적층제조된 316L 스테인리스강 용접금속의 응고균열 감수성

박소영^{*,**} · 강용준^{**} · 오동진^{**} · 송상우^{*,†} · 홍현욱^{*,††}

^{*}창원대학교 신소재공학부

^{**}한국재료연구원 집합기술연구실

Solidification Cracking Susceptibility of the Weld Metal of Additively Manufactured 316L Stainless Steel

So-Young Park^{*,**}, Yongjoon Kang^{**}, Dongjin Oh^{**}, Sangwoo Song^{*,†} and Hyun-Uk Hong^{*,††}

^{*}Department of Materials Convergence and System Engineering, Changwon National University,
Changwon, 51140, Korea

^{**}Joining Technology Department, Korea Institute of Materials Science, Changwon, 51508, Korea

[†]Corresponding author: [†]swsong@kims.re.kr, ^{††}huhong@changwon.ac.kr

(Received December 16, 2020; Revised December 23, 2020; Accepted January 11, 2021)

Abstract

In this study, the solidification cracking susceptibility of the weld metal of additively manufactured 316L stainless steel was investigated. Laser powder bed fusion was employed to fabricate rectangular specimens with a thickness of 4 mm, and Trans-Varestraint tests were performed to evaluate the weldability of the specimens. Subsequently, the maximum crack lengths were measured and used as indices of susceptibility. The results showed that the weld metal of additively manufactured 316L stainless steel had higher susceptibility to solidification cracking than that of conventional wrought 316L stainless steel. The high susceptibility was considered mainly due to the primary austenite solidification mode in the weld metal of the additively manufactured specimen having a relatively higher content of nitrogen.

Key Words: Additive manufacturing, Powder bed fusion, Solidification cracking, 316L stainless steel

1. 서 론

재료를 한 층씩 쌓아 올려 3차원 형태의 입체물을 제조하는 적층제조 (additive manufacturing) 기술은 설계 자유도가 높고 맞춤형 다품종 소량생산에 유리하여 항공, 에너지, 국방 등 다양한 산업분야 전반에 걸쳐 중요성이 강조되고 있다. 이에 따라 최근까지 적층제조를 위한 금속분말 소재 개발과 적층 공정 최적화에 초점을 두고 많은 연구가 이루어지고 있다¹⁻³⁾. 한편, 적층제조품에 존재하는 높은 잔류응력의 문제가 있을 뿐만 아니라 적층제조 공정이 이루어지는 챔버 (chamber)의 크기가 제한적이기 때문에 대형 부품이나 기기를 제작하기 위해서는 용접 공정이 필수적으로

수반되어야 한다. 또한 적층제조품의 보수, 현장 적용을 위한 설치 혹은 기존 제품과의 결합 시에도 용접 공정의 수행이 요구된다. 이에 따라 최근에는 적층제조품의 용접 연구에 대한 필요성이 대두되고 있으며, 관련 연구들이 지속적으로 증가하고 있다⁴⁻⁹⁾. Matilainen 등⁵⁾은 적층제조된 316L 스테인리스강의 레이저 용접 시 용융금속의 형상, 레이저 출력 변화에 따른 용접 결함 발생 경향을 상용 단련재와 비교한 결과, 상대적으로 완전용입이 쉽고 입열량 변화에 따라 용접결합의 발생이 민감하게 변화하는 것을 확인하였다. Raza 등^{7,10)}은 적층제조된 Inconel 718의 고온균열 감수성이 적층 그대로 상태에서는 상용 단련재와 유사한 수준이나 열간등압성형(hot isostatic pressing, HIP) 처리를 실시함에 따라 결정립 조대화에 의해 증가한다고 하였다.

본 연구에서는 laser powder bed fusion (L-PBF) 방식으로 적층제조된 316L 스테인리스강의 용접성을 평가하였다. 316L 스테인리스강은 적층제조용으로 많이 사용되는 소재 중 하나이며, 용접성을 저해하는 요인으로는 대표적으로 용접금속에서의 응고균열을 들 수 있다. Trans-Varestraint 시험을 통해 응고균열 감수성을 정량적으로 평가하여 상용 압연재와 비교하였으며, 응고균열 특성과 미세조직과의 상관관계를 분석하였다.

2. 실험 방법

2.1 실험재료

본 연구에서 사용된 적층제조 시편은 316L 스테인리스강 상용 분말인 3D Systems 사의 LaserForm® 316L을 사용하여 3D Systems 사의 DMP 320 장비를 통해 PBF 방식으로 제작하였으며, 치수는 Fig. 1과 같다. 적층제조 시 주요 공정변수는 Table 1과 같으며, Fig. 2에 나타낸 바와 같이 직교 방식의 적층 전략(scanning strategy)을 적용하였다. 적층제조된 시편 중 일부는 ASTM F3184에서 제시하는 조건에 따라 1125 °C에서 100 MPa의 압력으로 4시간 동안 HIP을 수행하였다. 적층 그대로 (As-built) 상태와 HIP 처리 시편의 인장 특성을 확인하기 위해 ASTM E8에 따라 게이지 길이(gauge length)가 25 mm인

판상 시편을 채취하여 인장시험을 실시하였으며, 2회 측정 후 평균값을 구하여 Fig. 3에 제시하였다. 적층제조 시편의 항복강도, 인장강도, 연신율이 모두 ASTM F3184의 요건을 만족하는 것을 알 수 있다. 한편, 비교를 위해 3 mm의 두께를 갖는 ASTM A240 규격의 316L 스테인리스강 압연재로부터 25 mm × 125 mm 치수의 시편을 절단하여 준비하였다. 광학발광분석기(QSN 750-II, OBLF) 및 N/O 분석기(OXH836, LECO)를 이용하여 분석한 적층제조 시편과 압연재의 화학조성 분석 결과를 Table 2에 제시하였다.

Table 1 Process parameters of the additive manufacturing

Layer thickness (mm)	0.03
Scan speed (mm/s)	900
Power (W)	300
Hatch spacing (mm)	0.1
Energy density (J/mm ³)	111.1

Fig. 2 Scanning strategy of the additive manufacturing with building direction

Fig. 1 Schematic illustration of the additively manufactured specimen with (a) microstructure observation plane and (b) bending force direction for Trans-Varestraint test

Fig. 3 Tensile test results of the additively manufactured specimens

Table 2 Chemical composition of the specimens employed in this study (wt%)

	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	C	S	N	O	Fe
Wrought plate (ASTM A240)	17.32	12.35	2.066	0.968	0.717	0.034	0.028	0.003	0.014	0.003	Bal.
Additively manufactured (ASTM F3184)	17.45	12.87	2.426	0.363	0.466	0.013	0.028	0.005	0.049	0.035	Bal.

2.2 용접금속의 응고균열 감수성 평가

실험재료의 용접 시 용접금속에서 발생하는 응고균열 감수성을 평가하기 위해 Trans-Varestraint 시험을 실시하였다. Trans-Varestraint 시험은 Fig. 1과 같이 제살용접(autogenous welding)을 수행 중인 시편에 굽힘 변형을 가하는 방법으로써, 많은 연구자들에 의해 사용되어 왔다^{7,9)}. 제살용접의 공정조건은 Table 3과 같으며 시편에 가해지는 변형량은 Eq. 1의 식을 이용하여 계산하였다.

$$\varepsilon = \frac{t}{2R} \quad (1)$$

Eq. 1에서 ε 는 변형량, t 는 시편의 두께, R 은 굽힘 블록의 곡률반경을 나타낸다. 시험 후 실체현미경을 이용하여 용접금속에서 발생한 균열들의 길이를 측정하였으며, 응고균열 감수성을 정량적으로 비교하기 위해 최대 균열길이(maximum crack length, MCL)를 지수로 이용하였다.

2.3 미세조직 분석

실험재료 모재 및 용접금속의 미세조직을 분석하기 위해 광학현미경(optical microscopy, OM; Eclipse MA100, Nikon)을 이용하였다. 미세조직 관찰을 위한 시편은 기계적 연마 후 10 % 옥살산(oxalic acid)에서 4 V로 수초간 전해에칭을 실시하였다.

3. 결과 및 고찰

모재의 미세조직을 Fig. 4에 나타내었다. 압연재의 경우 등축정의 오스테나이트 기지(matrix)에 소량의 페라이트가 존재하는 반면, 적층제조 시편은 HIP 처리 유무와 관계없이 이차상(secondary phase)이 없는 오스테나이트 단상 조직을 가지는 것으로 확인되었다. 적층 그대로 상태의 시편은 응고 조직의 특성을 보였다. 용융 풀(molten pool)의 경계가 선명하게 관찰되며, 직선 형태의 이동결정립계(migrated grain boundary)

Table 3 Welding parameters used in the Trans-Varestraint test

Welding process	Gas tungsten arc welding
Shielding gas	Ar
Current	100 A
Voltage	12 V
Travel speed	4 mm/s

Fig. 4 OM micrographs of the base metals: (a) wrought plate, (b) as-built additively manufactured, and (c) additively manufactured and HIPed

Fig. 5 Representative stereoscopic images of Trans-Varestraint tested specimens: (a) wrought plate at 4% strain, (b) as-built additively manufactured at 2.5% strain, and (c) additively manufactured and HIPed at 2.5% strain

가 적층 방향을 따라 발달된 것을 볼 수 있다. 또한 금속 응고로 인해 매우 미세한 셀 (cell) 구조가 형성되었으며, HIP 처리 후에는 재결정이 진행되면서 기존의 응고조직이 사라지고 새로운 결정립계가 형성된 것을 확인할 수 있다.

Fig. 5는 Trans-Varestraint 시험 결과 용접부에서 발생한 응고균열을 실체현미경으로 촬영하여 나타낸 것이다. 압연재에 비해 적층제조 시편에서 폭이 넓고 길이가 긴 균열이 형성되었으며, HIP을 수행함에 따라 적층 그대로 상태일 때보다 응고균열의 길이가 짧아지는 것을 볼 수 있다.

Trans-Varestraint 시험 결과 시편에 가해지는 변형량에 따른 MCL의 변화를 Fig. 6에 나타내었다. 각 시편에 가해지는 변형량에 차이가 있지만, 2.5%의 변

형량을 갖는 적층제조 시편이 4%의 변형량을 갖는 압연재 시편보다 MCL이 크게 나타나는 것을 볼 수 있다. 즉, 용접부의 응고균열 감수성은 적층제조 시편이 압연재에 비해 매우 높게 나타났으며, 적층제조 시편 중에서도 HIP을 실시하였을 때보다 적층 그대로 상태일 때 더 높은 것으로 확인되었다.

용접부의 미세조직을 Fig. 7에 나타내었다. 모재와 달리 모든 시편에서 다량의 페라이트가 생성되어 오스테나이트와 페라이트의 이상조직이 나타났다. 페라이트 함량 측정기를 통해 확인한 결과 Table 4에 제시한 바

Fig. 6 Trans-Varestraint test results

Fig. 7 OM micrographs of the weld metals: (a) wrought plate, (b) as-built additively manufactured, and (c) additively manufactured and HIPed

Table 4 Ferrite content of the base and weld metals (%)

	Wrought plate	As-built additively manufactured	Additively manufactured and HIPed
Base metal	0.16	0	0
Weld metal	6	2.9	2.9

와 같이 압연재의 용접부보다 적층제조 시편의 용접부에서 페라이트 함량이 낮은 것을 알 수 있다. 한편 페라이트의 형상이 압연재 및 적층제조 시편 각각의 용접부에서 크게 다른 것을 확인할 수 있다. 압연재의 용접부에서는 vermicular 및 lathy 페라이트가 혼재하는 반면, 적층제조 시편의 용접부에서는 interdendritic 페라이트가 관찰되었다. 이와 같이 페라이트의 함량과 형상이 다르게 나타나는 것은 각 용접부가 서로 다른 응고모드를 가지기 때문인 것으로 예상할 수 있다. Fig. 8에 나타난 바와 같이 초정 오스테나이트 응고 시 응고의 최종 단계에 interdendritic 페라이트가 생성되는 반면, 초정 페라이트 응고 시 페라이트의 최종 형상이 vermicular 혹은 lathy 형태를 보이게 된다¹¹⁻¹³⁾. 즉, 적층제조 및 압연재 시편의 용접부는 각각 초정 오스테나이트 및 초정 페라이트 응고모드를 가지는 것으로 판단할 수 있다. 응고모드는 오스테나이트계 스테인리스강 용접부의 응고균열 감수성에 결정적인 영향을 미치는데, 일반적으로 초정 페라이트 응고 시 응고균열

Fig. 8 Schematic illustrations showing microstructure development in Fe-Cr-Ni welds: (a) interdendritic ferrite, (b) vermicular ferrite, (c) lathy ferrite, and (d) vertical section of ternary-phase diagram at approximately 70% Fe¹³⁾

의 발생이 억제되는 것으로 잘 알려져 있다¹⁴⁻¹⁵⁾. 따라서, Fig. 6에서 보듯이 적층제조 시편의 용접부가 매우 높은 응고균열 감수성을 보이게 되는 주된 원인은 초정 오스테나이트 응고를 하기 때문인 것으로 판단된다. 초정 페라이트 응고 시 응고균열의 감수성이 낮아지는 원인으로 여러가지가 제시되고 있다. 대표적으로, 페라이트는 S, P와 같은 저융점 원소에 대한 고용도가 높기 때문에 응고온도범위를 감소시키는 효과가 있다고 알려져 있다¹⁶⁻¹⁷⁾. 또한, 초정 페라이트 응고를 할 때 이종, 즉 오스테나이트와 페라이트 간의 수지상 (dendrite) 경계의 면적이 넓게 되는데 이러한 경계는 응고 최종단계에 남아있는 액상과의 젖음성(wettability)이 낮으므로 응고균열의 직접적인 원인이 되는 액상필름이 생기기 어려워지게 된다고 한다^{11,13)}. 용접부의 응고모드는 화학조성과 용접조건에 의해 결정되는데^{9,11,14,16)}, 여기에서 용접조건은 동일하므로 화학조성의 차이가 결정인자라고 할 수 있다. Ni 당량(equivalent)이 높을수록 초정 오스테나이트 응고를 하기 쉽다. Table 2에서 보듯이 적층제조 시편의 질소 함량은 압연재에 비해 0.035%만큼 높은데, 질소는 Ni 당량을 크게 증가시키는 원소로 WRC-1992 Diagram에 따르면 Ni 당량은 0.7%만큼 증가하게 된다. WRC-1992 Diagram에 따른 Ni 당량식은 Eq. 2와 같다.

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35(\%C) + 20(\%N) + 0.25(\%Cu) \quad (2)$$

적층제조 시편의 질소 함량이 상대적으로 높은 것은 가스분무법(gas atomization)을 통해 적층제조에 사용되는 분말 소재 제조 시 질소 가스를 사용하기 때문인 것으로 사료된다. 한편 Fig. 6에서 보듯이 적층제조 시편 중에서도 HIP을 실시하였을 때보다 적층 그대로 상태일 때 용접부의 응고균열 감수성이 높다. 이는 Fig. 3에서 알 수 있듯이 모재의 기계적 성질이 다를 뿐만 아니라 적층 그대로 상태일 때 존재하는 잔류응력이 고온에서 수행하는 HIP 공정에 의해 완화되는 효과가 있기 때문인 것으로 사료되나 이에 대해서는 추가적인 연구가 필요할 것으로 보인다.

Fig. 9는 용접부에서 발생한 응고균열을 관찰한 것이다. 초정 페라이트 응고를 하는 압연재 용접부에서는 균열의 길이가 짧고 전파 경로가 자주 바뀌는 반면 초정 오스테나이트 응고를 하는 적층제조 시편의 용접부에서는 균열이 직선 형태로 길게 형성되었다. 초정 페라이트 응고 시, 응고균열의 전파 경로가 되는 수지상 경계가 매우 구불구불한 형태가 되므로 균열이 생성되더라도 전파가 어려워지는 것을 확인할 수 있다. 반면

Fig. 9 OM micrographs showing the formation of solidification cracks in weld metals: (a) wrought plate, (b) as-built additively manufactured, and (c) additively manufactured and HIPed

초정 오스테나이트 응고 시에는 상대적으로 굴곡이 적은 동종의 수지상 입계가 주를 이루게 되면서 균열에 대한 전파 저항성이 감소한 것으로 보인다⁹⁾.

4. 결 론

본 연구에서는 PBF 방식으로 적층제조된 316L 스테인리스강 용접금속의 응고균열 감수성을 평가하였다. 응고균열 감수성을 평가하기 위해 Trans-Varestraint 시험을 실시하였으며 시험 후 용접금속에서 발생한 최대 균열길이를 측정하였다. 비교를 위해 316L 스테인리스강 압연재를 대상으로도 동일한 시험을 수행하였으며, 주요 결과는 아래와 같다. 용접부의 응고균열 감수성은 적층제조 시편이 압연재에 비해 매우 높게 나타났으며, 적층제조 시편 중에서도 HIP을 실시하였을 때보다 적층 그대로 상태일 때 더 높은 것으로 확인되었다. 적층제조 시편의 용접부가 매우 높은 응고균열 감수성을 보이는 주된 원인은 초정 페라이트 응고를 하는 압연재 용접부와 달리 초정 오스테나이트 응고를 하기 때문인 것으로 판단되며, 이와 같은 응고모드의 차이를 보이는 것은 적층제조 시편의 질소 함량이 압연재에 비해 높기 때문인 것으로 사료된다. 따라서 적층제조된 316L 스테인리스강 부품의 용접성을 높이기 위해서는 적층제조에 사용되는 분말의 질소 함량에 대한 정밀한 제어와 관리가 필요할 것으로 판단된다.

감사의 글

이 성과는 정부(과학기술정보통신부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구임(No. NRF-2019M2D2A205091812).

ORCID: So-Young Park: <https://orcid.org/0000-0002-7919-8595>
 ORCID: Yongjoon Kang: <https://orcid.org/0000-0001-7088-9384>
 ORCID: Dongjin Oh: <https://orcid.org/0000-0002-6685-0169>
 ORCID: Sangwoo Song: <https://orcid.org/0000-0003-4012-0077>
 ORCID: Hyun-Uk Hong: <https://orcid.org/0000-0002-8545-6511>

References

1. M. Brandt, Laser Additive Manufacturing Materials, Design, Technologies, and Applications, *Woodhead Publishing*, Cambridge, U.K (2016)
<https://doi.org/10.1017/CBO9781107415324.004>
2. D. Gu, Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials, *Springer*.
<https://doi.org/10.1007/978-3-662-46089-4>
3. W. J. Sames, F. A. List, S. Pannala, R. R. Dehoff, and S. S. Babu. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing, *Int. Mater. Rev.* 61(5) (2016) 315-360.
<https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1116649>
4. D. S. Gonzales and D. S. Gonzales, THE EFFECT OF OXYGEN ON THE GAS TUNGSTEN ARC WELDABILITY OF LASER- POWDER BED FUSION FABRICATED 304L STAINLESS STEEL, *Mater. Perform. Charact.* 8(4) (2019).
<http://dx.doi.org/10.1520/mpc20180115>
5. C. Hawk, Ph. D. thesis, Laser Welding Behavior of Laser Powder Bed Fusion Additive Manufactured 304L Stainless Steel, *Colorado School of Mines* (2019).
6. V. P. Matilainen, J. Pekkarinen and A. Salminen, Weldability of additive manufactured stainless steel, *Phys. Proc.* 83 (2016) 808-817.
<https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.083>
7. T. Raza, J. Andersson and L. E. Svensson, Varestraint weldability testing of additive manufactured alloy 718, *Sci. Technol. Weld. Join.* 23(7) (2018) 606-611.
<https://doi.org/10.1080/13621718.2018.1437338>
8. S. Park, MS thesis, A Study on the Weld Solidification Cracking Susceptibility And Corrosion Characteristics of Additive Manufactured Type 316L Stainless Steel, *Changwon National Univ.* Changwon, Korea (2020).
9. T. Author, I. Date, T. Version and U. R. L. Doi, Varestraint Test for Solidification Crack Susceptibility in Weld Metal of Austenitic Stainless Steels, *Trans. JWRI*, 3(1) (1974) 79-88.
10. Raza, Tahira, Joel Andersson and Lars-Erik Svensson, Varestraint Testing of Selective Laser Additive Manufactured Alloy 718-Influence of Grain Orientation, *Met.* 9(10) (2019) 1113.
<https://doi.org/10.3390/met9101113>
11. J. Lippold and D. Kotecki, Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, *American Library Association*, (2005).
<https://doi.org/10.1002/9781118960332>
12. John C. Lippold, Welding Metallurgy and Weldability. *John Wiley & Sons, Inc.*, (2015).
<https://doi.org/10.1002/9781118960332>
13. Sindo kou, *Welding metallurgy*, 2nd ed. New Jersey, USA, (2002).
<https://doi.org/10.1002/0471434027>
14. J. C. Lippold, Solidification Behavior and Cracking Susceptibility of Pulsed-Laser Welds in Austenitic Stainless Steels, *Weld. J.* 73(6) (1994) 129-139.
15. B. Y. V. P. Kujanpaa, Weld Discontinuities in Austenitic Stainless Steel Sheets - Effect of Impurities and Solidification Mode, *Weld J.* 63(12) (1983) 369-375.
16. K. S. Bang, S. H. Pak and S. K. Ahn, Evaluation of weld metal hot cracking susceptibility in superaustenitic stainless steel, *Met. Mater. Int.* 19(6) (2013) 1267-1273.
<https://doi.org/10.1007/s12540-013-6019-6>
17. J. Nakayama, K. Nishimoto, K. Kiuchi, K. Hata, Y. Okabe and K. Saida, Hot cracking behaviour and susceptibility of extra high purity type 310 stainless steels, *Sci. Technol. Weld. Join.* 15(1) (2010) 87-96.
<https://doi.org/10.1179/136217109x12590746472454>