

اثر پیشینه تولید آلیاژ نایتینول متخلخل بر خواص خوردگی آن در محلول شبیه سازی شده بدن

مهدی عطارچی^۱، محمد کرمی نژاد^۲ و خطیب الاسلام صدرنژاد^۳

چکیده:

نایتینول به عنوان یک آلیاژ زیست سازگار در پزشکی کاربرد فراوانی پیدا کرده است. امروزه آلیاژهای متخلخل آن به علت استحکام متناسب با استخوان و توانایی بیشتر در ایجاد پیوند فیزیکی با بافت بدن بیشتر مورد توجه هستند. در این تحقیق نمونه ها با ترکیب پودر نیکل و تیتانیوم با درصد اتمی یکسان در خلا 10^{-5} Pa زینتر شده اند. در زینتر فشار قالب ۴۰۰ تا ۶۰۰ مگاپاسکال، دما $1050-950^{\circ}\text{C}$ و زمان ۲ تا ۵ ساعت بوده است. آزمایشات خوردگی در 37°C و محلول رینگر (محلول شبیه سازی بدن) انجام شده است. آزمایشات پتانسیودینامیک، EIS و XRD بر روی نمونه ها انجام شده است. نتایج آزمایش نشان می دهد که افزایش دما بیش از همه موجب تثبیت فاز بین فلزی NiTi شده و موجب بهبود مقاومت خوردگی می شود. از طرفی تغییر پارامترهای تولید بر روی تخلخل موجب تغییر ظرفیت خازنی سطح می شود. بیشترین مقاومت به خوردگی با زینتر در دمای 1050°C و زمان های ۴ و ۵ ساعت بدست آمده است.

کلمات کلیدی: پیشینه تولید، خوردگی، نایتینول، محلول شبیه سازی شده بدن.

مقدمه:

آلیاژ نایتینول نسل جدیدی از کاشتنی های پزشکی است که خواص سوپرالاستیسیته و حافظه داری دارد. این خواص به همراه مقاومت به خوردگی خوب این آلیاژ را برای کاربردهای پزشکی و کاشتنی ها بسیار جذاب کرده است [۱]. آلیاژهای متخلخل نایتینول به علت استحکام نزدیک تر به استخوان و ایجاد فضای بیشتر برای بافت بدن و استخوان به عنوان کاشتنی استخوانی مطلوب تر هستند. اگر چه امروزه مطالعات زیادی در باره خوردگی این آلیاژ به صورت ساده (*Bulk Shape*) با عملیات سطحی متفاوت انجام شده

^۱ دانشجوی کارشناسی ارشد خوردگی و حفاظت مواد- دانشگاه شهید باهنر کرمان.

^۲ استاد-دانشگاه شهید باهنر کرمان.

^۳ استاد- دانشگاه صنعتی شریف.

است [۴-۲] اما مطالعه دقیقی بر روی این آلیاژ به صورت متخلخل انجام نشده است. از اولین گام‌های بررسی یک کاشتنی در بدن تست‌های الکتروشیمیایی آنها در محلول‌های شبیه‌سازی شده بدن است. پارامتر مورد بررسی در روش‌های الکتروشیمیایی سطح نمونه است که در تماس با محلول است. در آلیاژ نایتینول مشابه کاشتنی‌های پایه تیتانیوم دیگر لایه TiO_2 در سطح تشکیل می‌شود [۷-۵]. بر روی این لایه در بدن و محلول شبیه‌سازی شده بدن لایه‌ای فسفاتی/کلسیومی تشکیل می‌شود و این لایه وظیفه ارتباط با بافت بدن را دارد [۸]. این لایه ترکیبی، در این دسته مطالعات مورد بررسی قرار می‌گیرد. این لایه به شدت بر روی پاسخ‌ها بدست آمده از آزمون‌های الکتروشیمیایی اثر گذار است. از طرف دیگر ریز ساختار زیر لایه بر تشکیل، دوام و مورفولوژی لایه سطحی آنها اثر می‌گذارد [۹]. در این سری از آلیاژها علاوه بر پیوند زیستی بوسیله لایه فسفاتی/کلسیومی می‌توان ایجاد کرد مو توان پیوند فیزیکی متاثر از تخلخل در سطح داشت. این مسئله هم می‌تواند یک مزیت باشد و هم یک عیب. در آلیاژهای متخلخل سطح واقعی از سطح ظاهری بیشتر است و شکل حفرها نیز پارامتری موثر در رفتار مورد بررسی آنهاست [۱۰]. در حالتی که آلیاژ مورد بررسی پایه تیتانیومی، نظیر نایتینول، که متخلخل است در محیط شبیه‌سازی شده بدن مورد بررسی الکتروشیمیایی نظیر پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی قرار می‌گیرد، ترکیبی از شرایط بالا مورد بررسی قرار می‌گیرد.

مواد و روش تحقیق:

در تحقیق حاضر نمونه‌های نایتینول که به صورت قرص بوده، با زینتر کردن پودر تیتانیوم و نیکل با درصد وزنی یکسان در قالبی ثابت که قابلیت اعمال فشار در حین زینتر دارد در خلا $10^{-5} Pa$ در زمان‌ها و دماهای مختلف تولید شده است. اندازه ذرات بیشتر حدود $60 \mu m$ بوده است. فشار قالب ۴۰۰، ۵۰۰ و ۶۰۰ مگاپاسکال، دماهای کاری ۹۵۰، ۱۰۰۰ و ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد و زمان‌های زینتر ۲، ۳، ۴ و ۵ ساعت بوده است. سطح مورد بررسی تا مش ۱۰۰۰ سناده زده شده و در آب مقطر و استن آبکشی شده است. درصد تخلخل ظاهری نمونه‌ها بوسیله دستگاه آنالیز تصویری ساخت شرکت *BOHLER* انگلستان محاسبه گردید. آنالیز *XRD* با استفاده از دستگاه *PHILIPS* و لامپ کبالت با طول موج $1/7903$ آنگستروم بین ۴۰ الی ۸۰ درجه انجام شد. تست‌ها خوردگی در محلول رینگر و حجم ۱ لیتر در دمای $37^{\circ}C$ انجام شده است. آزمون‌ها پلاریزاسیون پتانسیودینامیک با استفاده از دستگاه *AMEL5000* و انجام شد. زمان این آزمون‌ها ۳۰ دقیقه، ۲۴ و ۴۸ ساعت بعد از غوطه‌وری است. آزمون امپدانس در دمای $37^{\circ}C$ بعد از ۱۳ ساعت با استفاده از دستگاه *EG & G* مدل ۲۷۳ انجام شده است. اندازه ماکزیمم موج سینوسی $10 mV$ بوده و این آزمون در پتانسیل خوردگی انجام شده است.

نتایج و بحث:

نتایج تخلخل سنجی برای فشار ۶۰۰ مگاپاسکال برای دو دمای ۹۵۰، ۱۰۰۰ و ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد در جدول ۱ آورده شده است. مشخصاً افزایش فشار موجب کاهش درصد تخلخل درونی می شود. اما این کاهش تغییرات یکسان نخواهد بود. مطالعه اثر دما و زمان تفجوشی با توجه به تاثیر این دو متغیر بر واکنش های درونی آلیاژ قابل تعبیر و بررسی است. افزایش دمای تفجوشی موجب تسریع واکنش های تبدیلی درون آلیاژ می شود. این موضوع سبب می شود که حرارت درونی آلیاژ به سرعت افزایش یافته و منجر به افزایش حجم نمونه گردد. این افزایش حجم در شرایط عادی خود را به صورت افزایش حجم درصد تخلخل های درونی نمونه خود را نشان می دهد.

جدول ۱: درصد تخلخل های درونی آلیاژ در فشار تولید ۶۰۰ مگاپاسکال و زمان ها و دماهای تفجوشی متفاوت.

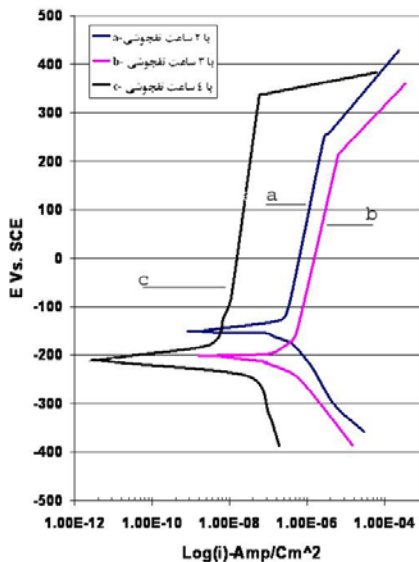
زمان دما	۲ ساعت	۳ ساعت	۴ ساعت	۵ ساعت
۹۵۰	۱۷/۹۹۸	۲۱/۵۵۷	۱۹/۳۳۴	۱۶/۶۰۵
۱۰۰۰	۲۱/۳۱	۲۰/۷۱۲	۱۷/۵۵۵	۱۴/۳۱۳
۱۰۵۰	۲۲/۰۰۷	۱۸/۱۸	۱۵/۷۴۵	۱۰/۱۷

اگرچه استفاده از فیکسچر سبب می شود که افزایش حجم در نمونه رخ ندهد (یا به حداقل برسد) و تخلخل های درونی نمونه در یکدیگر فرو بروند، اما تشکیل فاز های جدید در آلیاژ و انقباض آنها بعد از انجماد نیز موجب افزایش تخلخل های درونی خواهد شد. اما بعد از تکمیل واکنش های درونی، درصد تخلخل ها کاهش یافته و از حجم آنها کاسته می شود. متغیر زمان در مسئله فوق الذکر دارای اهمیت است. چنانچه زمان برای انجام واکنش های تبدیلی کافی نباشد با افزایش زمان درصد تخلخل های درونی نیز افزایش خواهد یافت. اما با تکمیل شدن واکنش ها، مرور زمان موجب کاهش درصد تخلخل های درونی آلیاژ خواهد شد. به این علت در جدول ۱ دیده می شود در دمای $950^{\circ}C$ بعد از ۳ ساعت ماکزیمم تخلخل دیده می شود. در حالی که در دو دمای دیگر افزایش زمان موجب کاهش تخلخل می شود. یعنی در دماهای $1000^{\circ}C$ و $1050^{\circ}C$ واکنش قبل از دو ساعت تکمیل شده است و با گذشت زمان حفره ها کمتر خواهند شد.

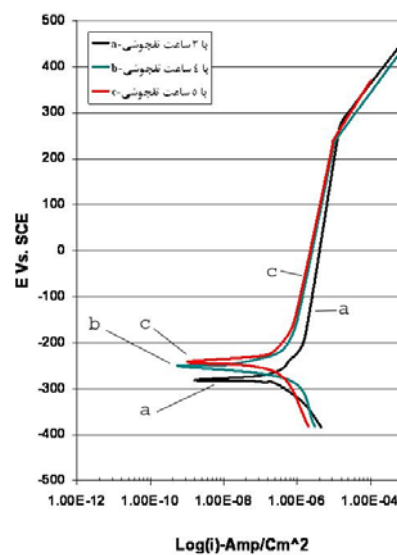
نتایج XRD نشان می دهد در دمای $950^{\circ}C$ بعد از ۲ ساعت تفجوشی، حضور فازهای دیگری غیر از $TiNi$ همچون Ti و Ni بصورت عنصری، به خوبی مشخص است. زیرا هنوز واکنش های تبدیلی برای تشکیل فاز $TiNi$ کامل نشده است. دلیل این امر هم پایین بودن نسبی دمای $950^{\circ}C$ برای فرآیند تفجوشی فاز مایع است. بعد از ۳ ساعت تفجوشی شدت پیک فاز $TiNi$ افزایش یافته است و حضور عناصر کمرنگ تر شده است، اما فاز $TiNi_3$ قابل تشخیص است. این امر مبین آن است که واکنش ها با پیشرفت مواجه شده است و بین فلزی های ناشی از ترکیب دو عنصر در زمینه ایجاد شده اند. با گذشت ۴

و ۵ ساعت از زمان تفجوشي، از ميزان بين فلزي ها غير از $TiNi$ نيز کاسته شده است و تنها $TiNi$ بهمراه فاز مارتنزيت در زمينه تشخيص داده شده است. ميزان بين فلزي ها و عناصر ديگر به حدي پايين است که در زمينه مشخص نمي‌شود. حضور فاز مارتنزيت در کنار نايٲينول دسترسي به ترکيب دقيق ۵۰-۵۰ درصد اتمي نايٲينول را در بعضي از قسمت هاي نمونه ها اثبات مي‌کند. زيرا از لحاظ ترموديناميکي اين فاز در ترکيب مذکور از پايداري بيشتري نسبت به نايٲينول برخوردار است [۱۱] لذا رفتار حافظه داري در اين مناطق نيز از شرايط مساعدتري برخوردار خواهد بود. در دماي $1000^{\circ}C$ ، بعد از ۲ ساعت تفجوشي حضور بين فلزي $TiNi$ بخوبي مشخص است اما فاز مارتنزيت در حد کمي قابل مشاهده است. بعد از گذشت زمان هاي ۳ و ۴ ساعت نيز شرايط با گذشته تفاوت فاحشي نشان نمي‌دهد. در واقع واکنش هاي تبديلي بعد از ۲ ساعت تکميل شده است و عبور زمان هاي ۳ و ۴ ساعت تنها در همگني بيشتري آلياژ و کاهش درصد تخريل هاي آن موثر است. با توجه به نوع و شدت پيک هاي حاصل در دو دماي $950^{\circ}C$ و $1000^{\circ}C$ درجه سانتیگراد مي‌توان به اين نکته پي برد که اوج واکنش هاي تبديلي در دماي $950^{\circ}C$ بعد از سه ساعت و در دماي $1000^{\circ}C$ بعد از ۲ ساعت (يا کمتر از ۲ ساعت) رخ مي‌دهد. در دماي $1050^{\circ}C$ سرعت تشکيل فاز $TiNi$ بسيار بالاست و بعد از گذشت تنها زمان ۲ ساعت از تفجوشي، فاز نايٲينول تنها فاز قابل تشخيص در زمينه آلياژ است.

نتايج آزمون هاي پلاريزاسيون براي ۶ نمونه بعد از ۳۰ دقيقه غوطه وري در شکل ۱ آورده شده است. فشار توليد در تمام آنها ۶۰۰ مگا پاسکال است.



ب) تفجوشي در $1000^{\circ}C$



الف) تفجوشي در $950^{\circ}C$

شکل ۱: نمودارهاي پلاريزاسيون براي نمونه هايي با فشار توليد ۶۰۰ مگا پاسکال و بعد از ۳۰ دقيقه غوطه وري.

همان طور که دیده می شود، پتانسیل خوردگی با افزایش زمان در $1000^{\circ}C$ کاهش می یابد و در ۳ ساعت به تعادل می رسد. با توجه به بررسی های انجام شده بر روی ریز ساختار می توان نتیجه گرفت اگرچه در دمای $1000^{\circ}C$ در ۲ ساعت و یا کمتر از آن فاز بین فلزی و مطلوب *TiNi* بدست آمده است اما در ۳ ساعت این فاز تثبیت تر و همگن تر شده است. در $950^{\circ}C$ پتانسیل تغییرات کمی داشته است که با توجه به توضیح داده شده بیانگر کندتر بودن فرآیند تثبیت در این دما است، چیزی که کاملاً قابل پیش بینی است. در کل تغییرات پتانسیل خوردگی در این دسته از نمونه ها کم است.

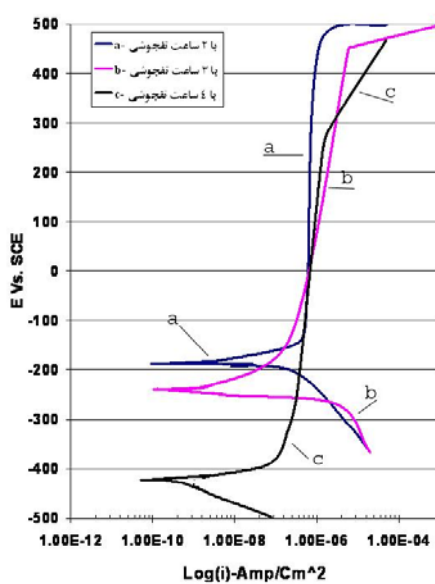
در تمامی نمونه ها حالت پسیو مشاهده شده است. با افزایش زمان تفسجوشی، تخلخل ها کاهش می یابد و همینطور فازها تثبیت تر و همگن تر می شوند. به همین دلیل با افزایش زمان جریان پسیو کاهش می یابد. در دمای $950^{\circ}C$ که تثبیت به کندی پیش می رود تغییرات جریان پسیو کم است و کم شدن تخلخل ها و نزدیک شدن سطح واقعی و ظاهری بیشتر نقش ایفا می کند. اما در $1000^{\circ}C$ ابتدا تغییرات جریان پسیو کم است اما بعد از ۴ ساعت جریان پسیو به شدت کاهش یافته است. این مسئله تنها به علت کاهش تخلخل ها نمی باشد چون برای همین مقدار تخلخل که در دمای $950^{\circ}C$ بدست آمده دانسیته جریان پسیو بسیار بیشتر است. و این کاهش دو دهکی (۱۰۰ برابری) جریان پسیو می تواند به علت تثبیت و همگنی فازها در آلیاژ باشد. به همین علت است که برخلاف دیگر نمونه ها که جریان خوردگی نسبتاً مشابهی دارند، جریان خوردگی نیز به شدت کاهش یافته است. پتانسیل شکست در تمام نمونه ها تقریباً یکسان است. در این زمان کوتاه غوطه وری، محلول توانایی ایجاد لایه فسفاتی/کلسیومی کمی دارد.

آزمایشات پلاریزاسیون برای همان نمونه های شکل ۱ اما زمان غوطه وری ۲۴ ساعت در شکل ۲ آورده شده است. در اینجا اثر پیشروی تشکیل فاز در حین تولید بر پتانسیل خوردگی بهتر مشهود است. در دمای $950^{\circ}C$ با افزایش زمان از ۲ به ۳ ساعت پتانسیل افزایش بیشتری یافته است تا از ۳ به ۴ ساعت. این نشان می دهد که در این دما تنها تشکیل فاز غالب است و تثبیت کمی برای فازهای بدست آمده وجود دارد. این مسئله در دمای $1000^{\circ}C$ مشهود تر است. در دمای $1000^{\circ}C$ بعد از ۲ ساعت ماکزیمم پتانسیل خوردگی بدست آمده است. و با گذر زمان و با توجه به دیگر نتایج بدست آمده از این تحقیق در ادامه تثبیت فازها و یکنواختی بیشتر بدست می آید و در نتیجه پتانسیل به سمت مقادیر نجیب تر حرکت می کند.

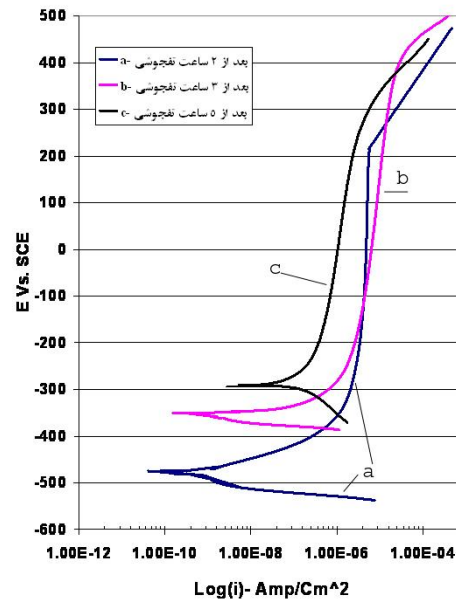
زمان غوطه وری برای این دسته از کاشتنی ها (پایه پیتانیومی) به منظور بررسی اولیه خوردگی آنها ۱۳ ساعت است [۹]. در این حالت لایه فسفاتی/کلسیومی با محیط و سطح به تعادل رسیده است. در شکل ۲ نمونه ها بعد از ۲۴ ساعت غوطه وری مورد آزمون قرار گرفته اند. در این حالت لایه تشکیل شده بر سطح در تعادل کامل با محیط است. جریان خوردگی در تمام نمونه ها با افزایش زمان کاهش یافته است.

حدود این تغییرات را بیشتر می توان به تغییرات تخلخل نسبت داد و اینکه افزایش زمان تفسجوشی اثر کمی بر جریان خوردگی نمونه ها دارد. اما بر خلاف شکل ۱ در اینجا دو دسته جریان پسیو مختلف دیده می شود. در دمای $950^{\circ}C$ با زمان تفسجوشی ۵ ساعت جریان پسیو ۱۰ برابر نمونه ای است که در دمای

$1000^{\circ}C$ و زمان ۳ ساعت تفجوشی شده است. این اختلاف نسبت به حالت شکل ۱ بیشتر است. این در حالی است که میزان تخلخل هر دو نمونه تقریباً یکسان است. از طرفی در این شرایط (۲۴ ساعت غوطه‌وری) بر خلاف حالت قبل (شکل ۱) لایه‌ی ای فسفاتی/کلسیومی وجود دارد.



ب) تفجوشی در $1000^{\circ}C$

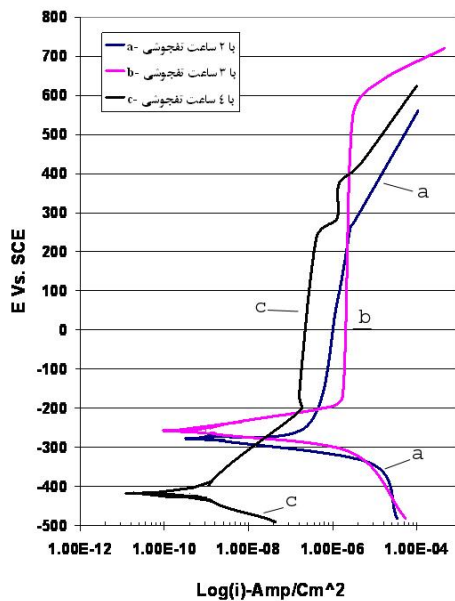


الف) تفجوشی در $950^{\circ}C$

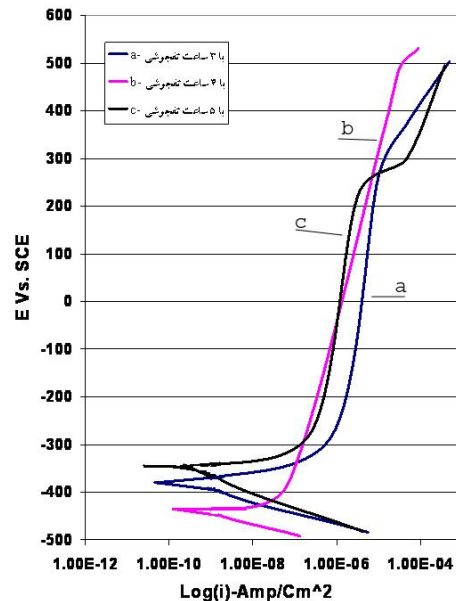
شکل ۱: نمودارهای پلاریزاسیون برای نمونه‌هایی با فشار تولید ۶۰۰ مگاپاسکال و بعد از ۲۴ ساعت غوطه‌وری.

پس می‌توان نتیجه گرفت در این شرایط که نمونه از لحاظ ساختاری همگن تر شده است، تشکیل لایه‌های محافظ پایدار نیز بسیار ترغیب شده است. در دمای $950^{\circ}C$ بعد از ۵ ساعت شرایط ایده آل بدست آمده است اما این مسئله در دماهای بالاتر در تمامی نمونه‌ها دیده شده است. پتانسیل شکست در این زمان غوطه‌وری، برای همه نمونه‌ها تقریباً یکسان است.

منحنی‌های پلاریزاسیون همان نمونه‌های شکل ۱ بعد از ۴۸ ساعت غوطه‌وری در شکل ۳ آمده است. تمام تغییرات پتانسیل خوردگی در حدود 100 mV است. به نظر می‌رسد تشکیل لایه فسفاتی/کلسیومی ضخیم (بعد از ۴۸ ساعت غوطه‌وری) توانسته اثرات زیر لایه را در پتانسیل سطح کمتر کند و پتانسیل همه نمونه‌ها در یک بازه قرار گرفته است. اما اثرات زیر لایه در نمونه $950^{\circ}C$ و زمان ۵ ساعت خودش را نشان داده است. در حالیکه جریان پسیو آن مشابه آلیاژهای مطلوب از نظر ریز ساختاری است اما پتانسیل شکست بسیار کمی دارد و این بدان علت است که لایه سطحی و تعادلی تشکیل شده نمی‌تواند بسیار پایدار باشد. پس برای رسیدن به حالت پسیو پایدار در شرایط غوطه‌وری ساده و تعادل می‌بایست زیر لایه به خوبی تثبیت و همگن شده باشد.



ب) تفجوشی در $1000^{\circ}C$



الف) تفجوشی در $950^{\circ}C$

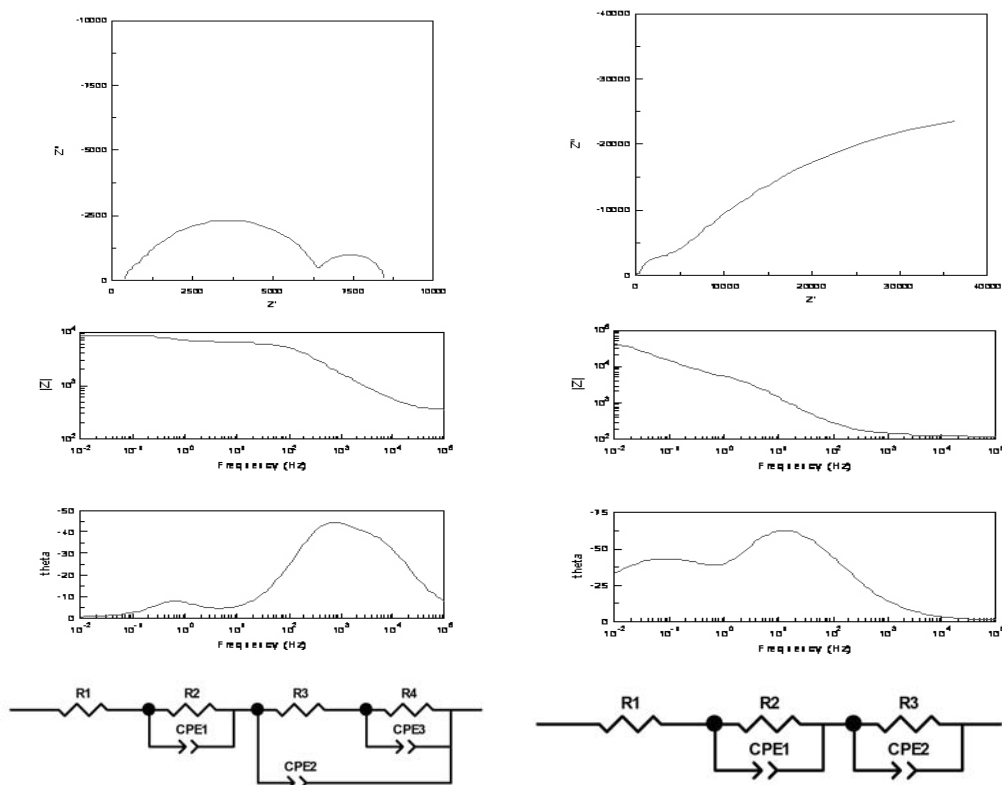
شکل ۱: نمودارهای پلاریزاسیون برای نمونه هایی با فشار تولید ۶۰۰ مگاپاسکال و بعد از ۴۸ ساعت غوطه وری.

دو نتیجه آنالیز طیف نگاری امپدانس در شکل ۴ آورده شده است. نتایج با استفاده از نرم افزار *Zview* تحلیل شده است. کلیه نتایج طیف نگاری امپدانس را می توان در این دودسته قرار داد. لازم به ذکر است مدل الف حالت ساده مدل ب است که با گذر زمان به حالت ساده ۱ تبدیل شده است (کم شدن تداخل و افزایش یکنواختی). در هر دو مدل ۱ شکل ۴ خازن به *CPE* تبدیل شده است و ظرفیت آن به علت تغییر سطح واقعی به ظاهری تغییر کرده است. از طرفی وجود تداخل و تغییر صافی سطح نیاز به استفاده از α غیر ۱ را ایجاد کرده است. اثر دیگر تداخل و شکل آنها ایجاد تغییر در سهم نفوذی فرآیندهاست [۱۲]. ذکر این نکته خالی از لطف نیست که در حالت ثوری برای ساختارهای متداخل مدل در حالت بسط به *n* مدار متداخل ایده آل است اما در این تحقیق مدار معادل پیشنهادی ب برای نمونه های متداخل تطبیق قابل قبولی ایجاد کرده است.

نتایج آنالیز طیف نگاری امپدانس نشان می دهد که بهبود خواص خوردگی و تغییر تداخل در بر روی نتایج این آنالیز تاثیر گذار است و خواص پسیو نمونه ها را که بوسیله پلاریزاسیون بدست آمده است را تایید می کند.

مهمترین تغییر مشاهده شده در ظرفیت خازنی آنهاست. که به ساختار و ضخامت پوسته وابسته است. همان طور که گفته شد نتایج این آزمون تقریباً منطبق بر نتایج پیش بینی شده از پلاریزاسیون است. یعنی تغییرات لایه سطحی و ظرفیت خازنی سطح. روند تغییرات مقاومت پلاریزاسیونی بدست آمده از منحنی های پلاریزاسیون پتانسیو دینامیک و طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی با هم منطبق است. اما

تغييرات ظرفيت خازنی بر نتايج مقاومت به خوردگی كاملاً منطبق نيست (البته انحراف کمی دارد). كه اين می تواند به علت تغييرات كيفيت زیر ساختار بر پوسته تشكيلي بر سطح باشد. اين مسئله برا نتايج بدست آورده توسط ديگر محققين منطبق است [۹-۷ و ۴].



الف) برای حالت با تخلخل کم
ب) برای حالت با تخلخل زیاد
شکل ۴: آنالیز طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی برای دو نمونه با الف) تخلخل کم و ب) تخلخل زیاد

نتیجه گیری:

نتايج بدست آمده از اين مطالعه نشان می دهد:

۱. استفاده از منحنی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و طیف سنجی امپدانس الکتروشیمیایی برای بررسی خوردگی ایمپلنت های نایتینول در محلول شبیه سازی شده بدن مناسب است.
۲. به علت اثر شدید دما بر استحاله تشکيل اين آلیاژ در بازه مورد مطالعه، اين متغیر موثرترین پارامتر تولید در مقاومت به خوردگی است.
۳. با افزایش زمان بعد از تشکيل فاز مورد نظر تخلخل کاهش می یابد و فازها همگن تر می شود و برای رسیدن به تخلخل و مناسب و مقاومت به خوردگی بين اين دو تناسب رعایت شود. به طوری كه بیشترین تخلخل در دمای $1050^{\circ}C$ و فشارزینتر 400 مگاپاسکال در زمان 2 ساعت بدست آمده است اما بیشترین مقاومت به خوردگی در دمای $1050^{\circ}C$ و فشارزینتر 600 در دو زمان 4 و 5 ساعت بدست آمده است.

۴. نمونه های با دما و زمان کم (دمای $950^{\circ}C$ و زمان ۲ یا ۳ ساعت) در آزمون های خوردگی نتایج نامنظمی نشان داده اند.
۵. بیشترین مقاومت به خوردگی در زمان ۵ و ۴ ساعت در تمام سری نمونه های فشار، دماهای یکسان نشان داده اند. و مقاومت به خوردگی در دمای $1050^{\circ}C$ از همه سری ها بیشتر است.

مراجع:

1. T. Duerig, A. Pelton, D. Stockel, 'An Overview of Nitinol Medical Applications', Materials Science and Engineering, 1999, A273-275, 149-160.
2. L. Tana, R.A. Dodd, W.C. Crone, 'Corrosion and Wear-Corrosion Behavior of NiTi Modified by Plasma Source Ion Implantation', Biomaterials, 2003, 24, 3931-3939.
3. Z. D. Cui, H. C. Mana, X. J. Yang, 'The Corrosion and Nickel Release Behavior of Laser Surface-Melted NiTi Shape Memory Alloy in Hanks Solution', Surface & Coatings Technology, 2005, 192, 347-353.
4. S. A. Shabalovskaya, 'Surface, Corrosion and Biocompatibility Aspects of Nitinol as an Implant Material', Bio-Medical Materials and Engineering, 2002, 12, 69-109.
5. N. Schiff, B. Groszogaata, M. Lissaca, F. Dalard, 'Influence of Fluoride Content and pH on the Corrosion Resistance of Titanium and its Alloys', Biomaterials, 2002, 23, 1995-2002.
6. D. A. Armitage, D. M. Grant, 'Characterisation of Surface-Modified Nickel Titanium Alloy', Material Science and Engineering, 2003, A349, 89-97.
7. S. Barison, S. Cattarin, S. Daolio, M. Musiani, A. Tuissi, 'Characterisation of Surface of Nickel-Titanium Alloy By Ion-Beam and Electrochemical techniques', Electrochimica Acta, 2004, 50, 1-18.
8. P. Rocher, L. Elmadawar, J. C. Hornez, M. Traisnel, J. Breme, H. F. Hildebrand, 'Biocorrosion and Cytocompatibility Assessment of NiTi Shape Memory Alloy', Scripta Materiala, 2004, 50, 255-260.
9. A. W. E. Hodgson, Y. Mueller, D. Forster, S. Virtanen, 'Electrochemical Characterisation of Passive Film on Ti Alloys Under Simulated Biological Conditions', Electrochimica Acta, 2002, 47, 1913-1923.
10. C. Hitz, A. Lasia, 'Experimental Study and Modeling of Impedance of the HER on Porous Ni Electrode', J. of Electroanalytical Chemistry, 2001, 500, 213-222.
11. W. Tang, 'Thermodynamic Study of the Low-Temperature Phase B19' and Martensitic Transformation in Near Equiatomic Ti-Ni Shape Memory Alloy', Metal. Mater. Trans. A, 1997, 28A, 537-544.
12. L. Birry, A. Lasia, 'Studies of the Hydrogen Evolution Reaction on Raney Nickel-Molybdenum Electrodes', J. of Applied Electrochemistry, 2004, 34, 735-749.

Effect of Production Condition on Corrosion Behavior of Porous Nitinol in Simulated Body Fluid

M. Attarchi¹, M. Karaminezhaad², S. Kh. Sadmezhaad³
¹mhdattarchi@yahoo.com

Abstract: Nitinol is one of the most applicable biocompatible alloys in medical application. Because of suitable strength of porous alloy (near the bone strength) and its ability for making physical join to tissue, study of this alloy is a challenging topic recently. In this research, first Nitinol had been made of combining equiatomic Ni with Ti powder and then sintered at 10^{-5} Pa vacuum pressure. Sintering was done at 400 to 600 MPa mold pressure and temperature 950-1050°C to 2-5 hours. Specimen Corrosion tests have done in Ringer's solution (simulated body fluid) at 37°C. Results shows temperature have basic role in achieving NiTi intermetallic phase which instead can increase corrosion resistance. Production conditions are able to change surface specimen capacity. Best corrosion resistance was found at 1050°C in 4 and 5 hours sintering.

Key Word: Production Condition, Corrosion, Nitinol, Simulated Body Fluid.

¹ MSC Student, Kerman University.

² Professor, Kerman University.

³ Professor, Sharif University of Technology.