Laser Cladding 공정으로 제조된 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층의 미세조직 및 상온 마모 특성

강태훈¹ · 김규식¹ · 박순홍² · 이기안^{1,*}

¹인하대학교 신소재공학과
²포항산업과학연구원

Microstructure and Room Temperature Wear Properties of a Ni-Cr-B-Si-C Coating Layer Manufactured by the Laser Cladding Process

Tae-Hoon Kang¹, Kyu-Sik Kim¹, Soon-Hong Park², and Kee-Ahn Lee^{1,*}

¹Department of Materials Science and Engineering, Inha University, Incheon 22212, Republic of Korea

²Research Institute of Industrial Science and Technology, Pohang 37673, Republic of Korea

Abstract: A Ni-Cr-B-Si-C coating layer was manufactured on a plate of Fe base alloy using a laser cladding process, and the microstructural and mechanical properties of the laser clad coated coating layer and a Ni electroplating layer (used as a reference material) were investigated. To identify the microstructural and mechanical properties, scanning electron microscopy (SEM), x-ray diffraction (XRD), room and high temperature hardness, and wear tests were performed. The microstructural observation results confirmed that the layer was mainly composed of γ -Ni phases, Ni_4B_3 , Cr_7C_3 , and Cr_5B_3 . The hardness of the laser clad coated coating layer and the Ni electroplating layer were measured to be 950 and 154 HV respectively. Hardness measurements from room temperature up to a high temperature of 700 °C indicated that hardness decreased as temperature increased, but the hardness of the laser clad coated coating layer was higher in all temperature conditions. Room temperature wear results showed that the wear loss of the laser clad coated coating layer was 1/5 of the wear level of the Ni electroplating layer.

(Received January 25, 2018; Accepted March 20, 2018)

Keywords: laser cladding, Ni-Cr-B-Si-C, microstructure, high temperature hardness, wear

1. 서 론

레이저 클래딩(laser cladding) 공정은 고출력 레이저를 이용해 분말 혹은 와이어를 용융 시키고 이를 연속적으로 적층시켜 코팅층을 제조하는 공정이다 [1]. 이 공정은 금속에 국한되지 않고 세라믹, 복합소재 등 다양한 소재에 적용이 가능하며, 고출력 레이저를 이용하여 WC와 같은 초경합금의 코팅층(coating layer) 제조가 가능하다. 또한 코팅층의 생성 속도가 매우 빠르며 기공이 거의 없는 치밀한 코팅층을 제조할 수 있다. 또한 열 변형 및 조직 변형이 적어 모재와 코팅층 간 희석률이 낮다는 장점이 있다 [3-5]. 이에 따라 레이저 클래딩 공정을 통해 부품의

내식성과 내마모 특성 및 내산화 특성을 보완할 수 있으며 제품의 수명 또한 향상시킬 수 있다. 레이저 클래딩 공정은 밸브, 샤프트, 연속 주조 롤과 같이 내마모 특성과 내식성을 필요로 하는 부품의 표면 처리와 보수에도 사용되고 있다 [6].

최근 이러한 레이저 클래딩 공정의 장점을 이용하여 다양한 소재 및 조성의 코팅층을 제조하고 특성을 평가하는 연구가 시도되고 있다. 특히 내마모 특성과 내식성이 뛰어나다고 알려져 있는 Ni계 합금의 코팅층을 레이저 클래딩 공정으로 제조한 연구가 보고되고 있으며 [7], 레이저 클래딩 공정을 이용한 신소재 및 나노 소재 제조에 대한 연구 또한 진행되고 있다 [8-10].

Ni-Cr-B-Si-C 합금은 붕화물(boride)과 탄화물(carbide)을 함유하고 있는 대표적인 Ni계 표면 경화(hard facing) 합금으로써 화학 물질에 대한 우수한 내식성과 높은 고온 기

*Corresponding Author: Kee-Ahn Lee

[Tel: +82-32-860-7532, E-mail: keeahn@inha.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

계적 특성 및 내마모 특성을 가지고 있는 합금이다. Cr 첨가를 통해 고온 기계적 특성과 내식성을 향상시키고 Si를 첨가하여 용융점을 감소시키며, B와 C이 Cr과 반응하여 Cr 붕화물 및 Cr 탄화물을 형성해 높은 경도와 내마모 특성을 나타내는 합금이다 [11-13]. 이로 인해 제철, 조선 및 중공업 분야에서 내식성 혹은 내마모 특성이 요구되는 부품의 코팅 소재로 사용될 수 있다. 이러한 특징들로 미루어 볼 때, Ni-Cr-B-Si-C 합금은 레이저 클래딩 공정으로 제조하기에 적합한 소재로써 내마모 부품에 사용되기 위해 선 마모 특성에 대한 연구가 필수적이다. 그러나 현재까지 Ni-Cr-B-Si-C 코팅 소재는 주로 용사 코팅(thermal spray coating) 공정들을 통해 제조되어 왔다. 레이저 클래딩 공정을 이용한 Ni-Cr-B-Si-C 코팅 소재 제조와 관련해서도 현재까지 여러 다양한 소재에 제조 시도하는 연구가 보고된 바 있다 [14-16]. 한편 레이저 클래딩 공정으로 제조된 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층의 상온 마모 특성에 대한 연구는 E. Fernández 등[12]과, T. T. Wong 등 [17]의 결과들이 보고된 바 있으나 부족한 실정이다. 더욱이 앞의 두 논문들에서는 제철, 중공업 분야의 내마모용 부품에 적용되는 환경 조건보다 낮은 마모 하중 조건들(60~120 N)을 사용하여 마모 실험을 수행하여 그 마모 특성만을 제시하였고, 특히 제조된 코팅층의 미세조직에 대한 결과는 거의 제시한 바 없다. 이에 레이저 클래딩 공정으로 제조된 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층의 내마모 부품 적용 가능성을 알아보고 응용 분야를 확대하기 위해서는 상기 코팅층의 명확한 미세조직 및 상 분석, 환경을 고려한 마모 특성 평가와 마모 거동에 대한 연구가 필요하다.

본 연구에서는 레이저 클래딩 공정을 통해 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층을 제조하고, 미세조직, 상온 및 고온 경도, 블록링 마모 시험기(block-on-ring wear test)를 이용한 상온 마모 특성을 조사하였다. 이와 함께 레이저 클래딩 공정으로 제조된 Ni-Cr-B-Si-C 코팅 소재의 마모 거동 및 그 응용 가능성도 함께 살펴보았다.

2. 실험 방법

레이저 클래딩 공정으로 제조된 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층은 그림 1에 도시한 것과 같이 $100 \times 50 \text{ mm}^2$ 의 크기와 5 mm의 두께로 제조되었다. 레이저 클래딩 상용 Ni-Cr-B-Si-C 분말을 사용하여 약 360°C 로 예열된 AISI 4140 모재 위에 수행되었다. 이 때 아르곤(Ar)을 운반 기체(carrier gas)로 사용하였고 분말을 공급(feeding)함과 동시에 4.0 kW 출력의 레이저를 2 mm/s의 scan speed로 조사하여 코

Fig. 1. A macro image of laser cladding Ni-Cr-B-Si-C coating material.

팅층을 형성하였다.

제조된 레이저 클래딩 공정으로 제조된 코팅층의 상 분석을 X선 회절 분석기(x-ray diffractometer, XRD, Rigaku, DMAX-2500)를 이용하여 수행하였다. 미세조직 관찰을 위하여 코팅 소재를 탄화 규소(silicon carbide) 연마지(#100~#2000) 및 $1 \mu\text{m}$ 알루미나 슬러리(alumina slurry)로 기계적 연마한 뒤 에칭하였다. 에칭 용액으로 7 mL HF, 3 mL HNO_3 , 5 mL H_2O 를 사용하였으며, 주사전자 현미경(scanning electron microscopy, SEM, TESCAN, VEGA II LMU)와 에너지 분산형 X선 분광기(energy dispersive X-ray spectroscopy, EDS) 및 전자현미 분석기(electron probe micro analyzer, EPMA Shimadzu, EPMA-1600)를 이용하여 분석하였다.

레이저 클래딩 공정으로 제조된 코팅층의 표면(surface)과 계면(interface)의 특성 차이를 알아보기와 코팅층의 단면(cross-section)에서 경도를 측정하였다. 이 때 미소경도 시험기(Shimadzu, HVM-2)를 사용하여 300 g의 하중으로 5초 간 압입하고 $0.1 \mu\text{m}$ 간격으로 3회씩 측정하였다. 또한 고온 특성을 알아보기와 코팅층 표면의 고온 경도를 측정하였다. 여기서 비커스 경도기(Nikon, QM-2)를 이용하여 500 g의 하중으로 10초 동안 압입하고 12회 측정한 후 절사 평균값을 사용하였다. 고온 경도 시험은 KS B 0800-2001에 의거하여 수행되었으며, 온도 조건은 상온, 100, 300, 500, 700°C 에서 실시되었다.

상온 마모 특성을 조사하기 위해 AISI 4140 소재를 상대 마모재로 사용하여 450, 900, 1800회 마모 후 초기 중량에서 마모된 중량을 뺀 값을 측정하여 마모 특성을 측정하였다. 상온 마모 시험은 RB106 RC 장비를 사용하여 카운터 형식 접촉모드 블록링 링(counter formal contact mode block-on-ring)법의 마모 시험을 시험 하중 700 N,

90 RPM의 속도로 ASTM G77에 따라 수행하였다 [18]. 상온 마모 시험 후 시편을 SEM으로 관찰하여 상온 마모 거동에 대해 알아보려고 하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 2는 레이저 클래딩 공정으로 제조된 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층의 XRD 분석 결과이다. 주된 상으로 γ -Ni(ICSID ref. code No. 98-016-3354)이 확인 되었다. 하지만 다른 생성물들은 중첩에 의해 확인이 어려운 점이 있다. 이는 레이저 클래딩 직후 조직의 급냉 응고에 의한 결정 구조 뒤틀림(distortion)이 피크 완화(peak broadening)를 야기하여 나타나는 것으로 알려져 있다. 이러한 생성물들을 식별하기 위한 연구가 시도되어 왔으며, I. Hemmati 등[19]의 동일 공정, 유사 소재를 이용하여 분석한 결과 및 본 연구에서의 다른 미세조직 분석 결과(EPMA, EDS 등)를 바탕으로 Ni_3Si (ICSID ref. code No. 98-064-6580), Ni_4B_3 (ICSID ref. code No. 98-015-0560), Cr_7C_3 (ICSID ref. code No. 98-018-1713) 및 Cr_5B_3 (ICSID ref. code No. 98-061-3492)가 형성되었다고 판단할 수 있었다. 검출된 Ni_4B_3 , Cr_7C_3 , Cr_5B_3 와 같은 탄화물과 붕화물은 Ni-Cr-B-Si-C 합금에서 강화상으로 보고되고 있다는 점도 주목할 만하다.

그림 3은 레이저 클래딩 공정으로 제조된 코팅층의 에칭된 단면(그림 3(a)), (a)을 표면(그림 3(b)), 중간(middle, 그림 3(c)), 계면(그림 3(d))으로 총 3개의 zone (그림 3(a), ①~③)으로 나누어 관찰한 결과이다. 먼저 코팅층 전반에 걸쳐 γ -Ni 수지상(dendrite) 조직들이 관찰되었다. 이는 레이저 클래딩 공정의 특성에 기인한 것으로, 노즐을 통해 공급된 분말이 고출력 레이저에 의해 용융되고 클래딩 방향을 따라 국부적인 용융 풀(melting pool)이 연속적으로 생성과 응고를 반복하여 코팅층을 형성하기 때문이다. 즉 레이저 클래딩 공정 중 급랭 응고에 의하여 γ -Ni 수지상 미세 구조 조직이 생성됨을 확인할 수 있었다. 코팅층의 수지상 간(inter-dendritic) 영역(그림 3(c) inset)에서는 공정(eutectic) 조직이 관찰 되었다. Q. Li 및 T. Liyanage 등에 따르면 이는 Ni-Cr-B-Si-C 합금의 고용(solidification) 마지막 단계에서 형성되는 Ni-B, Ni-Si로 이루어진 이원계(binary) 혹은 Ni-Si-B 삼원계(ternary) 공정 조직으로써 Ni-Cr-B-Si-C 소재의 우수한 내마모 특성에 기여할 수 있다 [20,21]. 그림 3에서 관찰된 대표적인 상들의 구성 원소 분석을 위해 각 위치(그림 3(1)~(8))에서 수행한 EDS 분석 결과를 표 1에 도시하였다. 이를 통해

Fig. 2. XRD analysis result of Ni-Cr-B-Si-C coating layer.

Fig. 3. SEM observation results of Ni-Cr-B-Si-C laser cladding coating material: (a) full area, (b) surface area, (c) middle area, and (d) near interface area.

어두운(dark) 상은 붕화물, 회색(gray) 상은 탄화물일 것으로 예상되었다.

더욱 면밀한 구성 원소 분석 및 생성 상들의 분포를 알아보기 위해 표면 및 중간 영역에서 공통적으로 나타나는 미세조직의 EPMA 분석을 수행하였고 그 결과를 그림 4에 나타내었다. 먼저 B의 맵핑 이미지를 통해 붕화물의 거시적인 형태를 확인할 수 있었다. 이를 Cr 맵핑 이미지 및 반사 전자 이미지(backscattered electron image, BE image)와 대조하여 그림 3에서 확인되었던 어두운 상들이 Cr 붕화물인 것을 확인할 수 있었다. 회색 상(그림 4 BE

Table 1. EDS point analysis results in Fig. 3 of Ni-Cr-B-Si-C laser cladding material.

zone	wt%	Ni	Cr	B	Si	C	Fe	Cu	Mo
①	(1)	2.30	78.37	6.34	0.1	1.75	2.03	0.49	8.62
	(2)	9.42	65.25	8.93	0.43	2.83	8.66	0.68	3.81
	(3)	74.21	3.79	6.50	0.60	1.56	9.79	2.38	1.18
②	(4)	2.66	75.42	6.67	0.13	1.85	2.34	0.71	10.22
	(5)	9.01	68.88	7.45	0.38	2.78	7.48	0.27	3.75
③	(6)	57.79	5.53	5.60	3.09	1.44	22.66	3.30	0.80
	(7)	66.85	3.87	5.19	0.98	1.77	18.32	2.18	0.83
	(8)	6.39	63.51	5.46	0.59	1.44	9.35	0.64	12.62

Fig. 4. EPMA mapping analysis results of Ni-Cr-B-Si-C laser cladding material.

image, dark arrow)은 Cr 및 C의 맵핑 이미지 및 BE image 간 대조를 통해 Cr 탄화물인 것으로 판단할 수 있었으며, Mo가 Cr 검출 영역과 중첩되어 나타나는 것은 Mo가 주기율표 상 Cr과 같은 족으로서 Cr과 치환이 용이하기 때문인 것으로 사료된다. 앞서 수행한 EDS 점 분석 결과(표 1)를 통해 검출되었던 Fe, Cu, Si가 γ -Ni 기지에 고용체를 이루고 있는 것도 확인할 수 있었다. 본 연구에서 수행된 XRD 및 EDS 분석 결과들로 미루어 보았을 때, 본 연구 소재의 미세조직에서 관찰된 상들은 수지상 γ -Ni 매트릭스(matrix)와 Cr 붕화물 및 탄화물로 구성된 침전물, 그리고 수지상 간 영역에서 형성된 공정 조직으로 확인되었다.

한편 레이저 클래딩 코팅층의 계면, 중간 및 표면에서 형성되었던 Cr 붕화물과 Cr 탄화물이 각기 다른 형상으로 관찰되었다. 이는 영역 별 용고 속도 차이에 기인한 것으로 예상된다 [21]. 비교적 용고 속도가 느린 계면(그림 3 (d))에서는 Cr 계 석출물들(Cr 붕화물, Cr 탄화물)이 약 3~4 μm 의 크기를 가지는 덩어리로 된 형태로 형성되었으

Fig. 5. The variation of micro-hardness of Ni-Cr-B-Si-C coating layer.

며, 용고 속도가 상대적으로 빠른 중간(그림 3 (c))과 표면(그림 3 (b)) 영역에서는 작은 꽃모양과 로드 형태로 최대 길이는 약 50 μm , 두께는 평균 4.1 μm 로 측정되어 계면에

서 생성된 석출물 대비 조대하게 형성된 것을 관찰할 수 있었다 [22-24]. 이에 따라 Cr 계 석출물의 형상이 표면 특성에 미치는 영향에 대해 알아볼 필요가 있다고 판단하여, Ni-Cr-B-Si-C 코팅층 단면의 미소 경도(micro-hardness)를 측정된 결과를 그림 5에 도시하였다. 그 결과 거의 모든 영역에서 유사한 경도 값들을 보였으며, 평균 915 Hv로 확인되었다. 또한 코팅층과 모재 간 계면에서 경도가 현저히 감소한 것은 클래딩 시 모재-코팅층 간 희석에 의한 것으로 사료된다.

그림 6에 레이저 클래딩 공정으로 제조된 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층의 고온 경도 측정 결과를 도시하였다. 상온에서 레이저 클래딩 코팅층의 경도가 950 Hv로 얻어졌으며, 이전 본 연구자들이 동일한 방법으로 측정하여 보고한 Ni 도금층(기존 대응 부품에 사용되는 비교 소재)의 경도[18]와 비교하여 6배 이상 높게 나타난 것을 알 수 있었다. Ni 도금층 대비 레이저 클래딩 코팅층의 경도가 높은 원인으로 첫째, γ -Ni에 고용되어 있는 Fe, Cu, Si의 고용 강화 효과와 더불어 둘째, Cr 탄화물과 Cr 붕화물의 석출 강화 효과가 함께 작용하였기 때문으로 이해될 수 있다. 한편 700 °C까지 승온시켜가며 측정된 경도 값은 두 코팅층 모두 온도가 상승함에 따라 경도 값이 하락하는 경향을 나타냈다. 그러나 모든 온도 영역에서 약 3배 차이로 레이저 클래딩 코팅층의 경도값이 높게 측정되었다. 이는 고온에서 안정한 Cr 탄화물과 Cr 붕화물이 효과적인 강화상으로 작용하였기 때문인 것으로 사료된다.

레이저 클래딩 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층의 마모 시험 후 마모 횟수에 따른 질량 손실을 그림 7에 나타내었다. 마모 횟수가 증가함에 따라 중량이 감소하는 일반적인 곡선을 보였으며, 1800회의 마모 후 초기 중량 대비 0.025 g의

Fig. 6. Hardness variation results of Ni-Cr-B-Si-C laser cladding and Ni electroplating (reference material) materials following temperature rise to 700 °C.

Fig. 7. Room temperature wear results of Ni-Cr-B-Si-C laser cladding and Ni electroplating (reference material) materials.

Fig. 8. SEM micrographs of the worn surface specimens: (a) surface observation, and (b, c) cross-sectional observation.

중량 감소가 나타났다. 특히 상기 결과를 비교제인 Ni 도금층의 마모 특성 평가 결과[18]와 비교해 보면 1600 회 마모 후 0.127 g로 얻어져 약 5배의 마모량 차이를 보였다.

Ni-Cr-B-Si-C 레이저 클래딩 코팅층의 상은 마모 시험 후 표면(그림 8(a))과 단면(그림 8(b), (c)) 관찰한 SEM 사진들을 그림 8에 나타내었다. 그 결과 마모 표면(그림 8(a))에서 연삭 마모흔이 관찰 되었으며, Cr 탄화물과 Cr 붕화물 영역을 제외하고 나머지 기지에서 주로 마모 탈락 편들이 생성된 것을 확인할 수 있었다. 이와 함께 마모 단면을 관찰한 결과 연삭 마모가 일어난 영역(그림 8(b))과 일부 Cr 계 석출물들(Cr 붕화물, Cr 탄화물)에서 균열이 생성된 것(그림 8(c))을 관찰할 수 있었다. I. Hemmati 등은 Ni-Cr-B-Si-C 용사 코팅 소재의 균열은 Cr 계 석출물에서 시작되며 공정 상을 따라 전파될 수 있다고 보고한 바 있다 [25]. 즉 본 연구의 레이저 클래딩 코팅 소재에서도 용사 코팅 소재와 동일하게 Cr 계 석출물에서 균열이 생성되는 경향이 동일하게 확인되었다. 그러나 여기서 주목해야 할 것은 Cr 계 석출물에서 균열이 생성되어 마모 탈락편이 발생 하였음에도 불구하고 0.025 g의 낮은 질량 손실을 보였다는 점이다. 상기 결과들을 바탕으로 Ni-Cr-B-Si-C 코팅 소재의 마모 거동은 Cr 계 석출물들(Cr 붕화물, Cr 탄화물)이 마모를 억제하는 효과적인 강화 상으로 작용하여 γ -Ni 상의 연삭 마모를 억제하고 일정 응력을 수용한 뒤 균열이 생성되어 탈락하게 되는 것으로 유추할 수 있었다.

4. 결 론

본 연구에서는 레이저 클래딩 공정을 이용하여 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층을 제조하고 미세조직 및 상은 마모 특성을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. 레이저 클래딩 공정으로 제조된 코팅층은 5 mm 두께를 가졌으며 기공이 거의 없는 치밀한 코팅층을 보였다. XRD 상 분석 결과, 레이저 클래딩 코팅층에서 γ -Ni, Ni_4B_3 , Cr_7C_3 , Cr_3B_3 상들이 검출되었다. 코팅층 내에서 부위별로 냉각 속도 및 열 흐름에 따라 Cr 붕화물 및 Cr 탄화물의 형태와 크기가 다르게 나타났으나, 부위별 미소경도 측정 결과에서 큰 물성의 차이는 확인되지 않았다.

2. 레이저 클래딩 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층의 상·고온 경도 측정 결과, 레이저 클래딩 코팅층의 경도값이 모든 온도 영역에서 기준 소재인 Ni 전기 도금층에 비하여 3배 이상 높게 측정되었다. 상온 마모 특성 결과에서도 레이저 클래

딩 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층이 Ni 도금층에 비해 약 6배 우수한 내마모 특성을 나타내었다.

3. 레이저 클래딩 공정을 이용하여 다양한 합금 조성 및 복합 소재의 코팅층 제조 가능성을 확인할 수 있었고, 제조된 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층은 우수한 마모 특성을 나타내었다. 마모 후 단면 관찰 결과 Cr 침전물에서 균열이 생성 되었음에도 불구하고 매우 낮은 질량 손실을 보인 것은 레이저 클래딩 Ni-Cr-B-Si-C 코팅층 내부의 고용 강화 효과 및 붕화물과 탄화물 등에 의한 석출 강화 효과에 기인하는 것으로 확인되었다.

REFERENCES

1. J. D. Majumdar and I. Manna, *Sadhana-Acad. P. Eng. S.* **28**, 495 (2003).
2. B. M. Arkhurst, J.-J. Park, C.-H. Lee, J. H. Kim, *Korean J. Met. Mater.* **55**, 550 (2017).
3. G. Y. Baek, G. Y. Shin, E. M. Lee, D. S. Shin, K. Y. Lee, H.-S. Yoon, and M. H. Kim, *Met. Mater. Int.* **23**, 770 (2017).
4. K. P. Cooper, *ASM Handbook Volume 18: Friction, Lubrication, and wear Technology 10th ed.*, pp. 861-872, ASM International, Novelty, USA (1992).
5. J. M. Yellup, *Surf. Coat. Technol.* **71**, 121 (1998).
6. L. Shepeleva, B. Medres, W. D. Kaplan, M. Bamberger, and A. Weisheit, *Surf. Coat. Technol.* **125**, 45 (1998).
7. Q. Ming, L. C. Lim, and Z. D. Chen, *Surf. Coat. Technol.* **106**, 174 (1998).
8. X. Wu and Y. Hong, *Surf. Coat. Technol.* **141**, 141 (2001).
9. X. Wang, X. Pan, B. Du, and S. Li, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* **23**, 1689 (2013).
10. E. Park, S. Hong, J. Park, M. Lee, C. Rhee, K. Seol, and Y. Lee, *J. Korean Powder Metall. Inst.* **20**, 269 (2013).
11. J. Rodriguez, A. Martin, R. Frenandez, and J. E. Fernandez, *Wear* **255**, 950 (2003).
12. E. Fern'andez, M. Cadenas, R. Gonz'alez, C. Navas, R. Fern'andez, and J. de Damborenea, *Wear* **259**, 870 (2005).
13. J. M. Miguel, J. M. Guilemany, and S. Vizcaino, *Tribol. Int.* **36**, 181 (2003).
14. C. T. Kwok, F. T. Cheng, F. T. Cheng, and H. C. Man, *Surf. Coat. Technol.* **107**, 31 (1998).
15. R. L. Sun, D. Z. Yang, L. X. Guo, and S. L. Dong, *Surf. Coat. Technol.* **132**, 251 (2000).
16. G. Y. Liang and T. T. Wong, *Surf. Coat. Technol.* **89**, 121 (1997).

17. T. T. Wong, G. Y. Liang, B. L. He, and C. H. Woo, *J. Mater. Process. Technol.* **100**, 142 (2000).
18. G. S. Ham, C. O. Kim, and S. H. Park, *J. Korean Powder Metall. Inst.* **24**, 370 (2017).
19. I. Hemmati and V. Ocelik, *Microsc. Microanal.* **19**, 120 (2013).
20. Q. Li, D. Zhang, T. Lei, C. Chen, and W. Chen, *Surf. Coat. Technol.* **137**, 122 (2001).
21. T. Liyanage, G. Fisher, and A. P. Gerlich, *Surf. Coat. Technol.* **205**, 759 (2010).
22. R. kaul, P. Ganesh, S. K. Albert, A. Jaiswal, N. P. Lalla, A. Gupta, C. P. Paul, and A. K. Nath, *Surf. Eng.* **19**, 269 (2003).
23. D. Kesavan and M. Kamaraj, *Surf. Coat. Technol.* **204**, 4034 (2010).
24. C. R. Das, S. K. Albert, A. K. Bhaduri, C. Sudha, and A. L. E. Terrance, *Surf. Eng.* **21**, 290 (2005).
25. I. Hemmati, V. Ocelik, and J. Th. M. De Hosson, *Mater. Sci. Eng. A* **582**, 305 (2013).