

Effect of Ni interlayers on the WC-SUS powder metallurgy process

Changhun Hwang, SeungHyun Kim*, Sang-In Kim**, TaeHyeon Kim**, JinSoo Lee**, OnYu Bae* and Se-Yun Kim†

Department of Advanced Materials Science and Engineering, Kyungnam University, Changwon 51767, Korea

*YKSintering Co. Ltd., Daejeon 34052, Korea

**Department of Mechatronics Engineering, Kyungnam University, Changwon 51767, Korea

(Received September 11, 2024)

(Revised October 30, 2024)

(Accepted November 6, 2024)

Abstract Tungsten carbide is known for its excellent mechanical properties and is commonly used as a surface coating material for various tools. However, existing coating technologies are hindered by high process costs and poor durability due to the thinness of the coating layers. Therefore, there is a need to reduce costs and develop a unified manufacturing process. In this study, we explore a technique for analyzing and manufacturing tungsten carbide coating samples using a single sintering process with tungsten carbide and stainless steel powder. When these powders are sequentially filled and sintered in a mold, pore regions tend to form at the interface due to the behavior of the cobalt liquid phase, leading to segregation. To address this issue, a nickel powder layer was inserted as an intermediate layer to suppress the cobalt liquid phase behavior. As a result, the formation of pore regions was effectively prevented.

Key words Tungsten carbide, Sintering, 304L Stainless steel, Microstructure, Interlayer

Ni 중간층이 WC-SUS 분말야금공정에 미치는 효과

황창훈, 김승현*, 김상인**, 김태현**, 이진수**, 배은유*, 김세윤†

경남대학교 신소재공학과, 창원, 51767

*(주)와이케이신터링, 대전, 34052

**경남대학교 대학원 메카트로닉스공학과, 창원, 51767

(2024년 9월 11일 접수)

(2024년 10월 30일 심사완료)

(2024년 11월 6일 게재확정)

요약 초경은 기계적 물성이 우수한 소재로 각종 공구의 표면 코팅 소재로 사용되고 있다. 하지만, 기존의 코팅기법은 높은 공정 비용과 얇은 코팅층에 의한 내구성에 대한 문제를 가진다. 때문에 공정비용 절감 및 두꺼운 코팅층을 제조할 수 있는 공정 기술개발이 요구된다. 이를 해결하기 위하여, 본 연구에서는 초경과 스테인리스강 분말을 이용한 단일 소결 공정을 이용하여 초경이 코팅된 쿠폰샘플 제조기술을 보고한다. 초경과 스테인리스강을 순차적으로 몰드에 장입하여 일축 가압 성형 후, 1,150°C 수소 분위기에서 1시간 소결할 경우 비교적 저온에서 발생하는 코발트 액상 거동에 의해 접합면에 기공영역이 형성되었고, 이로 인해 균열 및 박리가 발생하였다. 코발트 액상은 약 900°C의 온도에서 유동하며 온도 및 공정시간이 증가함에 따라 그 영역이 더욱 커지는 것으로 나타났다. 코발트 액상의 거동을 제어하기 위해 초경과 스테인리스강 사이에 중간층으로 니켈 분말층을 삽입하였다. 그 결과 균열 및 박리를 일으키는 액상거동이 억제됨을 확인하였으며, 이는 코발트와 니켈이 고용체를 형성하였기 때문으로 해석되었다.

1. 서론

초경(Tungsten Carbide: WC)은 높은 용점, 경도, 강도, 그리고 우수한 내마모성을 가진 물질로 제조 공구 및 절

삭 공구 등 다양한 산업 분야에서 널리 응용되고 있다 [1]. 초경은 강한 공유결합을 이루는 대표적인 난소결성 소재로 일반적인 소결 공정에서 제조하기 위해서는 약 1,800°C 이상의 고온이 요구된다[2,3]. 이러한 이유로 코발트, 니켈, 철과 같은 액상 소결 조제를 첨가하여 소결 온도를 낮추고 액상을 형성해 액상 소결 방식으로 제조한다[4-6]. 또한, 초경을 공구 및 부품의 코팅 또는 접합

†Corresponding author

E-mail: kimseyun@kyungnam.ac.kr

소재로 사용할 경우 성능과 수명을 크게 향상되므로 관련 연구가 활발히 진행되고 있다[7,8].

초경 코팅 공정에는 화학 기상 증착(Chemical Vapor Deposition, CVD), 물리 기상 증착(Physical Vapor Deposition, PVD), 고속 화염용사(High Velocity Oxygen-Fuel Spraying: HVOF), 또는 접합(welding) 공정이 적용될 수 있다. CVD와 PVD를 이용해 제조된 코팅층은 균일한 코팅 두께와 우수한 접착력을 가진다는 장점이 있지만, 시편의 크기와 형상에 제약이 있고 두께를 증가시키기 위해서는 장시간의 공정이 필요해 제조 단가가 높다는 단점이 있다[9,10]. 최근 연구되고 있는 HVOF는 1% 이하의 낮은 기공률, 우수한 결합력, 높은 밀도를 갖는 코팅층을 수 밀리미터 두께로 형성할 수 있다. 하지만 코팅층의 경도와 계면 접합력이 상대적으로 낮고, 코팅 원료 분말의 소모량이 많다는 단점이 있다[11-13]. 벌크 상태의 소재를 접합하는 공정은 복잡한 형상의 소재를 비교적 저비용으로 제조할 수 있지만, 높은 공정 온도, 열응력 해소, 열팽창 계수 차이로 인해 접합 부위를 기준으로 변형과 잔류응력이 발생할 수 있다[14-17]. 또한, 초경과 스테인리스강을 1차 소결하여 벌크 소재로 만든 후 추가 가공을 통해 2차로 접합하는 공정이 소개된 바 있지만, 이 방법은 고에너지와 더 많은 공정 단계를 요구해 비용과 시간이 증가하는 단점이 있다[18,19]. 따라서, 기존 제조 공정에 비해 두께 제어가 용이하고 접합 특성이 우수하면서도 공정 비용 절감과 대량 생산이 가능한 복합 소재 제조 공정이 요구된다.

본 연구에서는 초경-스테인리스강 접합 소재를 단일 소결 공정을 통해 제조하는 공정을 연구하였다. 초경 및 스테인리스강 분말을 일축 가압 성형한 후, 수소 분위기에서 1,150°C로 1시간 동안 소결하여 접합 소재를 제조하였다. 그러나 초경의 액상 첨가제인 코발트가 액상화되면서 스테인리스강 영역으로 물질 이동이 발생하였고, 그 결과 초경 부분의 접합 영역에서 다수의 기공이 형성되고 균열이 발생하였다. 이를 개선하기 위해 코발트의 액상 거동 시점을 조사하고, 이를 제어하기 위해 니켈을 중간층으로 삽입하여 최종적으로 분리를 유발하는 기공 형성을 억제할 수 있는 공정을 제안한다.

2. 실험 방법

코발트가 10 wt% 첨가된 초경 분말(UF100, 대구텍, 한국)과 스테인리스강 304L(DAP304L, (주)대광인더스트리, 한국) 분말을 이용하여 복합 구조 성형체를 제조하였다. 성형 몰드에 스테인리스강 분말을 먼저 투입한 후, 그 위에 초경 분말을 투입하고 15 MPa의 압력으로 일축 가압하여 디스크형 성형체를 제조하였다. 650~850°C

구간에서 탈지 공정을 거친 후, 1,150°C 수소 분위기에서 1시간 소결하여 접합체를 제조하였다. 소결 중 코발트의 액상 거동 및 기공 형성 시점을 조사하기 위해 900°C와 1,150°C에서 유지 시간 없이 바로 냉각한 시편과 1,150°C에서 1시간 유지한 시편을 각각 소결하여 분석하였다. 코발트의 액상 거동 분석결과를 바탕으로 초경과 스테인리스강 사이에 니켈 분말을 중간층으로 삽입하였다. 중간층에 적용된 니켈 분말(T255TM, VALE, 브라질)은 99.7 wt% 이상의 순도와 2.4 μm의 평균 입도를 갖는 분말을 사용하였다. 성형체는 하단부터 스테인리스강 304L, 니켈, 초경 순으로 적층한 후, 일축 가압 성형하여 제조하였으며, 이후 동일한 소결 조건으로 접합체를 제조하였다.

제조된 접합 소재의 단면에 대한 미세구조 분석을 위해 시편을 고속 절단기를 이용해 수평 방향을 기준으로 수직으로 절단하였다. 절단된 시편은 폴드 마운트한 후 다이아몬드 패드 40, 125 처리 후 6, 3, 1 μm 순서로 다이아몬드 연마재를 사용하여 경면 처리하였다. 미세구조 분석 및 성분 분석은 고분해능 전계방사형 주사전자현미경/EDS(FE-SEM, Hitachi High-Tech, SU5000 & EX-370/EB-600, Hitachi, Japan) 및 전계방사형 주사전자현미경/EDS(FE-SEM, CZ/MIRA 1 LMH, Tescan, Czech)를 이용하여 수행하였다.

3. 결 과

수소 분위기에서 1,150°C로 1시간 소결하여 제조된 초경/스테인리스강 접합 소재는 Fig. 1(a)와 같다. 위쪽의 초경과 아래쪽의 스테인리스강은 분리되었으며 소결 수축으로 인해 소재가 오목하게 변형되었다. 단면 미세구조는 Fig. 1(b)와 같이 위치를 세분화하여 분석하였다. Figure 1(c)는 초경 외곽 부분의 미세구조 영상으로, 몇몇 기공이 확인되었으나 비교적 높은 밀도를 유지하고 있는 것으로 나타났다. Figure 1(d)는 초경 내부 미세구조를 분석한 결과로 부분적으로 응집된 탄소와 미세 기공이 관찰되었다. Figure 1(e)는 초경과 스테인리스강이 맞닿아 있는 영역을 보여주며 다양한 조성이 혼합된 ‘접합 영역’과 그 인근에 약 100 μm 두께의 좁은 ‘기공 영역’에 다수의 기공이 밀집된 것이 확인되었다. 시편의 분리는 이 ‘기공 영역’을 따라서 발생한 크랙에 의한 것으로 확인되었다. 마지막으로 Fig. 1(f)는 스테인리스강의 미세구조를 나타내며 검은 음영은 텅스텐에 의한 오염으로 확인되었고 추가적인 식각 공정을 수행하지 않아 미세구조는 명확히 확인되지 않았다.

미세구조 분석 위치의 성분 분석결과를 Fig. 2 및 Table 1에 나타내었다. Figure 2(a)는 시편 단면의 미세구조 분석 위치를 보여주며 Fig. 2(b)는 특정 위치에 대한 조성

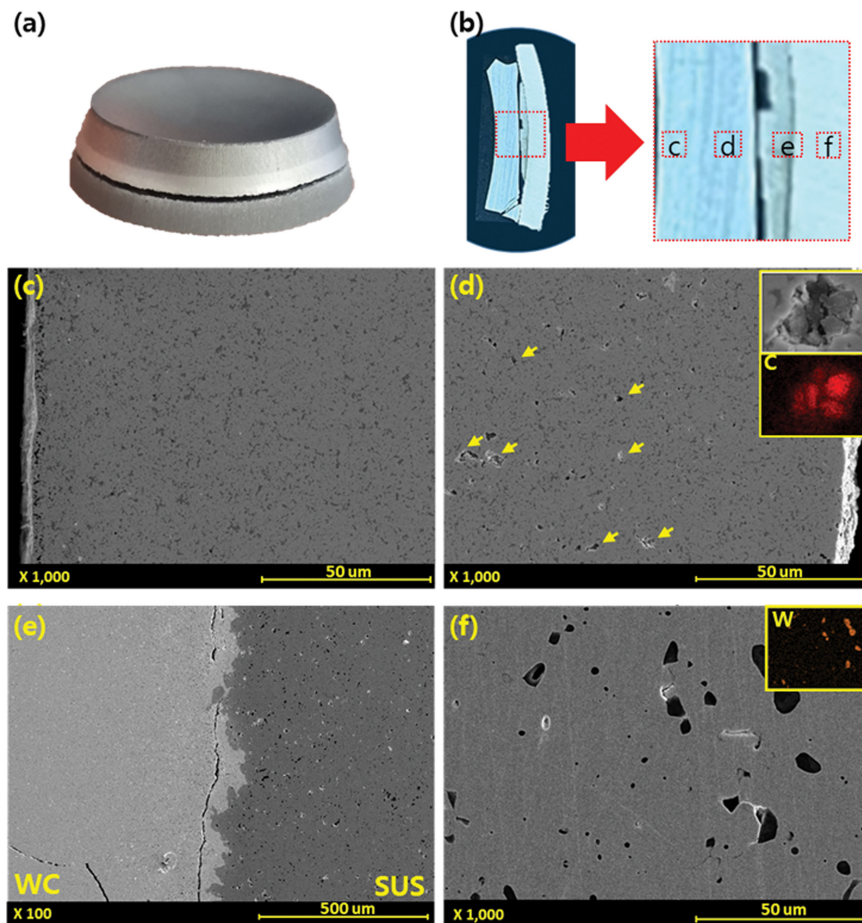


Fig. 1. SEM analysis of cross section at tungsten carbide/stainless steel bonded sample, (a) image of sintered sample, (b) cross section of bonded sample (microstructure analysis point) (c) tungsten carbide outside section, (d) tungsten carbide inside section, (e) pres and bonded zone (f) stainless steel section.

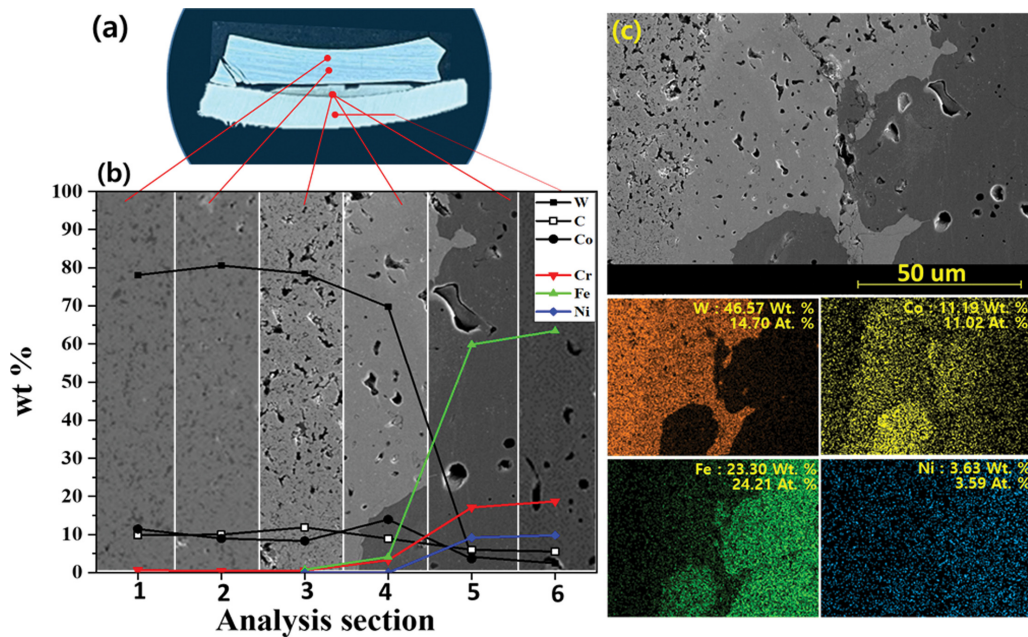


Fig. 2. SEM and EDS analysis of cross section at tungsten carbide/stainless steel bonded sample, (a) Cross section image, (b) analysis spot (1: Tungsten carbide outside, 2: Tungsten carbide inside, 3: Pore zone, 4: Bonded zone, 5, 6: Stainless steel section) (c) mapping analysis at bonded area.

분석결과를 그래프로 나타낸 것이다. Figure 2(b-1,2)는 초경 내부 및 외부의 조성 분석결과로 내부에서 외부로 이동함에 따라 코발트 함량이 감소하는 경향을 보였다. Figure 2(b-3)은 기공 영역(pore zone)에서의 분석결과로

소량의 철이 검출되었으며 코발트 함량은 감소하였다. Figure 2(b-4)는 접합 영역(bond zone)의 분석결과로 텅스텐, 철, 크롬, 코발트, 탄소가 검출되었으며, 특히 코발트 함량이 14 wt%까지 증가한 것으로 나타났다. 접합

Table 1
EDS analysis spot of tungsten carbide/stainless steel bonded sample

	C	Cr	Fe	Co	Ni	W
Tungsten carbide outside	9.87	0.61	-	11.44	-	78.07
Tungsten carbide inside	9.99	0.44	-	8.98	-	80.59
Pore zone	11.88	0.54	0.76	8.32	-	78.50
Bond zone	8.90	3.27	4.14	13.95	-	69.73
Stainless steel	6.01	17.12	59.84	3.66	9.21	4.16
Stainless steel inside	5.56	18.70	63.40	-	9.80	2.45

Stainless steel 304L standard composition : C 0.03, Cr 18.00-20.00, Ni 8.00-12.00, Mn 2.00, Si 1.00, P 0.045, S 0.03, Fe Bal. [19]
Tungsten carbide standard composition : C ~6.31. W Bal. [4]

(wt%)

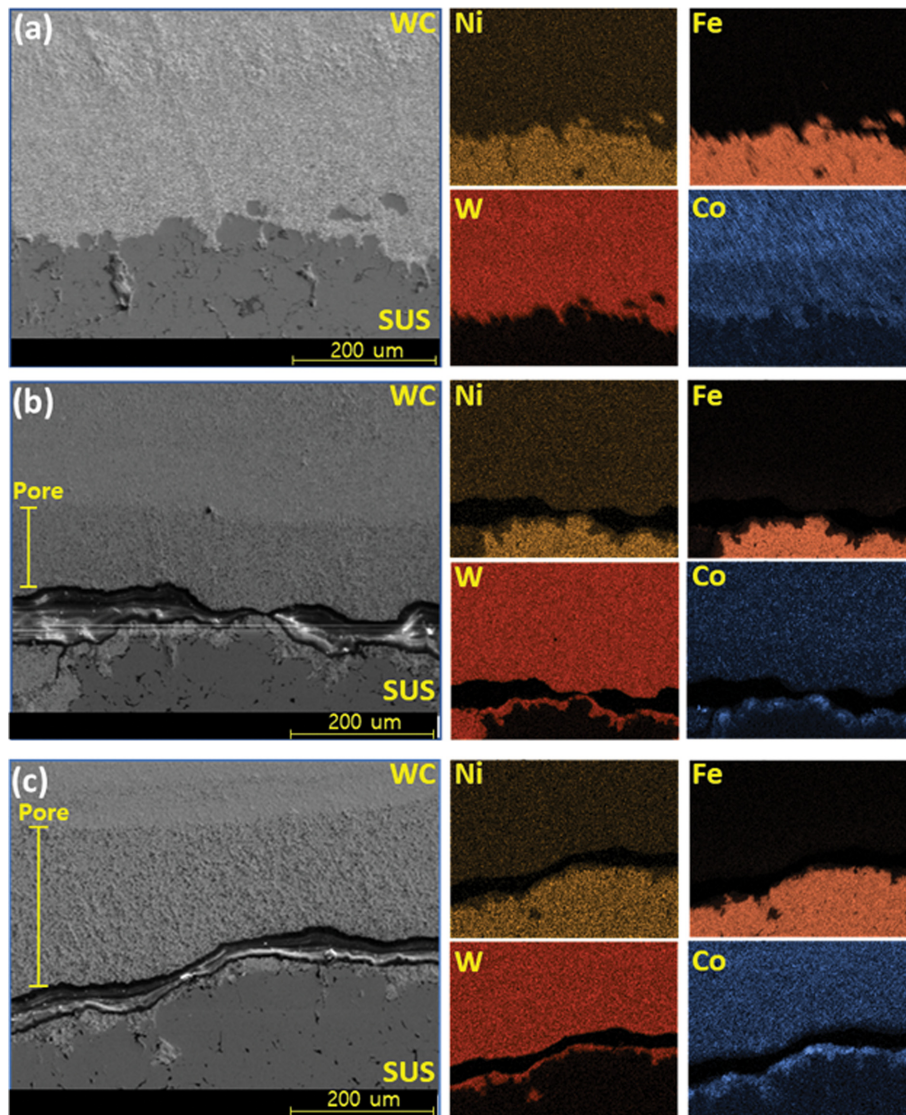


Fig. 3. SEM and EDS analysis of bonded area at tungsten carbide/stainless steel bonded sample, sintering temperature (a) at 900°C for 0 hr, (b) at 1,150°C for 0 hr, (c) at 1,150°C for 1 hr.

영역에 대한 맵핑 분석결과는 Fig. 2(c)와 같으며, 이를 통해 접합 영역에 다양한 조성이 혼재되어 있음을 확인할 수 있었다.

초경에 철, 코발트, 니켈과 같은 액상 첨가제를 첨가하면 1,300~1,400°C의 비교적 낮은 온도에서 액상을 형성하며 이로 인해 액상 소결(liquid sintering)이 진행된다. 액상 첨가제를 20 Vol% 첨가하면 니켈은 1,350°C, 코발트는 약 1,300°C, 철은 1,150°C에서 탄소와 공융점을 형성하며[5,6], 코발트가 가장 우수한 젖음성 특성을 나타낸다[4]. 스테인리스강 305L의 소결 온도는 1,050~1,180°C이다[20-22]. Oliver[23]의 연구에 따르면 코발트가 첨가된 초경은 약 800°C부터 입자 성장 및 치밀화가 진행되며 1,150°C가 되면 코발트의 점성 유동(viscous flow)으로 인해 치밀화 및 재조립이 발생한다고 보고되었다. 본 연구에서도 소결 첨가제로 첨가된 코발트가 승온 및 소결 온도에 도달하면 액상을 형성하고 스테인리스강의 입계를 따라 유동할 것으로 예상된다. 이로 인해 스테인리스강과 맞닿아 있는 초경 영역에서 ‘기공 영역’이 형성된 것으로 해석되며 이에 대해 추가적인 분석하였다.

스테인리스강과 맞닿아 있는 초경에 형성된 ‘기공 영역’의 발생 시점 및 코발트 함량 변화 거동을 조사하였다. 설계된 온도 및 시간 조건으로 접합체를 제조하고, 미세구조 및 맵핑 분석 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 900°C에서 유지 시간 없이 바로 냉각한 시편에는 Fig. 3(a)와 같이 스테인리스강과 맞닿아 있는 초경에서 기공이 관찰되지 않았으며, 코발트 함량이 비교적 감소한 것으로 나

타났다. 1,150°C에서 유지 시간 없이 바로 냉각한 시편은 Fig. 3(b)와 같이 약 160 μm 두께의 기공 영역이 형성되었으며, 1,150°C에서 1시간 유지할 경우 Fig. 3(c)와 같이 평균 200 μm 두께로 기공 영역이 넓어진 것을 확인하였다.

코발트의 거동을 조사하기 위해 접합 영역에 근접한 스테인리스강의 조성 맵핑 분석결과를 Fig. 4에 나타내었다. 900°C에서 유지 시간 없이 바로 냉각한 시편의 스테인리스강 입계에 코발트가 존재하는 것을 확인하였다. 성형 공정 중 초경 분말이 일부 혼합되었을 가능성이 있으나 텅스텐 함량이 낮은 영역에서도 코발트 함량이 높게 나타났다. 접합 영역에 형성된 기공 영역은 시편의 물성을 감소시키는 원인이 되어 초경과 스테인리스강의 분리를 유발하였다. 이러한 기공 영역의 형성 원인은 다음과 같이 설명될 수 있다. 초경과 스테인리스강 분말을 일축 가압하면 접합 영역에는 Fig. 5(a)와 같이 분말 상태로 맞닿아 있다. 소결을 위한 승온 중, 900°C의 비교적 저온에서 초경에 첨가된 코발트의 액상화가 진행된다. 이때 스테인리스강 입계의 모세관력(capillary force)으로 코발트 액상은 방향성을 갖고 유동하게 된다(Fig. 5(b)). 동시에 코발트 액상의 점도가 감소하여 유동 속도가 더욱 증가하게 되므로 초경 영역에 존재해야 할 코발트가 빠르게 제거되면서 기공이 형성되는 것으로 고찰된다.

앞서 도출된 결과에 따르면 ‘기공 영역’의 발생 원인은 코발트 액상이 모세관력에 의해 유동하기 때문으로

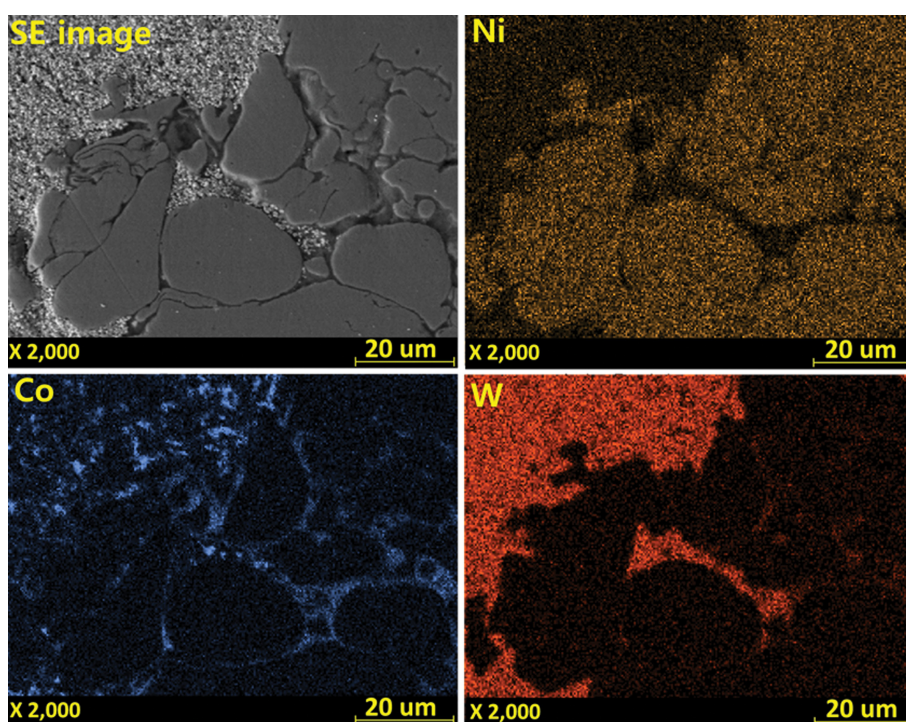


Fig. 4. Cross section mapping analysis of tungsten carbide bonded sintered sample at 900°C.

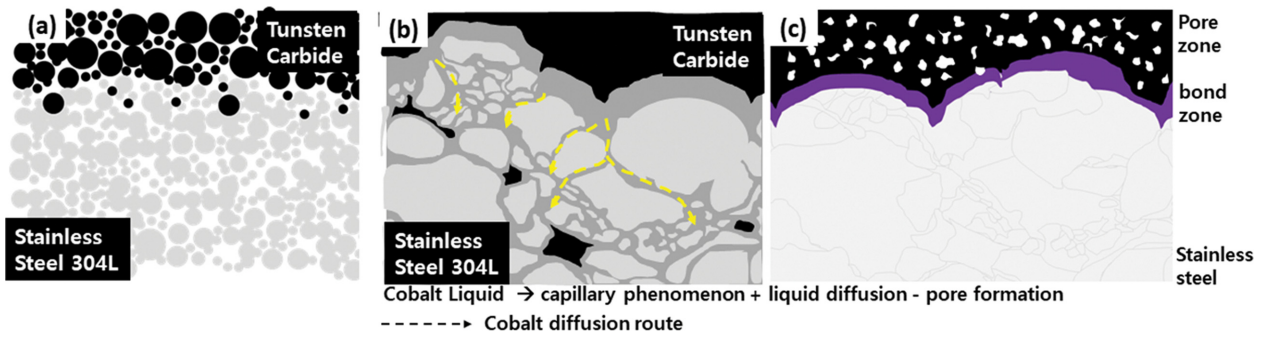


Fig. 5. Schematic diagram of pore spot formation behavior during the sintering of tungsten carbide-stainless steel bonded sample. (a) Tungsten carbide-Stainless steel green body sample. (b) Cobalt liquid diffusion at sintering (gray: grain boundary, yellow: cobalt liquid diffusion route, light gray: stainless steel grain), (c) Tungsten carbide-Stainless steel bonded sample (black: tungsten carbide, white: pore, purple: bond zone, light gray: stainless steel grain).

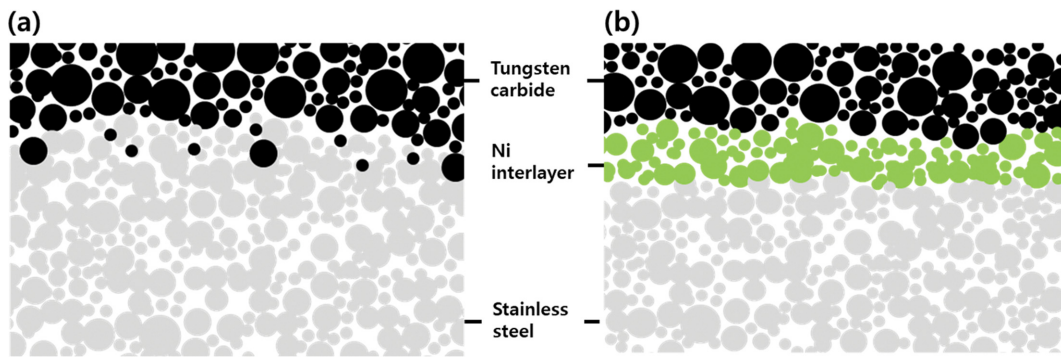


Fig. 6. Schematic diagram of the bonded samples green body. (a) Non-Ni interlayer sample, (b) with Ni Interlayer sample.

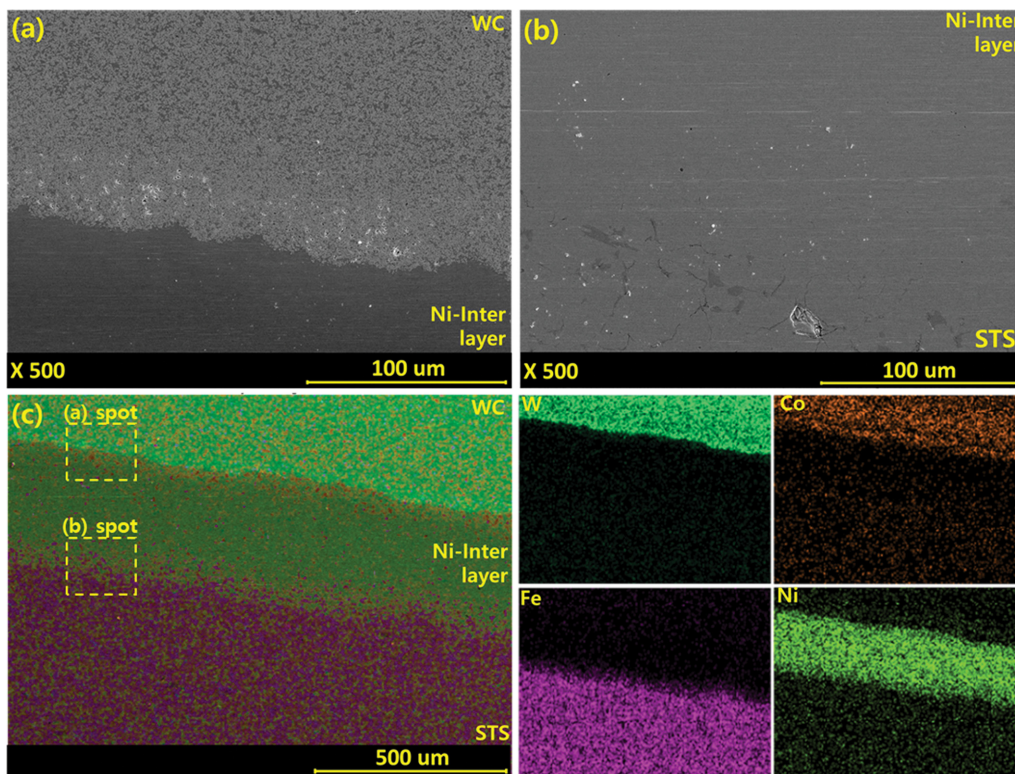


Fig. 7. SEM and EDS analysis of cross-section tungsten carbide-stainless steel bonded sample with a nickel-interlayer, (a) Tungsten carbide-Nickel interlayer, (b) Nickel interlayer-stainless steel, (c) Tungsten carbide-nickel interlayer-stainless steel cross-section mapping.

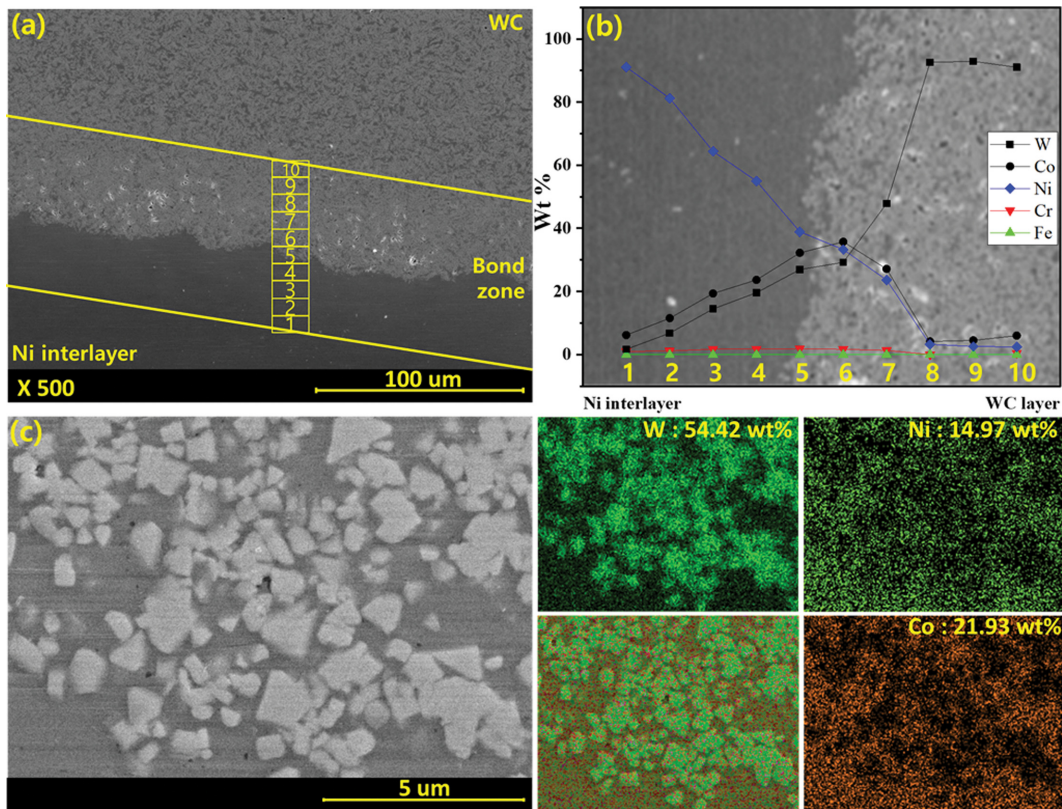


Fig. 8. SEM and EDS analysis of cross-sectional tungsten carbide/stainless steel bond sample with a nickel interlayer, (a) EDS analysis point, (b) EDS analysis of the bonded spot, (c) bond spot microstructure and mapping analysis.

고찰되었다. 따라서 코발트와 유사한 온도에서 액상을 형성하는 니켈을 첨가하여 소결 중 초경에 첨가된 코발트 액상의 유동성을 제어하고자 니켈 분말을 초경과 스테인리스강 사이에 삽입한 후 동일한 조건으로 소결을 진행하여 접합체를 제조하였다(Fig. 6).

제조된 접합체에서는 초경과 스테인리스강의 분리가 발생하지 않았다. 시편의 단면에 대한 미세구조 및 조성 맵핑 분석결과는 Fig. 7에 나타내었다. Figure 7(a)와 (b)에서 볼 수 있듯이, 초경과 중간층, 스테인리스강과 중간층 사이에는 몇몇 기공이 확인되었으나, 미세 크랙 및 기공 영역은 관찰되지 않았다. 삽입된 니켈 중간층의 두께는 250~300 μm 로 비교적 일정하게 유지되었다(Fig. 7(c)).

초경과 니켈 중간층 계면에서 물질의 확산 거동을 조사하기 위해 일정한 거리를 기준으로 성분 분석을 수행하였으며, 그 결과를 Fig. 8 및 Table 2에 나타내었다. 접합 영역은 텅스텐, 코발트, 니켈, 크롬이 검출되었고, 약 70 μm 두께로 형성되었다. 접합 영역의 미세구조는 Fig. 8(c)와 같이 몇몇 기공이 관찰되기는 하였으나, 비교적 치밀한 구조를 보였다. 접합 영역 조성의 경우, 중간층에서 초경으로 이동함에 따라 코발트가 증가하며, 5~7번 위치에서는 코발트와 니켈이 유사한 함량을 보였다.

니켈은 코발트와 유사한 온도에서 액상을 형성한다[5,6].

Table 2
EDS analysis of tungsten carbide/nickel interlayer bond spot

	Analysis point	W	Co	Ni	
Ni interlayer	1	1.70	6.17	91.10	
	2	6.08	11.53	81.22	
	3	14.49	19.37	64.39	
	4	19.61	23.68	54.97	
	↓	5	26.95	32.24	38.92
	6	29.25	35.75	33.29	
	7	47.85	27.14	23.64	
WC	8	92.61	4.16	3.23	
	9	92.91	4.51	2.59	
	10	91.04	6.00	2.43	

(wt%)

소결 과정에서 초경에 첨가된 코발트가 액상을 형성하는 온도에서 중간층으로 삽입된 니켈 또한 액상을 형성한다. 초경과 니켈 중간층이 접합된 계면에서는 코발트와 니켈 모두 액상이 되므로, 코발트 액상이 이동할 수 있는 구동력이 부족하다. 또한, 두 조성이 혼합된 액상이 존재하기 때문에 ‘기공 영역’이 형성되지 않은 것으로 판단된다. 스테인리스강과 접촉하는 니켈 중간층은 스테인리스강 입계의 모세관력에 의해 니켈 액상이 이동할 수 있지만, 첨가제로 추가된 것이 아니므로 ‘기공 영역’을 형성하지 못한 것으로 판단된다.

4. 결 론

스테인리스강에 초경이 코팅된 접합체를 분말 성형 및 단일 소결 공정으로 제조할 수 있는 공정 방법을 연구하였다. 초경과 스테인리스강 분말을 사용하여 1,150°C에서 수소 분위기하에 1시간 소결하면 분리 현상이 발생하였다. 이는 초경과 스테인리스강의 접합 영역에 형성된 약 100 μm 두께의 기공 영역에서 발생하였다. 기공 영역은 약 900°C에서 형성되는 코발트의 액상이 스테인리스강 입계의 모세관력에 의해 유동하여 형성된 것으로 고찰되었다. 코발트의 액상 거동을 억제하기 위해 니켈을 중간층으로 삽입하여 소결하면 기공 영역은 더 이상 형성되지 않았다. 이는 중간층으로 삽입된 니켈과 코발트가 고용체를 형성하여 코발트 액상의 거동을 효과적으로 억제하였기 때문으로 판단된다. 본 연구의 결과는 향후 기존의 초경 코팅 제조 기술을 대체할 수 있는 개선된 제조 기술로의 적용이 기대된다.

감사의 글

본 연구는 과학기술정보통신부의 재원으로 과학기술사업화진흥원의 지원을 받아 수행된 공공연구성과기반 BIG선도 모델 사업(1711202064), 2024년도 정부(산업통상자원부)의 재원으로 한국에너지기술평가원의 지원(20214000000480, 청정가스복합화력발전 핵심 요소기술 및 국산화 전문 인재 양성 사업)과, 국방기술품질원의 재원으로 방산 혁신 클러스터 방산소재부품연구실사업(DCL2020L)의 지원을 받아 수행된 연구입니다.

References

- [1] S. Nahak, S. Dewangan, S. Chattopadhyaya, G. Królczyk and S. Hloch, "Discussion on importance of tungsten carbide-cobalt (WC-Co) cemented carbide and its critical characterization for wear mechanisms based on mining applications", *Arch. Min. Sci.* 63 (2018) 229.
- [2] Y. Cheng, T. Zhu, J. Zhang, Y. Li, S. Sang and Z. Xie, "Oscillatory pressure sintering of binderless tungsten carbide", *Ceram. Int.* 46 (2020) 25603.
- [3] J. Zhang, G. Zhang, S. Zhao and X. Song, "Binder-free WC bulk synthesized by spark plasma sintering", *J. Alloys. Compd.* 479 (2009) 427.
- [4] J. García, V.C. Ciprés, A. Blomqvist and B. Kaplan, "Cemented carbide microstructures: a review", *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 80 (2019) 40.
- [5] W.D. Schubert, M. Fugger, B. Wittmann and R. Useldinger, "Aspects of sintering of cemented carbides with Fe-based binders", *Int. J. Refract. Met. H.* 49 (2015) 110.
- [6] Z. Roulon, J.M. Missiaen and S. Lay, "Carbide grain growth in cemented carbides sintered with alternative binders", *Int. J. Refract. Met. H.* 86 (2020) 105088.
- [7] Q. Wang, Z. Jin, Y. Zhao, L. Niu and J. Guo, "A comparative study on tool life and wear of uncoated and coated cutting tools in turning of tungsten heavy alloys", *Wear.* 482 (2021) 203929.
- [8] M. Olsson, V. Bushlya, F. Lenrick and J.E. Ståhl, "Evaluation of tool wear mechanisms and tool performance in machining single-phase tungsten", *Int. J. Refract. Met. H.* 94 (2021) 105379.
- [9] R. Polini, "Chemically vapour deposited diamond coatings on cemented tungsten carbides: Substrate pretreatments, adhesion and cutting performance", *Thin Solid Films.* 515 (2006) 4.
- [10] I.Y. Konyashin, "PVD/CVD technology for coating cemented carbides", *Surf. Coat. Technol.* 71 (1995) 277.
- [11] L. Jacobs, M.M. Hyland and M.D. Bonte, "Comparative study of WC-cermet coatings sprayed via the HVOF and the HVOF process", *J. Therm. Spray. Techn.* 7 (1998) 213.
- [12] J. Nerz and B. Kushner, "Microstructural evaluation of tungsten carbide-cobalt coatings", *J. Therm. Spray. Techn.* 1 (1992) 147.
- [13] R. Keshavamurthy, J.M. Sudhan, A. Kumar, V. Ranjan, P. Singh and A. Singh, "Wear behaviour of hard chrome and tungsten carbide-HVOF coatings", *Mater. Today Proc.* 5 (2018) 24587.
- [14] P. Gupta, S. Kumar and A. Kumar, "Study of joint formed by tungsten carbide bearing alloy through microwave welding", *Mater. Manuf. Process.* 28 (2013) 601.
- [15] E. Badisch and M. Kirchgäßner, "Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide", *Surf. Coat. Technol.* 202 (2008) 6016.
- [16] M. Nagentrau, A.L.M. Tobi, M. Sambu and S. Jamian, "The influence of welding condition on the microstructure of WC hardfacing coating on carbon steel substrate", *Int. J. Refract. Met. H.* 82 (2019) 43.
- [17] K. Okita, M. Aritoshi, K. Kuwabara, M. Matsui, C. Takami, H. Kajino and K. Tsuda, "Friction welding of cemented carbide alloy to tool steel", *Weld. Int.* 11 (1997) 257.
- [18] F. Keqin, C. Hongsheng, X. Ji and G. Zhixing, "Investigation on diffusion bonding of functionally graded WC-Co/Ni composite and stainless steel", *Mater. Design.* 46 (2013) 622.
- [19] H. Mahadi, Z. Jingwei, H. Zhenyi, W. Hui, J. Fanghui and J. Zhengyi, "Effects of holding time on the sintering of cemented tungsten carbide powder and bonding with high-strength steel wire", *J. Mater. Eng. Perform.* 28 (2019) 4074.
- [20] R.M. German, "The sintering of 304L stainless steel powder", *Metall. Trans. A.* 7 (1976) 1879.
- [21] J.R. Davis, "Alloy digest sourcebook: stainless steels", (International Materials Park, Ohio, 2000) p. 4.
- [22] C.J.R.G. Oliver, E.A. Álvarez and J.L. García, "Kinetics of densification and grain growth in ultrafine WC-Co composites", *Int. J. Refract. Met. H.* 59 (2016) 121.