

# 유한요소 시뮬레이션을 통한 저온 분사 코팅의 계면 접합에 대한 연구

배규열\* · 강기철\* · 윤상훈\* · 이창희\*

\*한양대학교 신소재공학부

## Finite Element Simulation of Interface Bonding in Kinetic Sprayed Coatings

\*Gyueol Bae, \*Kicheol Kang, \*Sanghoon Yoon and \*Changhee Lee

\*Kinetic Spray Coating Laboratory (NRL), Division of Materials Science & Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

\*Corresponding author : chlee@hanyang.ac.kr

(Received September 17, 2008 ; Revised October 15, 2008 ; Accepted October 22, 2008)

### Abstract

A finite element modeling approach has been described for the simulation and analysis of the micron-scaled solid particle impact behavior in kinetic spraying process, using an explicit code (ABAQUS 6.7-2). High-strain-rate plastic deformation and interface bonding features of the copper, nickel, aluminum, and titanium were investigated via FEM in conjunction with the Johnson-Cook plasticity model. Different aspects of adiabatic shear instabilities of the materials were characterized as a concept of thermal boost-up zone (TBZ), and also discussed based upon energy balance concept with respect to relative recovery energy (RRE) for the purpose of optimizing the bonding process.

Key Words : Kinetic spraying, Finite element modeling (FEM), High-strain-rate impact behavior, Interface bonding, Coating

## 1. 서 론

저온 분사(Kinetic spraying 또는 cold gas dynamic spraying)는 기존의 열 용사(thermal spraying)와는 달리, 코팅 대상 면과의 접촉 전 분말의 온도가 용점 이하를 유지하기 때문에, 고온의 대기 환경에서 발생할 수 있는 산화 및 상 변태의 영향을 최소화할 수 있는 장점을 지닌, 최근 각광 받고 있는 신 코팅 기술이다<sup>1)</sup>. 전형적인 금속 코팅 이외에도 벌크 비정질(bulk metallic glass) 코팅<sup>2)</sup>, 다양한 복합재료 코팅<sup>3-5)</sup>, 손상 금속재의 보수(repair) 코팅<sup>6)</sup> 등이 본 기술의 다양한 산업분야에의 적용 잠재 가능성을 보여주고 있다. 수렴-발산(convergent-divergent) de Laval 형태의 노즐(nozzle)을 통해 형성된 초음속 가스(주로 질소 또는 헬륨)는 운동량 전달을 통해 수십 마이크로(1-50  $\mu\text{m}$ ) 크기의 금속 입자를 초고속(일반적으로 300-1200  $\text{ms}^{-1}$ )으로 가속 시킨다<sup>7)</sup>. 매우 짧은 시간( $10^{-8}$ - $10^{-7}$  s)

동안의 충돌을 통해 야기된 입자와 코팅 대상 재의 고 변형률 소성변형(high-strain-rate plastic deformation)은 충돌 계면의 국부적인 단일 온도 상승(localized adiabatic heating)을 유발하여 고상 접합(solid-state bonding 또는 adhesion)에 의한 재료의 적층을 가능하게 한다<sup>8)</sup>. 이러한 금속 간 접합은 압연 공정(rolling process, Czichos 1969)을 통해 확인된 저온 용접(cold welding)에 의한 동종 혹은 이종 금속 간 결합(metallic bonding)으로 이해될 수 있다<sup>9)</sup>. 하지만, 수십 나노 초의 극히 짧은 시간에 발생하는 입자 충돌의 고 변형률 소성 변형 현상에 의한 금속 간 접합 과정은 좀 더 복잡하며 실험적 접근 및 규명이 어려워, 그 접합 기구가 아직까지 정확하게 밝혀지지 않았다. 이와 관련하여, 재료 고유의 적층 결함 에너지(stacking fault energy)에 따른 충돌 접합 계면의 동적 회복(dynamic recovery) 및 동적 재결정(dynamic recrystallization) 현상이 보고되었고<sup>10)</sup>, 최근 알루미늄의 동적 비정질화(dynamic amorphization)와 같

은 국부적 상 변태 현상이 보고되었다<sup>11)</sup>. 이러한 재료의 미세구조 변화는 충돌 시 계면의 단열 온도 상승에 기인한 단열 소성 불안정(adiabatic shear instability) 현상<sup>8)</sup>과 관련이 있으며, 이에 따른 열적 활성화 반응(thermally activated process)이 계면 접합(interface bonding)을 형성하는 접합 에너지(adhesion energy)로 작용하여, 이 에너지가 반발 에너지(rebound energy)보다 클 때, 성공적인 접합이 가능해 진다<sup>12)</sup>.

한편, 이러한 접합 현상을 현상학적으로 규명하기 위해, 여러 연구자들이 유한요소해석(FEA) 방법을 이용한 컴퓨터 시뮬레이션을 수행한 결과, 각 재료의 소성 불안정 현상이 나타나는 속도와 실험적으로 측정된 접합 임계 속도(critical velocity)가 유사함을 밝혀냈고 이를 기준(criterion)으로 하여, 본 기술의 공정 최적화를 위해, 다양한 재료의 임계 속도를 산출해 냈다<sup>8, 13-16)</sup>. 특히, 이 단열 소성 불안정에 대해서는 구리(copper)를 통한 단 하나의 정형화된 현상으로 소개되고 설명되어 왔으나, 이것이 모든 재료에 적용되기는 어렵다. 본질적으로 이 현상은 각 재료의 물리적, 기계적 특성과 더불어 고 변형률 변형 조건 하에서의 가공 경화(work hardening) 및 열적 연화(thermal softening) 특성에 따라 다르게 나타나며, 이것이 결국 이 소성 불안정의 개시(onset)에 영향을 미치게 된다.

본 연구에서는 유한 요소 시뮬레이션을 통해, 재료마다 다르게 나타나는 단열 소성 불안정 현상을 근간으로 계면 접합의 일반적인 형태와 원리를 재료의 물성 및 고 변형률 변형 특성에 따른 열적 상승 지역(thermal boost-up zone, TBZ)으로 특징지어 설명하고, 에너지 균형(energy balance)원리에 입각하여 정의된 상대적 회복 에너지(relative recovery energy, RRE)와의 상관 관계를 규명함으로써, 각 재료의 임계 속도에 따른 접합 형태 및 코팅 특성을 고찰하고 예측하고자 하였다.

## 2. 유한요소 모델링

### 2.1 유한요소해석 방법

마이크론 크기를 갖는 입자의 고속 충돌 비선형 과도(nonlinear transient) 현상을 모델링하기 위해, 상업용 유한요소해석(FEA) 패키지인 ABAQUS 6.7-2를 이용하였다. 상대적으로 큰 변형과 짧은 반응 시간을 갖는 입자 접합의 동적 과도 현상을 모사하기 위해, 외연 시간 적분법(explicit time integration) 알고리즘<sup>17)</sup>을 적용하였으며, 축 대칭(axisymmetric) 모델을 이용한 완전히 결합된 열-응력(fully coupled thermal-

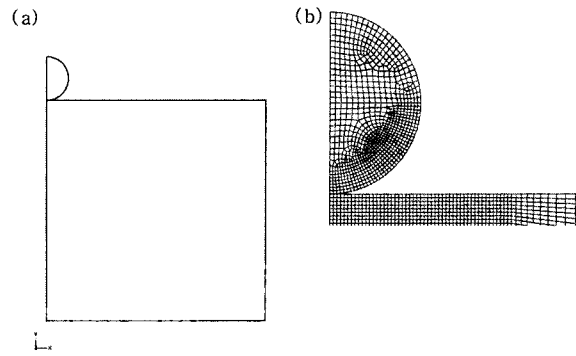


Fig. 1 (a) Geometry and (b) mesh design of finite element model for particle/substrate impact simulation

stress) 해석이 수행되었다. Fig. 1은 입자 충돌 모델의 기하학적 형태와 요소분할(mesh)을 보여주고 있다. 충돌 계면의 보다 정확한 해석을 위해 조밀한 요소를 사용하였고, 요소의 극심한 변형 및 일그러짐(distortion)으로 인한 수학적 오차를 최소화하기 위해, Arbitrary Lagrangian Eulerian(ALE) 요소 재분할(remeshing) 방법<sup>17)</sup>을 적용하였다.

### 2.2 소성변형 해석 모델

고속 입자 충돌에 의한 고 변형률 소성변형을 해석하기 위해, 아래와 같이 재료의 다양한 온도와 변형률에 따른 변형 경화(strain hardening), 변형률 경화(strain-rate hardening), 열적 연화 현상을 묘사할 수 있는 Johnson-Cook 소성 모델<sup>18)</sup>을 이용하였다.

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

여기서,  $\sigma$ 는 등가 유동 응력(equivalent flow stress),  $\epsilon_p$ 는 등가 소성 변형,  $\dot{\epsilon}_p$ 는 등가 소성 변형률,  $\dot{\epsilon}_0$ 는 노멀라이징(일반적으로  $1s^{-1}$ ) 된 기준 변형률(normalizing reference strain rate)을 각각 나타낸다. A, B, C, n, 그리고 m 값은 재료 고유의 특성 치로서, A는 준안정(quasi-static) 상태의 단순 인장 또는 압축 실험을 통해 얻어진 항복 응력, B는 가공 경화 계수, C는 변형률 가공 경화 계수, n은 가공 경화 지수, m은 열적 연화 지수를 각각 나타낸다. 또한,  $T_m$ 은 재료의 융점이 고,  $T_{ref}$ 는 기준 온도로서, 일반적으로 상온(298 K)의 값을 갖는다.

본 모델에서는 매우 짧은 입자 충돌 시간(나노 초)으로 인하여, 입자와 모재(substrate)의 변형 시, 열의

이동이 없는 단열(adiabatic) 상태가 가정되었다. 이것은 접촉 시간(contact time)과 재료의 열 확산율(thermal diffusivity)에 의해 결정된 열 확산 거리(thermal diffusion distance)가 시스템의 크기(characteristic system dimension)에 미치지 못하기 때문이다<sup>8)</sup>. 따라서, 열 전도가 고려되지 않은 소성 변형 에너지와 내부 에너지의 균형은 다음의 식으로 표현될 수 있다.

$$\rho c_v dT = \beta \cdot \sigma d\epsilon_p \quad (2)$$

여기서,  $\rho$ 는 밀도,  $c_v$ 는 열용량을 나타내며,  $\beta$ ( $\approx 0.9$ )는 Taylor-Quinney 상수로서 소성 변형이 열로 전환된 비율과 같다.

### 2.3 입자 충돌 시뮬레이션

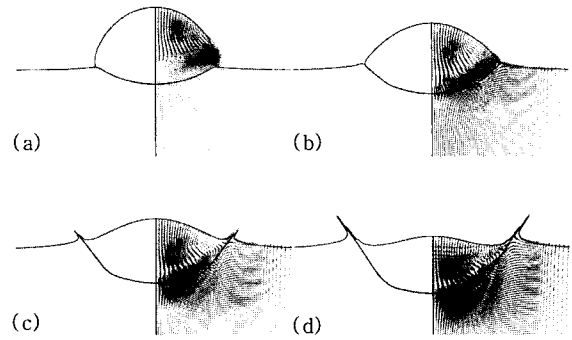
본 연구에서는 물성과 열-기계적(thermo-mechanical) 특성이 다소 다른 4가지 재료(구리, 니켈, 알루미늄, 티타늄)를 선택하여, 입자와 모재의 동종 재료 간 고속 충돌에 의한 고 변형을 변형 현상을 시뮬레이션 하였다. 입자의 충돌 속도는 200-1000  $ms^{-1}$  범위 내에서 5  $ms^{-1}$  간격으로 증가시켰으며, 입자의 크기는 25  $\mu m$ 로 고정하였다. 또한, 입자와 모재의 초기 온도는 상온(298 K)으로 가정하였다. Table 1의 재료 물성 치와 고 변형을 Johnson-Cook 상수들은 재료 물성 자료기지(database)와 문헌을 참고하였다<sup>18-21)</sup>.

## 3. 유한요소 해석 결과 및 고찰

Fig. 2는 충돌 속도에 따른 구리 입자와 모재의 동종 간 변형 거동 해석 결과를 보여 주고 있다. 충돌에 의

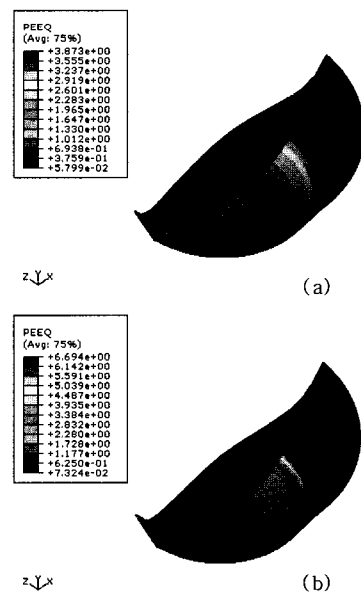
**Table 1** Material properties used in FE models

Parameter / Material	Cu	Al	Ni	Ti
Density ( $Kg\ m^{-3}$ )	8960	2710	8890	4510
Young's modulus (GPa)	124	68.9	207	116.0
Poisson's ratio	0.34	0.33	0.31	0.34
Heat capacity ( $J\ Kg^{-1}\ K^{-1}$ )	383	904	456	528
Melting temperature (K)	1356	916	1726	1923
A (MPa)	90.0	148.4	163.0	806.57
B (MPa)	292.0	345.5	648.0	481.61
n	0.310	0.183	0.330	0.319
C	0.025	0.001	0.006	0.0194
m	1.09	0.895	1.44	0.655
Reference temperature (K)	298	293	298	298
Reference strain rate ( $s^{-1}$ )	1	1	1	1



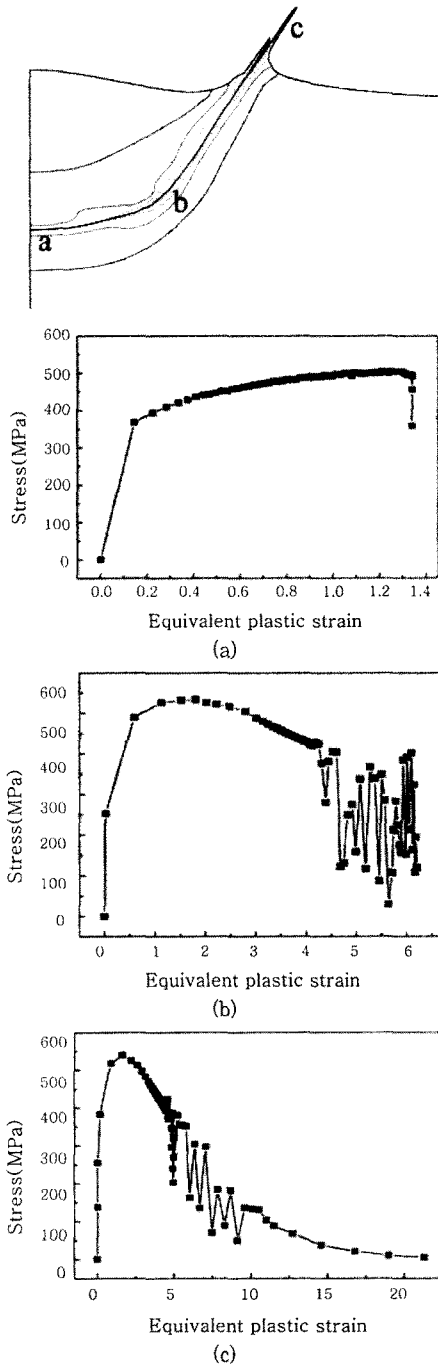
**Fig. 2** Simulated deformation features of a copper particle on a copper substrate, for the impact velocities of (a) 400, (b) 450, (c) 500, and (d) 550  $ms^{-1}$ . The arrows represent the velocity vectors of particle and substrate

한 변형이 완료된 시점에서의 각 충돌 속도 별 속도 벡터를 통해 확인할 수 있듯이, 상대적으로 속도가 낮은 경우(400  $ms^{-1}$ )에는 변형에 의한 에너지 소모 보다 반발 에너지의 양이 더 큰 것을 예측할 수 있다. 충돌 속도가 증가함에 따라, 입자와 모재의 변형이 점차 극심해지고, 변형에 의한 에너지 소모가 커짐으로 인해 반발되는 정도가 현저하게 줄어들음을 알 수 있다. 특히, 속도가 500  $ms^{-1}$  이상이 되면 충돌 계면의 분출(jet) 현상이 시작되어, 550  $ms^{-1}$ 에서 그 현상이 두드러지게 관찰된다. 이 두 속도 구간에서 변형 거동을 좀 더 자세히 살펴보면, Fig. 3에서 볼 수 있듯이, 입자 충돌



**Fig. 3** Deformation and equivalent plastic strain profiles at the side of copper particle after impact onto copper substrate, for the impact velocities of (a) 500 and (b) 550  $ms^{-1}$

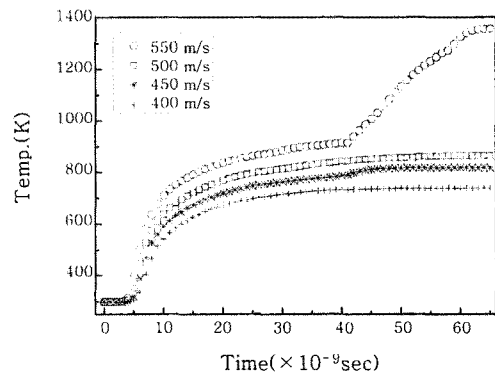
계면의 등가 소성 변형(equivalent plastic strain)의 최대 크기가 두 속도 구간에서 현저하게 증가하며, 최대 변형 값을 갖는 계면 영역 또한 확장된다. (이것은 2차원 축 대칭 해석 결과를 축을 중심으로 180도 회전하여 얻은 결과이다.) 이 때, 계면의 변형 구배(gradient)에 따른 유동 응력(flow stress)의 전개 양상을 살펴보면, Fig. 4와 같이 충돌 계면의 위치에 따라 그 양상이



**Fig. 4** Stress-equivalent plastic strain curves for (a) center, (b) intermediate, and (c) edge region of impacting interface, during Cu particle impact onto Cu substrate (at  $v = 550 \text{ ms}^{-1}$ , for  $t = 62.7 \text{ ns}$ )

다소 다르게 나타남을 알 수 있다. 각 위치에서의 응력-변형 곡선은 입자 충돌 시 접촉 시간(62.7 ns) 동안 1 ns 간격으로 얻어진 결과이다. 고 변형률 소성 변형에 기인한 유동 응력의 변화는 식(1)에 의해 변형 및 변형률에 따른 가공 경화와 단일 온도 상승에 의한 열적 연화와의 경쟁으로 이해될 수 있다. 지역 a에서는 가공 경화 우세에 의한 유동 응력의 증가가 두드러지며, 이것은 충돌 후 탄성 회복에 의한 반발력으로 작용하게 된다. 지역 b에서는 어느 정도 열적 연화가 작용하지만, 가공 경화와 치열한 경쟁으로 인해 유동 응력의 오르내림(fluctuation) 현상으로 이어진다. 이와 반면, 계면 분출 현상이 두드러지는 지역 c에서는 극심한 변형에 기인한 단일 온도 상승이 열적 연화의 우세를 초래하여, 유동 응력이 붕괴(collapse)되며 그 값은 거의 0에 가까워진다. 이러한 충돌 계면의 응력 붕괴 현상은 계면의 온도 상승과 밀접한 관련이 있는데, Fig. 5를 통해 확인할 수 있듯이, 임계 속도( $550 \text{ ms}^{-1}$ )에서의 급격한 온도 상승 전개로 설명될 수 있다. 이것은 앞서 소개한 단일 소성 불안정 이론으로 뒷받침되며, 열적 상승 지역(TBZ)<sup>16)</sup>으로 정의되어 재료에 따른 계면 접합을 특징짓고 설명할 수 있는 이론적 도구가 된다.

저온 분사 공정에서 입자의 초기 운동 에너지는 대부분 충돌 후 입자와 모재의 변형 에너지로 변환되며, 일부는 점성유동과 접촉면의 마찰에 의한 에너지로 소진된다. 한편, 초기 운동 에너지의 일정량이 회복 가능한 탄성 변형 에너지(recoverable elastic strain energy)로 재료 내에 저장된다. 이러한 에너지 변환 관계는 열역학 제 1법칙에 따른 에너지 보존 원리에 의해 다음과 같은 식으로 간단히 표현될 수 있다.



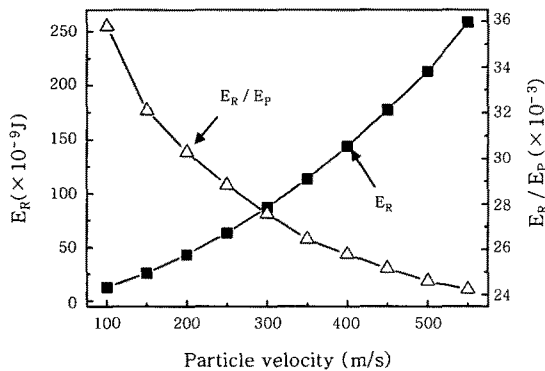
**Fig. 5** Temporal development of temperature in the most severely deformed region designated as thermal boost-up zone (TBZ)<sup>16)</sup> during impact for different velocities from 400 to  $550 \text{ ms}^{-1}$ , indicating adiabatic shear instability

$$E_K = E_I + E_V + E_F \quad (3)$$

여기서,  $E_K$ 는 입자의 초기 운동에너지,  $E_I$ 는 변환된 재료의 내부 에너지,  $E_V$ 는 재료의 점성 유동에 의해 소진된 에너지,  $E_F$ 는 재료 간 접촉면의 마찰 에너지를 각각 나타낸다. 유한 요소 시뮬레이션을 통해 산출된  $E_V$ 와  $E_F$ 의 양은  $E_I$  양에 비해 상대적으로 매우 작다(대부분 1% 이하). 또한, 재료의 내부 에너지( $E_I$ )는 다음과 같이 탄성 회복 에너지( $E_R$ )와 소성 변형 에너지( $E_P$ )의 합으로 표현될 수 있다.

$$E_I = E_R + E_P = \int_0^t \left( \int_V \sigma^e : \dot{\epsilon}^e dV \right) dt + \int_0^t \left( \int_V \sigma^c : \dot{\epsilon}^p dV \right) dt \quad (4)$$

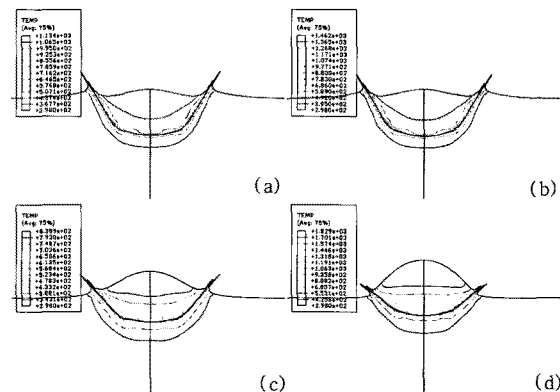
여기서,  $\sigma^e$ 는 Johnson-Cook 소성 모델 식에 따른 유동 응력,  $\dot{\epsilon}^e$ 는 탄성 변형률,  $\dot{\epsilon}^p$ 는 소성 변형률,  $V$ 는 단위 부피,  $t$ 는 단위 시간을 각각 나타낸다. 유한 요소 해석에 의한 외연 시간 적분 계산을 통해, 응력-변형 관계에 따른 탄성 회복 에너지( $E_R$ )와 소성 변형 에너지( $E_P$ )의 산출이 가능하다. 에너지 균형(energy balance) 원리에 입각할 때, 이 소성 변형 에너지와 점성 및 마찰 에너지는 충돌 계면의 단열 온도 상승을 유발하여, 접합 에너지<sup>12)</sup>를 형성하며, 나머지 재료 내에 저장된 탄성 회복 에너지가 접합을 방해하는 반발 에너지<sup>12)</sup>로 작용하게 된다. Fig. 6은 구리 입자와 모재의 동종 간 충돌 시 속도에 따른  $E_R$ 과  $E_P$ 의 변화를 보여주고 있다.  $E_R$ 은 속도에 따라 증가하는 반면,  $E_R/E_P$ (relative recovery energy, RRE)의 값은 감소하는 것을 알 수 있다. 이것은 앞서 설명했듯이, 충돌 속도(즉, 운동 에



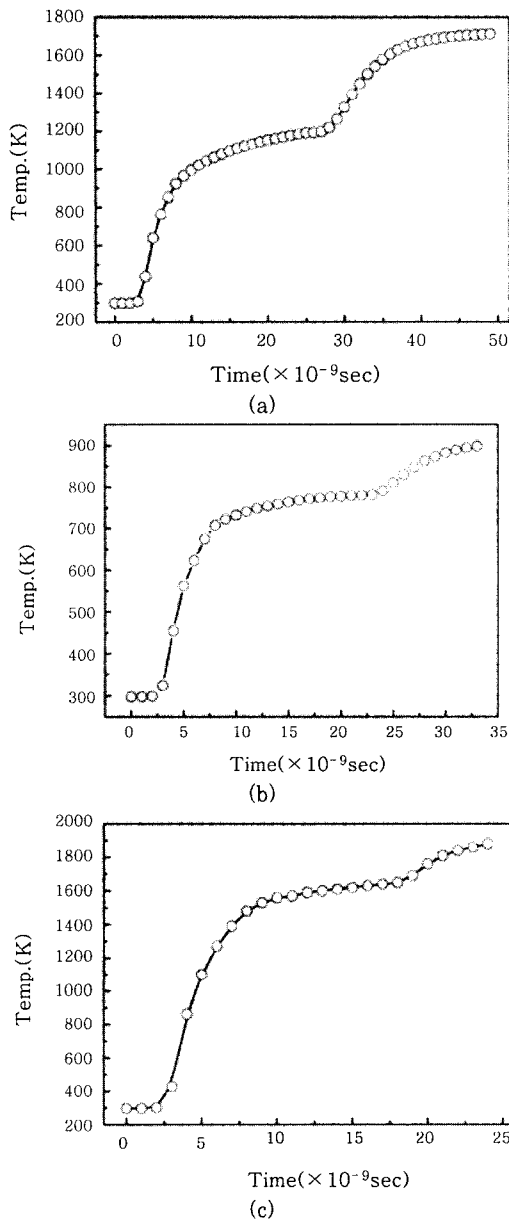
**Fig. 6** Plots of ratio between recoverable strain energy and plastic dissipation energy ( $E_R/E_P$ , termed as relative recovery energy, i.e., RRE), in case of Cu particle impact onto Cu substrate ( $v = 100\text{--}550 \text{ ms}^{-1}$ )

너지)가 증가함에 따라, 소성 변형 에너지가 상대적으로 증가하므로, 충돌 계면의 단열 온도 상승에 의한 열적 연화가 촉진되어, 유동 응력의 감소가 우세해지기 때문이다. 또한, 앞서 Fig. 5에서 보인 바와 같이 단열 소성 불안정 현상이 나타나는 임계 속도( $550 \text{ ms}^{-1}$ )에서 그 값이 최소가 됨을 알 수 있다.

이와 같이, 저온 분사 코팅의 성공적인 계면 접합은 각 재료의 임계 속도 이상에서 열적 상승 지역의 형성에 의한 상대 회복 에너지의 감소로 이해될 수 있다. 여기서, 재료의 열적 상승 지역은 입자와 모재의 고 변형을 변형 시 수반되는 단열 소성 불안정 현상과 직접적인 관련이 있으며, 재료의 변형능(deformability) 및 열-기계적 특성의 영향을 받는다. Fig. 7은 서로 다른 4가지 재료의 각각의 산출된 임계 속도에서의 변형 형태 및 온도 구배 해석 결과를 보여주고 있다. 앞서 보인 바와 같이, 구리가 상당한 변형과 함께 가장 낮은 임계 속도를 나타내고, 니켈은 상대적으로 높은 임계 속도에서 구리에 상응하는 변형 형태를 보인다. 이에 반해, 알루미늄과 티타늄은 구리와 니켈에 비해 월등히 높은 임계 속도를 갖는데, 이것은 이 두 재료의 낮은 변형에 기인한 것이다. 여기서, 각 재료의 임계 속도는 충분히 견고하게 접합된 상태를 고려하여, 단열 소성 불안정 개시 후, 계면의 최대 상승 온도가 포화 한계(saturation limit)에 도달할 때의 속도 값으로 취하였다. 이 때, 각 재료는 서로 다른 변형능과 밀도 및 열용량을 갖고, 또한 고 변형을 변형 시의 열적 연화 및 가공 경화 효과가 각각 다르기 때문에, Fig. 8에서와 같이 각 임계 속도에서 단열 소성 불안정의 양상

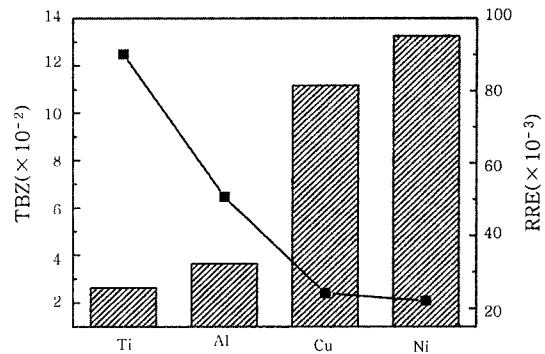


**Fig. 7** Deformation features and temperature contours of particle impact onto substrate: (a) Cu particle/Cu substrate (at  $v = 550 \text{ ms}^{-1}$ ,  $t = 62.7 \text{ ns}$ ), (b) Ni particle/Ni substrate (at  $v = 700 \text{ ms}^{-1}$ ,  $t = 48.8 \text{ ns}$ ), (c) Al particle/Al substrate (at  $v = 775 \text{ ms}^{-1}$ ,  $t = 32.5 \text{ ns}$ ), and (d) Ti particle/Ti substrate (at  $v = 865 \text{ ms}^{-1}$ ,  $t = 23.3 \text{ ns}$ )

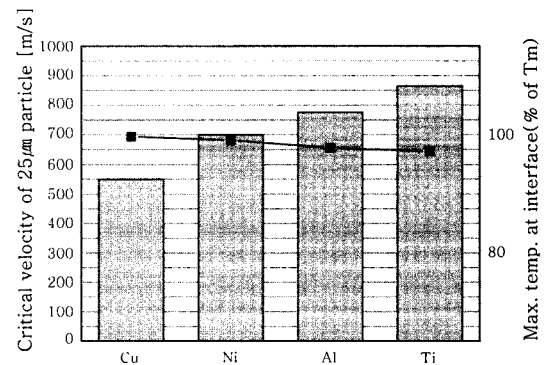


**Fig. 8** Temporal evolution of temperature in TBZ: (a) Ni particle/Ni substrate ( $v = 700 \text{ ms}^{-1}$ ), (b) Al particle/Al substrate ( $v = 775 \text{ ms}^{-1}$ ), and (c) Ti particle/Ti substrate ( $v = 865 \text{ ms}^{-1}$ )

(aspect)이 다르게 나타나며, 이에 따라 산술적으로 정의된 열적 상승 지역의 크기(노멀라이징 값)<sup>16)</sup>를 계산할 수 있다. 그 결과, Fig. 9에 도시된 바와 같이 각 입계 속도에서 티타늄, 알루미늄, 구리, 니켈 순으로 열적 상승 지역의 크기가 증가하며, 흥미롭게도, 앞서 논의한 에너지 균형 원리에 의해 산출된 상대 회복 에너지의 값이 이와 반비례 관계를 가짐을 알 수 있다. 한편, Fig. 10에서와 같이 각 입계 속도에서 계면의 최대 온도는 구리의 경우 용점의 99.7%에 도달하고, 그 다음으로 니켈, 알루미늄, 티타늄 순으로 입계 속도



**Fig. 9** TBZ columns versus RRE plots for the cases of Ti/Ti, Al/Al, Cu/Cu, and Ni/Ni (particle/substrate) at critical velocities of  $865 \text{ ms}^{-1}$ ,  $775 \text{ ms}^{-1}$ ,  $550 \text{ ms}^{-1}$ , and  $700 \text{ ms}^{-1}$ , respectively

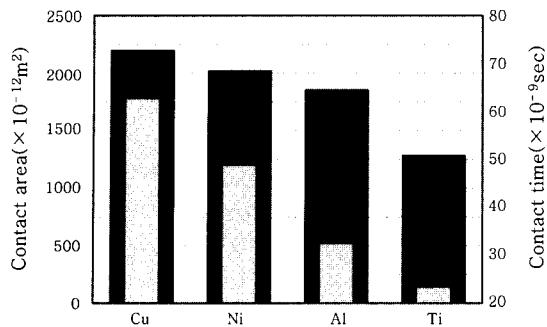


**Fig. 10** Critical velocities (columns) and maximum temperature (plots) at interface for the cases of Cu/Cu, Ni/Ni, Al/Al, and Ti/Ti (particle/substrate)

값에 반비례하여 그 값이 감소한다. 접촉 온도(contact temperature)와 더불어, 접합 인자(adhesion factor)<sup>12)</sup>인 접촉 면적(contact area)과 접촉 시간(contact time) 또한 Fig. 11에서와 같이 앞서 나열한 재료 순으로 동일한 양상을 보인다. 따라서, 재료의 각 입계 속도에서 나타나는 다른 양상의 단열 소성 불안정 현상은 열적 상승 지역의 크기뿐 아니라, 에너지 균형 원리에 따른 상대 회복 에너지와 더불어, 접촉 면적과 접촉 시간과 같은 접합 인자와 상호 연관성을 가짐을 알 수 있다.

#### 4. 결 론

본 연구에서는 유한요소 시뮬레이션을 통해, 물리/기계적 특성이 다른 구리, 니켈, 알루미늄, 티타늄의 입자-모재 간 고속 충돌에 따른 고 변형을 열-기계적 거동을 분석 및 고찰하였다. 고 변형을 변형 시, 충돌 계면의 열적 연화 효과가 가공 경화 효과 보다 우세할 때 나타



**Fig. 11** Contact area (dark gray columns) and contact time (light gray columns) for the cases of Cu/Cu, Ni/Ni, Al/Al, and Ti/Ti (particle/substrate) at critical velocity

나는 단일 소성 불안정 현상은 재료마다 다른 양상을 보이고, 이를 기준으로 예측된 각 임계 속도에서의 열적 상승 지역의 크기는 에너지 균형 원리에 따라 산출된 상대 회복 에너지와 반비례 관계를 갖는다. 또한, 각 재료 별 임계 속도는 구리( $550 \text{ ms}^{-1}$ ), 니켈( $700 \text{ ms}^{-1}$ ), 알루미늄( $775 \text{ ms}^{-1}$ ), 티타늄( $865 \text{ ms}^{-1}$ ) 순으로 높게 예측되고, 접촉 온도와 더불어 접합 인자로 작용하는 접촉 면적과 접촉 시간은 이와 반비례하는 상관 관계를 보인다. 따라서, 재료의 단일 소성 불안정 양상에 따른 열적 상승 지역이 저온 분사 코팅의 계면 접합에 영향을 미치며, 결과적으로 코팅의 형태 및 특성을 결정한다. 향후 높은 접합효율과 접합강도 및 낮은 기공도를 갖는 다양한 재료의 최적화된 코팅 공정을 위하여, 본 연구에서 논의한 접합 인자들뿐 아니라 입자의 크기 및 온도 등을 함께 고려한 범용화 된 모델의 연구 및 개발이 필요하다.

## 후 기

본 연구는 2006년도 정부 (과학기술부)의 재원으로 한국과학재단의 지원을 받아 수행하였습니다(No. 2006-02289).

## 참 고 문 헌

1. T.H. Van Steenkiste, J.R. Smith, R.E. Teets, J.J. Moleski, D.W. Gorkiewicz, R.P. Tison, D.R. Marantz, K.A. Kowalsky, W.L. Riggs, P.H. Zajchowski, B. Pilsner, R.C. McCune, K.J. Barnett, *Surf Coat Technol.*, **111**(1999), 62-71
2. S.H. Yoon, H.J. Kim, C. Lee, *Surf Coat Technol.*, **200**(2006), 6022-6029
3. S.H. Yoon, H.J. Kim, C. Lee, *Surf Coat Technol.*, **201**(2007), 9524-9532
4. H.J. Kim, C. Lee, S.Y. Hwang, *Mater Sci Eng A.*, **391**(2005), 243-248
5. S.M. Shin, Y. Xiong, Y.G. Ji, H.J. Kim, C. Lee, *Appl Surf Sci.*, **254**(2008), 2269-2275
6. J.C. Lee, H.J. Kang, W.S. Chu, S.H. Ahn, *CIRP Ann Manufact Technol.*, **56**(2007), 577-580
7. J.W. Wu, H.Y. Fang, S.H. Yoon, H.J. Kim, C. Lee, *Appl Surf Sci.*, **252**(2005), 1368-1377
8. H. Assadi, F. Gärtner, T. Stoltenhoff, H. Kreye, *Acta Mater.*, **51**(2003), 4379-4394
9. H. Czichos, *J Phys D: Appl Phys.*, **5**(1972), 1890-1897
10. C. Borchers, F. Gärtner, T. Stoltenhoff, H. Assadi, H. Kreye, *J Appl Phys.*, **93**(2003), 10064-10070
11. Y. Xiong, K. Kang, G. Bae, S.H. Yoon, C. Lee, *Appl Phys Lett.*, **92**(2008), 194101
12. J.W. Wu, H.Y. Fang, S.H. Yoon, H.J. Kim, C. Lee, *Scripta Mater.*, **54**(2006), 665-669
13. M. Grujicic, J.R. Saylor, D.E. Beasley, W.S. DeRosset, D. Helfritsch, *Appl Surf Sci.*, **219**(2003), 211-227
14. M. Grujicic, C.L. Zhao, W.S. DeRosset, D. Helfritsch, *Mater Design.*, **25**(2004), 681-688
15. T. Schmidt, F. Gärtner, H. Assadi, H. Kreye, *Acta Mater.*, **54**(2006), 729-742
16. G. Bae, Y. Xiong, S. Kumar, K. Kang, C. Lee, *Acta Mater.*, **56**(2008), 4858-4868
17. ABAQUS™ 6.7-2 user manual, Hibbitt, Karlsson and Soerensen, Pawtucket, RI, USA, 2007
18. G.R. Johnson, W.H. Cook, *Proc of 7<sup>th</sup> Int Symp Ball*, Hague, The Netherlands (1983), 541-547
19. N.K. Gupta, M.A. Iqbal, G.S. Sekhon, *Int J Imp Eng.*, **32**(2006), 1921-1944
20. S.M. Lee, S.W. Seo, K.J. Park, O.K. Min, *The Korean Society of Mechanical Eng A.*, **27**(7)(2003), 1152-1158
21. MataWeb, available online at [www.matweb.com](http://www.matweb.com)