فر آیندهای نوین در مهندسی مواد سال ۱۱، شماره ۲، تابستان ۹۶

تأثیر نورد سرد و آنیل بر ریزساختار و خواص کششی سوپر آلیاژ Hastelloy X

حمید فیض آبادی ^۱*، سیدمهدی عباسی^۲، مریم مرکباتی^۳، رشید مهدوی^۴، محمدرضا توکلی^۵ ۱- کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران،

۲- دانشیار، مهندسی مکانیک، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران، تهران،

۳- استادیار، مهندسی مواد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوریهای ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران، تهران، ایران
 ۴- محقق، مهندسی مواد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوریهای ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران، تهران، ایران
 ۵- کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران
 ۵- کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران
 ۵- کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران
 ۵- کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران
 ۵- کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران
 ۵- کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران

چکیدہ

هدف از پژوهش حاضر، بررسی اثر میزان نورد سرد به همراه آنیل میانی و آنیل نهایی بر ریزساختار و خواص کششی سوپر آلیاژ X Hastelloy است. بدین منظور تسمه نورد گرم و آنیل انحلالی شده این آلیاژ به ضخامت ۱۰ میلی متر تحت سه مرحله نورد سرد (در هر مرحله ۵۰ درصد) همراه با آنیل میانی در دمای C°۵۸ به مدت نیم ساعت قرار گرفت تا این که ضخامت آن به ۱/۲۵ میلی متر رسید. سپس نمونه های آماده شده جهت آزمون کشش در محدودهی دمایی C°۸۸ -۶۹۰ بحت عملیات آنیل در محدوده دمایی C°۲۰۰ – ۱۱۰۰ به مدت یک ساعت قرار گرفتند. خواص کششی دمای محیط و دمای بالا همراه با ریزساختار تسمه ها مورد بررسی قرار گرفت. نتایج بررسی ریزساختار نمونه آنیل انحلالی شده در دمای C°۲۰۰ به مدت یک ساعت نشان داد که فاز زمینه آستنیت و ذرات موجود کاربید M6C غنی از مولیدن می باشند. نتایج آزمون کشش گرم نمونه های آنیل شده در دماهای ۱۱۰۰، ۱۱۰۰ و C°۲۰۰ نشان داد که حداقل داکتیلیته به ترتیب در دماهای ۷۹۰٬ می باشند. نتایج آزمون کشش گرم نمونه های آنیل شده در استحکام تسلیم در سوپر آلیاژ X Hastelloy برای محدوده ی مایی ۲۰ مولیدن می باشند. نتایج آزمون کشش گرم نمونه های آنیل شده در استحکام تسلیم در سوپر آلیاژ X اله داول کر محدوده ی مایی ۲۰ موجود تا 2°۶۰ می اشد. نوبر آنیل انحلالی شده در دمای ۲۵۵ به در استحکام تسلیم در سوپر آلیاژ X Hastelloy برای محدوده ی دمایی ۲۰ موجود تا ۲۰۹۰ می ۲۰۰۰ در مولیدن می باشند. نتایج آزمون کشش می تواند رسوب کاربیدهای استحکام تسلیم در سوپر آلیاژ X Hastelloy برای محدوده ی دمایی ۲۰ مولید ۲۰ مای ۲۰۰۰ مستقل از دما است که دلیل آن می تواند رسوب کاربیدهای M6C

كلمات كليدي:

سوپر آلیاژ Hastelloy X، نورد سرد، آنیل، ریزساختار، خواص کششی.

۱- مقدمه

آلیاژ Hastelloy X ازجمله سوپر آلیاژهای پایه نیکل استحکام یافته با مکانیزم محلول جامد میباشد که توسط کار سرد و

رسوب کاربیدها نیز استحکامدهی می شود [۱]. به دلیل دارا بودن ترکیب استثنائی از استحکام دما بالا، شکل پذیری عالی، قابلیت

ساخت آسان، عملیات حرارتی پذیری و مقاومت مناسب در برابر اکسیداسیون تا دمای $^{\circ}$ ۱۲۰۰ کاربردهای بسیاری در محفظه احتراق موتور توربینهای گازی و صنایع شیمیایی دارد [۲]. در ساختار آن فازهای کاربیدی $M_6 C$ و $M_{23} C$ ، فازهای TCP مانند σ و μ هم وجود دارند که در حین فر آیندهای مختلف عملیات حرارتی با مورفولوژی مشخص تشکیل می شوند [۱–۳]. استفاده از تغییر شکل سرد جهت تولید مقاطع ناز ک مانند ورق، صفحه و تسمه حائز اهمیت می باشد. کارسرد علاوه بر تأثیر مستقیمی که روی استحکام، سختی و چکش خواری دارد، با اثر گذاری بر عملیات آنیل انحلالی نهایتاً بر خواص مکانیکی اثر می گذارد [۴–۵].

نتايج بررسي محققين [۶] بر رفتار تبلورمجدد ديناميكي سوپر آلیاژ Hastelloy X با استفاده از آزمون کشش گرم در محدودهی گستردهای از دما و نرخ کرنش نشان داد که یک رابطه خطي ميان ضريب حساسيت به سرعت كرنش و دما وجود دارد. از مقادیر بدست آمده یارامتر زنر -هولمان محاسبه شد که براين اساس محدوده كار گرم اين الياژ بين دماي ℃116-٠٠٠ تعیین گردید. همچنین مطالعات محققان [۷] نشان داده است که این آلیاژ مانند چندین سوپر آلیاژ پایه نیکل و فولادها رفتار تسلیم پیچیدهای را در محدودهی دمایی میانی از خود نشان داده است. چنین رفتار به پیرکرنشی دینامیکی نسبت داده شده است. اما با بررسی بیشتر دیگر محققان [۱] با استفاده از بررسی انرژی فعالسازی، نشان دادند که رفتار تسلیم پیچیده ناشی از مهاجرت عنصر مولبیدن در زمینه نیکل میباشد. به طوری که این پدیده منجر به رفتار سیلان دندانهای در منحنی های آزمون کشش شده است. از جمله عوامل تأثیر گذار روی پایداری فازها اعمال کارسرد قبل از عملیات حرارتی است. انجام کارسرد روی فلزات و سوپر آلیاژها باعث افزایش استحکام و سختی و کاهش انعطاف پذیری و یا تغییر شکل آن ها می شود. افزایش چگالی عيوب و كنترل مناسب دما و زمان در حين عمليات حرارتي، نقش تعيين كنندهاي بر مكانيزم و سينتيك انجام تحولات دارد و در نتیجه خواص و ریزساختار آلیاژ را تحت تأثیر قرار میدهنـد.

هنگامی این نقش برجسته تر می شود که مشخص شود استحاله فازها به یکدیگر به چگالی نابجایی ها بستگی دارد[۸]. برای سوپر آلیاژ X Hastelloy، عملیات حرار تی متعاقب کار سرد می تواند از تشکیل کاربیدها با مور فولوژی مضر (صفحه ای و تیغه ای شکل) در دماهای سرویس دهی جلو گیری نماید و خواص خستگی را بهبود بخشد و بدین تر تیب اهمیت کارسرد اولیه بر ریز ساختار کاملاً مشخص است [۹]. همچنین استحکام سوپر آلیاژ X Hastelloy اغلب با کار سرد افزایش می یابد و عموماً این آلیاژ در شرایط عملیات آنیل انحلالی شده استفاده می شود [۴].

با توجه به این که ریزساختار ماده کنترل کننده خواص مکانیکی نهایی آن می باشد و همچنین این نکته که تبلور مجدد نقش اصلی را در کنترل تحولات ریز ساختاری دارد، بررسی اثر دمای آنیل متعاقب نورد سرد بر ریز ساختار و خواص کششی ضروری است. اگرچه پیشرفتهای قابل توجهی در سالهای اخیر برای درک رفتار مکانیکی سوپر آلیاژ X Hastelloy حاصل شده است رفتار مکانیکی سوپر آلیاژ X مطالعه اثر نورد سرد و عملیات حرارتی تسمه تولیدی بر ریز ساختار و خواص کششی این آلیاژ منتشر شده است. لذا هدف از پژوهش حاضر بررسی اثر نورد سرد به همراه آنیل میانی و آنیل نهایی بر ریز ساختار و خواص کششی سرد و گرم آلیاژ Hastelloy است.

۲- مواد و روش انجام تحقيق

در این پژوهش از سوپر آلیاژ Hastelloy X با ترکیب شیمیایی مندرج در جدول ۱ استفاده شده است. به طوری که ملاحظه می شود درصد عناصر آلیاژ مورد استفاده با ترکیب شیمیایی استاندارد آلیاژ مذکور [۱۰] کاملاً مطابقت دارد.

بعلوق (۲)، تو نیب سیمیایی شوپو بیار ۲۰ رومنده مده در در سه وری												
В	Ti	S	Al	Mn	С	Si	W	Co	Mo	Fe	Cr	Ni
•/••۵	•/177	۰/۰۱۸	•/•۵٩	•/477	•/•90	•/494	•/9VF	١/٢٣	٨/٩٨	۱۷/۵۰	Y1/FV	۴۸/۸۰

جدول (۱): ترکیب شیمیایی سوپر آلیاژ Hastelloy X (درصد وزنی)

حکاکی شــدند. جهــت بررســیهای ریزســاختاری از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده



شکل (۱): تصویر نمونههای کشش مورد استفاده برای: (الف): آزمون دمای اتاق و (ب): دمای بالا (میلیمتر)

۳- نتایج و بحث ۳-۱- بررسی ریزساختار اولیه آلیاژ Hastelloy X در شرایط آنیل انحلالی

در شکل ۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی از کاربیدها همراه با آنالیز عنصری آن ارائه شده است. چنان که در شکل ۲-الف مشاهده میشود ریزساختار شامل فاز زمینه محلول جامد γ به همراه دوقلوییهای آنیلی و کاربیدها میباشد. این کاربیدها به صورت تصادفی در داخل دانهها و در مرزدانهها رسوب نمودهاند. قطر متوسط دانهها در حالت آنیل انحلالی شده برابر با ۲۰/۵±۰ میکرومتر و اندازه متوسط کاربیدها برابر با ۳/۸±۰۶/۹ میکرومتر است. کسر حجمی کاربیدها نیز برابر با ۳/۰±۰۶/۹ درصد محاسبه شد.

ذوب اوليه اين آلياژ در كوره ذوب القايي تحت خلأ صورت گرفته و ذوب مجدد و تصفیه آن تحت سرباره انجام شده است. سپس شمش تحت عملیات همگنسازی و نورد گرم قرار گرفت. در ادامه عملیات حرارتی آنیل انحلالی براساس مراجع [۱۱−۱۱] در دمای C°۱۱۷۵ به مدت زمان یک ساعت انجام شد و سپس در آب سرد شد. پس از این مرحله، تسمهی عملیات حرارتی شده با ضخامت ۱۰ میلیمتر تحت عملیات نورد سرد در طی سه مرحله، با کاهش ضخامت ۵۰ درصد در هر مرحله همراه با آنیل میانی در دمای C°۱۱۷۵ به مدت نیم ساعت، قرار گرفت. پس از دستیابی به ورق با ضخامت نهایی ۱/۲۵ میلیمتر، نمونه های آماده شده جهت آزمون کشش در دماهای مختلف، در دماهای ۱۱۵۰، ۱۱۵۰ و C°۱۲۰۰ به مدت یک ساعت تحت عملیات آنیل قرار گرفتند و سپس در هوا خنک شدند. آزمون کشش در دمای اتاق روی نمونههای با ابعاد نشان داده شده در شكل ۱-الف مطابق استاندارد ASTM E8 [۱۳] انجام شد. علاوهبراین آزمون کشش در دماهای ۶۶۰، ۷۶۰ و °C ۸۶۰ روی نمونه های نشان داده شده در شکل ۱-ب مطابق استاندارد E21 ASTM[۱۴] با سرعت حركت فك دو ميليمتر بر دقيقه (معادل با نرخ کرنش ۲۰۱۰×۳۲۰) انجام گرفت. جهت بررسی خواص کششی نمونهها در پژوهش حاضر از دستگاه کشش مدل اينسترون ۸۵۰۲ استفاده گرديد.

نمونه های آنیل انحلالی شده، نورد سرد و آنیل شده جهت بررسی های ریز ساختاری آماده شدند. همچنین مقطع طولی و سطح شکست نمونه ها پس از انجام آزمون کشش در دماهای مختلف مورد بررسی قرار گرفت و سپس بنابر مرجع [۵] توسط محلول واترلس کالینگ (Waterless Kalling's)، که شامل ۵ گرم کلرید مس، ۱۰۰ میلی لیتر اسید کلریدریک و ۱۰۰ میلی لیتر اتانول می باشد، با نگه داری و غوطه وری به مدت ۷-۳ دقیقه



شکل (۲): (الف): ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی سوپر آلیاژ Hastelloy X بعد از عملیات آنیل انحلالی در دمای ℃۱۱۷۵ به مدت یک ساعت و سرد شده در آب، (ب): آنالیز عنصری رسوب کاربید M₆C غنی از Mo نشان داده شده با حرف A

در شکل ۲–ب آنالیز عنصری عناصر موجود در یکی از ذرات را در نقطهای که با حرف A مشخص شده، به طور تقریبی نشان میدهد. وجود عناصر ۲۵، ۲۵، Fe و C و به خصوص مقدار Mo زیاد، می تواند گواه بر وجود رسوباتی با ترکیب نزدیک به کاربید M₆C باشد.

چنان کـه مشـاهده میشـود رسـوبات در داخـل دانـهها و روی مرزدانهها توزیع شدهاند که مورفولوژی این رسوبات را می توان

به صورت بلوکی یا در بعضی موارد کروی فرض کرد. اندازه و نحوهی توزیع کاربیدها در زمینه روی استحکام تأثیر مستقیم دارند، به طوری که کاربیدها مانع حرکت نابجایی ها شده و در نتیجه باعث افزایش استحکام میشوند. از آنجایی که مهاجرت مرزدانه همراه با لغزش مرزدانه است، حضور ذرات کاربید M₆C در مرزدانه منجر به کاهش نرخ لغزش شده و نرخ رشد دانه را کاهش می دهد، در نتیجه مانع رشد دانه ها و منجر به اندازه دانهی کمتر می شود [۴].

به منظور بررسی دقیق تر تغییرات عناصر در زمینه و کاربیدهای M₆C موجود در زمینه و مرزدانهها، آنالیز خطی رسوبات در نمونه آنیل انحلالی بررسی شده که نتایج آن در شکل ۳ ارائه شده است.

همان طور که مشاهده می شود در نواحی مربوط به رسوبات، عناصر آلیاژی Mo و C که عناصر اصلی تشکیل دهنده فاز M₆C هستند، افزایش می یابند. البتـه عناصـر Cr ،Ni و Fe نیـز در ایـن رسوبات وجود دارند که مقدار آن ها ناچیز است. در نتیجه می توان بیان کرد که این کاربیدها، فاز M₆C غنی از مولیبدن می باشند. دیگر محققان [۱, ۱۵-۱۶] نیز در شرایط مذکور کاربیدهای M₆C غنی از مولیبدن را در ریزساختار این آلیاژ مشاهده کردهاند. کالرک و تیتوس [۱۷] در مورد آلیاژ Hastelloy X دریافتند که M₆C در این آلیاژ دارای محدوده گستردهای از ترکیب شیمیایی میباشد که این محدوده تقریباً از M₃C تا تقریباً M₁₃C می باشد. چنان که بیان شد، این آلیاژ در شرایط آنیل انحلالی شده دارای زمینه آستنیتی همراه با رسوب پراکنده کاربید M₆C است که این کاربیدها، کاربیدهای M₆C اوليه ناميده مي شوند و تا دماي C ۱۲۳۲ حل نمي شوند. انحلال کاربیدهای اولیه M₆C در سویر آلباژ Hastelloy X از دمای °C ۱۲۳۲ شروع شده و تا دمای C ۱۲۵۵ تجزیه آنها کامل می شود به طوری که در این دما همه ی کاربیدها در زمینه حل می شوند و ذوب موضعی در آلیاژ آغاز می گردد [۱۸]. البته کاربید دیگری به نام کاربید M₂₃C₆ در این آلیاژ نیز وجود دارد که غنی از عنصر Cr است. مطابق با نمودار دما- زمان- ۳١

دگرگونی ارائه شده در مرجع [۱۹]، بررسیهای ریزساختاری، آنالیز عنصری و خطی رسوبات نشان داد که رسوبات کاربیـد

M₂₃C6 در این شرایط دما و زمانی وجود ندارد.



شکل (۳): آنالیز خطی رسوبات M₆C در آلیاژ Hastelloy X پس از آنیل انحلالی در دمای C° ۱۱۷۵ به مدت یک ساعت و سرد شده در أب

نمونهها انجام شده لـذا شـناخت مشخصـههای ریزسـاختاری در شرایط مختلـف آنیـل ضروری است. در شـکل ۴ ریزسـاختار نوری نمونههای آنیل شده در دماهای مختلـف نشـان داده شـده ۳-۲- اثر دمای آنیل پس از نورد سرد بر ریز ساختار نمونههای با ضخامت ۱/۲۵ میلیمتر در دماهای ۱۱۰۰، ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰°C به مدت یک ساعت تحت عملیات آنیل قرار گرفتند. با توجه به این که آزمونهای کشش در پژوهش حاضر روی این

است. رسوبات کاربید در هر نمونه هم در درون دانهها و هم در مرزدانه ها به صورت ذرات کروی قابل مشاهده است. کنترل اندازه دانه باعث بهبود قابل توجهی در خواص مکانیکی ماده میشود، از یک سو اندازه دانه ریز باعث افزایش استحکام و از سوی دیگر دانه های بزرگ داکتیلیته لازم جهت جلو گیری از گسیختگی در حین کاربرد را فراهم می سازد. بنابراین توزیع مناسب اندازه دانه روشی برای دستیابی به خواص مکانیکی مورد نظر برای کاربرد خاص قطعات می باشد [۲۰].





شکل (۴): تصویر میکروسکوپ نوری نمونههای آنیل شده در دماهای (الف): ۲۵۰۱۵، (ب): ۲۵۵۲۵ و (ج): ۲۰۰۰۲ به مدت یک ساعت

براساس شکل ۵-الف به نظر میرسد که در اثر عملیات حرارتی بعد از کارسرد، به دلیل تشکیل جوانههای تبلومجدد، ساختار ریز دانه شده و اندازهی دانه افت پیدا کرده و در دمای C°۱۱۵۰ تبلورمجدد کامل شده است. با افزایش دمای آنیل، اندازه دانه با شيب نسبتاً ثابتی افزايش يافته و ساختار به سمت رشد دانه پيش رفته است. بهطوری که میانگین اندازه دانه از ۳۵ میکرومتر برای نمونهی آنیل شده در دمای C°۱۱۵۰، به ۶۳ میکرومتر برای نمونهی آنیل در دمای C°۱۲۰۰ رسیده است. با توجه به این که كسر حجمي كاربيدها بر خواص كششي مؤثر است در شكل ٥-ب نمودار کسر حجمی کاربیدها براساس دمای آنیل نشان داده شده است. چنان که در این نمودار مشاهده می شود کسر حجمی کاربیدها با افزایش دمای آنیل کاهش یافته است. بهطوریکه کسر حجمی کاربیدها برای نمونهی آنیل شده در در دمای ℃ ۱۱۲۵ برابر با ۹ درصد و با افزایش دمای آنیل تا C°۱۲۰۰ به ۴/۵ درصد کاهش یافته است. دیگر محققان [۱۸] نیز گزارش کردهاند که قرار گرفتن آلیاژ Hastelloy X در محدودهی $M_{23}C_6$ دمايی M_6C منجر به رسوب کاربيدهای M_6C و M_6C شده که در مرزدانه ها متمرکز می شوند و به ندرت در زمینه رسوب مىنمايند.



شکل (۵): تغییرات (الف): اندازه دانه و (ب): کسر حجمی کاربیدها با دمای آنیل به مدت یک ساعت

زمینه کاهش یافته است. میانگین اندازه رسوبها بـرای دماهـای آنیل مختلف بسیار به یکدیگر نزدیک بود و اندازه رسوبها ۶-۲ میکرومتر محاسبه شد.

۳-۳- بررسی اثر دمای آزمون بر خواص کششی نتایج آزمون کشش برای نمونه های آنیل شده در دمای ۱۱۵۰ و ۲۰۰۰°C در شکل ۶ نشان داده شده است. رفتار کلی خواص کششی این نمونه ها مشابه یکدیگر است. چنان که مشاهده می شود بارزترین تفاوت میان آن ها انتقال دره ی داکتیلیته از قرار گرفتن آلیاژ در بالای دمای C°۹۸۲ منجر به انباشتگی کاربیدهای مرزدانه ای و افزایش انحلال کاربیدها در زمینه می شود. تا اینکه در دمای C°۱۱۵۰ اغلب کاربیدهای ثانویه M₆C و M₆C انحلال می یابند. انحلال کاربیدهای M₆C اولیه در آلیاژ X Hastelloy از دمای C°۱۲۳۲ شروع شده و تا دمای C°C تجزیه آن ها کامل می شود به طوری که در این دما همه ی کاربیدها در زمینه حل می شوند و ذوب موضعی آغاز می گردد. بنابراین به نظر می رسد که برای این آلیاژ کسر حجمی کاربیدها به دلیل حل شدن کاربیدهای M₆C ثانویه در

دمای ۵°۶۹۰ به دمای ۵°۷۹۰ با افزایش دمای آنیل است. مشابه با دیگر سوپر آلیاژها، استحکام تسلیم سوپر آلیاژ X Hastelloy ابتدا تا دمای ۵°۶۹۰ به طور پیوسته کاهش یافته است. سپس از دمای ۵°۶۹۰ تا ۵°۸۶۰ در حدود ۱۸۰ MPa ثابت مانده است. در نتیجه به نظر می رسد که استحکام تسلیم در این نمونه برای محدوده دمایی ذکر شده مستقل از دما است. چنین رفتاری در مورد تغییرات استحکام تسلیم سوپر آلیاژ X Hastelloy در محدوده دمایی بین ۵°۹۰۰-۵۰۰ در مراجع [۲۱–۲۲] گزارش شده است.



شکل (۳): خواص دششی سوپر الیار ۲۵ Hastenoy (الف): انیل شده در دمای ۲۵۰۵۲ و (ب): آنیل شده در دمای ۲۵۰۲۰، پس از آزمون کشش در دماهای مختلف

رفتار غیرمعمول استحکام تسلیم سوپر آلیاژ Hastelloy X در محدودهی دمایی °۶۹۰ تا ۴۶۰۰ به تغییرات ریزساختاری و مکانیزمهای تغییر شکل مختلف نسبت داده شده است. علت اصلی چنین رفتاری برای استحکام تسلیم تشکیل کاربیدها ناشی

از دمای بالا بیان شده است [۲۳]. محققان [۲۴] گزارش کر دهاند که اتم کربن روی نابجاییها، نقص های چیدن و مرزدانه ها جدایش می یابد. برای مثال در مورد سوپر آلیاژ نیکل - کروم -تنگستن جوانه زنی و رشد کاربیدهای M₂₃C₆ بهوسیله کربن جـدایش یافتـه در مرزدانـه ها رخ داده اسـت. هنگامی کـه کاربیدهای M₂₃C₆ در مرزدانهها رسوب نماید، استحکام مرزدانه را تحت تأثير قرار مىدهـد. تغييرات پيچيـده خـواص کششی دما بالای سوپر آلیاژهای حاوی کاربید، توسط مورفولوژی، کسر حجمی و توزیع کاربیدها مشخص میشود. بنابراین به نظر میرسد که جوانهزنی و سپس رشد کاربیدهای M₆C بهوسیله کربن جدایش یافته در مرزدانهها در سوپر آلیاژ Hastelloy X نیز اتفاق می افتد. در شکل های ۷-ب و ۸ برخبی از کاربیدهای M₆C نشان داده شده است. رسو کاربیدهای M6C در مرزدانه استحکام آن را تحت تأثیر قرار میدهد. مشخص است که استحکام مرزدانه اثر مهمی بر خواص مکانیکی آلیاژ دارد. به نظر میرسد که در دمای بیشتر از °۶۶۰ لغزش مرزدانهای توسط کاربیدهای M6C مجزا محدود می شود [۲۵]. در نتیجـه جوانـهزنی و رشـد حفـرات کـاهش می یابـد. مي توان بيان نمود كه علت اصلي ثابت ماندن استحكام تسليم در در محدودهی دمایی C[°]۶۶۰° تا C[°]۸۶۰٬ رسوب کاربیدهای M₆C کروی و مجنزا در حین آزمون کشش گرم است. علاوهبراين مشاهدات محققان[٢٥] بـا ميكروسكوپ الكتروني عبورى نشان داده است كه دليل ديگر ثابت ماندن استحكام تسلیم برای سوپر آلیاژ پایه نیکل- کروم- تنگستن در دمای بیشتر از C[°] ۶۶۰ این است که در دمای پایین بخشی از نابجایی ها در چند باند لغزش محدود شدهاند و بقیهی آن ها به صورت نامنظم در زمینه توزیع شدهاند. با افزایش دما تا °°۶۶، باندهای لغزش ناپدید شده و توزیع همگنی از ساختار نابجاییها تشکیل مى شود، بنابراين استحكام تسليم كاهش مى يابد. با افزايش دما باندهای لغزش متعددی ایجاد می شود. لغزش متقاطع فعال می گردد و چگالی بالای نابجاییها در زمینه تشکیل میشود و اکثر نابجاییها در باندهای لغزش متمرکز می شوند. در نتیجه با

توجـه بـه شـكل ۶ مى تـوان بيـان نمـود كـه بـراى سـوپر آلياژ Hastelloy X استحكام كششى نهايى نسبت به اسـتحكام تسـليم بيشتر به اندازه دانه وابسته است.

چنان که در شکل ۶ مشاهده می شود، درصد کاهش سطح مقطع با افزایش دما به طور قابل توجهی تغییر کرده است. ابتدا از دمای محیط تا دمای ۲۰۶۰ کاهش یافته، به طوری که در دمای ۲۰۹۵ حداقل داکتیلیته مشاهده شد. سپس با افزایش دما تا

^{°°} ۸۶۰ به طور قابل توجهی افزایش یافته است. گزارش شده [۲۶] است که آلیاژ X Hastelloy در دمای حدود [°] دارای دره داکتیلیته میباشد. در دماهای نزدیک به دره داکتیلیته، تغییر شکل به وسیله لغزش مرزدانه ای رخ داده و حفرات مرزدانه ای تشکیل شده در نقاط سه گانه سریعاً رشد مینمایند و باعث افت شدید در داکتیلیته می گردند.



شکل (۷): بررسی سطح شکست جانبی نمونهی آنیل شده در دمای C°۱۲۰۰، پس از آزمون کشش در دماهای (الف) و (ج): C°۷۶۰ و (ب) و (د): C°۸۶۰ (الف) و (ب): (نزدیک سطح شکست)، (ج) و (د): ۵ میلی متر دور تر از سطح شکست

نمونهای که در دمای ۵°۷۶۰ تحت آزمون کشش قرار گرفته کاملاً مشخص است و تعداد آنها نسبت به نمونهی دیگر بیشتر است. علاوهبراین ترک سطحی بزرگی نیز در بررسیهای ریزساختاری این نمونه مشاهده شد. کاهش قابل توجه در درصد کاهش سطح مقطع در دمای ۲°۷۶۰ که در شکل ۶-ب مشاهده شد با حضور ترکهای مرزدانهای و گوهای شکل در شکل ۷ تصاویر ریزساختار مقطع طولی نمونههای کشش در شرایط مختلف آنیل در نزدیکی منطقهی شکست نشان داده شده است. محققان [۲۷] گزارش کردهاند که تشکیل ترکهای گوهای و مرزدانهای از دلایل اصلی افت داکتیلیته است. ترکهای گوهای اغلب در نقاط سه گانه تشکیل می شوند. چنان که در شکل ۷-الف مشاهده می شود این ترکها برای

مطابقت دارد. به طوری که منجر به تسریع انتشار ترک و در نتیجه داکتیلیته کمتر می شود. برای نمونه ای که در دمای ۲۵٬۰ تحت کشش قرار گرفته تعداد کمتری از ترک ها گوه ای، حفرات مرزدانه ای و درون دانه ای نسبت به نمونه ای که در دمای ۲۵٬۰۷ تحت آزمون کشش قرار گرفته مشاهده شده است. دلیل دیگری که می توان برای افزایش داکتیلیته نمونه ای که در دمای ۲۵٬۰۵ تحت کشش قرار گرفته، بیان نمود تشکیل دمای ۲۵٬۰۵ تحت کشش قرار گرفته، بیان نمود تشکیل کاربیدهای مرزدانه ای ناز ک و زیپ شکل (Zipper-Like) است که ایده آل ترین مورفولوژی برای کاربیدهای مرزدانه ای است. ۲۵٬۰۸ در شکل ۷-ب و د نشان داده شده است. کاربیدهای تریپ شکل چنان که در شکل ۷-ج نشان داده شده است. کاربیدهای مرزدانه های نمونه پس از آزمون کشش گرم در دمای

گزارش شده است [۲۸] که کاربیدهای مرزدانه ای ناز ک و زیپ شکل مانع لغزش مرزدانه ها در دمای بالا و کاهش تشکیل حفرات می شوند. چنان که مشاهده می شود با دور شدن از منطقه ی نوک شکست تعداد تر ک های مرزدانه ای و درون دانه ای کاهش یافته است. علاوه براین کشیدگی دانه ها که در راستای محور اعمال نیرو در منطقه ی نوک شکست مشاهده شد با دور شدن از این منطقه در هر دو نمونه ک اهش یافته است. ریز ساختار سطح جانبی نمونه ی آنیل شده در دمای ۵°۸۹ در پس از آزمون کشش گرم در دمای ۵°۸۶ در شکل ۸ نشان داده شده است.





شکل (۸): تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز عنصری نمونهی آنیل شده در دمای ۲۵۰۱۵ و پس از آزمون کشش گرم در دمای ۸۶۰۰

تصویر با استفاده از طیف مربوط به الکترونهای بازگشتی، که در آن فازهای حاوی عناصر سنگین، روشن تر و فازهای حاوی عناصر سبکتر تیره تر دیده می شوند و برای کنتراست توزیع فازی مناسب است، تهیه شد. در تصویر حاصل تغییر قابل مشاهدهای در رنگ رسوبها مشاهده نشد. برای تعیین نوع کاربید از رسوبهای موجود در ساختار آنالیز عنصری تهیه شد. کرم در این تصویر به وضوح مشاهده می شود که خود این عامل می تواند علت افزایش داکتیلیته باشد. مکانیزم مربوط به شکست دروندانهای در شرایط حضور ذرات ثانویه در داخل دانهها در شکل ۹ نشان داده شده است [۲۹]. شکل ۹ نحوه تشکیل ریز حفرهها را نشان می دهد. تشکیل این ریز حفرهها به دلیل تفاوت در مدول برشی ذرات درون دانهای با زمینه و عدم پیوند مناسب بین آنها است که در هنگام اعمال تنش، در اطراف این ذرات حفرههایی در امتداد جهت اعمال تنش 34

تشکیل میشود. این ریزحفرهها به تدریج رشد کرده و در نهایت با پیوستن به یکدیگر باعث شکست در درون دانهها می-شوند.



شکل (۹): مراحل تشکیل دیمپلها در درون دانهها در حین اعمال تنش[۲۹]

۳-۴- بررسی اثر دمـای آزمـون کشـش بـر ریزسـاختار و سطوح شکست

در شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه های آنیل شده در دمای ۲۰۰۵ به مدت یک ساعت، پس از آزمون کشش در دماهای مختلف نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می شود نمونه ی کشش در دمای محیط دارای سطح شکست کاملاً مرزدانه ای است. شکست مرزدانه ای اغلب در دماهای بالا که مرزدانه استحکام کمتری از دانه دارد رخ می دهد.

دلیل وقوع این نوع شکست در دمای محیط می تواند رشد بیش از حد دانه ها و در نتیجه اندازه دانه زیاد پس از آنیل نمونیه در دمای °C ۱۲۰۰° باشد. اما برای دمای ۶۶۰° حالت شکست کاملاً دروندانهای می باشد. شکست در اثر به هم پیوستن دیمپلهای هممحور رخ داده است و تعدادی ذرات کاربیدی در داخل حفرهها مشاهده می شود به طوری که می توان بیان نمود شروع ترك از اطراف كاربيدها بوده و در نتيجه منجر به شکست نرم نمونه شده است. در نمونهای که در دمای C[°]۷۶۰ تحت آزمون کشش قرار گرفته، شکست رخ برگی همراه با علائم رودخانه ای مشاهده شد. مکانیزم تشکیل این علائم رودخانهای وابسته به مرزدانه است. مرزدانه به عنوان یک مانع روى توقف ترك اثر مي گذارد. ترك با برخورد به مرزدانه کور میشود و برای جوانهزنی و رشد مجدد نیاز به انرژی زیادی دارد، زیرا باید مسیر خود را تغییر دهد تا روی صفحهای مناسب در دانهی مجاور ادامه حرکت ده. چرخش و تغییر مسير نوك ترك در مرزدانه موجب موجب ايجاد علائم رودخانهای روی صفحهی شکست کلیواژ می گردد[۲۹–۳۰]. در نتیجه این نوع حالت شکست منجر به کاهش زیادی در داکتیلیته شده است. به طوری که درهی داکتیلیته در این دما مشاهده شد.

www.SID.ir



شکل (۱۰): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونههای آنیل شده در دمای ℃۱۲۰۰ پس از آزمون کشش در دمای (الف): ℃۲۳°، (ب): ۲۰۹۶ و (د): ℃۹۶۰ ((د): ℃۹۶۰ (د): ۲۰۰۷ و (د): ۲۰۰۷

اما چنانچه در شکل ۱۰-د مشاهده می شود با افزایش دما تا ۲°۸۶۰ سطح شکست شامل حفره های مرزدانه ای و درون دانه ای که در حین تغییر شکل پلاستیک ایجاد شده می باشد. برخی از این دیمپل ها به یک دیگر پیوسته و باعث تشکیل حفره های بزرگتر شده است. علاوه براین در این دما تعدادی ترک نیز وجود دارند که به نظر می رسد ترک های مرزدانه ای باشند. در نتیجه ترک ها و حفره های درون دانه ای و مرزدانه ای منجر به ترکیبی از شکست درون دانه ای و مرزدانه ای شده است.

۴- **نتیجه گیری** ۱- بررسی ریزساختار نمونـه آنیـل انحلالـی شـده در دمـای

²°°C به مدت یک ساعت نشان داد که فاز زمینه آستنیت و ذرات موجود کاربید M₆C غنی از مولیبدن میباشند. ۲− برای ورق آلیاژ Hastelloy X با ضخامت ۲۵ ۱/۲۵ ریزساختار نمونهی آنیل شده در دمای C°۱۹۵ به مدت یک ساعت به طور کامل تبلورمجدد یافته و دارای دانههای هممحور با میانگین اندازه 2/± ۳۵ میکرومتر بود. اما با افزایش بیشتر دمای آنیل تا C°۱۲۰۰ رشد بیش از حد در برخی دانهها رخ داده است.

۳- با توجه به نتایج حاصل از آنالیز عنصری و بررسیهای ریزساختاری انجام شده با میکروسکوپ الکترونی روبشی برای نمونههای آزمون کشش گرم در محدودهی دمایی ℃-۸۶۰ ۶۹۰ مشخص شد که تنها رسوب کاربید M₆C غنی از مولیبدن ۳۸

Hastelloy X, During Isothermal and Thermomechanical Cyclic Deformation", Metallurgical Transactions, Vol. 23A, pp. 551-561, 1992.

- [8] S. Asgari, "Age-Hardening Behavior and Phase Identification in Solution-Treated Aerex 350 Superalloy", Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 37A, pp. 2051-2057, 2006.
- [9] W. Abuzaid, H. Sehitoglu & J. Lambros, "Plastic Strain Localization and Fatigue Micro-Crack Formation in Hastelloy X", Materials Science and Engineering, Vol. 561A, pp. 507-519, 2013.
- [10] "Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant, Sheet, Strip, and Plate 47.5Ni - 22Cr - 18.5Fe-9.0Mo -1.5Co- 0.60W - Solution Heat Treated", SAE Aerospace Material Specifications, AMS 5536L, pp. 1-6, 2000.
- [11]H. Chandler, "Heat Treater's Guide Practices and Procedures for Nonferrous Alloys", ASM International, pp. 9-97, 1996.
- [12] A. I. H. Committee, ASM handbook: Heat treating: ASM International, 1991.
- [13] A. Standard, "ASTM E8, Standard Test Methods for Tensile Testing of Metallic Materials", ASTM International, West Conshohocken, PA, Vol. 3, 2008.
- [14] A. Standard, "ASTM E21, Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials", ASTM International, West Conshohocken, PA, 2008.
- [15]S. S. P. Eung- Ryul Baek, Restu Sihotang, Sangkyu Choi, "Heat Treatment of the Degraded Hastelloy X for High Cycle Fatigue Properties", 9 th International Conference on Fracture & Strength of Solids, pp. 9-13, 2013.
- [16] P. A. Rometsch, D. Pelliccia & X. Wu, "Evaluation of Polychromatic X-Ray Radiography Defect Detection Limits in a Sample Fabricated From Hastelloy X by Selective Laser Melting", NDT & E International, Vol. 62, pp. 184-192, 2014.
- [17] W. L. C. Jr & G. W. Titus, "Evaluation Study of Hastelloy X as a Nuclear Cladding. Quarterly Progress Report", Nuclear Division Aerojet General Corporation, Vol. 1, 1968.

در این شرایط وجود دارد و رسوبات کاربید M₂₃C6 مشاهده نشد.

۴- بررسیهای ریزساختاری نمونههای کشش گرم نشان داد که جوانهزنی و رشد تر کهای مرزدانه ای و گوه ای باعث شکست سریع نمونه های آنیل شده در دماهای ۱۵۰۰ و ۲° ۱۲۰۰ در حین آزمون کشش شده است.
۵- حداقل داکتیلیته حاصل از آزمون کشش گرم برای نمونه های آنیل شده در دماهای ۱۱۰۰ و ۲° ۱۲۰۰ به تر تیب در دماهای ۱۹۰۰ و ۲° ۸۶۰ بدست آمد.

۵- مراجع

- T. Sakthivel, K. Laha, M. Nandagopal & P. Parameswaran, "Effect of Temperature and Strain Rate on Serrated Flow Behaviour of Hastelloy X", Materials Science and Engineering, Vol. 534A, pp. 580-587, 2012.
- [2] B. Swaminathan, W. Abuzaid, H. Sehitoglu & J. Lambros, "Investigation Using Digital Image Correlation of Portevin-Le Chatelier Effect in Hastelloy X Under Thermo-Mechanical Loading", International Journal of Plasticity, Vol. 64, pp. 177-192, 2015.
- [3] E. R. Baek, S. S. Park, R. Sihotang & S. Choi, "Heat Treatment of the Degraded Hastelloy X for High Cycle Fatigue Properties", in Proc. 9th Int. Conf. on Fracture and strength of solid pp. 3-10, 2013.
- [4] A. R. K. Chennamsetty, J. LeBlanc, S. Abotula, P. Naik Parrikar & A. Shukla, "Dynamic Response of Hastelloy X Plates Under Oblique Shocks: Experimental and Numerical Studies", International Journal of Impact Engineering, Vol. 85, pp. 97-109, 2015.
- [5] B. Geddes, H. Leon & X. Huang, "Superalloys: Alloying and Performance ASM International", 2010.
- [6] M. Aghaie-Khafri & N. Golarzi, "Dynamic and Metadynamic Recrystallization of Hastelloy X Superalloy", Journal of Materials Science, Vol. 43, pp. 3717-3724, 2008.
- [7] R. V. Miner & M. G. Castelli, "Hardening Mechanisms in a Dynamic Strain Aging Alloy,

- [24] W. H. Jiang, X. D. Yao, H. R. Guan, Z. Q. Hu & W. H. Jiang, "Secondary Carbide Precipitation in a Directionally Solified Cobalt-Base Superalloy", Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 30A, pp. 513-520, 1999.
- [25]G. Bai, J. Li, R. Hu, Z. Tang & X. Xue, "Effect of Temperature on Tensile Behavior of Ni–Cr–W Based Superalloy", Materials Science and Engineering, Vol. 528A, pp. 1974-1978, 2011.
- [26] M. A. Arkoosh & N. F. Fiore, "Elevated Temperature Ductility Minimum in Hastelloy Alloy X", Metallurgical Transactions, Vol. 3, pp. 2235-2240, 1972.
- [27]Z. Zhong, Y. Gu, Y. Yuan, T. Yokokawa & H. Harada, "Mechanical Properties and Fracture Modes of an Advanced Ni–Co-Base Disk Superalloy at Elevated Temperatures", Materials Characterization, Vol. 67, pp. 101-111, 2012.
- [28] S. Zhang & D. Zhao, "Aerospace Materials Handbook", pp. 13-50, 2012.
- [29] A. I. H. Committee, ASM Handbook: Fractography: ASM International, 1987.
- [30]G. E. dieter, Mechanical Metallurgy. British Library cataloguing in Publication Data, 1988.

- [18] R. L. Murray, "Report No. RP-SR-0002 Phoebus-2 Materials Final Report", Nuclear Rocket Operations, pp. 20-80, 1967.
- [19] J. C. Zhao, M. Larsen & V. Ravikumar, "Phase precipitation and time-temperaturetransformation diagram of Hastelloy X", Materials Science and Engineering, Vol. 293A, pp. 112-119, 2000.
- [20] J. Favre, "Recrystallization of L-605 Cobalt Superalloy during Hot-Working Process", Tohoku University, pp. 115-175, 2012.
- [21]I. Kim, B. Choi, H. Hong, Y. Yoo & C. Jo, "Anomalous Deformation Behavior and Twin Formation of Ni-Base Superalloys at the Intermediate Temperatures", Materials Science and Engineering, Vol. 528A, pp. 7149-7155, 2011.
- [22] H. Suzuki, T. Iseki & Y. Shoda, "High-Temperature Low-Cycle Fatigue Tests on Hastelloy X", Journal of Nuclear Science and Technology, Vol. 14, pp. 381-386, 1977.
- [23] T. A. Saleh, "Nondestructive Evaluation of Loading and Fatigue Effects in Haynes[®] 230[®] Alloy", PhD diss., University of Tennessee ,pp. 20-83, 2006.