

تأثیر نورد سرد و آنیل بر ریزساختار و خواص کششی سوپرآلیاژ 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 فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران،

تهران، ایران

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

ایران

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

*Hamid.feyzabadi@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۴/۰۷/۱۹، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۴/۱۱/۰۷)

چکیده

هدف از پژوهش حاضر، بررسی اثر میزان نورد سرد به همراه آنیل میانی و آنیل نهایی بر ریزساختار و خواص کششی سوپرآلیاژ Hastelloy X است. بدین منظور تسمه نورد گرم و آنیل انحلالی شده این آلیاژ به ضخامت ۱۰ میلی‌متر تحت سه مرحله نورد سرد (در هر مرحله ۵۰ درصد) همراه با آنیل میانی در دمای 1175°C به مدت نیم ساعت قرار گرفت تا این که ضخامت آن به $1/25$ میلی‌متر رسید. سپس نمونه‌های آماده شده جهت آزمون کشش در محدوده‌ی دمایی $860-660^{\circ}\text{C}$ تحت عملیات آنیل در محدوده‌ی دمایی $1200-1100^{\circ}\text{C}$ به مدت یک ساعت قرار گرفتند. خواص کششی دمای محیط و دمای بالا همراه با ریزساختار تسمه‌ها مورد بررسی قرار گرفت. نتایج بررسی ریزساختار نمونه آنیل انحلالی شده در دمای 1175°C به مدت یک ساعت نشان داد که فاز زمینه آستنیت و ذرات موجود کاربرد M_6C غنی از مولیبدن می‌باشند. نتایج آزمون کشش گرم نمونه‌های آنیل شده در دماهای 1100 ، 1150 و 1200°C نشان داد که حداقل داکتیلیته به ترتیب در دماهای 760 ، 760 و 860°C به دست آمد. همچنین مشخص شد که استحکام تسلیم در سوپرآلیاژ Hastelloy X برای محدوده‌ی دمایی 660°C تا 860°C مستقل از دما است که دلیل آن می‌تواند رسوب کاربیدهای M_6C غنی از مولیبدن باشد.

کلمات کلیدی:

سوپرآلیاژ Hastelloy X، نورد سرد، آنیل، ریزساختار، خواص کششی.

۱- مقدمه

رسوب کاربیدها نیز استحکام‌دهی می‌شود [۱]. به دلیل دارا بودن ترکیب استثنائی از استحکام دما بالا، شکل‌پذیری عالی، قابلیت

آلیاژ Hastelloy X از جمله سوپرآلیاژهای پایه نیکل استحکام یافته با مکانیزم محلول جامد می‌باشد که توسط کار سرد و

هنگامی این نقش برجسته تر می شود که مشخص شود استحاله فازها به یکدیگر به چگالی نابجایی‌ها بستگی دارد [۸]. برای سوپرآلیاژ Hastelloy X، عملیات حرارتی متعاقب کار سرد می تواند از تشکیل کاربیدها با مورفولوژی مضر (صفحه‌ای و تیغه‌ای شکل) در دماهای سرویس دهی جلوگیری نماید و خواص خستگی را بهبود بخشد و بدین ترتیب اهمیت کارسرد اولیه بر ریزساختار کاملاً مشخص است [۹]. همچنین استحکام سوپرآلیاژ Hastelloy X 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 ریزساختاری دارد، بررسی اثر دمای آنیل متعاقب نورد سرد بر ریزساختار و خواص کششی ضروری است. اگرچه پیشرفت‌های قابل توجهی در سال‌های اخیر برای درک رفتار مکانیکی سوپرآلیاژ Hastelloy X حاصل شده است [۳-۱]، اما منابع اندکی برای مطالعه اثر نورد سرد و عملیات حرارتی تسمه تولیدی بر ریزساختار 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 ریزساختار و خواص کششی سرد و گرم آلیاژ Hastelloy X است.

۲- مواد و روش انجام تحقیق

در این پژوهش از سوپرآلیاژ 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.

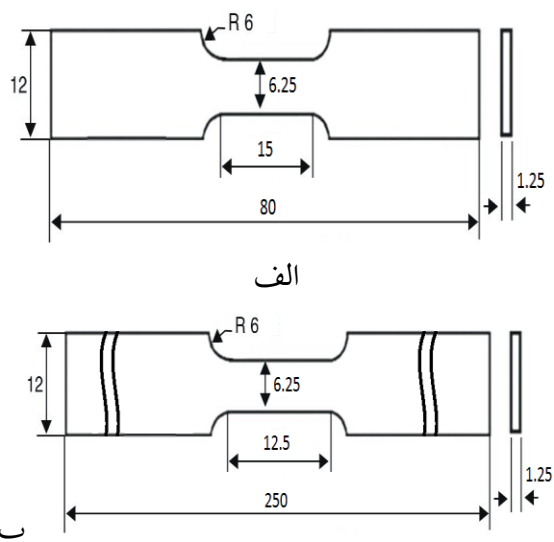
ساخت آسان، عملیات حرارتی پذیری و مقاومت مناسب در برابر اکسیداسیون تا دمای 1200°C ، کاربردهای بسیاری در محفظه احتراق موتور توربین‌های گازی و صنایع شیمیایی دارد [۲]. در ساختار آن فازهای کاربیدی M_6C و M_{23}C_6 ، فازهای TCP مانند σ و μ هم وجود دارند که در حین فرآیندهای مختلف عملیات حرارتی با مورفولوژی مشخص تشکیل می شوند [۳-۱]. استفاده از تغییر شکل سرد جهت تولید مقاطع نازک مانند ورق، صفحه و تسمه حائز اهمیت می باشد. کارسرد علاوه بر تأثیر مستقیمی که روی استحکام، سختی و چکش خواری دارد، با اثرگذاری بر عملیات آنیل انحلالی نهایتاً بر خواص مکانیکی اثر می گذارد [۴-۵].

نتایج بررسی محققین [۶] بر رفتار تبلور مجدد دینامیکی سوپرآلیاژ Hastelloy X با استفاده از آزمون کشش گرم در محدوده‌ی گسترده‌ای از دما و نرخ کرنش نشان داد که یک رابطه خطی میان ضریب حساسیت به سرعت کرنش و دما وجود دارد. از مقادیر بدست آمده پارامتر زئر-هولمان محاسبه شد که بر این اساس محدوده کار گرم این آلیاژ بین دمای $1000-1150^{\circ}\text{C}$ تعیین گردید. همچنین مطالعات محققان [۷] نشان داده است که این آلیاژ مانند چندین سوپرآلیاژ 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 فعال سازی، نشان دادند که رفتار تسلیم پیچیده ناشی از مهاجرت عنصر مولیبدن در زمینه نیکل می باشد. به طوری که این پدیده منجر به رفتار سیلان دندان‌های در منحنی‌های آزمون کشش شده است. از جمله عوامل تأثیرگذار روی پایداری فازها اعمال کارسرد قبل از عملیات حرارتی است. انجام کارسرد روی فلزات و سوپرآلیاژها باعث افزایش استحکام و سختی و کاهش انعطاف پذیری و یا تغییر شکل آن‌ها می شود. افزایش چگالی عیوب و کنترل مناسب دما و زمان در حین عملیات حرارتی، نقش تعیین کننده‌ای بر مکانیزم و سینتیک انجام تحولات دارد و در نتیجه خواص و ریزساختار آلیاژ را تحت تأثیر قرار می دهند.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ Hastelloy X (درصد وزنی)

B	Ti	S	Al	Mn	C	Si	W	Co	Mo	Fe	Cr	Ni
۰/۰۰۵	۰/۱۳۳	۰/۰۱۸	۰/۰۵۹	۰/۴۲۲	۰/۰۹۵	۰/۴۹۳	۰/۶۷۴	۱/۲۳	۸/۹۸	۱۷/۵۰	۲۱/۴۷	۴۸/۸۰

حکاکی شدند. جهت بررسی‌های ریزساختاری از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد.



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. چنان‌که در شکل ۲-الف مشاهده می‌شود ریزساختار شامل فاز زمینه محلول جامد γ به همراه دوقلوبی‌های آنیلی و کاربیدها می‌باشد. این کاربیدها به صورت تصادفی در داخل دانه‌ها و در مرز دانه‌ها رسوب نموده‌اند. قطر متوسط دانه‌ها در حالت آنیل انحلالی شده برابر با 0.37 ± 0.03 میکرومتر و اندازه متوسط کاربیدها برابر با 0.3 ± 0.03 میکرومتر است. کسر حجمی کاربیدها نیز برابر با 0.03 ± 0.04 درصد محاسبه شد.

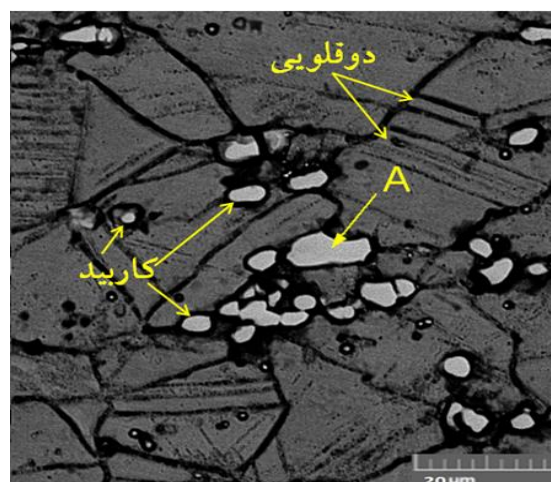
ذوب اولیه این آلیاژ در کوره ذوب القایی تحت خلأ صورت گرفته و ذوب مجدد و تصفیه آن تحت سرباره انجام شده است. سپس شمش تحت عملیات همگن‌سازی و نورد گرم قرار گرفت. در ادامه عملیات حرارتی آنیل انحلالی براساس مراجع [۱۱-۱۲] در دمای 1175°C به مدت زمان یک ساعت انجام شد و سپس در آب سرد شد. پس از این مرحله، تسمه‌ی 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 1175°C به مدت نیم ساعت، قرار گرفت. پس از دستیابی به ورق با ضخامت نهایی ۱/۲۵ میلی‌متر، نمونه‌های آماده شده جهت آزمون کشش در دماهای مختلف، در دماهای ۱۱۰۰، ۱۱۵۰ و 1200°C 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 شکل ۱-الف مطابق استاندارد ASTM E8 [۱۳] انجام شد. علاوه بر این آزمون کشش در دماهای ۶۶۰، ۷۶۰ و 860°C روی نمونه‌های نشان داده شده در شکل ۱-ب مطابق استاندارد E21 ASTM [۱۴] با سرعت حرکت فک دو میلی‌متر بر دقیقه (معادل با نرخ کرنش $10^{-3} \times 3 \text{ s}^{-1}$) انجام گرفت. جهت بررسی خواص کششی نمونه‌ها در پژوهش حاضر از دستگاه کشش مدل اینسترون ۸۵۰۲ استفاده گردید.

نمونه‌های آنیل انحلالی شده، نورد سرد و آنیل شده جهت بررسی‌های ریزساختاری آماده شدند. همچنین مقطع طولی و سطح شکست نمونه‌ها پس از انجام آزمون کشش در دماهای مختلف مورد بررسی قرار گرفت و سپس بنا بر مرجع [۵] توسط محلول واترلس کالینگ (Waterless Kalling's)، که شامل ۵ گرم کلرید مس، ۱۰۰ میلی‌لیتر اسید کلریدریک و ۱۰۰ میلی‌لیتر اتانول می‌باشد، با نگهداری و غوطه‌وری به مدت ۳-۷ دقیقه

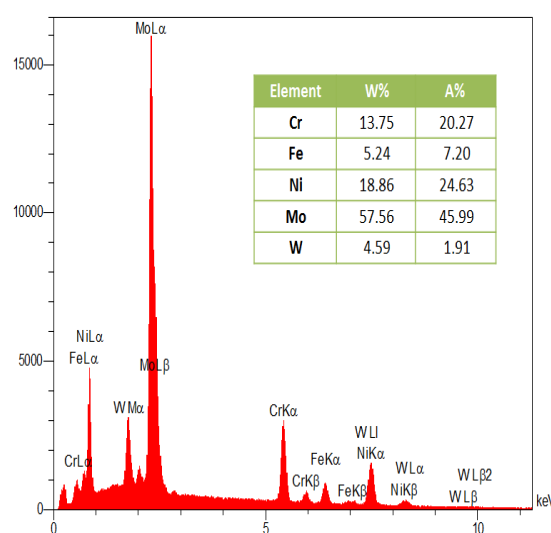
به صورت بلوکی یا در بعضی موارد کروی فرض کرد. اندازه و نحوه توزیع کاربیدها در زمینه روی استحکام تأثیر مستقیم دارند، به طوری که کاربیدها مانع حرکت نابجایی‌ها شده و در نتیجه باعث افزایش استحکام می‌شوند. از آنجایی که مهاجرت مرز دانه همراه با لغزش مرز دانه است، حضور ذرات کاربید M_6C در مرز دانه منجر به کاهش نرخ لغزش شده و نرخ رشد دانه را کاهش می‌دهد، در نتیجه مانع رشد دانه‌ها و منجر به اندازه دانه‌ی کمتر می‌شود [۴].

به منظور بررسی دقیق‌تر تغییرات عناصر در زمینه و کاربیدهای M_6C موجود در زمینه و مرز دانه‌ها، آنالیز خطی رسوبات در نمونه آنیل انحلالی بررسی شده که نتایج آن در شکل ۳ ارائه شده است.

همان‌طور که مشاهده می‌شود در نواحی مربوط به رسوبات، عناصر آلیاژی Mo و C که عناصر اصلی تشکیل دهنده فاز M_6C هستند، افزایش می‌یابند. البته عناصر Ni ، Cr و Fe نیز در این رسوبات وجود دارند که مقدار آن‌ها ناچیز است. در نتیجه می‌توان بیان کرد که این کاربیدها، فاز M_6C غنی از مولیبدن می‌باشند. دیگر محققان [۱، ۱۵-۱۶] نیز در شرایط مذکور کاربیدهای M_6C غنی از مولیبدن را در ریزساختار این آلیاژ مشاهده کرده‌اند. کلارک و تیتوس [۱۷] در مورد آلیاژ Hastelloy X دریافتند که M_6C در این آلیاژ دارای محدوده گسترده‌ای از ترکیب شیمیایی می‌باشد که این محدوده تقریباً از M_3C تا تقریباً $M_{13}C$ می‌باشد. چنان‌که بیان شد، این آلیاژ در شرایط آنیل انحلالی شده دارای زمینه آستنیتی همراه با رسوب پراکنده کاربید M_6C است که این کاربیدها، کاربیدهای M_6C اولیه نامیده می‌شوند و تا دمای $1232^\circ C$ حل نمی‌شوند. انحلال کاربیدهای اولیه M_6C در سوپرآلیاژ Hastelloy X از دمای $1232^\circ C$ شروع شده و تا دمای $1255^\circ C$ تجزیه آن‌ها کامل می‌شود به طوری که در این دما همه‌ی کاربیدها در زمینه حل می‌شوند و ذوب موضعی در آلیاژ آغاز می‌گردد [۱۸]. البته کاربید دیگری به نام کاربید $M_{23}C_6$ در این آلیاژ نیز وجود دارد که غنی از عنصر Cr است. مطابق با نمودار دما-زمان-



الف



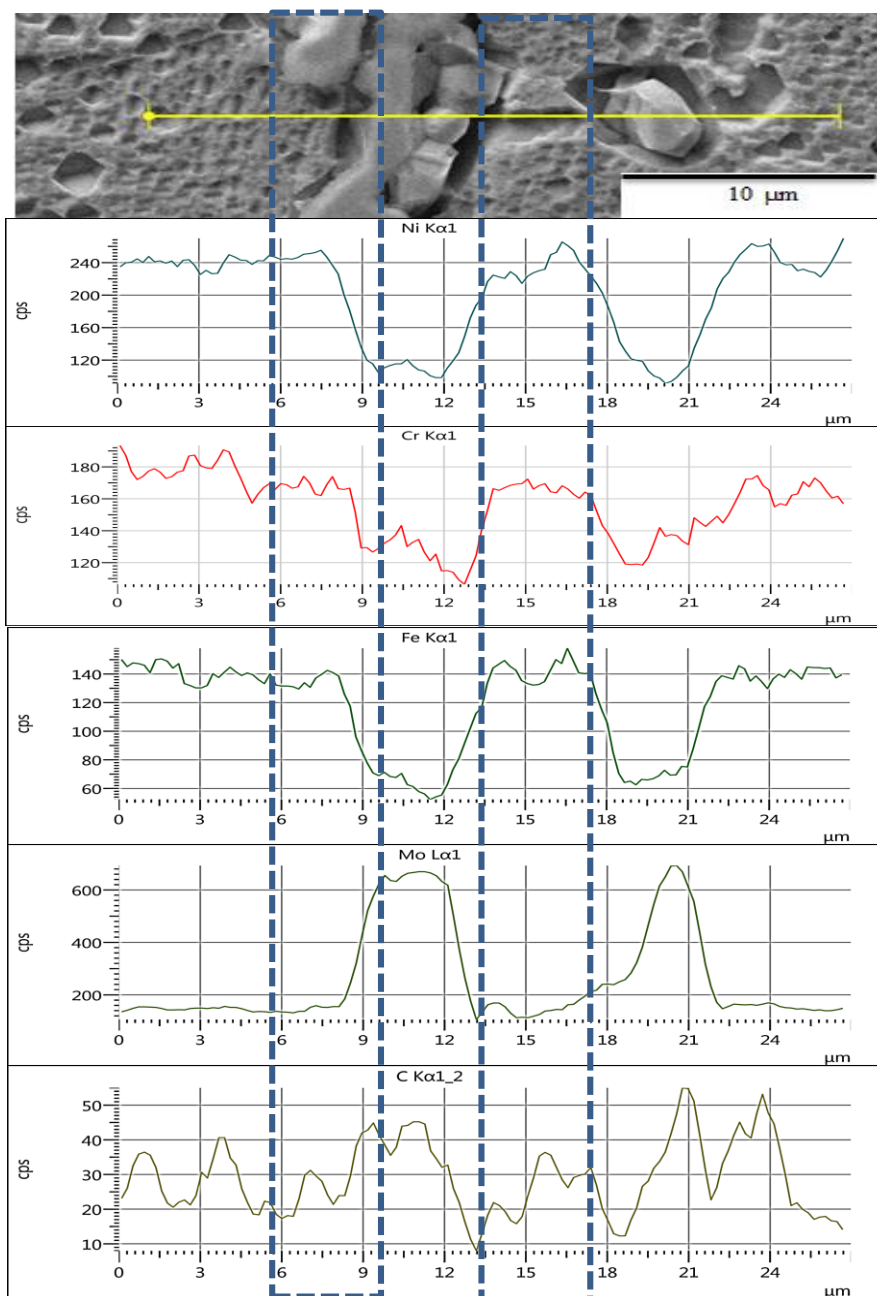
ب

شکل (۲): (الف): ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی سوپرآلیاژ Hastelloy X بعد از عملیات آنیل انحلالی در دمای $1175^\circ C$ به مدت یک ساعت و سرد شده در آب، (ب): آنالیز عنصری رسوب کاربید M_6C 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 Ni ، Cr ، Fe و C و به خصوص مقدار Mo زیاد، می‌تواند گواه بر وجود رسوباتی با ترکیب نزدیک به کاربید M_6C باشد.

چنان‌که مشاهده می‌شود رسوبات در داخل دانه‌ها و روی مرز دانه‌ها توزیع شده‌اند که مورفولوژی این رسوبات را می‌توان

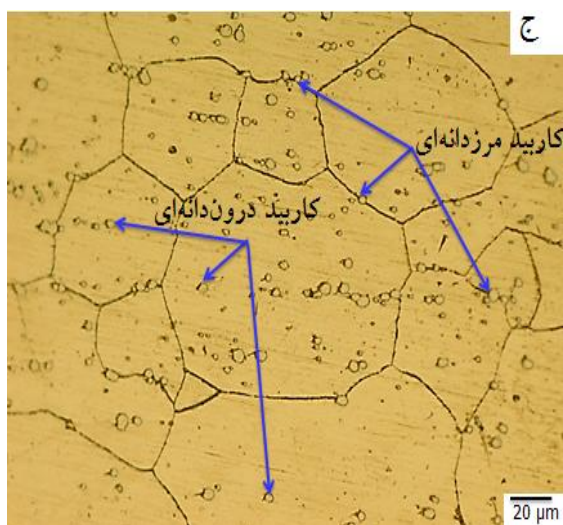
دگرگونی ارائه شده در مرجع [۱۹]، بررسی‌های ریزساختاری، آنالیز عنصری و خطی رسوبات نشان داد که رسوبات کاربید $M_{23}C_6$ در این شرایط دما و زمانی وجود ندارد.



شکل (۳): آنالیز خطی رسوبات M_6C در آلیاژ Hastelloy X پس از آنیل انحلالی در دمای $1175^{\circ}C$ به مدت یک ساعت و سرد شده در آب

نمونه‌ها انجام شده لذا شناخت مشخصه‌های ریزساختاری در شرایط مختلف آنیل ضروری است. در شکل ۴ ریزساختار نوری نمونه‌های آنیل شده در دماهای مختلف نشان داده شده

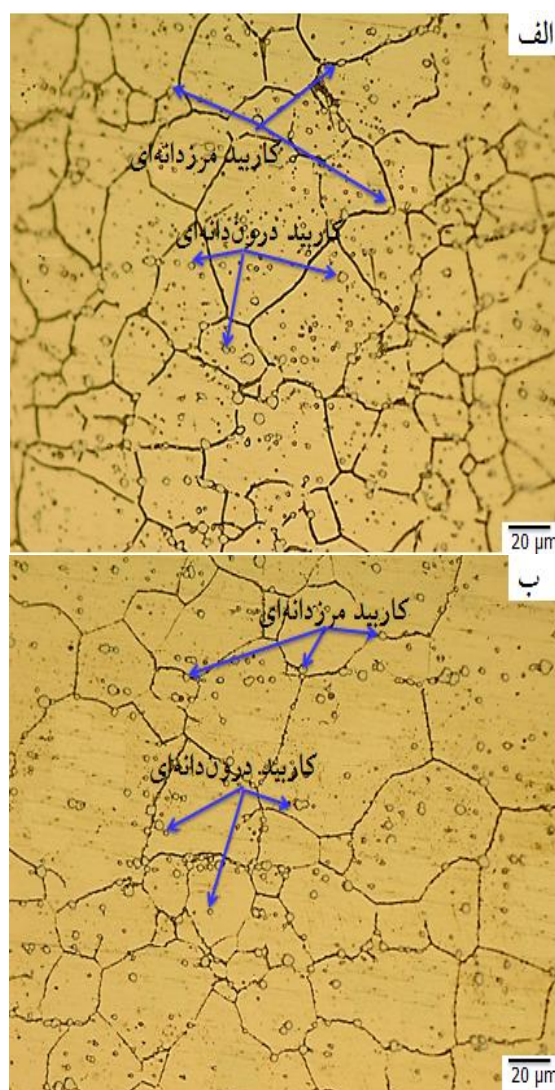
۲-۳ اثر دمای آنیل پس از نورد سرد بر ریزساختار نمونه‌های با ضخامت $1/25$ میلی‌متر در دماهای $1100^{\circ}C$ و $1150^{\circ}C$ به مدت یک ساعت تحت عملیات آنیل قرار گرفتند. با توجه به این که آزمون‌های کشش در پژوهش حاضر روی این

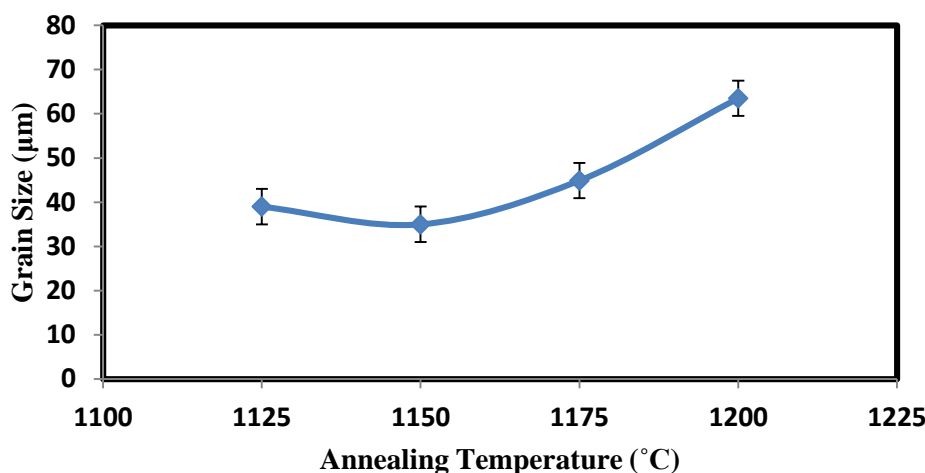


شکل (۴): تصویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های آئیل شده در دماهای (الف): 1150°C ، (ب): 1175°C و (ج): 1200°C به مدت یک ساعت

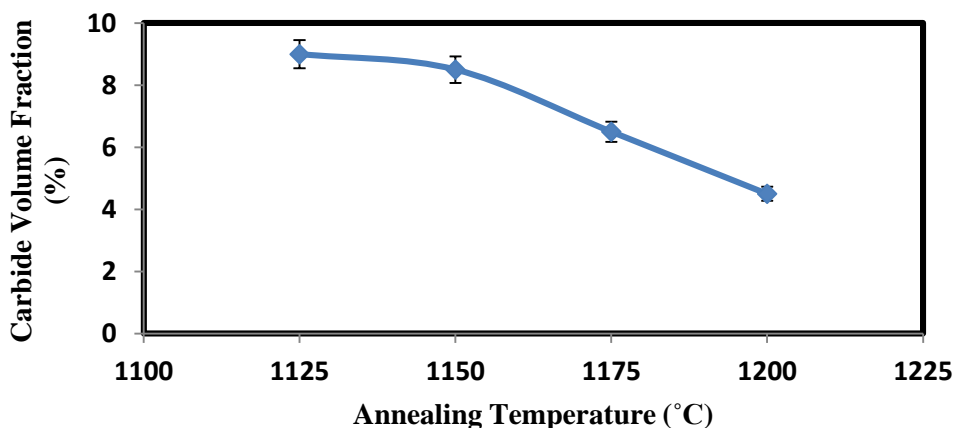
براساس شکل ۵-الف به نظر می‌رسد که در اثر عملیات حرارتی بعد از کار سرد، به دلیل تشکیل جوانه‌های تبلور مجدد، ساختار ریز دانه شده و اندازه‌ی دانه افت پیدا کرده و در دمای 1150°C تبلور مجدد کامل شده است. با افزایش دمای آئیل، اندازه دانه با شیب نسبتاً ثابتی افزایش یافته و ساختار به سمت رشد دانه پیش رفته است. به طوری که میانگین اندازه دانه از ۳۵ میکرومتر برای نمونه‌ی آئیل شده در دمای 1150°C ، به ۶۳ میکرومتر برای نمونه‌ی آئیل در دمای 1200°C رسیده است. با توجه به این که کسر حجمی کاربیدها بر خواص کششی مؤثر است در شکل ۵-ب نمودار کسر حجمی کاربیدها براساس دمای آئیل نشان داده شده است. چنان که در این نمودار مشاهده می‌شود کسر حجمی کاربیدها با افزایش دمای آئیل کاهش یافته است. به طوری که کسر حجمی کاربیدها برای نمونه‌ی آئیل شده در در دمای 1125°C برابر با ۹ درصد و با افزایش دمای آئیل تا 1200°C به $4/5$ درصد کاهش یافته است. دیگر محققان [۱۸] نیز گزارش کرده‌اند که قرار گرفتن آلیاژ Hastelloy X در محدوده‌ی دمایی $565-982^{\circ}\text{C}$ منجر به رسوب کاربیدهای M_6C و M_{23}C_6 شده که در مرزدانه‌ها متمرکز می‌شوند و به ندرت در زمینه رسوب می‌نمایند.

است. رسوبات کاربید در هر نمونه هم در درون دانه‌ها و هم در مرزدانه‌ها 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 دانه‌های بزرگ داکتیلیته لازم جهت جلوگیری از گسیختگی در حین کاربرد را فراهم می‌سازد. بنابراین توزیع مناسب اندازه دانه روشی برای دستیابی به خواص مکانیکی مورد نظر برای کاربرد خاص قطعات می‌باشد [۲۰].





الف



ب

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 برای دماهای آنیل مختلف بسیار به یکدیگر نزدیک بود و اندازه رسوبها ۶-۲ میکرومتر محاسبه شد.

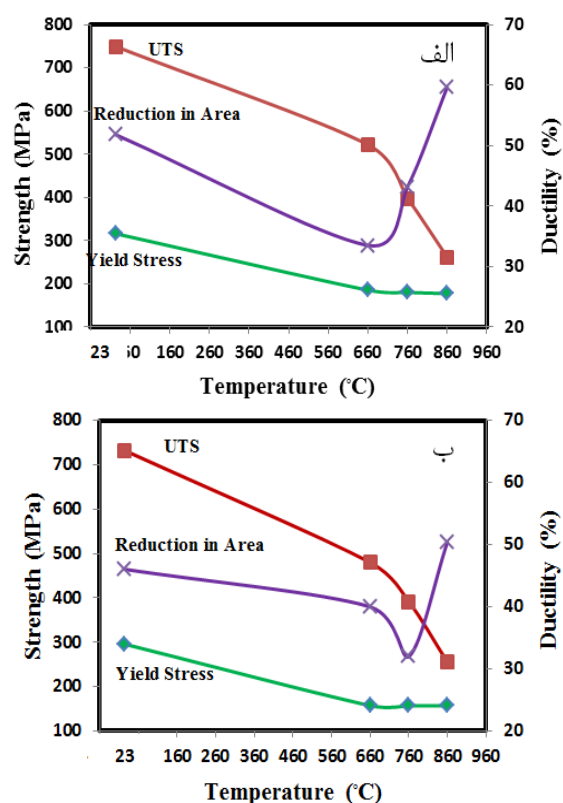
۳-۳- بررسی اثر دمای آزمون بر خواص کششی

نتایج آزمون کشش برای نمونه‌های آنیل شده در دمای ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰°C در شکل ۶ نشان داده شده است. رفتار کلی خواص کششی این نمونه‌ها مشابه یکدیگر است. چنان‌که مشاهده می‌شود بارزترین تفاوت میان آنها انتقال دره‌ی داکتیلیته از

قرار گرفتن آلیاژ در بالای دمای ۹۸۲°C منجر به انباشتگی کاربیدهای مرزخانه‌ای و افزایش انحلال کاربیدها در زمینه می‌شود. تا اینکه در دمای ۱۱۵۰°C اغلب کاربیدهای ثانویه M_6C و $M_{23}C_6$ انحلال می‌یابند. انحلال کاربیدهای M_6C اولیه در آلیاژ X Hastelloy از دمای ۱۲۳۲°C شروع شده و تا دمای ۱۲۵۵°C تجزیه آنها کامل می‌شود به طوری که در این دما همه‌ی کاربیدها در زمینه حل می‌شوند و ذوب موضعی آغاز می‌گردد. بنابراین به نظر می‌رسد که برای این آلیاژ کسر حجمی کاربیدها به دلیل حل شدن کاربیدهای M_6C ثانویه در

از دمای بالا بیان شده است [۲۳]. محققان [۲۴] گزارش کرده‌اند که اتم کربن روی نابجایی‌ها، نقص‌های چیدن و مرزدانه‌ها جدایش می‌یابد. برای مثال در مورد سوپرآلیاژ نیکل-کروم-تنگستن جوانه زنی و رشد کاربیدهای $M_{23}C_6$ به وسیله کربن جدایش یافته در مرزدانه‌ها رخ داده است. هنگامی که کاربیدهای $M_{23}C_6$ در مرزدانه‌ها رسوب نماید، استحکام مرزدانه را تحت تأثیر قرار می‌دهد. تغییرات پیچیده خواص کششی دما بالای سوپرآلیاژهای حاوی کاربید، توسط مورفولوژی، کسر حجمی و توزیع کاربیدها مشخص می‌شود. بنابراین به نظر می‌رسد که جوانه‌زنی و سپس رشد کاربیدهای M_6C به وسیله کربن جدایش یافته در مرزدانه‌ها در سوپرآلیاژ Hastelloy X نیز اتفاق می‌افتد. در شکل‌های ۷-ب و ۸-ا برخی از کاربیدهای M_6C نشان داده شده است. رسوب کاربیدهای M_6C 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 $660^{\circ}C$ لغزش مرزدانه‌ای توسط کاربیدهای M_6C مجزا محدود می‌شود [۲۵]. در نتیجه جوانه‌زنی و رشد حفرات کاهش می‌یابد. می‌توان بیان نمود که علت اصلی ثابت ماندن استحکام تسلیم در محدوده‌ی دمایی $660^{\circ}C$ تا $860^{\circ}C$ ، رسوب کاربیدهای M_6C کروی و مجزا در حین آزمون کشش گرم است. علاوه بر این مشاهدات محققان [۲۵] با میکروسکوپ الکترونی عبوری نشان داده است که دلیل دیگر ثابت ماندن استحکام تسلیم برای سوپرآلیاژ پایه نیکل-کروم-تنگستن در دمای بیشتر از $660^{\circ}C$ این است که در دمای پایین بخشی از نابجایی‌ها در چند باند لغزش محدود شده‌اند و بقیه‌ی آن‌ها به صورت نامنظم در زمینه توزیع شده‌اند. با افزایش دما تا $660^{\circ}C$ ، باندهای لغزش ناپدید شده و توزیع همگنی از ساختار نابجایی‌ها تشکیل می‌شود، بنابراین استحکام تسلیم کاهش می‌یابد. با افزایش دما باندهای لغزش متعددی ایجاد می‌شود. لغزش متقاطع فعال می‌گردد و چگالی بالای نابجایی‌ها در زمینه تشکیل می‌شود و اکثر نابجایی‌ها در باندهای لغزش متمرکز می‌شوند. در نتیجه با

دمای $660^{\circ}C$ به دمای $760^{\circ}C$ با افزایش دمای آویل است. مشابه با دیگر سوپرآلیاژها، استحکام تسلیم سوپرآلیاژ Hastelloy X ابتدا تا دمای $660^{\circ}C$ به‌طور پیوسته کاهش یافته است. سپس از دمای $660^{\circ}C$ تا $860^{\circ}C$ در حدود 180 MPa ثابت مانده است. در نتیجه به نظر می‌رسد که استحکام تسلیم در این نمونه برای محدوده‌ی دمایی ذکر شده مستقل از دما است. چنین رفتاری در مورد تغییرات استحکام تسلیم سوپرآلیاژ Hastelloy X در محدوده‌ی دمایی بین $500^{\circ}C$ - $900^{\circ}C$ در مراجع [۲۱-۲۲] گزارش شده است.



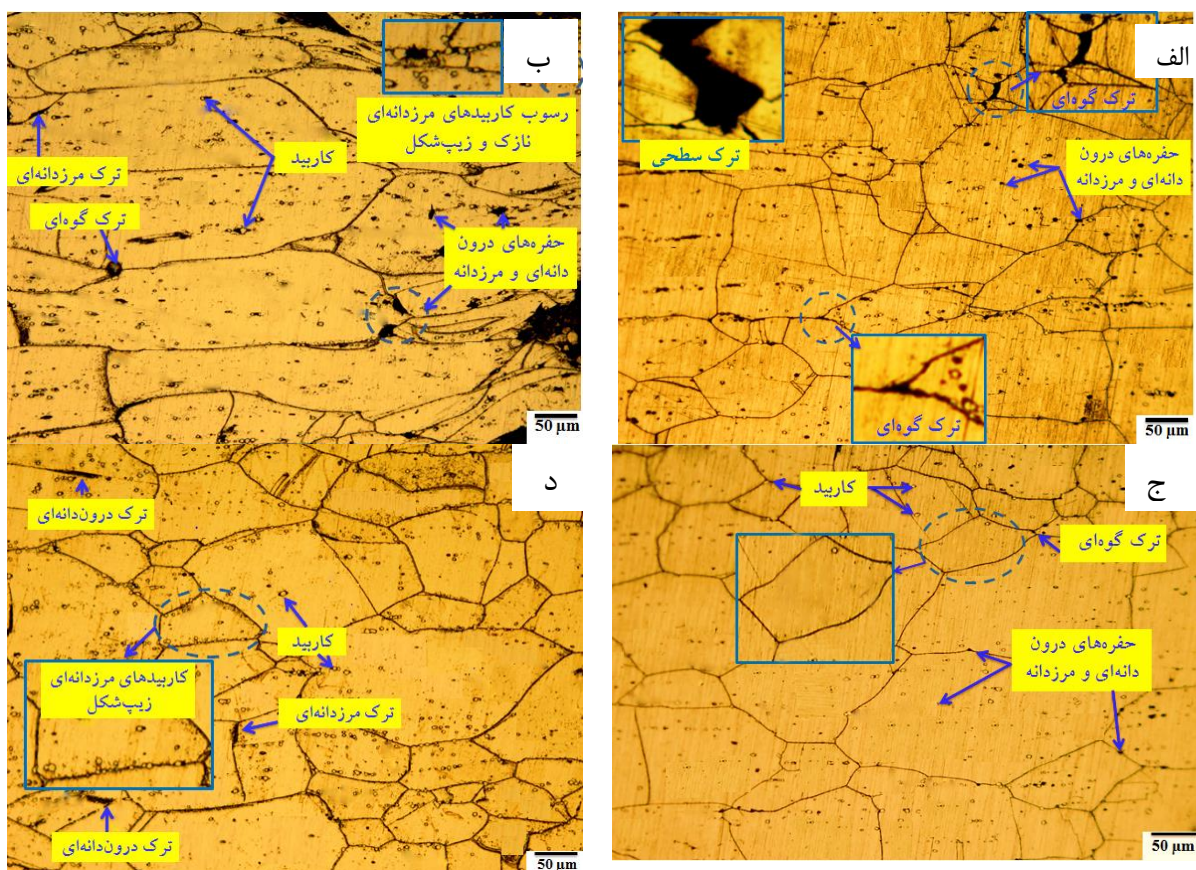
شکل (۶): خواص کششی سوپرآلیاژ Hastelloy X (الف): آویل شده در دمای $1150^{\circ}C$ و (ب): آویل شده در دمای $1200^{\circ}C$ ، پس از آزمون کشش در دماهای مختلف

رفتار غیر معمول استحکام تسلیم سوپرآلیاژ Hastelloy X در محدوده‌ی دمایی $660^{\circ}C$ تا $860^{\circ}C$ به تغییرات ریزساختاری و مکانیزم‌های تغییر شکل مختلف نسبت داده شده است. علت اصلی چنین رفتاری برای استحکام تسلیم تشکیل کاربیدها ناشی

توجه به شکل ۶ می‌توان بیان نمود که برای سوپرآلیاژ Hastelloy X استحکام کششی نهایی نسبت به استحکام تسلیم بیشتر به اندازه دانه وابسته است. چنان که در شکل ۶ مشاهده می‌شود، درصد کاهش سطح مقطع با افزایش دما به طور قابل توجهی تغییر کرده است. ابتدا از دمای محیط تا دمای 660°C کاهش یافته، به طوری که در دمای 660°C حداقل داکتیلیته مشاهده شد. سپس با افزایش دما تا

توجه به شکل ۶ می‌توان بیان نمود که برای سوپرآلیاژ Hastelloy X استحکام کششی نهایی نسبت به استحکام تسلیم بیشتر به اندازه دانه وابسته است.

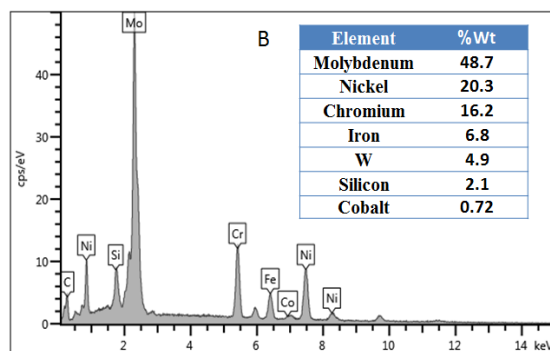
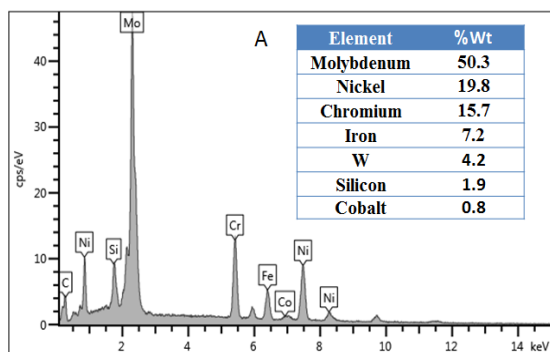
چنان که در شکل ۶ مشاهده می‌شود، درصد کاهش سطح مقطع با افزایش دما به طور قابل توجهی تغییر کرده است. ابتدا از دمای محیط تا دمای 660°C کاهش یافته، به طوری که در دمای 660°C حداقل داکتیلیته مشاهده شد. سپس با افزایش دما تا



شکل (۷): بررسی سطح شکست جانبی نمونه‌ی آنیل شده در دمای 1200°C ، پس از آزمون کشش در دماهای (الف) و (ج): 760°C و (ب) و (د): 860°C و (الف) و (ب): (نزدیک سطح شکست)، (ج) و (د): ۵ میلی‌متر دورتر از سطح شکست

نمونه‌ای که در دمای 760°C تحت آزمون کشش قرار گرفته کاملاً مشخص است و تعداد آن‌ها نسبت به نمونه‌ی دیگر بیشتر است. علاوه بر این ترک سطحی بزرگی نیز در بررسی‌های ریزساختاری این نمونه مشاهده شد. کاهش قابل توجه در درصد کاهش سطح مقطع در دمای 760°C 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 سه‌گانه تشکیل می‌شوند. چنان که در شکل ۷-الف مشاهده می‌شود این ترک‌ها برای

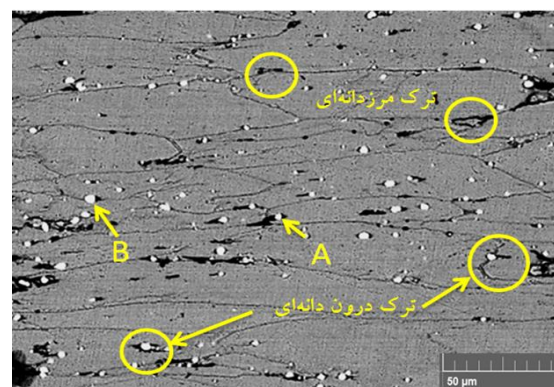


شکل (۸): تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز عنصری نمونهی آیل شده در دمای 1150°C و پس از آزمون کشش گرم در دمای 860°C

تصویر با استفاده از طیف مربوط به الکترون‌های بازگشتی، که در آن فازهای حاوی عناصر سنگین، روشن‌تر و فازهای حاوی عناصر سبک‌تر تیره‌تر دیده می‌شوند و برای کنتراست توزیع فازی مناسب است، تهیه شد. در تصویر حاصل تغییر قابل مشاهده‌ای در رنگ رسوب‌ها مشاهده نشد. برای تعیین نوع کاربرد از رسوب‌های موجود در ساختار آنالیز عنصری تهیه شد. کشیده شدن دانه‌ها به علت تنش وارده در حین آزمون کشش گرم در این تصویر به وضوح مشاهده می‌شود که خود این عامل می‌تواند 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 ریزحفره‌ها را نشان می‌دهد. تشکیل این ریزحفره‌ها 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

مطابقت دارد. به طوری که منجر به تسریع انتشار ترک و در نتیجه داکتیلیته کمتر می‌شود. برای نمونه‌ای که در دمای 860°C تحت کشش قرار گرفته تعداد کمتری از ترک‌ها گوه‌ای، حفرات مرزدانه‌ای و درون‌دانه‌ای نسبت به نمونه‌ای که در دمای 760°C تحت آزمون کشش قرار گرفته مشاهده شده است. دلیل دیگری که می‌توان برای افزایش داکتیلیته نمونه‌ای که در دمای 860°C تحت کشش قرار گرفته، بیان نمود تشکیل کاربیدهای مرزدانه‌ای نازک و زیپ‌شکل (Zipper-Like) است. که ایده‌آل‌ترین مورفولوژی برای کاربیدهای مرزدانه‌ای است. تشکیل این نوع کاربیدها پس از آزمون کشش گرم در دمای 860°C در شکل ۷-ب و د نشان داده شده است. کاربیدهای زیپ‌شکل چنان‌که در شکل ۷-ج نشان داده شده است در مرزدانه‌های نمونه پس از آزمون کشش گرم در دمای 760°C مشاهده نشده است.

گزارش شده است [۲۸] که کاربیدهای مرزدانه‌ای نازک و زیپ شکل مانع لغزش مرزدانه‌ها در دمای بالا و کاهش تشکیل حفرات می‌شوند. چنان‌که مشاهده می‌شود با دور شدن از منطقه‌ی نوک شکست تعداد ترک‌های مرزدانه‌ای و درون دانه‌ای کاهش یافته است. علاوه بر این کشیدگی دانه‌ها که در راستای محور اعمال نیرو در منطقه‌ی نوک شکست مشاهده شد با دور شدن از این منطقه در هر دو نمونه کاهش یافته است. ریزساختار سطح جانبی نمونه‌ی آیل شده در دمای 1150°C پس از آزمون کشش گرم در دمای 860°C در شکل ۸ نشان داده شده است.



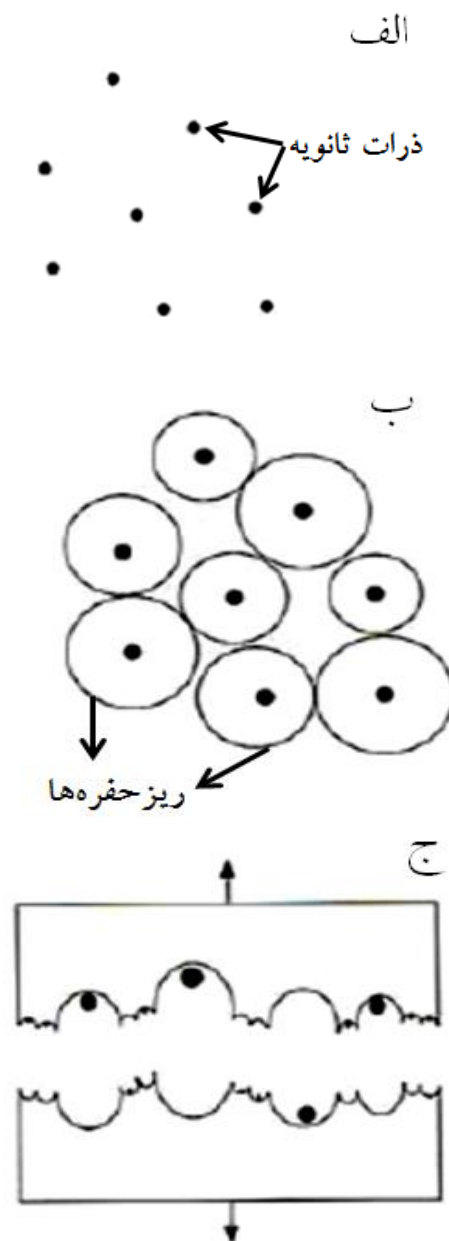
۳-۴- بررسی اثر دمای آزمون کشش بر ریزساختار و

سطوح شکست

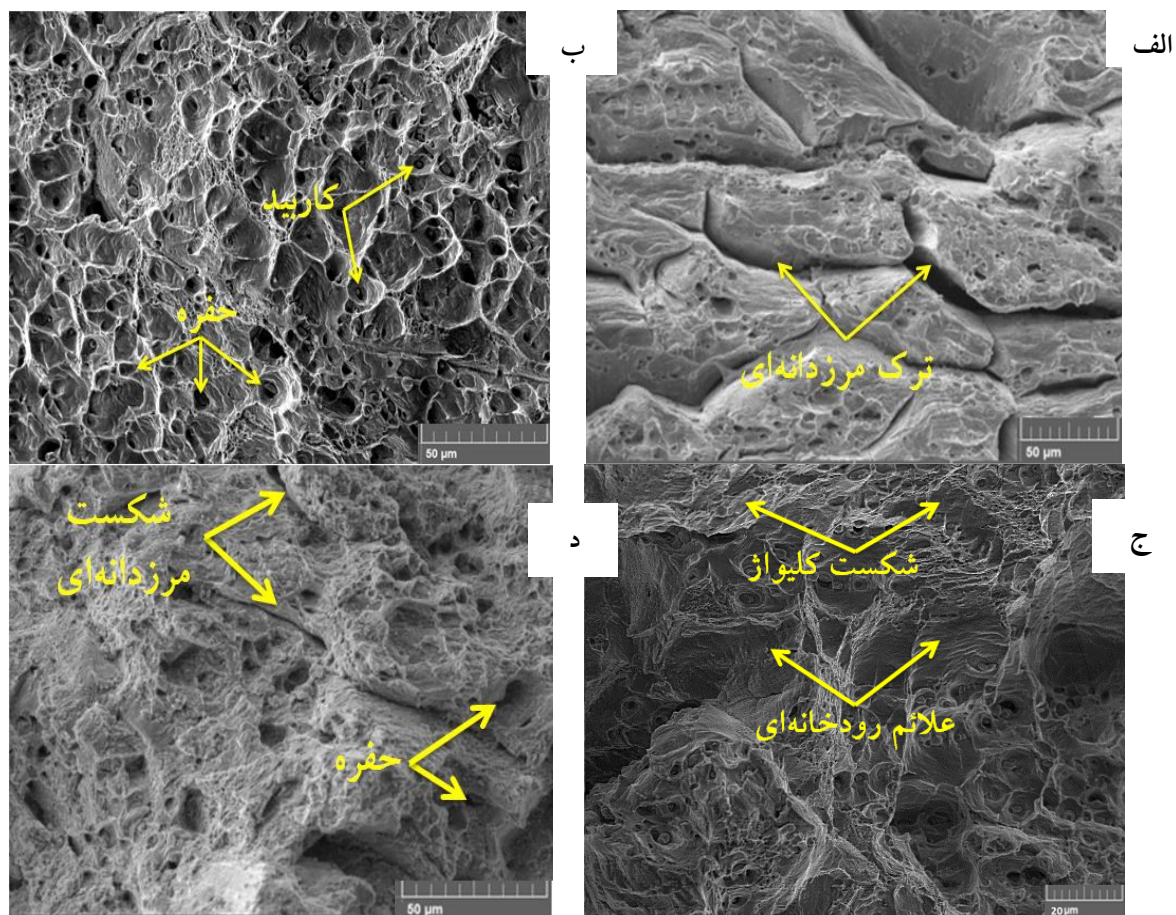
در شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌های آنیل شده در دمای 1200°C به مدت یک ساعت، پس از آزمون کشش در دماهای مختلف نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود نمونه‌ی کشش در دمای محیط دارای سطح شکست کاملاً مرزدانه‌ای است. شکست مرزدانه‌ای اغلب در دماهای بالا که مرزدانه استحکام کمتری از دانه دارد رخ می‌دهد.

دلیل وقوع این نوع شکست در دمای محیط می‌تواند رشد بیش از حد دانه‌ها و در نتیجه اندازه دانه زیاد پس از آنیل نمونه در دمای 1200°C باشد. اما برای دمای 660°C حالت شکست کاملاً درون‌دانه‌ای می‌باشد. شکست در اثر به هم پیوستن دیپل‌های هم‌محور رخ داده است و تعدادی ذرات کاربیدی در داخل حفره‌ها مشاهده می‌شود به طوری که می‌توان بیان نمود شروع ترک از اطراف کاربیدها بوده و در نتیجه منجر به شکست نرم نمونه شده است. در نمونه‌ای که در دمای 760°C تحت آزمون کشش قرار گرفته، شکست رخ برگری همراه با علائم رودخانه‌ای مشاهده شد. مکانیزم تشکیل این علائم رودخانه‌ای وابسته به مرزدانه است. مرزدانه به عنوان یک مانع روی توقف ترک اثر می‌گذارد. ترک 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 دهد. چرخش و تغییر مسیر نوک ترک در مرزدانه موجب ایجاد علائم رودخانه‌ای روی صفحه‌ی شکست کلیواژ می‌گردد [۲۹-۳۰]. در نتیجه این نوع شکست منجر به کاهش زیادی در داکتیلیته شده است. به طوری که دهری داکتیلیته در این دما مشاهده شد.

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



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



شکل (۱۰): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌های آنیل شده در دمای 1200°C پس از آزمون کشش در دمای (الف): 23°C ، (ب): 76°C ، (ج): 66°C و (د): 86°C .

اما چنانچه در شکل ۱۰-د مشاهده می‌شود با افزایش دما تا 860°C سطح شکست شامل حفره‌های مرزدانه‌ای و درون دانه‌ای که در حین تغییر شکل پلاستیک ایجاد شده می‌باشد. برخی از این دیپل‌ها به یکدیگر پیوسته و باعث تشکیل حفره‌های بزرگتر شده است. علاوه بر این در این دما تعدادی ترک نیز وجود دارند که به نظر می‌رسد ترک‌های مرزدانه‌ای باشند. در نتیجه ترک‌ها و حفره‌های درون دانه‌ای و مرزدانه‌ای منجر به ترکیبی از شکست درون دانه‌ای و مرزدانه‌ای شده است.

۴- نتیجه‌گیری

۱- بررسی ریزساختار نمونه آنیل انحلالی شده در دمای

۱۱۷۵ $^{\circ}\text{C}$ به مدت یک ساعت نشان داد که فاز زمینه آستنیت و ذرات موجود کاربید M_6C غنی از مولیبدن می‌باشند.
۲- برای ورق آلیاژ Hastelloy X با ضخامت ۱/۲۵ mm، ریزساختار نمونه‌ی آنیل شده در دمای 1150°C به مدت یک ساعت به طور کامل تبلور مجدد یافته و دارای دانه‌های هم‌محور با میانگین اندازه 35 ± 5 میکرومتر بود. اما با افزایش بیشتر دمای آنیل تا 1200°C 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 860°C - 660°C مشخص شد که تنها رسوب کاربید M_6C غنی از مولیبدن

- 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, Sang -kyu Choi, “Heat Treatment of the Degraded Hastelloy X for High Cycle Fatigue Properties”, 9th 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 $M_{23}C_6$ مشاهده نشد.
- ۴- بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های کشش گرم نشان داد که جوانه‌زنی و رشد ترک‌های مرزدانه‌ای و گوه‌ای باعث شکست سریع نمونه‌های آنیل شده در دماهای ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ °C در حین آزمون کشش شده است.
- ۵- حداقل داکتیلیته حاصل از آزمون کشش گرم برای نمونه‌های آنیل شده در دماهای ۱۱۰۰، ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ °C به ترتیب در دماهای ۷۶۰، ۷۶۰ و ۸۶۰ °C بدست آمد.
- ۵- مراجع**
- [1] 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 Solidified 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-temperature-transformation 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.