

PMM/T - 36/97
IT/T - 16/97



**INSTITUTO DE
TECNOLOGIA**

PROF. JORGE A. SABATO

UNIVERSIDAD NACIONAL
DE GENERAL SAN MARTIN
COMISION NACIONAL
DE ENERGIA ATOMICA

**MAESTRIA EN
CIENCIA Y
TECNOLOGIA
DE MATERIALES**

DETERMINACION DE LA SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSION DE ALEACIONES DE USO ODONTOLOGICO

Elvar Quezada Castillo

UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTIN

INSTITUTO DE TECNOLOGIA

"Profesor JORGE A. SABATO"

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
CENTRO DE INFORMACION C A C

**DETERMINACION DE LA SUSCEPTIBILIDAD A LA
CORROSION DE ALEACIONES DE USO
ODONTOLOGICO(*)**

por Lic. Elvar Quezada Castillo

Director

Dr. Gustavo S. Duffó

(*) Tesis para optar al título de Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales

República Argentina

1997




INSTITUTO DE TECNOLOGÍA Prof. JORGE A. SABATO

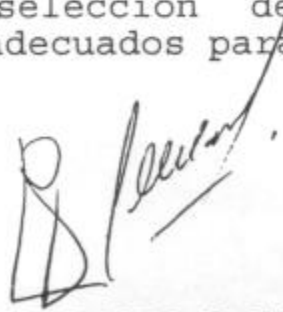
UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTIN - COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA

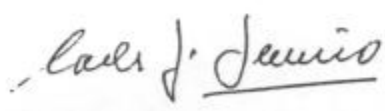
Acta N° XVIII


ACTA DE APROBACIÓN DE TESIS DE MAESTRÍA EN CIENCIA Y TECNOLOGÍA DE MATERIALES

A los veintiséis días del mes de marzo de 1997, en el Instituto de Tecnología "Prof. Jorge A. Sabato" (UNSAM-CNEA) sito en el Centro Atómico Constituyentes, San Martín; se reúnen la Dra. Mónica Fernández Lorenzo de Mele del INIFTA, el Dr. Ricardo Luis Macchi de la Facultad de Odontología de la UBA y el Dr. Carlos Semino de la CNEA, integrantes del jurado designado para considerar el informe final de Tesis de Maestría sobre el tema: "Determinación de la Susceptibilidad a la corrosión de aleaciones de uso odontológico" presentado por el maestrando Lic. Elvar Fortunato Quezada Castillo - PAS. N° 0186318 y realizado bajo la dirección del Dr. Gustavo Duffó la Unidad de Actividad Materiales de la CNEA, habiendo analizado y evaluado dicho informe final y la exposición del mismo realizada en el día de la fecha por el maestrando, recomiendan aprobar dicha Tesis de Maestría con nota 10 (diez). La tesis presentada por el Lic. Quezada Castillo, representa un importante avance para la estandarización de métodos electroquímicos adecuados para evaluar materiales dentales metálicos. Pueden mencionarse los siguientes aportes originales al conocimiento científico-tecnológico: i) se realizó una exhaustiva búsqueda bibliográfica. ii) se diseñó un electrolito que permite reproducir con razonable exactitud los parámetros electroquímicos obtenidos en saliva natural. iii) se comparó la susceptibilidad a la corrosión de distintas aleaciones dentales. iv) se evaluó la resistencia a la corrosión de aleaciones de cobre. v) se han relacionado los parámetros electroquímicos del metal con las características oxidantes del medio. vi) se realizó una selección de los materiales dentales metálicos más adecuados para cada situación específica.


Notificado:



 Carlos J. Semino

Visto: 

REGISTRADO EN EL LIBRO DE ACTAS DE TESIS N°001 DEL INSTITUTO DE TECNOLOGÍA A FOJAS 14.

Dr. JOSE R. GALVELE
DIRECTOR
INSTITUTO DE TECNOLOGIA

A mi esposa Zoila

A mis hijos Bertha y Elvar

AGRADECIMIENTOS

Mi agradecimiento eterno al Dr. Gustavo S. Duffó, profesor de la Universidad Nacional de Gral. San Martín, investigador de la Unidad de Actividad Materiales de la Comisión Nacional de Energía Atómica y miembro de la Carrera del Investigador Científico del CONICET (Argentina), por la dirección y conducción del presente trabajo.

A la Universidad Nacional de Trujillo (Perú) y al Seminario Internacional de Física de la Universidad de Uppsala (Suecia) en las personas del Dr. Lennart Hasselgren y la Sra. Åsa Bergengren, por su apoyo económico.

Al personal docente, administrativo y de servicios del Instituto de Tecnología "Profesor Jorge A. Sábato" de la Universidad Nacional de Gral. San Martín y la Comisión Nacional de Energía Atómica (Argentina), por sus enseñanzas y apoyo brindado.

Al personal profesional y técnico de la Sección Corrosión, laboratorios de Metalografía, Microscopía Electrónica de Barrido y demás servicios de la Unidad de Actividad Materiales de la Comisión Nacional de Energía Atómica (Centro Atómico Constituyentes) por su colaboración y ayuda oportuna.

Ar Sr. Pedro Aguirre, Técnico Dental, por la fabricación de las probetas utilizadas en el presente trabajo.

A todas aquellas personas que en forma directa o indirecta participaron en la ejecución de esta tesis.

INDICE

CAPITULO 1	
INTRODUCCION GENERAL	1
CAPITULO 2	
DESARROLLO DE UN ELECTROLITO ESTANDAR PARA ESTUDIAR LA SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSION DE ALEACIONES DENTALES	5
2.1 Materiales y método experimental	5
2.2 Resultados y discusión	11
CAPITULO 3	
SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSION DE DIFERENTES ALEACIONES DENTALES NO PRECIOSAS	30
3.1 Materiales y métodos	30
3.2 Resultados y discusión	38
3.2.1 Acero Inoxidable AISI 304	38
3.2.2 Aleación Cobalto-Cromo	41
3.2.3 Aleaciones Níquel-Cromo	43
3.2.4 Titanio puro y aleación Ti-6Al-4V	52
3.2.5 Aleaciones base cobre	57
3.2.5.1 Aleación cobre-níquel	57
3.2.5.2 Aleaciones cobre-cinc	60
3.2.5.3 Aleaciones cobre-aluminio	64
3.2.6 Aleación GH (Plata-Paladio)	76
3.2.7 Amalgamas de plata	79
3.3 Cuantificación de los parámetros electroquímicos	83
CAPITULO 4	
CONCLUSIONES	87
BIBLIOGRAFIA	89

CAPITULO 1

INTRODUCCION GENERAL

La práctica odontológica comienza antes de la era cristiana cuando los fenicios y etruscos utilizaron bandas y alambres de oro para la elaboración de prótesis parciales y en el antiguo Egipto se empleaba oro para obturar las cavidades de los dientes. Giovanni d'Arcoli, en 1450, fue el primero que se ocupó de establecer por escrito la importancia del empleo del oro para obturar dientes cariados. Este método, según él, no era otro que el utilizado por los árabes desde hacía ya varios cientos de años. Como ciencia, la odontología comienza en 1728 cuando Fauchard publica un tratado denominado *Le chirurgien dentiste* (El cirujano dentista) en el que se ocupa de las dentaduras y las piezas postizas, describe restauraciones artificiales de marfil y recomienda cómo tratar las caries limpiando las partes afectadas y utilizando metal como relleno. Es por ese motivo que a Fauchard se lo denomina "el padre de la odontología". En la segunda edición de su obra, fechada en 1746, se ocupó de la utilización de una máquina "para taladrar dientes", origen del actual torno dental. Fauchard aconsejó el raspado de las cavidades para librarlas de los tejidos cariados y luego su obturación, primeramente con estaño o plomo y últimamente con oro. En 1756, Pfaff publica una técnica para obtener impresiones bucales en cera y Chamant, en 1792, patenta un equipo para fabricar dientes de porcelana. A iniciarse el siglo XIX comienzan los estudios sobre amalgamas dentales. W.H.Pepys, en 1805, fue el primero que utilizó metales con fines de obturación. Tuvo bastante éxito, aunque el procedimiento tenía el inconveniente de que la fusión del metal requería cierta cantidad de calor. Para corregir ese defecto un químico francés, Regnart, en 1818, aconsejó la adición de mercurio en la proporción de la décima parte de su peso, y el uso de esta amalgama se hizo entonces general. Desde ese entonces, los aportes a la técnica del amalgamado se basaron en modificar su composición adicionándole aleantes que mejoraran sus propiedades, como ser plata (Murphy-1837, Taveau-1843), estaño y cadmio (Evans-1850) y cobre (Townsend-1861). A principios del siglo XX comienzan las investigaciones sobre la manipulación de otros materiales dentales, entre los que se destacan las aleaciones metálicas [1].

Las aleaciones dentales tienen aplicación en la restauración y corrección de piezas dentales perdidas o desalineadas para preservar la correcta función de la masticación y el aspecto estético. Los diseños de estas prótesis pueden tomar diversas formas y todas las ramas de la odontología (restaurativa, ortodoncia, endodoncia, implantología, periodoncia y geriatría) aplican estos modelos [2].

Las aleaciones son empleadas para llenados directos (amalgamas), coronas, puentes, incrustaciones, prótesis parciales o totales, fijas o móviles, estructuras implantadas, o en forma de alambres para corregir defectos en la masticación mediante aparatos de ortodoncia. Estas aleaciones, por lo general, son empleadas

fundidas y coladas, pero en ciertas aplicaciones se requiere el aporte de soldaduras o unión con porcelanas o polímeros especiales.

Para estas funciones, se deben elegir una variedad de materiales que cumplan requisitos de biocompatibilidad, adecuadas propiedades físicas, resistencia al deterioro por desgaste o corrosión y apariencia aceptable y estable.

Que la aleación tenga una buena resistencia a la corrosión se debe a tres motivos fundamentales: la seguridad, la eficacia y la estética.

i) La seguridad es de vital importancia puesto que esos materiales deben ser biocompatibles y no generar iones o productos de corrosión agresivos durante el tiempo que permanecen en boca.

ii) En cuanto a la eficacia, implica que el medio oral no debe producirle cambios en sus propiedades físicas, químicas o mecánicas durante su tiempo de uso. Es decir, deben ser inmunes a los problemas generados por la acción simultánea de tensiones mecánicas y medios corrosivos (fatiga o corrosión bajo tensión) o microorganismos (corrosión microbiológica), que conducen a la progresiva desintegración de los componentes en cuestión.

iii) Respecto de la estética, se debe evitar la formación de productos de corrosión coloreados ("tarnish films") que den lugar a una apariencia inaceptable de las restauraciones.

Las aleaciones dentales para fundir y colar están disponibles en el mercado en una amplia variedad de composiciones y propiedades mecánicas que dependen de su aplicación posterior (incrustaciones, coronas, puentes, etc.). Las más tradicionales son las aleaciones nobles que contienen no menos del 75% de oro y metales del grupo del platino. Las técnicas de fundición, colado y terminado son sencillas, y no sufren el deterioro de sus propiedades con el paso del tiempo ni pierden su apariencia estética. Como contrapartida, presentan el inconveniente que tienen alta densidad, bajo módulo elástico y son excesivamente caras [3].

Por esta última razón, y para sustituir a las aleaciones con alto contenido de oro, se han desarrollado aleaciones de metales no preciosos, las cuales han sido empleadas en odontología desde la década del 40 en los países desarrollados. Entre estas aleaciones se encuentran las de cobalto-cromo, las de níquel-cromo y últimamente las de base titanio, que son similares a las empleadas en implantes ortopédicos y que han sido utilizadas con éxito en la construcción de prótesis parciales o totales, dada la facilidad de la cocción con porcelana. Estas aleaciones tienen temperaturas de fusión más altas que los metales nobles, requieren para su colada de otros materiales de revestimiento para los moldes, se oxidan rápidamente a altas temperaturas, son relativamente susceptibles al ataque corrosivo por cloruros y es más difícil producirles un buen terminado debido a su dureza (en el caso particular de las aleaciones níquel-cromo y cobalto-cromo).

Además, en algunos casos, se han producido reacciones alérgicas al níquel en pacientes hipersensibles [4-6]. Sus ventajas, incluyen el hecho que tienen buena resistencia mecánica, alto módulo elástico, baja densidad y fundamentalmente son más económicas que las aleaciones de metales nobles.

Sin embargo, y con el objeto de abaratar aún más los costos y permitir el acceso a prótesis odontológicas a sectores de la sociedad con bajos recursos y que no pueden acceder a las aleaciones mencionadas, han aparecido en el mercado diversas aleaciones de metales aún más económicos, como por ejemplo las de base cobre. Por ello surgieron las aleaciones cobre-zinc (latones) y cobre-aluminio (bronces al aluminio), por citar algunas.

El empleo de estas aleaciones económicas es masivo en países latinoamericanos, tal como fue mencionado en publicaciones extranjeras [7] y puesto de manifiesto en las presentaciones llevadas a cabo por diversos investigadores en las Reuniones Anuales de la Filial Argentina de la International Association for Dental Research en los últimos años [8-10]. En dichas presentaciones, se informó que las aleaciones base cobre empleadas en odontología en países latinoamericanos, son fabricadas mayoritariamente a partir de rezagos industriales, que contienen aleantes que empeoran sus propiedades frente a la corrosión (que ya de por sí no son buenas), o conducen a un peligro potencial de la salud de los pacientes, habida cuenta que entre esos aleantes se encuentra el berilio, que, como es de amplio conocimiento, produce graves intoxicaciones.

El empleo indiscriminado de estas aleaciones, no solo para llevar a cabo campañas de "Odontología Social" entre sectores de bajos recursos, sino también para incrementar el margen de ganancia de la cadena de comercialización (dada su similitud en cuanto al color, los bronces al aluminio se emplean en reemplazo de aleaciones base oro), ponen en estado indefenso a los pacientes ante la falta de información existente respecto de las verdaderas propiedades de estos materiales. Esta situación es reconocida por los usuarios de las aleaciones en todo el ámbito regional, tal como fue expresado por representantes latinoamericanos presentes en las pasadas Reuniones Anuales de la Filial Argentina de la International Association for Dental Research.

Es por estos motivos, y ante la falta de normas que regulen la utilización de aleaciones dentales en los países latinoamericanos, ya que sólo se disponen de las normas dictadas por la American Dental Association (ADA) para su aplicación en los Estados Unidos de América y algunas pocas normas IRAM, es necesario tipificar las aleaciones existentes en el mercado nacional o internacional e implementar y difundir las técnicas que deben emplearse para calificar estas aleaciones a fin de que estén disponibles a todos los usuarios.

El objetivo del presente trabajo es el estudio de algunas aleaciones dentales destinadas a la fabricación de prótesis e implantes, a efectos de tipificarlas y

conocer su performance desde el punto de vista de la susceptibilidad a la corrosión, aspecto estético y costo, en un medio que simule adecuadamente las propiedades electroquímicas de la saliva natural, el cual deberá ser previamente seleccionado dentro de los existentes en la literatura, o diseñado en el caso de no ajustarse ninguno de ellos, a las condiciones requeridas..

CAPITULO 2

DESARROLLO DE UN ELECTROLITO ESTANDAR PARA ESTUDIAR LA SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSION DE ALEACIONES DENTALES

La corrosión de aleaciones dentales se estudia generalmente en saliva artificial, la cual debe producir un comportamiento electroquímico similar al de la saliva natural. Este fluido es muy complejo dependiendo su composición de las glándulas que lo secretan.

Una revisión bibliográfica muestra la existencia de muchas formulas de saliva artificial. La primera fue propuesta en 1937 por Greenwood y la segunda por Schnoover en 1941. En la actualidad se cuentan no menos de quince formulas de salivas artificiales (11-35) pero sin ninguna información respecto a si esas soluciones se comportan (desde el punto de vista electroquímico) como lo hace la saliva natural, o si esas soluciones pueden ser comparadas entre sí. También se han utilizado soluciones del tipo fisiológico, como las de Hank (36-38), Ringer (39-43), NaCl + ácido láctico(44) y con mucha frecuencia soluciones de NaCl (43-47).

Como consecuencia de lo expuesto, surge que uno de los problemas existentes dentro del estudio de los materiales dentales, es que prácticamente es imposible comparar dos aleaciones provistas por distintos fabricantes, puesto que en la mayoría de los casos los medios empleados para llevar a cabo los ensayos difieren significativamente. De contar con una solución estándar, este problema podría ser subsanado con el solo hecho de redactar normas en las que se especifique bajo qué condiciones deben ser llevados a cabo los ensayos para que una aleación particular pueda ser aprobada por una autoridad competente a efectos de poder ser comercializada.

En el presente capítulo se investigarán las propiedades de las soluciones de saliva artificial publicadas en la literatura desde el punto de vista de sus efectos corrosivos sobre los materiales dentales, tomando a uno de ellos como referencia (bronce al aluminio) para determinar cuál de ellas correlaciona mejor con los efectos que produce la saliva natural y diseñar soluciones que mejoren las conocidas.

2.1.- MATERIALES Y METODO EXPERIMENTAL

Como material testigo se empleó un bronce al aluminio experimental cuya composición química es (% en peso): Cu 81%, Al 9%, Fe 5% y Ni 5%. El material fue laminado en caliente hasta 1 mm de espesor, se lo cortó en rectángulos de

1,0x1,5 cm² y se les efectuó recocido a 800°C durante una hora.

Para conocer la microestructura resultante del proceso llevado a cabo, se preparó metalográficamente una probeta que se pulió con pasta de diamante de 0,25 μ m. Posteriormente, se efectuó un revelado de microestructura mediante ataque químico con solución de FeCl₃-HCl y se observó por microscopía óptica.

Las probetas fueron pulidas con papel de SiC malla 600, y se montaron adecuadamente para efectuar los estudios electroquímicos. Se estableció un contacto eléctrico a través de un alambre de cobre que pasaba por un tubo de vidrio, recubriéndose posteriormente el mismo con resina epoxy dejando expuesta un área aproximada de 2 cm². Las probetas así montadas fueron desengrasadas con acetato de etilo y secadas con aire caliente.

Los ensayos electroquímicos (trazado de las curvas de polarización) se llevaron a cabo en las soluciones que se detallan en la Tabla I. Las soluciones fueron preparadas con agua deionizada (resistividad 18 M Ω .cm) y reactivos de grado analítico. Los potenciales de electrodo se determinaron con un electrodo de calomel saturado (ecs). Los ensayos efectuados consistieron en el trazado de las curvas de polarización *cuasi* potencioestáticas, a una velocidad de barrido de 25 mV cada 5 minutos, empleando un potencioestado-galvanostato LYP M7 y graficando la corriente circulante en un registrador gráfico Siemens Kompensograph. Previo a sumergir la probeta en el electrolito, éste se degasó mediante el pasaje de nitrógeno purificado durante 1 hora; y luego de introducir la probeta, se esperaba la obtención de un potencial de corrosión constante durante por lo menos 1 hora, bajo corriente de nitrógeno purificado. Esta corriente se continuaba durante el trazado de la correspondiente curva de polarización. Las curvas, que se trazaron por duplicado como mínimo, se efectuaron a temperatura ambiente, empleando una celda electrolítica convencional de 50 ml de capacidad y de tres electrodos, con contraelectrodo de platino y electrodo de referencia de calomel saturado. Luego de los ensayos, las probetas fueron observadas con el microscopio óptico y electrónico de barrido (Philips SEM 500).

Las soluciones empleadas en el presente trabajo son las que se detallan a continuación:

a) Electrolitos sintéticos:

Se emplearon 13 soluciones de saliva artificial y 3 soluciones fisiológicas (soluciones de Ringer, Hank's y cloruro de sodio + ácido láctico) y una solución de cloruro de sodio, cuyas composiciones, valores de pH y referencias bibliográficas correspondientes se muestran en la Tabla I.

Tabla I. Composición química de las soluciones empleadas.

Nombre	Ref.	Composición (g/l)		pH	Código
Saliva de Fusayama Modificada	11	NaCl	0,400	5/5,5 (+)	FM(I)
	12	KCl	0,400		
	13	CaCl ₂ .2H ₂ O	0,795		
	14	NaH ₂ PO ₄ .2H ₂ O	0,690		
		Na ₂ S.9H ₂ O	0,005		
		Urea	1,000		
	15	NaCl	0,400	5,2/5,5 (+)	FM(II)
	16	KCl	0,400		
	17	CaCl ₂ .2H ₂ O	0,795		
	18	NaH ₂ PO ₄ .2H ₂ O	0,780		
		Na ₂ S.9H ₂ O	0,005		
		Urea	1,000		
	19	NaCl	0,400		FM(III)
		KCl	0,400		
		CaCl ₂ .2H ₂ O	0,795		
		NaH ₂ PO ₄ .2H ₂ O	0,690		
		KSCN	0,300		
		Urea	1,000		
	Saliva de Orthana	20	NaCl	0,850	6,7 (+ +)
	KCl	1,200			
	CaCl ₂ .6H ₂ O	0,200			
	MgCl ₂ .6H ₂ O	0,050			
	K ₂ HPO ₄	0,350			
Saliva de Tomasi	21	NaCl	0,674	7,4	T
	KCl	0,960			
	CaCl ₂ .2H ₂ O	0,117			
	MgCl ₂ .6H ₂ O	0,0405			
	K ₂ HPO ₄	0,091			
Saliva de Jenkins	22	NaCl	0,850	6 (+ + +)	J
	23	KCl	1,200		
	24	CaCl ₂ .6H ₂ O	0,150		
		MgCl ₂ .6H ₂ O	0,050		
		K ₂ HPO ₄	0,350		
		KSCN	0,100		
		NaF	0,010		
		H ₂ O ₂	0,300		

Saliva de Carter Modificada	25	NaCl	0,700	6,7 (+ +)	CM
	26	KCl	1,200		
		Na ₂ HPO ₄	0,260		
		K ₂ HPO ₄	0,200		
		NaHCO ₃	1,500		
		KSCN	0,330		
		Urea	0,130		
Saliva de Tani-Zuchi Modificada	27	KCl	1,500	6,7/6,8	TZM(I)
	28	NaH ₂ PO ₄ .H ₂ O	0,500		
		NaHCO ₃	1,500		
		KSCN	0,500		
		Acido Láctico	0,900		
	29	KCl	1,470	2 (+ +)	TZM(II)
		NaH ₂ PO ₄ .H ₂ O	0,190		
		NaHCO ₃	1,250		
		KSCN	0,520		
Saliva de Darvell	30	NaCl	1,500	6,8 (+ + +)	D
		NaH ₂ PO ₄	0,560		
		NH ₄ Cl	0,220		
		NaOH	0,016		
		NaHCO ₃	0,600		
		NaSCN	0,200		
		Citrato trisódico	0,022		
		Acido Láctico	0,070		
		Urea	0,800		
		Acido Urico	0,060		
		Saliva de Guthrow	31		
32	KCl		0,500		
33	Na ₂ HPO ₄		0,600		
	Mg ₂ P ₂ O ₇		0,0016		
	CaCO ₃		0,600		
	S		0,0016		
	Urea		1,000		
Saliva de Canivet	34	NaCl	0,860		C
		Na ₂ HPO ₄	1,000		
		KSCN	0,072		
		CaCl ₂	0,913		

Saliva de Ericsson	35	NaCl Na ₂ HPO ₄ KH ₂ PO ₄ KHCO ₃ MgCl ₂ CaCl ₂ Acido Cítrico	0,584 0,340 0,340 1,500 0,014 0,166 0,029		E
Solución de Hank's	36 37 38	NaCl KCl Na ₂ HPO ₄ NaHCO ₃ CaCl ₂ KH ₂ PO ₄ MgCl ₂ .2H ₂ O MgSO ₄ .7H ₂ O	8,000 0,400 0,600 0,350 0,140 0,060 0,100 0,060		H
Solución de Ringer	39 40 41 42 43	NaCl CaCl ₂ KCl NaHCO ₃	9,000 0,240 0,430 0,200		R
Solución NaCl + Ac. Láctico	44	NaCl Acido Láctico	5,844 9,008	2,3	AL
Cloruro de sodio	45 46 47	NaCl	10,000	7	NaCl

Nota: (+) pH ajustado con NaH₂PO₄; (++) pH ajustado con ácido láctico; (+++) pH ajustado con H₃PO₄. Cuando no se aclara, el valor de pH se refiere al natural de la solución.

También se llevaron a cabo ensayos en 12 soluciones al 1% de los componentes inorgánicos principales de la saliva natural. La elección de estas sustancias se basó en el análisis químico de la saliva natural y en la frecuencia con que estas sustancias se presentan en las soluciones de electrolitos sintéticos diseñados para simular la saliva natural, y ellas fueron: cloruro de sodio, cloruro de potasio, cloruro de calcio, tiocianato de potasio, fosfato diácido de sodio, urea, bicarbonato de sodio, fosfato monoácido de sodio, cloruro de magnesio, fosfato monoácido de potasio, sulfuro de sodio y ácido láctico.

b) Saliva Natural

Se recolectaron 50 ml de saliva mixta no estimulada, poco antes de llevar a cabo cada ensayo. La saliva es producida independientemente por las glándulas parótidas, submaxilares, sublinguales y salivales menores, y el término *mixto* se

refiere a que el líquido recolectado contiene saliva producida por todas estas glándulas simultáneamente. El término *no estimulada* se refiere a que el líquido recolectado procede de la secreción natural de las glándulas citadas, y no el secretado por estímulos artificiales tales como el inducido por el masticado de parafina.

La composición química de las salivas producida por cada una de estas glándulas depende de [48]:

- a) Tipo, intensidad y duración del estímulo,
- b) hora del día,
- c) dieta, sexo y edad,
- d) enfermedades y/o presencia de agentes farmacológicos y
- e) material suspendido, en su mayoría bacterias, células epiteliales y mucina.

La presencia de bacterias vivas y pérdida espontánea de CO_2 después de la recolección producen cambios de composición química de la saliva en reposo a medida que transcurre el tiempo y por esta razón, es imposible dar un resultado cuantitativo exacto. En la Tabla II, se presentan los valores más confiables recolectados por Jenkins [22].

Tabla II. Composición química promedio de la saliva mixta.

a) Constituyentes Inorgánicos

CATIONES	Concentración (mg/100ml)
Calcio	5,8
Magnesio	0,7
Sodio	15,0
Potasio	80,0
Hierro	0,05

ANIONES	Concentración (mg/100ml)
Cloruro	50
Fluoruro	0,028
Fosfato (como fósforo)	16,8
Tiocianato (fumadores)	9
Tiocianato (no fumadores)	2

b) Constituyentes orgánicos

SUSTANCIA	Concentración (mg/100ml)
Proteínas	220
Amilasa	38
Lisozima	22
IgA	19
IgG	1,4
IgM	0,2
Glucosa	1,0
Urea	20
Acido Urico	1,5
Creatina	0,1
Colesterol	8
CAMP	7

2.2.- RESULTADOS Y DISCUSION

En la figura 1 se pueden apreciar tanto la microestructura del material testigo empleado en el presente trabajo (bronce al aluminio) como el diagrama de equilibrio cobre-aluminio-5%Ni-5%Fe. De la observación microscópica y del análisis del correspondiente diagrama de equilibrio, se concluye que las zonas claras mayoritarias corresponden a la fase α que es una solución sólida de aluminio en cobre, mientras que las zonas oscuras corresponden a la fase κ que se segrega debido a la insolubilidad del hierro y níquel en la fase α (49).

En cuanto a las curvas de polarización obtenidas en los electrolitos unitarios (soluciones al 1% de los componentes mayoritarios de la saliva natural), estas pueden ser divididas en dos grupos:

- a) las que tienen una zona activa predominante.
- b) las que tienen una zona pasiva predominante.

Dentro del primer grupo (figura 2) se pueden incluir a las soluciones de sulfuro de sodio, tiocianato de potasio, ácido láctico y cloruros de sodio, potasio, magnesio y calcio.

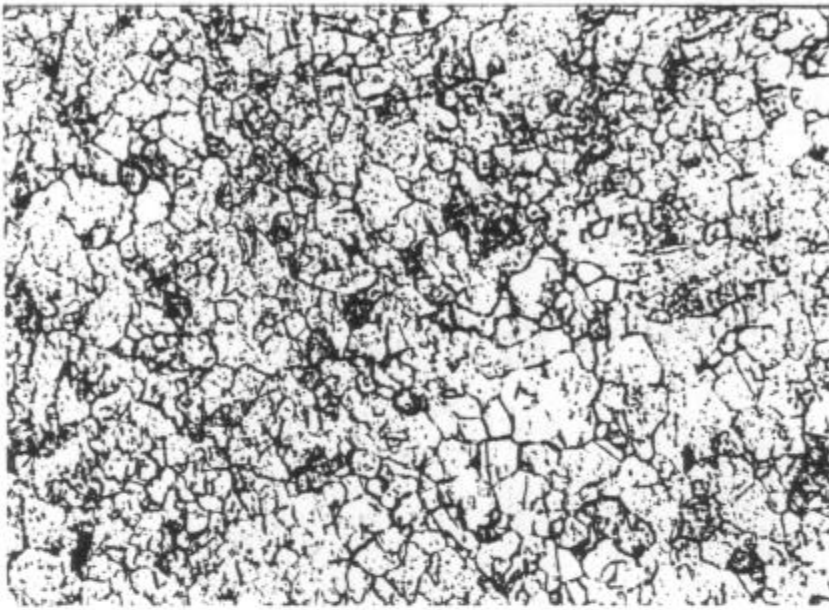


Figura 1(a).- Microestructura del bronce al aluminio empleado para el estudio electroquímico de las distintas soluciones (500X).

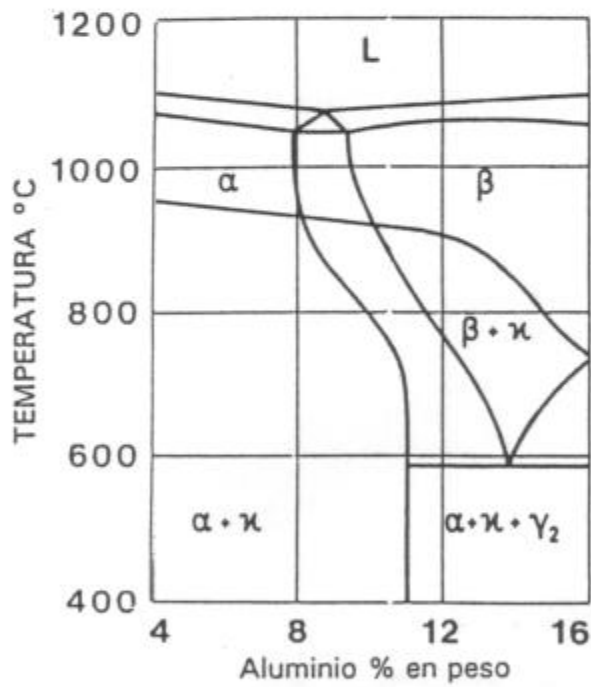


Figura 1(b).- Diagrama de equilibrio del sistema cobre-aluminio-5%Ni-5%Fe.

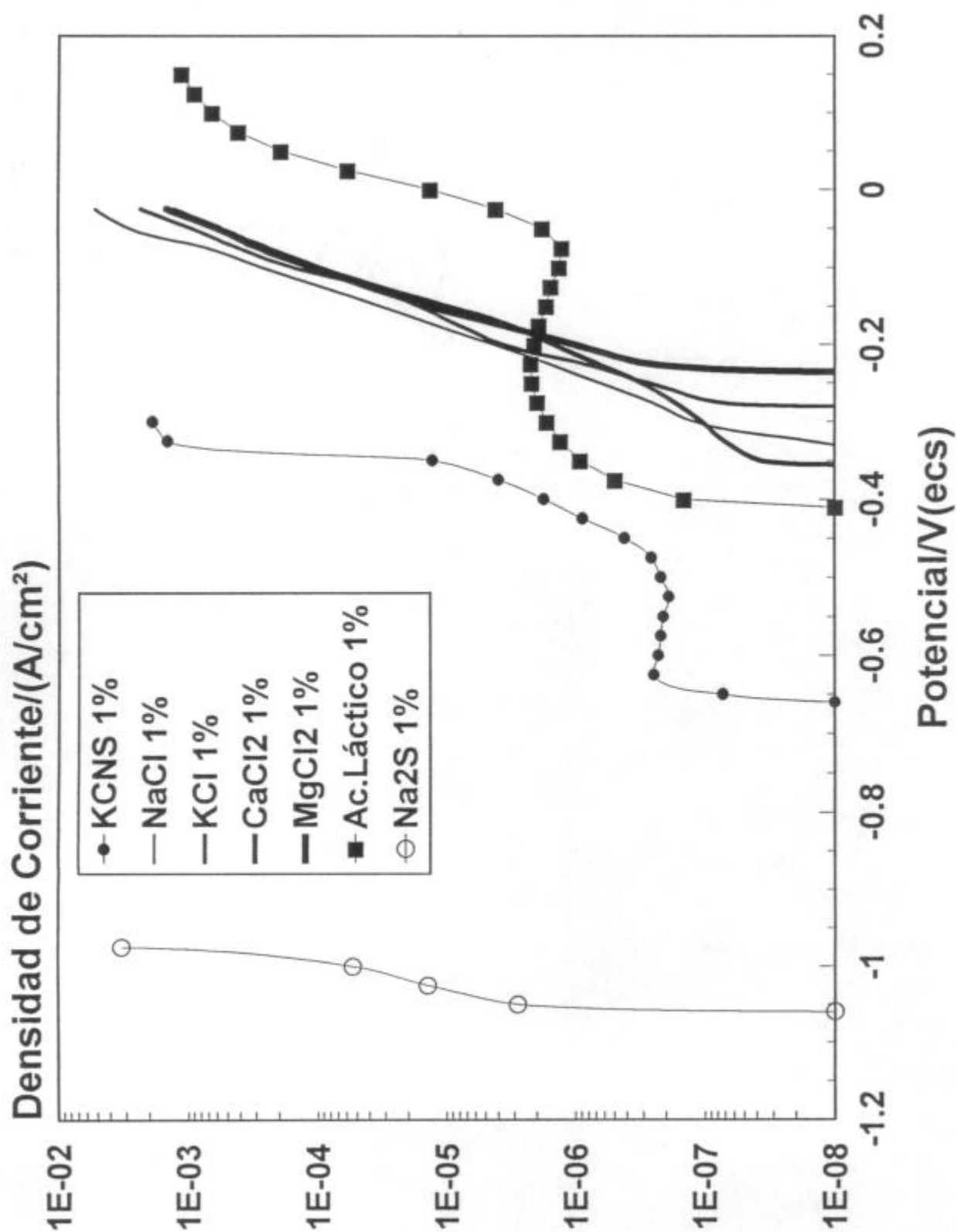


Figura 2.- Curvas de polarización del bronce al aluminio en soluciones de sulfuro de sodio, tiocianato de potasio, ácido láctico y cloruros de sodio, potasio, magnesio y calcio al 1%.

En solución de sulfuro de sodio, el potencial de corrosión del material es muy bajo ($-1,060 V_{\text{ecs}}$). A pequeños sobrepotenciales, la densidad de corriente sube a valores muy altos, cubriéndose la probeta instantáneamente de productos de corrosión de color negro (sulfuro de cobre).

En solución de tiocianato de potasio, la densidad de corriente sube abruptamente a bajos sobrepotenciales, posteriormente se observa una pequeña zona pasiva con densidades de corriente del orden de las décimas de microamperios por centímetro cuadrado, hasta que la corriente vuelve a subir a partir de $-0,500 V_{\text{ecs}}$ produciendo la disolución activa del material.

En solución de ácido láctico, la densidad de corriente sube rápidamente, se observa una pequeña zona pasiva con densidades de corriente de $2 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, cortada por un potencial de ruptura (aproximadamente $-0,050 V_{\text{ecs}}$) a partir del cual el material se disuelve activamente.

En soluciones de cloruro de sodio, potasio, calcio y magnesio, se observa un comportamiento similar: por encima del potencial de corrosión (aproximadamente $-0,300 V_{\text{ecs}}$) el material se disuelve activamente. Se concluye que este fenómeno es únicamente inherente a la presencia del ion cloruro e independiente del catión presente en el medio.

Dentro del segundo grupo de curvas (figura 3), se encuentran las soluciones de fosfato diácido de sodio, bicarbonato de sodio, fosfato monoácido de potasio, fosfato monoácido de sodio y urea.

En fosfato diácido de sodio, el potencial de corrosión es de $-0,580 V_{\text{ecs}}$, y presenta dos zonas pasivas perfectamente diferenciadas: la primera hasta aproximadamente $-0,100 V_{\text{ecs}}$, con densidades de corriente de $1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, y la segunda a partir de $0,100 V_{\text{ecs}}$, con densidades de corriente de $20 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Ambas zonas se encuentran separadas por un pico activo de aproximadamente $70 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ de intensidad.

En solución de bicarbonato de sodio, el potencial de corrosión es de $-0,260 V_{\text{ecs}}$, posteriormente la corriente sube abruptamente a pequeños sobrepotenciales, hasta que a partir de aproximadamente $-0,100 V_{\text{ecs}}$, se llega a una zona pasiva con densidades de corriente del orden de $40 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Esta zona pasiva se mantiene hasta los $0,900 V_{\text{ecs}}$, a partir del cual la densidad de corriente sube rápidamente.

Tanto el fosfato monoácido de sodio, como el de potasio presentan el mismo comportamiento: luego del potencial de corrosión (aproximadamente $-0,250 V_{\text{ecs}}$) la corriente asciende hasta llegar a una zona pasiva con densidades de corriente cercanas a $1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, hasta que a partir de $0,850 V_{\text{ecs}}$, comienza a ascender gradualmente. Se concluye que este efecto es debido únicamente a la presencia del ion fosfato monoácido, e independiente de la presencia de los cationes.

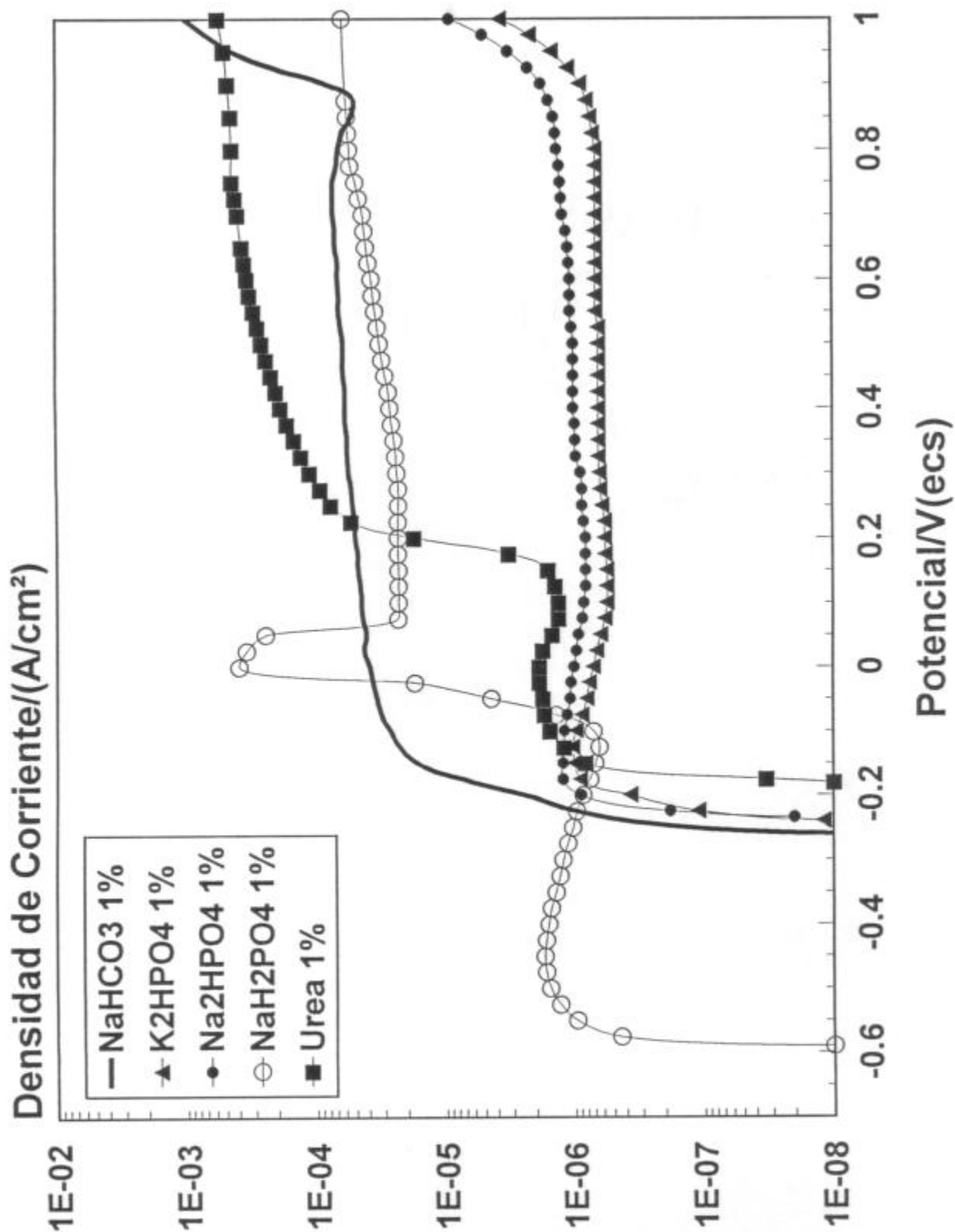


Figura 3.- Curvas de polarización del bronce al aluminio experimental en soluciones de fosfato diácido de sodio, bicarbonato de sodio, fosfato monoácido de potasio, fosfato monoácido de sodio y urea al 1%.

Finalmente en urea, a partir del potencial de corrosión ($-0,210 V_{\text{ecb}}$) se observa una pequeña zona pasiva con densidades de corriente del orden del microamperio por centímetro cuadrado, hasta que se obtiene un incremento de la corriente a partir del cual esta pasa a ser *cuasi* independiente del potencial aplicado. La observación al microscopio de la probeta empleada mostró la presencia de profusas picaduras.

En la figura 4 se puede observar la curva de polarización obtenida en solución de saliva natural fresca. El potencial de corrosión es de aproximadamente $-0,400 V_{\text{ecb}}$. A partir del mismo se observa un ascenso de corriente y la obtención de una zona pasiva con densidades de corriente de $1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ que se extiende hasta $0,300 V_{\text{ecb}}$. Esta pasivación es debida a la presencia de iones fosfatos y bicarbonato, tal como se mencionó anteriormente. Al potencial mencionado se produce la ruptura de la pasividad debido a la presencia de iones cloruro, produciéndose la disolución del material.

En cuando a las soluciones de saliva artificial, su comportamiento puede ser dividido en dos grandes grupos: por un lado, aquellas que presenta un potencial de ruptura menor que el de la saliva natural; y por el otro lado, aquellas que presentan un potencial de ruptura mayor que el de la saliva natural y las que no presentan un potencial de ruptura hasta $1,0 V_{\text{ecb}}$.

Dentro del primer grupo (figuras 4 y 5), se encuentran las salivas de Fusayama modificadas FM(I) y FM(II). En ambas soluciones, se obtiene un potencial de corrosión más alto que en saliva natural, pero la zona de disolución activa crece más rápidamente que en la solución de saliva natural. Se obtiene una pequeña zona pasiva cuya densidad de corriente depende del contenido de fosfato en solución: a mayor contenido, menor densidad de corriente. En los dos casos se obtiene un potencial de ruptura similar, a partir del cual la corriente sube abruptamente. Este potencial de ruptura parece estar asociado al contenido del ion cloruro en solución.

Las salivas de Orthana (O) y Tomassi (T) presenta un comportamiento idéntico a pesar de las diferencias en sus contenidos de cloruros y fosfatos. Los potenciales de corrosión son de $-0,275 V_{\text{ecb}}$ a partir del cual la corriente sube hasta llegar a una zona pasiva con densidades de corriente de $1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, zona que se corta por la aparición de un potencial de ruptura a $0,025 V_{\text{ecb}}$, a partir del cual se observa la disolución del material.

En la solución de saliva artificial de Jenkins (J), se observa un potencial de corrosión de $-0,330 V_{\text{ecb}}$. La densidad de corriente crece debido a la presencia combinada de iones cloruro y tiocianato, posteriormente se encuentra una típica zona pasiva debido a la presencia del ion fosfato, y posteriormente un potencial de ruptura (aproximadamente $0,100 V_{\text{ecb}}$) debido al efecto deletéreo del cloruro. También se incluye en la figura 4 la curva de polarización obtenida en solución de NaCl al 1%, cuya descripción fue hecha oportunamente.

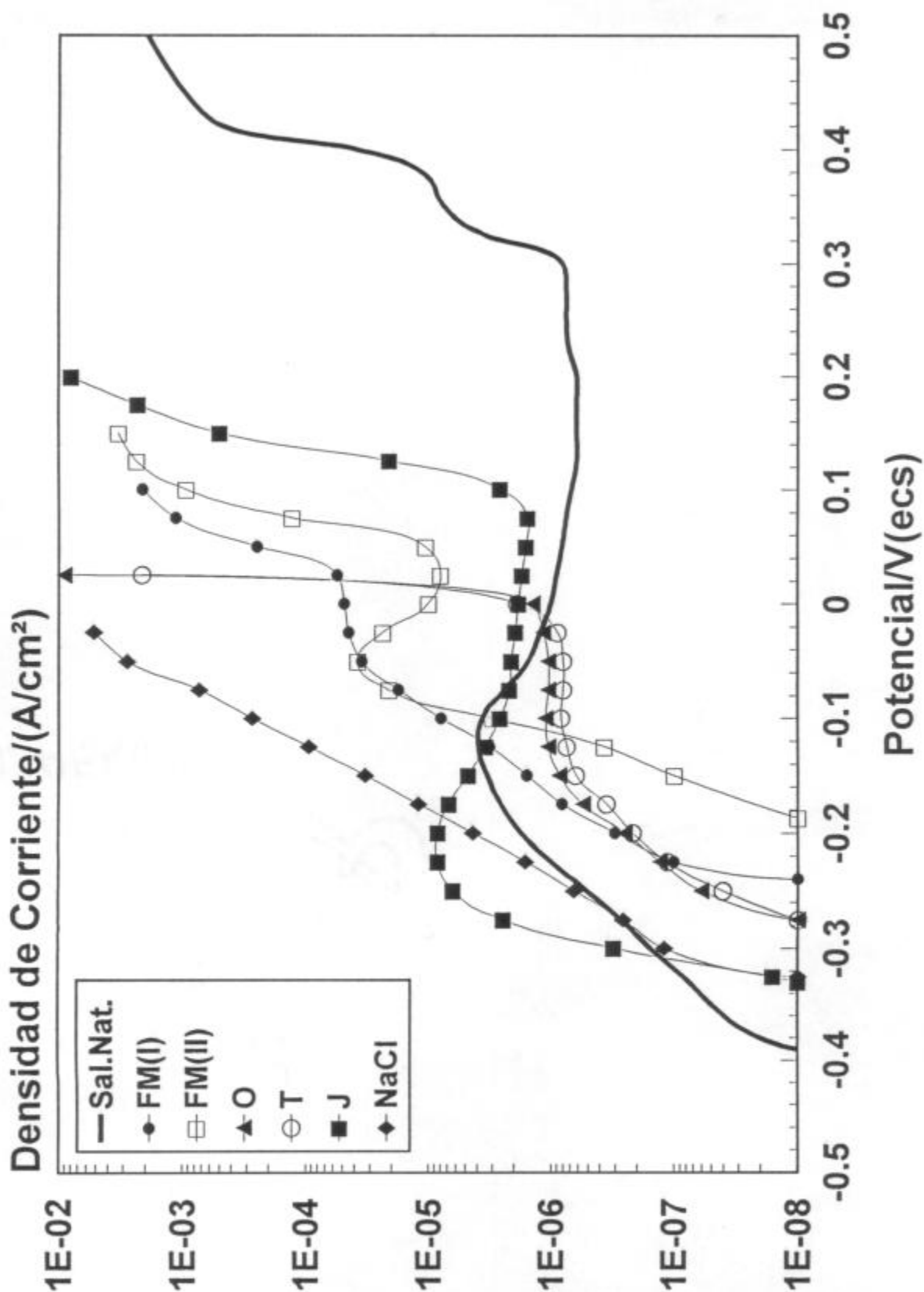


Figura 4.- Curvas de polarización del bronce al aluminio en soluciones de saliva artificial de Fusuyama modificadas (FM(I) y FM(II)), Orthana (O), Tomassi (T) y Jenkins (J), solución de cloruro de sodio al 1% y saliva natural.

En la figura 5 se muestran las curvas de polarización en las soluciones fisiológicas de Ringer, Hank's y de cloruro de sodio + ácido láctico y en las salivas artificiales de Canivet, Ericsson y Guthrow. En la solución de Ringer (R) se obtiene un potencial de corrosión de $-0,310 V_{\text{ecs}}$ a partir del cual es predominante la zona activa, obteniéndose una pequeña zona pasiva a $-0,150 V_{\text{ecs}}$ (debido a la presencia de bicarbonato), para luego volver a ascender abruptamente a partir de $-0,050 V_{\text{ecs}}$, conduciendo a la rápida disolución del material.

En las soluciones de Hank's (H), Canivet (C), Ericsson (E) y Guthrow (G) se obtuvieron comportamientos similares. A partir de los respectivos potenciales de corrosión la densidad de corriente sube en forma abrupta obteniéndose zonas pasivas con densidades de corriente del orden de los microamperios por centímetro cuadrado (debido a la presencia de iones fosfato y bicarbonato) hasta que se llega al potencial de ruptura, cuyo valor depende del contenido de iones cloruro en solución: a mayor concentración del anión, menor potencial de ruptura. Así, el orden de los potenciales de ruptura es: $E_r \text{ Ericsson} > E_r \text{ Canivet} > E_r \text{ Guthrow} > E_r \text{ Hank's}$.

Por último, en la solución fisiológica cloruro de sodio + ácido láctico (AL), se obtiene el menor potencial de corrosión de todas las soluciones ensayadas ($-0,440 V_{\text{ecs}}$). Se obtiene una zona activa a pequeños sobrepotenciales, una zona pasiva de 200 mV de extensión, con densidades de corriente del orden de $6 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ y un posterior incremento de la corriente (no en forma abrupta) a partir de $-0,200 V_{\text{ecs}}$.

En la figura 6 se muestran las curvas de polarización de los electrolitos cuyos potenciales de ruptura son mayores que los de la saliva natural. En la saliva modificada de Fusayama, en su tercera versión (FM(III)), la densidad de corriente sube rápidamente a pequeños sobrepotenciales por la acción combinada de los iones cloruro y tiocianato. Posteriormente la curva muestra un descenso de la corriente dando una zona pasiva con densidades de corriente del orden de décimas de microamperios por centímetro cuadrado, luego la corriente sube hasta dar una zona pasiva con valores de corriente de aproximadamente $6 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, se observa otro incremento a $0,400 V_{\text{ecs}}$ con la obtención de una nueva zona pasiva con densidades de corriente de $15 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, hasta que a partir de $0,700 V_{\text{ecs}}$ la corriente sube monotonamente.

Los resultados obtenidos en las soluciones de saliva artificial de Carter modificada (CM), Darvell (D) y Tani-Zuchi modificada (TZM (I)) son similares entre sí hasta la aparición del potencial de ruptura. Se observan dos zonas pasivas con densidades de corriente similares (aproximadamente $2 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) quebradas por un incremento en la densidad de corriente entre $0,200 V_{\text{ecs}}$ y $0,400 V_{\text{ecs}}$. Los altos potenciales de ruptura obtenidos en estas tres soluciones es debido a que el contenido en cloruro de las mismas es menor al empleado en las soluciones correspondientes al primer grupo, sin embargo no se ha podido correlacionar entre las tres soluciones, el potencial de ruptura con el contenido de cloruros, indicando que aquel se debe al efecto combinado de otros aniones.

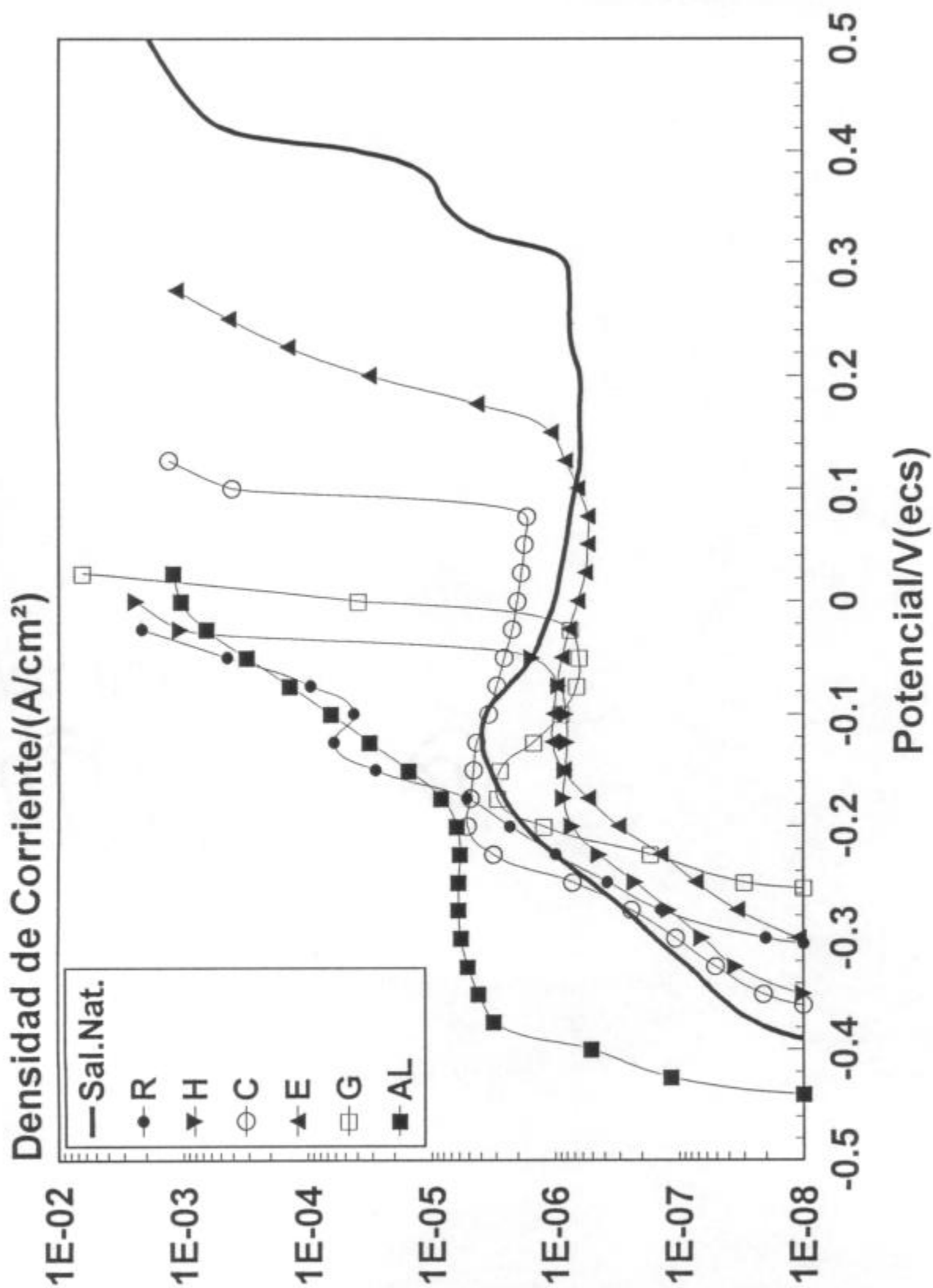


Figura 5.- Curvas de polarización del bronce al aluminio en soluciones de Ringer (R), Hank's (H), cloruro de sodio + ácido láctico (AL), Canivet (C), Ericsson (E), Guthrow (G) y saliva natural.

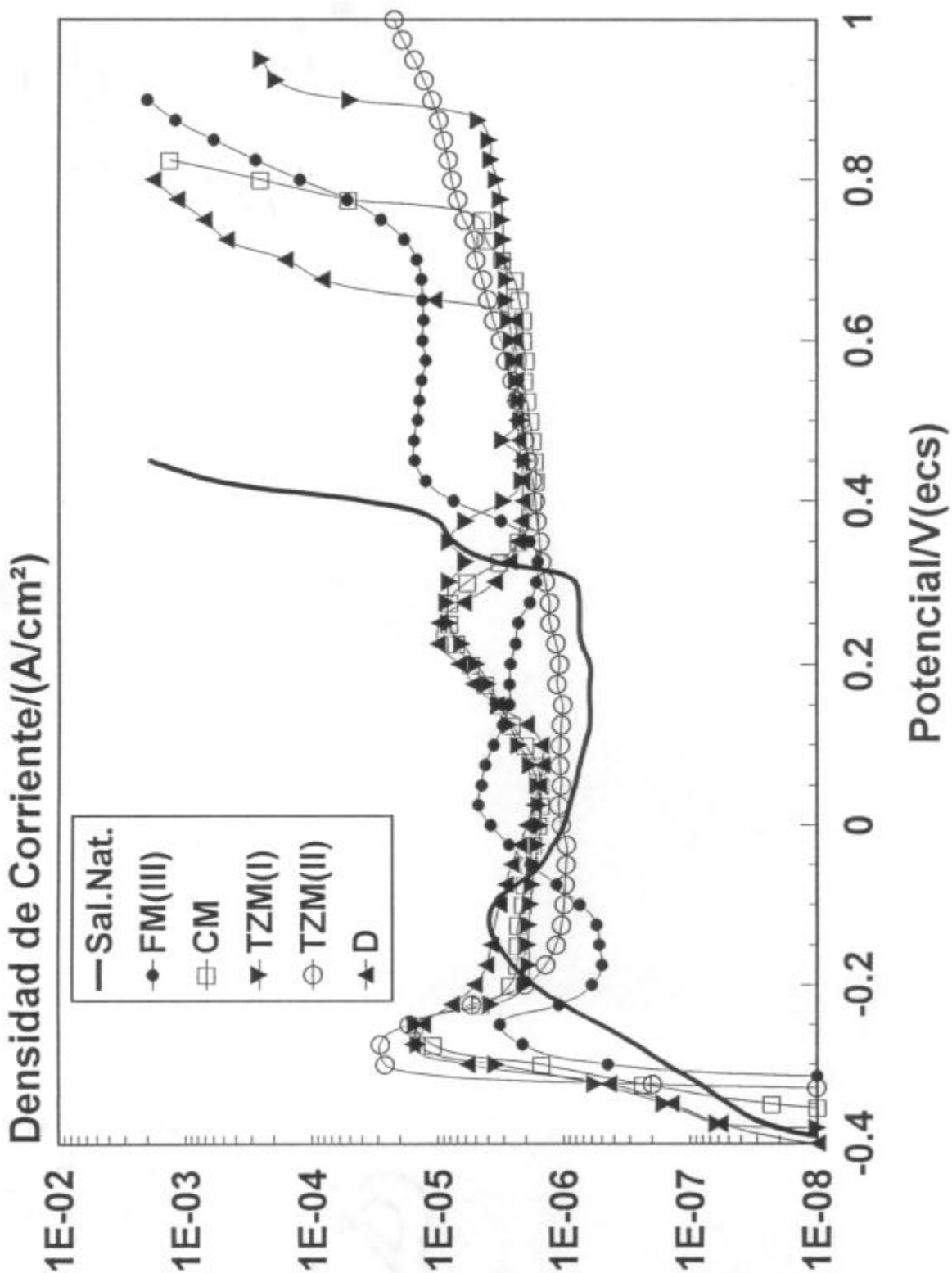


Figura 6.- Curvas de polarización del bronce al aluminio en soluciones de Fusuyama modificada (FM(III)), Carter modificada (CM), Darvell (D), Tani-Zuchi modificadas (TZM(I) y TZM(II)) y saliva natural.

Finalmente, en la solución de saliva artificial de Tani-Zuchi modificada en su segunda versión (TZM(II)), se obtuvo un potencial de corrosión de $-0,340 V_{\text{ecs}}$ y un abrupto pico activo debido al efecto del ion tiocianato. Posteriormente se obtiene una zona pasiva con densidades de corriente del orden de los microamperios por centímetro cuadrado, creciendo esta lentamente con el incremento del potencial aplicado. La no aparición de un potencial de ruptura (al menos hasta $1,0 V_{\text{ecs}}$) y la extensa zona pasiva, es debido a la acción combinada de la baja concentración de cloruros y la presencia de elementos pasivantes como el fosfato, bicarbonato y urea.

De la observación de las curvas de polarización mostradas en las figuras 4, 5 y 6, se concluye que de las soluciones empleadas, la que más asemeja al comportamiento de la saliva natural desde el punto de vista de sus propiedades corrosivas frente al bronce al aluminio, es la solución de Ericsson. Sin embargo, un análisis más profundo, demuestra que aún esta no es la óptima puesto que los potenciales de corrosión y de ruptura obtenidos en esta solución respecto a los obtenidos con la saliva natural, difieren en 80 y 200 mV, respectivamente. Por lo expuesto, se decidió diseñar, partiendo de la solución de Ericsson, y conociendo el efecto que tiene cada anión aislado sobre el bronce al aluminio, una saliva artificial que simule con más exactitud el comportamiento de la saliva natural.

La experimentación llevó a sacar las siguientes conclusiones:

- a) Partiendo de la solución de Ericsson, y aumentando el contenido de KH_2PO_4 disminuye la intensidad de corriente en la zona activa y aumenta la duración de la zona pasiva.
- b) Incrementando el contenido de Na_2HPO_4 , respecto de la solución de Ericsson, se eleva la corriente de la zona pasiva y disminuye su longitud.
- c) Incrementando el contenido de KSCN en la solución de Ericsson, la densidad de corriente sube abruptamente a pequeños sobrepotenciales, aumenta la densidad de corriente en el potencial de Flade y alarga la zona pasiva.
- d) El bicarbonato disminuye la densidad de corriente en la zona activa, desplaza hacia valores más anódicos al potencial de Flade y aumenta la extensión de la zona pasiva. Su ausencia produce efectos contrarios.
- e) El aumento de la concentración del ion cloruro disminuye la longitud de la zona pasiva y aumenta la densidad de corriente de la zona activa.
- f) Aumentando la acidez del medio por el agregado de ácido cítrico se inhibe parcialmente la formación de precipitados (predominantemente de $\text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$) que ocurre en las soluciones de Ericsson envejecidas.

De la combinación de todos los factores expuestos, se llegó a una solución que simula con más precisión el comportamiento de la saliva natural, que se denominará Saliva Experimental, y cuya composición se detalla en la Tabla III (en esta solución, es aconsejable añadir el bicarbonato de potasio poco antes de iniciar el ensayo, para evitar la pérdida prematura de CO_2 con la ulterior modificación del pH natural de la solución) y cuya curva de polarización, comparada con la saliva natural y la solución de Ericsson se muestra en la figura 7. Se puede apreciar que

el potencial de corrosión del bronce al aluminio en la solución de saliva artificial propuesta es de $-0,365 V_{\text{ecs}}$ y el de ruptura de $0,200 V_{\text{ecs}}$. La curva de polarización crece a partir del potencial de ruptura al igual que en la solución de saliva natural, se obtiene una zona pasiva que se extiende desde $-0,125 V_{\text{ecs}}$ hasta $0,200 V_{\text{ecs}}$, a partir del cual se produce la disolución del material.

Tabla III. Composición química de la solución de Saliva Experimental (g/l)

COMPONENTE	CONCENTRACION
NaCl	0,600
KCl	0,720
CaCl ₂ .2H ₂ O	0,220
KH ₂ PO ₄	0,680
Na ₂ HPO ₄ .12H ₂ O	0,856
KSCN	0,060
KHCO ₃	1,500
Acido Cítrico	0,030

En las figuras 8a y 8b se muestran el aspecto superficial de las probetas ensayadas en soluciones de saliva natural y saliva artificial, juntamente con los EDAX correspondientes. Se aprecia que la morfología de los productos de corrosión obtenidos en ambos casos son semejantes, y que los espectros contienen los mismos elementos (Cu, Cl, P, Al y Fe) aproximadamente en la misma proporción

Para determinar si este comportamiento se repetía para otras aleaciones, se procedió a trazar las curvas de polarización comparativas en soluciones de saliva natural y saliva artificial experimental, de otras aleaciones dentales, tales como acero inoxidable AISI 304, aleación cobalto-cromo y amalgama de plata de bajo cobre. Las curvas de polarización del acero inoxidable AISI 304, aleación cobalto-cromo y amalgama de plata de bajo cobre en salivas natural y experimental se muestran en las figuras 9, 10 y 11; observándose que el comportamiento electroquímico de la solución propuesta es semejante al del fluido oral, como lo demuestra la correlación de las curvas de polarización anódica en ambos medios.

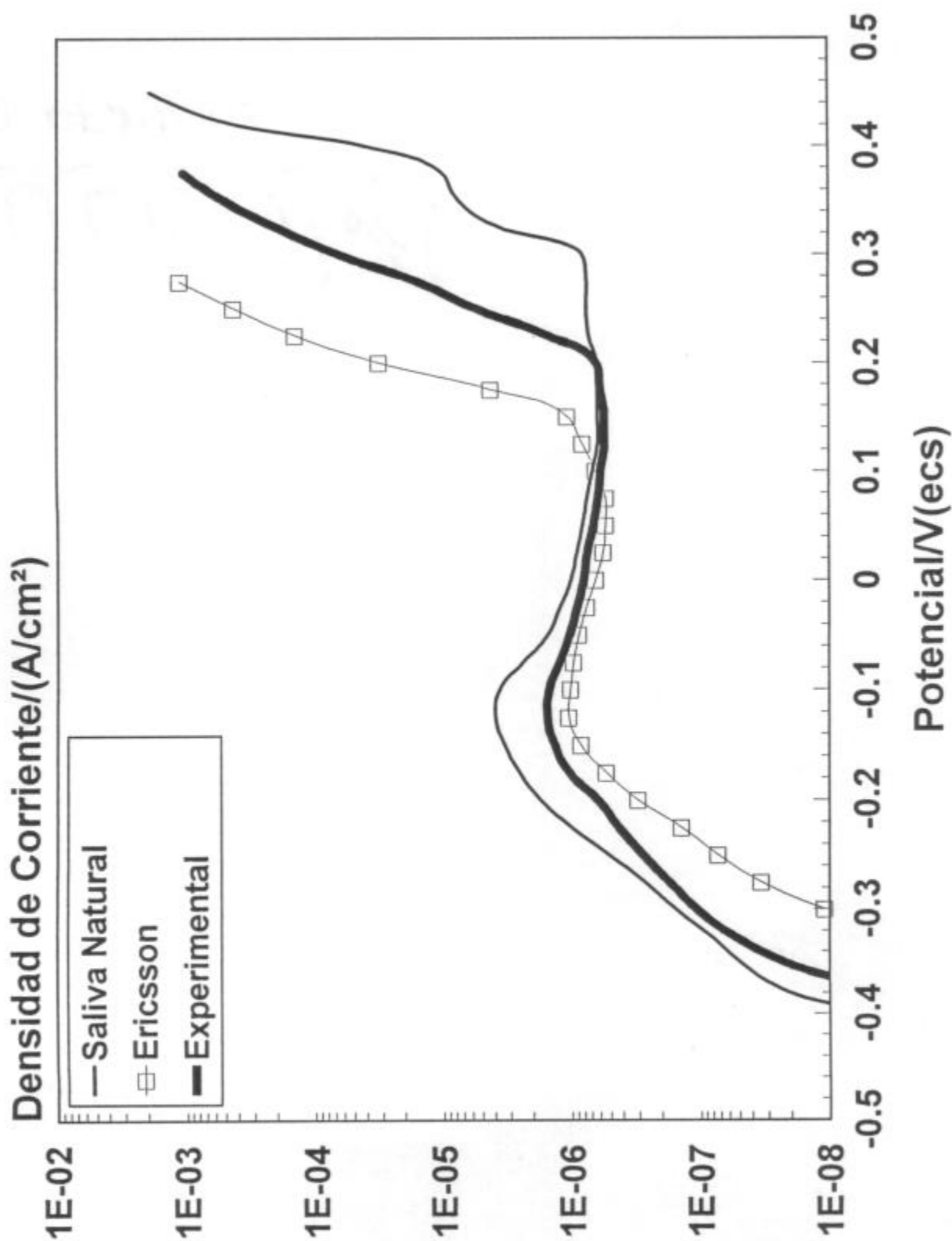


Figura 7.- Curvas de polarización del bronce al aluminio en solución de saliva natural fresca, en solución de Ericsson y en solución de saliva experimental.

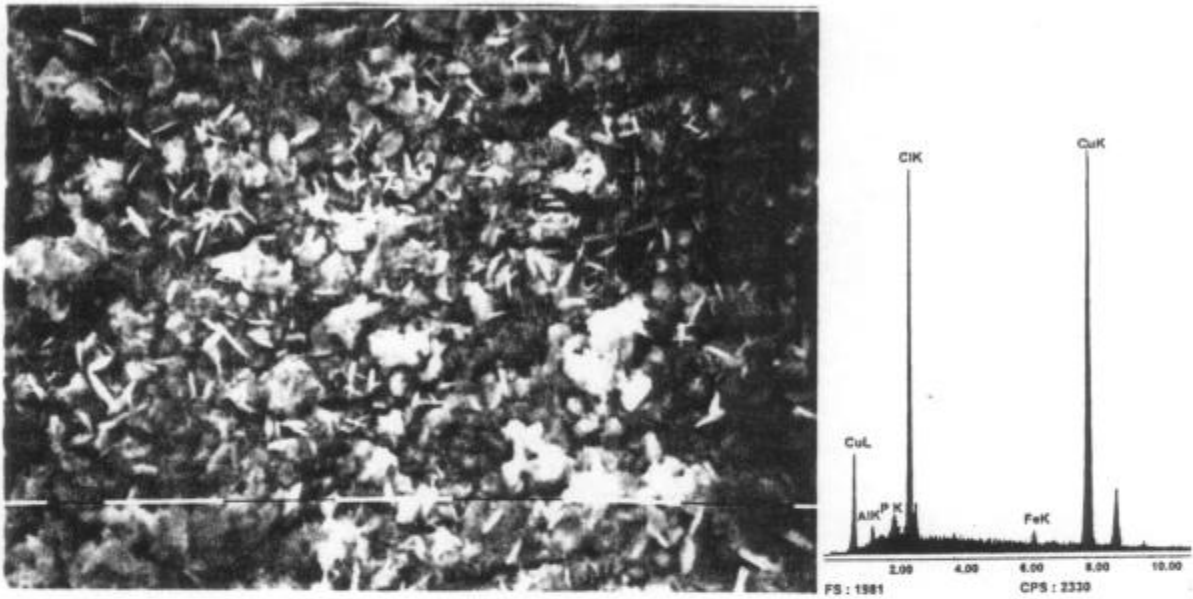


Figura 8(a).- Estado superficial y EDAX de una probeta de bronce al aluminio luego del trazado de su curva de polarización en saliva natural.

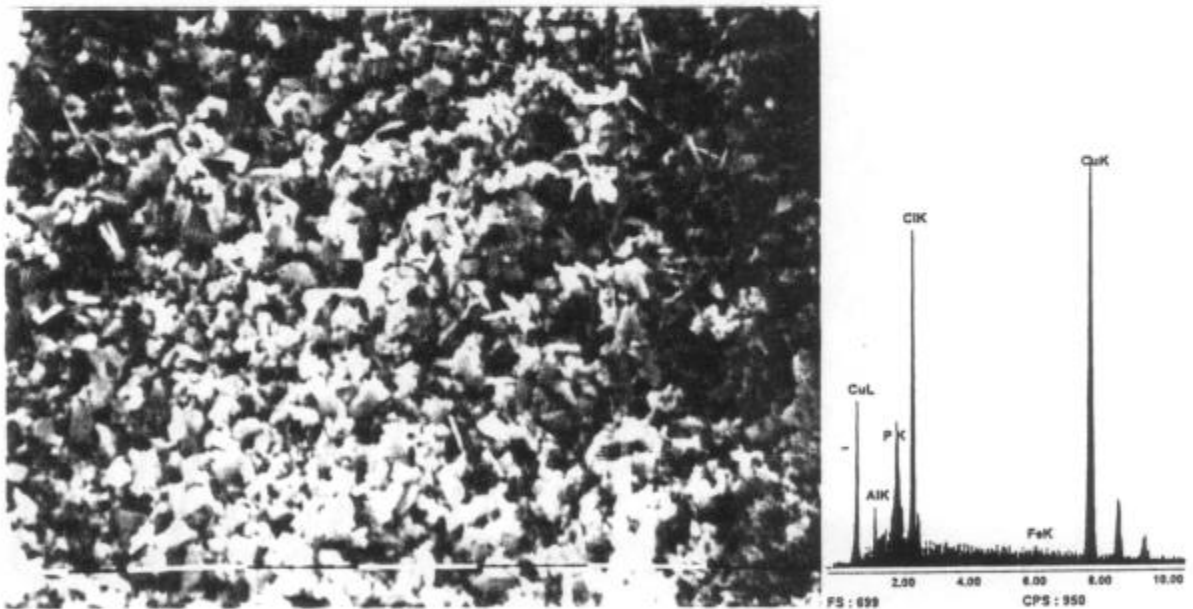


Figura 8(b).- Estado superficial y EDAX de una probeta de bronce al aluminio luego del trazado de su curva de polarización en saliva artificial experimental.

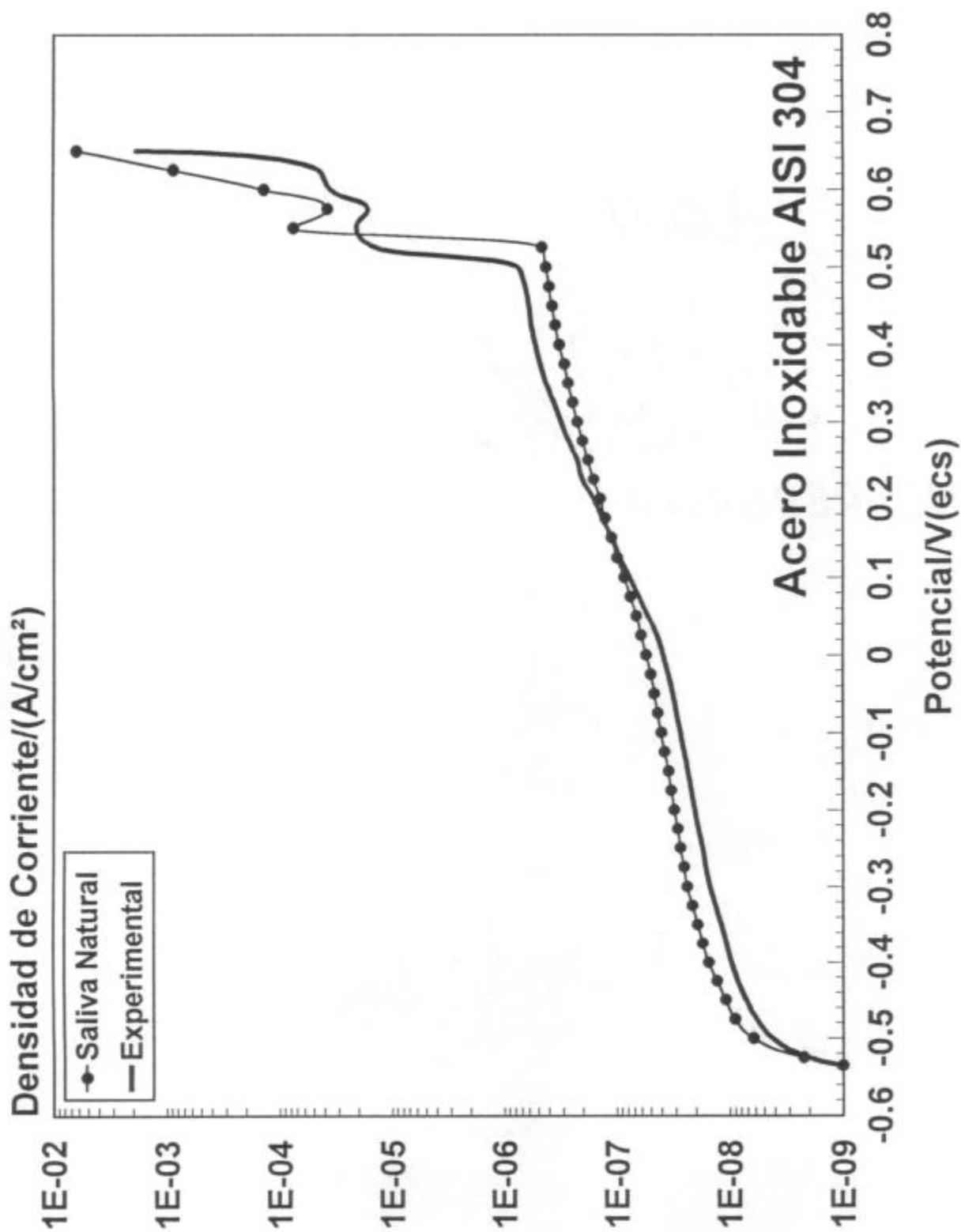


Figura 9.- Curvas de polarización del acero inoxidable AISI 304 en soluciones de saliva natural y artificial experimental.

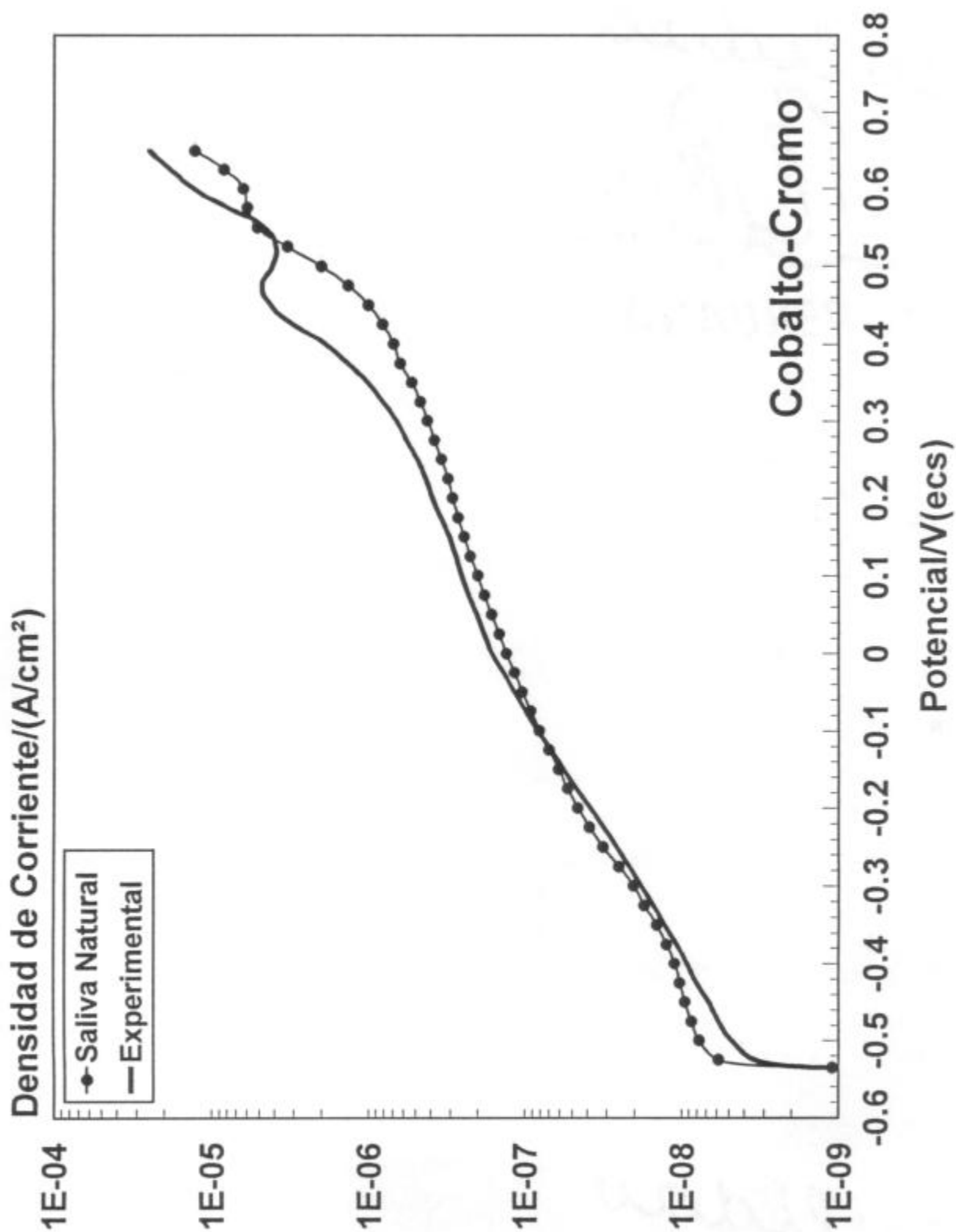


Figura 10.- Curvas de polarización de una aleación cobalto-cromo de uso dental en soluciones de saliva natural y artificial experimental.

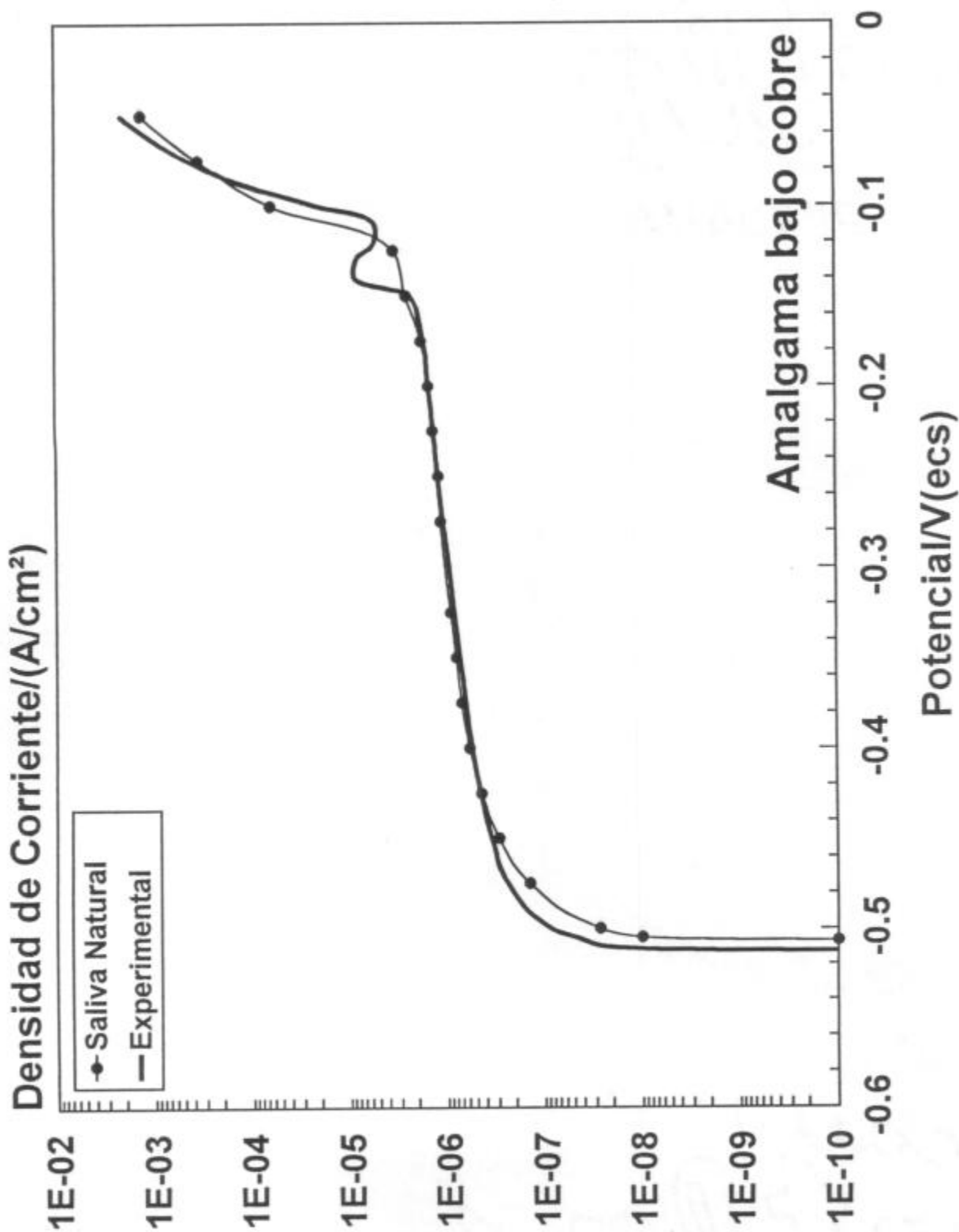


Figura 11.- Curvas de polarización de una amalgama de bajo cobre en soluciones de saliva natural y artificial experimental.

La saliva natural (sin estímulo) modifica sus propiedades electroquímicas con el transcurso del tiempo. Al congelarla durante 48 horas para prolongar su conservación, se observó que el potencial de ruptura del bronce al aluminio experimental en la saliva descongelada disminuye respecto al de la saliva fresca en aproximadamente 100 mV, tal como se muestra en la figura 12, probablemente debido a la degradación del buffer natural del líquido oral (bicarbonato-CO₂). Por su parte, la saliva experimental propuesta conserva su comportamiento electroquímico por lo menos durante 8 días después de ser preparada, siempre que se conserve en un lugar fresco lejos de los rayos solares, tal como demostraron los ensayos electroquímicos realizados diariamente.

En la tabla IV se comparan las concentraciones de los iones principales presentes en la saliva natural y en las soluciones de saliva artificial de Ericsson y Experimental.

Tabla IV. Composición electrolítica de la saliva natural y de las salivas artificiales de Ericsson y Experimental..

ION	S. NATURAL	S. ERICSSON	S. EXPERIMENTAL
Na ⁺	15/20	33,98	34,59
K ⁺	70/80	68,35	118,38
Ca ⁺⁺	5,8	5,99	5,99
Cl ⁻	50/70	47,07	81,24
SCN ⁻	2	---	3,58
Fosfato (P)	16,8/22	15,15	22,88
Citrato	----	0,003	0,003

Por todo lo expuesto, se demuestra que se dispone de una saliva artificial experimental que simula con buena aproximación el comportamiento electroquímico de la saliva natural, y es con esta solución con la que se trabajará en las próximas determinaciones a llevar a cabo en el presente trabajo.

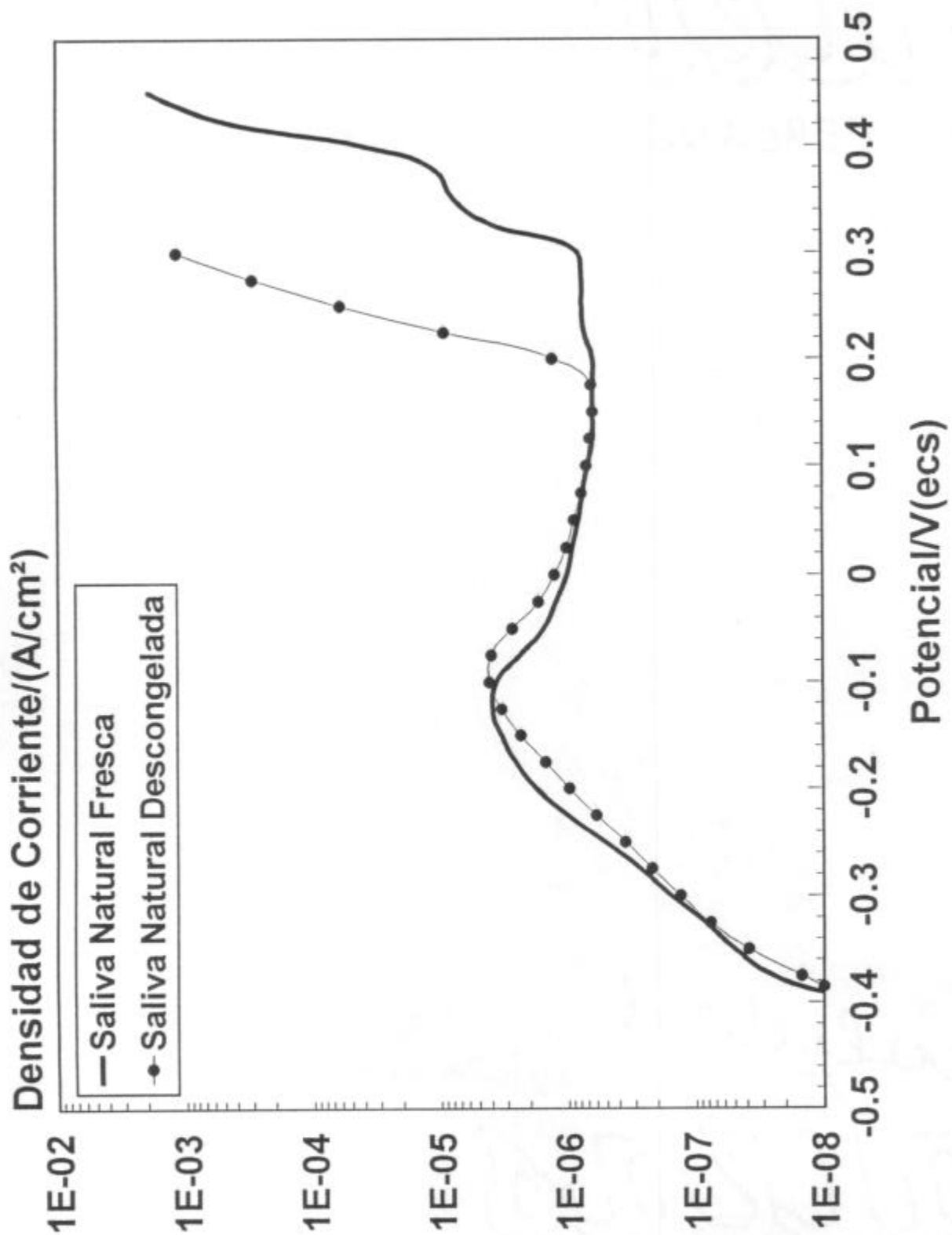


Figura 12.- Curvas de polarización del bronce al aluminio en solución de saliva natural fresca. Efecto del proceso de congelado y descongelado para su conservación sobre sus propiedades corrosivas.

CAPITULO 3

SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSION DE DIFERENTES ALEACIONES DENTALES NO PRECIOSAS

En odontología se usa una gran variedad de aleaciones, en su mayoría para restauración, prótesis e implantes. En los últimos años se ha producido un aumento en el número de aleaciones comercializadas, particularmente para colados dentales de baja o ninguna nobleza. La principal preocupación acerca de estas aleaciones radica en los procesos de corrosión que producen la liberación de sus componentes y disminuyen su resistencia mecánica. Por lo tanto, es necesario realizar ensayos o pruebas de corrosión para predecir su comportamiento en la boca.

Aunque hay varios métodos que se aplican tanto para estudiar la corrosión en general como la de aleaciones dentales, ningún método permite establecer en forma precisa y completa, el comportamiento corrosivo de las aleaciones cuando se usan en la boca; es decir, la corrosión y sus implicancias clínicas. A pesar de esto, el método más usado para estudiar la corrosión es la polarización potenciodinámica (método empleado en el Capítulo 2) que ofrece las siguientes ventajas: 1) es rápido, fácil de ejecutar y económico; 2) las medidas son reproducibles y pueden hacerse con acierto y precisión; 3) de su ejecución, pueden derivarse diferentes parámetros como el potencial a circuito abierto, carga anódica, potencial de ruptura y ámbito de pasivación, entre otros.

El segundo objetivo del presente trabajo, fue estudiar las aleaciones dentales en la nueva solución diseñada en la primera parte (ver capítulo 2), a efectos de identificarlas y tipificarlas desde el punto de vista de la susceptibilidad a la corrosión, aspecto estético y costo. En esta etapa se estudiarán sistemáticamente algunas aleaciones dentales existentes en el mercado nacional e internacional (acero inoxidable, aleaciones cobalto-cromo, níquel-cromo; aleaciones base cobre, amalgamas, etc.) para establecer una secuencia de confiabilidad de las mismas. Estos resultados permitirán seleccionar, en primera instancia, de una gran variedad de aleaciones disponibles, las que por su comportamiento presenten la mejor respuesta costo/ duración.

3.1. MATERIALES Y METODOS

Se estudiaron dieciseis aleaciones dentales para fundir y colar, dos amalgamas y dos aleaciones para ortodoncia (alambres y cintas), cuyas composiciones químicas se muestran en la tabla V.

Tabla V. Elementos mayoritarios de la composición química de aleaciones dentales no nobles estudiadas en el presente trabajo.

ALEACIONES		COMPOSICION (% en peso)
Acero Inoxidable AISI 304		Cr 16,9 - Ni 8,0 - Si 0,7 - Mo 0,4 - C 0,08 S 0,03 - Fe (balance)
Aleación Cobalto-Cromo		Co 66,37 - Cr 26,0 - Fe 1,4 - Ni 0,8 Mo 0,5 - Si 4,5
Aleaciones Níquel-Cromo	Remanio GW	Cr 11,0 - Mo 2,5 - Ni (balance)
	Verabond II	Cr 11,5 - Mo 3,5 - Ni (balance)
	Verabond V	Cr 13,0 - Be 1,6 - Ni (balance)
	Litecast	Ni 77,0 - Cr 12,5 - Mo 5,0 - Be 1,9
Aleación base Titanio	Ti puro	Ti 99,76
	Ti-6Al-4V	Al 5,3 - V 4,12 - Fe 0,25 - Ti (balance)
Aleación Cu-Ni	Aurocast	Al 15,0 - Ni 22,1 - Fe 5,0 - Cu (balance)
Aleaciones Cobre-Cinc	Oroden	Cu 53,9 - Zn 45,9 - Fe 0,05 - Ni 0,02
	Oropen	Cu 54,1 - Zn 45,7 - Fe 0,05 - Ni 0,02
Aleaciones Cobre-Aluminio	Duracast	Cu 77,14 - Al 12,4 - Ni 5,1 - Fe 3,79 Mn 1,25
	Idealloy	Al 13,7 - Ni 5,1 - Fe 3,12 - Cu (balance)
	NPG	Cu 79,3 - Al 7,8 - Ni 4,3
	Orcast	Cu 77,7 - Al 14,3 - Ni 5,5 - Fe 1,98 Mn 0,0125
	Pentacast	Al 12,0 - Ni 5,1 - Fe 3,5 - Cu (balance)
	Experimental	Cu 81,0 - Al 9,0 - Ni 5,0 - Fe 5,0
Aleación base Plata	GH	Pd 24,0 - Zn 1,5 - Ni 4,0 - Cu 0,5 Ag (balance)
Amalgamas de Plata	Bajo Cu	Hg 50,75 - Ag 35,25 - Sn 12,0 - Cu 1,5 Zn 0,5
	Alto Cu	Hg 50,0 - Ag 35,0 - Sn 8,0 - Cu 6,5 Zn 0,5

Las probetas de los materiales para fundir y colar fueron preparadas por el método de la cera perdida con una llama de oxígeno-butano-propano, siguiendo las instrucciones de los fabricantes; excepto las de titanio y la aleación Ti-6Al-4V, que se prepararon en una máquina Casmatic para la fusión y colado de titanio completamente automática. Este proceso se realizó en un recinto cerrado de dos cámaras, que alternativamente son inundadas y evacuadas con argón. El material se funde en la cámara superior con arco voltaico en un crisol de cobre y gas protector de argón y después de haberse fundido se vuelca el crisol y la masa fundida fluye por un cilindro sometido a una constante circulación de argón (50). El material así obtenido fue sometido posteriormente a laminación. Las amalgamas, por su parte, fueron trituradas según las instrucciones de los fabricantes y mecánicamente condensadas de acuerdo a las normas internacionales, en pastillas de 10x15x1 mm. Las probetas de acero inoxidable se prepararon cortando el alambre en trozos de 4 cm de longitud y las cintas de aleación GH (aleación base plata) en rectángulos de 10 x 15 mm. Para conocer la microestructura de cada uno de los materiales estudiados, se prepararon las probetas metalográficamente puliendo con papeles de carburo de silicio desde malla 120 hasta 1200, luego con pasta de diamante de 1 μ m, se atacaron con las soluciones indicadas en la tabla VI para cada aleación y se observaron con un microscopio óptico. Para el caso del titanio puro, se pulió a espejo con ceniza de dicromato de amonio y posteriormente se procedió al ataque químico.

Tabla VI. Soluciones para el revelado de microestructuras.

MATERIAL		REACTIVO		TIEMPO
Acero Inox. AISI 304 Aleac. cobalto-cromo y níquel-cromo		HCl	20 ml	5 a 30 s
		HNO ₃	10 ml	
		FeCl ₃	3 g	
Titanio puro Ti-6Al-4V		H ₂ O	45 ml	Enfriar a 0°C y atacar de 5 a 10 min.
		HNO ₃	22.5 ml	
		HF	2.5 ml	
Aleación GH (base plata)		Ac. crómico	2 %	5 s
		Ac. sulfúrico	2 cm ³	
Aleaciones base cobre (latones-bronces al aluminio)		HCl	20 ml	5 a 10 s
		H ₂ O	100 ml	
		FeCl ₃	5-10 g	
Amalgamas	Bajo Cu	NaOH	5 %	Frotar por 10 s y luego sumergir 5 min
		Yodo	20 %	
	Alto Cu	a)NaOH	1.25 %	Frotar con la solución (a) de 5 a 15 s y luego con la (b) por 5 s.
		Yodo	5 %	
		b)Na ₂ SO ₃	5%	

Para los estudios electroquímicos las probetas fueron pulidas con papeles de CSi hasta malla 4000 y se montaron adecuadamente como se indicó en el capítulo anterior. Las probetas así montadas, fueron posteriormente desengrasadas con acetato de etilo y secadas con aire caliente.

Las curvas de polarización, trazadas como mínimo por duplicado, fueron obtenidas con un Potenciostato-Galvanostato EG&G PARC modelo 173, Programador Universal EG&G PARC modelo 175 y un Registrador X-Y EG&G PARC modelo RE0151 a una velocidad de barrido de 6 mV/min, en una celda convencional de tres electrodos descrita anteriormente. Como electrolito se empleó la saliva artificial desarrollada previamente cuya composición se indica en la tabla III.

Para analizar los productos de corrosión se metalizaron con oro las probetas usadas en los ensayos electroquímicos, luego de secarlas a 50°C posterior a su extracción de la celda de ensayo. Para observar el ataque corrosivo se removieron los productos de corrosión usando agua destilada y ultrasonido durante 10 minutos, a excepción de la aleación Orodin que fue expuesta a ese tratamiento durante 2 horas.

La densidad de corriente de corrosión se determinó usando un método analítico y el de resistencia de polarización (51,52):

a) METODO ANALITICO.- En el potencial de corrosión los procesos de oxidación y reducción se compensan:

$$i_a = i_c = i_{corr}$$

al polarizar, la intensidad neta es:

$$i_t = i_a + i_c$$

o bien

$$i_t \cdot i_{corr} \left[\exp\left(\frac{\alpha n F}{RT} \eta\right) - \exp\left(-\frac{\beta n F}{RT} \eta\right) \right] \quad [1]$$

donde T representa la temperatura absoluta, R la constante universal de los gases, F la constante de Faraday, n el cambio de valencia en los procesos redox, α y β son coeficientes relacionados con la caída de potencial a través de la doble capa que rodea el electrodo, η la polarización aplicada e i_{corr} la densidad de corriente de corrosión.

La ecuación [1] puede escribirse como:

$$i - i_{\text{corr}} [\exp(B_a \eta) - \exp(-B_c \eta)] \quad [2]$$

Ingresando al programa Origin 4.0 los valores de densidades de corriente (i) y potenciales aplicados, seleccionando como función de ajuste (*Select Fitting Function*) a la ecuación [2] y eligiendo adecuadamente los valores "semilla", dicho programa calcula automáticamente los parámetros B_a y B_c y el valor de la densidad de corriente de corrosión (i_{corr}) que mejor ajustan a la ecuación [2].

La figura 13 presenta una curva de polarización experimental y el ajuste realizado de la forma mencionada, como así también la manera en que el programa muestra los resultados obtenidos (valores de i_{corr} , B_a , B_c y potencial de corrosión E_{corr} juntamente con sus desviaciones estandar).

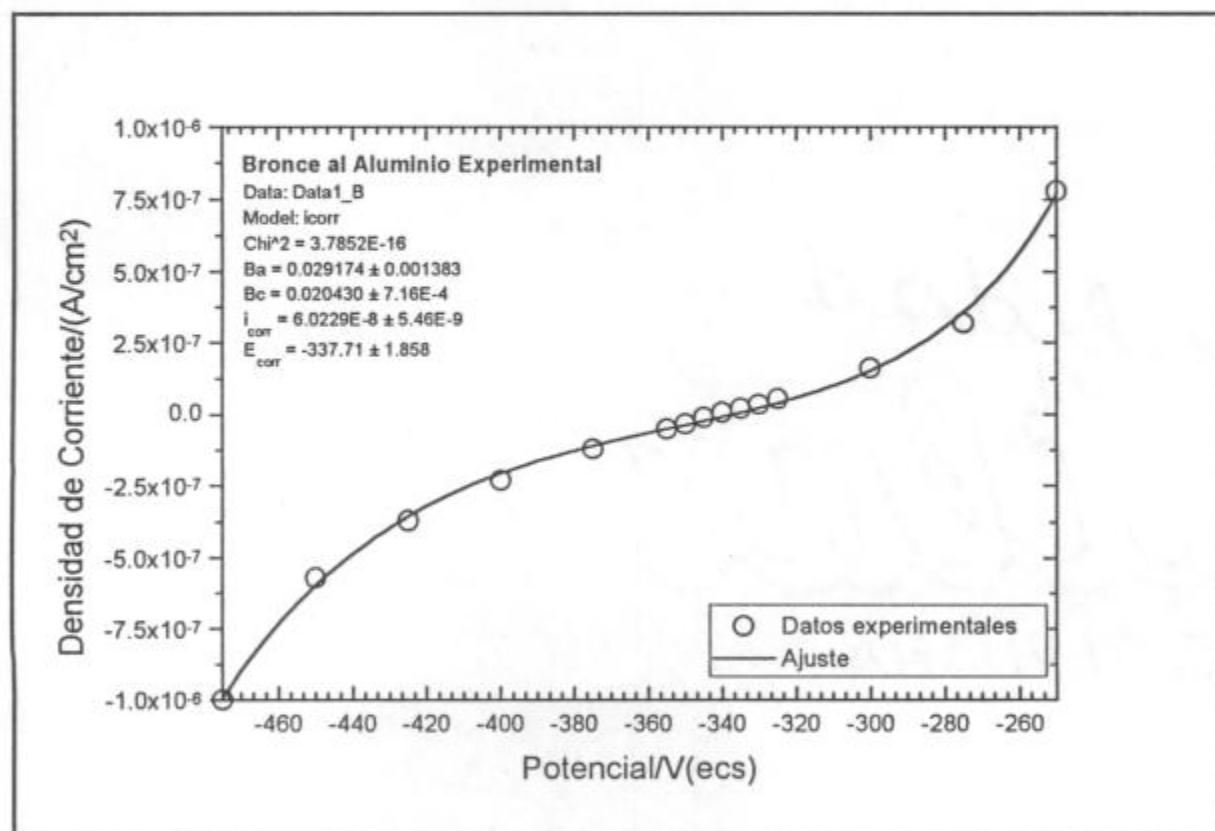


Figura13.- Curva de polarización experimental (círculos) y ajuste realizado por el programa Origin 4.0 (línea llena), indicando los valores de i_{corr} , B_a , B_c y E_{corr} juntamente con sus desviaciones estandar.

b) METODO DE RESISTENCIA DE POLARIZACION.- El procedimiento se basa en que las curvas de polarización son prácticamente rectas en un pequeño entorno de E_{corr} (del orden de ± 10 mV) y su pendiente está relacionada con la velocidad de corrosión.

Cuando $\eta \rightarrow 0$ (en la práctica $\eta < 0,01$ V), la ecuación [1] toma la forma

$$i_t = i_{corr} \left(\frac{\alpha n F \eta}{RT} + \frac{\beta n F \eta}{RT} \right)$$

Reemplazando en esta ecuación a las pendiente de Tafel ($b_a = 2,3RT/\alpha nF$ y $b_c = 2,3RT/\beta nF$), derivando i_t respecto de η y reordenando, se llega a:

$$i_{corr} = \frac{1}{2,3 \cdot (1/b_a + 1/b_c)} \frac{di}{d\eta}$$

donde

$$i_{corr} = \frac{b_a \cdot b_c}{2,3 \cdot (b_a + b_c) \cdot R_p} \quad [3]$$

Como $R_p = di / d\eta$ tiene unidades de resistencia, se la denomina *resistencia de polarización*. Las pendientes de Tafel se determinan gráficamente de las regiones rectas de E vs $\log i$ de las curvas de polarización anódica y catódica, comenzando aproximadamente de 0,05 V a 0,2 V lejos del potencial de corrosión y se expresan en voltios o milivoltios por década.

La ecuación [3] tiene dos casos extremos :

- i) Cuando la reacción parcial catódica alcanza una intensidad límite de difusión, b_c se hace infinita tomando la forma:

$$i_{corr} = \frac{b_a}{2,3 \cdot R_p} \quad [4]$$

- ii) Cuando la reacción parcial anódica es controlada por fenómenos de pasivación, b_a es infinita reduciéndose a la expresión

$$i_{corr} = \frac{b_c}{2,3 \cdot R_p} \quad [5]$$

En este trabajo, los cálculos de la densidad de corriente de corrosión se

llevaron a cabo mayoritariamente con el método analítico, y sólo en los casos en que el programa divergía, se empleó la técnica de la resistencia de polarización.

Una vez conocida la densidad de corriente de corrosión, la velocidad de corrosión se calcula con la expresión (53):

$$v_{corr}(\mu\text{m/año}) = \frac{0,1288 \cdot i_{corr}(\mu\text{A/cm}^2) \cdot W_{eq}(\text{gr})}{\rho(\text{gr/cm}^3)} \quad [6]$$

donde W_{eq} es el peso equivalente de la aleación, i_{corr} la densidad de corriente de corrosión y ρ la densidad del material. Los pesos equivalentes de las aleaciones se determinaron con la fórmula :

$$W_{eq} = \sum_{i=1}^m \frac{f_i \cdot M_i}{n_i}$$

donde f_i , M_i y n_i son la fracción atómica, el peso atómico y la pérdida de electrones requeridos para la oxidación del i -ésimo componente de la aleación; m es el número de componentes de la aleación.

En la Tabla VII se detallan los valores de las densidades y los pesos electroquímicos equivalentes de los materiales empleados en el presente trabajo.

Tabla VII.- Densidades y pesos electroquímicos equivalentes de las aleaciones dentales empleadas en el presente trabajo.

ALEACIONES		$\rho(\text{gr/cm}^3)$	$W_{\text{eq}}(\text{gr/mol})$
Acero Inoxidable AISI 304		7,80	26,12
Aleación Cobalto-Cromo		8,11	24,15
Aleaciones Níquel-Cromo	Remanio GW	8,70	27,88
	Verabond II	8,75	28,00
	Verabond V	8,53	25,40
	Litecast	8,30	25,00
Titanio y aleación base Titanio	Ti puro	4,49	11,92
	Ti-6Al-4V	4,47	11,78
Aleación Cu-Ni	Aurocast	7,93	25,90
Aleaciones Cobre-Cinc	Oroden	8,10	32,19
	Oropen	8,10	32,19
Aleaciones Cobre-Aluminio	Duracast	8,05	25,89
	Idealloy	8,03	25,38
	NPG	7,66	27,49
	Orcast	7,97	25,16
	Pentacast	8,13	26,02
	Experimental	8,30	27,22
Aleación base Plata	GH	12,73	123,90
Amalgamas de Plata	Bajo Cu	11,46	94,96
	Alto Cu	11,55	89,88

3.2.- RESULTADOS Y DISCUSIONES

A continuación se analizará para cada tipo de aleación la microestructura, sus curvas de polarización, productos de corrosión y morfología del ataque en el medio electrolítico.

3.2.1. ACERO INOXIDABLE AISI 304

Es un acero austenítico cuya microestructura se muestra en la Fig.14. Se observan granos equiaxiados con maclas en su interior.

La curva de polarización se muestra en la fig. 15. A partir del potencial de corrosión la densidad de corriente crece rápidamente a pequeños sobrepotenciales. Desde $-0,500 V_{ecb}$ hasta $0,475 V_{ecb}$, la densidad de corriente permanece casi estacionaria debido al crecimiento de una película pasiva que actúa como barrera para evitar la disolución del sustrato. A potenciales por encima de $0,475 V_{ecb}$ se produce un incremento en la densidad de corriente debido a la aparición del fenómeno de picado, tal como demostro Sarkar y col. (45) que polarizando este material en la dirección inversa luego del ascenso de la densidad de corriente se formaba una curva de histéresis.



Figura 14.- Microestructura del acero inoxidable AISI 304 (300x).

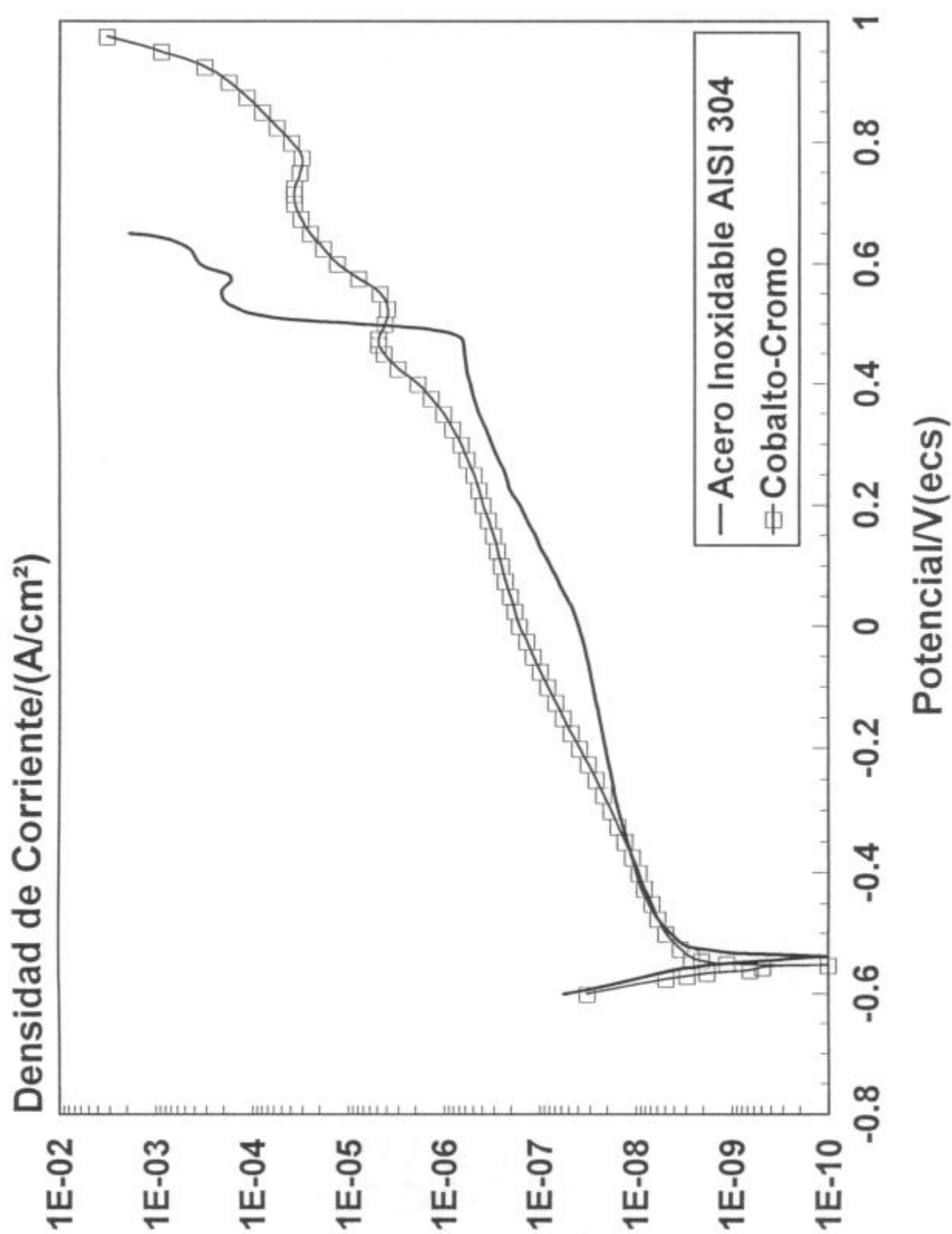


Figura 15.- Curvas de polarización en saliva artificial del acero inoxidable AISI 304 y aleación cobalto-cromo de uso dental.

Los productos de corrosión y el EDAX correspondiente se muestran en la figura 16. En el espectro se observan picos que muestran la presencia de Fe, Cr, y P. Como la técnica de EDAX usada en este trabajo no determina elementos ligeros como oxígeno e hidrógeno (54), es razonable suponer que los productos formados son óxidos o hidróxidos de Fe, Cr y fosfatos.

La morfología del material luego del proceso corrosivo se muestra en la fig. 17, en la cual se observa que el ataque es por picado, debido fundamentalmente a la presencia de cloruros en el medio electrolítico.

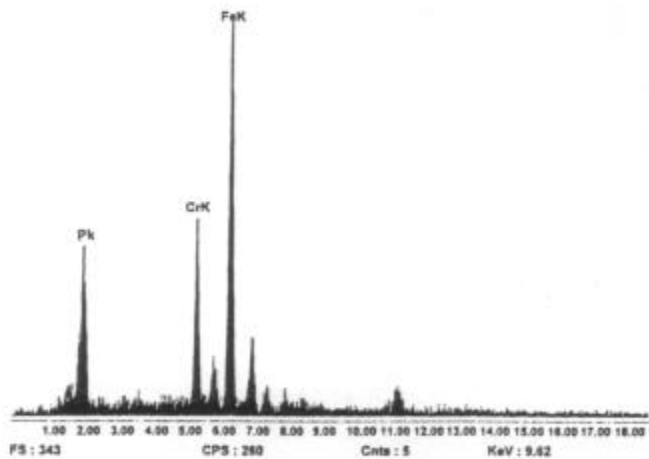
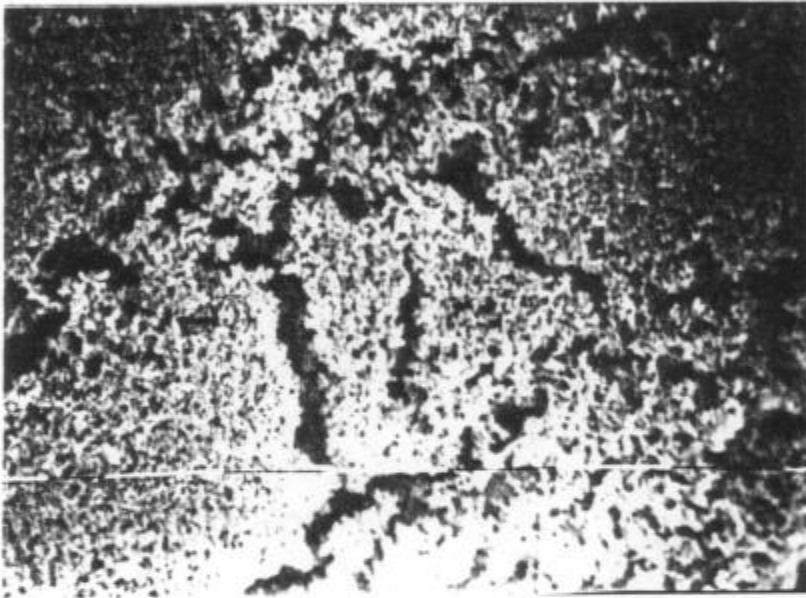


Figura16.- Micrografía de productos de corrosión producidos sobre el acero inoxidable AISI 304 y EDAX correspondiente (1600x).

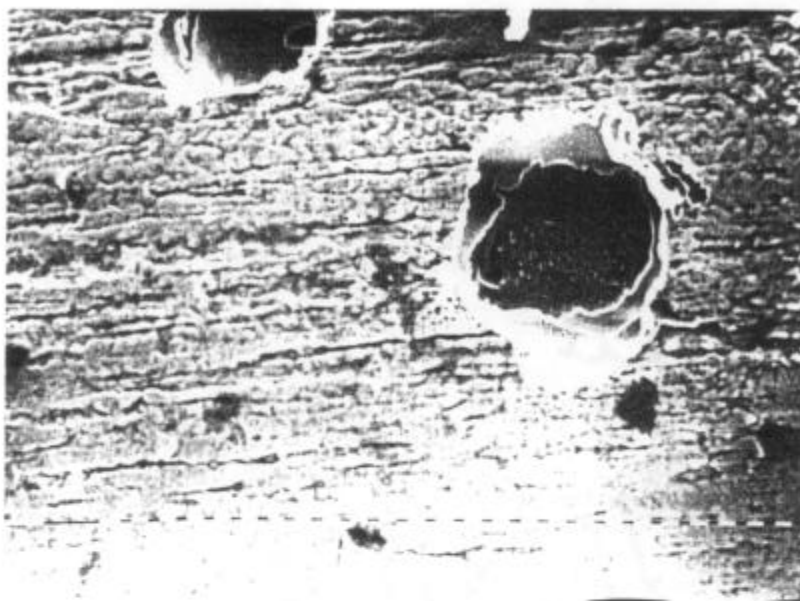


Figura 17.- Picaduras sobre el acero inoxidable AISI 304 luego del trazado de su curva de polarización en solución de saliva experimental (200x).

3.2.2. ALEACION COBALTO-CROMO

La fig.18 muestra la microestructura de la aleación cobalto-cromo. Del diagrama de fases correspondiente y la composición del material, se deduce que es una solución sólida de cromo en cobalto. Los pequeños puntos oscuros se deben a los carburos (principalmente de cromo) que precipitan en los espacios interdendríticos. Cuando precipitan en el espacio intergranular o forman estructuras contínuas dentro de los granos, producen fragilidad excesiva (55,56).

La curva de polarización de esta aleación se muestra en la fig.15. Tiene una zona pasiva que se extiende desde $-0,525 V_{ecs}$ hasta $0,550 V_{ecs}$ con una densidad de corriente que aumenta monótonamente desde $6 \times 10^{-3} \mu A/cm^2$ hasta $4 \mu A/cm^2$. La forma de las zonas pasivas del acero inoxidable y la aleación cobalto-cromo son semejantes debido a la formación de películas de óxidos complejos de cromo (45).

La fig.19 muestra los productos de corrosión y el EDAX correspondientes a la aleación cobalto-cromo. En el espectro se observa que hay gran cantidad de cromo, cobalto y de azufre. En consecuencia es probable que se formen óxidos o hidróxidos de estos elementos, conjuntamente con sulfuros. El ataque del electrolito sobre la superficie de la probeta se reproduce en la fig.20, observandose que se corroe la zona interdendrítica por picado.



Figura 18. Microestructura de la aleación cobalto-cromo (300x).

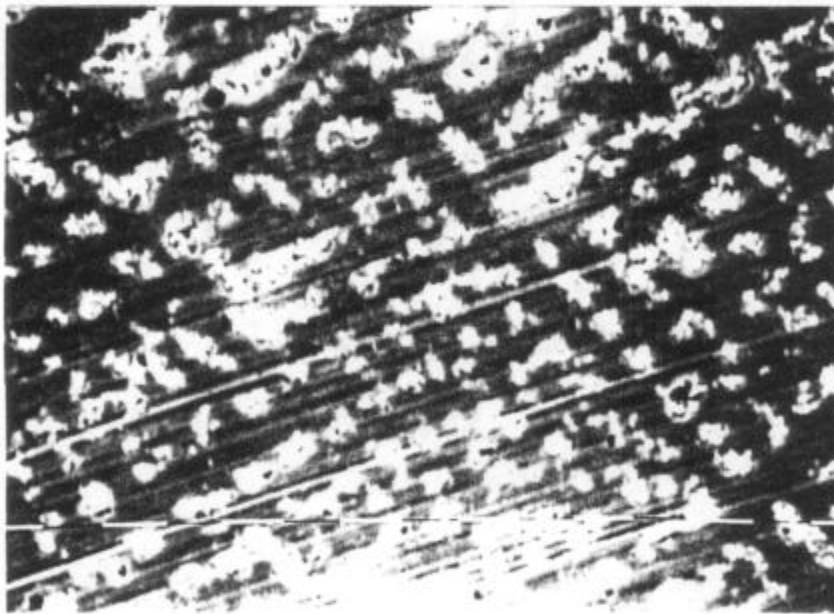


Figura 19.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX, correspondientes a la aleación cobalto-cromo luego del trazado de su curva de polarización (800x).

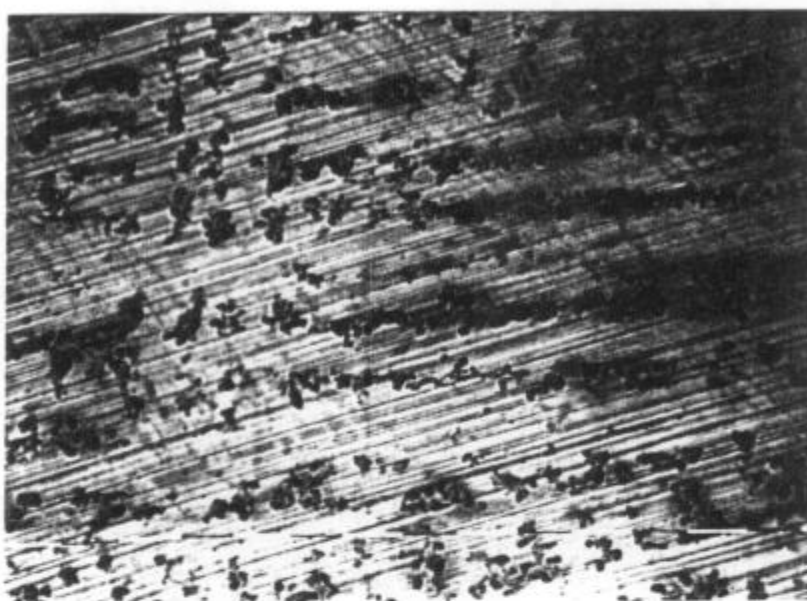


Figura 20.- Superficie corroida de la aleación cobalto-cromo luego del trazado de su curva de polarización (800X).

3.2.3. ALEACIONES NIQUEL-CROMO

Las microestructuras de las aleaciones níquel-cromo se muestran en las figuras 21 a 24. En las aleaciones Remanio GW y Verabond II se observan carburos primarios (puntos oscuros) en una matriz dendrítica. En las aleaciones Verabond V y Litecast, la estructura dendrítica (parte clara) está inmersa en una estructura eutéctica debido a la presencia de las fases NiBe y α -NiCrMo (material de la matriz), observándose que el tamaño del eutéctico aumenta con el contenido de Be (57). La estructura dendrítica en todas estas aleaciones es una solución sólida rica en Ni, como se puede deducir de la composición química de la aleación y del diagrama de fases correspondiente (fig. 25).

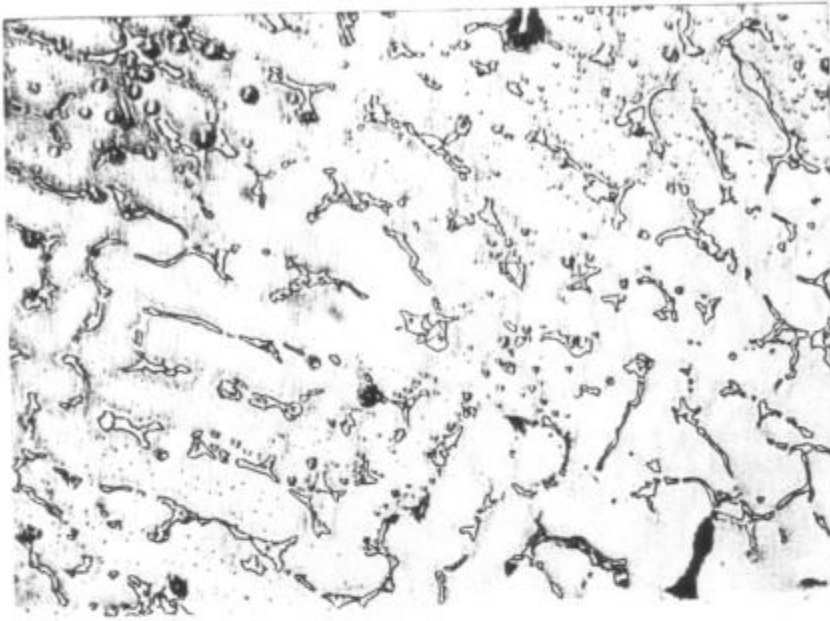


Figura 21.- Microestructura de la aleación níquel-cromo Verabond II (300x)

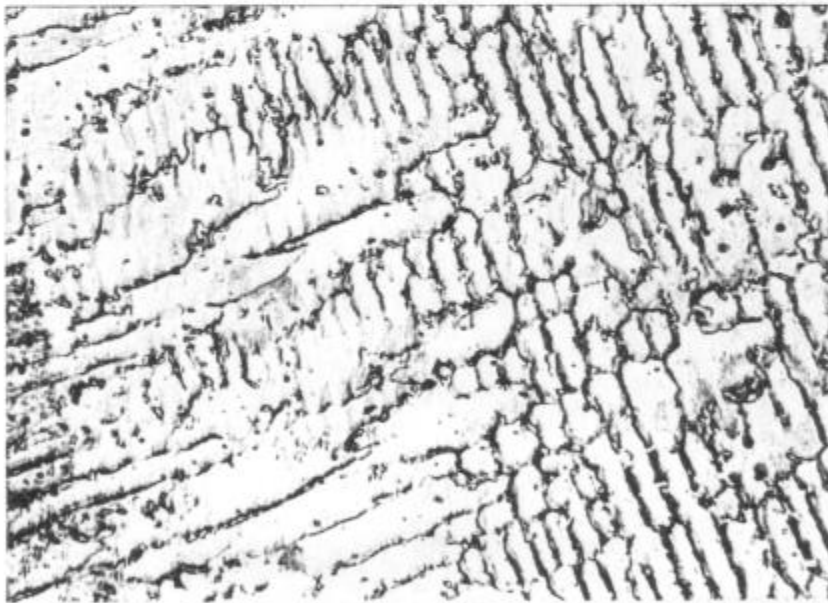


Figura 22.- Microestructura de la aleación níquel-cromo Remanio GW (300x)

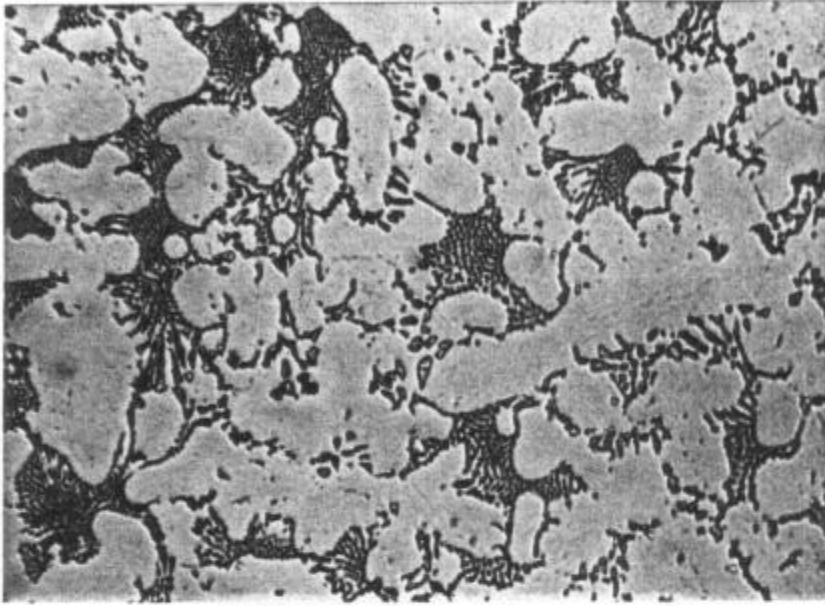


Figura 23.- Microestructura de la aleación níquel-cromo Verabond V (300x)

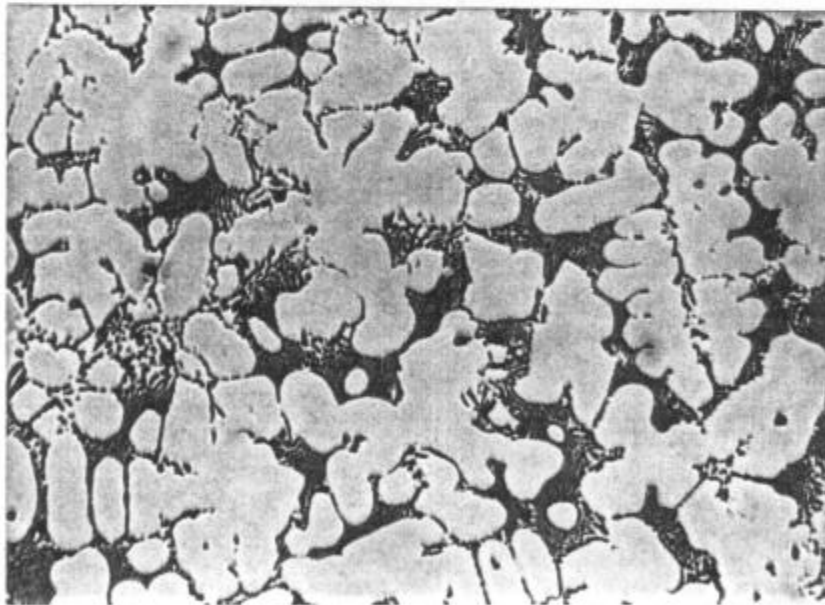


Figura 24.- Microestructura de la aleación níquel-cromo Litecast (300x)

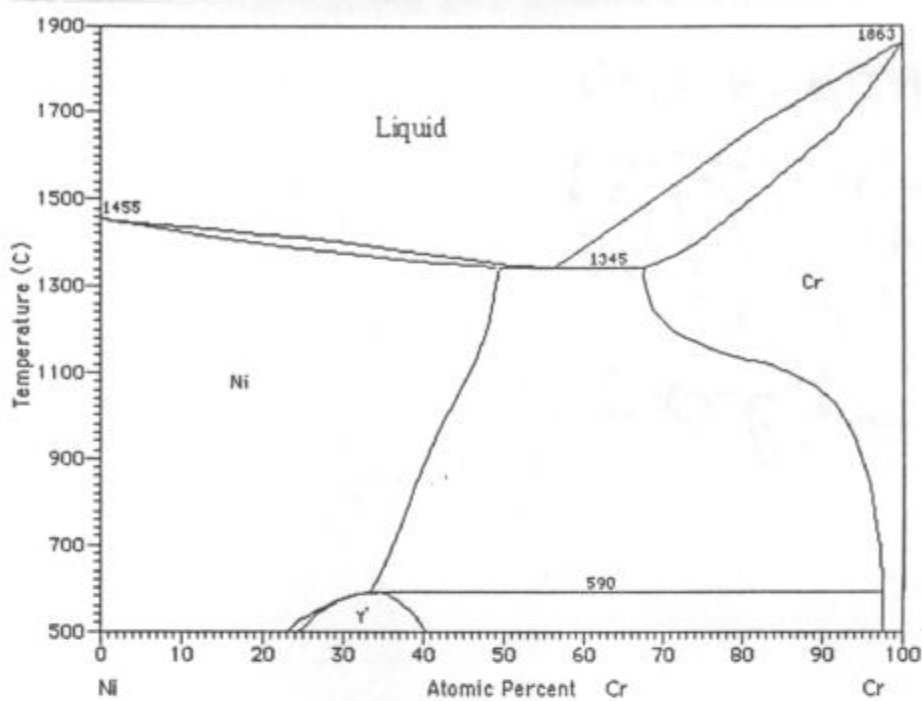


Figura 25.- Diagrama de fases binario níquel-cromo.

Las curvas de polarización de estas aleaciones se presentan en la fig. 26. Estas curvas tienen una zona pasiva con densidades de corriente del orden de $0,5 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ y los potenciales de ruptura ordenados de menor a mayor son $0,090 V_{\text{ecs}}$, $0,285 V_{\text{ecs}}$, $0,400 V_{\text{ecs}}$ y $0,425 V_{\text{ecs}}$ para Litecast, Verabond V, Remanio GW y Verabond II, respectivamente. Se pone de manifiesto que son más susceptibles a la corrosión aquellas aleaciones que contienen berilio, siendo mayor la susceptibilidad cuanto mayor es su contenido.

Las figs. 27 a 30 muestran los productos de corrosión y los EDAX de las aleaciones níquel-cromo. En los espectros se observan grandes picos de Ni, Cr, P, por lo que es de esperar que los compuestos formados sobre la superficie de las aleaciones en contacto con el electrolito sean óxidos, hidróxidos y/o fosfatos de níquel y cromo.

Las microfotografías del ataque corrosivo se muestran en las figs. 31 a 34 observándose que en general se corroe la zona interdendrítica.

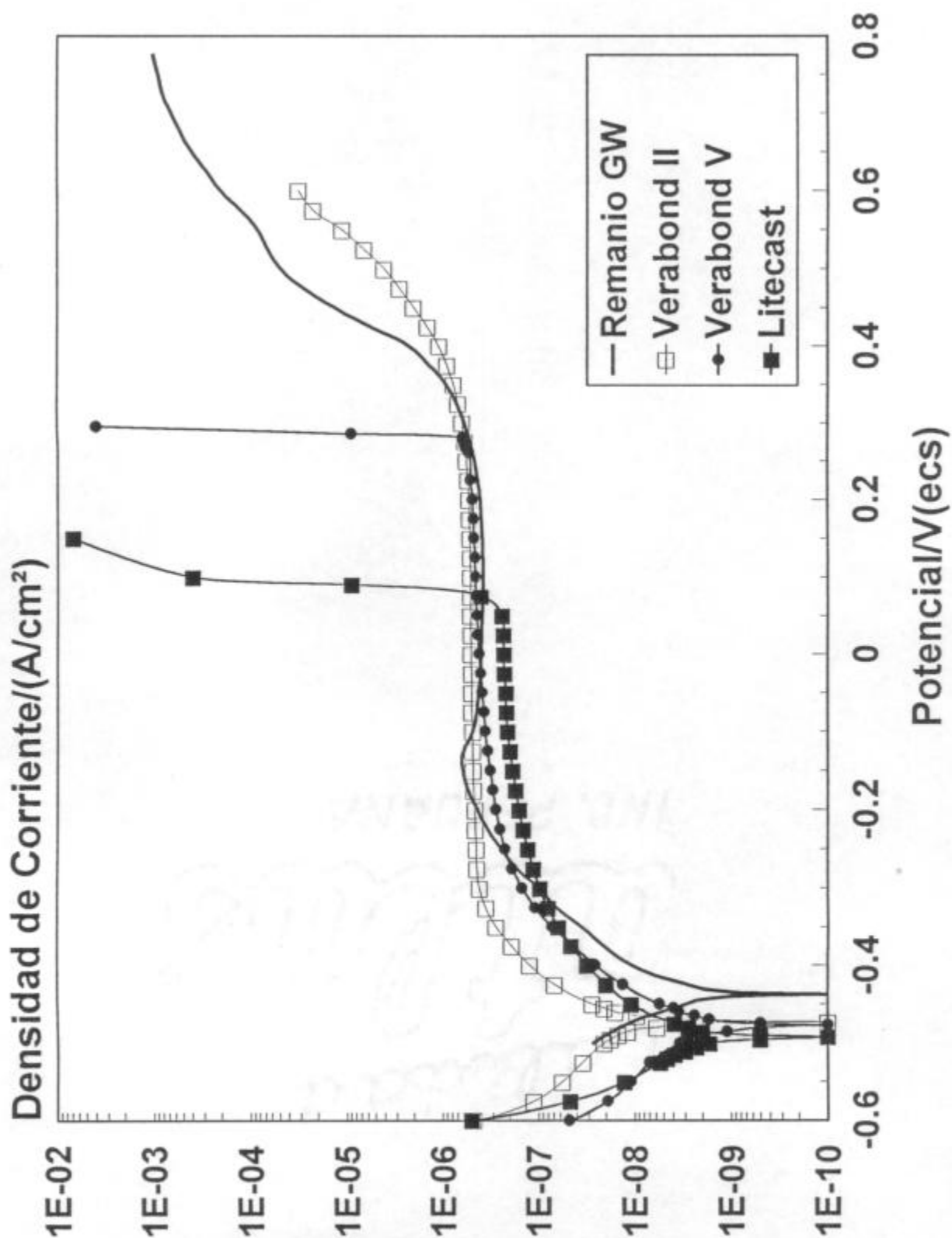


Figura 26.- Curvas de polarización en saliva artificial de diferentes aleaciones níquel-cromo de uso dental.

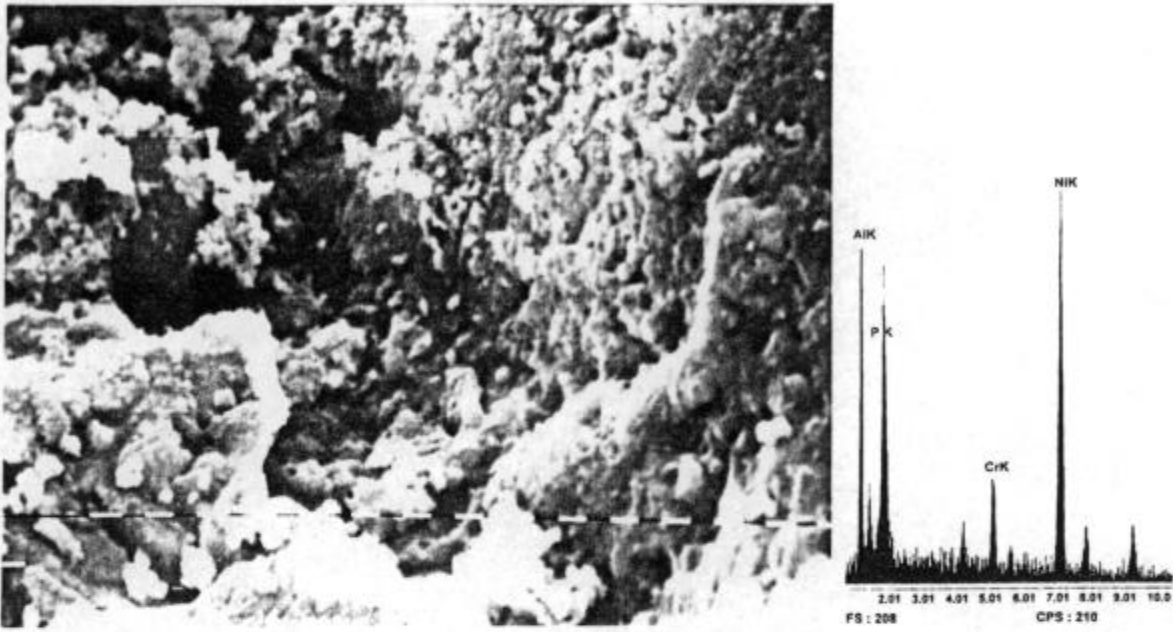


Figura 27.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX de la aleación Verabond II luego del trazado de su curva de polarización (3200x).

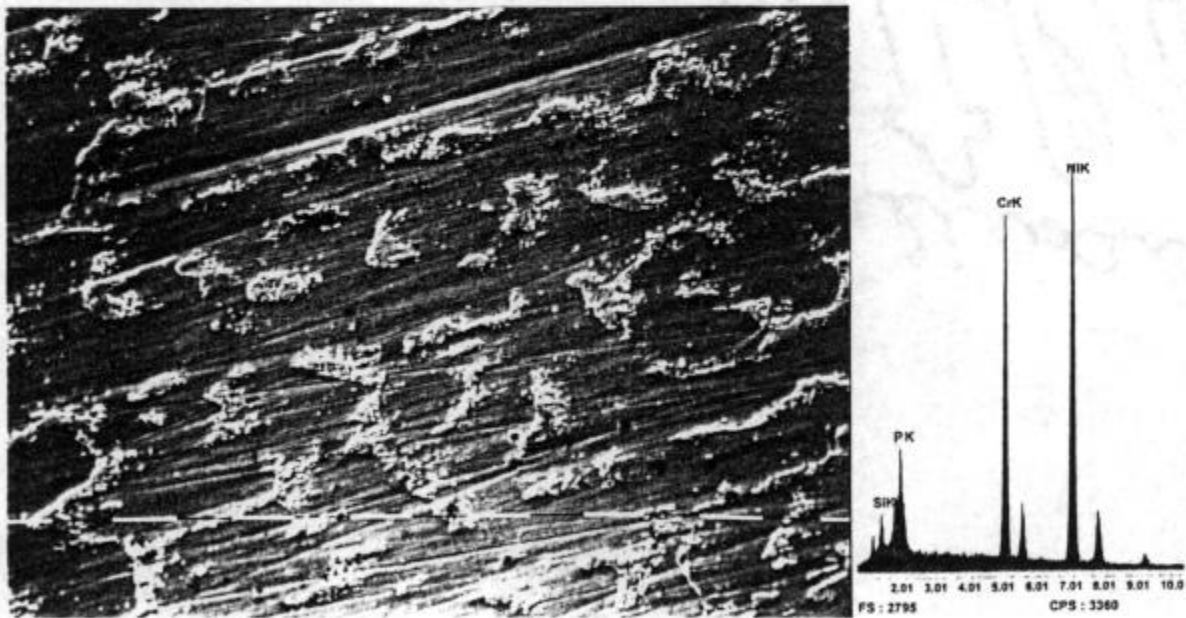


Figura 28. Micrografía de los productos de corrosión y EDAX de la aleación Remanio GW luego del trazado de su curva de polarización (800x).

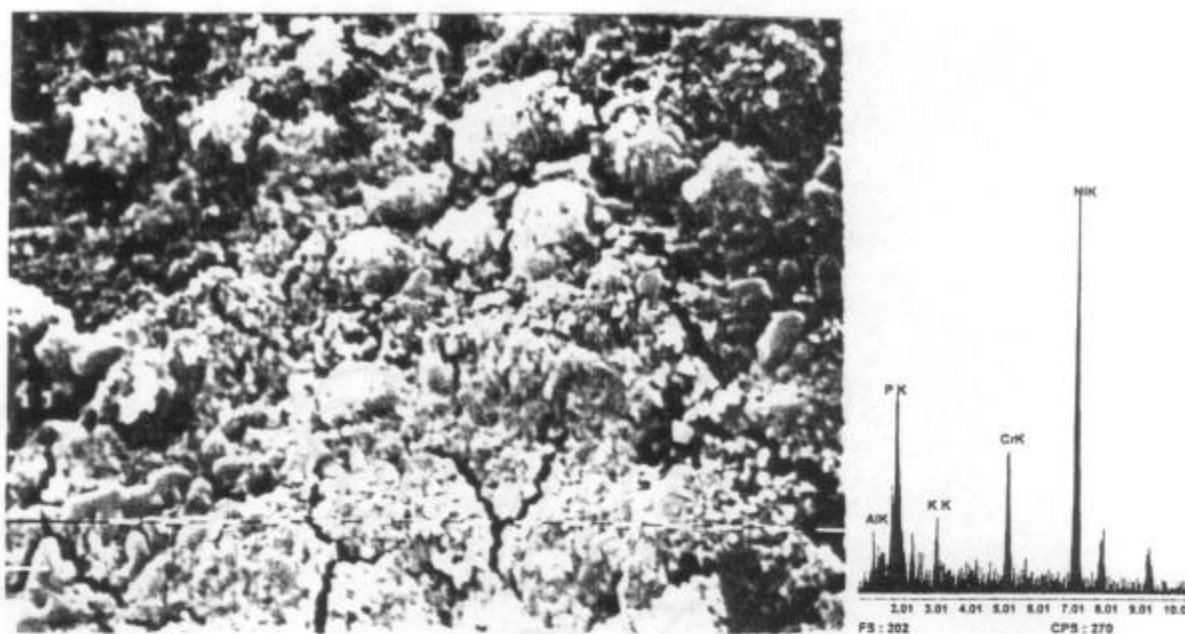


Figura 29. Micrografía de los productos de corrosión y EDAX de la aleación Verabond V luego del trazado de su curva de polarización (3200x).

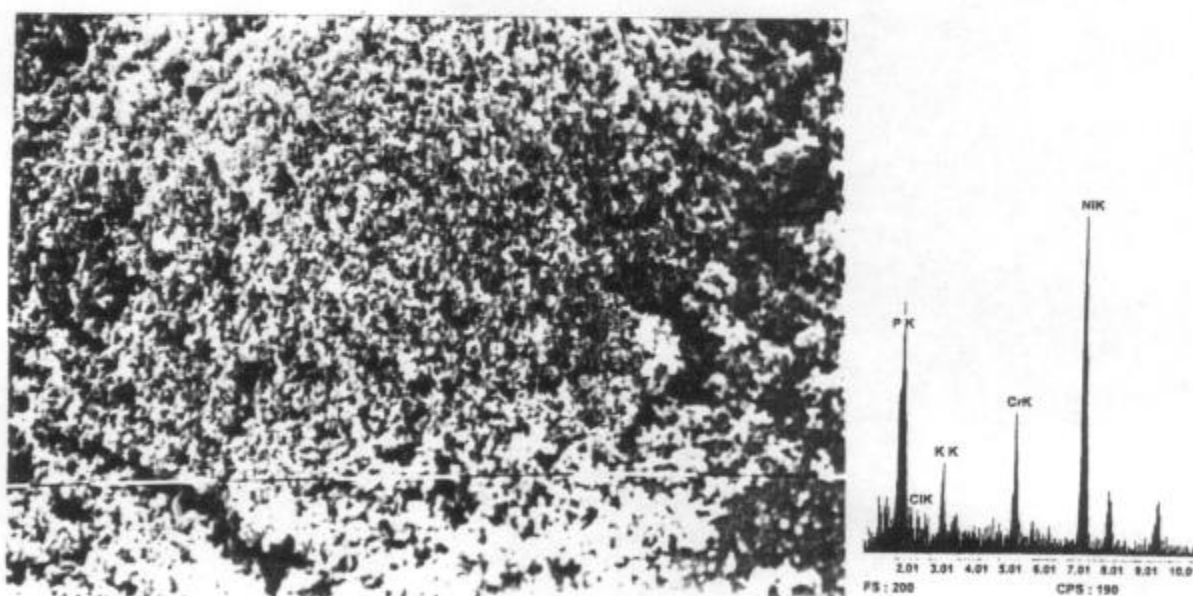


Figura 30.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX de la aleación Litecast luego del trazado de su curva de polarización (1600x).

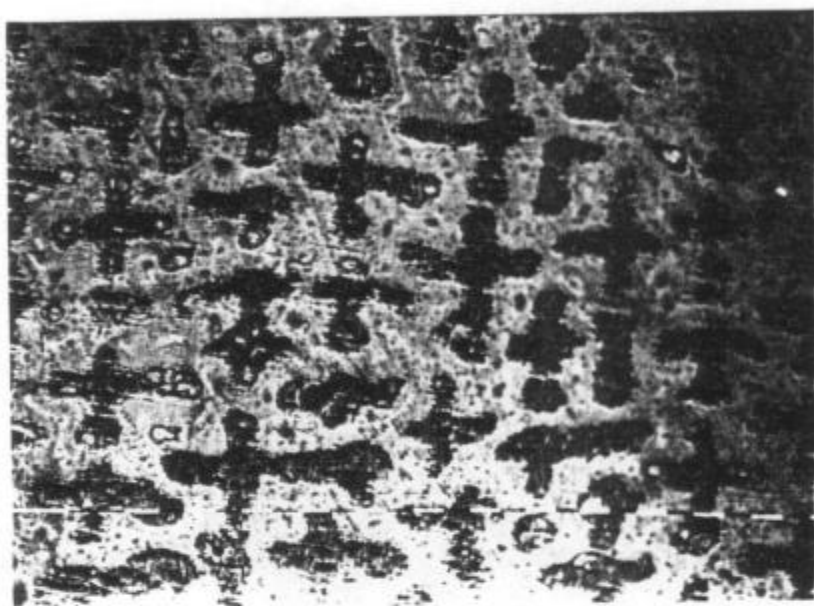


Figura 31. Superficie de la aleación Verabond II luego de eliminar los productos de corrosión (400x).

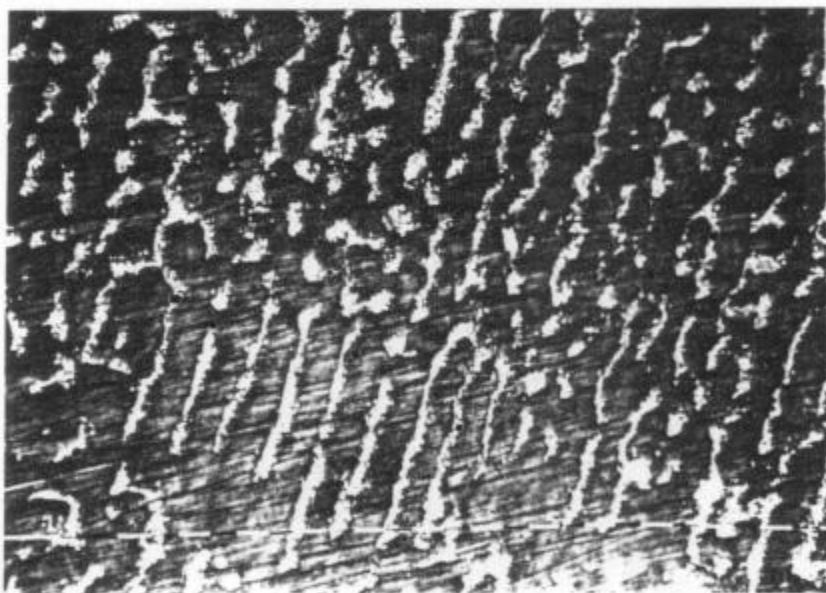


Figura 32. Superficie de la aleación Remanio GW luego de eliminar los productos de corrosión (400x)

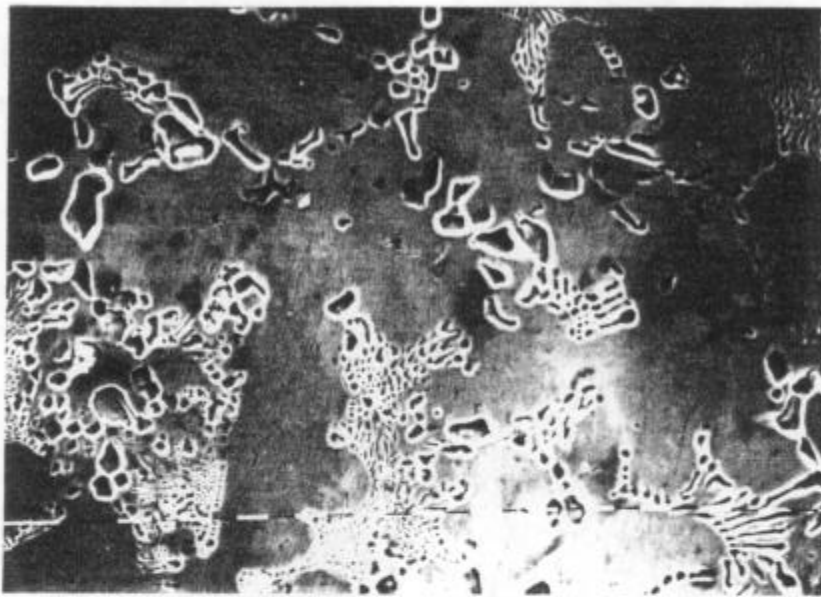


Figura 33. Superficie de la aleación Verabond V luego de eliminar los productos de corrosión (400x).

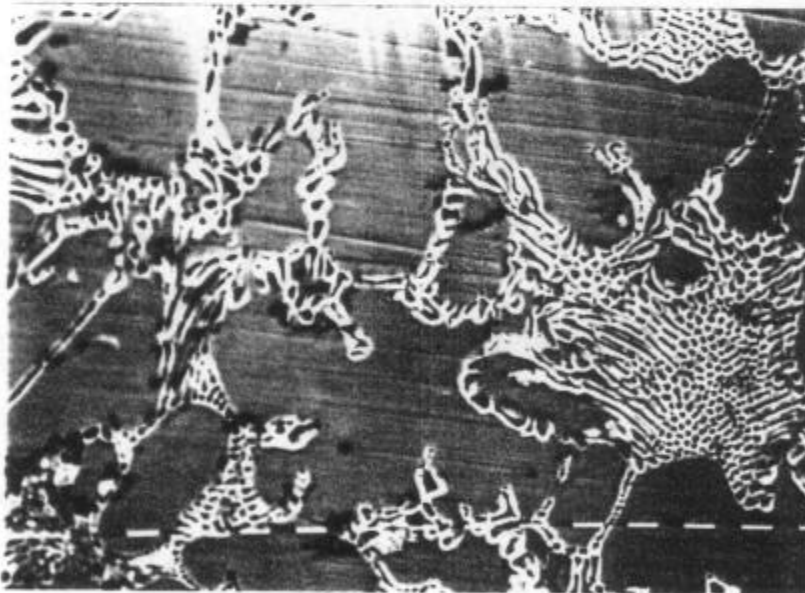


Figura 34.- Superficie de la aleación Litecast luego de eliminar los productos de corrosión (400x).

3.2.4.- TITANIO PURO Y ALEACION Ti-6Al-4V

Las microestructuras del titanio puro y de la aleación Ti-6Al-4V se muestran en las figuras 35 y 36, respectivamente. En la primera se observa una estructura deformada (debido al proceso de laminación), y en la segunda borde de gramo β y estructuras Widmanstätten.

Las curvas de polarización del titanio puro y de la aleación Ti-6Al-4V se reproducen en la fig. 37. Se puede observar que ambas curvas son similares. La zona pasiva es muy amplia, extendiéndose desde $-0,500 V_{\text{oc}}$ hasta $1,100 V_{\text{oc}}$ aproximadamente, siendo la densidad de corriente de varias décimas de microamperios por centímetro cuadrado.

Los productos de corrosión y los EDAX correspondientes al titanio y su aleación, luego del trazado de las curvas de polarización, se presentan en las figs. 38 y 39. Sobre la superficie del titanio puro se observa una película de óxido color violeta, mientras que en la aleación Ti-6Al-4V se forma una película dorada. El análisis de los espectros y las referencias bibliográficas indican que se forman óxidos de titanio en la superficie del metal puro y óxidos de titanio y aluminio en la aleación. El vanadio no da compuestos insolubles en este ámbito de potenciales, por lo que no se espera su presencia en la superficie corroída de la aleación.

El ataque electroquímico de la solución sobre el titanio puro y la aleación Ti-6Al-4V se muestra en las Figs. 40 y 41. La disolución de la película de óxido pasivante a partir de determinado potencial se manifiesta por el incremento en la densidad de corriente y por el inicio de un proceso de picado sobre la superficie de las probetas, proceso que va acompañado por la evolución de oxígeno, tal como fue determinado por Speck y Franker (58).

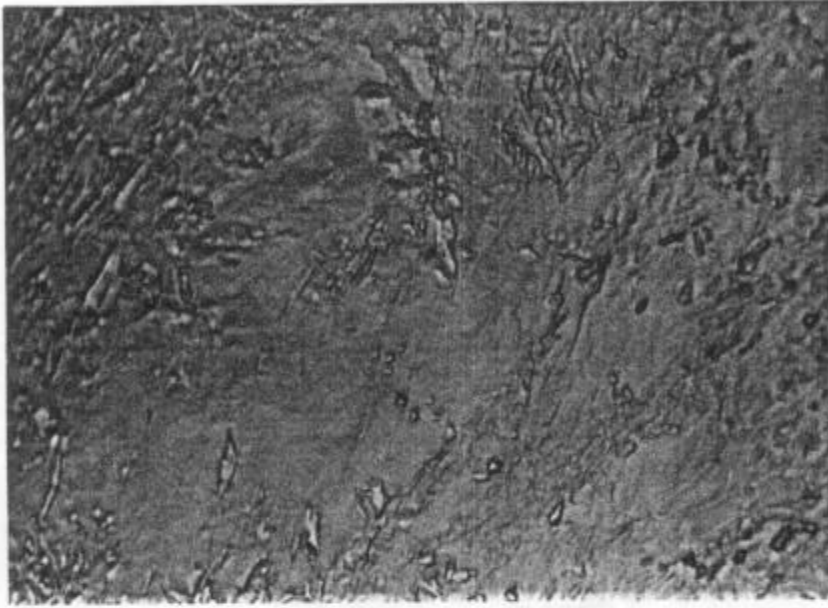


Figura 35.- Microestructura del titanio puro (1000X).

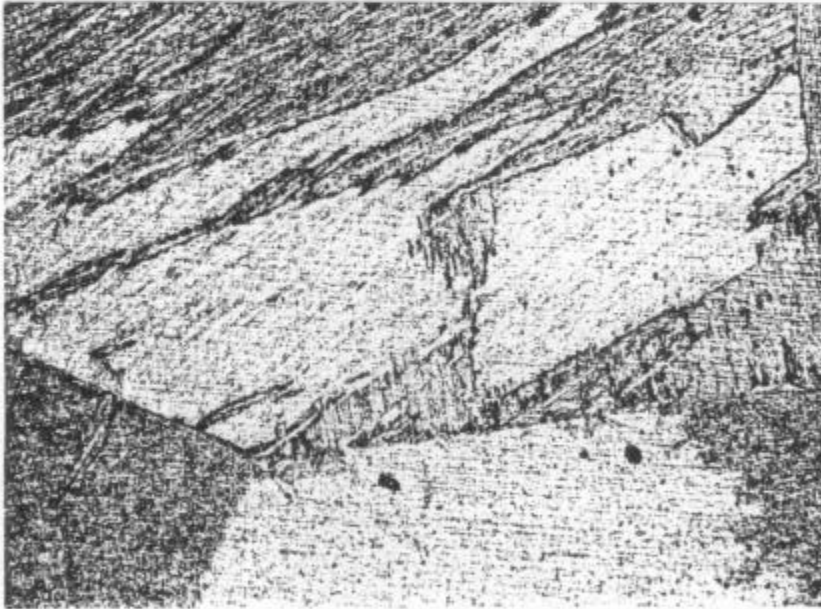


Figura 36.- Microestructura de la aleación Ti-6Al-4V (150X).

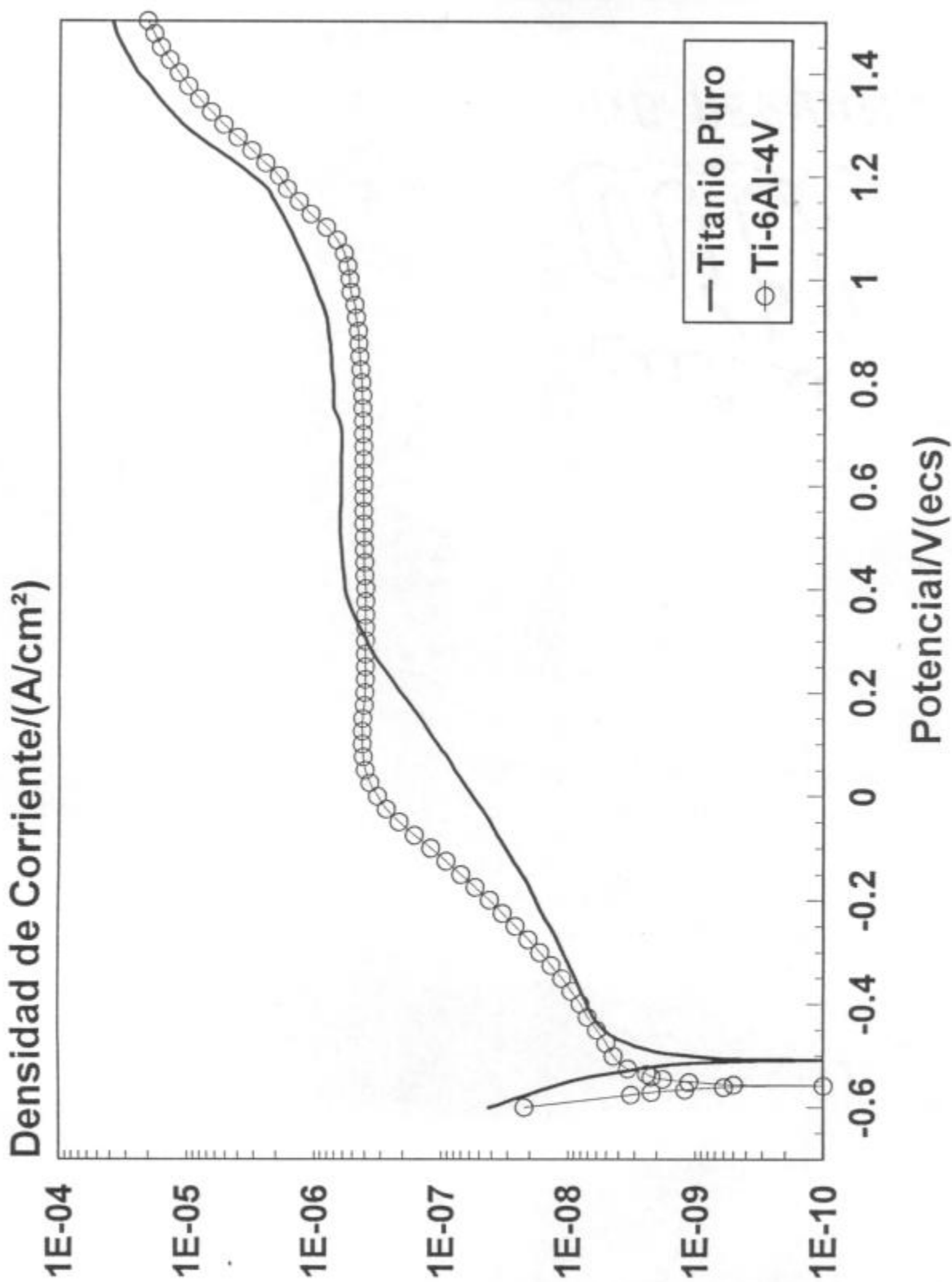


Figura 37.- Curvas de polarización del titanio puro y la aleación Ti-6Al-4V en solución de saliva artificial.

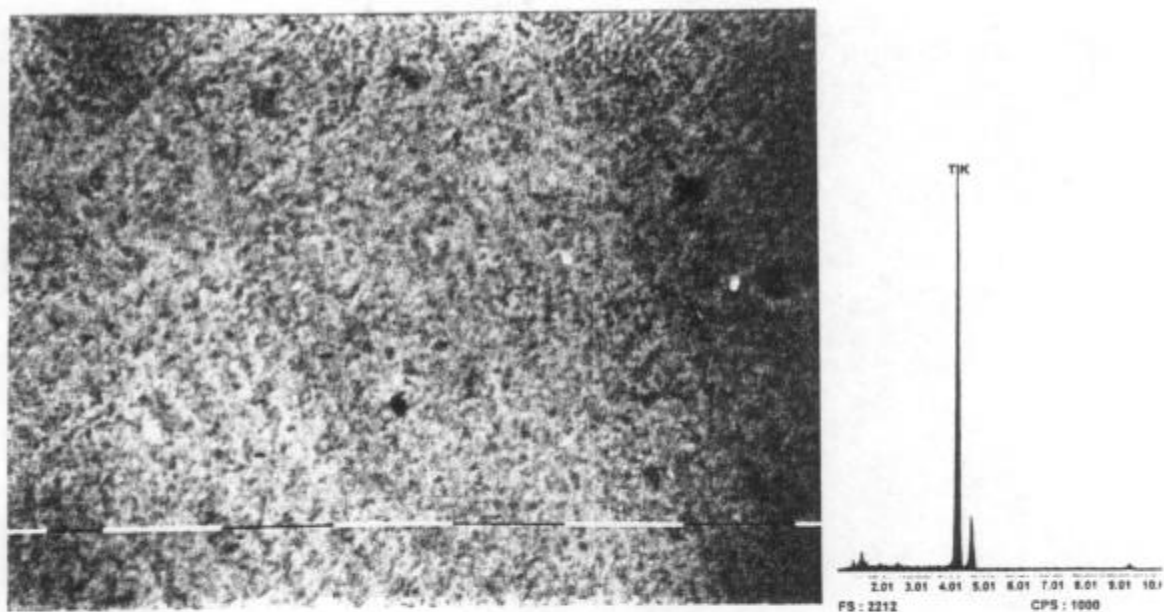


Figura 38.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX del titanio puro, luego del trazado de su curva de polarización (3200x).

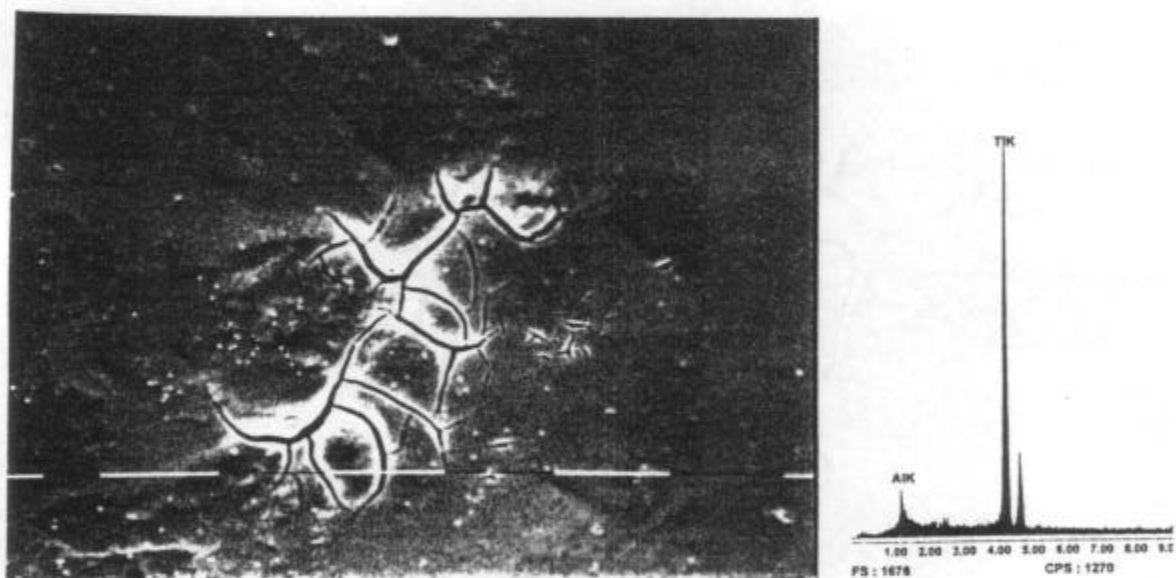


Figura 39.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX correspondiente a la aleación Ti-6Al-4V luego del trazado de su curva de polarización (1600x).

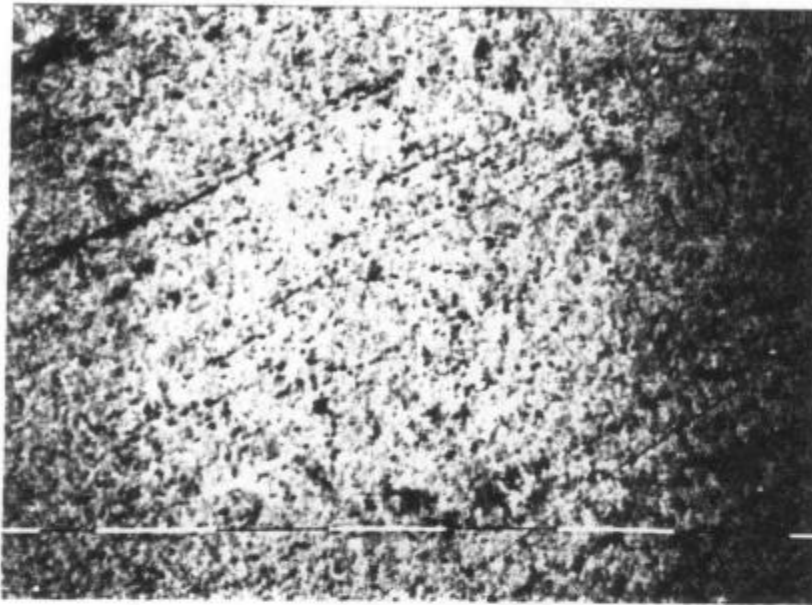


Figura 40.- Superficie del titanio puro luego de eliminar los productos de corrosión (1600x).

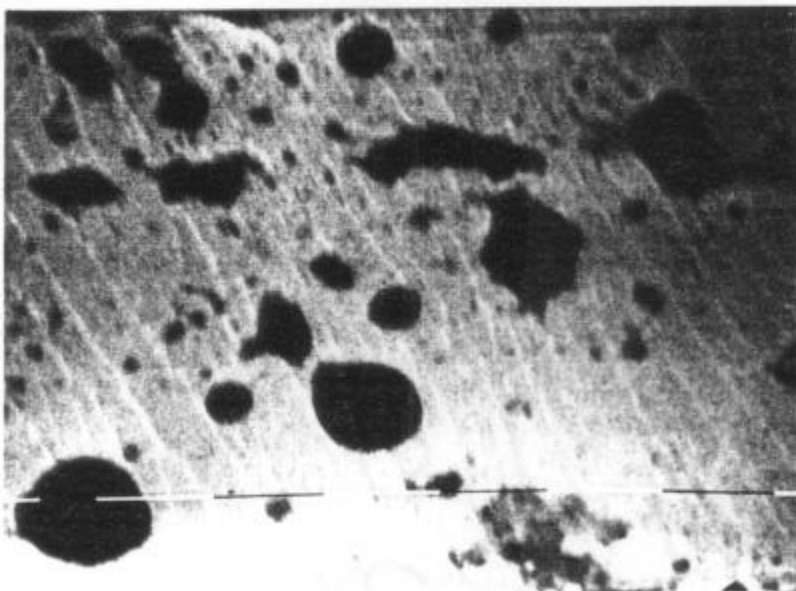


Figura 41.- Superficie de la aleación Ti-6Al-4V luego de eliminar los productos de corrosión (1600x).

3.2.5.- ALEACIONES BASE COBRE

Estas aleaciones son empleadas en muchos medios acuosos por su buena resistencia a la corrosión. En odontología se utilizan para restauraciones dentales especialmente las aleaciones cobre-níquel, cobre-cinc y cobre -aluminio.

3.2.5.1.- ALEACION COBRE-NIQUEL

La fig.42 muestra la microestructura de la aleación Aurocast. Se observa la presencia de dendritas, porosidades y pequeña cantidad de solución sólida segregada (59).

La curva de polarización de la aleación Aurocast se representa en la fig. 43. Se observa que la densidad de corriente aumenta rápidamente a pequeños sobrepotenciales. Tiene una zona pasiva que se extiende desde el potencial de corrosión hasta $0,250 V_{\text{ocv}}$, con una densidad de corriente de algunas decenas de microamperios por centímetro cuadrado. El potencial de ruptura es de aproximadamente $0,250 V_{\text{ocv}}$, a partir del cual se produce la disolución del material.

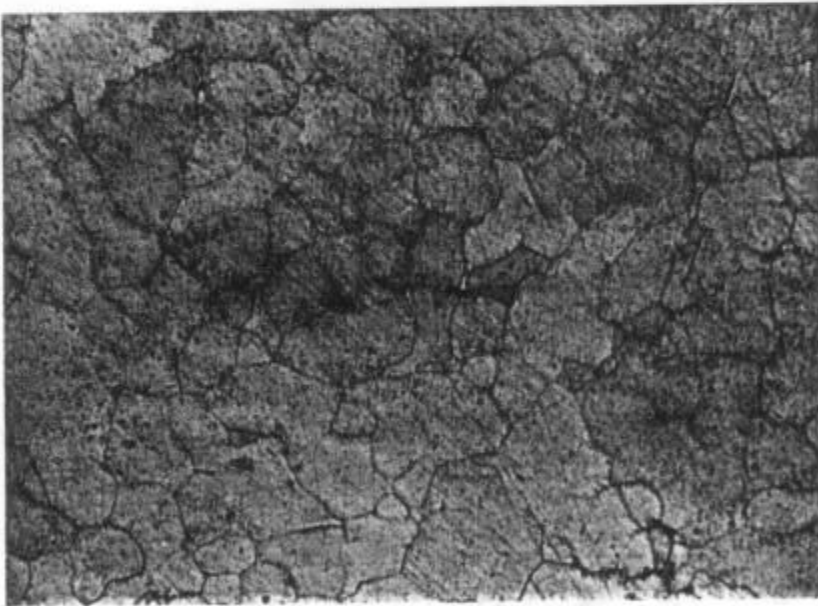


Figura 42.- Microestructura de la aleación Aurocast (300X).

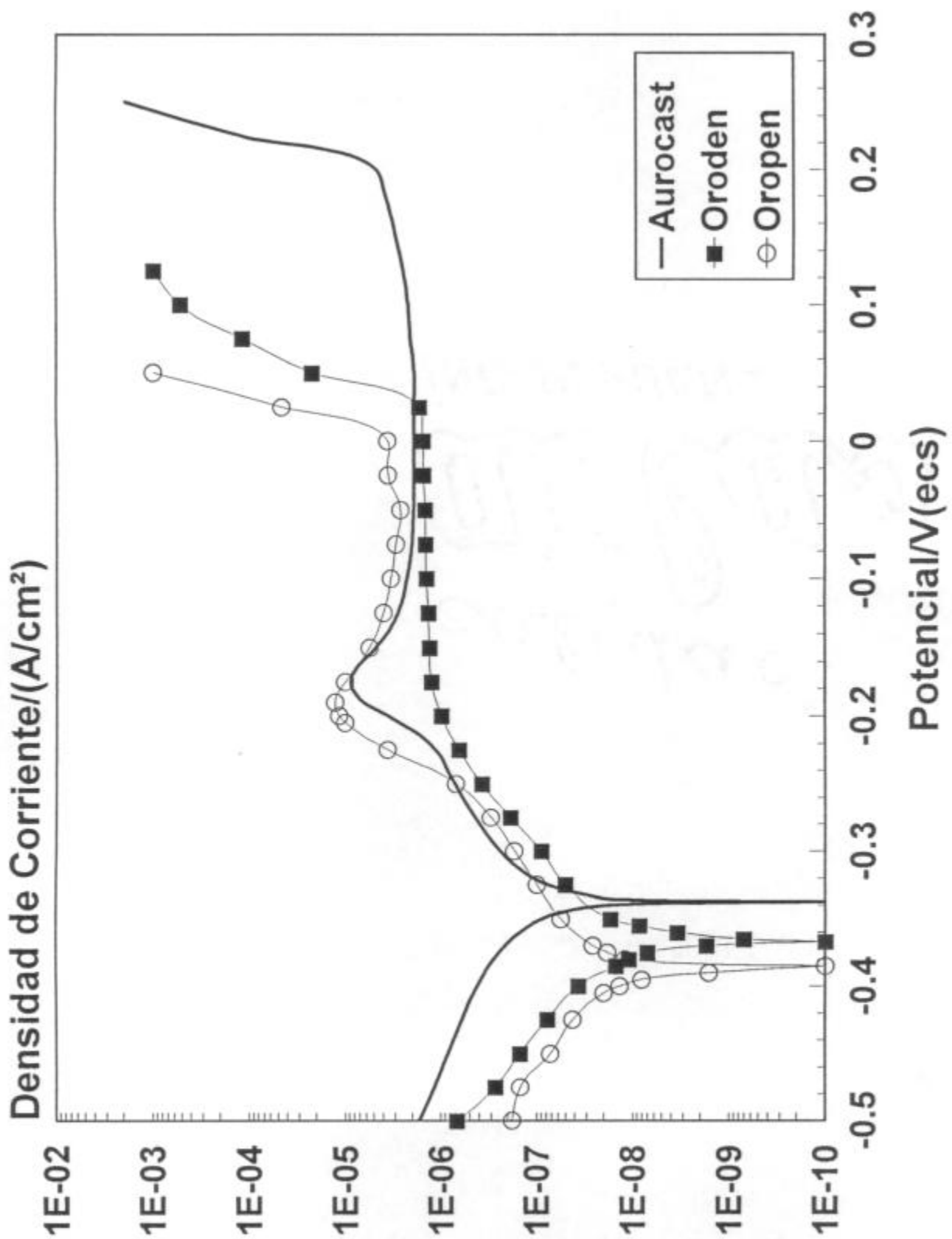


Figura 43.- Curvas de polarización en saliva artificial de aleaciones cobre-níquel y cobre-cinc de uso odontológico.

Los productos de corrosión y su EDAX correspondiente se muestran en la fig. 44. En el espectro se observa la presencia de Cu, Ni, Al, y Fe, además de Cl.

La agresividad de la solución electrolítica sobre esta aleación se pone de manifiesto en la fig. 45, donde se aprecia ataque localizado, de preferencia en la zona interdendrítica.

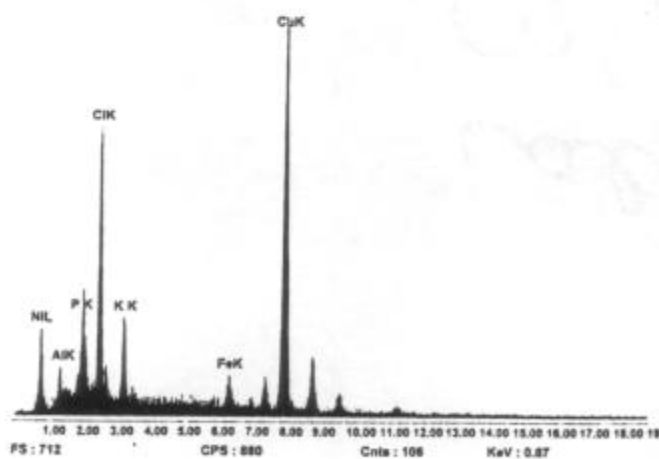


Figura 44. Micrografía de los productos de corrosión y el EDAX de la aleación Aurocast luego del trazado de su curva de polarización (3200x).



Figura 45.- Superficie de la aleación Aueroast luego del trazado de su curva de polarización y la eliminación de los productos de corrosión (100X).

3.2.5.2.- ALEACIONES COBRE-CINC

Las microestructuras de las aleaciones Oroden y Oropen se muestran en las figs. 46 y 47, y están caracterizadas por granos poligonales de gran tamaño. Estas aleaciones se clasifican dentro del grupo de los latones β (60). Las evidencias microestructurales indican que los demás elementos que constituyen la aleación no forman ninguna nueva fase.

Las curvas de polarización se muestran en la fig. 43. Tienen una pequeña zona pasiva que se extiende desde $-0,180 V_{\text{ecs}}$ hasta $-0,025 V_{\text{ecs}}$ con una densidad de corriente del orden de los microamperios por centímetro cuadrado. Los potenciales de ruptura son $0,050 V_{\text{ecs}}$ y $0,025 V_{\text{ecs}}$ para el Oroden y Oropen respectivamente.

Los productos de corrosión y los EDAX correspondientes se muestran en las figs. 48 y 49. En la aleación Oroden se forma una película color canela muy adherente, probablemente de óxicloruros de cobre. El análisis de los espectros y los datos bibliográficos permiten suponer que se forman óxidos, hidróxidos, cloruros y fosfatos de cobre, y se liberan pequeñas cantidades de Zn(61).

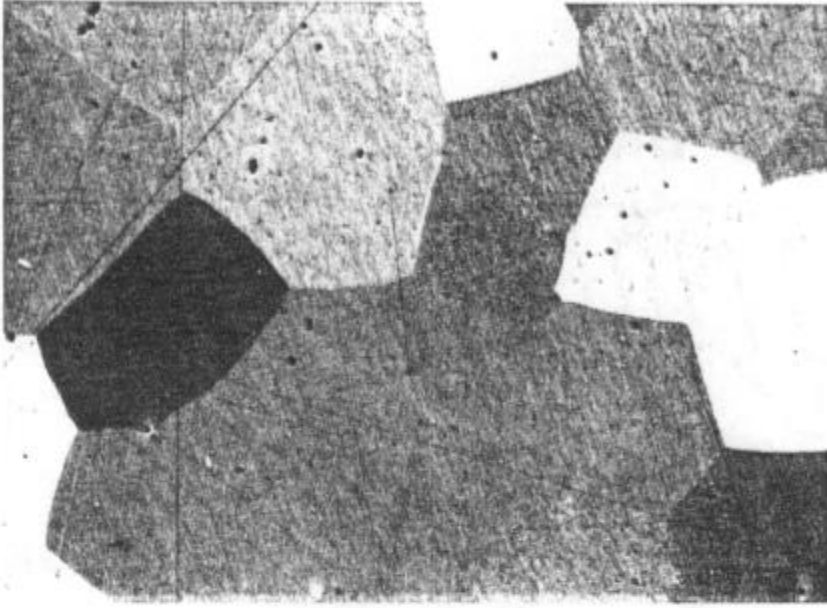


Figura 46.- Microestructura de la aleación Oorden (75x).

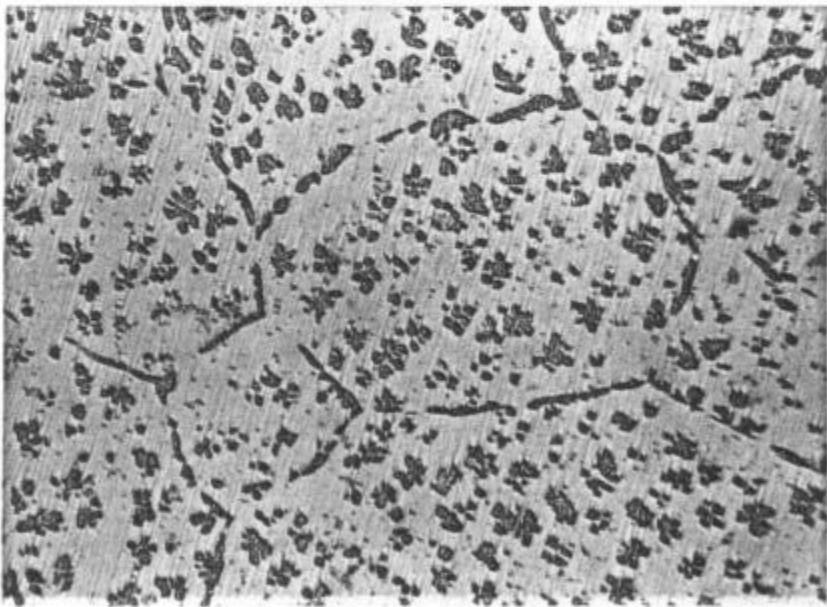


Figura 47.- Microestructura de la aleación Oropen (150x).

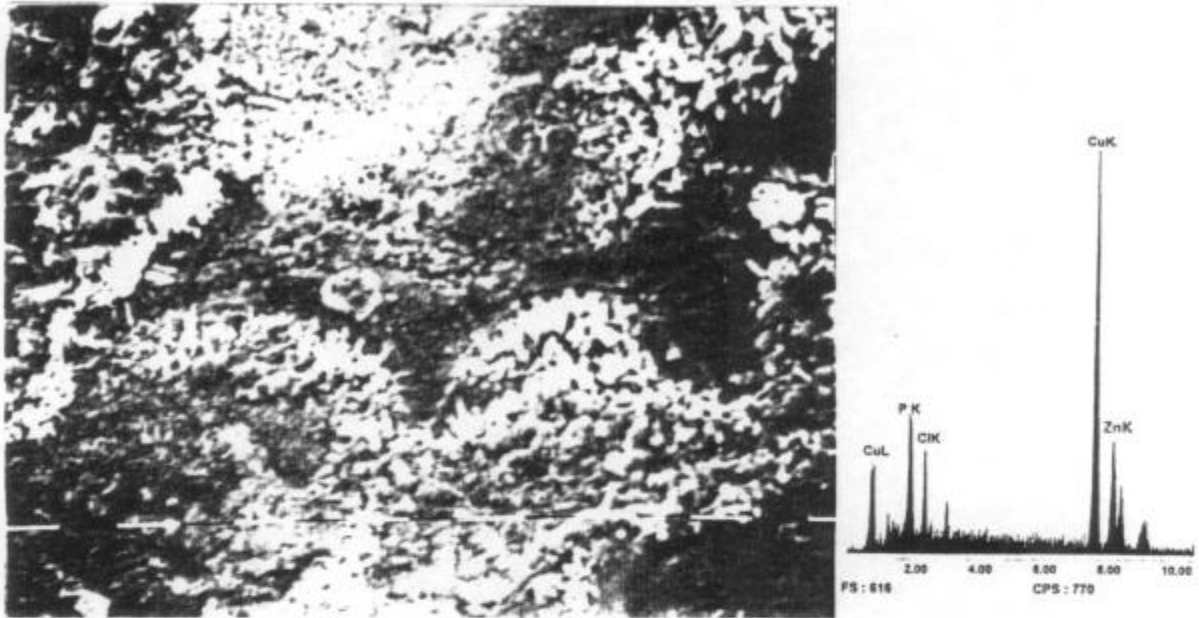


Figura 48.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX correspondientes a la aleación Orodén luego del trazado de su curva de polarización (3200x).

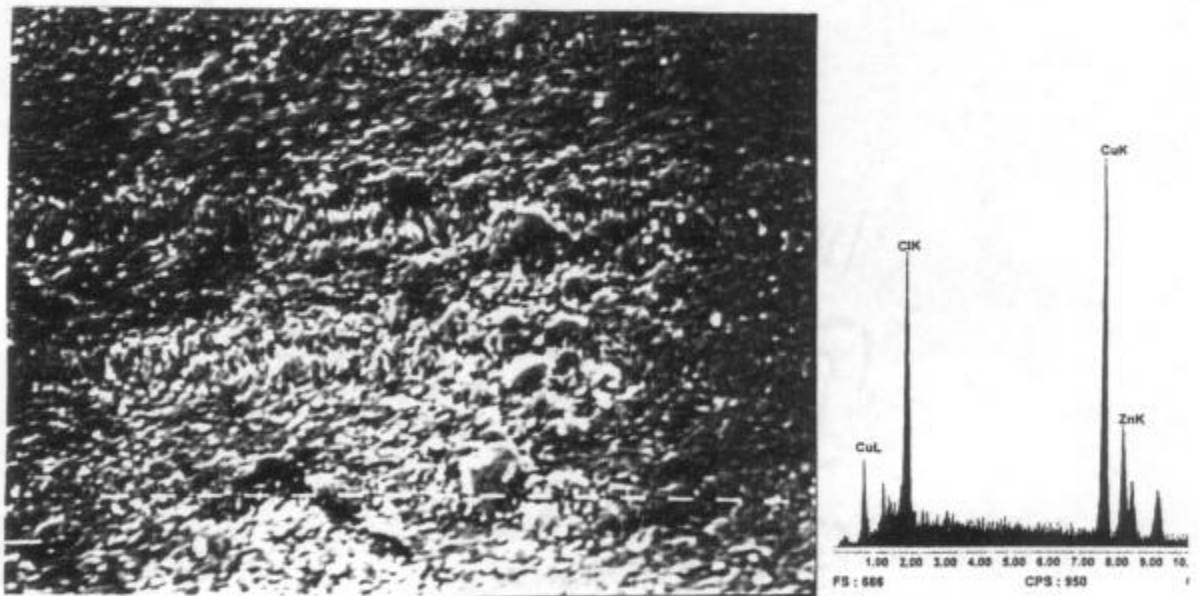


Figura 49.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX correspondientes a la aleación Oropén luego del trazado de su curva de polarización (3200x).

El ataque corrosivo de la solución sobre la superficie de las aleaciones cobre-cinc se muestran en las fig. 50 y 51. El proceso corrosivo que se pone de manifiesto se conoce como descincificación, que es bastante conocido en la industria. Como se observa, el dealeado se produce principalmente en los bordes de grano, con morfología tipo "tapón", como en la aleación Progold (61). La alta magnificación revela la morfología de las zonas dealeadas (que se observan como picaduras), la severidad del ataque en los borde de grano y la presencia de cavidades polihédricas.

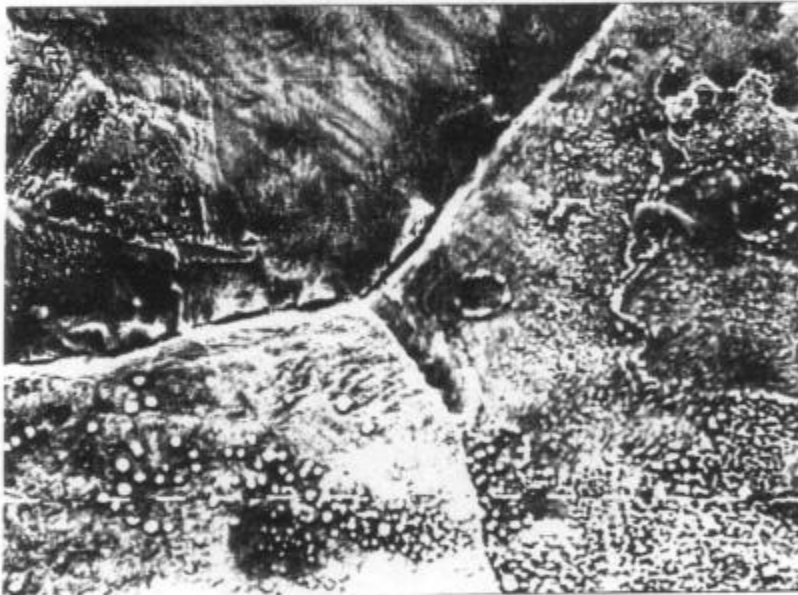


Figura 50.- Superficie de la aleación Orodin luego de eliminar los productos de corrosión (400x).

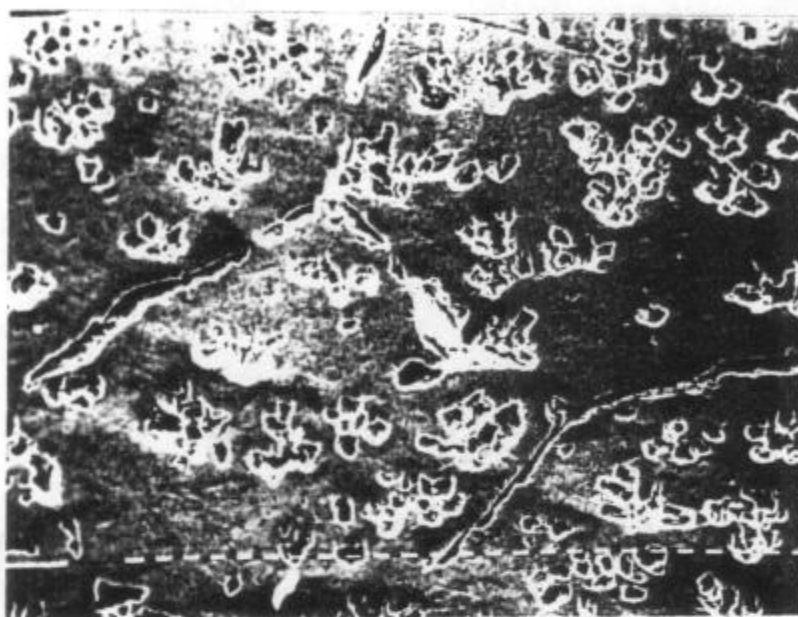


Figura 51.- Superficie de la la aleación Oropen luego de eliminar los productos de corrosión (200x).

3.2.5.3.- ALEACIONES COBRE-ALUMINIO

La microestructura de los bronce al aluminio comerciales de uso odontológico se muestran en las figs. 52 a 57. En ellas se observa la presencia de dendritas (zonas claras) inmersas en una región interdendrítica. De acuerdo con el diagrama de fase (fig. 1b) se determina que las zonas claras corresponden a la fase α , que es una solución sólida de aluminio en cobre, y las zonas interdendríticas están formadas por la fase β , estable a altas temperaturas, que por debajo de aproximadamente 580°C da lugar a la fase α y γ_2 (23,24,62). En estas micrografías se observa que a mayor contenido de aluminio mayor es el volumen de la fase β (que dará lugar a una menor resistencia a la corrosión, como se verá mas adelante). La aleaciones NPG y la experimental presentan, además de una fase α , una fase κ constituida por precipitados de Fe y Ni (ver capítulo 2).

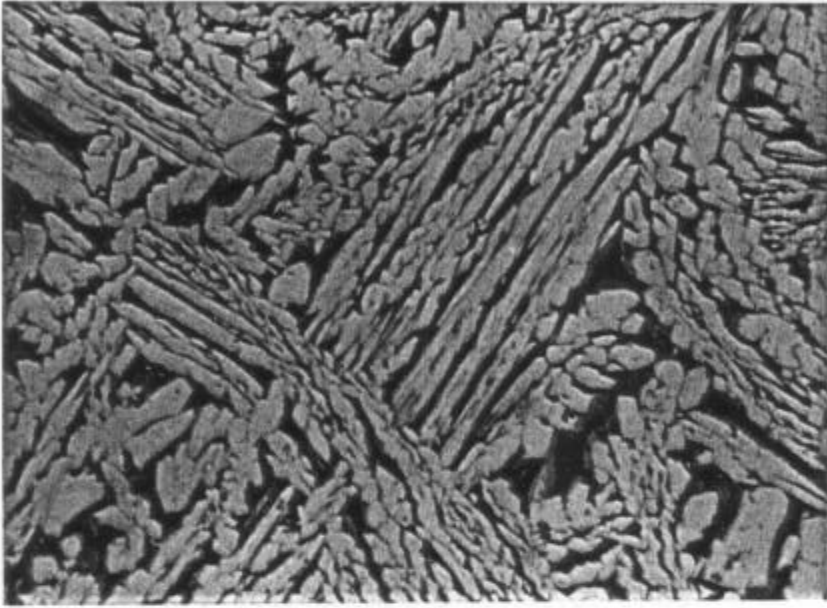


Figura 52.- Microestructura de la aleación Duracast (300x).

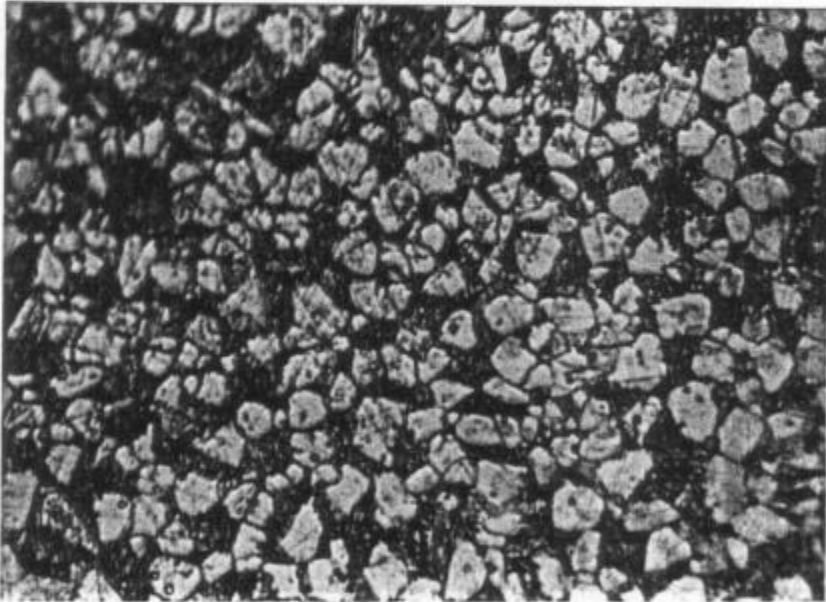


Figura 53.- Microestructura de la aleación Idealloy (1500x).

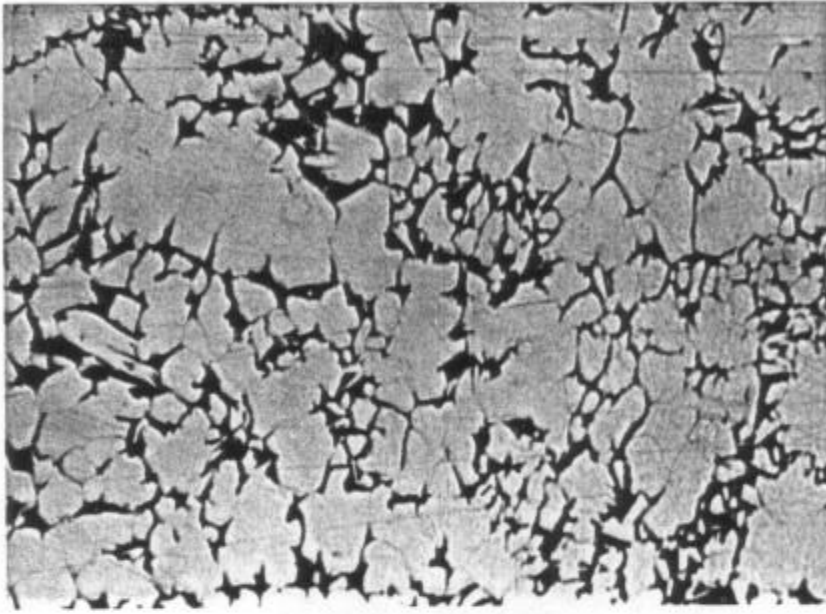


Figura 54.- Microestructura de la aleación NPG (300x).

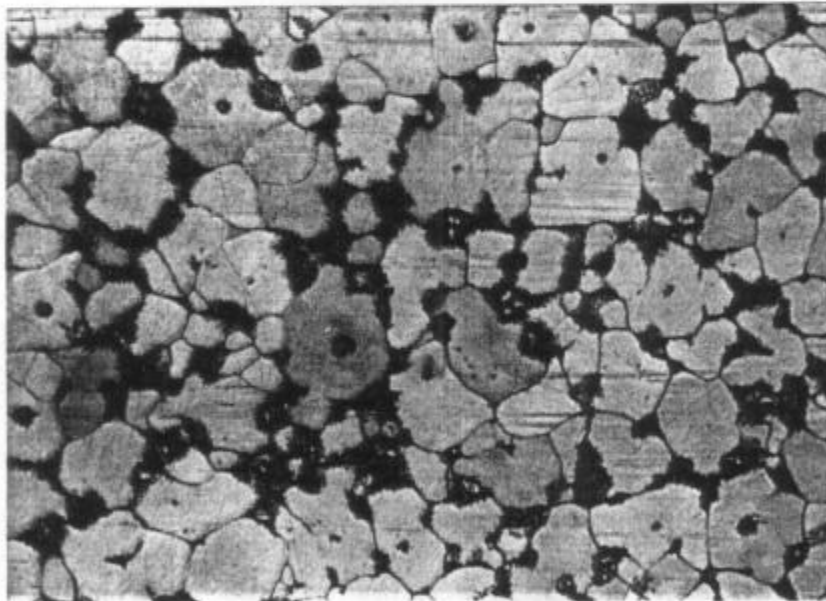


Figura 55.- Microestructura de la aleación Orcast (300x).

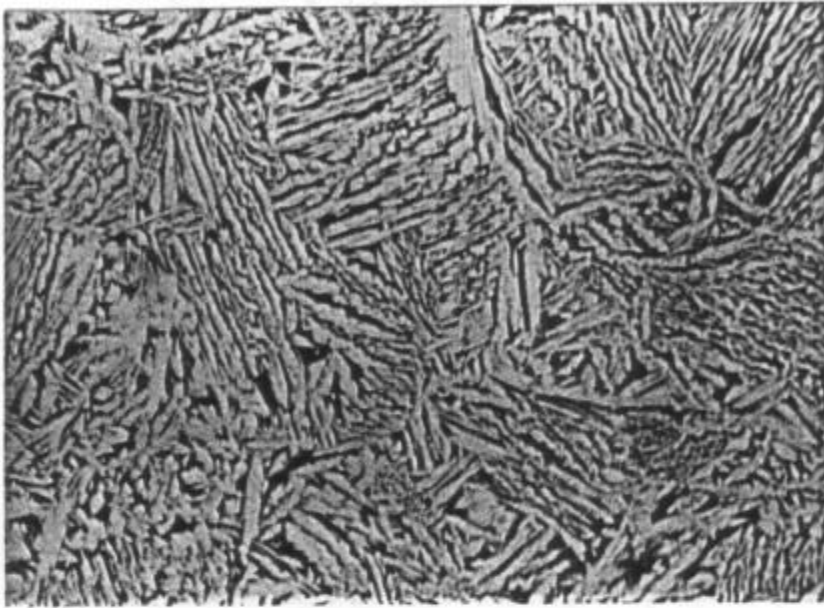


Figura 56.- Microestructura de la aleación Pentacast (300x).

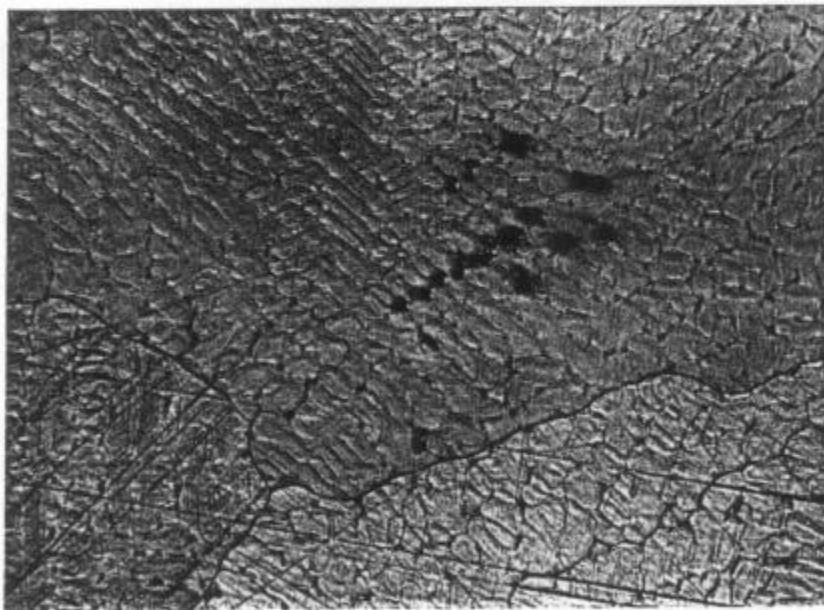


Figura 57.- Microestructura de la aleación experimental Cu-Al (150x).

Las curvas de polarización se presentan en la fig. 58. Se observa que las densidades de corriente aumentan rápidamente a partir de los potenciales de corrosión para pequeños sobrepotenciales. Estas aleaciones tienen una zona de pasivación reducida que se extiende desde $-0,150 V_{\text{ecb}}$ hasta $0,175 V_{\text{ecb}}$, con densidades de corriente de algunas décimas de microamperio por centímetro cuadrado. Los potenciales de ruptura son del orden de los $0,200 V_{\text{ecb}}$, a partir de los cuales la corriente crece rápidamente

Los productos de corrosión y los EDAX correspondientes a estas aleaciones se muestran en las figs. 59 a 64. El análisis de los espectros y las referencias bibliográficas (23,39), indican que se forman óxidos, fosfatos y cloruros de cobre, principalmente, y de aluminio, hierro y níquel, en forma minoritaria.

En las figs. 65 a 70 se observa el aspecto del ataque corrosivo de la solución sobre los bronce al aluminio de uso odontológico. La forma de ataque es por picado comenzando en la zona interdendrítica. A medida que transcurre el tiempo, las picaduras se unen formando placas y en algunos casos revelan la microestructura del metal, como por ejemplo en las aleaciones Pentacast y Duracast.

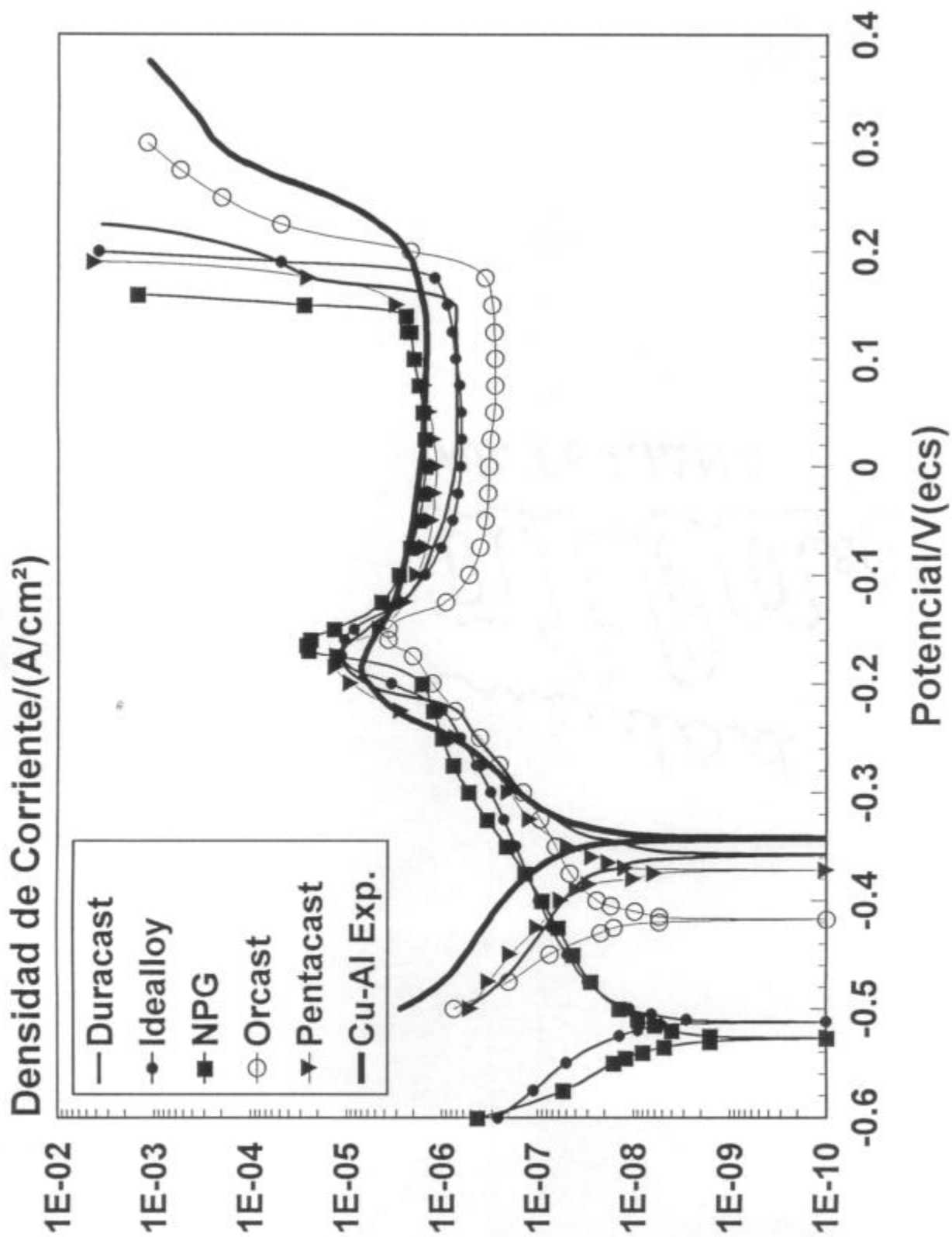


Figura 58.- Curvas de polarización en saliva artificial de diversas aleaciones cobre-aluminio de uso odontológico.

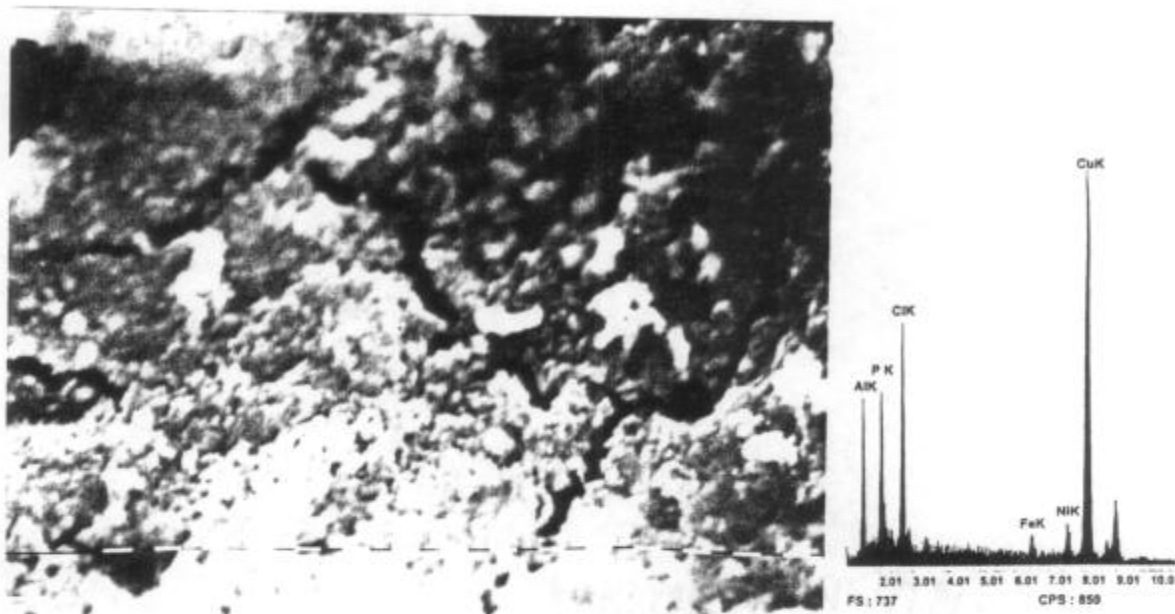


Figura 59.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX correspondientes a la aleación Duracast luego del trazado de su curva de polarización (3200x).

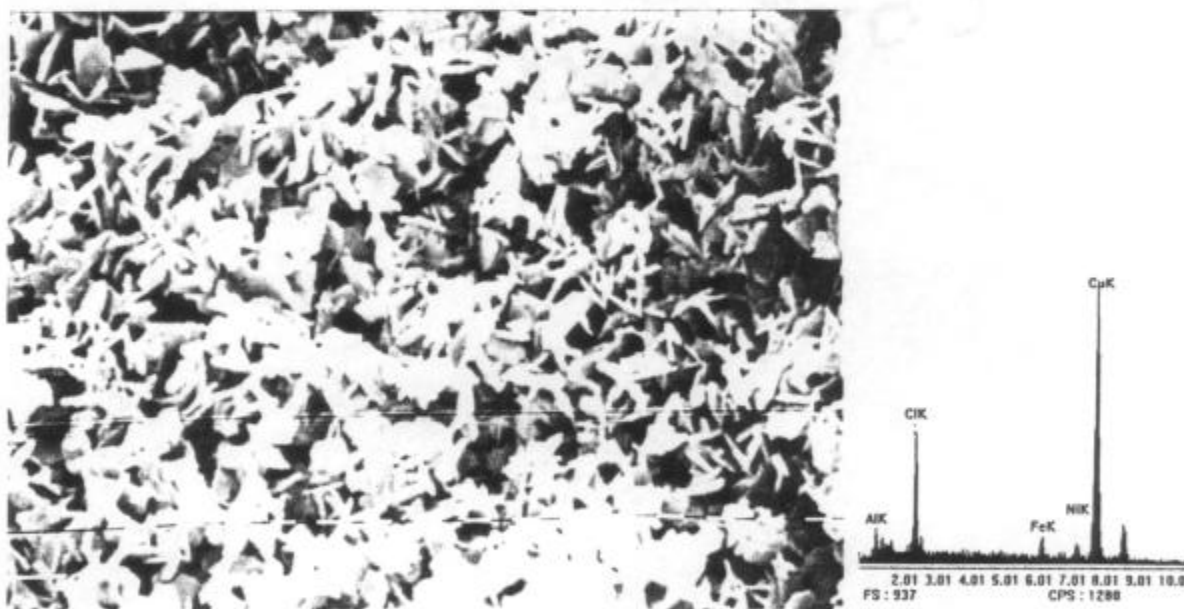


Figura 60.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX correspondientes a la aleación Idealloy luego del trazado de su curva de polarización (3200x).

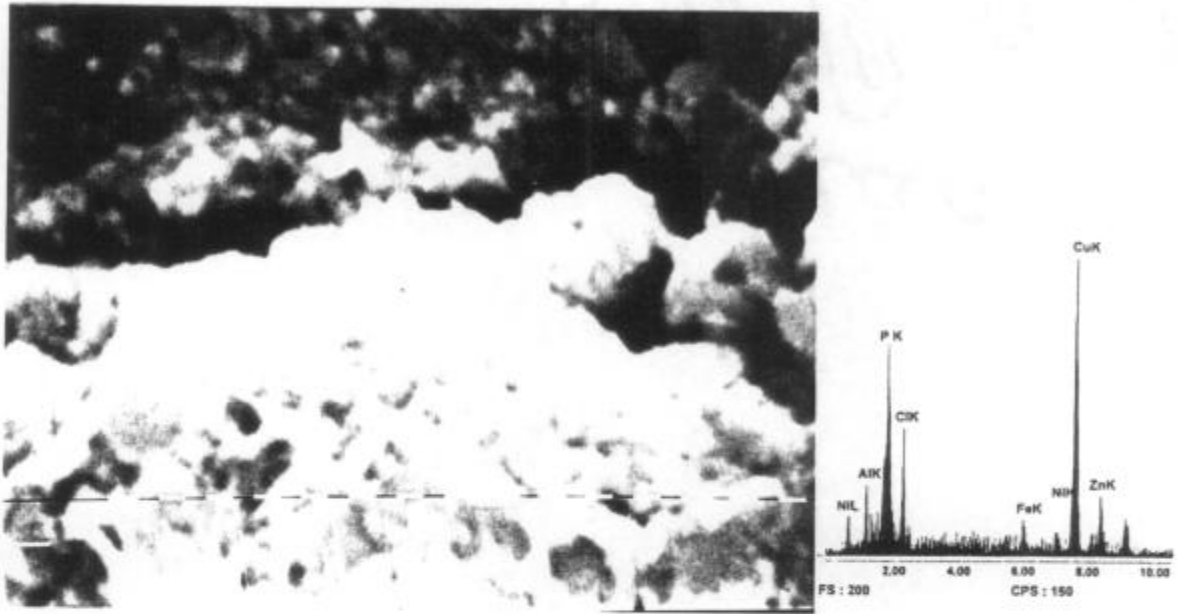


Figura 61.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX correspondientes a la aleación NPG luego del trazado de su curva de polarización (3200x).

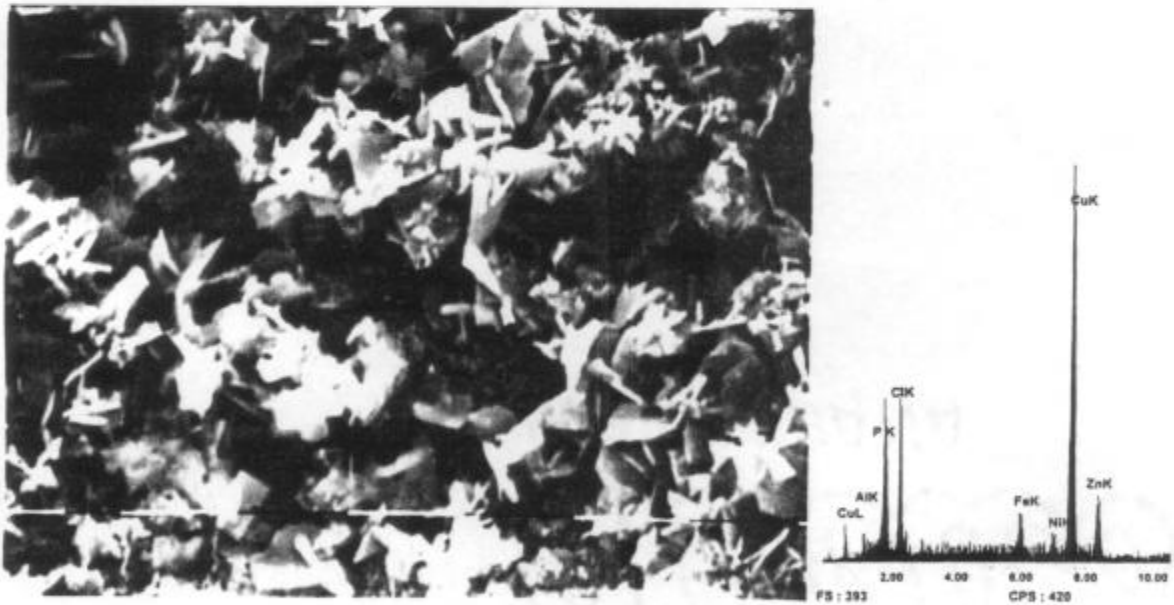


Figura 62.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX correspondientes a la aleación Orcastr luego del trazado de su curva de polarización (3200x).

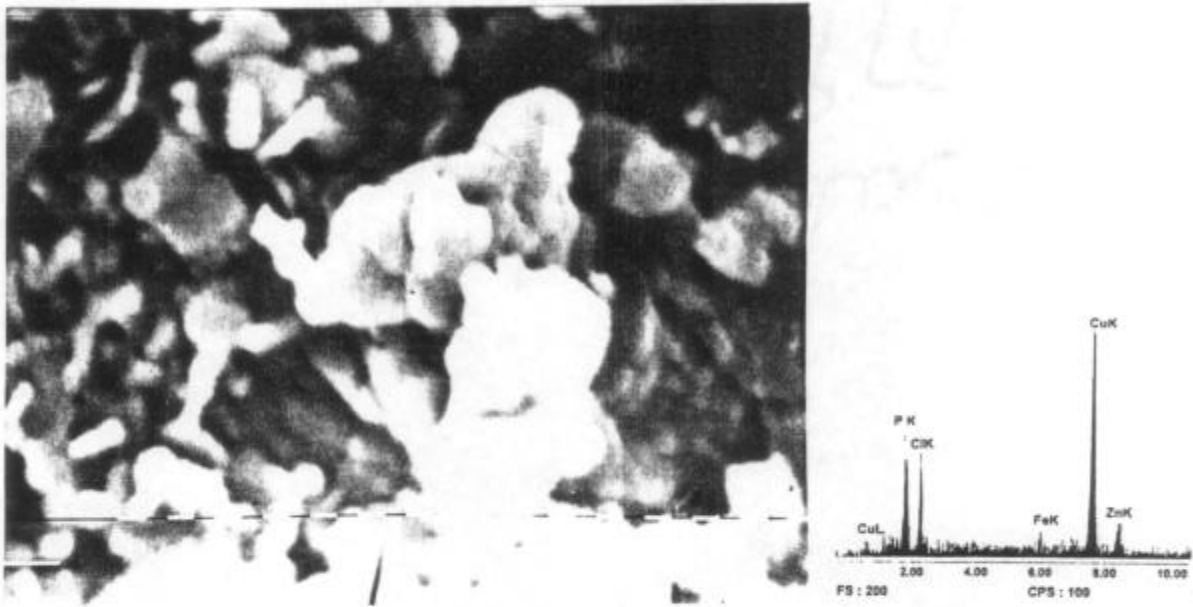


Figura 63.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX correspondientes a la aleación Pentacast luego del trazado de su curva de polarización (3200x).

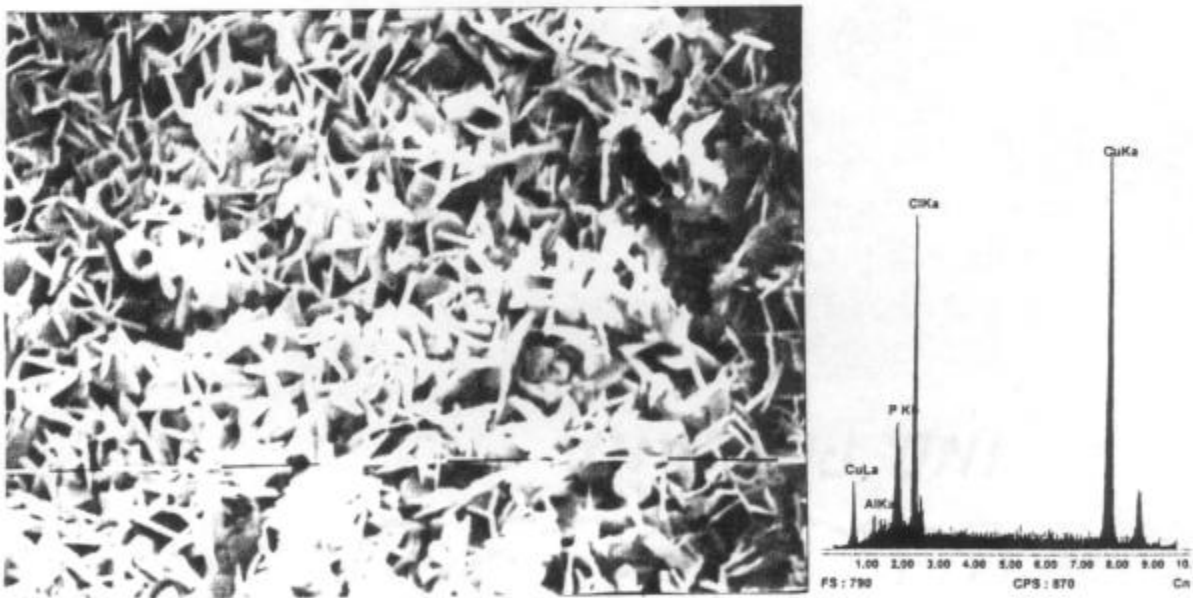


Figura 64.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX correspondientes a la aleación experimental Cu-Al luego del trazado de su curva de polarización (3200x).

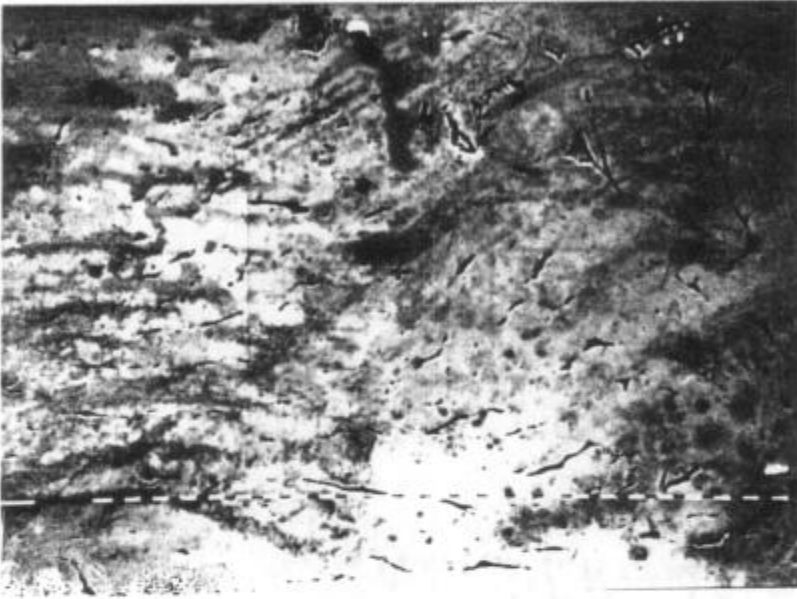


Figura 65.- Superficie de la aleación Duracast luego de eliminar los productos de corrosión (200x).

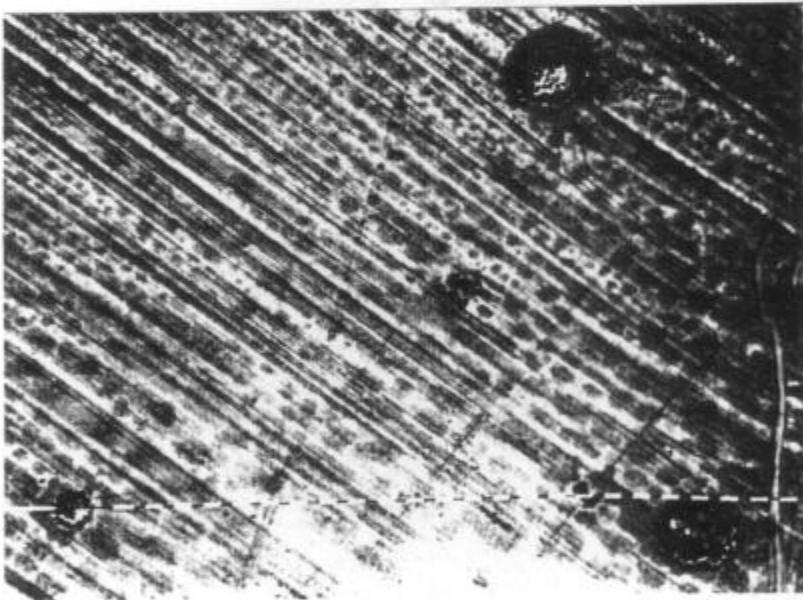


Figura 66.- Superficie de la aleación Idealloy luego de eliminar los productos de corrosión (200x).

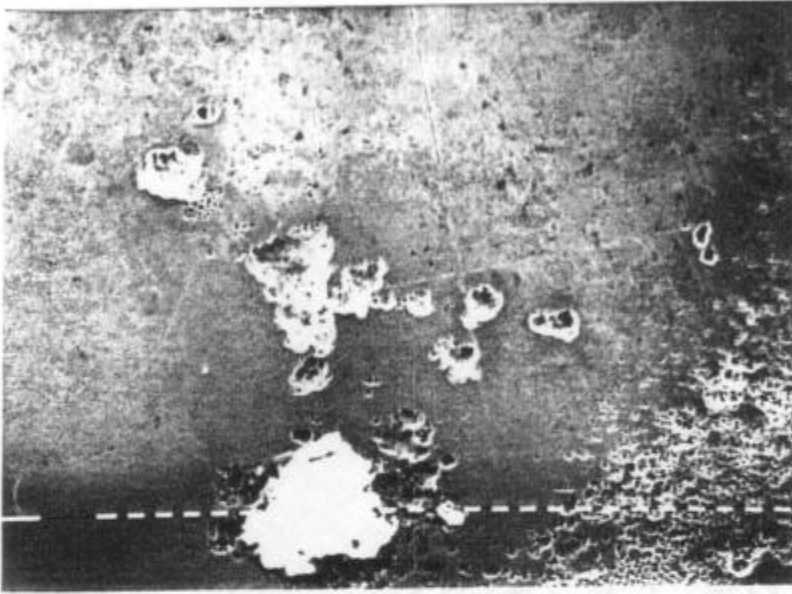


Figura 67.- Superficie de la aleación NPG luego de eliminar los productos de corrosión (200x).

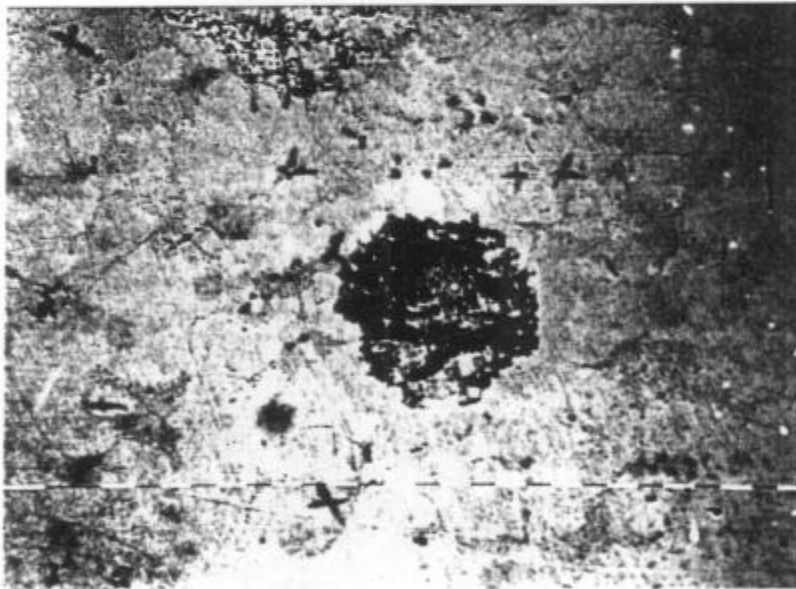


Figura 68.- Superficie de la aleación Orcastr luego de eliminar los productos de corrosión (400x).

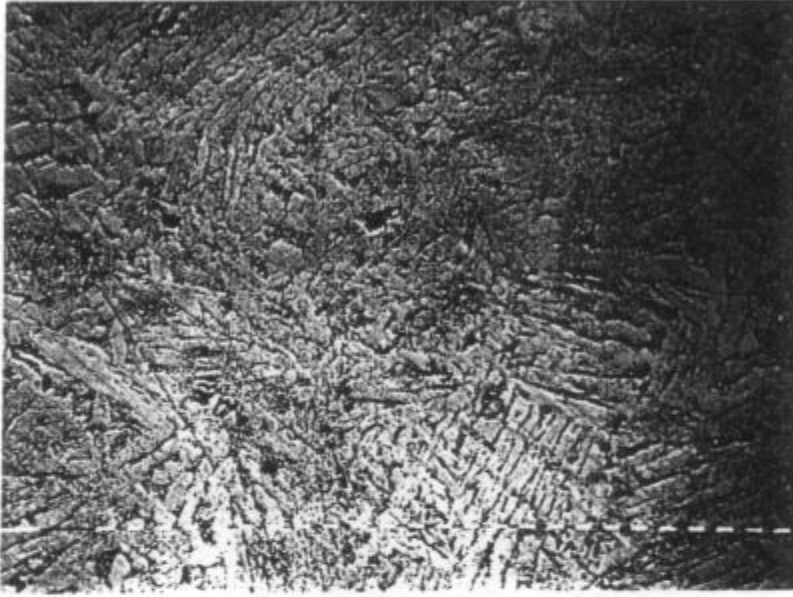


Figura 69.- Superficie de la aleación Pentacast luego de eliminar los productos de corrosión (200x).

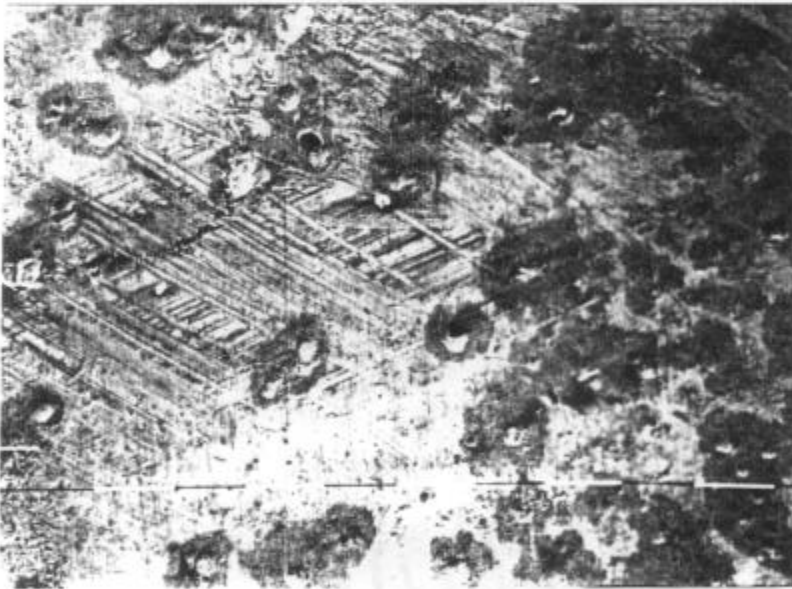


Figura 70.- Superficie de la aleación experimental Cu-Al luego de eliminar los productos de corrosión (100x).

3.2.6. ALEACION GH (Ag-Pd)

La microestructura de esta aleación se muestra en la fig. 71, observándose que es del tipo dendrítica. Las dendritas y la matriz son soluciones sólidas de Ag y Pd, siendo la matriz más rica en Ag que las dendritas.

La curva de polarización se representa en la Fig.72. A partir del potencial de corrosión, la densidad de corriente se incrementa rápidamente a pequeños sobrepotenciales, de $-0,200 V_{\text{ecs}}$ a $0,350 V_{\text{ecs}}$ crece monótonamente, y de $0,425 V_{\text{ecs}}$ a $0,600 V_{\text{ecs}}$ se mantiene aproximadamente constante a $150 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ debido al crecimiento por difusión en estado sólido de una película de AgCl.

La fig. 73 muestra los productos de corrosión y EDAX correspondientes a esta aleación. En el espectro se observan grandes picos de P, Ag, Ni y pequeños picos de Pd, Cl y Zn, indicando que se forman probablemente óxidos y cloruros de estos elementos.

El ataque corrosivo del medio sobre la aleación se muestra en la fig. 74, observándose que se produce principalmente en borde de grano. En general, la matriz es más susceptible a la corrosión que las dendritas debido a la presencia mayoritaria de plata (24,63).

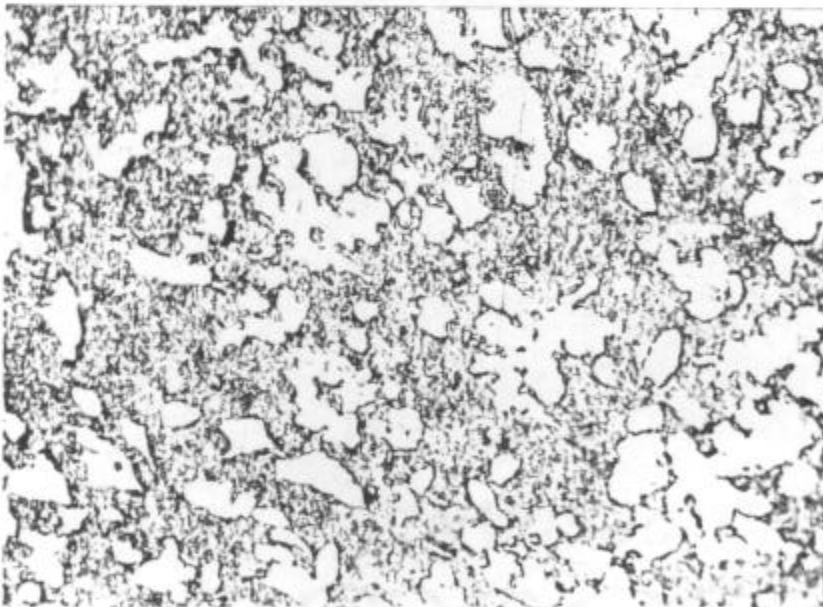


Figura 71.- Microestructura de la aleación GH (1500x).

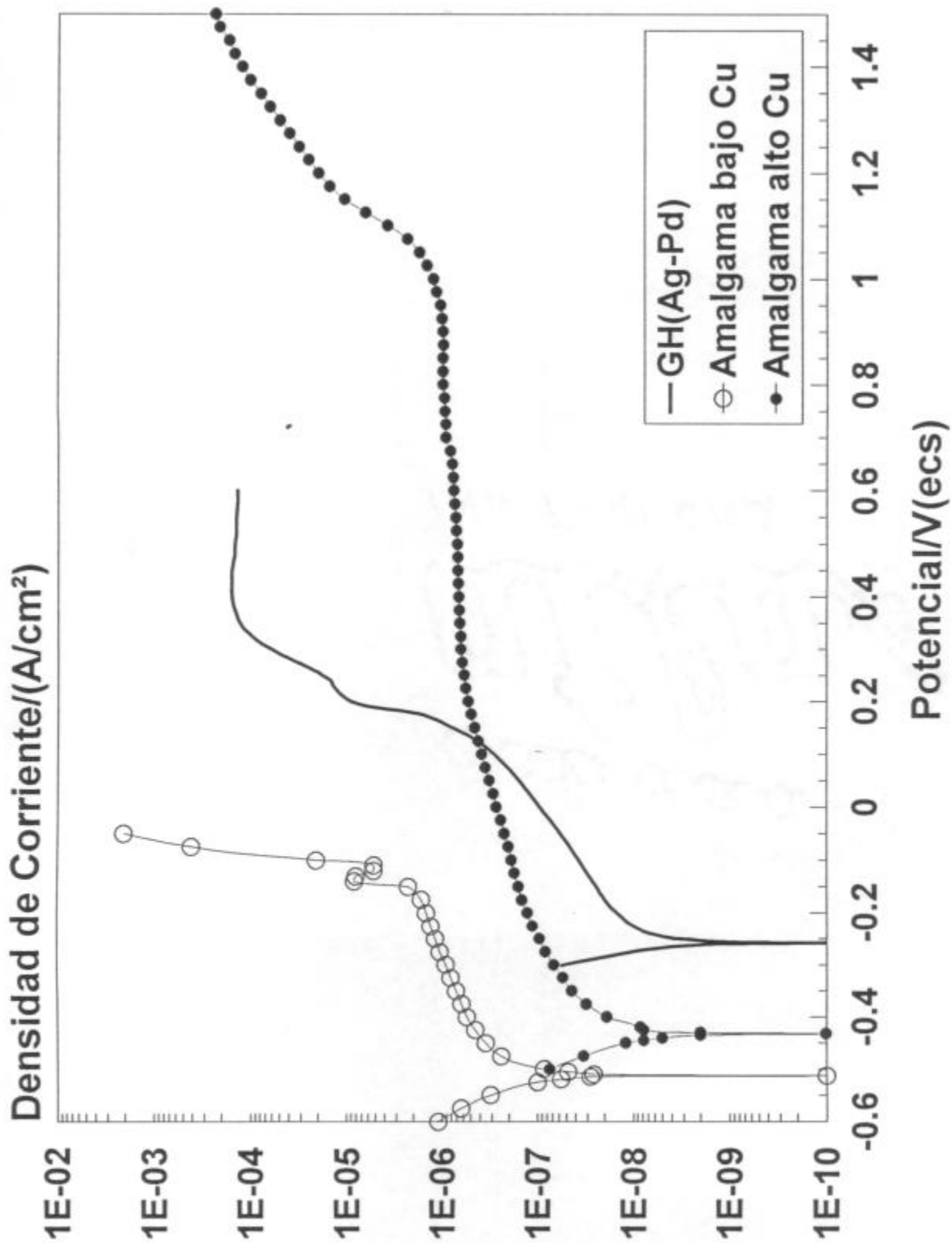


Figura 72.- Curvas de polarización en saliva artificial de la aleación GH y de dos amalgamas de uso dental.

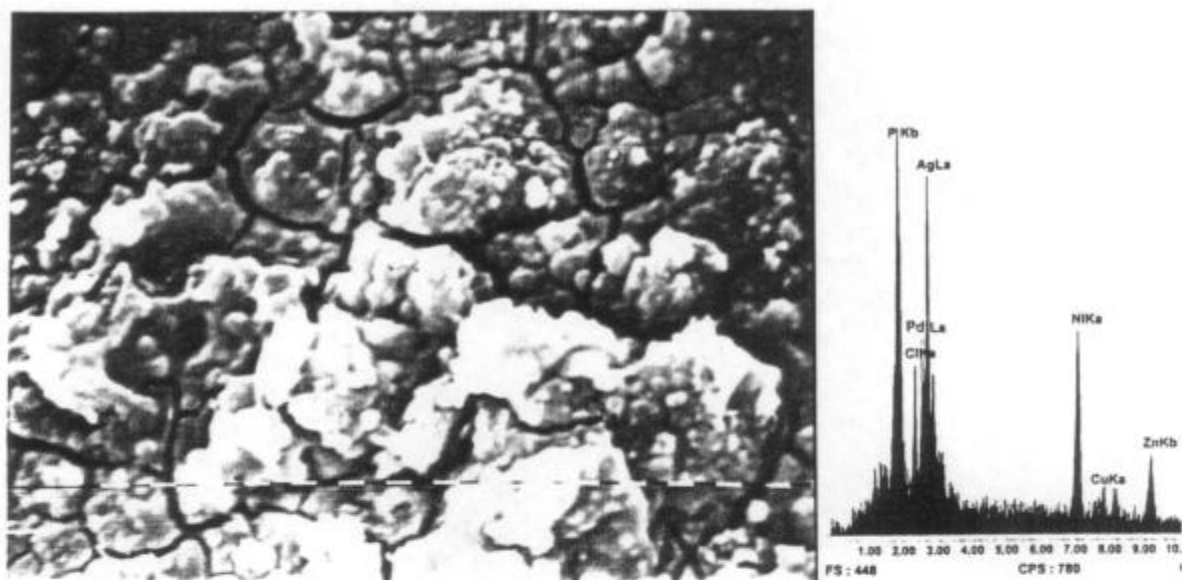


Figura 73.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX correspondientes a la aleación GH luego del trazado de su curva de polarización (3200x).

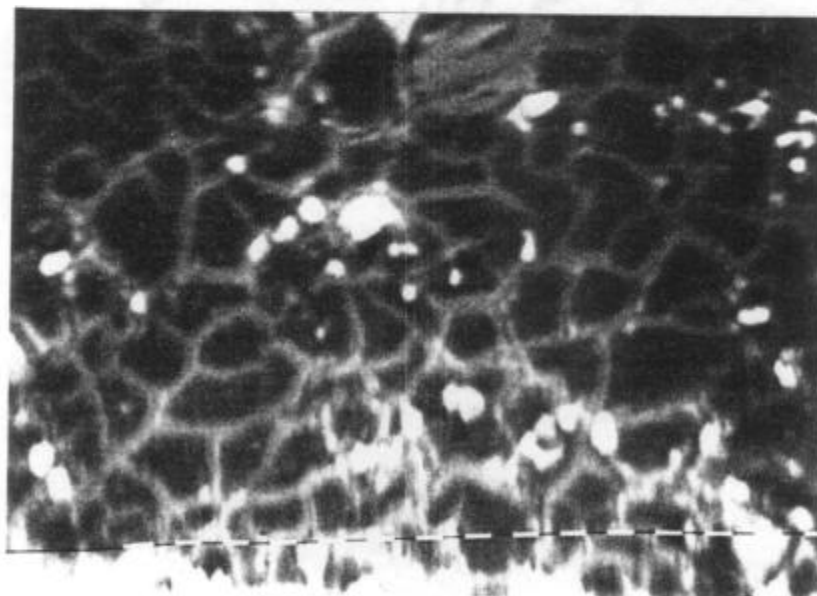


Figura 74.- Superficie de la aleación GH luego de eliminar los productos de corrosión (3200x).

3.2.7.- AMALGAMAS DE PLATA

La microestructura de las amalgamas de plata de alto y bajo cobre se muestran en las figs. 75 y 76, respectivamente. En la primera se observa que está formada por partículas circulares y oblatas (fase γ), poros (puntos oscuros) y matriz. La segunda es menos compacta y tiene gran cantidad de poros de distinta forma y partículas alargadas (limaduras) inmersas en la matriz.

Las curvas de polarización se muestran en la Fig. 72. La amalgama de plata de alto cobre tiene una extensa zona pasiva desde $-0,375 V_{ecs}$ hasta $1,100 V_{ecs}$, mientras que la amalgama de plata de bajo cobre tiene una pequeña zona pasiva que se extiende desde $-0,475 V_{ecs}$ hasta $-0,150 V_{ecs}$.

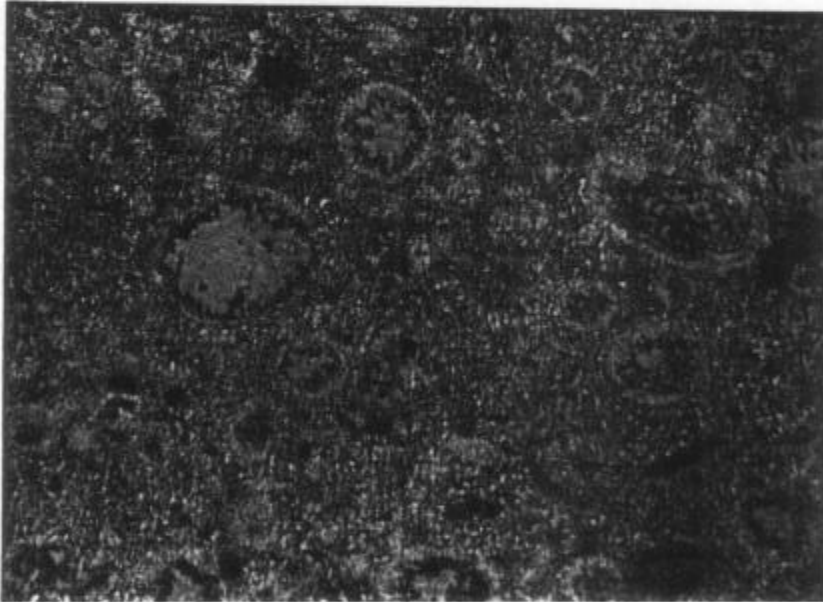


Figura 75.- Microestructura de la amalgama de plata de alto cobre (200x).

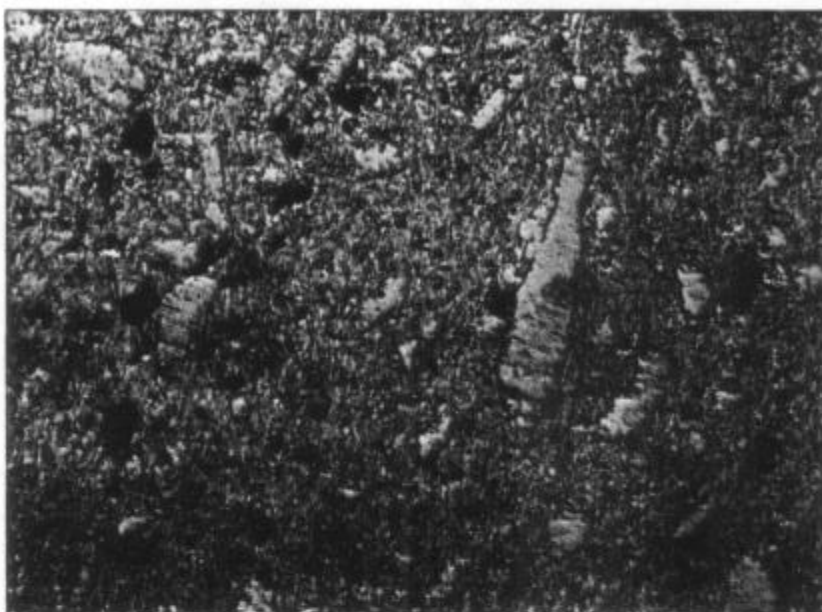


Figura 76.- Microestructura de la amalgama de plata de bajo cobre (100x).

Los productos de corrosión y los EDAX correspondientes se muestran en las figs. 77 y 78. En la de alto cobre se observa tres zonas: (1) islas blancas con alto contenido de Hg y pequeñas cantidades de Ag y Al; (2) zonas oscuras circulares con elevado contenido de Sn, Hg y bajo contenido de Ag, Al y Cu y (3) matriz con alto contenido de Hg y pequeñas cantidades de Sn y Ag en concordancia con los resultados de otros investigadores (64, 65). En la amalgama de plata de bajo cobre se observa alto contenido de Hg y pequeñas cantidades de Ag.

Las consecuencias del ataque del medio electrolítico se reproduce en las figs. 79 y 80. En la de alto cobre se observa liberación de Hg de la fase γ y en la de bajo cobre corrosión por picado.

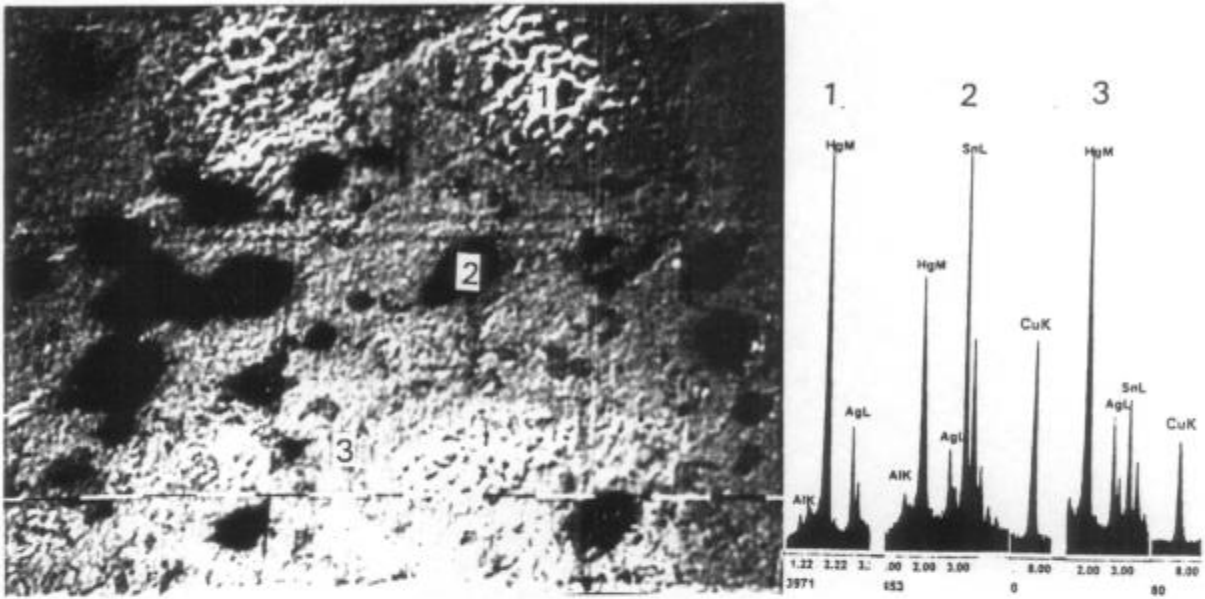


Figura 77.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX correspondientes a la amalgama de plata de alto cobre luego del trazado de su curva de polarización (800x).

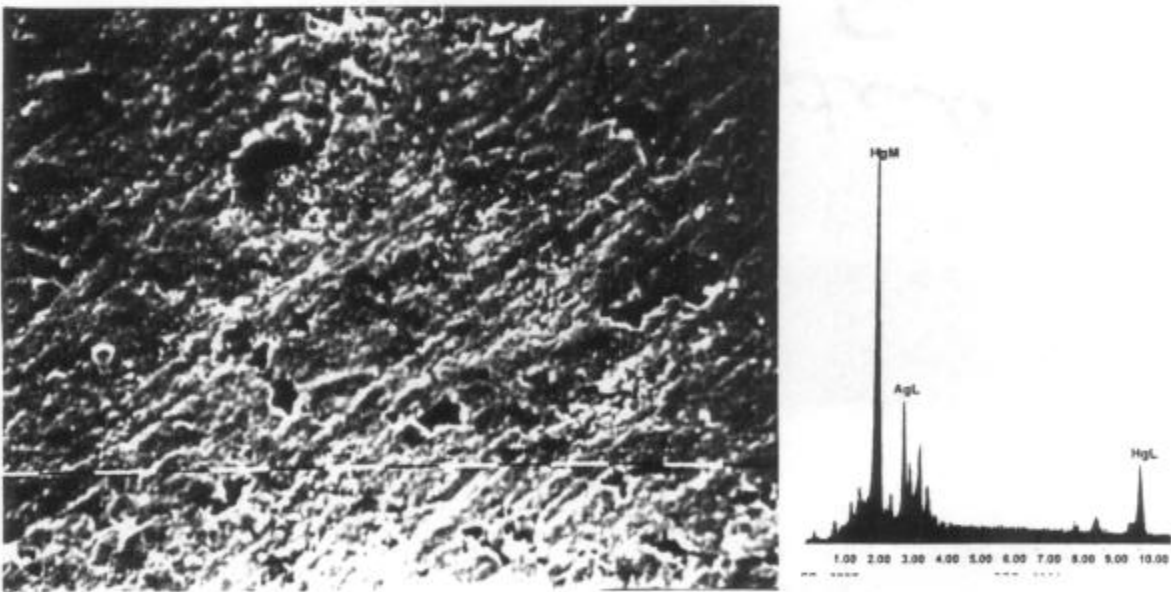


Figura 78.- Micrografía de los productos de corrosión y EDAX correspondientes a la amalgama de plata de bajo cobre luego del trazado de su curva de polarización (800x).



Figura 79.- Corrosión de la amalgama de plata de alto cobre luego del trazado de su curva de polarización (800x).

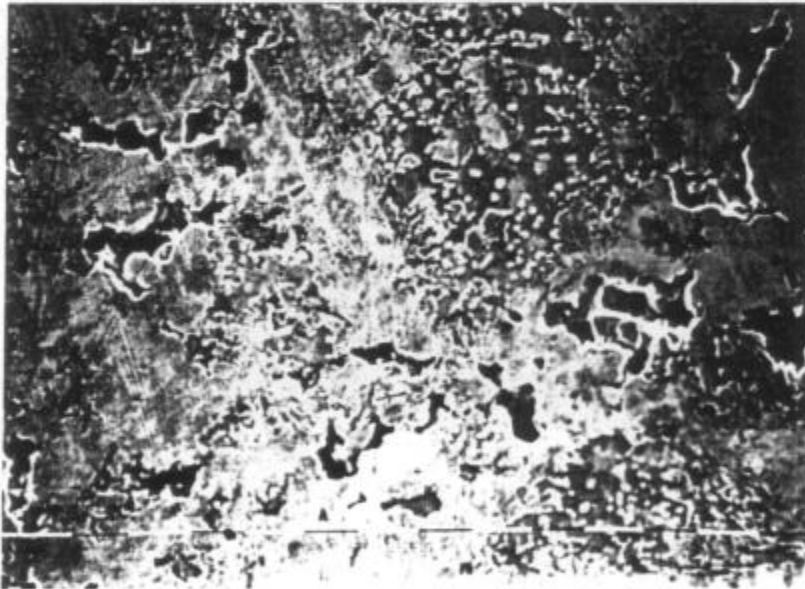


Figura 80.- Corrosión de la superficie de amalgama de bajo cobre luego del trazado de su curva de polarización (800x).

3.3.- CUANTIFICACION DE LOS PARAMETROS ELECTROQUIMICOS

Los parámetros de corrosión de las aleaciones dentales se presentan en la Tabla VIII. Como se explicó oportunamente, las densidades de corriente de corrosión fueron determinadas empleando un método analítico en la mayoría de los casos y el de resistencia de polarización para el caso en que el programa divergía. Posteriormente, las velocidades de corrosión se calcularon usando la fórmula [6].

Tabla VIII. Parámetros de corrosión de aleaciones dentales en saliva experimental

ALEACION	E_{corr} (V _{ecs})	i_{corr} (μ A/cm ²)	Vel. Corros. (μ m/año)	E_{rup} (V _{ecs})
Ac.Inox.AISI 304	-0,546	$2,84 \times 10^{-3}$	$1,23 \times 10^{-3}$	0,475
Co-Cr	-0,553	$5,20 \times 10^{-3}$	$1,99 \times 10^{-3}$	0,550
Remanio GW	-0,437	$4,20 \times 10^{-3}$	$1,74 \times 10^{-3}$	0,400
Verabond II	-0,473	$8,20 \times 10^{-3}$	$3,38 \times 10^{-3}$	0,425
Verabond V	-0,477	$5,61 \times 10^{-3}$	$2,15 \times 10^{-3}$	0,285
Litecast	-0,540	$2,14 \times 10^{-3}$	$0,83 \times 10^{-3}$	0,090
Titanio puro	-0,507	$5,07 \times 10^{-3}$	$1,73 \times 10^{-3}$	1,175
Ti-6Al-4V	-0,559	$2,71 \times 10^{-3}$	$0,92 \times 10^{-3}$	1,075
Aurocast	-0,336	$2,08 \times 10^{-1}$	$87,5 \times 10^{-3}$	0,250
Oroden	-0,381	$2,07 \times 10^{-2}$	$10,59 \times 10^{-3}$	0,050
Oropen	-0,382	$1,72 \times 10^{-2}$	$8,80 \times 10^{-3}$	0,025
Duracast	-0,376	$2,22 \times 10^{-2}$	$9,16 \times 10^{-3}$	0,160
Idealloy	-0,509	$1,51 \times 10^{-2}$	$6,15 \times 10^{-3}$	0,180
NPG	-0,543	$6,62 \times 10^{-3}$	$3,06 \times 10^{-3}$	0,150
Orcast	-0,404	$5,66 \times 10^{-3}$	$2,30 \times 10^{-3}$	0,190
Pentacast	-0,370	$4,00 \times 10^{-2}$	$16,49 \times 10^{-3}$	0,150
Cu-Al Experimental	-0,337	$6,02 \times 10^{-2}$	$25,42 \times 10^{-3}$	0,225
GH	-0,257	$8,80 \times 10^{-3}$	$11,03 \times 10^{-3}$	0,175
Amalg. bajo cobre	-0,513	$3,60 \times 10^{-1}$	$384,2 \times 10^{-3}$	-0,140
Amalg. alto cobre	-0,432	$3,70 \times 10^{-2}$	$37,08 \times 10^{-3}$	1,100

Otro de los problemas asociados a la corrosión de materiales dentales es el conocimiento limitado que se tiene acerca de la actividad electroquímica de la boca. Los potenciales de oxidación-reducción de la cavidad oral no tuvieron la atención debida hasta años recientes. El primer reporte fue hecho por Eisenbrandt recién en 1943, encontrando que el potencial electroquímico de la saliva recolectada sin estímulo variaba de $-0,017 V_{ecs}$ a $0,152 V_{ecs}$, con un valor medio de $0,067 V_{ecs}$, mientras que el pH variaba entre 6,55 y 6,8.

En 1985, Ewers y Greener (66), empleando la técnica de microelectrodos, midieron los potenciales orales de personas con y sin tratamiento odontológico. Para personas dentalmente sanas, el ámbito de potenciales orales medidos variaba entre $-0,013 V_{ecs}$ y $0,007 V_{ecs}$ con pHs comprendidos entre 6,32 y 7,5. Por su parte, para sujetos que requerían tratamiento odontológico mínimo, los potenciales variaban entre $-0,004 V_{ecs}$ y $0,054 V_{ecs}$ con valores de pH comprendidos entre 6,62 y 7,9. Finalmente, para pacientes sometidos a intensos tratamientos periodontales, los potenciales del medio oral variaban desde $-0,058 V_{ecs}$ hasta $0,212 V_{ecs}$, mientras que los valores de pH estaban comprendidos entre 6,1 y 7,9. Los valores más altos de potenciales electroquímicos se encontraron para pacientes con cavidades periodontales mayores a 4 mm de profundidad, confirmando de esta manera los primeros resultados informados por Burnett y Scherp en 1968 y Kenny y Ash en 1969.

En la Tabla IX se muestran los valores medios de los potenciales medidos por Ewers y Greener (66), correspondientes a cinco lugares distintos de la cavidad bucal.

Tabla IX. Potenciales electroquímicos medios en diferentes lugares de la cavidad oral (66).

Lugar	Potencial (V_{ecs})
Saliva Sublingual	0,115
Saliva vestibular bucal	0,091
Interproximal	0,040
Surco gingival bucal	0,037
Surco gingival lingual	0,026
Sujetos sanos periodontales	0,032
Sujetos enfermos periodontales	0,088

En base a lo expuesto anteriormente, en la Tabla X se detallan las velocidades de corrosión que sufren las diversas aleaciones ensayadas en el

presente trabajo a los siguientes potenciales: $V_1 = 0,032 V_{ec}$, correspondiente a personas sanas; $V_2 = 0,088 V_{ec}$, para personas que requieren tratamiento periodontal y $V_3 = 0,212 V_{ec}$, para enfermos periodontales críticos.

Tabla X. Densidades de corriente y velocidades de disolución de las aleaciones en estudio a los potenciales orales : $V_1 = 0,032 V_{ec}$, (pacientes sanos); $V_2 = 0,088 V_{ec}$ (pacientes que requieren tratamiento periodontal) y $V_3 = 0,212 V_{ec}$ (enfermos periodontales críticos).

ALEACION	Vel. Corrosion al V_1 ($\mu\text{m/año}$)	Vel. Corrosión al V_2 ($\mu\text{m/año}$)	Vel. Corrosión al V_3 ($\mu\text{m/año}$)
Ac.Inox.AISI 304	0,027	0,035	0,065
Co-Cr	0,071	0,092	0,153
Remanio GW	0,160	0,156	0,172
Verabond II	0,206	0,210	0,222
Verabond V	0,167	0,172	0,174
Litecast	0,091	3,50	picado
Titanio puro	0,023	0,033	0,075
Ti-6Al-4V	0,127	0,142	0,136
Aurocast	0,800	0,904	6,301
Oroden	1,290	117,7	picado/dealeado
Oropen	4,597	picado/dealeado	picado/dealeado
Duracast	0,288	0,288	picado/dealeado
Idealloy	0,255	0,285	picado/dealeado
NPG	0,716	0,832	picado/dealeado
Orcast	0,124	0,114	3,664
Pentacast	0,515	0,700	picado/dealeado
Cu-Al Exp.	0,663	0,633	1,267
GH	1,628	3,000	13,783
Amalgama bajo cobre	picado	picado	picado
Amalgama alto cobre	0,091	0,370	0,300

De las tablas VIII y X se deduce que:

- a) El acero inoxidable y las aleaciones cobalto-cromo y níquel-cromo son resistentes a la corrosión en medios orales, independientemente de la condición del paciente, debido a la formación de películas pasivas estables (óxido de cromo, principalmente), excepto la aleación níquel-cromo con alto contenido de berilio, en cuyo caso se produce el fenómeno de picado para pacientes con graves afecciones periodontales.
- b) El titanio, la aleación Ti-6Al-4V y la amalgama de plata de alto cobre tienen también buena resistencia a la corrosión, independientemente del estado bucal del paciente.
- c) Las aleaciones base cobre, son resistentes a la corrosión únicamente en pacientes que no sufren enfermedades periodontales críticas. A los potenciales correspondientes a dichas condiciones, esos materiales sufren picado y/o dealeado a altas velocidades.
- d) Las amalgamas de plata de bajo cobre son definitivamente rechazadas, independientemente de las condiciones bucales del paciente.

CAPITULO 4 CONCLUSIONES

A partir de los resultados obtenidos en el presente trabajo se puede establecer que, para determinar la susceptibilidad a la corrosión que presenta un bronce al aluminio de uso odontológico, ninguna de las soluciones de saliva artificial citadas en la bibliografía, permite simular el efecto que sobre dicho material tiene la saliva natural.

Por tal motivo, y a partir de los ensayos llevados a cabo, se pudo diseñar una nueva solución, que denominamos Saliva Experimental, cuya composición química varía sensiblemente respecto de la saliva natural, pero que desde el punto de vista de los estudios electroquímicos, permitió el trazado de curvas de polarización sobre un bronce al aluminio, acero inoxidable AISI 304, aleación cobalto-cromo y amalgama de bajo cobre, cuyas respuestas fueron similares a las obtenidas con la saliva natural.

En cuanto a la evaluación llevada a cabo para diferentes aleaciones dentales, se puede establecer que:

- a) Las aleaciones con alto contenido de cromo en su composición (acero inoxidable, aleaciones cobalto-cromo y níquel-cromo) son altamente resistentes a la corrosión en medios orales. De estas aleaciones, sólo las cobalto-cromo y níquel-cromo son aptas para fundir y colar en el laboratorio dental, ya que el acero inoxidable es empleado en forma de cintas o alambres
- b) El titanio y la aleación Ti-6Al-4V también presentan buena resistencia a la corrosión, pero tienen el inconveniente de requerir equipamiento muy costoso para fundir y colar en el laboratorio, por lo que su uso está limitado a la fabricación de pernos para implantes.
- c) Las amalgamas de plata de alto cobre tienen buena resistencia a la corrosión, independientemente del estado bucal del paciente. Las amalgamas de plata de bajo cobre tienen una alta velocidad de corrosión, por lo que no son recomendadas.
- d) Las aleaciones base cobre resisten a la corrosión en medios orales siempre que su película pasiva sea estable, y esto ocurre solamente en pacientes que no sufren enfermedades periodontales críticas.

Haciendo una evaluación costo-beneficio (desde el punto de vista de la resistencia a la corrosión), se concluye que para el caso de obturaciones dentales, el material más aconsejable es la amalgama de plata de alto cobre; para prótesis parciales para cocción con cerámica, las aleaciones cobalto-cromo y níquel-cromo

con bajo contenido de berilio son las recomendadas, tratando de evitar en estos casos las aleaciones base cobre. Para implantología, tanto el titanio como la aleación Ti-6Al-4V no presentan problema alguno desde el punto de vista de la susceptibilidad a la corrosión, y para aparatos de ortodoncia, el acero inoxidable AISI 304 es el que brinda la máxima seguridad.

BIBLIOGRAFIA

- 1.- R.W.Phillips. La ciencia de los materiales dentales, Edit. Interamericana, 8^{va} Edic., Mexico, pag. 1 (1988).
- 2.- H.Muller. Metal Handbook, Vol. 13, 9^a Ed., ASM International, Metal Park, pag. 1336 (1992).
- 3.- Guide to dental materials and devices, American Dental Association, 7th Ed., Chicago (1974).
- 4.- L.B.Dalmau, H.C.Alberty y J.S.Parra. *J. of Prosthetic Dentistry*, 52, 116 (1984).
- 5.- I.B.Lamster, D.I.Kalfus, P.J.Steigerwald y A.I.Chasens. *J. of periodontology*, 58, 486 (1986).
- 6.- D.Burrows. *International Dental J.*, 36, 30 (1986).
- 7.- M.Nakayama, J.B.Moser y E.H.Greener. *Dent.Mater. J.*, 3(2), 133 (1984)
- 8.- Proc. XXI Reunión Anual de la División Argentina de la International Association for Dental Research (I.A.D.R.). Buenos Aires (1990).
- 9.- Proc. XXIV Reunión Anual de la División Argentina de la International Association for Dental Research (I.A.D.R.). Villa Giardino (Córdoba) (1991).
- 10.- Proc. XXV Reunión Anual de la División Argentina de la International Association for Dental Research (I.A.D.R.). Paraná (Entre Ríos) (1992).
- 11.- T.Fusayama, T.Katayori y S.Nomoto. *J.Dent. Res.*, 42, 1183 (1963)
- 12.- J.M.Meyer y J.N.Nally. "Influence of artificial salivas on the corrosion of dental alloys", 11th Annual Congress I.A.D.R., C.E.D., Brussels (1974).
- 13.- J.M.Meyer y J.N.Nally. *J.Dent.Res.*, 54, 678 (1975).
- 14.- J.M.Meyer. *Corros.Sci.*, 17, 971 (1977).
- 15.- R.I.Holland. *Scand.J.Dent.Res.*, 88, 269 (1980).
- 16.- C.Bessing, M.Bergman y A.Thorén. *Dent.Mater.*, 3, 153 (1987).
- 17.- R.I.Holland. *Scand.J.Dent.Res.*, 19, 75 (1991).

- 18.- R.I.Holland. *Dent.Mater.*, **8**, 241 (1992).
- 19.- A.W.J. Muller, F.J.M.J. Maessen y C.L.Davidson. *Dent.Mater.*, **6**, 63 (1990).
- 20.- P.R.Mezger, M.A.Van't Hoff, M.M. Vrijhoef y E.J. Gravenmades. *J.of Oral Rehabilitation*, **16**, 589 (1989).
- 21.- J.A. Di Girolamo. "Estudo do comportamento de uma liga de cobre/aluminio, frente a condicoes artificiais inductoras de corrosao, com presenca y ausencia de tensao". Tesis Doctoral. Faculdade de Odontología, Universidade de Sao Pablo (Brasil) (1992).
- 22.- G.N.Jenkins. Fisiología y bioquímica bucal. Editorial Limusa, Mexico, pag. 303 (1983).
- 23.- H.J.Muller. *J.Electrochem.Soc.*, **134**, 575 (1987).
- 24.- H.J.Muller. *Corrosion*, **45**, 735 (1989).
- 25.- T.K.Ross, D.A.Carter y D.C.Smith. *Corros.Sci.*, **7**, 373 (1967).
- 26.- S.M. de De Micheli y O.Riesgo. *Rev. d'Odonto Stomat.*, **7**, 349 (1978).
- 27.- M.Marek. "The corrosion of dental materials", en *Treatise on materials science and technology*, Vol.23, J.C.Scully Ed., Academic Press (London), pag. 331 (1983).
- 28.- V.Goehlich y M.Marek. *Dent.Mater.*, **6**, 103 (1990).
- 29.- E. Angelini, P.Bianco, S. Mascellani y F.Zuchi. *J.of Materials Science: Materials in Medicine*, **4**, 142 (1993).
- 30.- B.W.Darvell. *J. of Oral Rehabilitation*, **5**, 41 (1978).
- 31.- C.E.Guthrow, L.B.Johnson y K.R. Lawless. *J.Dent.Res.*, **46**, 1372 (1967).
- 32.- E.J.Sutow, D.W.Jones y G.C.Hall. *J.Dent.Res.*, **68**, 82 (1989).
- 33.- E.J.Sutow, D.W.Jones, G.C.Hall y C.G.Owen. *J.Dent.Res.*, **70**, 1082 (1991).
- 34.- J.Brugirard. Etude du comportement électrochimique des métaux et alliages dentaires, J.Prélat Ed., Paris V° (1970).
- 35.- K.Arvidson y G.Johansson. *Scand.J.Dent.Res.*, **93**, 467 (1985).

- 36.- D.C.Mears. *International Metals Review*, 22, 119 (1977).
- 37.- J.H.Chern Li, S.J.Lo y C.P.Ju. *J. of Oral Rehabilitation*, 22, 331 (1995).
- 38.- A.Fraker. Corrosion test and standard, R.Baboian Ed., ASTM Manual Series, Philadelphia, pag. 712 (1995).
- 39.- . H.S.Dobbs y J.L.M.Robertson. Titanium Alloys in Surgical Implants, ASTM STP 796, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pag. 227-237 (1995).
- 40.- E.J.Sutow, D.W.Jones y E.L.Milne. *J.Dent.Res.*, 64, 842 (1985).
- 41.- K.Endo, S.Hirano y T.Hirasawa. *Dent.Mater.J.*, 6, 70 (1987).
- 42.- K.Endo, Y.Araki y A.Ohno. *Dent.Mater.J.*, 8, 46 (1989).
- 43.- E.Angelini, M.Pezzoli, F.Rosalbino y F.Zuchi. *J.Dent.*, 19, 56 (1991).
- 44.- J. Geis-Gerstorfer. *J.Dent.*, 22, 247 (1994).
- 45.- N.K.Sarkar, W.Redmond, A.Schwaninger y A.J.Goldberg. *J. of Oral Rehabilitation*, 10, 121 (1983).
- 46.- P.P.Corso, R.M.German y D.Simmons. *J.Dent.Res.*, 64, 854 (1985).
- 47.- J.R.Straub, C.S.Eyes y N.K.Sarkar. *J. of Oral Rehabilitation*, 13, 521 (1986).
- 48.- I.D.Mandel. *J.Dent.Res. Supl. 2*, 53, 246 (1974).
- 49.- P.Brezina. *International Metals Reviews*, 27, 77 (1982).
- 50.- Dentorum, Odontotecnia, Catálogo nº 11/1. Ed. 1993, R.F.Alemania.
- 51.- M. C. Andrade y S. Feliu. Corrosion y proteccion metalicas, vol II Cap. 20. Consejo Superior de Investigaciones Científicas, Madrid (1991).
- 52.- J. A. González. Control de la corrosion: estudio y medida por tecnicas electroquimicas, Cap. V, Consejo Superior de Investigaciones Científicas, Madrid (1989) .
- 53.- S. W. Dean Jr. Electrochemical methods of corrosion testing en electrochemical techniques for corrosion, NACE, Texas (1976).
- 54.- M. Ipohorski y N. J. Marccone. Microanálisis dispersivo en energia en el microscopio electronico de barrido, OEA-CNEA, Buenos Aires, Argentina

(1995).

- 55.- E. Angelini y F. Zucchi. *J. of material Science: Materials in Medicine*, 2, 27 (1991).
- 56.- D.F.Williams y J.Cunningham. *Materiales en la odontología clínica*. Ed.Mundi, Buenos Aires (1982).
- 57.- J. Geis - Gerstorfer y K. Pässler. *Dental Mater.*, 9, 177 (1993)
- 58.- K.M.Speck y A.C.Fraker. *J.Dent.Rev.*, 59 (10), 1590 (1980).
- 59.- F. V. Wald y F. H. Cocks. *J. Dent. Res.*, 50 (1), 48 (1971)
- 60.- N. K. Sarkar, R. A. Fuys y J. W. Stanford. *J. Prosthetic Dentistry*, 40 (1), 50 (1978).
- 61.- N. K. Sarkar, *J. Prosthetic Dentistry*. 45 (3), 292 (1981).
- 62.- O. Riesgo, G. L. Bianchi y G. S. Duffó. *Rev. Metal .Madrid*, 28(5), 306 (1992).
- 63.- N. K. Sarkar, R. A. Fuys y J. W. Stanford. *J. Dent. Res.*, 58(6), 1572 (1979).
- 64.- G. F. Filkenstein y E. H. Greener. *J. Oral Rehabilitation*, 4, 347 (1977).
- 65.- D. Brune. *Scand. J. Dent. Res.*, 89, 506 (1981).
- 66.- G. J. Ewers y E. H. Greener. *J. Oral Rehabilitation*, 12, 469 (1985).

CINI

Centro de Investigación Industrial

Av. Córdoba 320
(1054) Buenos Aires
Rep. Argentina

Fax: 54 - 1 - 310 - 1000
Tel.: 54 - 1 - 318 - 5523
e - mail : cini @ fudfer. org. ar