

اثر عملیات حرارتی پیرسازی بر ریزساختار، خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی سوپر آلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۱۸

علی مرتضایی*^۱، مرتضی شمعیان^۲

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران

* mortezaie.a@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۹۳/۰۲/۱۶، تاریخ پذیرش: ۹۳/۰۳/۱۰)

چکیده

در پژوهش حاضر، به منظور تبیین تاثیر شرایط کاری دمای بالا بر رفتار سوپر آلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۱۸، یک عملیات حرارتی طولانی مدت در دمای 650°C به مدت ۵۰ ساعت بر روی آن اعمال گردید و ریزساختار و خواص متالورژیکی آن مورد ارزیابی قرار گرفت. مشاهدات ریزساختاری حاکی از رسوب گذاری فاز دلتا به همراه کسری از رسوبات $7\mu\text{m}$ در زمینه آستنیتی آلیاژ پس از عملیات حرارتی پیرسازی بود. با انجام آزمون های کشش و ضربه نیز مشخص گردید که فاز دلتا موجب تقلیل استحکام کششی و در عین حال ازدیاد انرژی شکست اینکونل ۷۱۸ شده است. به علاوه، نتایج آزمایش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک حاکی از کاهش مقاومت به خوردگی آلیاژ پس از عملیات حرارتی پیرسازی بود. در آخر با توجه به نتایج مشخص گردید که قرارگیری آلیاژ در معرض عملیات حرارتی طولانی مدت، منجر به کاهش استحکام کششی و مقاومت به خوردگی آن نسبت به شرایط ریزساختاری آنیل خواهد شد.

کلمات کلیدی:

عملیات حرارتی- ریزساختار- خواص مکانیکی- اینکونل ۷۱۸.

۱- مقدمه

موجب شده است استحکام مکانیکی و مقاومت به خزش بالایی را در شرایط کاری مختلف از خود نشان دهد. استحکام زیاد آلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت شونده، به دلیل رسوب فاز گاما پرایم و مقاومت ایجادشده توسط کاربیدها در برابر لغزش مرزهای دانه است. اما آلیاژ ۷۱۸ یک استثنا است. در این آلیاژ نیویوم به عنوان عنصر آلیاژی استحکام بخش بوده و فاز گاما دوپل پرایم وظیفه رسوب سختی در حین پیرسازی را بر عهده

اینکونل ۷۱۸ یک سوپر آلیاژ پایه نیکل استحکام بالا است که عمدتاً در دماهای متوسط و شرایط کاری خورنده استفاده می شود. این سوپر آلیاژ در زمره آلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت شونده قرار گرفته و بصورت ریختگی و کار شده در صنایع متعددی از جمله نفت و گاز، راکتورهای هسته ای و هوافضا مورد استفاده قرار می گیرد [۱-۲]. به علاوه، مکانیزم استحکام دهی این آلیاژ از طریق تشکیل فازهای رسوب سخت بوده که

سه سیکل استاندارد بر روی ریزساختار و عمر شکست خزشی مورد بررسی قرار دادند. نتایج آن‌ها نشان داد که اعمال سیکل عملیات حرارتی 1095°C به مدت یک ساعت، سرد کردن تا دمای محیط و سپس پیرسازی در دمای 720°C و 620°C هر کدام به ترتیب به مدت هشت ساعت منجر به هیچ گونه رسوب گذاری فاز دلتا در ریزساختار نخواهد شد و تحت این شرایط استحکام خزشی مقدار بهینه تری را نمایش می‌دهد. با این وجود، هیچ گونه پژوهش روشمندی در رابطه با زمان قرار گیری در دمای کاری آلیاژ ۷۱۸ بر روی ریزساختار و خواص عمده آلیاژ مانند استحکام کششی، مقاومت در برابر ضربه و رفتار خوردگی به چشم نمی‌خورد. بنابراین هدف از انجام این تحقیق بررسی ریزساختار و خواص آلیاژ ۷۱۸ پس از در معرض قرار گرفتن در حداکثر دمای کاری به مدت ۵۰ ساعت است تا بتوان استنتاج درستی از تغییر و تحولات صورت گرفته در این شرایط حاصل نمود.

۲- مواد و روش‌ها

در این پژوهش از سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸ در شرایط ریختگی و به ابعاد $10 \times 45 \times 150$ میلی متر با ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) 0.93Cr ، 18.4Ni ، 3.18Ni ، 2.8Mo ، 5.1Nb ، 0.53Al ، 0.93Ti ، 0.15Mn و 0.06C بهره گرفته شد. آلیاژ دریاقتی در شرایط آنیل انحلالی قرار داشت. به منظور اعمال عملیات حرارتی، بیشینه دمای کاری آلیاژ ۷۱۸ مورد لحاظ قرار گرفت. بر این اساس از عملیات حرارتی پیرسازی طولانی مدت استفاده شد که در آن آلیاژ در دمای 650°C و به مدت ۵۰ ساعت در کوره با اتمسفر هوا، تحت عملیات حرارتی قرار گرفت. پس از انجام عملیات حرارتی پیرسازی، به منظور تبیین ریزساختار و خواص متالورژیکی، آزمایش‌های مربوطه بر روی آلیاژ صورت گرفت. بر این اساس برای مشخصه یابی ریز ساختار و همچنین بررسی تحولات ریزساختاری پس از عملیات پیرسازی، نمونه‌هایی از آلیاژ ۷۱۸ تهیه شد. سطوح مورد نظر توسط سنباده‌های کاربید سیلیسیم ۶۰ تا ۱۵۰۰ صاف شده و

دارد. این فاز به علت دارا بودن ساختار با نظم با دامنه بلند دارای اثر قابل توجهی بر فرآیند لغزش و حرکت نابجایی‌ها در این سوپر آلیاژ می‌باشد. داشتن خواصی از جمله استحکام دهی خوب و مقاومت به خستگی کم دامنه رضایت بخش در دمای 650°C ، مقاومت خزشی مناسب در حداکثر دمای طراحی و مقاومت در برابر خوردگی و اکسیداسیون، اینکونل ۷۱۸ را به یک آلیاژ استاندارد در دیسک‌های توربین گاز مبدل ساخته است [۳-۵]. رخ دادن واکنش‌های استحاله‌ای متعدد در شرایط کاری دمای بالا عموماً اثرات بارزی را بر ریزساختار و خواص متالورژیکی سوپرآلیاژها بوجود آورد. به دلیل وقوع تغییر حالت‌های متالورژیکی متفاوت در شرایط کاری دمای بالا، ریزساختار آلیاژهای پایه نیکل پس از طی یک دوره سرویس دچار تحول شده که این امر موجب تغییر در خواص مکانیکی و خوردگی این قبیل از آلیاژها می‌گردد [۶]. این مهم برای آلیاژ اینکونل ۷۱۸ نیز صادق بوده، به طوری که با توجه بیشینه دمای کاری 650°C ، رسوب گذاری فازی و تغییر در خواص برای آن پس از سپری شدن یک زمان معین از بدیهیات است. به عنوان مثال، رسوب " γ " که خود نقش رضایت بخشی در افزایش استحکام آلیاژ ۷۱۸ دارد، یک فاز شبه پایدار به شمار رفته و پس از قرار گرفتن طولانی آلیاژ در دماهای بالا، به فاز ارتورمیک دلتا δ تبدیل می‌شود. در این رابطه اظهار شده است که تبدیل " γ " به " δ " در دماهای بالاتر از 675°C موجب تقلیل استحکام کششی خواهد شد، اگرچه به طور روشن مقدار کاهش بیان نشده است. به همین جهت ثبت بیشینه دمای کاری 650°C برای اینکونل ۷۱۸ ناشی از ناپایداری فاز " γ " در دمای بیش از آن بوده که موجب شده است تا کاربری خاصی برای آلیاژ اینکونل ۷۱۸ در دمای بالاتر از 650°C در نظر گرفته نشود و دمای استاندارد آزمایش این آلیاژ 649°C مورد لحاظ قرار گیرد [۳-۶]. در همین راستا در سال‌های اخیر تحقیقات زیادی در رابطه با اثر وجود فاز دلتا بر روی برخی از خواص آلیاژ ۷۱۸ انجام گرفته است که در این رابطه می‌توان به تحقیقات کو همکاران [۷] اشاره نمود که اثر عملیات حرارتی پیرسازی را در

سانتیمتر مربع مورد استفاده قرار گرفت. آزمایش در محدوده پتانسیل ۲۰۰- تا ۶۰۰ نسبت به الکترود مرجع با نرخ روبش ۱ میلی ولت بر ثانیه در محلول ۳/۵ درصد کلرید سدیم و در دمای اتاق انجام شد. همچنین برای رسیدن نمونه ها به حالت تعادل هر کدام به مدت ۱۵ دقیقه در محلول مورد نظر غوطه ور شدند. پس از آن، داده های حاصل از انجام آزمایش بصورت جریان بر حسب ولتاژ دریافت و ترسیم گردید.

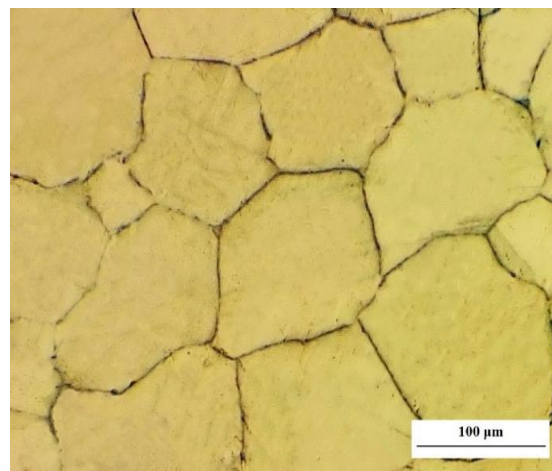
۳- نتایج و بحث

۳-۱- ارزیابی ریزساختار

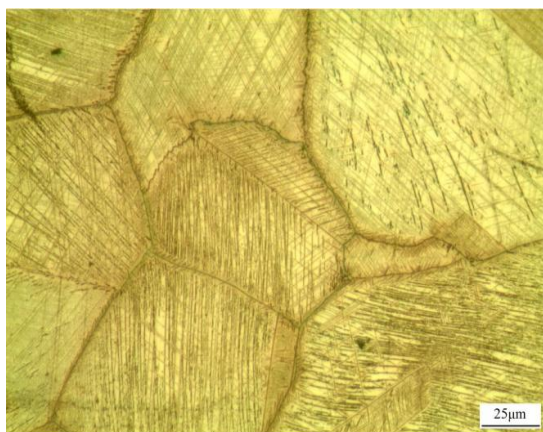
شکل ۱ ریزساختار فلز پایه اینکونل ۷۱۸ در شرایط دریافتی را نشان می دهد. ساختار شامل دانه های هم محور آستنیتی است که با توجه به ریختگی بودن آلیاژ، اندازه نسبتاً بزرگ آن ها منطقی به نظر می رسد. به علاوه، از آن جا که آلیاژ در شرایط آنیل انحلالی قرار دارد، فازهایی از قبیل γ' ، γ'' و دلتا در ریزساختار مشاهده نمی شود. به طور کلی، کاربرد آلیاژ ۷۱۸ در شرایط آنیل انحلالی از جنبه های متالورژی جوشکاری قابل توجیه است و در مواردی که پس از تولید، اتصال آن یک ضرورت به شمار آید، ریزساختار آلیاژ به صورت آنیل حفظ می شود. به علاوه، از آن جا که آلیاژ ۷۱۸ مستعد به ترک خوردن در ناحیه متاثر از حرارت است، جوشکاری آن در شرایط آنیل ارجحیت دارد، زیرا تحت این شرایط به دلیل عدم وجود فازهای رسوبی، تشکیل ترک های ذوبی ترغیب نخواهد شد. در همین زمینه تحقیقات انجام شده توسط نلسون و همکاران [۸] و وینسنت [۹] در زمینه تاثیر شرایط ریزساختار قبل از جوشکاری بر جوش پذیری اینکونل ۷۱۸ نیز دلالت بر این نکته دارد که در صورت حضور کسر بالایی از فازهای لایه و یا دلتا در ریزساختار، ترک ذوبی در ناحیه متاثر از حرارت پدیدار می شود. این امر به دلیل انحلال این فازها در HAZ و جدایش بعدی نیویوم در مرز دانه ها است که موجب تشکیل فیلم مذاب می شود.

سپس توسط پودر آلومینای $0.3\mu\text{m}$ پرداخت شدند. پس از آن نمونه ها توسط محلول ماربل (10g CuSO₄ 50ml H₂O 50ml HCl) به مدت ۱۰ ثانیه اچ شده و ریزساختار قبل و بعد از عملیات پیرسازی توسط میکروسکوپ نوری مورد ارزیابی قرار گرفت. به علاوه برای مشخصه یابی بهتر ریزساختار از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل ZEISS بهره گرفته شد. به منظور تعیین و شناسایی هویت فازهای تشکیل شده نیز از دستگاه پراش پرتوی ایکس مدل BRUKER D8 dvance بهره گرفته شد. برای بررسی خواص مکانیکی، آزمون های مکانیکی شامل آزمایش کشش و ضربه بر روی آلیاژ انجام شد. به منظور ارزیابی خواص کششی، نمونه هایی از آلیاژ اینکونل ۷۱۸ در دو شرایط قبل و پس از پیرسازی بر اساس استاندارد ASTM E8 تهیه شد. آزمایش توسط دستگاه Houns Field H50KS با نرخ بارگذاری ۱ میلیمتر بر دقیقه انجام شد و سپس استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول هر نمونه ثبت و گزارش گردید. به منظور ارزیابی و مقایسه انرژی شکست آلیاژ، نمونه های آزمایش ضربه مطابق استاندارد ASTM E23 تهیه شد. بر طبق این استاندارد، نمونه با ابعاد ۵۵×۱۰×۱۰ میلیمتر و با شیاری به عمق ۲ میلیمتر و زاویه ۴۵ درجه آماده سازی می شود. پس از آن آزمایش ضربه چارپی با استفاده از دستگاه Santam SIT300 در دمای اتاق انجام شد و انرژی شکست هر نمونه ثبت گردید. همچنین به منظور بررسی نحوه شکست، پس از انجام آزمون ضربه، سطوح شکست هر نمونه با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل LEO435VP مورد مطالعه قرار گرفت. لازم به ذکر است که به منظور به حداقل رساندن مقدار خطا برای هردو آزمایش، سه نمونه در نظر گرفته شد. جهت ارزیابی مقاومت به خوردگی از آزمایش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک استفاده گردید. برای انجام آزمایش از دستگاه PARSTAT 2273 و بر اساس سیستم سه الکترودی بهره گرفته شد. الکترود مرجع از نوع کالومل اشباع (SCE)، الکترود کمکی از نوع گرافیت و الکترود کاری آماده سازی شده از آلیاژ مورد بحث با سطح در معرض ۱۳/۱

افزایش خواص مکانیکی) پیدایش فاز γ را در ریزساختار به همراه دارد بدون آن که فاز دلتایی در تشکیل شود. اما قرار گیری طولانی مدت آلیاژ در دمای 650°C موجب می شود که رسوب γ ، ساختار اورترومییک پایدار Ni_3Nb موسوم به فاز δ را تشکیل بدهد. به عبارت دیگر، شکل گیری فاز δ نیازمند زمان های زیاد عملیات حرارتی و متعاقبا انجام استحاله $\delta \rightarrow \gamma$ است که طی آن ساختار بلوری تراگونال γ به ساختار بلوری اورترومییک δ تبدیل خواهد شد. این فاز بطور معمول و نه همیشه به شکل سوزنی در ریزساختار ظاهر شده و یک فصل مشترک ناهمدوس را با زمینه بوجود می آورد [۳، ۱۰].



شکل (۱): ریزساختار آلیاژ اینکونل ۷۱۸ در شرایط دریافتی

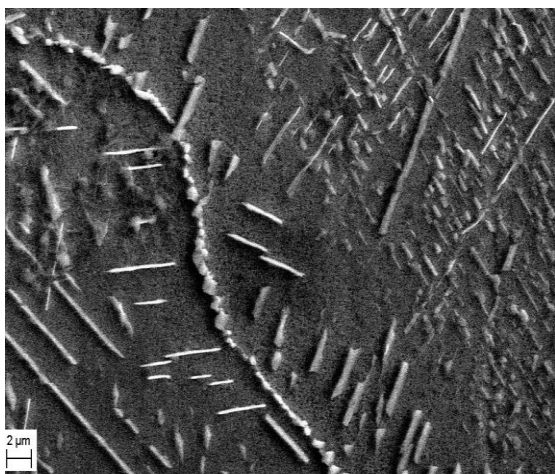


شکل (۲): ریزساختار آلیاژ اینکونل ۷۱۸ پس از عملیات پیرسازی

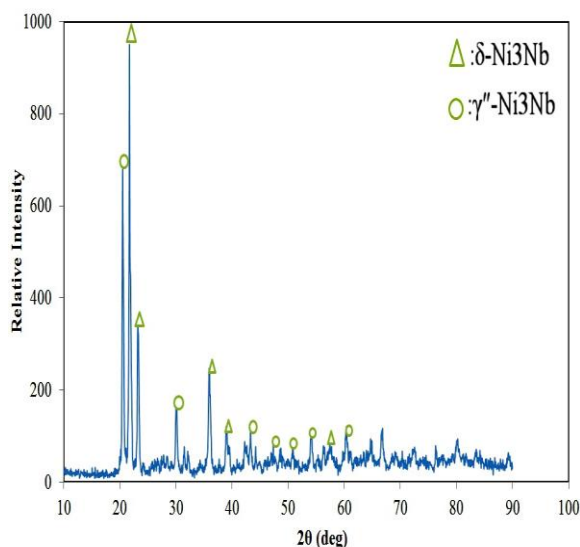
در شکل مشاهده می شود که عملیات پیرسازی منجر به ظهور کسر زیادی از فاز دلتا در ریزساختار آستنیتی شده که طی آن یک شبکه مرزدانه ای نسبتا ضخیم با مورفولوژی سوزنی شکل در زمینه به وجود آمده است، زیرا در این شرایط نیروی محرکه برای نفوذ نیویوم زیاد تر شده و رسوب گذاری فاز دلتا با سهولت بیشتری انجام گرفته است. لازم به ذکر است که آلیاژ ۷۱۸ در شرایط آئیل مقدار زیادی نیویوم آزاد دارد که موجب می شود در طی عملیات حرارتی پیرسازی استاندارد به فاز γ و در پیرسازی در زمان های طولانی به فاز δ مبدل شود. مطالعات انجام شده نیز موید این مطلب است، که برای زمان های پیرسازی در محدوده ۵۰ تا ۱۰۰ ساعت، رسوب گذاری فاز δ

در این پژوهش با در معرض قرار دادن آلیاژ ۷۱۸ در دمای 650°C به مدت ۵۰ ساعت، تحولات ریزساختاری مورد ارزیابی قرار گرفت که در شکل ۲ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار حاصل را می توان مشاهده کرد. ریزساختار مشتمل بر رسوب هایی با مورفولوژی های متفاوت است که در سرتاسر زمینه آستنیتی آلیاژ گسترش یافته اند. این رسوب ها به دو شکل دیده می شوند. دسته اول رسوبات سوزنی شکل پیوسته ای که به موازات هم و در درون دانه ها و بر روی مرزدانه ها تشکیل شده اند (رسوب فاز دلتا) و نوع دوم رسوبات ریزی که عمدتا در مجاورت مرزدانه ها ظهور پیدا کرده اند (رسوب فاز گاما دوپل پریم). بر خلاف بیشتر سوپر آلیاژهای پایه نیکل، در آلیاژ اینکونل ۷۱۸ نیویوم به جای آلومینیوم و تیتانیوم وظیفه رسوب گذاری و تشکیل فاز های رسوبی را برعهده دارد، به نحوی که به دلیل فقدان عناصر نامبرده رسوب گذاری فاز γ رخ نداده و به جای آن رسوب فاز گاما دوپل پریم در زمینه آستنیتی آلیاژ تشکیل می شود. رسوب گذاری فاز γ مستلزم اعمال عملیات حرارتی مشخصی است، زیرا فرآیند رسوب گذاری آن بسیار آهسته و محدوده دما و زمان بهینه برای تشکیل آن به ترتیب 620°C تا 720°C و ۸ تا ۱۶ ساعت می باشد [۳، ۶]. به عبارت دیگر، سیکل عملیات حرارتی مذکور (عملیات پیرسختی استاندارد اینکونل ۷۱۸ جهت

سهولت انجام شود [۱۲]. بنابراین به عنوان یک نتیجه می توان اذعان داشت که ۵۰ ساعت عملیات حرارتی موجب نشده است که کل فاز γ'' (که بعد از سپری شدن ۱۶ ساعت در ریزساختار تشکیل شده) به فاز دلتا تبدیل شود بلکه قسمت عمده ای از این فاز دگرگونی $\delta \rightarrow \gamma''$ را تجربه کرده و بخشی از آن نیز همچنان در ریزساختار باقی مانده است. در این رابطه می توان این فرض را محتمل دانست که چنانچه زمان پیرسازی به بیش از ۵۰ ساعت و یا دمای پیرسازی به بیش از 650°C افزایش پیدا کند آن چه در ریزساختار می توان دید، فقط فاز دلتاست.

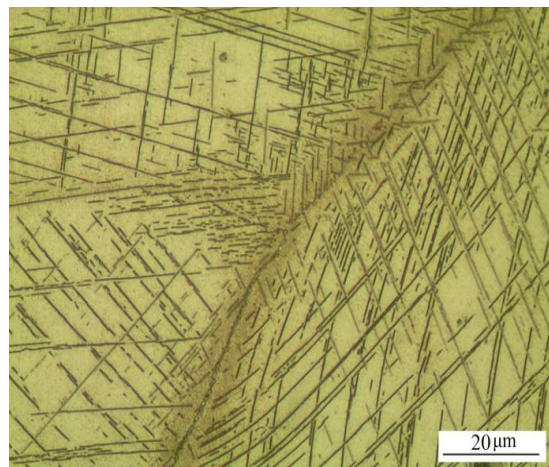


شکل (۴): نمایش رسوبات ریز γ'' در مجاورت مرزدانه و در درون دانه



شکل (۵): الگوی پراش پرتوی ایکس از زمینه آستنیتی اینکونل ۷۱۸

در گستره دمایی 650°C تا 700°C انجام خواهد شد و برای انحلال مجدد آن به افزایش دما تا بالای 1000°C نیاز است [۱۰].



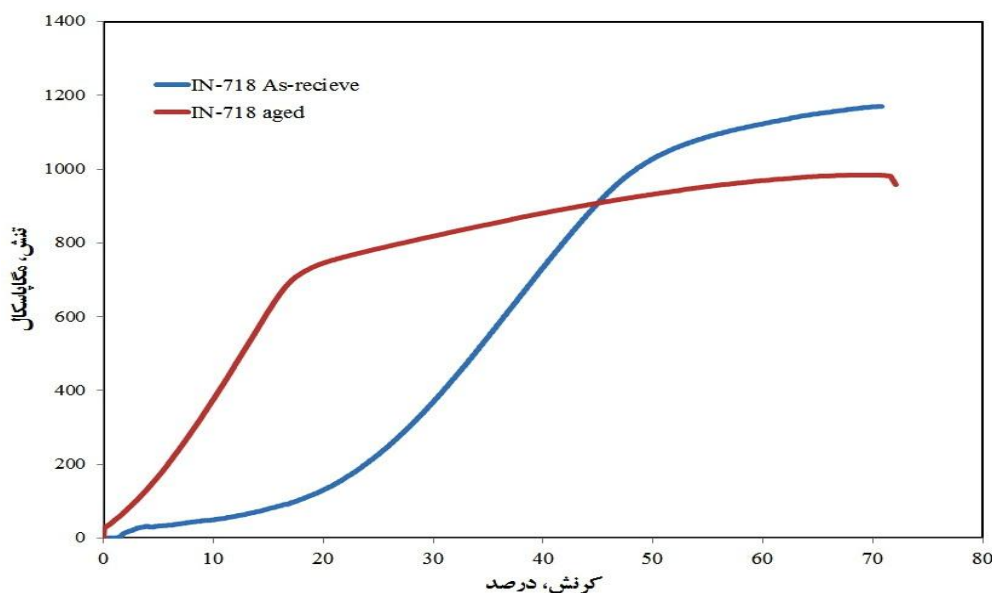
شکل (۳): حضور رسوبات سوزنی شکل دلتا به همراه رسوبات ریز γ'' در زمینه آلیاژ ۷۱۸

به منظور بررسی بیشتر، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از آلیاژ در شکل ۴ نشان داده شده است. مشاهده می شود که در زمینه آستنیتی آلیاژ ۷۱۸، رسوبات ریز دیگری وجود دارد که به نظر می رسد γ'' است که در حین پیرسازی تشکیل شده، ولی فرصت کافی برای تبدیل شدن به δ را پیدا نکرده است. نسبت دادن این رسوبات به فاز γ'' بر اساس مورفولوژی ریز و رسوب گذاری آن در مجاورت مرزدانه ها است، همچنان که نفاخ و همکاران [۱۱] در پژوهش خود حضور رسوبات γ'' با مورفولوژی مشابه را در زمینه آلیاژ ۷۱۸ مورد تایید قرار داده اند. با این وجود به منظور اطمینان دقیق از تشکیل رسوب های نام برده از آنالیز پراش پرتوی ایکس استفاده گردید که الگوی به دست آمده در شکل ۵ نشان داده شده است. ملاحظه می گردد که در زوایای مختلف برای هر دو رسوب فاز δ و γ'' پیک های با شدت های متفاوت حاصل شده است. همچنین عدم تداخل پیک های به دست آمده حاکی از دو مساله است. اول آن که تعداد فازها در ریزساختار آستنیتی زیاد نبوده و محدود به فازهای ذکر شده است و ثانيا کسر حجمی فازها قطعا بیش از ۱۰ درصد وزنی است که موجب شده تعیین هویت فازها با

۳-۲- ارزیابی خواص متالورژیکی

نتایج آزمون کشش به صورت نمودار های تنش بر حسب کرنش، در دو شرایط آنیل و پیرسازی شده در شکل ۶ آورده شده است. می توان دید که در شرایط آنیل، آلیاژ در تنش بالاتری نسبت به حالت پیرسازی شده شرایط تسلیم را تجربه کرده است. به عبارت دیگر رسوب گذاری فاز دلتا در زمینه آلیاژ سبب شده است تا استحکام نسبت به حالت محلول جامد افت پیدا کند. در حالت کلی انجام عملیات پیرسازی استاندارد که با رسوب گذاری فاز γ در زمینه آستیتی اینکونل ۷۱۸ همراه است موجب افزایش قابل ملاحظه استحکام آلیاژ می شود، زیرا γ به دلیل داشتن یک فصل مشترک همدوس با زمینه و ایجاد کرنش های همدوسی بالا نرخ کار سختی را به

طور قابل توجهی افزایش می دهد. اما قرارگیری طولانی مدت در دمای بالا موجب جایگزینی فاز شبه پایدار γ با فاز ارتورومبیک δ با همان ترکیب استوکیومتری Nb_3Ni خواهد شد. فاز δ نامطلوب است چون با زمینه نیکلی غیرهمدوس است و از این رو استحکام دهنده موثری نیست و شرایط را برای شکست آلیاژ در تنش پایین تر فراهم می آورد [۶]. میانگین انرژی شکست نیز برای آلیاژ در دمای اتاق در دو حالت قبل و بعد از پیرسازی در جدول ۱ آورده شده است. به علاوه، سطوح شکست هرکدام از نمونه ها پس از انجام آزمون ضربه چارپی بوسیله میکروسکوپ الکترونی رویشی بررسی گردید که در ادامه به آن پرداخته خواهد شد.



شکل (۶): نمودار تنش-کرنش اینکونل ۷۱۸ در دو شرایط آنیل و پیرسازی شده

موجب کاهش انرژی ضربه نیز خواهد شد [۳]. پس از پیرسازی، چقرمگی فلز پایه ۷۱۸ متحول شده، به طوری که میانگین انرژی شکست تا حدود سه برابر افزایش یافته است. انرژی ضربه به دست آمده با توجه به مقدار درصد ازدیاد طول ذکر شده برای اینکونل ۷۱۸ همخوانی دارد. به نظر می رسد که حضور هر دو رسوب γ و δ اگرچه کاهش در استحکام تسلیم و کششی آلیاژ را در پی داشته اما با افزایش مقدار درصد ازدیاد طول و در پی آن افزایش سطح زیر منحنی تنش-کرنش،

جدول (۱): نتایج آزمایش ضربه چارپی در دمای اتاق

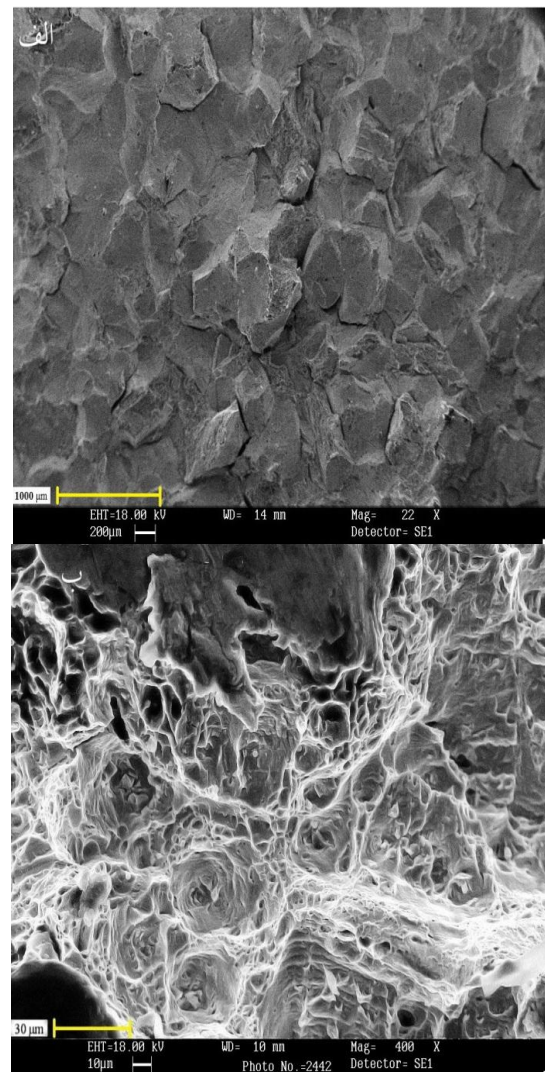
آلیاژ	محلول جامد	پیر سازی شده
میانگین انرژی شکست (ژول)	32 ± 4	112 ± 6

نتایج به دست آمده برای فلز پایه اینکونل ۷۱۸ در شرایط آنیل، وقوع یک شکست کاملاً ترد را برای آن تایید می کند. بررسی ها نشان می دهد که عدم حضور رسوب استحکام بخش اصلی (γ) در ریزساختار آلیاژ ۷۱۸، علاوه بر تقلیل استحکام کششی،

در شکل ۷ الف و ب تصاویر سطح شکست در هر دو شرایط ریزساختاری برای اینکونل ۷۱۸ مشاهده می شود. سطح شکست در شرایط قبل از پیرسازی عاری از هرگونه حفره و یا دیپل بوده که این کاملاً با مقدار انرژی ضربه به دست آمده برای آن در تعامل است. لازم به ذکر است که در شکست نگاری، عدم وجود هرگونه دیپل در سطح شکست، معادل با وقوع یک شکست کلیواژ (ترد) می باشد [۱۴]. بر خلاف شکل الف، حضور دیپل ها در شکل ب وقوع شکسته شدن با تغییر فرم پلاستیک آلیاژ را مورد تایید قرار می دهد.

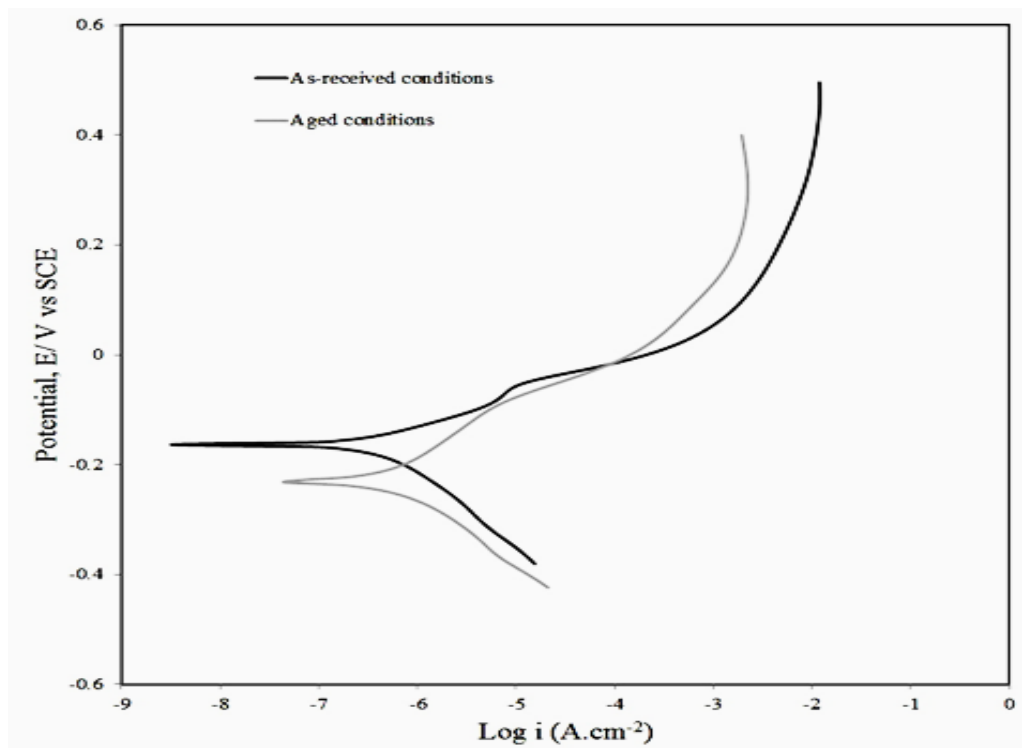
در شکل ۸ منحنی پلاریزاسیون آلیاژ نیز در شرایط آنیل و پیرسازی شده نمایش داده شده است. مشاهده می شود که پتانسیل خوردگی در شرایط دریافتی بیشتر از مقدار مشابه در شرایط پیرسازی شده است. در حالت کلی پتانسیل الکتریکی یک شاخص الکتروشیمیایی برای تعیین مقاومت به خوردگی مواد بوده، به طوری هرچه مقدار آن بیشتر باشد ماده مقاومت به خوردگی مطلوب تری را ارائه خواهد داد [۱۵]. می توان بیان کرد که برای شرایط پیرسازی شده به نظر می رسد که حضور فاز دلتا در امتداد مرزخانه ها و تفاوت غلظت نیویوم در زمینه آستنیتی، پتانسیل خوردگی را برای آن کاهش داده است. در این رابطه، منحنی های پلاریزاسیون تافل گزارش شده توسط هانگ و همکاران [۱۶] که مقاومت به خوردگی اینکونل ۷۱۸ را در شرایط ریزساختاری مختلف مورد ارزیابی قرار دادند حاکی از وقوع چنین مساله ای برای آلیاژ ۷۱۸ بود، به طوری که پتانسیل خوردگی کمتری برای آلیاژ رسوب سخت شده نسبت به آلیاژ آنیل شده به دست آمد. به علاوه شاخه آندی دو منحنی رفتار متفاوتی را برای آن ها نمایش می دهد. مشاهده می شود که شیب شاخه آندی در شرایط دریافتی، کمتر از شرایط پیرسازی شده است و ازدیاد چگالی جریان خوردگی، با افزایش پتانسیل خوردگی با سرعت کمتری به پیش می رود.

چقرمگی آلیاژ بهبود پیدا کرده است. همان طور که در شکل ۲ مشاهده شد کسر حجمی فاز δ پس از عملیات پیرسازی افزایش یافته است. اشاره شد که رسوب دلتا فصل مشترک ناهمدوسی با زمینه داشته و در استحکام دهی آلیاژ نقش به سزایی ندارد، اما فاز δ در طی فرآیند های تغییر شکل یا عملیات حرارتی، گرایش زیادی به کنترل اندازه دانه در آلیاژ ۷۱۸ کار شده و ریختگی دارد. در همین رابطه، مطالعات انجام شده مشخص کرده است که افزایش حضور فاز δ تا یک کسر حجمی مشخص در مرزخانه ها، تاثیرات مفیدی بر انعطاف پذیری و چقرمگی اینکونل ۷۱۸ خواهد گذاشت [۱۳].



شکل (۷): تصاویر سطوح شکست نمونه ضربه: (الف): نمونه دریافتی، (ب):

نمونه پیرسازی شده



شکل (۸): نتایج آزمایش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک در شرایط دریافتی و پیرسازی شده

در مبحث سینتیک قرار داشته و ارتباط مستقیمی با سرعت خوردگی دارد [۱۷].

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش ریزساختار و خواص متالورژیکی سوپر آلیاژ اینکونل ۷۱۸ در دو شرایط ریزساختاری محلول جامد و پیرسازی شده در دمای 650°C و به مدت ۵۰ ساعت مورد ارزیابی قرار گرفت که مهمترین نتایج به دست آمده در محورهای زیر خلاصه شده است:

۱- بررسی های ریزساختاری اینکونل ۷۱۸ قبل از فرآیند پیرسازی حاکی از عدم وجود هیچ نوع رسوب استحکام بخش در زمینه آن بود. پس از پیرسازی، هر دو فاز δ و γ در ریزساختار آلیاژ نمایان شدند.

۲- با انجام آزمایش کشش مشخص شد که رسوب گذاری فاز δ موجب کاهش استحکام تسلیم و کششی اینکونل ۷۱۸ نسبت به شرایط ریزساختار محلول جامد شده است. به علاوه،

باید متذکر شد که در منحنی های پلاریزاسیون جریان خوردگی معرف میزان سرعتی است که واکنش های الکتروشیمیایی با آن سرعت پیشروی می کنند و با کاهش این مقدار، خوردگی با نرخ کمتری انجام می شود [۱۵]. با توجه به مقدار پتانسیل خوردگی آلیاژ در شرایط پیرسازی شده در مقایسه با شرایط دریافتی، می توان استنباط کرد که اگرچه اینکونل ۷۱۸ پیرسازی شده به دلیل پتانسیل خوردگی کمتر، تمایل بیشتری به رسیدن به کمترین سطح انرژی را نسبت به اینکونل ۷۱۸ دریافتی داراست، اما نرخ خوردگی در آن پایین بوده (چگالی جریان کمتر) که این معادل با وقوع خوردگی زودتر اما با نرخ کمتر برای آلیاژ پیرسازی شده است. لازم به ذکر است که تعیین مقدار پتانسیل به عنوان نیروی محرک واکنش های الکتروشیمیایی (تغییر انرژی آزاد گیبس) در مبحث ترمودینامیک قرار داشته، در حالی که اندازه گیری جریان به عنوان معیاری از سرعت واکنش های الکتروشیمیایی

- Materials Science and Engineering A, Vol. 510-511, pp. 289-294, 2008.
- [8] D. E. Nelson & E. A. Baeslack, "Morphology of weld heat-affected zone liquation in cast Alloy 718", Scripta Materialia, Vol. 9, pp. 37-379, 1986.
- [9] R. Vincent, "Precipitation around welds in the nickel-base superalloy Inconel 718", Acta Metallurgica, Vol. 33, pp. 25-1216, 1985.
- [10] S. Azadian, L. Y. Wei & R. Warren, "Delta phase precipitation in Inconel 718", Materials Characterization, Vol. 53, pp. 7-16, 2004.
- [11] H. Naffakh, M. R. Aboutaleb, S. H. Seyedeina & C. Mapellib, "Microstructural, mechanical and weldability assessments of the dissimilar welds between γ' - and γ'' -strengthened nickel-base superalloys", Materials Characterization, Vol. 82, pp. 41-49, 2013.
- [۱۲] ف. گلستانی فرد، م. بهره ور و ا. صلاحی، "روش های شناسایی و آنالیز مواد"، دانشگاه علم و صنعت ایران، چاپ چهارم، ۱۳۸۹.
- [13] C. Dayong Cai, Z. Weihong, N. Pulin, L. Wenchang & Y. Mei, "Dissolution kinetics of δ phase and its influence on the notch sensitivity of Inconel 718", Materials Characterization, Vol. 58, pp. 220-225, 2007.
- [۱۴] ع. سجادی، "رفتار مکانیکی مواد"، انتشارات دانشگاه فردوسی مشهد، ۱۳۸۴.
- [15] N. G. Thompson & J. H. Payer, "DC electrochemical test methods. Natl Assn of Corrosion", 1998.
- [16] C. Huang, T. H. Wang, W. C. Han & Lee CH, "A study of the galvanic corrosion behavior of Inconel 718 after electron beam welding", Materials Chemistry and Physics, Vol. 104, pp. 293-300, 2007.
- [۱۷] ا. تایت و آ. فتاح حسینی (مترجم)، "مقدمه ای بر روش های الکتروشیمیایی خوردگی"، انتشارات دانشگاه بوعلی سینا، ۱۳۹۰.
- انجام آزمایش ضربه نیز روشن کرد که با افزایش حضور فاز دلتا، انرژی شکست آلیاژ افزایش پیدا خواهد کرد.
- ۳- بر طبق نتایج آزمایش پلاریزاسیون پتانسیودینامیک، اینکونل ۷۱۸ رسوب سخت شده مقاومت به خوردگی کمتری نسبت به آلیاژ محلول جامد نشان داد که این موضوع می تواند به حضور فاز دلتا در امتداد مرزخانه ها و تفاوت غلظت نیویوم در زمینه آستنیتی در ارتباط باشد.
- ۴- نتایج مشخص کرد که قرارگیری آلیاژ مذکور در شرایط مشابه با شرایط کاری می تواند سبب کاهش خواص متالورژیکی آن گردد و بنابراین پیشنهاد می شود که انتخاب اینکونل ۷۱۸ برای مقاصد دمای بالا، تحت تاثیر این عامل قرار گیرد.

۵- مراجع

- [1] M. Pouranvari, A. Ekrami & A. H. Kokabi, "Transient liquid phase bonding of wrought IN718 nickel based superalloy using standard heat treatment cycles: Microstructure and mechanical properties", Materials and Design, Vol. 5, pp. 694-701, 2013.
- [2] S. H. Chang, "In situ TEM observation of γ' , γ'' and δ precipitations on Inconel 718 superalloy through HIP treatment", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 486, pp. 716-721, 2009.
- [3] M. J. Donachie & S. J. Donachie, "Superalloys a technical guide", 2nd edition, ASM international, 2002.
- [4] S. Kou, Welding metallurgy, second ed. Hoboken, John Wiley & Sons Inc, 2003.
- [5] M. Durand, "The microstructure of superalloys", Gordon and Breach, Amsterdam, 1997.
- [6] J. N. Dupont, J. C. Lippold & S. D. Kiser, "Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys", John Wiley, 2009.
- [7] C. M. Kuo, Y. T. Yang, H. Y. Bor, C. N. Wei & C. C. Tai, "Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy",