

단결정 초내열합금의 레이저 에피택시 클래딩 기술

홍현욱·조창용

Laser Epitaxial Cladding Technique of Single Crystal Superalloys

Hyun Uk Hong and Chang Yong Jo

1. 서론

항공용 제트엔진 및 산업용 가스터빈의 고온·고압부 주요부품인 블레이드와 베인의 소재로 Ni기 초내열합금이 사용되며, 터빈의 고효율화를 위한 작동온도의 지속적 증가로 인해 단결정 합금으로의 전환과 동시에 차세대 단결정 합금 개발로 이어져 가고 있다¹⁾. 이러한 단결정 합금으로 제작되는 블레이드와 베인은 상당한 고가이므로 자연스레 수명을 연장할 수 있는 보수·재생기술의 필요성에 관심이 증가되는 추세이다. 단결정 합금의 보수·재생기술의 핵심은 취약한 결정립계가 배제되고 deposit들이 기지 (substrate)와 동일한 결정방위를 유지하며 성장하도록 (이하, 에피택시 (epitaxy)로 표현) 유도하여 본래의 결정방위가 유지되는 단결정을 만들어야 한다는 점이다. 따라서, 기존의 아크열원에 의한 오버레이 용접의 적용은 현실적으로 어려우며, 고밀도 열원을 집중하여 액상과 고상의 온도구배 (thermal gradient, G)를 극대화시키는 레이저 클래딩 (laser cladding) 기술 접근이 타당해 보인다.

레이저 클래딩은 처음으로 1982년 톨스 로이스사에서 분말공급법을 이용하여 터빈 블레이드를 제작한 이래로 많은 표면처리 분야에 확대·적용되었다. 그 연장선상에서 CAD/CAM과 접목하여 3차원 미세부품 수선을 가능케 한 패속조형 (rapid prototyping) 기술인 레이저 금속 성형 (laser metal forming, LMF)이 90년대 중반부터 활발히 개발되었다. 이러한 기술을 발판삼아, 1999년 스위스 EPFL 연구소 Kurz 그룹에서는 최신응고이론을 기초로 정밀변수제어를 통해 주상 조직의 에피택시 성장이 가능함을 확인하였으며, 이를 '에피택시 LMF'라 명칭하였다²⁾. 이후 일본 오사카대학 Nishimoto 그룹에서도 '레이저 에피택시 클래딩'이란 기술명칭으로 최근 왕성하게 연구를 진행하고 있다³⁾. 이러한 에피택시 레이저 클래딩기술의 핵심은 응고이론

을 기초로 조직예측모델을 통해 단결정 조직이 확보되는 클래딩 공정변수 최적 window를 설정하여, 정밀제어된 변수 조합에 의해 단결정 재생을 시키는 것이다. 이 기술적 개념은 현재 실제 터빈엔진 사업장에 적용을 시도하고 있는 상황이다.

본 기술 강좌에서는 단결정 재생이 가능한 응고이론과 이러한 응고조건을 달성하기 위한 공정변수와의 관계에 대하여 간단히 소개하고자 한다.

2. 단결정 재생의 이론 및 기술적 원리

2.1 응고조건

에피택시 주상 수지상정 (columnar dendrite)을 통한 단결정 재생을 위해서는 Fig. 1에서 보는 바와 같이 기지가 부분용해된 지점으로부터 deposit이 에피택시를 갖고 성장하고, 주상 조직이 과냉 및 외부 요인에 의하여 등축정 조직으로 천이 (columnar to equiaxed transition, CET)되는 것이 방지되어야만 한다.

CET를 방지하기 위해서는 응고중에 주상 수지상정 앞에 조성적 과냉영역 (constitutionally undercooled region)에서 핵생성 및 성장을 막아야한다. 이를 위한 응고조건은 수식적으로 다음과 같이 도출될 수 있다. Fig. 2에서 보듯이 응고조건에 해당하는 변수가 온도구배 G 와 응고속도 V 이며, 합금 파라메타에 관련된 변수

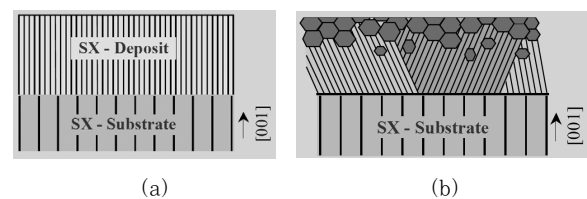


Fig. 1 Schematic diagram showing (a) fine epitaxial columnar dendritic growth on a SX substrate, and (b) loss of epitaxy and CET⁴⁾

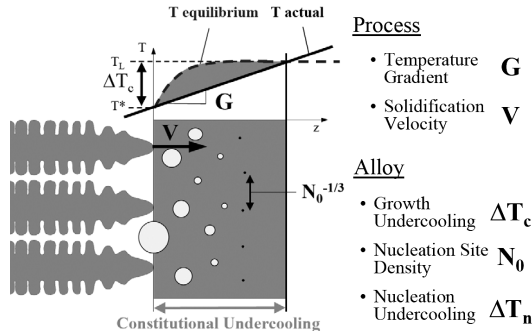


Fig. 2 Schematic diagram showing constitutionally undercooled region ahead of the columnar dendritic zone

가 수지상정 tip의 과냉도 ΔT_c , 액상내 핵생성 밀도 N_0 이다.

CET가 발생하지 않기 위해서는 조성적 과냉영역이 핵생성 site간의 거리보다 작아야 한다.

$$\Delta T_c / G < N_0^{-1/3} \quad (1)$$

수지상정 tip의 CET 임계과냉도 ΔT_c 와 과냉도 ΔT 는 계산상 편의를 위해 같다고 가정하고,

$$\Delta T_c = \Delta T = (a \cdot V)^{1/n} \quad (2)$$

여기서, a 와 n 은 재료상수로 표현된다. 한편, Hunt 모델⁵⁾에 따르면, 모든 등축정 결정립들이 같은 임계 과냉도 ΔT_n 에서 핵생성한다고 가정하여, 결정립의 반경을 성장하는 시간의 속도에 적분하여 구할 수 있고, 이를 정상상태 (steady state)에서 시간대신 과냉도 ($d(\Delta T)/dt = -VG$)로 치환하면, 온도구배 G 를 아래와 같이 구할 수 있다.

$$G = \frac{1}{n+1} \sqrt[3]{\frac{-4\pi}{3\ln[1-\phi]}} N_0^{1/3} \Delta T \left(1 - \frac{\Delta T_n^{n+1}}{\Delta T^{n+1}}\right) \quad (3)$$

여기서 ϕ 는 등축정 결정립의 부피분율을 나타낸다. 식 (3)과 (2)를 식(1)에 치환하고, 레이저 열원일 경우 온도구배 G 가 크므로, 상대적으로 ΔT_n 은 0으로 볼 수 있어, 아래와 같이 나타낼 수 있다.

$$\frac{G^n}{V} > a \left\{ \sqrt[3]{\frac{-4\pi N_0}{3\ln[1-\phi]}} \frac{1}{n+1} \right\}^n \quad (4)$$

CMSX-4 단결정 합금의 레이저 열원을 이용한 표면가공처리 실험적으로 구하여 fitting한 결과값들 ($n=3.4$, $a=1.25 \times 10^6$ ($K^{3.4}/m \cdot s$), $N_0=2 \times 10^{15}/m^3$, $\phi=0.0066$)

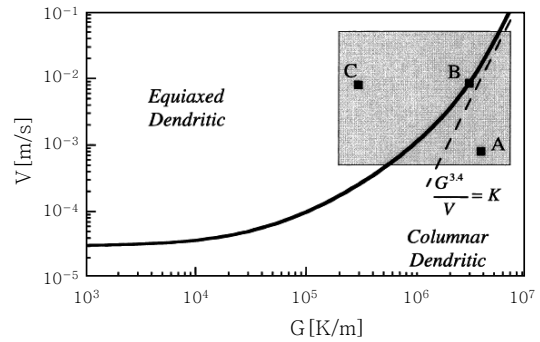


Fig. 3 Microstructure selection map for superalloy CMSX-4⁴⁾

을 대입하여 보면⁴⁾,

$$\frac{G^{3.4}}{V} > 2.7 \times 10^{24} (K^{3.4}/m^{4.4} \cdot s) \quad (5)$$

과 같다. 식 (5)의 조건이 바로 레이저 클래딩시 CET를 방지하여 단결정을 재생시키기 위한 응고조건이 되는 셈이다. 일반적인 응고조건에서 CET가 나타나는 최신 해석모델⁶⁾을 기초로 CMSX-4 단결정을 plot해 보면, Fig. 3과 같다.

여기에서 특히 레이저 열원을 이용한 표면처리 가공의 전형적인 응고조건은 그림의 오른쪽 상단의 작은 window이며, 이때 CET가 발생하지 않는 조건인 식 (5)는 점선 ($G^{3.4}/V > K$)처럼 표현될 수 있다. 따라서, 레이저 클래딩을 이용한 단결정 합금의 보수·재생 공정변수 조건은 바로 작은 window에서 점선 오른쪽 영역 (eg. A조건)이어야 한다는 것이다. 그러므로, 이론적으로 단결정을 얻을 수 있는 레이저 클래딩 조업변수는 아주 제한되나, 그 영역이 존재함을 알 수 있다.

2.2 공정변수에 따른 응고조직 이론

Fig. 4와 같이 레이저 클래딩 (분말공급법 예시) 경우, 공정변수가 레이저 빔 파워 P , 빔 직경 D_b , 빔 이동속도 V_b , 기저 초기온도 T_0 , 분말공급속도 \dot{m} (wire

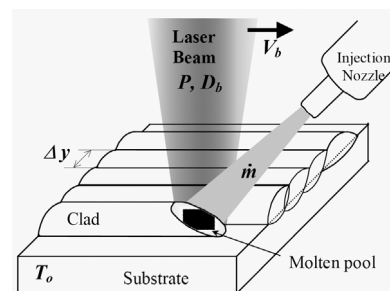


Fig. 4 Schematic diagram illustrating the process parameters during laser cladding

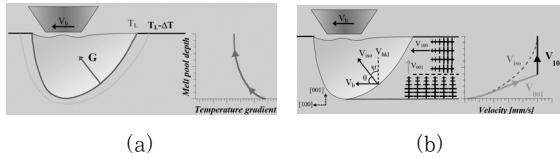


Fig. 5 Schematic diagram illustrating the relation among laser scanning velocity, isotherm velocity and dendritic growth velocity

공급법일 경우 V_f 등이 있으며, 이들의 조합에 의해 G^3/V 값이 결정되어 최종 응고조직으로 나타난다.

변수에 따른 온도구배 G 는 heat flux수식의 Rosenthal solution (Kurz 그룹⁴⁾) 혹은 전산 유체역학 (Nishimoto 그룹⁷⁾)을 이용하여 계산할 수 있다 (Fig. 5(a)). 한편, 응고속도 V 는 Fig. 5(b)에서 보듯이 등온선 (isotherm) 속도 V_{iso} 와 이것이 빔이동속도 V_b 와 이루는 각 θ 이 공정변수에 따라 바뀌게 되며, 결국 수치상정 성장속도 V_{hkl} 에 영향을 미치게 된다.

$$V_{iso} = V_b \cdot \cos\theta \quad (6)$$

$$V_{hkl} = V_{iso} / \cos\psi = V_b \cdot \cos\theta / \cos\psi \quad (7)$$

상기 레이저 클래딩 변수에 따른 G , V 값을 CET 모델, 열유체 모델 등을 통하여 계산해 낼 수 있고, 이를 식 (5)의 $G^{3.4}/V$ 임계조건을 통하여 공정변수 함수에 대하여 단결정 재생이 확보되는 map을 구하거나 최종 응고조직을 예측할 수 있다. Fig. 6은 Gäumann 등⁴⁾이 변수에 따라 예측한 processing map의 한 예 (빔 직경 D_b 고정)이다. 그림에서 볼 수 있듯이 예열온도 T_0 가 증가할 수록 레이저 빔 파워 P 를 낮추어야만 단결정 재생이 가능하며, 빔 이동속도 V_b 가 작을수록 그 영역이 커짐을 알 수 있다.

한편, Fig. 7은 Fujita 등⁷⁾이 변수에 따라 예측하고 실험한 processing map의 한 예인데 이 경우에는 wire 공급법에 의해 단결정 CMSX-4합금에 René 142 wire를 사용하여 레이저 클래딩을 실시한 경우이다. 그림에서 보듯이 wire 송급속도가 낮고 레이저 파

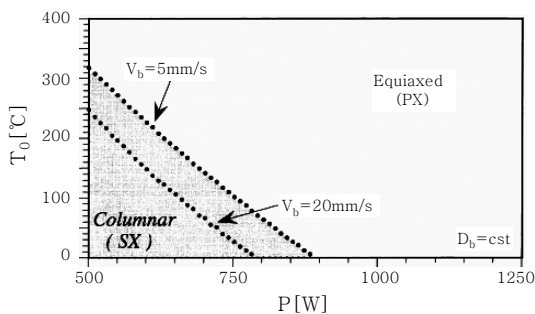


Fig. 6 Processing map showing the dominant microstructure⁴⁾

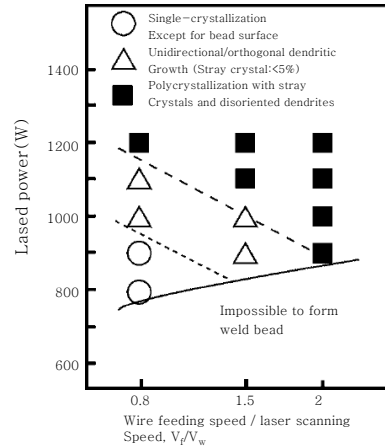


Fig. 7 Crystallinity control in laser clad regions of René 142 on CMSX-4⁷⁾

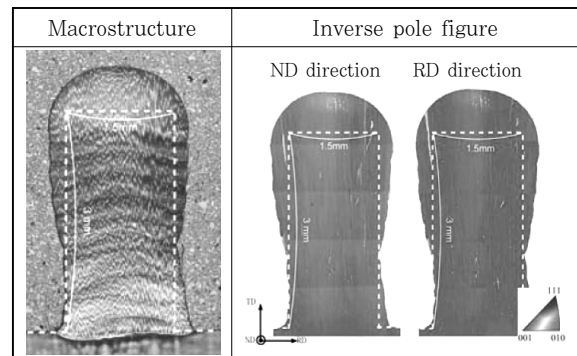


Fig. 8 Macrostructure and crystal orientation of multipass laser clad region with single pass 10 layers⁷⁾

위가 낮을수록 $G^{3.4}/V$ 값이 커져 단결정 재생이 잘 달성됨을 알 수 있다.

상기 공정변수별 조직예측 모델에 따라 단결정이 형성되는 특정 공정변수들을 제한적으로 선택하여 실제 클래딩을 실시한 예를 Fig. 8에 나타냈다. 그림은 10 패스로 쌓아올려 금속 성형한 결과물로서 기지와 결정 방향이 그대로 유지된 채 단결정이 형성됨을 알 수 있다.

3. 맺 음 말

고밀도 열원을 집속하여 액상과 고상의 온도구배 (thermal gradient, G)를 극대화시키는 레이저 클래딩 (laser cladding) 기술을 통해 제한적이거나 공정 변수의 정밀제어를 통해 단결정기 (substrate)에 적층물이 에피택시 (epitaxy)하게 성장하도록 유도가 가능함을 응고이론 ($G^{3.4}/V > K$ 임계조건) 및 예측모델을 통해 알 수 있었다. 이를 통해 현재 유럽에서는 실제 터빈엔진 사업장에 보수기술로서 적용을 시도하고

있는 상황이며, 향후 제어 및 모니터링 등 주변기술들의 발달과 더불어 단결정 합금의 보수·재생 기술로서 크게 기여할 수 있을 것으로 기대된다.

참 고 문 헌

1. R.C. Reed : The Superalloys Fundamentals and Applications, Cambridge University Press, 2006, 18-25
2. M. Gäumann, S. Henry, F. Cléton, J.D. Wagnière and W. Kurz : Epitaxial Laser Metal Forming: Analysis of Microstructure Formation, Materials Science Engineering A, A271 (1999), 232-241
3. Y. Fujita, K. Saida and K. Nishimoto : Laser Epitaxial Cladding of Ni-base Single Crystal Superalloy, Materials Science Forum, 580-582 (2008), 67-70
4. M. Gäumann, C. Bezencon, P. Canalis and W. Kurz : Single Crystal Laser Deposition of Superalloys: Processing-Microstructure Maps, Acta Materialia, **49** (2001), 1051-1062
5. J.D. Hunt : Steady State Columnar and Equiaxed Growth of Dendrites and Eutectic, Materials Science Engineering, **65** (1984), 75-83
6. M. Gäumann, R. Trivedi and W. Kurz : Nucleation Ahead of the Advancing Interface in Directional Solidification, Materials Science Engineering A, **226-228** (1997), 763-769
7. Y. Fujita, K. Saida, K. Nishimoto and T. Fuse : Crystal Growth in Laser Surfacing Weld of Ni-base Single Crystal Superalloy, Journal of the Japan Welding Society, **26** (2008), 97-104 (in Japanese)



- 홍현욱
- 1973년생
- 한국기계연구원 부설 재료연구소
- 용접야금, 고온특성
- e-mail : hnk@kims.re.kr



- 조창용
- 1957년생
- 한국기계연구원 부설 재료연구소
- 초내열합금 개발, 응고거동
- e-mail : cyj20@kims.re.kr