Directed Energy Deposition에서 흙의 생성 원인 및 대책

김강형¹ · 정찬현² · 정대용² · 현승균^{1,2,*}

¹인하대학교 금속재료공정공학전공

²인하대학교 신소재공학과

Causes and Measures of Fume in Directed Energy Deposition: A Review

Kang-Hyung Kim¹, Chan-Hyun Jung², Dae-Yong Jeong², and Soong-Keun Hyun^{1,2,*}

¹Program in Metals and Materials Process Engineering, Inha University, Incheon 22212, Republic of Korea

²Department of Materials Science and Engineering, Inha University, Incheon 22212, Republic of Korea

Abstract: Pores and cracks are known as the main defects in metal additive manufacturing (MAM), including directed energy deposition (DED). A gaseous fume is often produced by laser flash (instantaneous high temperature) during laser processing, which may cause various defects such as porosity, lack of fusion, inhomogeneity, low flowability and composition change, either. However the cause and harmful effects of fume generation in DED are known little. In laser processing, especially laser welding, many studies have been conducted on the prevention of fume because it generates defects that hinder uniform reactions between the laser beam and the materials. Generally, the fume occurs with easily vaporizing low melting point components or sensitive oxidizing elements. Unsuitable conditions are also known to have an effect, including laser power, travel speed, powder feed rate and shielding gas supply. Practically, there are many more fume generating factors in the DED process, and the lack of understanding requires a lot of trial and error. In this article the laser-related and weld metallurgy literatures were reviewed, focusing on the prevention of fume in powder DED. The causes of the fume, were explained to result from the stages of cavitation bubbles generated by the laser induced plasma and the nanoparticles released. Additionally, the effects of alloying components and environmental conditions for fume generation in the DED process were investigated, and suggestions are proposed to prevent fume.

(Received March 20, 2020; Accepted April 12, 2020)

Keywords: metal additive manufacturing, defects, fume prevention, cavitation bubble, nanoparticles

1. 서 론

1.1 Directed Energy Deposition (DED) 공정

금속적층제조 (Metal Additive Manufacturing, MAM)는 전통적 제조 기술의 여러 장르를 통합하는 성격을 가지고 있어, 앞으로 제조업과 부품 유통구조를 바꿀 근본적인 제조기술의 혁신으로 주목받고 있다. 예를 들어 주조, 단조, 용접과 기계가공을 한 공정으로 통합할 수 있으며, 대표적인 예로 DED는 표면강화 코팅과 내식용 도금을 대체할 수 있다. 또한, 금속 3D 프린팅 기법은 4차산업에서 요구

되는 신속 맞춤형 제조방식이며, 디지털화가 용이하여 제조업의 비중이 큰 국가들에게는 위협과 기회가 동시에 포함된 제조기술이다. 그 동안 인구나 자본 면에서 노동집약적인 대량생산이 불리했던 국가와 기업들 입장에서는 제조업의 진입장벽을 뛰어넘을 기회로 여겨지는 기술이다. 이런 확장성과 혁신기술 등의 다양한 이유로 적층제조는 많은 국가들의 관심을 받고 있으며, 실제로 시장의 판도를 바꾸고 있다. 그동안 인구, 자본이 뒷받침되어야 가능했던 자동차 산업은 더 많은 국가들에게 기회를 부여할 전망이다. 일례로 미국 보청기 산업은 불과 500일만에 금형 사출 방식 제조에서 3D 프린팅 제조로 생산방식이 바뀌었다 [1]. 이런 변화는 소비재와 같은 경공업에만 해당되지 않고 다이캐스팅과 같은 주조공업, 유전체굴장비나 해운선박과

- 김강형: 박사과정, 정찬현: 석사과정, 정대용 · 현승균: 교수

*Corresponding Author: Hyun Soong Keun

[Tel: +82-32-860-7547, E-mail: skhyun@inha.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

같은 중공업이나 화학공업 등의 전통산업에도 적용된다. 예를 들어 다이캐스팅, 사출공정에서 형상 적응형 냉각채널 (Conformal Cooling Channel)을 적용하여 생산성을 향상하는 방법, 해양시추선이나 우주정거장에서 부품을 조달하는 방법에서 적층제조는 가장 유용하고 신속한 대응법이다.

MAM 중 하나인 DED는 금속분말 또는 와이어 소재를 레이저나 전자빔 등의 고에너지로 녹여 단층 클래딩하거나 입체로 적층제조하는 방법이다. DED는 열용사, 용접용으로 상용화된 금속 합금 와이어 및 전극 재료를 사용할 수 있고, 로봇이나 NC 선반 등 이미 구축된 장비를 활용하여 적층하며, 제조가 완료된 제품의 형상 위에 적층 할 수 있다는 점에서 신규 제품의 제조뿐 아니라 사용 중인 제품의 부분 보수 등에도 활용할 수 있는 장점이 있다.

또한 DED는 도금이나 열용사, 육성 용접을 대체할 수 있다. 현재는 실린더, 롤러와 같은 원통형 제품에 내식, 내마모성을 부여하기 위해 경질크롬도금과 Plasma Spray, High Velocity Oxygen-fuel Flame(HVOF), High Velocity Air-fuel Flame(HVAF)에 의한 열용사기술이 이용되고 있다. 하지만 경질크롬도금은 인체 내에서 강한 산화성으로 암발생 원인이 되므로 세계적으로 금지되는 추세이고, 열용사기술은 접합강도가 낮아 접촉 시 전단응력이 큰 부분에서 박리문제가 발생한다. DED는 이런 문제점을 개선한 표면처리로서 금속결합에 육박하는 접합강도와 다양한 재료의 활용, 그리고 이중재질과의 접합을 가능하게 하여 많은 활용이 기대되는 기술이다.

1.2 DED 상용화에서의 흠 연구 필요성

금속분말을 이용한 DED 공정은 Sandia Corporation의 Jeantette 등에 의해 1996년에 최초로 특허출원 되었다 [3]. 그 뒤 레이저 클래딩 및 CNC 모션 기술의 발전으로 꾸준히 발전해 왔으며 다양한 레이저와 분말을 사용하도록 개발되었다. 최근에는 Atwood 등의 연구로 공정이 개선되어 개량된 LENS™ (Laser Engineered Net Shaping) 공정을 소개하였으며, 층 높이에 따라 측면 방향의 치수 정확도와 수직 방향에서 더 우수한 치수 정확도를 갖는 부품을 생산할 수 있다고 보고했다 [4]. 이 분말 DED 공정은 고강도 및 고연성을 보유하여 인라인 수리 작업 뿐만 아니라 복잡한 3D 형상 적층에도 적용한다 [5]. 최근에는 LENS™ 기술을 이용하여 저합금강, 스테인리스강 [6], 니켈 합금 [7] 및 티타늄 합금 [8]과 같은 다양한 재료로 고품질 부품을 생산하는 등 분말 DED 공정이 폭넓게 연구되고 있다 [9].

이런 DED기술이 산업분야에 적극 채용되기 위해서는 기

공, 성분조성 변화, 강도저하와 균열을 유발하는 흠이 반드시 해결되어야 하지만 학계의 연구는 부족한 상황이다. DED공정에서의 결함 연구들은 기공과 균열 [10-15]에 집중되며, 이를 낮추기 위한 노력과 함께 모재의 회석 [16], 용합불량 [17] 등의 영향도 언급되었지만, 흠 발생 원인과 영향에 대해서는 별로 알려지지 않았다. 이렇듯 흠은 DED 품질에 큰 영향을 줄 수 있음에도 MAM문헌들에서는 흠 억제 방안이 충분히 제공되지 않았으며, 또한 제시된 내용도 단편적인 경우가 많았다.

따라서 본 리뷰논문은 레이저 광학, 재료공학, 물리야금학, 용접공학, 유체동역학과 표면공학 분야의 문헌들에서 흠의 생성기구를 고찰하고, 이 내용들을 DED공정에 적용하기 쉽도록 주요 변수들로 간추리고 상호연관성을 쉽게 유추하여 흠 예방대책 수립에 적용할 수 있는 정보로 제공하고자 한다.

2. DED에서 흠이 야기하는 문제

금속 공정에서의 흠이란 금속이 용융되면 용액 중 일부 성분이 높은 증기압에 의해 대기 중으로 방출된 고온의 작은 입자 상태인 물질을 말하는데, 주로 대기 중에 부유할 정도로 작은 고체입자들을 일컫는다. 흠은 주변의 가스와 반응하여 수십 나노 사이즈의 입자를 형성하게 되며 생활 속에서 접하는 연기나 초미세먼지와 유사하게 거동한다. 흠이 인체에 흡입되면 건강상 문제를 일으킬 수 있다는 사실은 잘 알려져 있다. 그러나 흠 발생은 기공, 조도 증가, 용합불량, 성분 변화와 불균일에 의한 균열, 모재 표면과 노즐의 오염, 불균일성, 피로강도 저하, 열전도도 저하, 용액 흐름성 변화와 같은 다양한 불량과 연관되는 중요한 요인이다.

공정 중에서 흠에 의해 발생하는 문제를 해결하기 위해서는 우선적으로 금속분말과 레이저 빔과의 상호관계를 이해해야 한다. 재료적인 측면에서 금속분말 용점과 기화점, 사이즈 분포와 공급량, 노즐에서의 공급방법 및 모재와의 적합성 여부와, 공정에 사용된 레이저 빔의 종류, 출력방법, 레이저처리 분위기과 반응시간 등이 모두 흠 발생에 영향을 미친다.

3. 레이저로 인해 발생하는 흠과 개선방안

3.1 레이저의 영향

과거에는 단순히 흠이 고에너지에 의한 고체금속의 단순한 기화라고만 이해하였다. 그러나 유체역학적인 해석과 물

Fig. 1. Example of chromium plated roller [2]

리적 계산에 의하면 흡 발생 전에 플라즈마 단계를 거쳐 나노입자 방출에 의해 흡이 발생하는 것으로 보고 되었으며 [18-56], 최근에는 X선, 레이저 이미지, 공초점현미경 등을 이용하여 고속촬영으로 이런 과정들을 직접 관찰하는데 성공하였다 [53-56].

고출력 레이저에서 광 강도가 증가하면 광자가 고속 진동하며 날아가 재료에 충돌하고, 금속원자의 자유전자들이 에너지를 흡수하여 레이저 유기 플라즈마 (Laser induced plasma)가 발생된다 [57].

이 과정에서 레이저 빔 초점에 접하는 모재는 고속가열되어 용융지 (melt pool)를 형성하는데, 순간적인 레이저 플래시(laser flash)로 인해 고온에 도달하면 용융지에서 플라즈마 플룸(plasma plume) 형성단계와 캐비테이션 버블 형성단계를 거쳐 수십 nm크기의 입자들로 방출된다 [53]. 이 방출된 고온의 나노입자들을 흡 [56]이라고 부르며, 대기와 만나는 과정에서 쉽게 산화물, 질화물로 바뀐다. 흡은 인체 뿐만 아니라 레이저 반응과 DED 품질에 큰 영향을 미치기 때문에 이를 억제하는 것은 DED에서 매우 중요하다.

고출력 레이저 빔 중심부에서의 온도는 출력에 따라 약 2000 °C 이상이며 3200 °C 를 초과하는 고온이 되는 경우도 있어 [58], 모재와 분말의 열전도도 한계에 의해 순간적으로 재료는 기화되고, 플라즈마가 발생하는 일이 종종 생긴다. 분말 입자 사이즈가 작아도 표면 에너지가 높고 열전달 시간이 짧아져 플라즈마를 형성하기 쉽다. 그리고 분말 재료의 레이저 흡수율도 플라즈마와 밀접한 연관이 있다. 레이저 흡수율이 낮은 재료는 처음에는 강한 레이저 빔에도 용융되지 않다가 국부적으로 용융된 부분에서는 흡수율이 급격히 상승하여 용액이 과열되기 때문이다. 레이저 에너지의 흡수율에는 재료 조성, 조사각 및 레이저 파장 등이 관계되는데 그림 2에서 재료와 레이저 파장에 따라 흡수율이 다름을 알 수 있다 [50]. 예를 들어 1미크론 내외 파장의 Nd:YAG 레이저에서 알루미늄합금의 흡수율은 불과 5~15% 이지만, 철강은 40%가 넘는다 [50]. 따라서 알루미늄의 용점은 철강보다 낮음에도 불구하고, 레이저 흡수율이 낮아 용융상태 조절이나 플라즈마 형성을 억

Fig. 2. Absorptivity as a function of wavelength for several metals[50] (Reused from *Industrial Applications of Lasers*, 2nd ed., J.F. Ready, p.320, 1997, with permission from Elsevier)

제하는 것이 쉽지 않아 자칫 과열로 인해 흡이 발생하기 쉽다.

또한 레이저에서 재료 가열 에너지를 가지는 종파(P wave)는 모재와 이루는 조사각이 70°일 때 흡수율이 25%에 지나지 않지만 87° 이상에서는 흡수율이 70-82%에 이를 정도로 크게 증가하며, 파장이 1미크론 내외인 Yb도핑 파이버 레이저는 조사각이 70-85° 구간에서 흡수율이 높지만 파장이 10미크론 수준인 CO₂ 레이저는 85-88.5° 조사각일 때 흡수율이 가장 높다 [59].

레이저에 의해 흡이 발생할 확률에 대해서는 1968년 Anisimov가 진공 중에서 금속증기 운동을 유체역학적으로 해석한 이래, 흡 거동 연구가 많이 이루어졌다 [18]. 특히 Anisimov와 Khokhlov 는 온도에 따른 기화율을 다음과 같은 식으로 표현하여 흡 발생율을 예측하였다.

$$V_n = V_0 \exp(-U/T) \quad (1)$$

V_n 은 기화 전방속도 (Evaporation front velocity)의 법선성분 (Normal component), V_0 는 응축상 (Condensed phase)의 음속 차수 (Order of speed of sound)인 상수, 내부 에너지 $U = ML_v/k_B$ 이며, M 은 원자질량, L_v 는 기화 잠열 (단위 질량당), k_B 는 볼츠만 상수이다 [19]. 그러나 기화는 단순히 온도에만 의존하는 변화가 아니다. 예를 들어 재료의 기화점과 용점이 반드시 비례하지 않으며, 합금의 용융에서는 원자 간의 공정반응이나 금속간화합물과 같이 원소 고유의 변태점에 비해 크게 달라지는 현상이 있다. 따라서 흡과 온도의 관계를 해석할 때는 상태를 참고하여 흡발생 여부를 유추할 필요가 있다.

Fig. 3. Conceptual diagram of fluid flow just before the generation of fume (modified from Ibrahimkutty's report [55])

Anisimov의 해석 이후 레이저 어블레이션 연구 과정에서 분자역학 (Molecular Dynamics, MD), 유체역학(HD), Direct Simulation Monte Carlo (DSMC)법 같은 방법들이 제안되면서 가스 입자의 특성, 플라즈마 형성, 플룸 거동에 대한 해석들을 통해 흠 발생과정 이해에 많은 진전이 있었다 [20-49].

그림 3은 레이저에 의해 흠이 발생하기 직전의 유체 흐름을 그린 개념도이다. 분말과 모재 (substrate)가 용융된 후에 레이저 빔이 유지되면 플라즈마에 의해 수 백 μm 크기의 캐비테이션 버블 (cavitation bubble)이 생성되고, 버블이 팽창하는 과정에서 플라즈마 플룸이 생기면서 버블 내부에 유체 흐름이 솟아오르게 된다 [55].

레이저에 의한 기화과정에 대해서는 펄스 레이저 보고서들을 주로 참고하였다. 다음 그림 4에서 연속과 레이저일 경우는 레이저가 소재와 반응하는 시간이 지속시간 (duration time)에 직선적으로 비례하며, 펄스 레이저나 초단파 레이저에서는 지속시간 단위에 따라 반응시간이나 모재의 반응이 다를 것을 직관적으로 가늠할 수 있다. 반응시간에 관해서는 Yeo 등이 제시한 다음의 간단한 식이 있다.

$$P_p = E/D \quad (2)$$

P_p 는 피크 출력 (W), E 는 펄스 레이저 에너지 (J), 그리고 D 는 펄스 레이저 지속시간 (s)이다. 따라서 지속시간 D 는 레이저 빔과 반응하는 시간으로 간주할 수 있다 [60]. 이 식은 동일 레이저 장비에서 실험 조건을 변화시켜 가며 결과를 비교할 때 유용하다. 하지만 단순히 출력만으로 이들을 상대비교하기는 어렵고, 레이저 방식이나 빔의 모드가 달라지거나, 재료가 바뀌면 레이저 흡수율이 달라져 같

Fig. 4. Laser wave type and heat affected zone [61]

Fig. 5. Wave characteristics of pulsed laser and continuous wave laser

은 출력에서도 빔의 최고온도와 온도분포는 달라지게 된다.

레이저 빔의 온도는 기화 현상을 일으키는 근본적인 원인 중 하나이므로 이에 대해 살펴본다. 다음 그림 5는 펄스 레이저와 연속과 레이저의 파형특성을 비교한 것이다.

그림 5에서 보듯 펄스 레이저에서는 중간의 휴지시간이 어떻게 되느냐에 따라 총 인가 에너지가 연속과 레이저보다 더 낮을 수도 있고 높을 수도 있다. 출력이 안정적인 고출력 연속과 레이저에서의 초점 온도는 $2000\sim 3200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 로 알려져 있지만, 피크 출력이 높은 펄스 레이저에서의 초점 온도는 연속과 레이저보다 더 높은 경우가 많다 [62]. 그리고 레이저 빔의 모드에 따라, 중심부 강도가 강한 가우시안보다는 탑햇 (Top-hat)인 경우에 최고온도가 더 낮아지므로 흠 발생 가능성이 낮아진다 [63].

하지만 레이저 파장에 따른 에너지 [65], 재료의 흡수율 [65,66], 재료의 열전도도, 표면조도에 따른 반사율, 레이저 빔 이송속도 [68], 빔에서의 위치에 의해서도 가열 온도가 달라지기 때문에 같은 레이저 장비에서도 일률적으로 레이저 빔의 온도를 규정하기는 어렵다.

이런 레이저의 특성으로 인해 레이저 온도를 측정하거나 일정하게 유지하는 것이 쉽지 않은 점이 공정개발에서의 어려움이다. 그럼에도 불구하고 1970년대 이래 레이저 빔의 강도를 계산하거나 [68] 라만 측정법 [69]과 광학 고온계 [70] 등으로 레이저 빔의 온도를 직접 측정하려는 노력들이 이어져 레이저 빔의 온도분포를 확인할 수 있었다. 지금은 정밀한 온도 센서들이 많이 개발되어 MKS의 Ophir 센서 같은 경우 레이저 빔 온도를 1% 오차 범위로 측정할 수 있는 수준에 이르렀다. 또한 공정에서 이들 변수를 일일이 고려하지 않더라도 실제로는 장비에 의해 빔 사이즈, 레이저 종류, 초점 거리 등이 이미 결정된다. 또 레이저 출력, 분말량, 이송속도만 변수로 하여 single track deposition, multi-track deposition 실험을 해보면 해당 장비에서 적용 가능한 조건인지, 재료가 적합한지 등을 판별할 수 있기에 레이저 빔 온도측정을 반드시 필요로 하지는 않는다.

3.2 나노입자 방출에 의한 흠 발생

대부분의 문헌들은 레이저 광자가 모재에 침투하면 표면이 용융되어 용융지가 형성되고, 용액에서 플라즈마가 생기면 이후에 흠이 발생한다고 간단하게 설명하였다 [71-73]. 하지만 실제 플라즈마 형성 이후 흠 생성 사이에는 몇 가지 과정들이 추가로 존재한다. 연속파 레이저에서는 이런 모든 반응이 불과 수십 ~ 수백 μs 시간 내에 이루어지며 [71], 펄스 레이저에서는 최고 출력에 따라 더 빠른 시간에 일어난다 [73]. 용융지에서 플라즈마가 생기면 캐비테이션 버블이 형성되어 팽창되면서 내부에 플라즈마 플룸이 솟구치는데 [55], 이를 따라 방출된 나노입자들은 흠으로 된다. 이렇게 방출된 나노입자들, 즉 흠은 분위기 중의 가스와 반응하여 산화물, 질화물 등을 형성하기 때문에 분말과 모재에 균일하게 레이저 에너지가 전달되는 것을 방해할 뿐만 아니라 불순물로 혼입될 수 있어 건전한 DED층을 얻기 어려워지는 것으로 판단된다.

연속파 레이저에서는 피크 출력이 없어 펄스 레이저와 달리 충격파 효과나 나노입자 발생은 없다고 오해할 수 있다. 그러나 실제로는 연속파 레이저에서도 플라즈마가 형성되며, 연달아 플라즈마 플룸, 캐비테이션 버블, 나노입자 방출 과정들이 나타나고 [56,71-75] 흠 발생으로 이어지는데, 이는 종모드 전자기파의 강도와 가속에 의해 플라즈마가 형성된 것으로 쉽게 유추할 수 있다. 또한 캐비테이션 버블이 붕괴될 때 충격파가 발생하는 것은 많이 알려진 사실이며 고출력 연속 레이저에서 캐비테이션이 발생하게 되면 충격파가 존재한다는 추론이 가능하다.

3.3 캐비테이션 버블 (cavitation bubble)의 영향

캐비테이션은 액체가 존재하는 곳에서 온도가 상승함에 따라 액체 속에 포화된 성분의 증기압이 낮아지면서 기화할 때 증기 버블이 생기는 현상이다. MAM에서 캐비테이션 버블이 생기는 이유에는 유체 압력변화 뿐만 아니라 용액의 유체속도 변화에 의한 증기압 변화도 주요 요인이다. 즉, 용액의 점도나 기화성분의 함량이 높으면 캐비테이션 발생 가능성이 높아 흡이나 스패터의 원인이 되곤 한다. 단시간에 고압을 형성했던 캐비테이션 버블 내에서는 기상의 응집으로 나노 입자가 생성되었다가, 플룸 형성과 폭발로 이어지면서 방출된 나노입자들이 흠을 발생시키고, 버블 내에서 크게 응집되었던 나노 입자들은 방출되면서 주변에 스패터를 형성한다.

연속파 레이저와 같은 고에너지 빔과 반응할 때 레이저 빔의 이동속도가 빨라지면, 유체의 증기압에 변화가 생겨 증기 버블이 발생하게 된다. 레이저 빔에 의해 생성되는 유체의 이동속도가 빠를수록 용액의 증기압은 낮아져 캐비테이션 버블이 생기기 쉬워진다. 실제에서는 레이저 빔의 이동속도가 빨라지면 유체 이동속도가 빨라지는 것과 유사한 효과가 생긴다. 이는 다음 베르누이의 법칙을 설명하는 식에서,

$$p + \rho v^2/2 + gh\rho = \text{constant} \quad (3)$$

p 는 압력, ρ 는 유체의 밀도, v 는 유동 속도, g 는 중력 가속도, h 는 기준면에 대한 레이저 초점의 높이 [76] 일 때, 유체속도가 증가하면 압력이 낮아지는 사실을 알 수 있다.

DED공정에서 캐비테이션 버블은 붕괴되는 과정에서 충격파나 진동을 발생하므로 응고 중인 층에도 결함을 남기게 된다. 이밖에 충격파를 일으키는 캐비테이션 버블 원인에는 용액 내의 기포가 렌즈 역할을 하여 용액을 과열시키는 광학 캐비테이션 (Optical cavitation) [77]도 있다.

다음 그림 6은 Stauss 등이 플라즈마 어블레이션에서 캐비테이션 버블생성에 의해 나노입자들이 발생하는 과정을 설명한 그림이다 [51,52].

Stauss 등의 연구에 의하면, 레이저 조사 후에 캐비테이션 버블이 가장 크게 팽창한 때에 나노입자 핵이 형성된다. 시간이 지나면서 일부 나노입자들은 버블 내에서 응집되어 더 큰 나노입자로 성장하는데 큰 입자가 캐비테이션 버블에 갇혀 있는 동안, 작은 나노입자 일부는 버블에서 주변의 유체로 빠져나가기로 한다 [51]. 이 연구에서는 나노입자들이 통과할 수 있는 이유에 대해 캐비테이션 버블의 계면이 이동이 불가능한 물질막이 아니라 압력과 밀도 차이

Fig. 6. Plasma formation, cavitation bubbles, and vaporization by nanoparticle nucleation and growth in a pulsed Laser, at $t \sim 10^{-6}$ - 10^{-4} s. [51,52]

로 형성된 막으로 나노 입자가 통과할 수 있는 상태이기 때문이며, 버블 내의 압력이 증가하고 캐비테이션 버블이 붕괴되는 과정에서 일부 나노 입자들은 플라즈마에 의해 재생성되는 캐비테이션 버블 속에 갇혀 잔류하기 때문이라고 주장한다. 또한 버블 속에 나노 입자들의 수가 증가하면 플라즈마 플룸이 상승하여 다시 캐비테이션 버블 붕괴가 일어나게 나며, 캐비테이션 버블이 붕괴할 때 형상은, 플라즈마 플룸에 의한 나노 입자들의 제트 유속이 모재의 표면에 수직방향으로 방출되어 그림 3과 같이 뿔쭉한 고갈 형태가 된다고 설명하고 있다.

플라즈마 발생에서부터 나노 입자방출까지의 단계를 연구한 Muneoka 등의 연구에 의하면, 기체 분위기에서는 플라즈마 발생으로 부터 나노입자 방출까지 플라즈마 형성단계 (phase I), 캐비테이션 버블 팽창단계 (phase II), 이중층 캐비테이션 버블의 팽창단계 (phase III), 수축단계 (phase IV), 침체단계 (phase V), 나노입자 방출에 의한 캐비테이션 버블의 붕괴단계 (phase VI)까지 총 6단계를 거치게 된다 [56].

하지만 DED동일 조건에서도 레이저 노즐과 모재의 상대각도를 바꾸면 흠이 줄어드는 것을 볼 수 있는데, 이는 레이저 조사각과 분말, 가스의 공급각도에 따라 캐비테이션없이 용액이 형성되는 구간이 존재한다는 것을 말한다. 이런 현상은 다음의 Tupper 식으로 설명할 수 있다 [78].

$$\sigma = (p_r - p_v) / (0.5 \rho v^2) \quad (4)$$

σ = cavitation number

Fig. 7. Cavitation bucket diagram [78]

p_r = reference pressure (Pa)

p_v = vapor pressure of the fluid (Pa)

ρ = density of the fluid (kg/m^3)

v = velocity of fluid (m/s)

식 (4)에서 받음각의 일정 범위 내에서는 캐비테이션 수가 증가해도 캐비테이션이 쉽게 일어나지 않는 비캐비테이션 영역이 존재한다. Tupper는 캐비테이션수와 받음각 (angle of attack)의 관계에서 비캐비테이션 영역을 그림 7의 캐비테이션 버킷 다이어그램으로 설명하였다 [78]. DED에서도 이같은 캐비테이션 버킷 다이어그램과 이와 연관된 분말의 성분, 모재의 표면조도에 따른 레이저의 흡수율 차이에 대한 이해는 흠 억제에 매우 유익하다.

캐비테이션 버블이 생기고 최고점에 이를 때 플룸 팽창이 일어나는데, 그림 8은 레이저 어블레이션에 의해 알루미늄 나노입자를 합성하는 연구에서 수백 μs 시간 사이에 플라즈마로 인해 생긴 가스상들이 응집하였다가 터지는 과정을 공초점현미경으로 관찰한 사례를 소개하고 있다 [54].

또한 그림 9는 Ibrahimkuty 등이 약 320 μs 레이저를 조사한 후 캐비테이션 버블의 내부에서 레이저 초점 위치로부터 플라즈마 플룸이 솟아 오르는 장면들을 X선 투과 촬영한 사진들이며, 앞에 그림 3은 이의 개념도이다 [55]. 흠은 이때 방출되는 유체의 나노입자들을 일컫는다.

3.4 초점이격(Defocus)의 영향

초점이격은 모재의 표면에서 레이저 빔의 초점을 약간 떼어 거리를 두는 것으로, 초점이격 거리가 증가할수록 레이저 초점이 모재로부터 멀어져 접하는 레이저 빔의 직경

Fig. 8. Cavitation Bubble produced stages by laser induced plasma [53]

Fig. 9. Representative six individual radiographs from single laser shots at a fixed delay of ca. 320 μ s showing the variability of the material ejection. There is a variable dark pattern in the inside of cone-shaped cavitation bubble. It appears for most of the individual images and emanates from the laser focus point and seems to branch away from the target. [55]

Fig. 10. Effect of beam focus on the depth and shape of laser drilling (modified from Yeo's report) [60], [79]

은 커지므로 용융지 온도는 낮아지고, 분말이 레이저 빔과 반응하는 시간은 늘어나 용융분말 온도가 높아지게 된다. 그림 10은 레이저 드릴링에 관한 초점이격을 설명하는 내용이라 분말 공급이 생략되었지만 초점이격에 따른 레이저 빔 초점의 변화에 따른 영향을 잘 설명하고 있다 [79]. (h), (i)의 예처럼 레이저 빔과 모재 간의 조사각이 변화되어도 초점이격과 유사한 효과가 나타난다.

레이저 빔의 초점으로부터 모재표면의 거리가 멀어지면 가열온도가 저하하여 안정된 용융지가 형성되기 어려운 조건이 된다. 반면에 초점에 맞춰 공급되던 분말은 레이저 빔 안에서 머무는 시간이 늘어나는 효과로 분말입자의 가열온도는 높아진다. 즉, 모재의 용융지에 도달하기 전부터 분말이 가열되므로 분말 내의 일부 원소가 기화하며 흠 발

생이 쉬워진다. 초점이격에 대해 추가적인 자료가 필요한 경우 Engström의 논문 [98]을 추천한다.

4. 재료로 인해 발생하는 흠과 개선방안

4.1 분말의 영향

레이저는 대표적인 고에너지이기 때문에 용접 등에서 흠 발생이 쉬운 합금원소들은 종종 용융지 표면에서도 심하게 흠을 발생한다. 이런 원소들의 기화점은 대개 2000 °C 이하이다. B, C, P, S나 할로겐 원소들을 함유하거나 낮은 기화점을 가지는 금속원소를 포함하는 분말은 쉽게 흠을 발생시켜 모재 표면에서 레이저광의 흡수를 방해하게 된다. 하지만 대개의 경우 합금분말에서 P, S의 함량은 0.02% 이하로 극히 적어 문제되지 않으나 C의 경우는 작은 양으로도 종종 흠의 원인으로 적용한다. 따라서 DED에서는 화합물의 고온 안정성이 매우 중요하다. 예를 들어 합금강 분말에서 강화 원소로 가장 많이 사용하는 원소들 중의 하나가 Cr인데, 정작 크롬 탄화물들은 100여년의 연구에도 불구하고 그 거동에 대해 완벽하게 이해되지 않았다.

일반적으로 화합물의 안정성 여부를 확인하는 방법으로 Ellingham diagram에서 화합물들의 Gibbs 자유에너지를 비교하게 된다. 대부분의 논문들은 Ellingham diagram을 인용하여 크롬 탄화물의 경우 대부분 Cr_{23}C_6 가 Cr_7C_3 나 Cr_3C_2 보다 더 안정하다고 보고하고 있다. 그러나 이들은 700~1300 °C 범위에서의 고체 내 반응에서의 안정성이므로 용융점 이상 고온으로 상승하는 레이저빔이나 전자빔과 같은 고에너지 빔에서의 고온 안정성을 비교하는 DED에서는 적합하지 않은 내용이다. 따라서 DED공정에서는 용융점 이상 온도를 포함하는 C-Cr 상태도에서의 Gibbs 자유에너지로 고온 안정성을 비교하는 것이 합리적이라고 사료된다.

Venkatraman과 Neumann은 Rudy의 보고 [80]와 Knotek등의 보고[81]를 기반으로 기존 크롬탄화물의 Gibbs Energy를 새로이 정리하였다. 이들의 보고에서는 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6 < \text{Cr}_3\text{C}_2 \leq \text{Cr}_7\text{C}_3$ 순으로 되는데 이는 크롬탄화물의 용융점 순서와도 어느 정도 일치한다. Berdnikov와 Gudim의 탄화물 기화점 연구에서도 크롬탄화물의 기화점으로 Cr_{23}C_6 가 3341 K (3068 °C), Cr_7C_3 는 3740 K (3467 °C), Cr_3C_2 가 3975 K (3702 °C)로서 Cr_{23}C_6 가 가장 낮은 것으로 보고 [82]하여 Ellingham Diagram에서의 결과와 차이를 보였다.

이런 내용을 참고하여 고에너지 빔에 대한 크롬탄화물의 안정도 순서는 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6 < \text{Cr}_7\text{C}_3 \leq \text{Cr}_3\text{C}_2$ 라고 추정할 수 있다.

실제에서는 Cr_{23}C_6 를 함유한 분말이 Berdnikov와 Gudim이 제시한 기화점 3341 K (3068 °C) 보다 더 낮은 온도라고 예상되는 DED 조건에서 흠이 발생하는 것을 관찰할 수 있다. 그 이유는 크롬탄화물이 Cr과의 공정반응 [83]으로 인해 1534 °C 부근에서 용해되고, 순수 Cr의 기화점이 2671 °C로서 합금의 경우는 이보다 낮은 온도에서 기화되기 때문이라고 이해된다.

DED에서 크롬탄화물 함유 분말들이 크롬합금강 분말보다 흠이 적은 이유는 이들 분말에는 기화점이 높은 Cr_3C_2 나 Cr_7C_3 로 함유되고, 합금강 분말 내에서는 기화점이 낮은 Cr_{23}C_6 화합물이 주를 이루어 고에너지 빔에 쉽게 분해되기 때문에 흠을 발생하는 것으로 예상된다.

Cr 첨가 합금강 분말에서는 0.1% 내외의 저탄소 조성인 경우에도 플라스마 플룸에 의한 흠이 관찰되는데 이 원인은 Ta, Nb, Zr, Ti, W, V과 같은 고내열 (Refractory) 원소가 없는 한 C는 2200-2300 °C 정도에서 기화되는 Cr_{23}C_6 탄화물 [81] 형태로 존재하기 때문이라고 추정된다. 또한 Mo 첨가 합금강 분말의 몰리브데넘 탄화물도 2200 °C 이상 고온에서 Mo_2C 가 공정반응에 의해 Mo과 MoC로 분해 [97] 되면서 안정도가 낮은 MoC가 기화하여 흠이 발생하는 것으로 이해된다. 이에 반해 C를 함유하지 않은 Ni-Cr 바인더 합금분말에서는 흠 발생이 적는데, 이를 통해서도 C의 존재가 흠 형성에 영향을 미치는 것을 알 수 있다. Fe_3C 가 단독 화합물일 때는 3000 °C 이상의 용점과 4000 °C 이상의 기화점 [84]을 가져 레이저 빔에 안정할 것으로 예상할 수 있지만, 실제로는 Fe와의 공정온도가 1153 °C [85]로 매우 낮고, C로 포화된 Fe_3C 의 기화점이 2380 °C로 보고 [86]된 것으로 보아 용융지에서 쉽게 기화될 수 있으므로 철강에 존재하는 Fe_3C 는 레이저 공정에서 흠 발생의 원인이 된다고 추정된다.

분말의 조성 외에도 분말 공급량이 너무 적으면 용융지가 과열되어 기화성분들이 흠을 형성하거나 희석층이 두텁게 형성된다. 반대로 분말공급량이 너무 많으면 모재가열이 불균일하여 용융지가 균일하게 형성되지 않아 제대로 적층되지 않는다.

그 외에 분말에 기공이 많은 소결이나 분말 사이즈가 미세할수록 비표면적 (surface to volume ratio)이 넓은 효과로 대기 중 수분의 흡착량이 증가한다. 분말 중 5 μm이하 사이즈의 미분은 노즐에서 분사된 후 용융지에 안착하지 못하고 가스 흐름을 따라 날아가거나 레이저 빔과 만나면 흠이 되는 경우가 많다. 따라서 수kW급 고출력 레이저에서는 약 30~45 μm의 분말 사이즈가 적당하다.

장비의 레이저 파장에 적합한 재료를 선정하기 위해서는

분말과 모재의 레이저 흡수율을 고려한다. 흡수율이 낮으면 레이저 빔에 쉽게 반응하지 않다가 일단 용융되면 흡수율이 1에 점차 가까워지므로 용액이 쉽게 과열되고, 분말이 미분일 경우 더 빨리 녹게 되므로 흠 발생이나 불균일한 용해반응이 일어날 가능성이 높다. 모재에 용융지가 생기기 전에 분말만 먼저 용융되면 접합이 일어나지 않고 용액 방울이 굴러다닐 수 있다. 이런 경우에는 모재의 표면이 먼저 가열되고 분말은 좀더 낮은 온도로 가열되도록 모재와 분말이 레이저 빔과 만나는 위치를 조정하는 것도 한 방법이다.

분말공급기업 중에는 공급하는 분말에 대해 레이저 출력에 따라 물성이 어떻게 달라지는지 정보를 제공하는 기업이 있다. 이런 정보를 이용해 고객은 장비의 용량에 맞춰 출력을 선택할 수 있고, 보유장비에서 적용이 가능한지 여부를 미리 확인할 수 있다. Renishaw에서는 동일 분말에서 레이저 출력에 따른 물성차이를 미리 데이터로 확인하여 시험조건과 범위를 줄일 수 있도록 제공하고 있다 [87].

그림 11은 레이저와의 반응시간과 출력밀도에 따라 분말이 가열되어 용융, 기화의 과정을 거치는 것을 각종 공정별로 정리한 것이다 [88].

합금재료에서의 기화점이 순수 원소들의 고유 기화점과 다른 것도 고려해야 할 사항이다. 그림 12는 304 스테인리스강의 기화에 관한 비교 그래프 [89] 인데 (a)는 순수한 Fe, Mn, Cr, Ni, 4 원소 각각의 기화점 곡선이고 (b)는 합금에서 4원소의 기화점 곡선이다. 순수한 4원소 중에서는 Mn의 증기압이 가장 높은 것으로 나오지만 반대로 합금 내에서의 Mn 증기압은 가장 낮다. 이는 304 스테인리스강 내에서 Mn은 2 wt% 이하이지만 Fe와 Cr은 각각 70 및 18 wt% 이상 존재하기 때문이다. 둘을 비교하면 순

Fig. 11. Process map in terms of combination of laser power density and interaction time for different types of processing [88]

수 원소의 기화점과 상관없이 합금 조성비율에 따른 평형 분압에 의해 기화율이 정해지므로 두 재료에서의 원소별 기화율은 전혀 다르다. 기화되기 쉬운 원소는 융점이 낮거나 산소와 반응하기 쉬운 것들이며, 특히 C은 0.05% 소량으로도 대기 분위기에서 반응하여 흠이 발생한다. 그렇게 되면 모재조성의 일부가 손실된 상태이므로 코팅층의 성분 조성이 달라지고, 코팅층 내부 기공이나 조성변화의 원인이 된다. 따라서 기화점이 높은 탄화물을 함유한 재료가 유리하다.

사용하려는 재료 내 화합물의 종류를 확인하여 기화점이 레이저 빔의 최고온도보다 낮다면 기화점이 3000 °C 이상인 탄화물로 대체하여 안정화시킨다 [90]. 이때는 부가적인 화합물의 생성을 미리 고려하여 가능하면 Nb, Ta, Zr, Ti, Hf 등과 같이 고용점 탄화물을 형성하는 원소를 선택

Fig. 12. Equilibrium vapor pressures of the four alloying elements (a) over respective pure liquids and (b) over the alloy at different temperatures [89]

하는 것이 유리하다.

다음으로 기화점이 같다면 용점이 낮은 재료를 선택한다. 예를 들어 기화점이 비슷한 스테인리스강 재료 중 용점이 1400 °C 수준인 17-4PH가 1500 °C 내외인 431보다 더 일찍 재료에 도포되므로 키흐, 크레이터 예방에 유리하다. 니켈합금인 IN625의 용점은 1300 °C 내외이지만 금속니켈의 레이저 흡수율이 철강보다 낮은 단점이 있으므로 이런 특성들도 고려하여 선정한다.

또한 분말의 젖음성을 개선하는 것도 한 방법이다. 젖음성이 낮으면 모재에 불균일하게 도포되고 용액이 존재하는 부분과 없는 부분의 흡수율이 달라져 적층 품질이 좋을 수 없다. 젖음성을 쉽게 개선하는 방법으로는 기지 원소가 같은 재료를 선택하는 것이다. 기지 조성이 유사하면 결정구조도 유사할 가능성이 높아 접합이 용이하다. 그 외에 젖음성이 우수한 재료로는 비정질재료를 들 수 있으며, 비정질재료는 결정배향성이 낮아 어떤 재료와도 접합과 도포가 잘되어 유리하다.

4.2 재료표면 수분의 영향

대부분 금속은 표면에 산화막을 형성하여 표면에너지를 낮춰 안정화되려는 경향이 있다 [91]. 이런 것에 큰 영향을 미치는 것이 대기 중의 수분이다. 미분일수록 표면에너지가 높아져서 입자의 표면에 흡착된 수분을 고온이나 진공상태에서도 떼어내기 어려울 정도로 흡착력이 강한 것은 잘 알려진 사실이다 [92]. 특히 기공율이 높은 응집소결(agglomerated and sintered) 분말은 표면적이 더 넓어 젖음성이 증가하기 때문에 수분흡착이 더 쉬워진다.

수분흡착은 약한 반데르발스 힘에 의한 물리흡착으로 인해 일어나는 경우가 대부분이다. 그러나 다공성 분말이나 거친 모재 표면이 분위기 가스와 공유결합하거나 이온결합에 의한 화학흡착이 일어나면 가열에 의해 수분을 방출하는 것이 쉽지 않다 [93,94]. 이런 현상은 그림 13에서 보듯 물분자의 산소원자쪽 전자들이 분말 표면의 일부 전자를 반발시키고 양전하를 당기는 ‘이미지 힘’ 때문에 일어난다 [95]. 이렇게 흡착된 수분은 분말 용융 중에 반응하여 인체에 유해한 산화물과 질소산화물 등을 함유하는 흠을 발생하기 쉽다.

Fig. 13. Example of moisture particles adsorbed on metal

5. 작업조건 및 외부요인에 의해 발생하는 흠과 개선방안

5.1 분말량의 영향

적정수준의 분말량을 확정하기 위하여 여러 번의 실험이 필요하다. 실험순서에서는 분말비중을 고려하여 먼저 부피비로 분말 공급량의 일정 범위를 정해 놓은 뒤, 다른 조건(출력, 이송속도, 거리 등)을 조절하고 마지막으로 다시 분말량을 미세 조정하는 순서가 바람직하다.

5.2 모재 및 노즐 이송속도 영향

이송속도를 증가시킬 때는 몇 가지를 고려해야 한다. 가장 중요한 문제는 분말부족현상이다. 분말공급량이 같은 상태에서 이송속도만 증가하면 단위 면적당 조사되는 레이저 에너지에 비해 분말의 양은 감소한 결과가 되므로 각 분말 입자가 레이저 빔과 반응하는 시간이 늘어나며, 모재와 분말이 과열되거나 기화할 가능성이 높아진다.

과도한 레이저 출력에 의해 2700 °C 이상 고온으로 가열되거나 용융 분말 내의 일부 성분이 쉽게 기화되는 경우, 기화온도가 낮은 탄화물이 함유되거나 유리 탄소(free carbon)가 함유된 분말에서 흠 현상이 쉽게 생길 수 있다. 분말 내의 세라믹 입자가 탄화물인 경우 입자 사이즈가 작으면 레이저 빔 내에서 큰 입자에 비해 일찍 가열되고 용해되는 현상이 있으므로, 기화현상이 발생하면 분말의 사이즈 분포를 상향 이동하여 미분을 줄이거나 분말 내 함유된 탄화물 입자의 사이즈가 더 큰 분말로 교체해 보는 것도 방법이다. 또한 기화점이 3000 °C 이상인 탄화물로 바꾸거나 산소와 반응하지 않는 안정한 세라믹 함유 입자로 교체하는 것도 좋은 대안이다. 경험적으로는 용점이 낮고 기화점이 높은 재료가 흠 예방과 DED에 효과적인 것으로 여겨진다. 레이저 출력이 지나치게 높으면 키흐 현상이 심해지면서 캐비테이션 버블의 붕괴 때 나노 입자가 발생한다.

이송속도가 증가할 때 분말 공급량을 그대로 유지하려면 출력을 감소해야 한다. 이에 따라 적층 두께가 감소하며, 분말이 레이저 빔에 노출되는 확률은 증가한다. 또한 유체 이동속도 증가에 의한 증기압 저하 현상 때문에 부분적으로 흠이 발생하기 쉬운 조건이 된다.

따라서 이송속도를 증가할 때는 이런 요소들을 고려하여 분말량을 함께 늘려 조건을 맞추는 것이 필요하다. 조건을 적절히 조절하면 100 m/min 고속 DED에서도 얇고 균일한 도포가 가능하다.

5.3 분말공급 위치의 변경

초점에 분말을 공급하는 방법과 달리 레이저 빔의 초점 위쪽에 분말이 공급되는 조건이라면 분말이 레이저 빔과 먼저 반응하고 모재 위에는 나머지 반응하지 않은 레이저 빔들이 도달하여 흡수된다. 이 경우에는 모재의 용융지 형성에 소요되는 에너지가 감소하여 희석층을 줄이고, 분말 효율이 극대화되어 적층 속도를 향상할 수 있는 장점이 있다. 특히 최근에는 실린더형 렌즈를 통과하거나 파월(Powell) 렌즈 [99]를 교차하여 사각빔으로 변조하는 기술이 개발되어 이를 조합하면 기존의 DED에서 문제되었던 생산성을 개선할 수 있다. 또한 사각빔에서는 분말의 급속 응고가 가능하므로 도포층의 조직이 치밀하며, 균일한 조성과 미세 석출물의 분산효과를 얻을 수 있다. 단, 이렇게 하기 위해서는 분말 조성에 레이저 빔에 의한 기화 성분이 적고, 사이즈가 균일하며, 균열이 쉽게 발생하지 않도록 조직 내 혼합상들 간에 열팽창률 차이가 적은 재료나 합금량이 적은 분말을 선택하는 것이 필요하다.

5.4 DED의 결함원인 분석방법

흠이 발생했을 때는 Ishikawa의 특성요인도 (Cause & Effect Diagram, Fishbone Diagram)를 통해 결함원인을 분석하도록 한다. 다음의 그림 14는 Yeo 등이 작성한 레이저 드릴가공의 특성요인도를 수정하여 DED 흠 요인에 맞춰 재작성한 것이다 [96].

실험할 때는 single track, multi-track 순서로 진행한다. single track 실험은 겹침, 예열효과, 후열효과 등을 제외한 순수하게 모재와 적층 분말재료 사이의 접합 가능성을 판단할 수 있다. 특히 분말의 특성 중 레이저 흡수율, 사이즈 분포, 용점, 기화점, 젖음성, 적정 공급량과 적정 속도 등에 대해서도 판단할 수 있다. 또한 분말과 레이저 빔의 반응에 따른 기공, 균열발생과 같은 결함 발생여부를 확인하여 분말이나 공정조건의 적합여부를 판단할 수 있다.

Fig. 14. Ishikawa diagram showing the various parameters affecting the fume in DED (modified from Yeo's report [96])

Fig. 15. Single track test in DED ((a) Incomplete single track, (b) Sound single track)

그림 15는 single track으로 DED한 사례이다. (a)는 레이저 출력이 낮아 모재 표면을 용융시키지 못한 상태이다. 또한 레이저 빔의 폭에 충분한 분말이 공급되지 않았고, 분말재료의 젖음성이 부족하여 재료를 완벽히 도포하지 못하며, 빔 경계부에는 스패터도 보이고 있다. (b)는 single track에서 양호한 결과를 얻은 사례이며, 이를 바탕으로 multi-track 실험에서 겹침율(hatch distance)을 조절하면서 실험하면 single track일 때보다 좀더 나은 거동을 보여 결함없이 양호한 DED층을 얻는 조건을 확인할 수 있다.

6. 결 론

DED를 포함한 MAM 공정에서 나타나는 결함에 대한 종래 연구는 주로 기공과 균열에 집중되어 있다. 그러나 흠은 유해 가스이면서 레이저 빔의 반응을 방해하여 흡수율 변화에 따른 부차적인 불량들로 조도 증가, 용입 부족, 성분 변화, 모재 표면과 노즐의 오염, 불균일성, 피로강도 저하, 열전도 저하, 용액 흐름성 저하와 같은 문제를 야기하므로 심층적인 연구와 이해가 필요하다.

흠이 발생하는 과정은 용융지에서 레이저 유기 플라즈마로 인해 캐비테이션 버블이 생성되면 그 속에 나노입자들이 증가하여 버블이 성장하면서 플라즈마 플룸이 솟구칠 때 나노 입자들이 방출되어 흠으로 나타난다. 따라서 흠 발생의 근원은 레이저 플래시에 의한 기화현상이라 할 수 있으며, 여기에는 레이저 방식과 모드, 레이저 파장, 재료의 레이저 흡수율, 재료의 열전도도, 표면조도에 따른 반사율, 레이저 빔 이송속도 등이 영향을 미친다.

흠 억제 방법으로는 초점과의 거리에 변화를 주는 초점 이격, 레이저 노즐과 모재의 반음각 변화, 분말 중 기화점을 낮추는 원소의 감량 또는 안정화 원소를 첨가하는 방법이 있다. 분말의 선정에서는 조성 외에 사이즈, 분말제조공법에 따른 다공성 여부와 표면 조도, 재료표면의 수분막이 흠 발생에 큰 영향을 주므로 면밀한 검토가 필요하다.

다. 이외에 작업조건에서 이송속도를 증가하면서 면적당 분말공급량이 부족해지지 않도록 주의하는 것과 환경적 요인에서 모재 표면과 분말재료에 흡착되는 수분을 최소화하는 것도 중요하다. 그럼에도 불구하고 흠이 발생하면 Ishikawa의 특성요인도를 통해 결함원인을 분석하는 것이 해결의 첩경이다.

DED 실험순서는 single track 증착실험 후 multi track 실험으로 최적조건을 선정하는 순서로 진행하면 짧은 시간에 양호한 층을 얻을 수 있다.

ACKNOWLEDGEMENT

본 연구는 인하대학교의 지원에 의하여 수행되었습니다.

REFERENCES

1. R. D'Aveni, *The 3-D Printing Revolution*, <https://hbr.org/2015/05/the-3-d-printing-revolution> (2015).
2. *Hard Chrome Plating Roll*, <https://www.indiamart.com/proddetail/hard-chrome-plating-roll-11579176112.html> (2019).
3. F. P. Jeantette, D. M. Keicher, J. A. Romero, and L. P. Schanwald, *Method and System for Producing Complex-Shape Objects*, **US6046426** (2000).
4. C. Atwood, M. Ensz, D. Greene, M. Griffith, L. Harwell, and D. Reckaway, *17th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics*; Orlando, FL. (1998).
5. G. Bi, A. Gasser, K. Wissenbach, A. Drenker, and R. Poprawe, *Surf. Coat. Tech.* **201**, 2676 (2006).
6. L. Wang, S. D. Felicelli, and P. Pratt, *Mater. Sci. Eng. A.* **496**, 234 (2008).
7. W. Liu and J. N. Dupont, *Metall. Mater. Trans. A.* **34**, 2633 (2003).
8. S. M. Kelly and S. L. Kampe, *Metall. Mater. Trans. A.* **35**, 1861 (2004).
9. S. K. Everton, M. Hirsch, P. Stravroulakis, R. K. Leach, and A. T. Clare, *Materials & Design* **95**, 438 (2016).
10. L. N. Carter, C. Martin, P. J. Withers, and M. M. Attallah, *J. Alloys Compds.* **615**, 338 (2014).
11. F. H. Kim and S. P. Moylan, *NIST Advanced Manufacturing Series*. 100-16, NIST, Gaithersburg (2018).
12. L. Yuan, *JOM* **71**, No. 9 (2019).
13. E. D'Accardi, S. Altenburg, C. Maierhofer, D. Palumbo, and U. Galletti, *Proc. 15th AITA 2019* (Eds. M. Strojnik, M. D'Acunto, and A. Rogalski) **27**(1), 24, MDPI, Florence, Italy (2019).
14. M. K. Imran, S. H. Masood, and M. Brandt, *Lasers in Manufacturing and Materials Processing* **2**, 242 (2015).
15. S. Nam, H. Cho, C. Kim, and Y.M. Kim, *Metals* **8**, 607 (2018).
16. A. Dass and A. Moridi, *Coatings* **9**, 418 (2019).
17. S. K. Everton, M. Hirsch, P. Stravroulakis, R. K. Leach, and A. T. Clare, *Materials & Design* **95**, 439 (2016).
18. S. I. Anisimov, *Journal of Experimental and Theoretical Physics* **27**, 182 (1968).
19. S. I. Anisimov and V. A. Khokhlov, *Instabilities in Laser-Matter Interaction*, p.16, CRC Press, Boca Raton, FL. (1995).
20. I. NoorBatcha, R. R. Lucchese, and Y. Zeiri, *Phys. Rev. B.* **36**, 4978 (1987).
21. R. Kelly and R. W. Dreyfus, *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B.* **32**, 341 (1988).
22. A. D. Akhsakhalyan, S. V. Gaponov, V. I. Luchin, and A. P. Chirimanov, *Technical Physics* **33**, pp.1146-1151 (1988).
23. R. Kelly, *J. Chem. Phys.* **92**, 5047 (1990).
24. K. L. Saenger, *J. Appl. Phys.* **70**, 5629 (1991).
25. D. Sibold and H. M. Urbassek, *Phys. Rev. A.* **43**, 6722 (1991).
26. H. M. Urbassek and D. Sibold, *Phys. Rev. Lett.* **70**, 1886 (1993).
27. J. C. S. Kools, *J. Appl. Phys.* **74**, 10, 6401 (1993).
28. S. I. Anisimov, D. Bäuerle, and B. S. Luk'yanchuk, *Phys. Rev. B.* **48**, 12076 (1993).
29. A. V. Bulgakov and N. M. Bulgakova, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **28**, 1710 (1995).
30. J. N. Leboeuf, K. R. Chen, J. M. Donato, D. B. Geohegan, C. L. Liu, A. A. Puretzky, and R. F. Wood, *Physics of Plasmas* **3**, 1 (1996).
31. J. N. Leboeuf, R. F. Wood, R. K. Chen, A. A. Puretzky, and D. B. Geohegan, *Phys. Rev. Lett.* **79**, 1571 (1997).
32. T. E. Itina, W. Marine, and M. Autric, *J. Appl. Phys.* **82**, 3536 (1997).
33. T. E. Itina, V. Tokarev, W. Marine, and M. Autric, *J. Chem. Phys.* **106**, 8905 (1997).
34. A. V. Bulgakov and N. M. Bulgakova, *J. Phys. D:* **31**, 693 (1998).
35. F. Garrelie and A. Catherinot, *Appl. Surf. Science* **138**, 97 (1999).
36. L. V. Zhigilei and B. Garrison, *Appl. Phys. Lett.* **74**, 1341 (1999).

37. F. Garrelie, C. Champeaux, and A. Catherinot, *Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process.* **69**, S55 (1999).
38. T. E. Itina, L. Patrone, W. Marine, and M. Autric, *Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process.* **69**, S59 (1999).
39. N. Arnold, J. Gruber, and J. Heitz, *Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process.* **69**, S87 (1999).
40. A. V. Gusarov, A. G. Gnedovets, and I. Smurov, *J. Appl. Phys.* **88**, 4352 (2000).
41. H. C. Le, D. E. Zeitoun, J. D. Parisse, M. Sentis, and W. Marine, *Phys. Rev. E* **62**, 4152 (2000).
42. G. A. Bird, *Molecular Gas Dynamics and the Direct Simulation of Gas Flows*, pp.218-256, Clarendon Press, Oxford (1994).
43. T. E. Itina, J. Hermann, P. Delaporte, and M. Sentis, *Phys. Rev. E* **66**, 066406 (2002).
44. D. S. Ivanov and L. V. Zhigilei, *Phys. Rev. B* **68**, 064114 (2003).
45. T. E. Itina, K. Gouriet, L. V. Zhigilei, S. Noël, J. Hermann, and M. Sentis, *Appl. Surf. Science* **253**, 7656 (2007).
46. T. E. Itina, N. Shcheblanov, J. Ph. Colombier, R. Stoian, E. Audouard, Th. Y. Derrienb, R. Torresb, J. Hermannb, M. E. Povarnitsyn, and K. V. Khishchenko (ed. C. Phipps), *AIP Conf. Proc.* **1278**, pp.38-50, AIP, Santa Fe (2010).
47. T. E. Itina, N. Bouflous, J. Hermann, and P. Delaporte, *Proc. of SPIE* **8414** (ed. R. K. Drampyan), pp.1-13, SPIE, Yerevan, Armenia (2011).
48. T. E. Itina and A. Voloshko, *Appl. Phys. B* **113**, 473 (2013).
49. T. E. Itina, M. E. Povarnitsyn, and A. Voloshko, *Proc. of SPIE* **8969** (eds. D. B. Geohegan, F. Träger and J. J. Dubowski), SPIE, San Francisco, CA. (2014).
50. J. F. Ready, *Industrial Applications of Lasers*, 2nd ed., pp.320-331, Academic Press, New York (1997).
51. S. Stauss, K. Urabe, H. Muneoka, and K. Terashima, *Pulsed Laser Ablation in High-Pressure Gases, Pressurized Liquids and Supercritical Fluids: Generation, Fundamental Characteristics and Applications*, pp.223-238, Intech, London (2016).
52. S. Stauss and K. Terashima, *Diamondoids: Synthesis, Properties, and Applications*, p.159, Pan Stanford Publishing, Singapore (2017).
53. J. Lam, D. Amans, F. Chaput, M. Diouf, G. Ledoux, N. Mary, K. Masenelli-Varlot, V. Motto-Ros, and C. Dujardin, *Physical Chemistry Chemical Physics* **3**, 964 (2014).
54. T. Sakka, S. Masai, K. Fukami, and Y. H. Ogata, *Spectrochim. Acta Part B* **64**, 981 (2009).
55. S. Ibrahimkutty, P. Wagener, T. S. Rolo, D. Karpov, A. Menzel, T. Baumbach, S. Barcikowski, and A. Plech, *Scientific Reports* **5**, 16313 (2015).
56. H. Muneoka, S. Himeno, K. Urabe, S. Stauss, M. Baba, T. Suemoto, and K. Terashima, *J. of Phys. D: Appl. Phys.* **52**, 7 (2019).
57. Tetsuo Mieno, *Plasma Science and Technology- Progress in Physical States and Chemical Reactions*, p.261, Intech, London (2016).
58. S. Rekhi, J. Tempere, and I.F. Silvera, *Rev. of Sci. Instruments* **74**, 3823 (2003).
59. L. Migliore, *Laser Materials Processing*, pp.65-83, Marcel Dekker Inc., New York (1996).
60. C. Y. Yeo, S. C. Tam, S. Jana, and M. W. S. Lau, *J. Mater. Process. Tech.* **42**, 15 (1994).
61. L. Lucas, and J. Zhang, *Femtosecond laser micromachining: A back-to-basics primer*, <https://www.industrial-lasers.com/micromachining/article/16485321/femtosecond-laser-micromachining-a-backto-basics-primer> (2019).
62. A. Banerjee, A. A. Ogale, C. Das, K. Mitra, and C. Subramanian, *Heat Transf. Eng.* **26**, 45, 2005.
63. N. G. C. Astrath, F. B. G. Astrath, J. Shen, J. Zhou, C. E. Gu, L. C. Malacarne, P. R. B. Pedreira, A. C. Bento, and M. L. Baesso, *Appl. Phys. B* **94**, 473 (2009).
64. L. Shterengas, G. Belenky, G. Kipshidze, and T. Hosoda, *Appl. Phys. Lett.* **92**, 171111 (2008).
65. J. Trapp, A.M. Rubenchik, G. Guss, and M.J. Matthews, *Appl. Mater. Today* **9**, 341 (2017).
66. R. Indhu, V. Vivek, L. Sarathkumar, A. Bharatish, and S. Soundarapandian, *Lasers in Manufacturing and Materials Processing* **5**, 459 (2018).
67. G. R. B. E. Römer and J. Meijer, *Opt. Quant. Electron.* **27**, 1397 (1995).
68. L. D. Dickson, *Appl. Optics* **9**, 8, 1854 (1970).
69. H. W. Lo, *Raman Measurements of Temperature during Continuous Wave Laser-Induced Heating of Silicon*, pp.37-51, Kansas State University, Kansas (1979).
70. L. J. Hendricks and S. P. Zobrist, *Appl. Optics* **20**, 1882 (1981).
71. K. R. Kim and D. F. Farson, *J. Appl. Phys.* **89**, 133 (2000).
72. P. Shcheglov, A. Gumenyuk, I. Gornushkin, and M. Rethmeier, *Proc. ICALEO 2011*, pp.637-639, Laser Institute of America, Orlando (2011).
73. J. P. Padilla-Martinez, C. Berrospe-Rodriguez, G. Aguilar, and R. Ramos-Garcia, *Phys. Fluids* **26**, 122007 (2014).
74. S. F. Rastopov and A. T. Sukhodolsky, *Phys. Lett. A* **149**, 229 (1990).

75. M. Fisica, *Simultaneous optical and photoacoustic diagnostics of cavitation bubbles produced by laser ablation in liquids*, pp.18-22, Universidad Veracruzana, Veracruz, Mexico (2018).
76. *Bernoulli's Equation*, https://www.princeton.edu/~asmits/Bicycle_web/Bernoulli.html (2019).
77. J. P. Padilla-Martinez, C. Berrospe-Rodriguez, G. Aguilar, J. C. Ramirez-San-Juan, and R. Ramos-Garcia, *Phys. Fluids* **26**, 122007 (2014).
78. E. C. Tupper, *Introduction to Naval Architecture*, 4th ed., p.202, Elsevier Butterworth-Heinemann, Oxford, UK (2004).
79. N. B. Dahotre and S. P. Harimkar, *Laser Fabrication and Machining of Materials*, p.130, Springer Science+Business Media, New York (2008).
80. E. Rudy, *Ternary Phase Equilibria in Transition Metal-Boron-Carbon-Silicon System, Part V, Compendium of Phase Diagram Data, Tech. Rep. AFML-TR-65-2*, 29, p.179, AFML Air Force Systems Command Wright-Patterson Air Force Base, Ohio (1969).
81. M. Venkatraman, and J. P. Neumann, *Bull. Alloy Phase Diagrams* **11**, 152 (1990).
82. V. I. Berdnikov and Y. A. Gudim, *Steel in Translation* **42**, 477 (2012).
83. M. Vlasova, M. Kakazey, I. Mel'nikov, M. C. Reséndiz-González, Y. Fironov, D. Ryabtsev, and S. Kondrashenko, *Surf. Coat. Tech.* **349**, 97 (2018).
84. *Iron Carbide*, <https://www.americanelements.com/iron-carbide-12011-67-5> (2019).
85. H. Okamoto, *J. Phase Equil.* **13**, 543 (1992).
86. T. Y. Kosolapova, *Carbides: Properties, Production, and Applications*, p.175, Plenum Press, New York-London (1971).
87. *Data Sheets*, <https://www.renishaw.com/en/data-sheets-additive-manufacturing--17862> (2019).
88. J. D. Majumdar and I. Manna, *Laser-Assisted Fabrication of Materials*, p.13, Springer-Verlag, Berlin Heidelberg (2013).
89. P. W. Fuerschbach, J. T. Norris, X. He, and T. DebRoy, *Understanding Metal Vaporization from Laser Welding*, p. 39, Sandia National Laboratories, Livermore, CA (2003).
90. C. Baron and H. Springer, *Data in Brief* **12**, 692 (2017).
91. A. Navrotsky, C. Ma, K. Lilova, and N. Birkner, *Science* **330**, 200 (2010).
92. J. R. G. Evans and M. J. Edirisinghe, *J. Mater. Sci.* **26**, 2086 (1991).
93. P. Shankar and J. B. B. Rayappan, *Sci. Lett. J.* **104**, 6 (2015).
94. G. F. Fine, L. M. Cavanagh, A. Afonja, and R. Binions, *Sensors* **10**, 5471 (2010).
95. D. J. Shanefield, *Organic Additives and Ceramic Processing with Applications in Powder Metallurgy, Ink, and Paint*, p.139, Springer Science+Business Media, New York (1995).
96. C. Y. Yeo, S. C. Tam, S. Jana, and M. W. S. Lau, *J. Mater. Process. Tech.* **42**, 35 (1994).
97. E. A. Brandes and G. B. Brook, *Smithells Metals Reference Book*, 7th ed., 11-153, Butterworth-Heinemann Ltd., Oxford (1992).
98. H. Engström, *Theoretical and Practical Aspects of Laser Cladding*, pp.2-14, Luleå University of Technology, Luleå (1996).
99. *Powell Lens Buyer's Guide*, https://www.laserlineoptics.com/powell_primer.html (2020).