性能优于 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON,并观察到在复合材料磨损表面上形成二氧化硅辊状结构。BITTERLICH B 等^[73]研究了添加 SiC、WC、MoSi₂ 和 Ti(C,N) 颗粒对 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON 的影响,实验表明含有 10 vol.% 的 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON-SiC 复合材料表现出最佳的磨损性能。WC 和 MoSi₂ 在 SiAlON 基底中并不稳定,WC 容易分解生成 SiC、W 或 SiW,而 MoSi₂ 容易转变为 Mo₅Si₃ 和 Si₃N₄。这种转变会导致增强相的组分以及 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON 相比的变化,进而对复合材料的性能有极大的影响。其中增加 WC 的含量会促进 α' 相的生成,而增加 MoSi₂ 的含量会促进 β' 相的生成。此外,增加 Ti(C,N) 颗粒含量从 0 vol.%~30 vol.% 时,观察到 SiAlON 复合材料的 α/β 比从 20:80 提高到 66:44,这是由于增加 Ti(C,N) 提升了烧结添加剂的含量所导致的。

4 总结与展望

SiAlON 陶瓷固溶关系复杂,其烧结特性、相的转换、微观结构及力学性能与其制备方式和材料组分息息相关。掌握其之间的联系和规律是制备优异性能 SiAlON 陶瓷刀具的关键。从现有文献看:

1) 粉末制备方式的不同会直接影响生产成本与 SiAlON 陶瓷性能;在初始粉末中选用 α -Si₃N₄ 粉末可以加快烧结中 SiAlON 相的形成;较细的粉末粒径可以促进大部分烧结方式下 SiAlON 陶瓷材料的致密化。

2) 压力烧结方式制备的 SiAlON 陶瓷材料具有更优的致密度与力学性能,而无压烧结可以实现大批量工业化生产及复杂结构陶瓷材料的制备;不同热处理温度与特定条件下可以实现 SiAlON 陶瓷中 $\alpha' \leftrightarrow \beta'$ 相的可逆转变,适当的热处理工艺可以改善 SiAlON 陶瓷材料的性能。

3) SiAlON 陶瓷的烧结特性和性能与组分密切相关;对于单相 α -与复相 $(\alpha+\beta)$ -SiAlON 陶瓷,选用离子半径较小的稀土元素作为稳定阳离子具有更好的高温稳定性; α' 相的 m, n 值会影响 SiAlON 陶瓷的烧结行为与最终相的组成; β' 相的 z 值与 SiAlON 陶瓷的力学性能、抗氧化性能和晶间相类型结晶度等密切相关。

4) SiAlON 陶瓷的烧结助剂(类型与含量)、组分(稳定阳离子、固溶参数与相比)和 SiAlON 陶瓷微结构与性能存在多层次关系;对不同组分 SiAlON 陶瓷材料而言,不同

烧助剂含量会对材料的烧结行为造成不同影响,并改变最终相的组成与材料性能;多元烧助剂系统可以更细致地调控 SiAlON 陶瓷材料的微观结构与组成。

5)在添加增强增韧相的研究中,多集中在对 SiAlON 陶瓷力学性能的影响上,对 SiAlON 陶瓷材料的高温性能研究较少;一部分增强增韧相如 WC 或 MoSi₂等,在 SiAlON 基底中并不稳定,并会强烈影响 SiAlON 复合材料的 α/β 相比和材料性能,在研究中需要进一步探讨反应机理。

参考文献:

- [1] IZHEVSKIY V A, GENOVA L A, BRESSIANI J C, et al. Progress in SiAlON ceramics [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2000, 20(13):2275-2295.
- [2] MOLAEKIYA F, ARAMESH M, VELDHUIS S C. Chip formation and tribological behavior in high-speed milling of IN718 with ceramic tools[J]. Wear, 2020, 446/447:203191.
- [3] SUN J F, HUANG S, DING H T, et al. Cutting performance and wear mechanism of SiAlON ceramic tools in high speed face milling GH4099 [J]. Ceramics International, 2020, 46(2):1621-1630.
- [4] ÇELİK A. Dopant-dependent diffusion behavior of SiAlON ceramics against Inconel 718 superalloy [J]. Ceramics International, 2018, 44(14):17440-17446.
- [5] HAO Z P, FAN Y H, LIN J Q, et al. New observations on wear mechanism of self-reinforced SiAlON ceramic tool in milling of Inconel 718[J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2017, 17(3):467-474.
- [6] ÇELİK A, SERT ALAĞAÇ M, TURAN S, et al. Wear behavior of solid SiAlON milling tools during high speed milling of Inconel 718[J]. Wear, 2017, 378/379:58-67.
- [7] ZHENG G M, ZHAO J, CHENG X, et al. Experimental investigation on SiAlON ceramic inserts for ultra-high-speed milling of inconel 718 [J]. Materials and Manufacturing Processes, 2016, 31(5):633-640.
- [8] TU G Z, WU S H, LIU J, et al. Cutting performance and wear mechanisms of SiAlON ceramic cutting tools at high speed dry turning of gray cast iron[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2016, 54:330-334.
- [9] ÇELİK A, LAZOĞLU I, KARA A, et al. Investigation on the performance of SiAlON ceramic drills on aerospace grade CFRP composites [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 223:39-47.
- [10] ÇELİK A, LAZOĞLU I, KARA A, et al. Wear on SiAlON ceramic tools in drilling of aerospace grade CFRP composites[J]. Wear, 2015, 338/339:11-21.
- [11] KSHETRI Y K, HOON J S, KIM T H, et al. Yb³⁺, Er³⁺ and Tm³⁺ doped α -SiAlON as upconversion phosphor[J]. Journal of Luminescence, 2018, 204:485-492.
- [12] 涂桂朝, 伍尚华, 刘佳. 柱状晶 α -SiAlON 陶瓷的研究进展[J]. 中国陶瓷, 2015, 51(11):5-9.
- [13] CHUN S, MIN B K, KIM S. Effects of milling media on the mechanical properties of gas pressure sintered α/β -SiAlON[J]. Metals and Materials International, 2014, 20(6):1011-1016.
- [14] 顾辉. 晶界非晶结构对 SiAlON 陶瓷多层次相关关系的调控:回顾与展望[J]. 无机材料学报, 2018, 33(2):147-152.
- [15] 徐伟伟, 袁军堂, 殷增斌, 等. 氮化硅陶瓷材料微波烧结研究现状[J]. 硅酸盐通报, 2017, 36(1):71-76.
- [16] ACIKBAS N C, KUMAR R, KARA F, et al. Influence of β -Si₃N₄ particle size and heat treatment on microstructural evolution of α : β -SiAlON ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2011, 31(4):629-635.
- [17] LEE D D, KANG S J L, PETZOW G, et al. Effect of α to β (β') phase transition on the sintering of silicon nitride ceramics [J]. Journal of the American Ceramic Society, 1990, 73(3):767-769.
- [18] LEE S K, LEE K S, LAWN B R, et al. Effect of starting powder on damage resistance of silicon nitrides[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1998, 81(8):2061-2070.
- [19] ROSENFLANZ A, CHEN I W. Kinetics of phase transformations in SiAlON ceramics; II. reaction paths [J]. Journal of the European Ceramic Society, 1999, 19(13/14):2337-2348.
- [20] EKSTRÖM T, INGELSTRÖM N, BRAGE R, et al. α - β SiAlON ceramics made from different silicon nitride powders[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1988, 71(12):1164-1170.
- [21] LI Y W, WANG P L, CHEN W W, et al. Phase formation and microstructural evolution of Ca α -SiAlON using different Si₃N₄ starting powders[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2000, 20(11):1803-1808.
- [22] AL MALKI M M, KHAN R M A, HAKEEM A S, et al. Effect of Al metal precursor on the phase formation and mechanical properties of fine-grained SiAlON ceramics prepared by spark plasma sintering[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(5):1975-1983.
- [23] YIN L, JONES M I. The formation and properties of SiAlON-ZrN composites produced by reaction bonding combined with post gas-pressure sintering[J]. Ceramics International, 2018, 44(9):10753-10761.
- [24] YEH C L, SHENG K C. Effects of α -Si₃N₄ and AlN addition on formation of α -SiAlON by combustion synthesis[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(2):529-534.
- [25] YI X M, ZHANG W G, AKIYAMA T. Thermal conductivity of β -SiAlONs prepared by a combination of combustion synthesis and spark plasma sintering [J]. Thermochemica Acta, 2014, 576:56-59.
- [26] YI X M, WATANABE K, AKIYAMA T. Fabrication of dense β -SiAlON by a combination of combustion synthesis (CS) and spark plasma sintering (SPS) [J]. Intermetallics, 2010, 18(4):536-541.
- [27] JIANG J X, WANG P L, HE W B, et al. Eu stabilized α -SiAlON ceramics derived from SHS-synthesized powders [J]. Materials Letters, 2005, 59(2/3):205-209.
- [28] 杨建, 薛向欣, 王文忠. SiAlON 基陶瓷制备方法综述 [J]. 材料导报, 2001, 15(5):23-25, 29.
- [29] HUANG J T, MIAO Y P, ZHANG M, et al. Hot-pressed sintered Ca- α -SiAlON ceramics with grains from short prismatic to elongated morphology synthesized via carbothermal reduction and nitridation [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 767:90-97.
- [30] O'LEARY B G, MACKENZIE K J D. Inorganic polymers (geopolymers) as precursors for carbothermal reduction and nitridation (CRN) synthesis of SiAlON ceramics [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2015, 35(10):2755-2764.
- [31] ROSENFLANZ A, CHEN I W. Kinetics of phase transformations

- in SiAlON ceramics; I. effects of cation size, composition and temperature [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 1999, 19(13/14):2325-2335.
- [32] ESER O, KURAMA S. A comparison of sintering techniques using different particle sized β -SiAlON powders[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, 32(7):1343-1347.
- [33] ESER O, KURAMA S. The effect of the wet-milling process on sintering temperature and the amount of additive of SiAlON ceramics[J]. *Ceramics International*, 2010, 36(4):1283-1288.
- [34] SHAHEDI ASL M, NAYEBI B, AHMADI Z, et al. Fractographical characterization of hot pressed and pressureless sintered SiAlON-doped ZrB_2 -SiC composites[J]. *Materials Characterization*, 2015, 102:137-145.
- [35] YIN Z B, YUAN J T, WANG Z H, et al. Preparation and properties of an $Al_2O_3/Ti(C, N)$ micro-nano-composite ceramic tool material by microwave sintering [J]. *Ceramics International*, 2016, 42(3):4099-4106.
- [36] CHOCKALINGAM S, TRAVER H K. Microwave sintering of β -SiAlON-ZrO₂ composites [J]. *Materials & Design*, 2010, 31(8):3641-3646.
- [37] 殷增斌, 袁军堂, 程寓, 等. 陶瓷材料微波烧结工艺与机理研究现状[J]. *硅酸盐通报*, 2016, 35(5):1492-1497.
- [38] BARTEK A, EKSTROM T, HERBERTSSON H, et al. Yttrium alpha-SiAlON ceramics by hot isostatic pressing and post-hot isostatic pressing[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1992, 75(2):432-439.
- [39] OLSSON P O, EKSTRÖM T. HIP-sintered β - and mixed α - β SiAlONs densified with Y₂O₃ and La₂O₃ additions[J]. *Journal of Materials Science*, 1990, 25(3):1824-1832.
- [40] SANTOS C, KELLY C A, RIBEIRO S, et al. A-SiAlON-SiC composites obtained by gas-pressure sintering and hot-pressing [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 189(1/2/3):138-142.
- [41] WANG B X, WANG Z H, YIN Z B, et al. Preparation and properties of the VC/Cr₃C₂/TaC doped ultrafine WC-Co tool material by spark plasma sintering [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 816:152598.
- [42] NEKOUEE K A, KHOSROSHAHI R A. Preparation and characterization of β -SiAlON/TiN nanocomposites sintered by spark plasma sintering and pressureless sintering[J]. *Materials & Design*, 2016, 112:419-428.
- [43] THOMPSON D P. New grain-boundary phases for nitrogen ceramics [J]. *MRS Online Proceedings Library*, 1992, 287(1):79-92.
- [44] MANDAL H, THOMPSON D P, EKSTRÖM T. Reversible $\alpha \rightleftharpoons$ SiAlON transformation in heat-treated SiAlON ceramics [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 1993, 12(6):421-429.
- [45] CARMAN A, PERELOMA E, CHENG Y B. Reversible $\alpha' \leftrightarrow \beta'$ transformation in a textured Sm-SiAlON ceramic [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2011, 31(6):1165-1175.
- [46] CARMAN A, PERELOMA E, CHENG Y B. Reversible $\alpha' \leftrightarrow \beta'$ transformation in preferentially oriented SiAlON ceramics [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2006, 26(8):1337-1349.
- [47] CALIS ACIKBAS N, YURDAKUL H, MANDAL H, et al. Effect of sintering conditions and heat treatment on the properties, microstructure and machining performance of α - β -SiAlON ceramics [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, 32(7):1321-1327.
- [48] HERRMANN M, HÖHN S, BALES A. Kinetics of rare earth incorporation and its role in densification and microstructure formation of α -SiAlON [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, 32(7):1313-1319.
- [49] BANDYOPADHYAY S, HOFFMANN M J, PETZOW G. Effect of different rare earth cations on the densification behaviour of oxygen rich α -SiAlON composition [J]. *Ceramics International*, 1999, 25(3):207-213.
- [50] CAMUŞ CU N, THOMPSON D P, MANDAL H. Effect of starting composition, type of rare earth sintering additive and amount of liquid phase on $\alpha \rightleftharpoons \beta$ SiAlON transformation [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 1997, 17(4):599-613.
- [51] KURAMA S, HERRMANN M, MANDAL H. The effect of processing conditions, amount of additives and composition on the microstructures and mechanical properties of α -SiAlON ceramics [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2002, 22(1):109-119.
- [52] 黄秋凤, 单英春, 徐久军. 成分对 α -SiAlON 陶瓷微观结构及力学性能的影响 [J]. *大连海事大学学报*, 2008, 34(增刊1):4-6.
- [53] AHMED B A, HAKEEM A S, LAOUI T. Effect of nano-size oxy-nitride starting precursors on spark plasma sintering of calcium SiAlONs along the $\alpha/(\alpha+\beta)$ phase boundary [J]. *Ceramics International*, 2019, 45(7):9638-9645.
- [54] CALIS ACIKBAS N, DEMIR O. The effect of cation type, intergranular phase amount and cation mole ratios on z value and intergranular phase crystallization of SiAlON ceramics [J]. *Ceramics International*, 2013, 39(3):3249-3259.
- [55] KUMAR R, CALIS ACIKBAS N, KARA F, et al. Microstructure - mechanical properties - wear resistance relationship of SiAlON ceramics [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(10):2319-2332.
- [56] YIN L, GAO W, JONES M I. Wear behaviour and electrical conductivity of β -SiAlON-ZrN composites fabricated by reaction bonding and gas pressure sintering process [J]. *Ceramics International*, 2019, 45(2):2266-2274.
- [57] SUN Q C, YANG J, YIN B, et al. Dry sliding wear behavior of β -SiAlON ceramics at wide range temperature from 25 to 800 °C [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, 37(15):4505-4513.
- [58] PETERSSON P, SHEN Z J, JOHNSSON M, et al. Thermal shock properties of β -SiAlON ceramics [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2002, 22(8):1357-1365.
- [59] EKSTRÖM T, KÄLL P O, NYGREN M, et al. Dense single-phase β -SiAlON ceramics by glass-encapsulated hot isostatic pressing [J]. *Journal of Materials Science*, 1989, 24(5):1853-1861.
- [60] RAMESH R, BYRNE P, HAMPSHIRE S, et al. Kinetics of weight changes and morphological developments during oxidation of pressureless sintered β -SiAlONs [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 1997, 17(15/16):1901-1909.

表3 RWSecVibratPSO与PSO结果对比表

算法	单位:h		
	最大值	最小值	平均值
RWSecVibratPSO	67.100	63.250	65.695
PSO	71.000	64.350	67.715

由表3可知,本文提出的算法相比于PSO算法具有较强的鲁棒性和搜索性,在处理DMPPSP问题方面能力更优。

4 结语

本文针对DMPPSP,将其转化为DFJSP,提出了基于二阶振荡的随机权重混合粒子群算法。首先明确了要研究的问题,构建了DFJSP的数学模型;其次确定了算法的整体框架,将FJSP嵌套于FMU选择中进行求解;再者,设计了基于二阶振荡的随机权重混合粒子群算法,采用随机权重平衡全局和局部搜索能力,利用学习因子的二阶振荡提高全局搜索能力;最后,通过实例仿真,验证了本文算法的有效性和优越性。

参考文献:

- [1] 李伯虎,张霖,任磊,等.再论云制造[J].计算机集成制造系统,2011,17(3):449-457.
- [2] 吴秀丽,刘夏晶.差分进化算法求解分布式柔性作业车间调度问题[J].计算机集成制造系统,2019,25(10):2539-2558.
- [3] 张喆,刘阶萍,张予昊.基于BP神经网络的不确定性动态Job-shop调度研究[J].机械制造与自动化,2019,48(5):121-125,139.
- [4] CHAOUCH I, DRISS O B, GHEDIRA K. A novel dynamic assignment rule for the distributed job shop scheduling problem using a hybrid ant-based algorithm[J]. Applied Intelligence, 2019, 49(5):1903-1924.
- [5] MARZOUKI B, DRISS O B, GHÉDIRA K. Solving distributed and flexible job shop scheduling problem using a chemical reaction optimization metaheuristic[J]. Procedia Computer Science, 2018, 126:1424-1433.
- [6] 吴锐,郭顺生,李益兵,等.改进人工蜂群算法求解分布式柔性作业车间调度问题[J].控制与决策,2019,34(12):2527-2536.
- [7] 吴静,罗杨.动态调整惯性权重的粒子群算法优化[J].计算机系统应用,2019,28(12):184-188.

收稿日期:2020-07-03

(上接第8页)

- [61] ACIKBAS N C, KARA F. The effect of z value on intergranular phase crystallization of α_1/β_1 -SiAlON-TiN composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(3):923-930.
- [62] LAN Y L, LI J Q, CHEN Q Z, et al. Mechanical properties and thermal conductivity of dense β -SiAlON ceramics fabricated by two-stage spark plasma sintering with Al_2O_3 -AlN- Y_2O_3 additives[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(1):12-18.
- [63] JOSHI B, GYAWALI G, WANG H, et al. Thermal and mechanical properties of hot pressed translucent Y_2O_3 doped Mg- α/β -SiAlON ceramics[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 557:112-119.
- [64] LI Y J, LIU D H, ZENG C F, et al. Effects of Sm_2O_3 content on the microstructure and mechanical properties of post-sintered reaction-bonded β -SiAlON[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, 25(3):1143-1149.
- [65] ÇALIŞKAN F, TATLI Z, GENSON A, et al. Pressureless sintering of β -SiAlON ceramic compositions using fluorine and oxide additive system[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2012, 32(7):1337-1342.
- [66] ACIKBAS N C, TEGMEN S, OZCAN S, et al. Thermal shock behaviour of α/β -SiAlON-TiN composites[J]. Ceramics International, 2014, 40(2):3611-3618.
- [67] NEKOUÉE K A, KHOSROSHAHI R A. Sintering behavior and mechanical properties of spark plasma sintered β -SiAlON/TiN nanocomposites[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2016, 61:6-12.
- [68] SUN Q C, YANG J, YU Y, et al. The novel SiAlON-sn composite with high toughness and wear resistance prepared at a lower-temperature[J]. Tribology International, 2020, 147:106239.
- [69] GARRETT J C, SIGALAS I, HERRMANN M, et al. cBN reinforced $Y-\alpha$ -SiAlON composites[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2013, 33(11):2191-2198.
- [70] HOTTA M, GOTO T. Densification and phase transformation of β -SiAlON-cubic boron nitride composites prepared by spark plasma sintering[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2009, 92(8):1684-1690.
- [71] CINAR A, BASKUT S, SEYHAN A T, et al. Tailoring the properties of spark plasma sintered SiAlON containing graphene nanoplatelets by using different exfoliation and size reduction techniques: anisotropic mechanical and thermal properties[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(4):1299-1310.
- [72] MALLIK A K, REDDY K M, ACIKBAS N C, et al. Influence of SiC addition on tribological properties of SiAlON[J]. Ceramics International, 2011, 37(7):2495-2504.
- [73] BITTERLICH B, BITSCH S, FRIEDERICH K. SiAlON based ceramic cutting tools[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2008, 28(5):989-994.
- [74] LIN M T, CHEN G R, YANG Y X, et al. Microstructure and room-temperature mechanical properties of β -SiAlON/SiC nanocomposites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 433(1/2):329-333.

收稿日期:2021-05-12