

DOI: 10. 11973/jxgccl230495

冷喷涂颗粒临界速度预测的数值模拟

董脉鸣¹, 辛红敏¹, 李光平², 程清思¹, 代 辉¹, 姚倡锋³, 崔敏超³

(1. 湖北文理学院, 纯电动汽车动力系统设计与测试湖北省重点实验室, 襄阳 441053;

2. 湖北超卓航空科技股份有限公司, 襄阳 441000; 3. 西北工业大学

航空发动机高性能制造工业和信息化部重点实验室, 西安 710072)

摘 要: 采用ABAQUS有限元软件建立了冷喷涂单颗粒撞击基体的耦合欧拉-拉格朗日四分之一模型, 基于颗粒和基体形状变化以及等效塑性应变分布模型结果预测粒径25 μm 钛颗粒和30 μm 铝颗粒撞击7B04铝合金基体形成机械咬合与冶金结合的颗粒临界速度, 并进行了数据有效性验证, 研究了颗粒粒径、颗粒和基体初始温度对临界速度的影响。结果表明: 根据模拟得到的颗粒/基体形状变化和等效塑性应变分布, 预测得到粒径25 μm 钛颗粒、30 μm 铝颗粒的临界速度分别为680, 700 $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$, 预测值与经验关系式估算值相对误差均小于11%, 说明该方法准确; 随着颗粒粒径增加、颗粒初始温度降低、基体初始温度降低, 临界速度增大, 其中颗粒初始温度对临界速度的影响较小, 颗粒粒径和基体初始温度的影响显著。

关键词: 冷喷涂; 临界速度; 颗粒形状; 等效塑性应变; 数值模拟**中图分类号:** TG174.4**文献标志码:** A**文章编号:** 1000-3738(2024)10-0110-09

0 引 言

冷喷涂过程中固态金属颗粒碰撞基体表面, 经过局部塑性变形与基体形成紧密的机械咬合与冶金结合, 最后逐渐形成涂层。在此过程中颗粒只有当其速度超过临界速度, 才能与基体发生变形结合, 因此研究临界速度对冷喷涂涂层制备具有重要意义。

目前, 国内外学者对冷喷涂过程中颗粒临界速度开展了一系列研究, 并在预测颗粒临界速度方便积累了一些研究成果, 研究内容大多集中在采用拉格朗日模型^[1-3]、数学模型^[4-6]和欧拉模型^[7-15]数值模拟颗粒碰撞行为, 进而预测临界速度。ASSADI等^[1]使用拉格朗日模型对颗粒的冲击变形进行数值模拟, 将是否发生绝热剪切失稳作为颗粒能否与基体有效结合的判据, 并推导出颗粒临界速度经验公式。李文亚等^[11]通过建立欧拉模型研究了铜粒子喷涂铜基体的碰撞过程, 并提出了相应的预测颗粒临

界速度的方法。然而, 拉格朗日模型存在高速冲击时网格变形过大和形状变形不现实的问题; 欧拉模型存在计算成本较高的问题。通过结合欧拉模型和拉格朗日模型建立的耦合欧拉-拉格朗日(CEL)模型可以解决以上两个问题。然而, 目前针对CEL模型预测颗粒临界速度的研究较少。为此, 作者采用ABAQUS软件建立了颗粒撞击基体的CEL四分之一模型, 提出了一种基于模型模拟颗粒形状变化和等效塑性应变分布协同预测颗粒临界速度的方法, 研究了颗粒粒径、颗粒和基体初始温度对临界速度的影响, 并进行了数据有效性验证。

1 有限元模型

1.1 模型建立

建立有限元模型对钛或铝颗粒撞击7B04铝合金基体进行模拟。基体尺寸至少为颗粒粒径的10倍, 以更好地消除应力波在边界处的回弹, 从而确保模拟准确性; 设置钛和铝颗粒的平均粒径分别为25, 30 μm , 7B04铝合金基体的尺寸为 $\phi 300 \mu\text{m} \times 150 \mu\text{m}$, 欧拉体为尺寸30 $\mu\text{m} \times 30 \mu\text{m} \times 60 \mu\text{m}$ 的长方体, 欧拉体下端嵌入基体的长度为20 μm 。为了更好地观察颗粒沉积形貌变化并降低计算成本, 采用ABAQUS显式有限元分析软件建立单颗粒撞击基体的CEL四分之一模型, 如图1所示。

收稿日期: 2023-10-17; **修订日期:** 2024-09-15**基金项目:** “新能源汽车与智慧交通”湖北省优势特色学科群资助项目; 湖北文理学院研究生教育优秀成果培育项目; 航空发动机高性能制造工信部重点实验室(西北工业大学)开放课题资助项目(HPM—2022-04); 2023年襄阳市科技计划项目(关键核心技术攻关专项)**作者简介:** 董脉鸣(1999—), 男, 湖北襄阳人, 硕士研究生**通信作者(导师):** 辛红敏教授

欧拉体网格单元尺寸为 $0.6\ \mu\text{m}$, 基体采用局部细化网格, $60\ \mu\text{m}$ 半径内采用 $0.6\ \mu\text{m}$ 单元, 其他区域变疏, 单元类型均为 C3D8RT, 设置颗粒和基体初始温度均为 $298\ \text{K}$, 单颗粒沉积时间为 $60\ \text{ns}$ 。

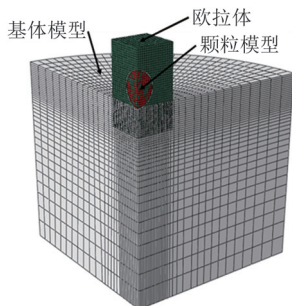


图1 单颗粒撞击基体的 CEL 四分之一模型

Fig. 1 CEL quarter model of single particle impacting matrix

1.2 材料参数

钛、铝颗粒和 7B04 铝合金的热物性参数设置参考文献[16-17]。采用弹性模量和泊松比来定义材料弹性, 采用 Johnson-Cook(J-C) 模型^[18] 定义材料塑性, J-C 模型参数通过将单颗粒碰撞模拟结果与先进激光诱导弹丸碰撞(α -LIPIT) 试验^[19] 测试的变形粒子形状进行最小二乘曲线拟合得到的, 材料等效塑性应力的计算公式^[20] 为

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n] \left[1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_{\text{ref}}}{T_m - T_{\text{ref}}} \right)^m \right] \quad (1)$$

式中: σ , ε , $\dot{\varepsilon}$, $\dot{\varepsilon}_0$ 分别为等效塑性应力、等效塑性应变、等效塑性应变率和参考等效塑性应变率; A , B , C , n , m 均为材料常数; T_m , T_{ref} , T 分别为材料熔融温度、参考温度和当前温度。具体参数值参考文献[21-22]。

1.3 接触模型

采用“通用接触”来定义颗粒与基体之间的相互作用: 法向行为性质采用“硬”接触模型表征, 并允许接触后分离; 切向行为性质采用库仑摩擦定律描述, 并采用摩擦惩罚公式计算处理。对于冷喷涂颗粒高速碰撞基体模拟, 一般采用较小的摩擦因数, 为 0.3 。

2 模拟结果与讨论

2.1 钛颗粒临界速度预测

由图2可见: 当撞击速度为 $600 \sim 650\ \text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 粒径 $25\ \mu\text{m}$ 钛颗粒的应力均呈对称分布且连续性较好; 当撞击速度为 $700 \sim 800\ \text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 应力呈非对称分布, 这是因为高速碰撞下颗粒变形较为严重, 颗粒与基体接触界面处的节点发生相互渗透; 此外, 随着撞击速度增加, 钛颗粒形状变化始终不明显, 这是因为钛颗粒熔点和强度高, 高速碰撞下也不会出现显著软化, 钛颗粒撞击基体产生的绝热剪切现象不明显, 所以形状变化较小。

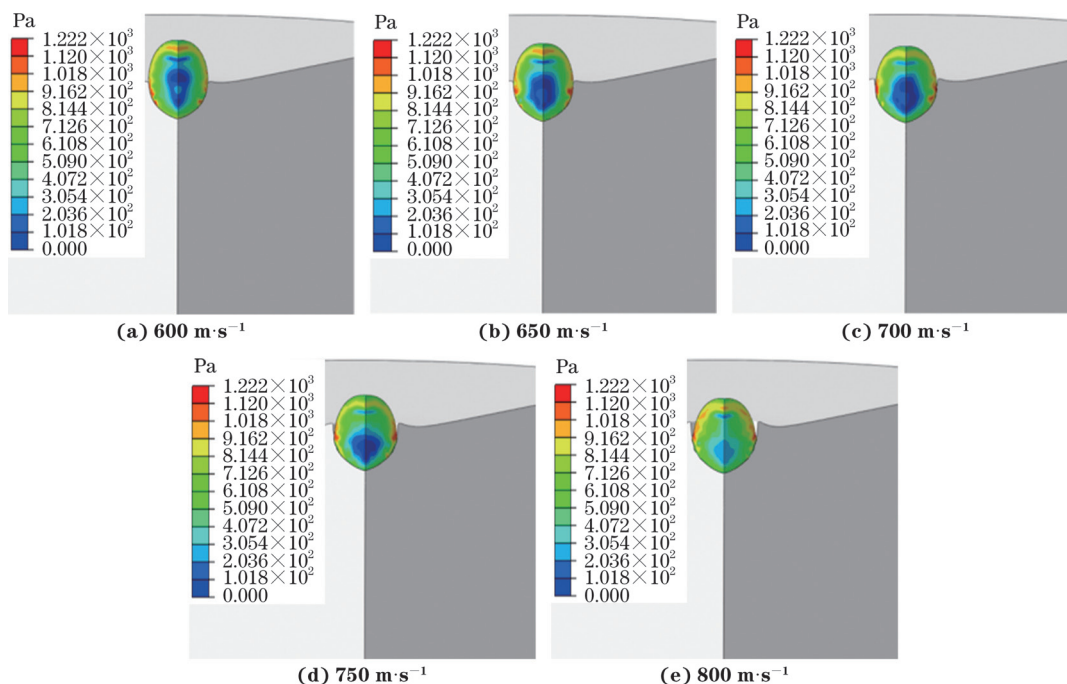


图2 模拟得到不同撞击速度下沉积 $24\ \text{ns}$ 后粒径 $25\ \mu\text{m}$ 钛颗粒的应力分布

Fig. 2 Simulated stress distribution of titanium particles with size of $25\ \mu\text{m}$ deposited for $24\ \text{ns}$ at different impact velocities

由图3可见:随着撞击速度增加,钛颗粒对基体的撞击效应逐渐显著;当撞击速度为 $700\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,基板出现冲蚀现象,但不明显,当撞击速度超过 $700\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 后冲蚀现象逐渐明显,这说明钛颗粒临界速度在 $700\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 以下。

仅通过颗粒变形无法准确预测临界速度,需结合等效塑性应变分析。由图4可见:随着撞击速度增加,钛颗粒等效塑性应变分布发生明显变化,当撞击速度超过 $700\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 后等效塑性应变分布趋于不变。这是因为撞击速度小于 $700\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,钛颗粒与基体的碰撞过程不完全,随着撞击速度继续增加,碰撞过程逐渐完成,应变分布趋于不变。这说明钛颗粒临界速度小于 $700\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 。

在钛颗粒下表面单元选点,提取不同撞击速度下沉积不同时间后钛颗粒的等效塑性应变。由图5

可见:不同撞击速度下沉积 $0\sim 12\text{ ns}$ 内,钛颗粒的等效塑性应变均保持稳定不变,这是因为此时钛颗粒与基体的温差不足以引起塑性变形;不同撞击速度下沉积 $12\sim 30\text{ ns}$ 内,等效塑性应变均先线性增大后减小,等效塑性应变在此阶段达到峰值,随着撞击速度增加,峰值等效应变对应的沉积时间有一定延后;不同撞击速度下沉积 $30\sim 60\text{ ns}$ 内,等效塑性应变增大并逐渐趋于稳定,这是因为钛颗粒在碰撞基体后减速,此时存储在颗粒中的弹性能远小于存储在基体中的弹性能,颗粒会从基体回弹,从而释放弹性能,而基体由于边界条件设定无法反弹,从而导致了等效塑性应变先增大后趋于稳定。

此外,相比撞击速度为 $600\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,撞击速度超过 $650\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 后钛颗粒的等效塑性应变显著增大,峰值应变增加了36%,这说明此时钛颗粒在

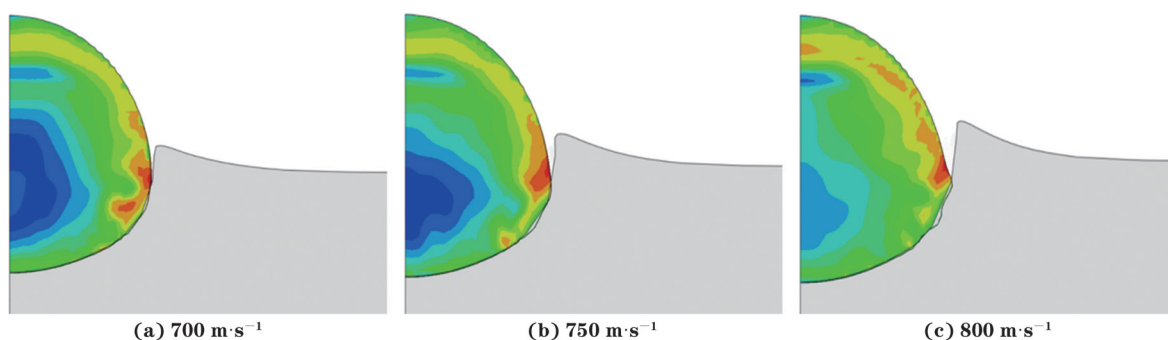


图3 模拟得到不同撞击速度下沉积24 ns后粒径 $25\text{ }\mu\text{m}$ 钛颗粒与基板的形状变化

Fig. 3 Simulated shape changes of titanium particles with size of $25\text{ }\mu\text{m}$ deposited for 24 ns at different impact velocities and matrix plate

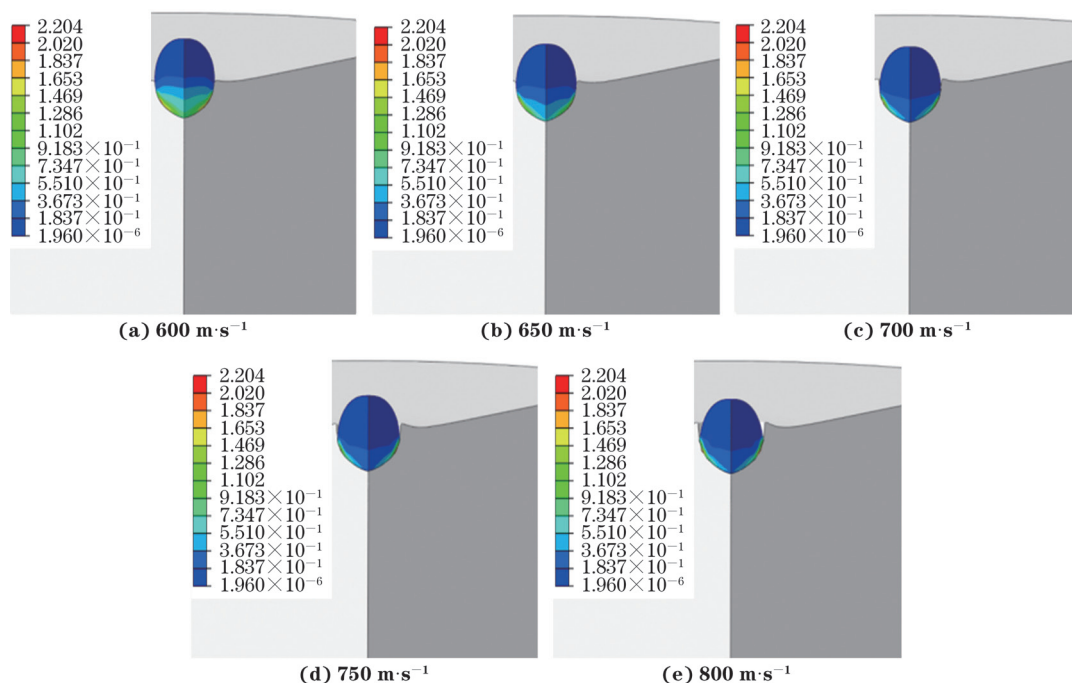
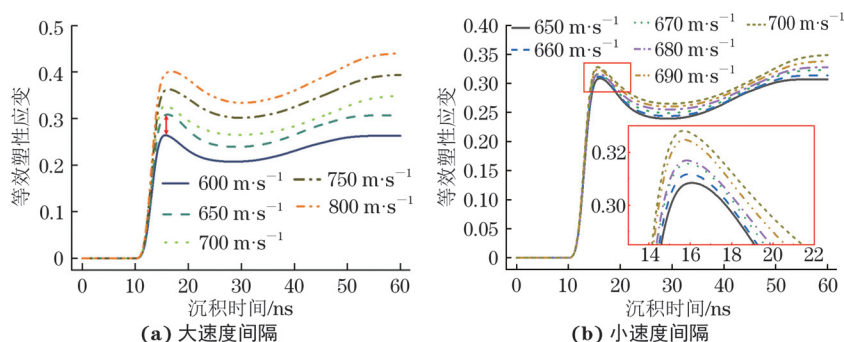


图4 模拟得到不同撞击速度下沉积24 ns后粒径 $25\text{ }\mu\text{m}$ 钛颗粒的等效塑性应变分布

Fig. 4 Simulated equivalent plastic strain distribution of titanium particles with size of $25\text{ }\mu\text{m}$ deposited for 24 ns at different impact velocities

图5 不同撞击速度下粒径 $25\ \mu\text{m}$ 钛颗粒等效塑性应变随沉积时间的变化曲线Fig. 5 Variation curves of equivalent plastic strain vs deposited times of titanium particles with size of $25\ \mu\text{m}$ at different impact velocities:

(a) large speed interval and (b) small speed interval

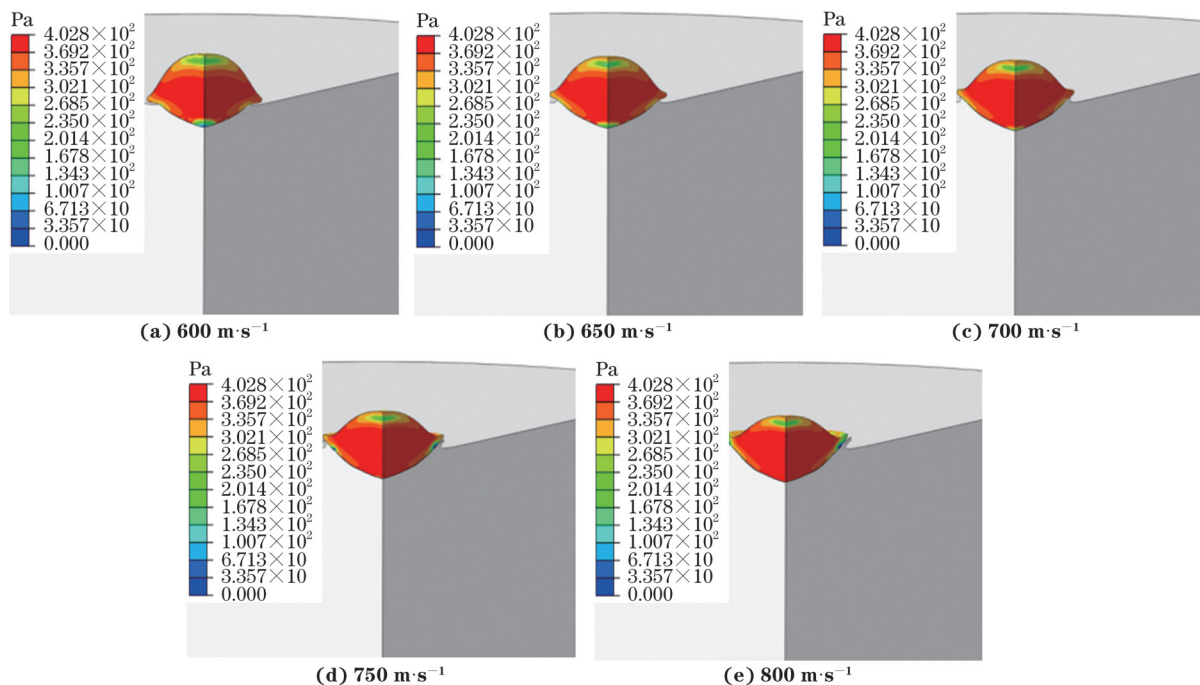
基体的结合过程中发生了绝热剪切失稳;当撞击速度为 $680\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 时等效塑性应变开始出现显著变化,峰值应变增加了26%。综上,钛颗粒临界速度为 $680\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$,即当撞击速度超过 $680\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 时钛颗粒才能与基体形成有效结合。

2.2 铝颗粒临界速度预测

由图6可见:粒径 $30\ \mu\text{m}$ 铝颗粒的应力分布与钛颗粒相似,当撞击速度为 $600\sim 650\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 时应力呈中心对称分布,当撞击速度为 $700\sim 800\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 时应

力呈非对称分布;随着撞击速度增加,铝颗粒形状发生明显变化,由球体逐渐变形为椭球体,这是因为铝颗粒熔点和强度低,高速碰撞下出现显著软化,绝热剪切现象明显,所以形状变化较大。

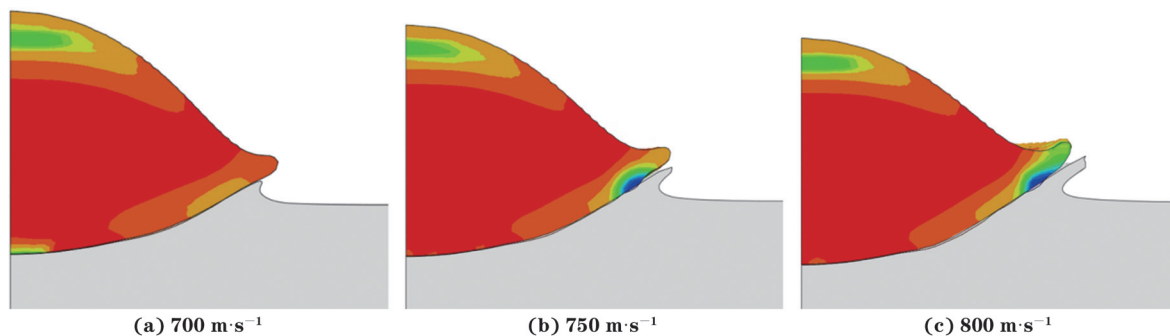
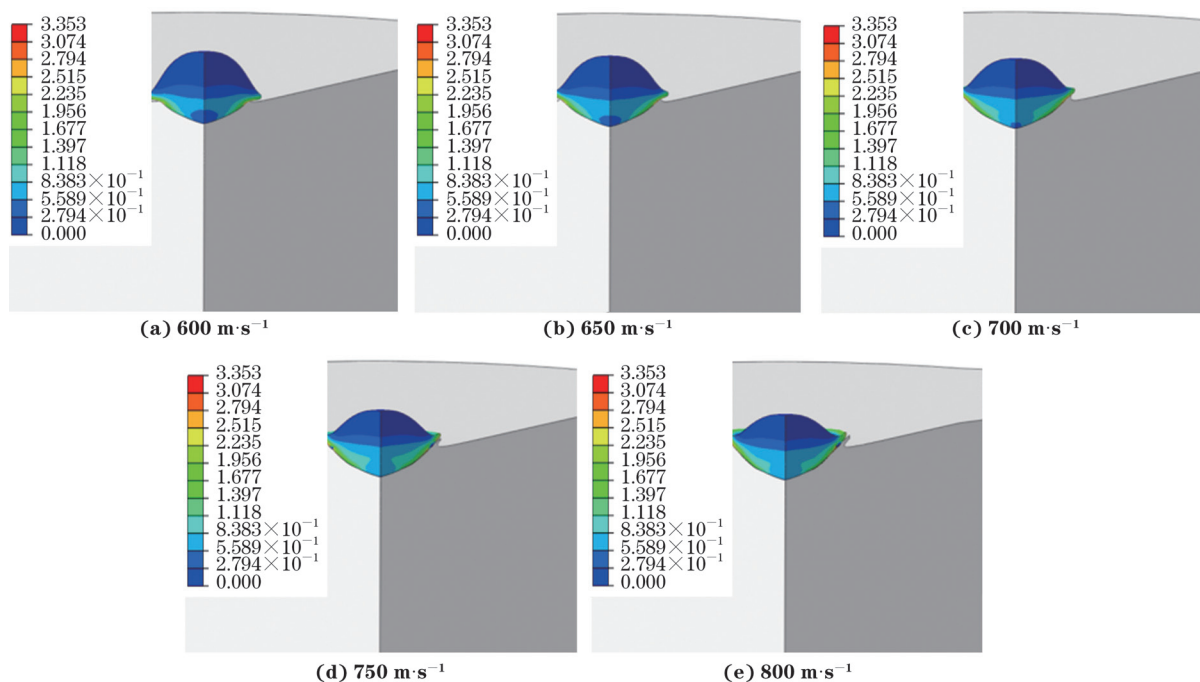
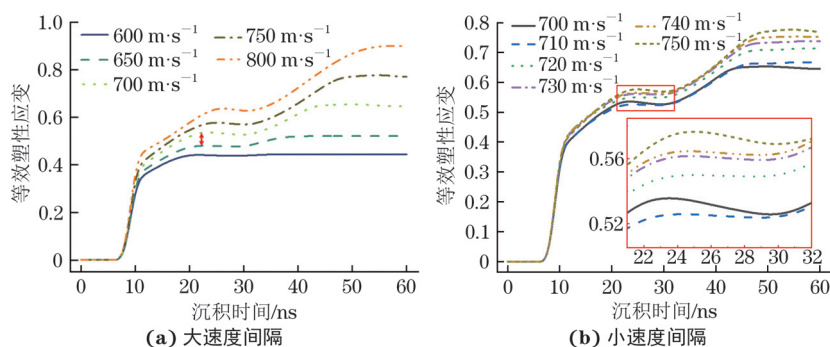
由图7可见:当撞击速度为 $700\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,铝颗粒/基体界面外部区域变形为小而薄的射流区域,说明铝颗粒临界速度在 $700\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 以下;当撞击速度超过 $700\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 后,射流区域长度增加且更加锋利,射流现象更明显。

图6 模拟得到不同撞击速度下沉积 $24\ \text{ns}$ 后粒径 $30\ \mu\text{m}$ 铝颗粒的应力分布Fig. 6 Simulated stress distribution of aluminium particles with size of $30\ \mu\text{m}$ deposited for $24\ \text{ns}$ at different impact velocities

由图8可见:在 $600\sim 700\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 速度下沉积 $24\ \text{ns}$ 时,随着撞击速度增加,铝颗粒等效塑性应变分布发生明显变化,当撞击速度超过 $700\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 后等效塑性应变分布趋于不变,这与钛颗粒等效

塑性应变演变相似,说明铝颗粒的临界速度小于 $700\ \text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 。

在铝颗粒下表面选取节点,提取不同撞击速度下沉积不同时间后的等效塑性应变。由图9可见:不

图7 模拟得到不同撞击速度下沉积 24 ns 后粒径 30 μm 铝颗粒与基板的形状变化Fig. 7 Simulated shape changes of aluminium particles with size of 30 μm deposited for 24 ns at different impact velocities and matrix plate图8 模拟得到不同撞击速度下沉积 24 ns 后粒径 30 μm 铝颗粒的等效塑性应变分布Fig. 8 Simulated equivalent plastic strain distribution of aluminium particles with size of 30 μm deposited for 24 ns at different impact velocities图9 不同撞击速度下粒径 30 μm 铝颗粒的等效塑性应变随沉积时间的变化曲线Fig. 9 Variation curves of equivalent plastic strain vs deposited times of aluminium particles with size of 30 μm at different impact velocities:

(a) large speed interval and (b) small speed interval

同撞击速度下沉积 0~8 ns 内, 铝颗粒的等效塑性应变均保持稳定不变, 沉积 8~28 ns 内, 等效塑性应变先迅速呈线性增大后增速变缓最后缓慢减小, 峰值

等效塑性应变随着撞击速度增加对应的沉积时间有一定延后, 沉积 28~60 ns 内, 等效塑性应变均增大并逐渐趋于稳定。对比可知, 铝颗粒的等效塑性应变

随沉积时间的变化趋势与钛颗粒相似。相比撞击速度为 $650 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 时,撞击速度为 $700 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 时铝颗粒的等效塑性应变显著增大,峰值应变增加了 33%,这说明此时铝颗粒在与基体的结合过程中发生了绝热剪切失稳;但当撞击速度为 $710 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 时,铝颗粒的等效塑性应变显著降低。因此,铝颗粒的临界速度为 $700 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$,即当撞击速度超过 $700 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 时铝颗粒才能与基体形成有效结合。

综上所述,基于颗粒形状变化和塑性应变分布预测得到粒径为 $25 \mu\text{m}$ 的钛颗粒临界速度为 $680 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$,粒径为 $30 \mu\text{m}$ 的铝颗粒临界速度为 $700 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。

2.3 数据有效性分析

将建立的模型模拟结果与文献[23]中模拟结果进行对比,二者的模型尺寸、材质和边界条件设置等相同。对比可得,在颗粒和基体初始温度均为 298 K 、撞击速度为 $600 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 下,粒径为 $30 \mu\text{m}$ 的铝颗粒等效塑性应变随沉积时间的变化与文献[23]的模拟结果相近,相对误差为 0.12,说明模型可靠。

采用 ASSADI 等^[1]推导的颗粒临界速度经验关系式来获得临界速度的估算值,与 CEL 模型预测的钛、铝颗粒临界速度进行对比。临界速度经验关系式为

$$v_c = 667 - 14\rho_p + 0.08Q_m + 0.1\sigma_\mu - 0.4Q_e \quad (2)$$

式中: v_c 为颗粒的临界速度, $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$; ρ_p 为颗粒密度, $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$; Q_m 为颗粒熔点, $^\circ\text{C}$; σ_μ 为颗粒材料抗拉强度, MPa ; Q_e 为颗粒初始温度, $^\circ\text{C}$ 。

根据式(2)可计算出颗粒和基体初始温度为 298 K ,钛、铝颗粒粒径分别为 $25, 30 \mu\text{m}$ 时的临界速度估算值。由表 1 可以看出,由模型预测得到的钛、铝颗粒临界速度与式(2)计算得到的具有较高的一致性,相对误差分别为 10.6%, 2.1%,这说明该颗粒临界速度预测方法准确。

表 1 颗粒和基体初始温度均为 298 K 时 $25 \mu\text{m}$ 钛颗粒、
 $30 \mu\text{m}$ 铝颗粒的临界速度估算值与预测值及相对误差
Table 1 Estimating and predicting critical velocities and
their relative errors of $25 \mu\text{m}$ titanium and $30 \mu\text{m}$ aluminium
particles under particles and matrix initial
temperature of 298 K

颗粒	粒径/ μm	临界速度/ $(\text{m} \cdot \text{s}^{-1})$		相对误差/%
		式(2)	模拟	
钛	25	760.86	680.00	10.6
铝	30	685.48	700.00	2.1

3 临界速度的影响因素

3.1 颗粒粒径

由图 10 可见:当颗粒和基体初始温度均为 298 K 时,随着颗粒粒径增加,临界速度增大,粒径每增加 $5 \mu\text{m}$,临界速度约增大 $15 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。这是因为颗粒粒径越大,撞击基体后与基体形成良好机械咬合所需要的动能也越大,所以临界速度增大。相同条件下钛颗粒比铝颗粒的临界速度大,这是因为钛颗粒的热导率远小于铝颗粒,导致接触界面上的热软化作用减弱,钛颗粒需要更多的动能转化成内能,才能使基体软化变形,使颗粒更好地与基体形成机械咬合。

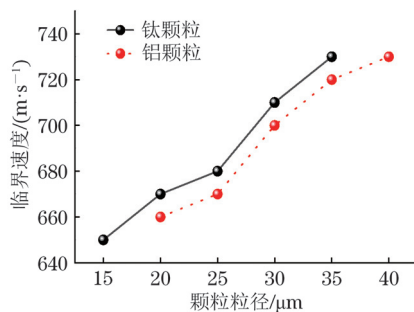


图 10 颗粒和基体初始温度均为 298 K 时钛、铝颗粒临界速度
随颗粒粒径的变化曲线

Fig. 10 Variation curves of critical velocity vs particle size of
titanium and aluminium particles under particle and matrix
initial temperature of 298 K

3.2 颗粒初始温度

由图 11 可见:当基体初始温度为 298 K ,钛、铝颗粒粒径分别为 $25, 30 \mu\text{m}$ 时,随着颗粒初始温度的提高,临界速度降低,颗粒初始温度每提高 100 K ,临界速度降低约 $10 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。这是因为颗粒初始温度提高会造成颗粒软化,使得颗粒更容易发生变形,有利于碰撞界面温度的升高及局部剪切失稳发生,使

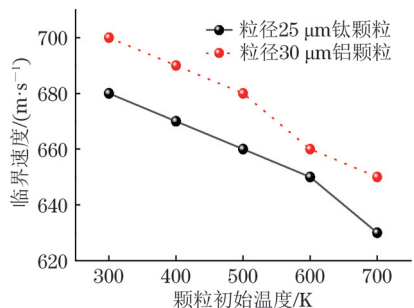


图 11 基体初始温度为 298 K 时钛、铝颗粒临界速度随颗粒
初始温度的变化曲线

Fig. 11 Variation curves of critical velocity vs particle initial
temperature of titanium and aluminium particle under
matrix initial temperature of 298 K

颗粒与基体形成有效结合所需的临界速度减小^[24]。

3.3 基体初始温度

由图12可见:当颗粒初始温度为298 K,钛、铝颗粒粒径分别为25, 30 μm 时,随着基体初始温度的提高,临界速度降低,基体初始温度每提高100 K,临界速度降低约20 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 。这是因为基体温度的提高有利于碰撞界面温度提高,更容易使得颗粒发生变形和局部剪切失稳,从而减小临界速度^[25]。

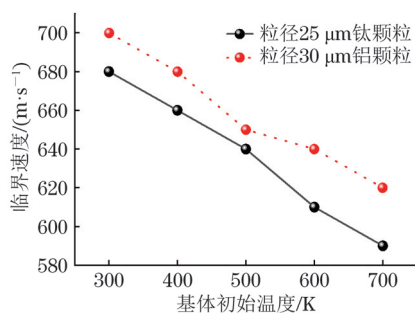


图12 颗粒初始温度为298 K时25 μm 钛颗粒、30 μm 铝颗粒临界速度随基体初始温度变化曲线

Fig. 12 Variation curves of critical velocity vs matrix initial temperature of 25 μm titanium particle and 30 μm aluminium particle with initial temperature of 298 K

由上可见,颗粒临界速度不仅取决于喷涂材料的性质,还与颗粒粒径、颗粒初始温度和基体初始温度有关,颗粒初始温度对临界速度影响较小,但颗粒粒径和基体初始温度影响很显著。

4 结 论

(1) 模拟得到当粒径25 μm 钛颗粒的撞击速度增加至700 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 后,7B04铝合金基体开始出现冲刷现象并随钛颗粒撞击速度增大逐渐明显,等效塑性应变分布趋于不变,当撞击速度为680 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 时等效塑性应变相比相邻速度下显著突变,说明钛颗粒临界速度为680 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 。同理,基于模型模拟颗粒形状变化和等效塑性应变分布协同预测得到粒径30 μm 铝颗粒临界速度为700 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ 。预测得到的临界速度与采用经验公式计算的结果具有较高的一致性,相对误差分别为10.6%, 2.1%。

(2) 模拟得到随着颗粒粒径增加、颗粒初始温度降低、基体初始温度降低,临界速度增大;颗粒初始温度对临界速度影响较小,颗粒粒径和基体初始温度影响显著。

参考文献:

[1] ASSADI H, GÄRTNER F, STOLTENHOFF T, et

- al. Bonding mechanism in cold gas spraying[J]. Acta Materialia, 2003, 51(15): 4379-4394.
- [2] ASSADI H, GÄRTNER F. Particle compression test: A key step towards tailoring of feedstock powder for cold spraying[J]. Coatings, 2020, 10(5): 458.
- [3] YOKOYAMA K, WATANABE M, KURODA S, et al. Simulation of solid particle impact behavior for spray processes[J]. Materials Transactions, 2006, 47(7): 1697-1702.
- [4] SCHMIDT T, GÄRTNER F, ASSADI H, et al. Development of a generalized parameter window for cold spray deposition[J]. Acta Materialia, 2006, 54(3): 729-742.
- [5] ALHULAIFI A S, BUCK G A. A simplified approach for the determination of critical velocity for cold spray processes[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2014, 23(8): 1259-1269.
- [6] PALODHI L, SINGH H. On the dependence of critical velocity on the material properties during cold spray process[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2020, 29(8): 1863-1875.
- [7] MENG F C, YUE S, SONG J. Quantitative prediction of critical velocity and deposition efficiency in cold-spray: A finite-element study[J]. Scripta Materialia, 2015, 107: 83-87.
- [8] WU J W, FANG H Y, YOON S, et al. Critical velocities for high speed particle deposition in kinetic spraying[J]. Materials Transactions, 2006, 47(7): 1723-1727.
- [9] LI C J, WANG H T, ZHANG Q, et al. Influence of spray materials and their surface oxidation on the critical velocity in cold spraying[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2010, 19(1): 95-101.
- [10] LI C J, LI W Y, LIAO H L. Examination of the critical velocity for deposition of particles in cold spraying[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2006, 15(2): 212-222.
- [11] 李文亚, 张冬冬, 黄春杰, 等. 冷喷涂粒子碰撞行为和临界速度预测的数值模拟研究现状[J]. 中国表面工程, 2014, 27(1): 1-11.
- LI W Y, ZHANG D D, HUANG C J, et al. State-of-the-art of particles impacting behavior and prediction of critical velocity for cold spraying by numerical simulations[J]. China Surface Engineering, 2014, 27(1): 1-11.
- [12] LI W Y, ZHANG D D, HUANG C J, et al. Modelling of impact behaviour of cold spray particles: Review[J]. Surface Engineering, 2014, 30(5): 299-308.

- [13] YU M, LI W Y, WANG F F, et al. Finite element simulation of impacting behavior of particles in cold spraying by eulerian approach[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2012, 21(3): 745-752.
- [14] 王非凡, 李文亚, 余敏. 基于稳定最大应变的冷喷涂粒子临界速度预测[J]. *中国表面工程*, 2012, 25(6): 96-100.
- WANG F F, LI W Y, YU M. Prediction of critical velocity in cold spraying based on numerically calculated steady maximum equivalent plastic strain[J]. *China Surface Engineering*, 2012, 25(6): 96-100.
- [15] WANG F F, LI W Y, YU M, et al. Prediction of critical velocity during cold spraying based on a coupled thermomechanical eulerian model[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2014, 23(1): 60-67.
- [16] NIKBAKHT R, ASSADI H, JAHANI K, et al. Cold spray deformation and deposition of blended feedstock powders not necessarily obey the rule of mixture[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 424: 127644.
- [17] ARABGOL Z, VILLA VIDALLER M, ASSADI H, et al. Influence of thermal properties and temperature of substrate on the quality of cold-sprayed deposits[J]. *Acta Materialia*, 2017, 127: 287-301.
- [18] ALIZADEH DEHKHARGHANI A. Tuning Johnson-Cook material model parameters for impact of high velocity, micron scale aluminum particles[D]. Boston: Northeastern University, 2016.
- [19] XIE W T, ALIZADEH-DEHKHARGHANI A, CHEN Q Y, et al. Dynamics and extreme plasticity of metallic microparticles in supersonic collisions[J]. *Scientific Reports*, 2017, 7(1): 5073.
- [20] JOHNSON G R, COOK W H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 1985, 21(1): 31-48.
- [21] NIKBAKHT R, SEYEDEIN S H, KHEIRANDISH S, et al. Asymmetrical bonding in cold spraying of dissimilar materials[J]. *Applied Surface Science*, 2018, 444: 621-632.
- [22] CORMIER Y, DUPUIS P, JODOIN B, et al. Finite element analysis and failure mode characterization of pyramidal fin arrays produced by masked cold gas dynamic spray[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2015, 24(8): 1549-1565.
- [23] 解闻. 镁合金表面冷喷涂 Al-7075 涂层形貌及残余应力研究[D]. 西安: 西安科技大学, 2021.
- XIE W. Study on morphology and residual stress of cold sprayed Al-7075 coating on magnesium alloy surface[D]. Xi'an: Xi'an University of Science and Technology, 2021.
- [24] HASSANI-GANGARAJ M, VEYSSET D, NELSON K A, et al. In-situ observations of single micro-particle impact bonding[J]. *Scripta Materialia*, 2018, 145: 9-13.
- [25] 梁广, 韩晓阳, 任智强. 冷喷涂粒子临界速度的数值模拟现状[J]. *热加工工艺*, 2022, 51(18): 18-21.
- LIANG G, HAN X Y, REN Z Q. Numerical simulation status of critical velocity of cold spray particles[J]. *Hot Working Technology*, 2022, 51(18): 18-21.

Numerical Simulation for Predicting Critical Velocity of Cold Spraying Particles

DONG Maiming¹, XIN Hongmin¹, LI Guangping², CHENG Qingsi¹, DAI Hui¹,
YAO Changfeng³, CUI Minchao³

(1. Hubei Key Laboratory of Power System Design and Test for Electrical Vehicle, Hubei University of Arts and Science, Xiangyang 441053, China; 2. Hubei Chaozhuo Aviation Technology Co., Ltd., Xiangyang 441000, China;
3. Key Laboratory of High Performance Manufacturing for Aero Engine, Ministry of Industry and Information Technology, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: A coupled Euler-Lagrange quarter model for the impact of cold spraying single particles on matrix was established by using ABAQUS finite element software. The particle critical velocity at which titanium particles with size of 25 μm and aluminum particles with size of 30 μm impact the 7B04 aluminum alloy matrix to form mechanical occlusion and metallurgical bonding was predicted by simulation of particle and matrix shape change and equivalent plastic strain distribution, and the validity of the data was verified. The effects of particle size, initial temperature of particle and matrix on the critical velocity were studied. The results show that the predicting critical velocity of 25 μm titanium and 30 μm aluminum particles was 680, 700 $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ based on the simulated particle/matrix shape change and equivalent plastic strain distribution, respectively. The relative error between the predicting value and estimating value of empirical relation was less than 11%, indicating that the method was accurate. With the increase of particle size and the decrease of initial temperature of the particle and matrix, the critical velocity increased. The initial temperature of the particle had little effect on the critical velocity, but the influence of the particle size and the initial temperature of the matrix was significant.

Key words: cold spraying; critical velocity; particle shape; equivalent plastic strain; numerical simulation

《机械工程材料》网上投稿

欢迎广大作者登录“材料与测试”网站(<http://www.mat-test.com>), 点击“在线投稿”进入在线投稿系统。为增大稿件的录取几率, 请参考投稿系统中提供的稿件模板进行写作。另外, 请将稿件的大小控制在10M之内, 否则会上传不成功。若您在使用过程中发现该系统的不完善之处或在使用过程中

遇到问题, 可直接与编辑部联系。

编辑部联系方式

电话: 021-65556775-368, 021-65541496

E-mail: mem@mat-test.com

《机械工程材料》编辑部