http://pmse.scu.edu.cn

脉振致密作用对超高分子量聚乙烯结构与性能的影响

周 峰[1], 肖正杰[1], 宋伟华[2], 胡松喜[1,3], 李 璞[1,3,4], 杨森泉[1], 李 坚[1], 吴伟辉[1]

(1. 韶关学院 智能工程学院, 广东 韶关 512005; 2. 韶关学院图书馆, 广东 韶关 512005;
3. 华南理工大学聚合物新型成型装备国家工程研究中心 广东省高分子先进制造技术及装备重点实验室, 广东 广州 510640;
4. 广东摩德娜科技股份有限公司, 广东 佛山 528222)

摘要:超高分子量聚乙烯(UHMWPE)静态模压(CM)成型易因致密不良导致“困气”而产生缺陷,削弱制品力学性能。为此,以 CM 样品为参照,采用密度测试、差示扫描量热分析、扫描电子显微镜、原子力显微镜、拉伸性能、耐磨性能等表征与测试,探究了脉振模压成型(PVM)致密阶段的脉振压力对 UHMWPE 颗粒界面熔合的促进作用及其对微观结构与力学性能的影响机制。结果表明,致密阶段脉振力场可强制 UHMWPE 颗粒嵌合,并加剧局部产热弱化颗粒刚性,消除 UHMWPE 初生颗粒间及次级粒子孔隙,解决 CM 成型“困气”难题;微观结构显示,随着脉振频率提高至 5 Hz,170 ℃成型 PVM 样品(PVM-5 Hz)实现致密化,这有利于熔融热压阶段分子链在各级界面扩散与贯穿;相对于 210 ℃成型 CM 样品,PVM-5 Hz 的拉伸强度提升 15% 以上,磨损率降低约 30%,综合力学性能更优异,其强化机理主要归因于高频脉振诱导的界面无缺陷融合及低温成型保留的高结晶度特征。

关键词:超高分子量聚乙烯;脉振致密作用;微观结构;力学性能
中图分类号:TQ325.1^{+}2 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-7555(2026)07-0082-10

超高分子量聚乙烯(UHMWPE)制品兼具高力学强度、优异抗冲击性及耐磨损性,但其黏均分子量通常高于 150 万,熔体状态下分子链物理缠结严重,熔体黏度极高,几乎无流动性,导致输送、塑化及成型困难[1-3]。目前,模压成型是 UHMWPE 制品最成熟的加工方法之一,主要包括静态模压(CM)与动态模压两类[4-7]。

模压成型过程通常分为致密阶段、熔融热压阶段及冷却再结晶阶段。在致密阶段,粉体颗粒的随机堆积易形成较大孔隙,甚至大于相邻颗粒间隙[8-9],成为熔融热压阶段“困气”的主要诱因,最终导致制品存在缺陷。值得注意的是,UHMWPE 初生颗粒呈典型的“花椰菜”形貌,由大量次级粒子通过微纤连接而成,次级粒子间本征存在大量孔隙[10-11]。传统 CM 成型虽可通过提高致密压力削减颗粒间孔隙,但难以根除次级粒子间的间隙[6,12],成为制约制品性能的瓶颈。

Yilmaz 等[12]对比了致密阶段静态与动态压力对 UHMWPE 粉体压实效果的影响,研究表明,相较于静态压力,动态振动压力可促使颗粒相互嵌合,显著消除颗粒间大间隙,使冷压坯体密度提升 10%;经 210 ℃热压成型后,制品密度由 0.916 g/cm^3 增至 0.929 g/cm^3,弹性模量、拉伸强度、断裂伸长率及冲击强度均获改善。该研究虽证实了动态压力对颗粒

doi: 10.16865/j.cnki.1000-7555.2026.0120
收稿日期: 2025-07-16
基金项目: 广东省基础与应用基础研究基金(2025A1515012994, 2024A1515011701); 2025 年广东省普通高校自然科学类平台和项目重点领域项目(2025ZDZX2071); 韶关市科技计划项目(230330108034225); 韶关学院博士科研启动费项目(440-9900064702); 韶关学院重点科研项目(SZ2024KJ03, SZ2022KJ13); 国家自然科学基金资助项目(52105268); 华南理工大学聚合物新型成型装备国家工程研究中心广东省重点实验室开放课题(2020kfkt07); 广东省普通高校特色创新类项目(2024KTSCX066); 广东省重点建设学科科研能力提升项目(2022ZDJS051, 2021ZDJS070)
通讯联系人: 胡松喜, 主要从事超高分子量聚合物高效成型技术及过程控制研究, E-mail: 287370018@qq.com

间大间隙的消除作用,但未进一步揭示其对次级粒子间隙的消除机制、振动参数的调控规律及对力学性能提升的微观本质。

笔者此前已针对脉振模压(PVM)的成型压力、成型温度等工艺参数展开分析[13,14],证实脉振压力可促进 UHMWPE 颗粒界面熔合,加速熔融塑化,实现低温高效成型,但尚未对致密阶段脉振压力的作用机制展开研究。因此,本文以 CM 成型 UHMWPE 样品(CM-UHMWPE)为参照,重点研究了致密阶段脉振压力对 UHMWPE 结构与性能的影响,阐明了 PVM 样品力学性能提升的内在原因。

1　实验部分

1.1　原料与设备

UHMWPE 初生粉体:牌号 3040,黏均分子量约 4.5×10^6,上海化工研究院有限公司。如 Fig.1 所示,UHMWPE 颗粒呈花椰菜形貌,平均粒径为 100~150 μm,由尺寸约 50 μm 的次级粒子经微纤维连接而成,次级粒子间存在大量本征孔隙。

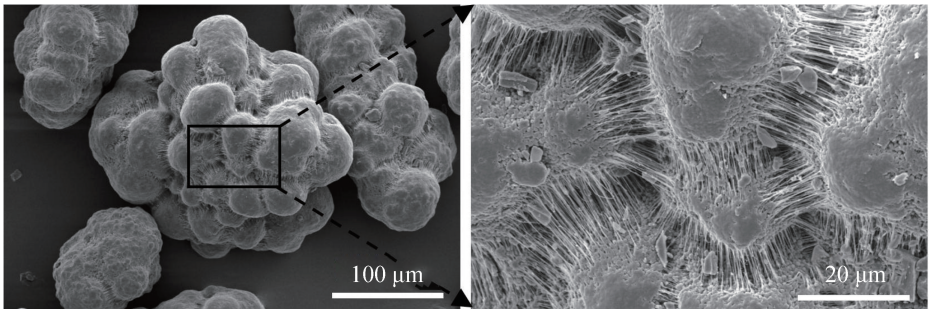


Fig. 1　SEM images of UHMWPE nascent powders

如 Fig.2(a)所示,样品采用自主搭建的脉振模压(PVM)成型装备制备。装备由偏心转子挤出机与脉振模压成型机组成[13,15]。首先利用偏心转子挤出机将 UHMWPE 粉体预热至 120 ℃(接近熔点),转入模压模具;致密阶段通过动模(上模)对预热粉体施加周期性脉冲振动压力场,强制颗粒摩擦及塑性变形产热,促进界面熔合,突破了 CM 单纯依赖热传导的熔融机制,实现 UHMWPE 低温高效成型[13,14]。

1.2　样品制备

CM 与 PVM 成型所用 UHMWPE 粉体均经偏心转子挤出机预热至 120 ℃。如 Fig.2(b)所示,参照国标 GB/T 21416.2—2008[13,16],CM 样品致密阶段施加静态压力,成型温度为 210 ℃,致密、熔融热压、冷却再结晶 3 阶段压力依次为 p_1 = 23 MPa,p_2 = 15 MPa,p_3 = 20 MPa,总成型周期为 60 min,记为 CM-210 ℃;为减少困气,预压前增设合模-开模排气工序,持续 2 min。

基于前期研究[14],PVM 成型温度设定为 170 ℃,压力基准值及幅值沿用已优化参数。为排除其他工艺干扰,PVM 总成型周期同为 60 min,熔融热压及冷却再结晶阶段工艺参数与 CM 完全一致(Fig.2(c)),致密阶段压力 p_1 = (20±3) MPa,熔融热压阶段压力 p_2 = 15 MPa,冷却再结晶阶段压力 p_3 = 20 MPa。本文重点考察致密阶段脉振频率的影响,按频率命名样品,如 1 Hz 样品记为 PVM-1 Hz。振动力场的强度由振动频率和幅值共同决定[13],因此,受限于液压系统额定压力及设定压力,本文最高脉振频率为 5 Hz。

1.3　测试与表征

1.3.1　拉伸性能测试:按照国标 GB/T 9341—2008《塑料　弯曲性能的测定》,采用标准模具,从模压成型板材样品(厚度 4 mm)冲裁出哑铃型拉伸样条,样条标距长度为 50 mm,宽度为 10 mm。在室温,按照国标 GB/T 1040.2—2018[14],采用力学通用试验机(5566 型,美国 Instron),以 50 mm/min 的拉伸速率进行拉伸实验;每个样品分别取 6 个样品进行测试。

1.3.2　耐磨性能测试:采用砂浆磨耗仪(JJFLT 系列,金建检测仪器有限公司)测试。样品在砂浆中以(1200±50) r/min 转动 4 h,全程砂浆温度低于 23 ℃。磨损率(W)按式(1)计算

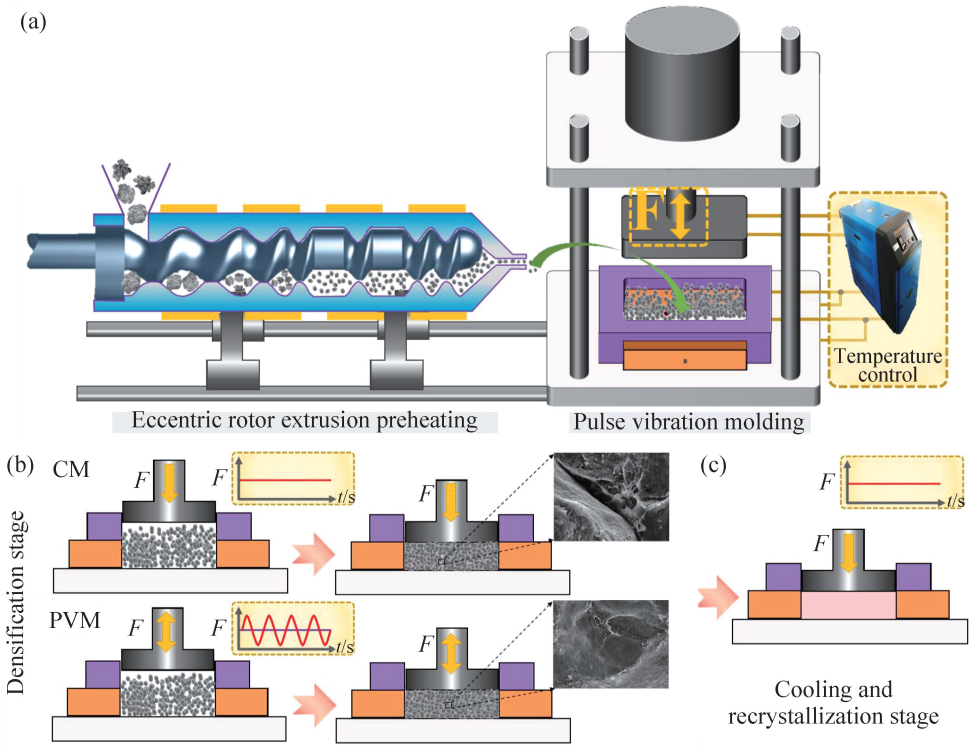


Fig. 2 Schematic diagram of pulse vibration molding (PVM): (a) composition of PVM equipment; (b) densification stage; (c) cooling and recrystallization stage

$$W_i = \frac{\Delta m_i}{m_{i1}} \quad (1)$$

式中：Δm_i——第 i 个试样磨损量，g；m_{i1}——实验前第 i 个试样质量，g；W——各试样磨损率（W_i）的算术平均值。

1.3.3 结晶度测试：采用差示扫描量热仪（DSC，Netzsch 204c 型，德国耐弛）分析。试样质量为（5±1）mg，在氮气气氛中以 10 ℃/min 的升温速率从 30 ℃加热至 190 ℃，得到第 1 次升温过程熔融焓与温度的曲线；氮气流速为 70 mL/min。

1.3.4 密度测试：采用液体静力称量法测试样品实际密度，取平均值及标准差。结合 DSC 测得的结晶质量分数，按式（2）计算理论密度（ρ_{theo}），通过与实测密度对比评估样品孔隙情况[6]。

$$\rho_{theo} = \frac{-\rho_c\rho_a}{X_c(\rho_c-\rho_a)-\rho_c} \quad (2)$$

式中：X_c——结晶质量分数；ρ_c——晶相密度，ρ_c = 0.999 g/cm^3；ρ_a——非晶相密度，ρ_a = 0.855 g/cm^3。

1.3.5 微观结构与形貌表征：采用扫描电子显微镜（SEM，Quanta FEG250 型，美国 FEI）观察样品脆断面及磨损表面微观形貌。将致密阶段模压 300 s 的 UHMWPE 样品和模压成型 UHMWPE 样品（脆断样品厚度为 4 mm，宽度为 10 mm），在液氮中浸泡至少 15 min，使其充分脆化，随后迅速取出，利用外力使其沿宽度方向断裂，获得新鲜的脆断面。所有待观察的脆断面和磨损表面均喷金处理，喷金厚度约为 5 nm，在加速电压 5 kV、工作距离 10 mm 条件下进行观察。

1.3.6 原子力显微分析：采用原子力显微镜（AFM，Dimension ICON 型，德国 Bruker）进行分析。为获得高质量图像，样品经超显微技术制样，在−110 ℃制备出极平整的观测表面。在 PeakForce Quantitative Nanomechanical Mapping（PF QNM）模式下采集模量二维图像[17]；以聚碳酸酯（PC，模量 2.3 GPa）为标样，基于 Derjaguin-Muller-Toporov（DMT）接触模型计算样品的弹性模量[17]。

2 结果与讨论

2.1 脉振致密程度

为直观对比致密阶段静态与脉振压力的排气致

密效果,分别在模压 300 s 后取样观察(Fig.3)。Fig.3(a)显示,静态模压样品颗粒虽已完全熔融,但边缘及顶针印处存在大量气泡,即出现典型“困气”现象。即便预压前增设合模-开模排气工序,静态压力仍无法彻底消除粉体随机堆积孔隙及次级颗粒间间隙,这是 CM 成型的技术顽疾,会导致制品存在缺陷。与之对比,170 ℃脉振模压 300 s 后(Fig.3(b)),UHMWPE 颗粒呈透明熔体状态,内部未见气泡,证明脉振压力可有效消除颗粒间及次级颗粒间间隙,解决 CM 困气难题,实现粉体排气致密。

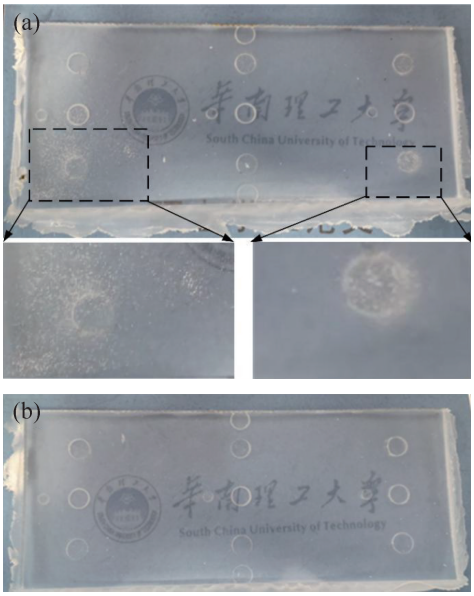


Fig. 3　Comparison of melt states during the molding process of UHMWPE: (a) CM for 300 s at 210 ℃; (b) PVM for 300 s at 170 ℃, and pulse frequency (f_1) = 5 Hz in the densification stage

为量化模压成型 UHMWPE 样品致密程度,采用液体静力称量法测试样品实际密度值,并结合 DSC 所获结晶度(Fig.4(a))计算理论密度值,再对比二者以评估样品是否存在空隙。如 Fig.4(b)所示,CM-210 ℃的理论密度明显高于实测密度,且实测值离散性大,这与边缘及顶针处气泡缺陷相关。相比之下,PVM 成型 UHMWPE 样品(PVM-UHMWPE)实测密度更高,且理论密度与实测密度差值较小;随着致密阶段脉振频率提高,实测密度的标准差逐渐减小,侧面印证脉振压力可有效消除颗粒间隙。PVM-UHMWPE 密度更高主要源于其低温成型(170 ℃)保留了更高结晶度,低温时 UHMWPE 分子链运动受限,尤其在颗粒内部难以充分扩散,物理缠结程度较低,更易排入晶格形成晶相[14]。

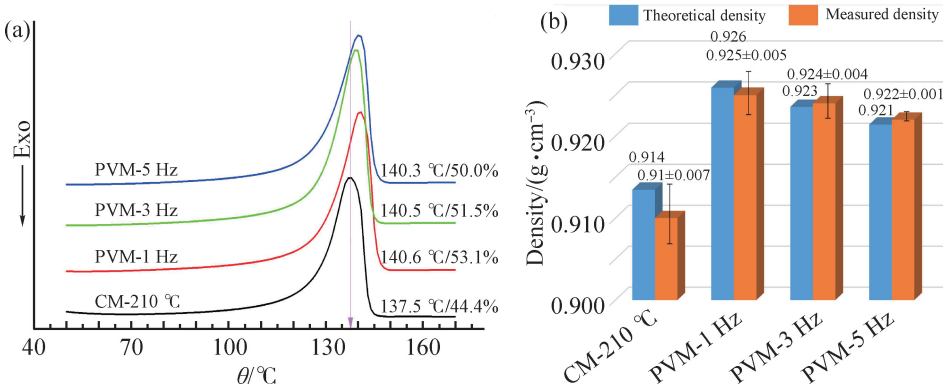


Fig. 4　(a) Melting temperature and crystallinity and (b) density comparison of molded UHMWPE samples

2.2 微观结构

采用 SEM 观察致密阶段模压 UHMWPE 样品、模压成型 UHMWPE 样品的脆断面及磨损表面，分析致密阶段脉振压力频率(f_1)对 PVM-UHMWPE 微观结构的影响。Fig.5 为致密阶段模压 300 s 样品的脆断面形貌。各样品断面均呈现不平整特征，这是由于模压时间较短(300 s)，颗粒界面尚未充分熔合，脆断过程沿颗粒界面扩展，该形貌特征可用于直观表征样品的致密程度。如 Fig.5(a)所示，210 ℃静态模压 300 s 后，样品存在明显大间隙，与前文致密分析结果一致；Fig.5(b)显示，f_1 = 1 Hz 时样品仍存在间隙；随 f_1 由 1 Hz 增至 5 Hz，颗粒间隙逐渐被消除(Fig.5(d))。这表明，相较于静态压力，脉振压力对 UHMWPE 颗粒间隙具有显著的消除效果，且其致密能力随频率升高而增强，在 5 Hz 时效果最优。

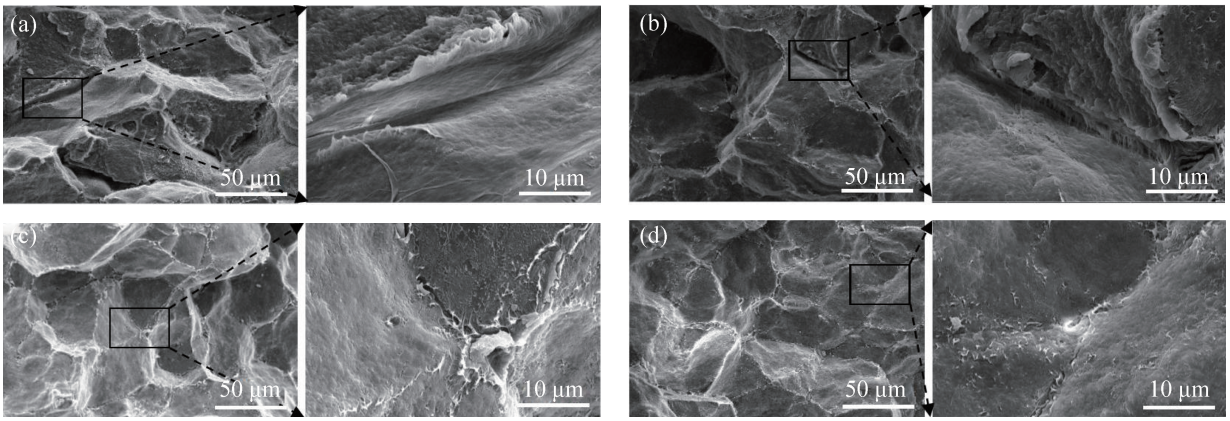


Fig. 5 SEM image of the brittle section of the molded sample in the densification stage of UHMWPE: (a) CM, 210 ℃, 300 s; (b) PVM, 170 ℃, 300 s, f_1 = 1 Hz; (c) PVM, 170 ℃, 300 s, f_1 = 3 Hz; (d) PVM, 170 ℃, 300 s, f_1 = 5 Hz

Fig.6 为模压成型 UHMWPE 样品的脆断面 SEM 图。如 Fig.6(a)所示，CM-210 ℃脆断面分布着大量间隙；结合 UHMWPE 初生颗粒尺寸(100～150 μm)，判断这些间隙不仅位于颗粒界面处，也位于颗粒内部次级粒子之间，这证实静态压力无法彻底消除各级颗粒间的孔隙。如 Fig.6(b, c)所示，PVM-1 Hz 和 PVM-3 Hz 脆断面上也出现少量间隙，尤其是 PVM-1 Hz，但难以判断这些间隙是位于颗粒内部还是界面处。如 Fig.6(d)所示，PVM-5 Hz 脆断面未见间隙，证明高频脉振压力可实现完全致密化，原因可能是，高频脉振压力不仅能有效消除 UHMWPE 颗粒之间的桥接，并加剧 UHMWPE 颗粒间摩擦热及颗粒内部塑性耗散热，减弱颗粒自身刚性，加强对各个位置间隙的清除效果。

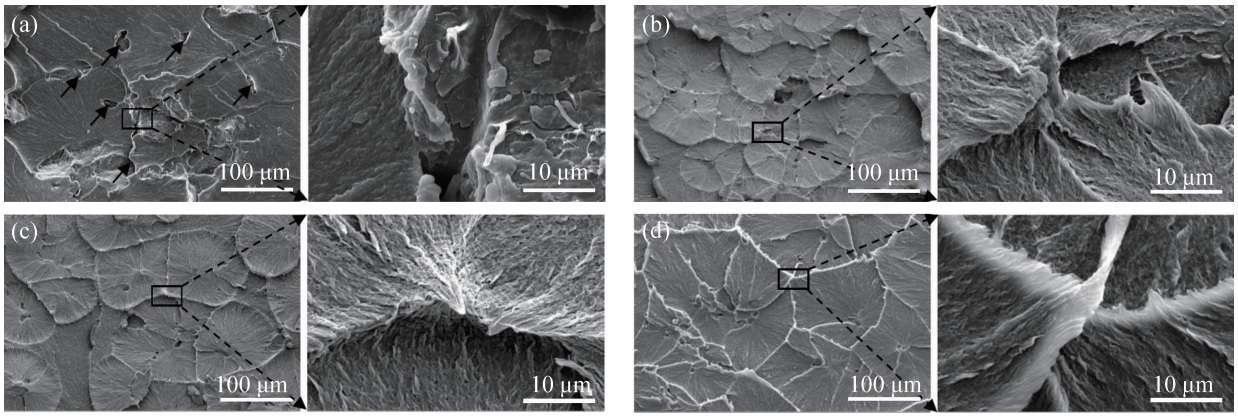


Fig. 6 SEM image of the brittle section of the molded UHMWPE sample: (a) CM-210 ℃; (b) PVM-1 Hz; (c) PVM-3 Hz; (d) PVM-5 Hz

进一步观察分析模压成型 UHMWPE 样品磨损表面,如 Fig.7 所示。砂浆磨耗测试后,样品磨损表面通常呈现磨痕或块状、片状残留物,前者源于砂浆中石英砂的冲击与犁削作用,后者与颗粒固结质量密切相关,尤其是当颗粒间存在未消除的孔隙时,磨损过程中易发生剥落并形成残留物[13]。如 Fig.7(a)所示,CM-210 ℃磨损表面不仅存在明显间隙,还伴随大量片状残留物。结合前述微观结构分析,这归因于静态压力下颗粒及次级粒子间孔隙未能消除,导致各级界面接触不充分;熔融热压阶段分子链难以穿越界面,致使界面熔合质量劣化。与之形成对比的是,随着致密阶段脉振频率由 1 Hz 增加至 5 Hz,PVM-UHMWPE 磨损表面未见明显间隙及剥落痕迹。这进一步证实,高频脉振力场可强制颗粒重排与嵌合,显著增大界面接触面积;同时,高频振动能量可有效传递至颗粒内部次级界面,通过加剧局部产热降低颗粒刚性,从而彻底消除次级孔隙,为熔融热压阶段分子链的界面扩散与穿越创造了有利条件。

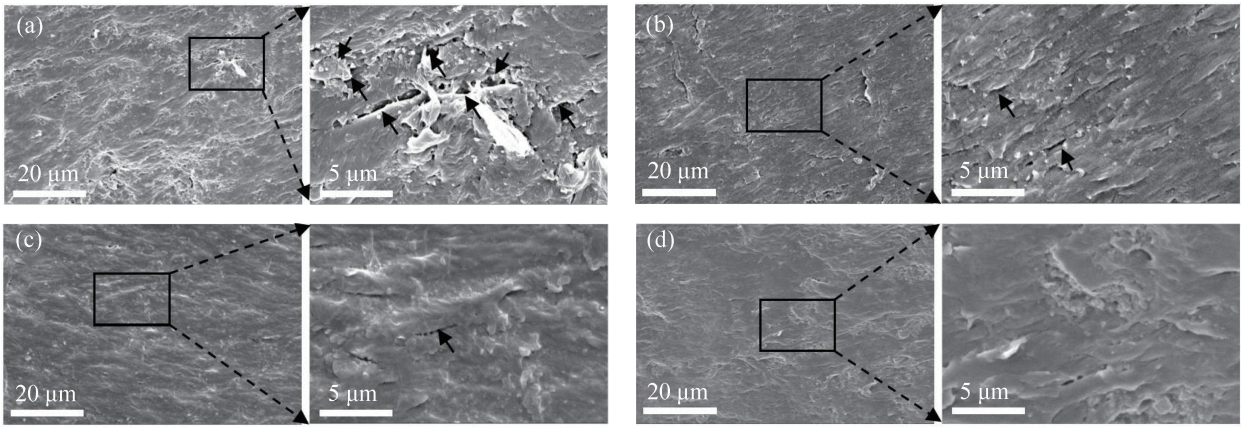


Fig. 7　SEM image of the wear surface of the molded UHMWPE sample: (a) CM-210 ℃; (b) PVM-1 Hz; (c) PVM-3 Hz; (d) PVM-5 Hz

2.3　纳米尺度模量

半结晶聚合物的晶相与非晶相黏弹特性差异显著。在 AFM 峰值力模式下,高模量晶相呈明亮图像,低模量非晶相则相对暗淡[17],因此,通过测量模压成型 UHMWPE 样品各个位置的纳米尺度模量,可有效表征颗粒内部及界面的晶相和非晶相形貌。缺陷区域因模量极低,呈现为暗淡图像。

Fig.8(a)为 10 μm×10 μm 扫描范围内的纳米尺度模量二维图。为进行定量对比,沿图中红色实线提取各样品的模量一维分布曲线,如 Fig.8(b)所示。

如 Fig.8(a1)所示,CM-210 ℃样品中广泛分布着近乎平行的低模量暗纹,对应模量值接近 0 GPa(Fig.8(b)),表明该区域熔合质量极差。结合原料 SEM 形貌(Fig.1)可知,UHMWPE 次级颗粒间由平行微纤连接且本征孔隙较多,且 Fig.6(a)与 Fig.7(a)证实,CM-210 ℃存在大量孔隙缺陷,可判定此类暗纹实为次级颗粒间未消除的间隙,证明静态模压无法有效压实次级粒子。相比之下,PVM-1 Hz 样品仍存在少量低模量区;当致密阶段脉振频率提升至 5 Hz 时,接近 0 GPa 的低模量区完全消失,表明高频脉振压力已彻底清除初生及次级颗粒间的孔隙,实现了全尺度致密化。

值得注意的是,如 Fig.8(b)所示,PVM 样品的整体纳米模量显著高于 CM-210 ℃,均值约为后者的 2 倍。这主要归因于 PVM 较低的成型温度(170 ℃),前期研究证实,低温成型有利于保留 UHMWPE 初生相特征结构,提升整体结晶度及晶片厚度[14]。通常低温时聚合物链段运动能力受限,颗粒刚性较大,不利于孔隙消除,但 PVM 样品在低温仍能实现高模量与高致密性,侧面印证了致密阶段脉振力场对促进颗粒嵌合及界面接触的关键作用,为熔融热压阶段分子链的界面扩散与穿越奠定了良好基础。

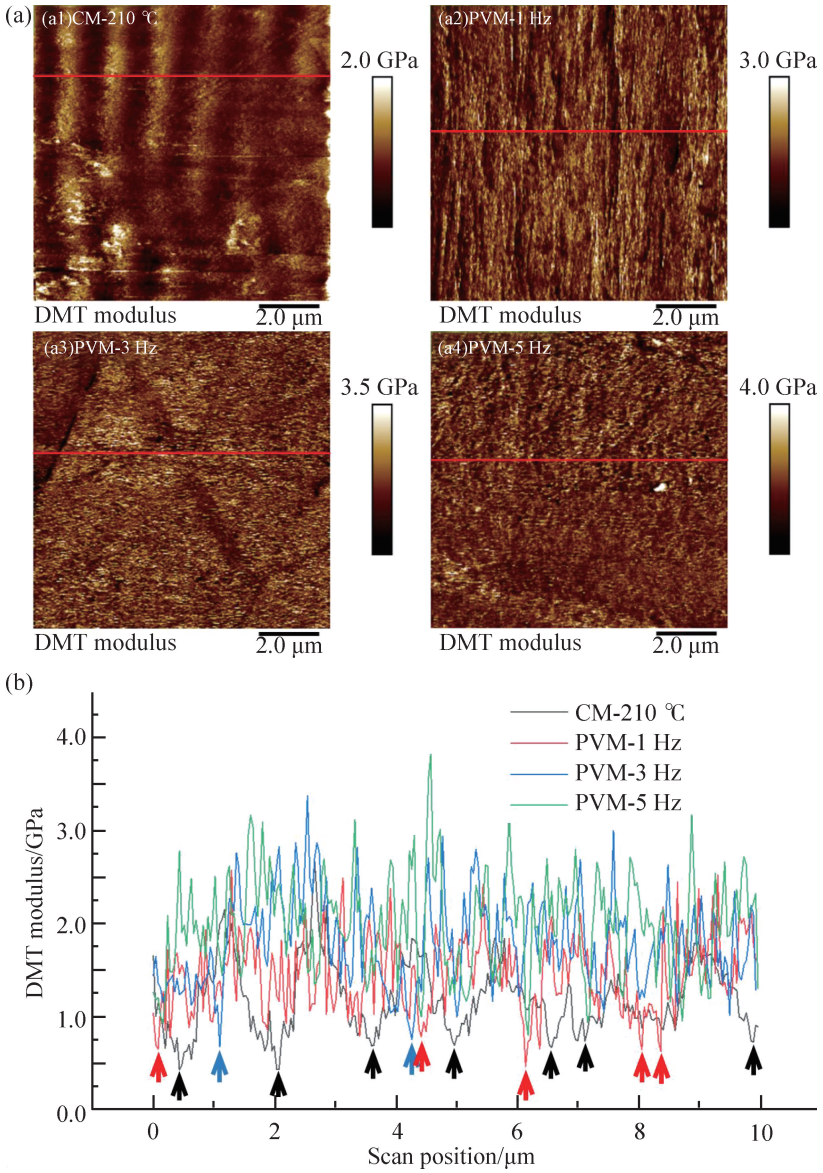


Fig. 8 Comparison of nanoscale modulus of molded UHMWPE samples: (a) two-dimensional diagram of the contact modulus of AFM DMT; (b) one-dimensional diagram of the contact modulus of AFM DMT

2.4 力学性能

制品的微观结构与形貌直接决定其宏观性能[2,4],尤其是缺陷的存在会严重弱化制品力学性能。如 Fig.9 所示,相对于 CM-210 ℃,PVM-UHMWPE 的屈服强度和弹性模量更高,原因是 PVM 低温成型有利于保留初生相特征结构,提升整体结晶度[14]。更重要的是,PVM-UHMWPE 的拉伸强度和断裂伸长率也均有较大提升,尤其是 PVM-5 Hz 的拉伸强度提升超过 15%。拉伸强度与断裂伸长率是衡量制品韧性的核心指标,主要取决于颗粒界面熔合强度[2]。通常认为,随着成型温度提高,分子链在颗粒界面处的扩散加剧,颗粒界面熔合强度更高。相对于 CM-210 ℃,PVM-5 Hz 的成型温度低 40 ℃,因此,其韧性提升主要源于两方面协同作用:一是脉振压力可促进颗粒界面熔合;二是致密阶段脉振压力彻底消除了各级颗粒间隙,避免了缺陷弱化效应。与之形成对比的是,CM-210 ℃中存在的各级颗粒间隙(Fig.5(a),Fig.6(a)及 Fig.8(b))证实静态压力无法彻底清除孔隙,这是其韧性不足的核心原因。

耐磨性能是决定制品服役寿命的关键指标,与力学强度及断裂韧性直接相关,采用磨损率衡量。磨损率较低意味着样品具有更好的耐磨性能。如 Fig.9 所示,相对于 CM-210 ℃,PVM-UHMWPE 的磨损率明显更低,尤其是 PVM-5 Hz 的磨损率降低大约 30%,这与其更高的屈服强度、弹性模量及更良好的断裂韧性有关,结合 Fig.7,表明消除间隙引起的缺陷至关重要。

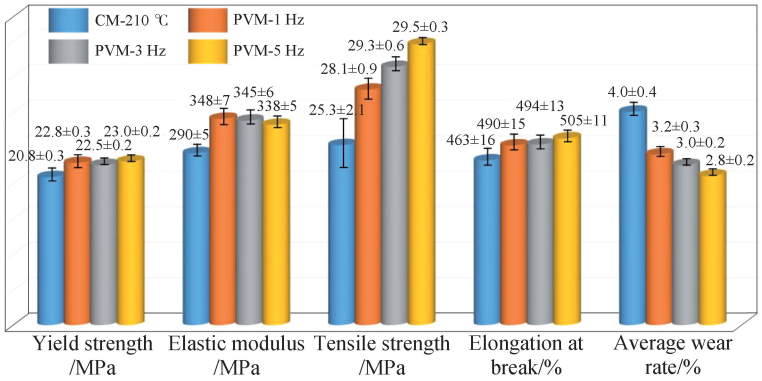


Fig. 9　Yield strength, elastic modulus, tensile strength, elongation at break, and average wear rate of CM-210 ℃ and PVM-UHMWPE molded at different pulse frequencies in densification stage

3　结论

(1)在超高分子量聚乙烯(UHMWPE)模压成型的致密阶段引入脉振力场,能强制 UHMWPE 初生及次级颗粒嵌合,消除颗粒间桥接,实现粉体的高效排气致密。

(2)随着致密阶段脉振频率由 1 Hz 提高至 5 Hz,振动力场的增强加剧了热能产生,有效减弱颗粒刚性,促使各级颗粒界面的充分接触,彻底消除了各级间隙,解决了静态模压的“困气”难题,为熔融热压阶段分子链在各级界面的扩散与穿越提供了有利条件。

(3)与 210 ℃成型的 CM 样品(CM-210 ℃)相比,频率为 5 Hz、成型温度为 170 ℃的脉振模压样品(PVM-5 Hz)得益于界面无缺陷融合及低温成型保留的高结晶度特征,其拉伸强度提升 15% 以上,磨损率降低约 30%,兼具更高的屈服强度与弹性模量。因此,PVM 技术通过致密阶段的动态力场调控,为高性能 UHMWPE 制品的低温高效成型提供了新途径。

参考文献:

[1] Nayak C, Ariharan S, Kundu B, *et al*. Radiation-induced effects on micro-scratch of ultra-high molecular weight polyethylene biocomposites[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 11: 2277-2293.

[2] Yang S, Li J C, Qiu Z, *et al*. Effects of the sintering temperature on the superior cryogenic toughness of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE)[J]. Chemical Engineering Journal, 2022, 444: 136366.

[3] Abitha H, Kavitha V, Gomathi B, *et al*. A recent investigation on shape memory alloys and polymers based materials on bio artificial implants-hip and knee joint[J]. Materials Today: Proceedings, 2020, 33: 4458-4466.

[4] Dong P, Zhang Q, Wang K, *et al*. Pursuit of the correlation between yield strength and crystallinity in sintering-molded UHMWPE[J]. Polymer, 2020, 215: 123352.

[5] Wahyudi M, Putra Y E, Arrohman S, *et al*. A comparison between mechanical properties of UHMWPE from ram extrusion process and UHMWPE from compression molding process for a hip joint liner[J]. IOP Conference, 2018, 432: 1-8.

[6] Jauffrès D, Lame O, Vigier G, *et al*. Microstructural origin of physical and mechanical properties of ultra-high molecular weight polyethylene processed by high velocity compaction[J]. Polymer, 2007, 48: 6374-6383.

[7] Liang X, Liu Y J, Chen S G, *et al*. Fabrication of microplastic parts with a hydrophobic surface by micro ultrasonic powder moulding[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 56: 180-188.

[8] Sánchez X, Hernández A M, Elizalde L E, *et al*. Micro injection molding processing of UHMWPE using ultrasonic vibration energy[J]. Materials & Design, 2017, 132: 1-12.

[9] Kellett B J, Lange F F. Thermodynamics of densification: I,

sintering of simple particle arrays, equilibrium configurations, pore stability, and shrinkage[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1989, 72: 725-734.

[10] Phillips R A. Morphology and melting behavior of nascent ultra-high molecular weight polyethylene[J]. Journal of Polymer Science Part B Polymer Physics, 1998, 36: 495-517.

[11] Galeski A, Bartczak Z, Vozniak A, *et al*. Morphology and plastic yielding of ultra-high molecular weight polyethylene[J]. Macromolecules, 2020, 53: 6063-6077.

[12] Yilmaz G, Uslu E. A new approach for high-quality production of UHMWPE by applying powder vibration densification before sintering[J]. Powder Technology, 2023, 427: 1187411.

[13] Hu S X, Feng Y H, Yin X C, *et al*. Structure and properties of UHMWPE products strengthened and toughened by pulse vibration molding at low temperature[J]. Polymer, 2021, 229: 124026.

[14] 胡松喜, 李璞, 杨森泉. 成型温度对脉振模压成型自增强 UHMWPE 结构与性能的影响[J]. 高分子材料科学与工程, 2023, 39(4): 101-109.
Hu S X, Li P, Yang S Q. Influence of molding temperature on structure and property of self-enhancement UHMWPE molded by pulse vibration molding[J]. Polymer Materials Science & Engineering, 2023, 39(4): 101-109.

[15] Zhang G, Wu T, Lin W, *et al*. Preparation of polymer/clay nanocomposites via melt intercalation under continuous elongation flow[J]. Composites Science and Technology, 2017, 145: 157-164.

[16] Zhang H, Zhao S, Yu X, *et al*. Nascent particle sizes and degrees of entanglement are responsible for the significant differences in impact strength of ultrahigh molecular weight polyethylene[J]. Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics, 2019, 57: 632-641.

[17] Hu J, Chen S, Huang D, *et al*. Global mapping of live cell mechanical features using PeakForce QNM AFM[J]. Biophysics Reports, 2020, 6: 9-18.

Effect of Pulse Vibration Densification on Microstructure and Mechanical Properties of UHMWPE

Feng Zhou[1], Zhengjie Xiao[1], Weihua Song[2], Songxi Hu[1,3], Pu Li[1,3,4], Senquan Yang[1], Jian Li[1], Weihui Wu[1]

(*1. School of Intelligent Engineering, Shaoguan University, Shaoguan 512005, China; 2. Library, Shaoguan University, Shaoguan 512005, China; 3. National Engineering Research Center of Novel Equipment for Polymer Processing, Guangdong Provincial Key Laboratory of Technique and Equipment for Macromolecular Advanced Manufacturing, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China; 4. Guangdong Modena Technology Ltd., Foshan 528222, China*)

ABSTRACT: Under the static compression molding (CM) of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE), the insufficient densification tends to cause gas entrapment in the melt, leading to defects that severely compromise the mechanical performance of the final products. Using CM samples as a reference, in this study, density measurements, differential scanning calorimetry, scanning electron microscopy, atomic force microscopy, tensile testing, and wear resistance evaluation were employed to investigate the promoting effect of pulse vibration pressure during the densification stage of pulse vibration molding (PVM) on the interfacial fusion of UHMWPE particles and its mechanism governing microstructure and mechanical properties. The results demonstrate that the pulse vibration force during densification enforces the mechanical interlocking among UHMWPE particles while simultaneously generating inter-particle frictional heat and internal plastic dissipation heat, thereby weakening the rigidity of the particle and effectively eliminating the voids between the nascent particles and secondary aggregates, thus resolving the gas-entrapment issue inherent to CM. The microstructural analysis reveals that as the pulse vibration frequency increases to 5 Hz, the PVM sample molded at 170 ℃ (PVM-5 Hz) achieves thorough densification, which facilitates the diffusion and penetration of molecular chains across the interfaces of both primary particles and secondary aggregates during the melt hot-pressing stage. Compared with the CM samples molded at 210 ℃, PVM-5 Hz exhibits a fracture strength increase of over 15%, a wear rate reduction of approximately 30%, and superior overall mechanical performance. The strengthening mechanism is primarily attributed to defect-free interfacial fusion induced by high-frequency pulse vibration force, coupled with the retention of a highly crystalline structural feature enabled by low-temperature processing.

Keywords: ultra-high molecular weight polyethylene; pulse vibration densification effect; microstructure; mechanical properties