치과용 합금 주조 시의 소환온도와 주조 후 냉각방법이 미세조직과 부식거동에 미치는 영향

(주) 우리동명 치과재료 연구소
이상혁 , 함덕선 , 김학관 , 장주웅 , 김명호

=Abstract=

The Effect of Burn-out Temperature and Cooling Rate on the Microstructure and Corrosion Behavior of Dental Casting Gold Alloy

Sang - Hyeok Lee, Duck - Sun Ham, Hak - Kwan Kim,
Ju - Woong Jang, Myung - Ho Kim

Dental material Research Center, We Dong Myung Co., LTD

The microstructure and corrosion behavior of commercially dental casting gold alloys were investigated to clarify the effect of burn-out temperature and cooling rate. In the case of water quenching after casting, only the αphase, which is typical dendritic microstructure of golda alloy, was detected. However, the precipitates along the grain boundary were detected only at the slow cooling rate and they increased inversely proportional to the burn-out temperature. This might be due to the time difference which solute atom could diffuse. EPMA and SEM results also demonstrated that the precipitate should be lamellar structure consisted of Ag rich phase(α) and Cu rich phase (α).

In terms of corrosion, the galvanic coupling was formed due to the difference of composition between precipitates and matrix at the slow cooling rate. In the case of water quenching, the critical current density(i_p) which indicate the degree of corrosion was lowest at 650℃ and below the burn-out temperature, i_p increased with it because of the effect of grain boundary segregation. But above the temperature, i_p increased with it. This may be due to the strain field effect by residual thermal stress.

차 례

Ⅰ. 서 론

구강 내에는 항상 수분이 존재할 뿐 아니라 음식물 섭취에 의한 산도(pH), 온도 그리고 염도 등이 수시로 변화되기 때문에 치아 수복용 합금은 높은 부식 저항성이 요구된다. 치아 수복용 합금의 부식과 이에 따른 변색은 구강의 심미성에 나쁜 영향을 미칠 뿐만 아니라 부식에 의한 반응물은 체내의 또 다른 질환을 유발하는 원인이 되기도 한다.

금속의 부식현상은 다른 모든 자연현상과 마찬가지로 계(system)가 더 낮은 에너지 상태로 진행하여 나타나는 결과로 어떤 물질이 주위 환경과 반응하여 일어나는 열화(deterioration) 또는 파기라 정의할 수 있다. 이는 물질들이 다시 자연으로 돌아가려는 경향, 즉 더 낮은 에너지상태로 돌아가려는 경향과 일치한다. 도 부식거동은 두 물질간의 일종의 산화환원반응으로 전기 화학적 고찰로써 이에 대한 해석이 가능하며, 정전위 분극을 이용한 전기 화학적 측정법은 부식 거동을 연구하는데 있어서 널리 이용되고 있는 방법이다.

이러한 전기화학적 측정법은 지난 수십년간 치아 수복용 합금의 부식거동을 측정하는데 있어서 매우 유용한 방법이라는 것이 증명되어 왔다. Holland는 전위주사분극법에 의한 부식 실험은 신속, 정확, 저렴하며 다른 변수인 양극전하, 개방회로전위, 파괴전위, 부동태범위 및 공식부식 등을 동시에 측정할 수 있어 치과용 합금의 부식평가에 유리하다고 하였다.

Newman과 Greener는 치과주조용 합금에서 전해액에 따른 부식 거동의 변화를 고찰하였으며, Ewers 와 Greener는 구강 내 산화-환원 전위와 산도 및 비자극성 타액의 산화-환원전위에 관하여 연구하였다. 또 Corso는 구강 내의 전위 범위 내에서의 부식 거동을 관찰하였으며, Renvholt는 타액 및 체액 등 수용액에서 전기 화학적 부식을 보고하였다.

치아 수복용 합금의 부식은 앞서 제시한 구강내의 산도, 습도, 온도, 염도의 변화 뿐만 아니라 합금의 표면 상태도 큰 영향을 끼친다. 즉 표면 거칠기(roughness)가 낮을수록 부식은 억제되며, 용융온도가 너무 높아서 용탕이 끓어 다수의 기공이 분포하거나 주조체를 서냉하여 석출물이 생성되는 경우에는 부식 저항성이 현저히 낮아진다.

한편, 보철물 주조 시 온도가 부정확한 소환로를 사용하거나 소환로 내의 주조링 위치에 따른 소환온도 즉 주형온도가 차이가 날 수 있으며 이에 따른 주조체 표면의 상태 변화는 부식 거동에 영향을 미칠 수 있다. 따라서 본 연구에서는 소환온도의 차이와 주조 후 냉각방법에 의한 보철물의 미세조직 변화에 따른 보철물의 부식 저항성의 변화를 고찰하였다.

Ⅱ. 시편제작 및 실험방법

시편은 당사(We Dong Myung Co., Korea)에서 시판 중인 치과주조용 합금인 Dm46과 같은 조성을 준비하였으며 <표 1>에 시편의 조성을 나타내었다.

표 1. 치과주조용합금(DM46)의 조성(단위:%)

성분	Au	Cu	Ag	기타
함량	46	5	40	9.5

시편주조를 하기 위해 직경 15mm, 두께 1.4mm의 시편을 제작할 수 있는 왁스 시편을 8개 제작하여 각각 cristobalite inlay investment(Whip-Mix Co. U.S.A)하여 예시된 혼수비로 매몰을 시행하였다. 경화된 8개의 몰드를 넷으로 나누어 450℃, 550℃, 650℃ , 750℃,에서 30분간 계류하여 주형을 완성하였고 각 온도가 유지되고 있는 동안 전기로에서 빼내어 고주파 진공 주조시(AuTi 2.0 High-Frequency Casting Machine, Linn Co., Germany)를 이용하여 주조를 하였다. 이 때 산화를 가급적 방지하기 위해서 주조기 내부를 진공상태로 한 다음 불활성 가스(inert gas)인 Ar 분위기를 유지하였다. 각각의 온도에서 주조 후 주조기 내에서 서냉하는 방법과 수냉(급냉)하는 방법으로 총 8가지 시편을 제작하였다.

주조된 시편들의 미세조직과 부식거동을 관찰하기 위해 연마기(Ecomet3, Buehler Co., U.S,A)를 사용하여 Sand paper #240 ~ #4000. diamond spray(6㎛, 3㎛, 1㎛), Al_2O_3 ~ 0.03㎛ 순서대로 표면연마를 하였다 . 미세 조직을 좀 더 명확히 관찰하기 위해서 연마된 표면을 화학적으로 에칭했으며 광학현미경과 SEM을 이용해 표면을 관찰하였다. 석출물과 기지의 조성은 EPMA을 이용하여 분석하였다.

시편들의 부식거동은 정전위장치(Potentiostat/Galvanostat Model 273A, EG&G Prinston Applied Research Co., U.S.A)를 사용하여 정전압 분극 측정법으로 관찰하였다. 상대 전극(counter electrode)으로 고밀도 탄소봉을 사용하였고 기준전극(reference electrode)은 SCE(saturated calomel electrode)를 사용하였다. 전채액의 온도를 구강 내의 온도와 유사한 조건으로 유지하기 위해 polarization cell의 용기(그림 1)를 자체 제작하고 항온 순환조를 이용하여 전해액의 온도를 인체의 온도인 37±1℃로 일정하게 유지하였다.

실험에 사용한 전해액은 인공타액(artificial saliva)으로 그 조성은 (표 2)에 나타나 있다.

전해액의 pH는 5.2±0.1로 고정하였고 전해액 내에 존재하는 용존산소에 의한 영향을 줄

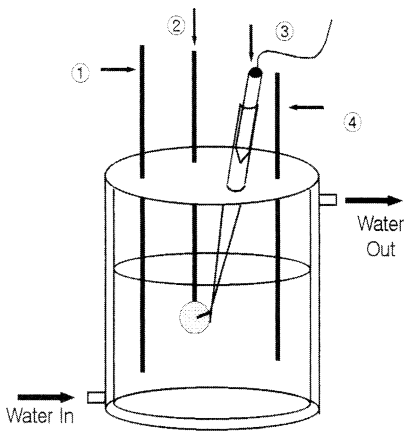


그림 1. Polarization cell의 개략도
① Counter electrode ② Working electrode
③ Reference electrode ④ Thermometer

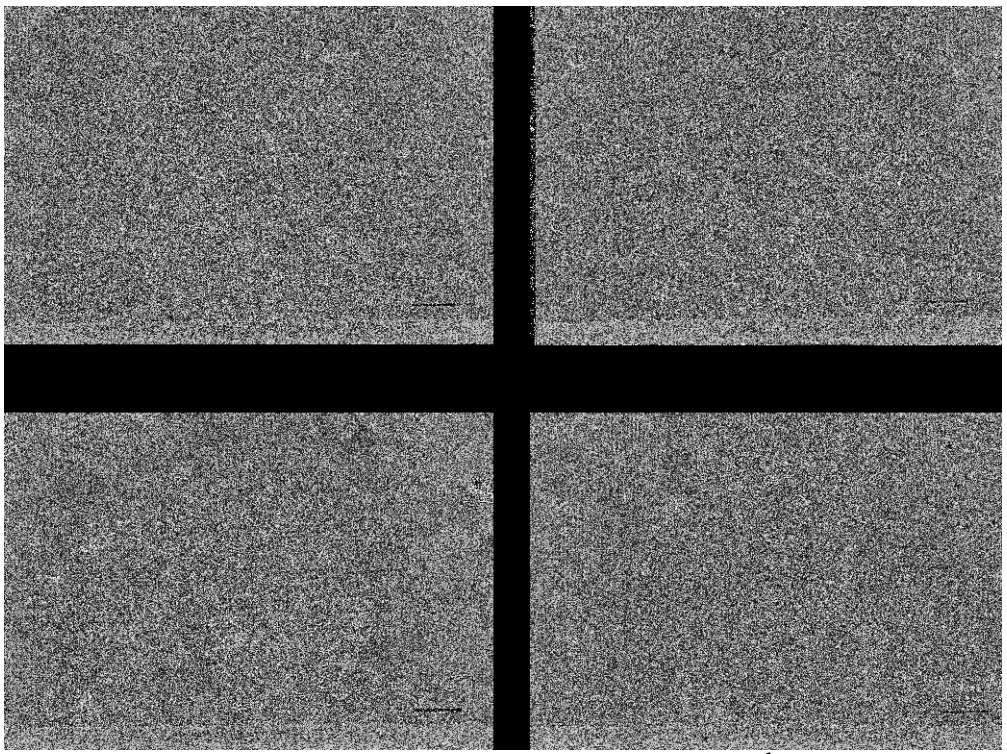
이기 위하여 측정하기 1시간 전부터 질소 purging을 실시하였으며 실험하는 동안에도 계속 purging을 실시하였다. 이때 scan rate는 0.2mV/s로 하여 개방회로전위(OCP)를 기준으로 -200mV ~ 1,600mV까지의 전위범위에서 전류밀도를 측정하였다.

표 2. 인공타액의 조성(용매:증류수)

시약명	함량 (g/ℓ)
KCl	0.4
NaCl	0.4
NaH_2PO_4	0.6
Na_2S	0.0016
Urea	1.0

Ⅲ. 실험결과

실제 치과 기공소에서 보철물 주조시 발생할 수 있는 여러 가지 문제점들 즉, 주조온도 측정에 어려움에 의한 실제 주조된 금속의 온도 변화 및 이에 따른 상 및 결정립 크기의 변화가 보철물의 수명을 좌우하는 부식 저항성에 미치는 영향을 관찰하기 위해 본 실험을 실시하였으며 그 결과는 다음과 같다.



c d

그림 2. 소환온도와 냉각 방법에 따른 조직사진, 200배
(a) 450℃, 급냉 (b) 450℃, 서냉 (c) 750℃ , 급냉 (d) 750℃, 서냉

1. 주형온도 변화에 따른 조직특성

주형온도 및 냉각속도의 변화에 따른 실제결정립의 크기와 새로운 석출상의 생성유무를 파악하기 위해서 광학현미경를 사용하여 단면을 관찰한 결과를 <그림 2>에 나타내었다.

주조 후 급냉 (water quenching)한 경우((a),(c))엔 석출물이나 상변태를 관찰할 수 없었으며 전형적인 Au 합금의 결정형태와 수지상 조직을 나타내었다. 그러나, 주조기 내에서 서냉(air cooling)한 경우에는 <그림 2> (b), (d)에서 보는 바와 같이 결정립계를 따라서 전형적인 공정조직 형태인 lamellar structure가 타나났다. <그림 3>의 Au-Ag-Cu 상태도에 나타난 것과 같이 본 실험에 사용된 시편은 775 ℃에서는 α 상으로만 존재하지만 300℃ 이하로 냉각할 경우에는 기계적, 물리·화학적 성질이 다른 Ag-Cu 또는 Au-Cu로 이루어진 공정상이나 중간상이 생성된다.

본 실험에서의 급냉한 경우에는 용질원자들이 확산하여 새로운 상을 석출할 시간을 주지 않을 정도로 빠르게 냉각되기 때문에 석출상이 생성되는 온도구간을 지나더라도 α 상만 존재하지만, 서냉한 경우에는 급냉의 경우에 비해 상대적으로 용질원자가 충분히 확산 이동 할 수 있도록 냉각속도가 느리기 때문에 석출상의 생성이 용이해진 것으로 판단된다. 또한 입내가 아닌 입계를 중심으로 입내 쪽으로 성장해 나가는 morphology를 나타내는 것은 불균일 핵생성이 자유에너지가 상대적으로 더 높은 입계에서 우선적으로 일어나서 인접 지역의 용질원자가 확산해가면서 성장하기 때문으로 생각된다.

같은 냉각속도일 때 주형온도의 변화에 따른 조직을 비교하면 냉각속도에 관계없이 주형온도가 높을수록 결정립의 크기가 증가하고 있다. 이는 금속조직 내에서 석출물이 생성 및 성장을 하는 것과 가공경화가 일어난 후에 재결정 및 성장을 하는 것과 가공경화가 일어난 후에 재결정 및 성장을 하는 것과 같은 기구로 액상에서 응고점을 전후로 하여 고상의 핵생성이 일어나고 그 후에 온도의 증가에 따라서 정장이 일어나며 고상이 된 후에도 결정립계의 이동도가 증가하여 어느 정도의 결정립의 성장이 일어나는 것으로 설명될 수 있다. 또한 서로 접하고 있는 두 결정립계의 표면에너지가 평균 입계에너지 보다 훨씬 작을 경우, 열역학적으로 자유에너지가 감소하는 방향으

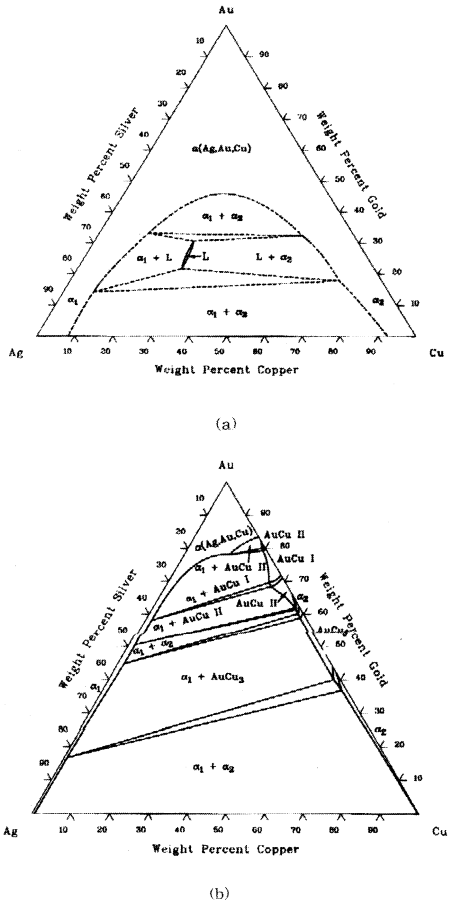


그림 3. Ag-Au-Cu 삼원계의 isothermal section
(a) 775℃, (b) 300℃

로 진행하므로 결정립의 coalescence가 발생하여 결정립의 크기가 증가하는 것도 주형온도와 결정립 성장의 비례관계를 설명하는 한 요인이 될 수 있다. 이러한 주형온도의 증가에 따른 결정립의 성장은 기지에서의 결정립계의 면적이 상대적으로 감소함을 의미하는 것이기도 하다. 주조기 내에서 서냉한 시편들의 조직사진에서도 나타난 바와 같이 주형온도가 450 ℃에서 750℃로 증가함에 따라서 입계를 따라서 생성되고 성장하는 석출물의 양이 감소함을 알 수 있다.

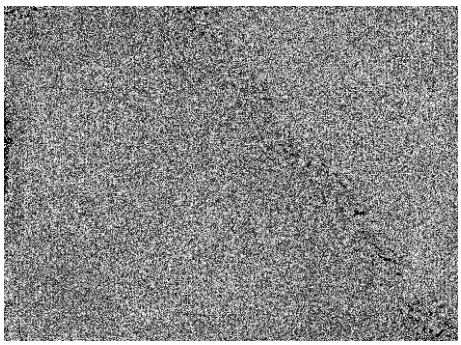


그림 4. 소환온도 750℃에서 주조 후 서냉하였을 때 결정립계 주위에 생성된 석출물의 SEM 사진 , 2,700배(DM46)

서냉 시에 생성되는 석출상은 <그림 4>에 나타난 바와 같이 조성이 다른 두 상이 층상 형상으로 번갈아 나타나는 lamellar structure의 형태를 띠고 있다. 이때의 석출상의 조성과 matrix의 조성을 알아보기 위하여 EPMA 분석을 행한 결과 <표3>에 나타내었다. <표 3>에 나타난 바와 같이 기지상과 석출상의 조성은 거의 차이가 없었으며 약 1%정도의 Ag와 Cu의 조성변화만이 관찰되었다. 이느 장비의 분해능과 관련되어 나타나는 결과로 장비의 전자빔의 직경이 0.5~1㎛로 본 시편에서 생성된 석출상을 구성하는 lamellar structure의 두 상

표 3. EPMA 분석결과 기지와 석출사의 원소함량(DM46)

Element	Matrix		석출상	
	wt.(%)	atom(%)	wt.(%)	atom(%)
Ag	38.335	45.8439	37.546	44.6058
Au	46.799	30.6491	46.805	30.4524
Cu	8.924	18.1140	9.604	19.3669
기타	*	*	*	*

(α : Ag rich phase, α : Cu rich phase)을 각각 측정하기에는 너무 커서 석출상을 구성하는 두 상의 평균조성 값이 나오게 된다. 따라서 석출상의 위치에 따른 확산정도의 차이에 의한 Ag, Cu의 미세한 조성변화만이 관찰되었다고 생각된다.

Ag와 Cu는 치과 주조용 귀금속 합금의 기계적 성질 및 주조성을 향상시키기 위하여 첨가되며 주조 시 온도변화에 의한 결과로 특히 저금합금에서 lamellar structure를 가자는 Ag~Cu 석출상이 생성되며 첨가되는 원소의 함량 및 온도에 따라서 석출상의 생성 및 크기가 달라지게 된다. 이에 당사의 Dm46과 같은 저금합금이며 상대적으로 생성되는 석출상의 크기가 큰, 즉 성장속도가 같은 온도일 때 더 빠른 Dm53시편의 석출상을 선택하여

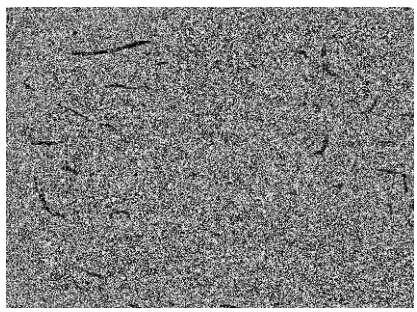


그림 5. 주조 후 서냉하였을 때 결정립계 주위에 생성된 석출물의 SEM 사진, 5,000배(DM53)

EPMA 분석을 행하였으며 그 결과 및 조직사진을 <표 4> 및 <그림 5>에 나타내었다.

<그림 5>의 A로 표시되어 있는 영역은 <표 4>의 원소분석 결과에 나타나 있느 것처럼 기지보다 Ag 함량이 약 3% 증가하고 Cu 함량이 4% 감소한 α(Ag rich phase) 상으로 상각되며, B로 표시되어 있는 영역은 기지보다 Ag 함량이 약 7% 감소하고 Cu 함량이 5%로 증가한 α(Cug rich phase) 상으로 생각된다. 실제 Au-Ag-Cu 삼원상태도 상에서도 본 실험에서와 같은 온도구간에서 α+ α상이 생성되는 것으로 알려져 있다.

표 4. EPMA 분석결과 기지와 석출물의 원소함량(DM53)

원소	Matrix		석출상			
			α_1 (Ag rich phase)		α_2 (Cu rich phase)	
	wt. (%)	atom (%)	wt. (%)	atom (%)	wt. (%)	atom (%)
Ag	22.668	26.8300	25.888	32.8882	15.542	17.2812
Au	54.006	35.0065	52.280	36.3724	51.093	33.2512
Cu	16.530	33.2087	12.700	27.3863	21.341	43.0474
기타	*	*	*	*	*	*

2. 주형온도 및 냉각속도의 변화에 따른 부식특성

치과용 합금의 부식은 가속단기시험, 침적시험 및 임상시험 등의 3가지 방법으로 주로 평가되고 있다. 이 중 침적시험은 특정 전해액에 일정한 기간동안 시편을 침적한 후 전해액에 유리된 금속이온의 양을 측정하거나, 침적전·후 시편무게의 변화를 측정하는 방법이기 때문에 본 실험에서 사용된 시편과 같이 부식저항성 및 생체적합성이 뛰어난 귀금속 계열의 치과용 합금을 정확히 평가하기는 어렵다. 따라서, 가속단기시험방법 중 가장 많이 이용되고 있는 전기화학시험법(혼합전위이론을 이용)을 이용하여 정전압분극곡선(potentiodynamic polarization curve)을 측정함으로써 주형온도 및 냉각속도의 변화에 따른 본 시편의 부식저항성을 살펴보았다.

표 5. 소환온도와 냉각방법에 따른 개방회로 전위값

소 환 온 도 (℃)	냉각방법	
	서냉 (mV)	급냉 (mV)
450	-27.28	-26.26
550	-82.21	-72.47
650	-3.263	43.58
750	-55.33	21.64

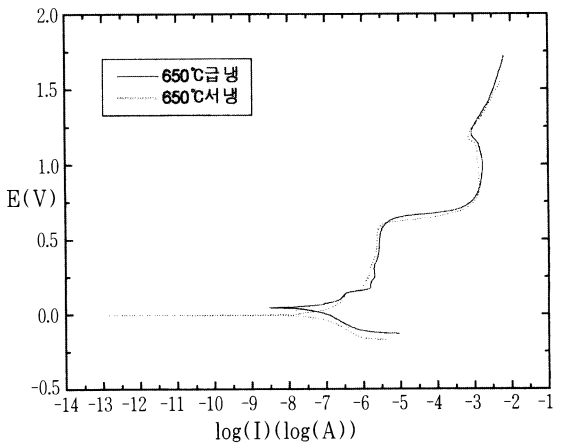
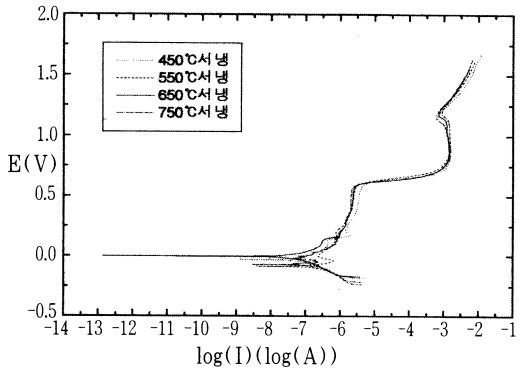
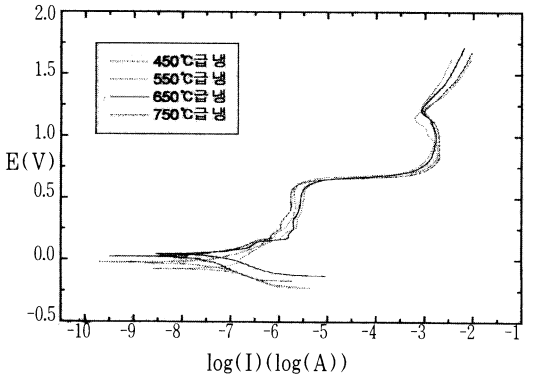


그림 6. 주조 후 급냉한 시편과 서냉한 시편의 polarzation curve(소환온도 : 650°C)

<그림 6>에 소환온도가 650°C이었을 때 급냉한 시편과 서냉한 시편의 양극 분극 곡선을 함께 나타내었으며 <그림 7>에는 냉각속도와 무관하게 소환온도의 변화에 따른 양극분극곡선의 변화를 관찰하기 위해 서냉한 시편(<



(a)



(b)

그림 7. 소환온도와 냉각방법에 따른 polarzation curve (a) 서냉, (b)급냉

그림 7>(a))과 급냉한 시편 (<그림 7>(b))의 소환온도에 따른 양극 분극 곡선의 변화를 나타내었다.

그림에서 나타난 바와 같이 금속의 부식환경에 대한 반응성의 척도가 될 수 있는 개방회로전위가 0V 전·후의 값인 -72.47~43.58mV로 귀금속 합금의 특징이라고 할 수 있는 귀전위 성향을 나타내었으며 600~800mV potential 범위에서 전해액 내의 많은 이온들(P^{2-}, S^{2-}, Cl^{-})과 합금과의 여러 가지 화학반응에 의해서 생성된 것으로 생각되어지는 표면의 피막과 침전물들의 소멸 및 생성의 곡선형태가 관찰되었다. 그러나 냉각 속도 및 주형온도 변화에 따른 양극분극곡선거동의 차이점은 발견하기가 힘들었다. 이는 부식저항성에 큰 영향을 미치는 인자가 합금 첨가원소임을 감안하였을 때, 합금의 조성이 가장 크게 영향을 미친다고 할 수 있는 데 모든 조건에서 같은 합금시편을 사용하였기 때문에 조성상의 차이가 존재하지 않기 때문이며, 특히 인공타액 같은 전해액의 경우 염산이난 황산 같은 강산에 비해서 상당히 산화성이 약하기 때문에 본 실험에서 사용한 Au합금의 경우와 같이 내식성이 상당히 강한 재료를 사용하여 실험하였을 경우 미세한 분극거동의 변화를 발견하기가 어렵기 때문이다. 따라서 금속조직학적인 변화에 따른 부식저항성의 차이를 자세히 알아보기 위해서 임의의 기준전위에서의 전류밀도값을 비교하여 각 조건에 따른 전류 밀도의 변화를 <그림 8>에 나타내었다.

귀금속은 Ti이나 stainless steel 같이 명확하게 부동태 피막이 생성되지 않기 때문에 부동태 영역과 비슷하게 전류밀도값이 고정되다가 급격하게 전류밀도값이 증가되는 600mV potential 에서의 전류밀도(i_p)를 비교하는 방법을 통하여 냉각속도 및 주형온도 변화에 따른 부식저항성을 측정하였다.

냉각속도의 변화에 따른 전류밀도값을 비교해 보았을 때 급냉한 시편의 전류밀도가 서냉한 시편의 전류밀도에 비해 낮은 것을 관찰할 수 있다. 이는 역으로 급냉했을 경우 부식저항성이 우수함을 의미한다. 이는 앞세 미세 조직의 특성에서도 설명했지만 용질원자들의 확산정도가 급냉의 경우 상대적으로 매우 적기 때문에 입계에서 lamellar structure를 가지는 석출물이 생성되지 않았기 때문이다. 즉, 급냉 시에는 서로 다른 두 상이 공존할 경우에 발생할 수 있는 galvanic corrosion의 가능성이 배제되고 오직 단일상인 α상만 존재하기 때문에 전류밀도 값이 서냉에 비해서 감소한다.

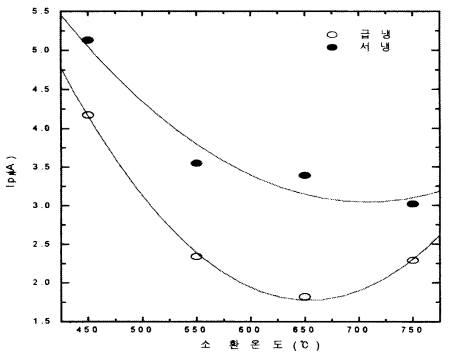


그림 8. 소환온도와 냉각방법에 따른 ip값의 분포 곡선(기준전위 : 600mV)

한편, 같은 냉각속도일 때 주형온도 변화에 따른 전류밀도값의 변화는 <그림 8>에서 보는 바와 같이 온도가 증가함에 따라서 전류밀도 값이 감소하였으며 급냉한 경우에는 650°C를 정점으로 하여 다시 증가하는 경향을 나타내었다. 이는 조직의 단면에서 관찰되었던 결과와 연관지어 생각해 보면 쉽게 유츄할 수 있는 결과인데 결정립의 크기가 주형온도가 증가할수록 증가하므로 그 에 맞추어 결정립계의 면적은 상대적으로 감소하게 된다. Aust, Westbrook 등의 주장에 의하면 입계 혹은 입내에서 제 2상의 석출이 일어나지 않는 경우에 결정립계로 기지를 구성하는 용질원자들의 편석이 일어날 수 있다고 하였는데, 이로부터 결정립계와 결정립 내의 미세한 조성차이가 발생하게 되고 이로부터 전류가 흐를 수 있는 전지가 형성되어 부식이 일어날 수 있다는 것을 생각할 수 있다. 특히 주조기 내에서의 서냉 시편의 경우 결정립계의 면적감소의 영향은 곧 결정립계를 따라서 생성되는 석출상의 감소와도 연결되므로 이에 따른 부식전류밀도의 감소는 충분히 가능성이 있는 결과이다. 그런데 급냉의 경우 650°C 이상의 온도에서 다시 전류밀도값이 증가하는 것은 성장속도가 steady-state에 이르러 더 이상의 성장이 발생하지 않기 때문으로 생각된다. 즉, 모든 금속조직을 구성하는 결정립의 핵생성 및 성장에 있어서 임계크기가 존재하게 되는데. 본 실험에서는 그 임계온도가 약 650°C인 것으로 사료되며 그 이후에는 결정립계에서의 편석에 의한 전류밀도 term 외에 응고 시 고온에서 상온으로 온도가 감소하면서 생성되는 잔류열응력에 의한 strain field effect에 의해서 전류밀도가 다시 증가하는 경향을 띤 것으로 생각된다. 반면에 서냉하는 경우에는 잔류 열응력이 상대적으로 작아서 부식거동은 오직 석출물과 결정립 크기에만 의존하며 따라서 소환온도가 750°C일 때 급냉의 경우 보이는 전류밀도의 증가는 관찰되지 않는다.

Ⅳ. 결 론

치과주조용 합금에 대하여 소환온도와 주조 후 냉각방법이 부식 저항성에 미치는 영향을 고찰하기 위하여 미세조직과 부식 거동을 관찰한 결과는 다음과 같다.

1. 주조 후 급냉 시에는 석출물이나 상변태가 관찰되지 않았으나 서냉 시에는 결정립계를 따라 석출상이 관찰되었으며 소환온도가 낮아짐에 따라 석출상의 양은 증가하였다. 이 석충상은 Ag rich 상 (α)과 Cu rich 상(α)으로 구성된 전형적인 공정조직인 lamella 구조를 나타낸다.
2. 서냉 시 생성되는 석출상과 기지상은 조성 차이로 인해 galvanic couple을 형성하여 전류밀도를 증가시켜 부식을 촉진시켰다.
3. 급냉 시 부식저항성이 가장 높은 온도, 즉 전류밀도가 가장 낮은 온도는 650°C였다. 즉 650°C를 정점으로 소환 온도가 낮을수

록 결정립 크기 감소에 의한 입계편석효과가 증가되어 전류밀도가 증가한 반면 650°C 이상의 온도에서는 고온에서 저온으로 냉각하는 과정에서 생성되는 잔류열응력의 증가에 의한 strain field 효과가 증가하여 전류밀도가 증가하여 부식이 촉진된다.

참 고 문 헌

1. Smith DC, Williams DF. Biocompatibility of Dental Materials, CRC Press, Vol. 1-4, 1982.
2. Workshop on Biocompatibility of Materials Dentristry, Conference Proceedings, American Dental Association, 1984.
3. An International Workshop. Biocompatibility, Toxicity and Hypersensitivity to Alloy System Used in Dentistry, Proceeding, The University of Michigan School of Dentristry, 1985.
4. 박용수. 금속의 부식. 민음사, 11, 1988.
5. Holland RI. Use of potentiodynamic polarization technique for corrosion testing of dental alloys. Scan J Dent Res, 19, 75, 1991.
6. Newman SM, Greener EH. Effects of various environments on corrosion of casting alloys. J Dent Res, 63, 258, 1984.
7. Ewers GJ, Greener EH. The electrochemical activity of the oral cavity a new approach. J Oral Rehab, 12, 469, 1985.
8. Corso PP, German RM, and Simmons HD. Corrosion evaluation of gold-based dental alloys. J Dent Res, 64, 854, 1985.
9. Renvholt GR. Corrosion of dental alloys in vitro by differential oxygen concentration. Scand J Dent Res, 94, 370, 1986.
10. ASM Handbook Vol. 3. Alloy Phase Diagram, 3·5, 1992.
11. Robert E, Reed H. Physical Metallurgy Principles 3rd Ed., 227~299, 1990.
12. John D. Verhoven. Fundamentals of Physical Metallurgy, 325~363, 1994.
13. 이학렬. 금속부식학. 351~368, 1995.
14. Sastri VS. Corrosion Inhibitors, Principles and Applications. 143~149, 1998.
15. 김철위, 임범순, 이용근, 윤숙진. 대한치과기재학회지, 제22권 제1호, 65~89, 1995.
16. Mars G. Fontana. Corrosion Engineering 3rd Ed., 41~126, 1987.
17. 박용수. 금속의 부식. 민음사, 190~192, 1988.
18. Aust KT, Iwao O. Segregation and Corrosion at grain boundaries, in Localized Corrosion, NACE, Houston, Texas, 1974.
19. Westbrook JH. Metallurg. Rev. 9, 415, 1964.
20. Westbrook JH. Interfaces Conference, Butterworths, London, 1969.