



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

ارزیابی اثر افزودن عناصر بور و زیرکونیم بر کارپذیری داغ سوپر آلیاژ پایه نیکل IN 718 Plus

سید مهدی عباسی^۱، مریم مرکباتی^{۲*}

۱- استاد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

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

* نویسنده مکاتبه کننده: Email: m_morakabati@mut.ac.ir

چکیده:

سوپر آلیاژ IN718 Plus یک سوپر آلیاژ پایه نیکل کار شده است که به منظور ارتقاء خواص مکانیکی و همچنین دمای کاری نسبت به سوپر آلیاژ IN718 توسعه یافته است. فرآیند کار داغ این آلیاژ یکی از مراحل تولید آن محسوب می‌شود. افزودن عناصر بور و زیرکونیم، می‌تواند منجر به ارتقاء خواص خزشی آلیاژ شود. هدف از پژوهش حاضر تعیین محدوده دمایی مناسب کار داغ آلیاژ IN718 Plus و بررسی اثر افزودن عناصر نامبرده بر کارپذیری آن است. آزمایش کشش داغ در بازه ۹۵۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد در نرخ کرنش $0.1s^{-1}$ دروی آلیاژ پایه انجام شد. همچنین این آزمایش در دماهای ۹۵۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد برای آلیاژهای حاوی بور و زیرکونیم نیز انجام شد. بر اساس منحنی‌های تنش کرنش و بررسی‌های ریزساختاری، محدوده دمایی مناسب کار داغ برای آلیاژ پایه بین ۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد بدست آمد که علت آن وقوع تبلور مجدد دینامیک و توسعه آن بود. در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد کاهش انعطاف پذیری به همراه تشکیل ترک‌های مرز دانه‌ای در اثر انحلال رسوبات و رشد دانه‌ها روی داد. افزودن عناصر بور و زیرکونیم در دمای ۹۵۰ درجه سانتیگراد افزایش میزان کرنش شکست را نسبت به آلیاژ پایه به دنبال داشت که علت آن وقوع تبلور مجدد دینامیک بود. بنابراین افزودن عناصر بور و زیرکونیم سبب کاهش دمای حداکثر کارپذیری آلیاژ شد. در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد داکتیلیته آلیاژ پایه و آلیاژ حاوی زیرکونیم مشابه بود. لذا مشخص شد آلیاژ حاوی زیرکونیم اثر بهتری در بهبود و افزایش پنجره کارپذیری آلیاژ IN718 Plus دارد.

تاریخ دریافت: ۲۲ خرداد ۱۴۰۳

تاریخ بازنگری: ۲۷ اسفند ۱۴۰۳

تاریخ پذیرش: ۱۰ خرداد ۱۴۰۳

واژه‌های کلیدی:

سوپر آلیاژ IN718 Plus.

کارپذیری داغ،

بور،

زیرکونیم،

تبلور مجدد دینامیک.

ارجاع به این مقاله:

سید مهدی عباسی، مریم مرکباتی، ارزیابی اثر افزودن عناصر بور و زیرکونیم بر کارپذیری داغ سوپر آلیاژ پایه نیکل IN 718 Plus، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، بهار و تابستان ۱۴۰۳،

جلد ۸، شماره ۱، صفحات ۲۷-۳۸.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/frj.2024.401953.1178

۱- مقدمه

رسوبگذاری فازهای نامطلوب TCP از جمله σ و λ نیز می‌شود، که به همین دلیل مقدار آن در آلیاژ 718Plus نسبت به IN718 کاهش یافته است. حضور عناصر سنگین تنگستن و مولیبدن در ترکیب نیز باعث پایداری خواص کششی آلیاژ 718Plus در محدوده دماهای بالا شده است. دلیل اصلی بهبود کارایی دمایی سوپر آلیاژ 718Plus نسبت به آلیاژ IN718، تبدیل درصدی از فاز نیمه پایدار γ'' به فاز پایدار γ' در ساختار آن است. بنابراین بر خلاف آلیاژ IN718 که فاز γ'' نقش اصلی استحکام‌دهی ساختار را به عهده دارد، در آلیاژ 718Plus، فاز γ' استحکام دهنده اصلی به شمار می‌رود. از مهمترین خواص آلیاژ IN718Plus می‌توان به

سوپر آلیاژ پایه نیکل ATI IN718 Plus توسط یک شرکت آمریکایی با هدف جایگزینی آلیاژهایی نظیر Waspaloy، IN718 و Rene 41 که فرایند تولید دشوار و قابلیت جوشکاری پایینی دارند، برای اولین بار در اوایل دهه ۹۰ میلادی معرفی گردید. عمده تفاوت ترکیب شیمیایی آلیاژ IN718Plus با آلیاژ IN718 به درصد حضور عناصر آلومینیم، تیتانیوم، آهن، کبالت و تنگستن در ترکیب برمی‌گردد. افزایش مجموع عناصر آلومینیم و تیتانیوم در ترکیب این آلیاژ، تاثیر زیادی بر افزایش درصد فاز استحکام دهنده γ' در ساختار داشته است. عنصر آهن باعث تسریع سرعت

نشان از بهبود داکتیلیته، خواص خزشی، کارگرم پذیری و کاهش ریزترک‌ها در آلیاژ 55Ni-20Cr-15Co-4Mo در حضور ۰/۰۰۹ درصد وزنی بور و ۰/۰۱ درصد وزنی زیرکونیم در ترکیب داشت. محققان [۱۱] در بررسی اثر زیرکونیم بر پایداری ساختار آلیاژ ریختگی IN713LC، افزایش عمر شکست، داکتیلیته، افزایش درصد حجمی و اندازه رسوبات کاربیدی MC و رسوبات γ' را در حضور ۰/۱۹ درصد وزنی عنصر زیرکونیم در ساختار گزارش کرد. همچنین در پژوهش دیگری [۱۲] تاثیر افزودن زیرکونیم در محدوده ۰/۰۷ تا ۰/۱۵ درصد وزنی و همچنین بور در محدوده ۰/۰۱۲ تا ۰/۰۲۵ درصد بر میزان ریزتخلخل‌ها و ساختار و عمر گسیختگی Ni-10Co-9Cr-9W مورد بررسی قرار گرفت.

رفتار خزشی سوپرآلیاژ IN718 Plus در حضور افزوده‌های بور، فسفر و گوگرد که توسط پژوهشگران [۱۳]، در سال ۲۰۰۱ میلادی بررسی شده بود، حکایت از تاثیر قابل توجه عنصر بور بر ضریب نفوذ موثر در مرزدهانه‌ها داشت. در واقع عنصر بور با کاهش رسوبات کاربیدی در مرزدهانه‌ها و آزاد کردن کربن و فرستادن آن به داخل دانه‌ها، باعث تغییر ضریب نفوذ در مرزدهانه‌ها می‌شود. تغییر این ضریب تاثیر مستقیمی بر بهبود خواص خزشی آلیاژ گذاشته و رشد ترک‌ها را از حالت بین‌دانه‌ای به درون دانه‌ای تغییر می‌دهد. در نهایت این موضوع تغییر حالت شکست از حالت ترد به حالت نرم را در پی دارد. اثر مجزای عنصر زیرکونیم در سوپرآلیاژهای پایه نیکل [۱۴] بررسی و تاثیر مثبت آن بر ارتقاء مقاومت در برابر ترک داغ گزارش گردید. ایشان اشاره کردند که ترک داغ ارتباط مهمی با اندازه دانه و طول بازوهای دندریتی ندارد؛ بلکه عامل اصلی، میزان پراکندگی یوتکتیک‌های ثانویه در راستای مرزدهانه است که عنصر زیرکونیم در برقراری آن نقش دارد. افزون بر این، اثر زیرکونیم در ممانعت از تشکیل رسوب فازهای لاهه در مرزدهانه‌ها هم‌زمان با شدت بخشی به رسوب فازهای γ' و γ'' توسط پژوهشگران دیگری [۱۲] گزارش شده است.

با توجه به مطالعات انجام یافته، تاکنون پژوهشی در خصوص تعیین کارپذیری آلیاژ IN718 Plus با انجام آزمایش کشش داغ انجام نیافته است. لذا هدف از پژوهش حاضر، تعیین محدوده دمایی مناسب عملیات ترمومکانیکی و پنجره کارپذیری آلیاژ IN718 Plus است. همچنین با توجه به نقش موثر عناصر بور و زیرکونیم در ارتقاء خواص خزشی، اثر افزودن این عناصر به آلیاژ پایه IN718 Plus و ارزیابی کارپذیری داغ این آلیاژها جهت پیش‌بینی قابلیت تغییرشکل آنها حین فرایند شکل‌دهی بررسی شده است.

استحکام کششی بالا، قابلیت تغییرشکل عالی، کارگرم‌پذیری خوب، مقاومت به سایش بالا و مقاومت به ترک‌های جوشکاری بهتر نسبت به آلیاژهای هم‌رده Waspaloy و IN718 را نام برد. همچنین افزایش پایداری حرارتی این آلیاژ تا دمای 704°C و حدود 55°C بیشتر نسبت به آلیاژ هم‌رده IN718 (که پایداری حرارتی تا دمای 469°C دارد) از دیگر ویژگی‌های مهم آن به شمار می‌رود [۱-۳]. عمده کاربرد این آلیاژ به ساخت قطعات دیسک و قطعات ثابتی مانند حلقه‌ها و پوسته‌ی محفظه احتراق، کمپرسور و توربین در موتورهای توربین گازی بر می‌گردد که اکثراً از فرایند آهنگری تولید می‌شوند. فرآیند کار داغ سوپرآلیاژ پایه نیکل کار شده IN718 Plus یکی از مهم‌ترین مراحل تولید آن محسوب می‌شود [۳-۵].

وانگ و همکاران [۶] با تغییر شکل در محدوده دمایی $950-1050^{\circ}\text{C}$ در نرخ کرنش $0.05-0.1 \text{ s}^{-1}$ و کرنش کل ۰/۸ به بررسی رفتار تغییرشکل گرم آلیاژ IN718 پرداختند. این محققان بیان کردند که رسوبات حل نشده نقش زیادی را در کارپذیری آلیاژ دارند. محققان دیگری [۷] به بررسی رفتار شکل سوپرآلیاژ IN718 Plus با استفاده از آزمون فشار گرم در محدوده دمای $950-1100^{\circ}\text{C}$ در نرخ کرنش 0.1 s^{-1} تا ۱۰ پرداختند. ساختار میکروسکوپی به دست آمده در نرخ کرنش 1 s^{-1} و کرنش حقیقی ۰/۴ در دماهای مختلف، حاکی از وقوع تبلور مجدد در محدوده دمایی ۱۰۰۰ تا 1050°C است. همچنین نتایج نشان داد با افزایش نرخ کرنش از 1 s^{-1} تا ۱۰، کسر دانه‌های تبلور مجدد یافته کاهش می‌یابد. همچنین گزارش شد مکانیزم تبلور مجدد آلیاژ در دمای بالا و نرخ کرنش بالا (150°C و 10 s^{-1}) تبلور مجدد دینامیک ناپیوسته و در دمای ۹۵۰ و نرخ کرنش 1 s^{-1} ، تبلور مجدد دینامیک پیوسته است. در پژوهش دیگری [۸] بازیابی متادینامیک آلیاژ IN718Plus بررسی شد. آزمایش‌ها به صورت آزمون‌های فشار دو مرحله‌ای انجام شد. تغییر در خصوصیات دانه‌ها و رشد آنها به شیوه‌های دینامیک و استاتیک در این آلیاژ نیز توسط پژوهشگران دیگری [۹] بررسی گردید. گزارش شده است که هر دو مکانیزم به خوبی مدل‌های رشد طبیعی دانه برای این آلیاژ را پیش‌بینی می‌کند. همچنین برتری آلیاژ IN718 Plus نسبت به IN718 در زمینه نرم‌شدن گزارش گردید. عناصر بور و زیرکونیم از مهم‌ترین عناصر آلیاژی تاثیرگذار بر خواص خزشی سوپرآلیاژها به شمار می‌روند که با اضافه شدن به ترکیب سوپرآلیاژ، جوانه‌زنی ریزترک‌های مرزدهانه را از مرحله اول خزش تا مرحله سوم به تاخیر می‌اندازند. مطالعات [۱۰]، در سال ۱۹۵۷ که از اولین پژوهش‌ها در بررسی اثر بور و زیرکونیم بر خواص مکانیکی سوپرآلیاژهای پایه نیکل به شمار می‌رود،

۲- روش انجام پژوهش

۱۰ دقیقه در دمای آزمون حرارت داده شده و سپس تا وقوع شکست کشیده شدند. یک مقطع از نمونه‌های شکسته شده حاصل از آزمایش کشش داغ، در راستای طولی و در جهت محور کشش از وسط برش خورده و بررسی‌های ریزساختاری در آن راستا انجام شد. آماده‌سازی نمونه‌ها جهت انجام بررسی‌های ریزساختاری، شامل سنباده‌زنی از سنباده مش ۸۰ تا ۲۰۰۰، پولیش توسط خمیر الماس سه میکرون و سپس حکاکی بود. محلول حکاکی جهت بررسی ساختار شامل ۲۰ میلی‌لیتر اسید ۳۷٪ HCl و ۲ میلی‌لیتر H_2O_2 بود. زمان نگهداری بین ۳۰ تا ۶۰ ثانیه بود. به منظور مشاهده ریزساختار از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ارزیابی ریزساختار اولیه

ریزساختار سه آلیاژ پس از نورد داغ اولیه در دمای $1100^\circ C$ در شکل ۱ ارائه شده است. دانه‌های هم‌محور با توزیع اندازه یکنواخت در هر سه نمونه حاصل از سه آلیاژ مشاهده می‌شود. مقادیر متوسط اندازه دانه هر سه نمونه تقریباً یکسان و حدود $45\mu m$ بدست آمد. با توجه به اینکه دمای نورد از دمای انحلال فازهای ثانویه δ ، γ' و γ'' که در این آلیاژ تشکیل می‌شوند [۱۶]، بالاتر است؛ لذا لکه‌های تیره درشت در تصاویر نمونه‌ها، فازهای کاربیدی هستند که دمای انحلال آنها بالاتر از $1100^\circ C$ است. همچنین در تمام نمونه‌ها دوقلوبی مشاهده می‌شود. یکی از دلایل تشکیل دوقلوبی در این آلیاژ، انرژی نقص انباشتگی اندک این آلیاژ که بین 50 تا $60 mJ/m^2$ گزارش شده است [۱۷]، می‌باشد. مرزهای دوقلوبی به واسطه شرایط دما و اعمال تنش در هر سه آلیاژ حین تغییر شکل اولیه آن ایجاد شده‌اند. از آنجایی که این مرزها می‌توانند مکان‌هایی برای شروع تبلور مجدد دینامیکی باشند، عاملی تاثیرگذار بر بهبود کارپذیری آلیاژ هستند. شایان ذکر است که در ساختار اولیه سه آلیاژ تغییرات قابل ملاحظه‌ای در تغییر اندازه دانه و تغییر کسر حجمی فازهای ثانویه مشاهده نمی‌شود.

۳-۲- ارزیابی رفتار منحنی‌های سیلان آلیاژها

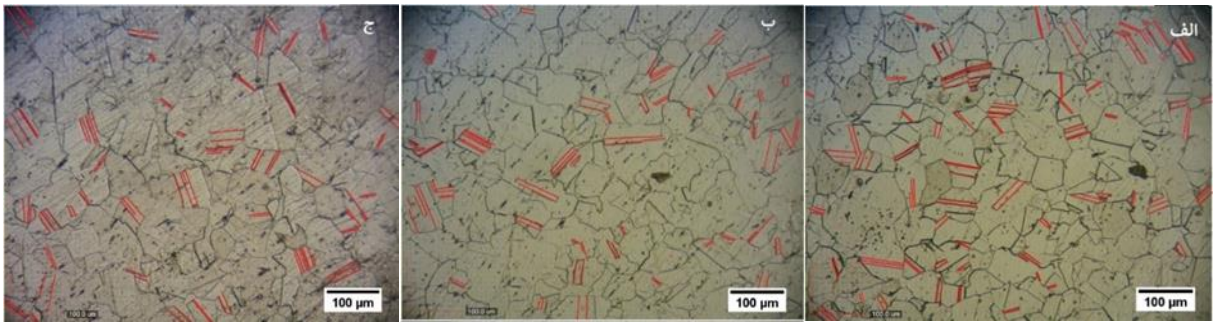
شکل ۲ منحنی‌های سیلان آلیاژ پایه را پس از آزمایش کشش در دماهای 950 ، 1000 ، 1050 ، 1100 و $1150^\circ C$ و نرخ کرنش ثابت $0.1 s^{-1}$ نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با افزایش دما، تنش سیلان کاهش یافته است. افت قابل ملاحظه در تنش سیلان از دمای 950 تا $1000^\circ C$ ، نسبت به دماهای دیگر تغییر شکل، بیشتر است. همچنین مشاهده می‌شود که با

در پژوهش حاضر، سه آلیاژ IN718plus، با نام‌های آلیاژ پایه، آلیاژ حاوی زیرکونیم (مقدار 0.1 درصد وزنی) و آلیاژ حاوی بور (مقدار 0.16 درصد وزنی) تولید شد. شایان ذکر است که با توجه به مراجع [۱۰-۱۳] مقدار بور آلیاژ پایه 0.04 درصد وزنی لحاظ شد. لذا منظور از آلیاژ حاوی بور، آلیاژ حاوی مقدار بالاتر عنصر بور نسبت به آلیاژ پایه است. ترکیب شیمیایی سه آلیاژ تولید شده در جدول ۱ ارائه شده است. سپس به منظور کاهش عیوب و غیر یکنواختی‌های موجود در شمش، عملیات همگن‌سازی در دمای 1100 درجه سانتی‌گراد به مدت 4 ساعت روی شمش‌ها در انجام شد. پس از همگن‌سازی، تغییر شکل داغ اولیه هر سه آلیاژ جهت تبدیل ساختار ریختگی به کار شده انجام شد. میزان کاهش سطح مقطع 80 درصد بود و در نهایت تسمه‌هایی به ضخامت 12 میلی‌متر بدست آمد. در پایان نیز به منظور جلوگیری از تشکیل فازهای ناخواسته در ساختار، تسمه‌ها در آب سرد شدند.

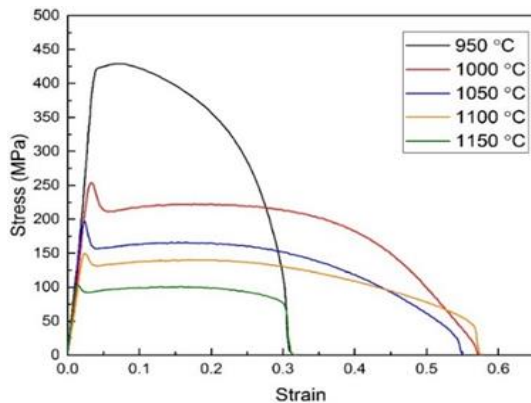
جدول ۱- ترکیب شیمیایی سه آلیاژ بر پایه IN718 Plus

عنصر/ نام آلیاژ	آلیاژ پایه	آلیاژ حاوی بور	آلیاژ حاوی زیرکونیم
Cr	۱۷/۳۹	۱۷/۸۶	۱۷/۲۵
Fe	۹/۲۳	۹/۳۷	۹/۲۵
Co	۹/۲۵	۹/۱۱	۸/۷۵
Nb	۵/۳۲	۵/۶۶	۵/۷۵
Mo	۲/۶۸	۲/۵۸	۲/۵۸
Al	۱/۵۸	۱/۵۲	۱/۵۱
Ti	۰/۹۷	۰/۹۸	۰/۹۸
W	۱/۱۹	۱/۱۵	۱/۱۷
C	۰/۰۲	۰/۰۱	۰/۰۲
Zr	-	-	۰/۱
B	۰/۰۰۴	۰/۰۱۶	۰/۰۰۴
Ni	باقیمانده	باقیمانده	باقیمانده

جهت بررسی رفتار داکتیلیته داغ آلیاژ پایه، آزمایش کشش داغ در دماهای 950 ، 1050 ، 1100 ، 1150 و $1200^\circ C$ و نرخ کرنش $0.1 s^{-1}$ قرار گرفت. آلیاژهای حاوی زیرکونیم و بور در دماهای 950 و 1100 درجه سانتی‌گراد نیز در همان نرخ کرنش، تحت آزمایش کشش قرار گرفتند. شایان ذکر است که نمونه‌های کشش گرم مطابق با استاندارد ASTM E8M با استفاده از دستگاه وایرکات تهیه شدند. آزمایش کشش گرم با استفاده از دستگاه سروهیدرولیک Instron 8502 مجهز به کوره مقاومتی انجام شد. ابتدا به منظور هم‌دما شدن، نمونه‌ها به مدت



شکل ۱- ریزساختارهای میکروسکوپ نوری آلیاژهای IN 718 Plus (الف) پایه (ب) حاوی بور (ج) حاوی زیرکونیم پس از نورد داغ اولیه.



شکل ۲- منحنی‌های سیلان حاصل از آزمایش کشش داغ آلیاژ پایه در دماهای مختلف و نرخ کرنش 0.01 s^{-1} .

اتم‌های محلول حرکت می‌کنند. لذا مقاومت در برابر حرکت نابجایی‌ها بوجود می‌آید.

(ب) قفل شدن نابجایی‌ها از طریق تشکیل نواحی نظم کوتاه دامنه در مجاورت آن‌ها؛ چنانچه در اثر حرکت نابجایی‌ها شبکه دچار بی‌نظمی شود، یک افت ناگهانی در تنش سیلان اتفاق می‌افتد. مناطق نظم کوتاه دامنه در اثر حضور اتم‌های محلول در زمینه حلال فاز آستنیت تشکیل می‌شود.

کاهش اثر پدیده نقطه تسلیم با افزایش دمای تغییر شکل به کاهش اثر اتمسفر اتم‌های محلول حول نابجایی‌ها مرتبط است. به عبارت دیگر، با افزایش دما، وسعت مناطق با نظم کوتاه دامنه از اتم‌های محلول به واسطه افزایش نفوذ و افزایش تحرک اتم‌های محلول با دما، کاهش می‌یابد. همچنین عدم مشاهده پدیده نقطه تسلیم در دمای 950°C را می‌توان به بالاتر بودن سرعت حرکت نابجایی‌ها در مقایسه با سرعت حرکت اتم‌های محلول نسبت داد. به عبارت دیگر، تشکیل اتمسفر کاترل در مجاورت نابجایی‌ها در صورتی امکان‌پذیر است که سرعت حرکت نابجایی‌ها با سرعت حرکت اتم‌های محلول قابل مقایسه باشد. در صورت بالاتر بودن سرعت هر کدام از پارامترهای نامبرده، پدیده نقطه تسلیم و قفل شدن نابجایی‌ها به کمک عناصر محلول انجام نمی‌شود [۱۹].

افزایش دمای تغییر شکل از 950°C تا 1000°C ، انعطاف‌پذیری افزایش می‌یابد؛ به دلیل حاکم شدن مکانیزم‌های فعال شونده با دما در محدوده دمایی 950°C تا 1100°C ، تغییر شکل با سهولت بیشتری رخ می‌دهد و همین امر، کاهش تنش سیلان و افزایش انعطاف‌پذیری را به همراه دارد. از سوی دیگر، مشاهده می‌شود با افزایش دما از 1100°C تا 1150°C انعطاف‌پذیری کاهش پیدا کرده است که این مسئله به رشد دانه مرتبط است که در بخش‌های بعدی به آن پرداخته شده است.

چنانکه در شکل ۲ نشان داده شده است، در منحنی سیلان نمونه تغییر شکل یافته در دمای 950°C ، پس از سپری شدن منطقه کشسان، تنش سیلان از نقطه تسلیم تا نقطه حداکثر افزایش یافته و سپس با ادامه اعمال کرنش، پس از وقوع گلوبی، افت قابل ملاحظه منحنی سیلان تا شکست نمونه روی می‌دهد. این روند در مورد منحنی‌های سیلان نمونه‌های تغییر شکل یافته در دماهای دیگر صادق نیست. در منحنی‌های سیلان نمونه‌های تغییر شکل یافته در محدوده دمایی 1000°C تا 1150°C ، تنش سیلان بعد از محدوده کشسان به یک مقدار بیشینه (تنش تسلیم حداکثر) رسیده و بلافاصله دچار یک افت ناگهانی می‌شود (تنش تسلیم حداکثر). در ادامه با افزایش کرنش، تغییر شکل در محدوده تنش تسلیم حداکثر، به طور یکنواخت ادامه می‌یابد. به عبارت دیگر منحنی‌های سیلان نمونه‌های تغییر شکل یافته در دماهای بالاتر از 1000°C ، پدیده نقطه تسلیم را نشان می‌دهند. در کرنش‌های بالاتر، افت تنش و تغییر شکل ناپایدار در اثر وقوع گلوبی شدن روی می‌دهد. همچنین منحنی‌های سیلان نشان می‌دهند که با افزایش دما از 1000°C تا 1150°C اختلاف بین تنش تسلیم حداکثر و تنش تسلیم حداکثر کاهش می‌یابد و در نتیجه اثر پدیده نقطه تسلیم با افزایش دما کم می‌شود. محققان [۱۸] دلایل مختلفی را برای پدیدایش این حالت در منحنی‌های سیلان گزارش کرده‌اند که به شرح زیر است:

(الف) قفل شدن نابجایی‌ها توسط عناصر بین‌نشین و جانشین: در صورتی که سرعت نفوذ اتم‌های محلول مشابه یا مقداری کمتر از سرعت حرکت نابجایی‌ها باشد، نابجایی‌ها با اتمسفر

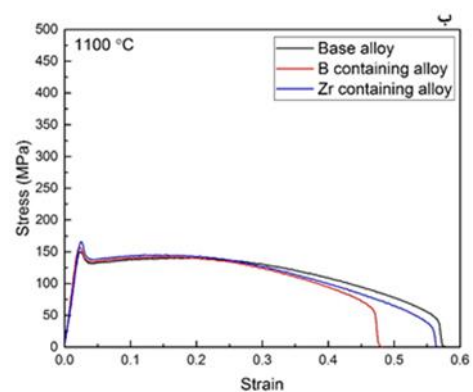
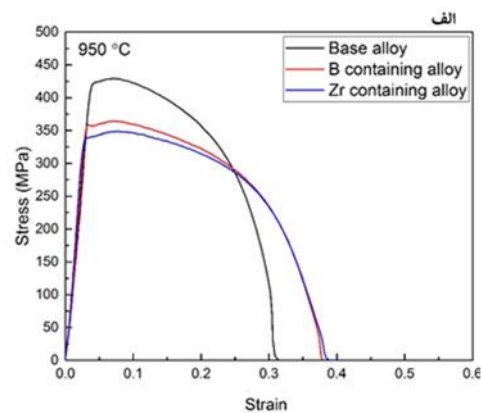
با توجه به شکل‌های ۲ و ۳ و همچنین مقایسه منحنی‌های سیلان سه آلیاژ در دمای 950°C ، بالاتر بودن تنش سیلان در آلیاژ پایه نسبت به دو آلیاژ حاوی بور و آلیاژ حاوی زیرکونیم مشاهده می‌شود. همچنین بر اساس شکل ۳ ملاحظه می‌شود که در دمای 950°C با افزودن عناصر بور و زیرکونیم، انعطاف‌پذیری افزایش می‌یابد. به عبارت دیگر، می‌توان بیان نمود شکل‌پذیری آلیاژ در این دما افزایش می‌یابد. اما از سوی دیگر، مقایسه انعطاف‌پذیری سه آلیاژ در دمای 1100°C ، حاکی از حداکثر بودن انعطاف‌پذیری در دو آلیاژ پایه و آلیاژ حاوی زیرکونیم است. علت آن را می‌توان به توسعه یا عدم توسعه پدیده‌های ترمیم دینامیک با افزودن عناصر بور و زیرکونیم مرتبط دانست که در مباحث ریزساختاری بعدی به آن پرداخته می‌شود.

۳-۳- ارزیابی تغییرات ریزساختار آلیاژهای پایه، حاوی بور و حاوی زیرکونیم پس از تغییر شکل

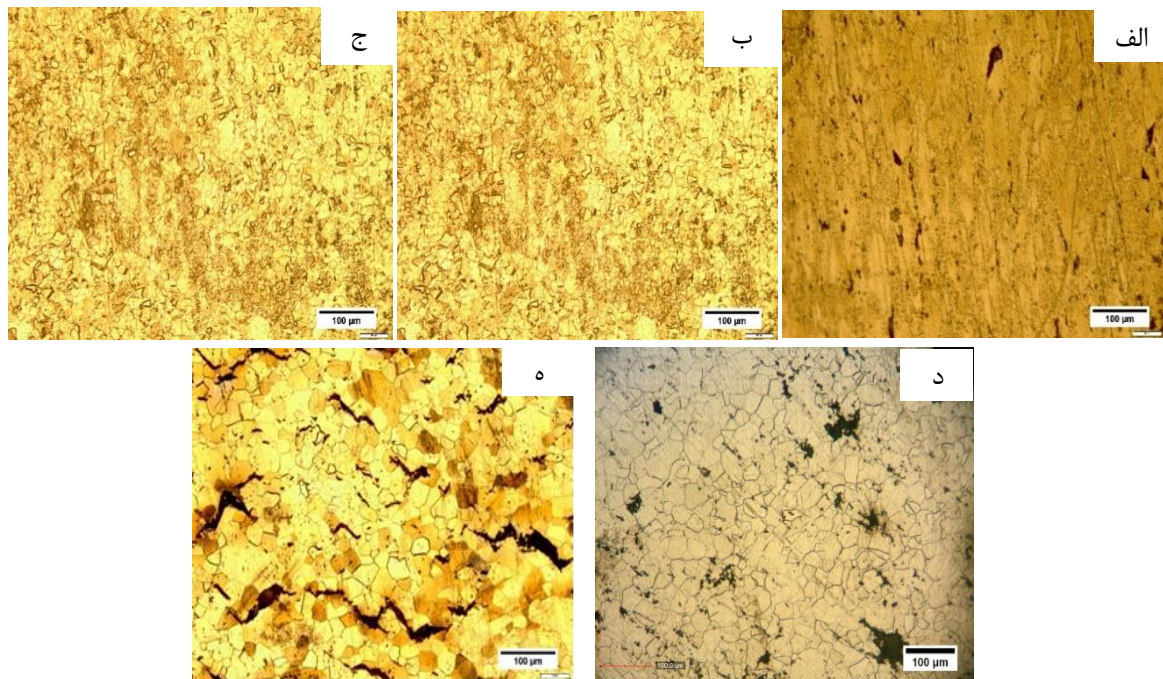
ریزساختارهای نوری منطقه شکست آلیاژ پایه پس از آزمایش کشش داغ در دماهای مختلف 950°C تا 1100°C در شکل ۴ ارائه شده است. مشاهده می‌شود که در دمای 950°C ریزساختار شامل دانه‌های اولیه است. در برخی مناطق ریزساختار، پیدایش دانه‌های جدید تبلور مجدد دینامیکی بسیار ریز از مرز دانه‌های اولیه ملاحظه می‌شود. به نظر می‌رسد که دمای مذکور برای توسعه دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی اندک بوده و نیرو محرکه لازم جهت آن پدیده فراهم نمی‌شود. علت عدم وقوع تبلور مجدد در دمای 950°C ، کم بودن دمای لازم برای فعال شدن نفوذ و در نتیجه افزایش حرکت اتم‌ها است. لذا شرایط برای وقوع تبلور مجدد به دلیل اینکه انرژی لازم برای کاهش دانسیته نابجایی‌های سیستم از طریق مهاجرت مرز دانه‌ها به دلیل کم بودن دما فراهم نمی‌شود. با توجه به اینکه در آلیاژ IN718 Plus فازهای ثانویه γ' و γ'' وجود دارد و انحلال این فازها در دمای بالاتر از 930°C آغاز می‌شود؛ لذا با تغییر شکل در 950°C ، انحلال فازهای نامبرده در مراحل آغازین است. لذا اثر قفل کنندگی مرز دانه‌ها توسط رسوبات ریز γ' و γ'' در 950°C هنوز وجود دارد. در این شرایط مهاجرت مرزها با تاخیر مواجه می‌شود و در نتیجه تبلور مجدد در این دما آغاز نشده است.

در ساختار نمونه تغییر شکل یافته در دمای 1000°C دانه‌های ریز تبلور مجدد یافته مشاهده می‌شود. به عبارت دیگر، با افزایش دما از 950°C تا 1000°C و انحلال فازهای ثانویه γ' و γ'' ، اثر قفل کنندگی آنها روی مرزها از بین رفته، لذا مهاجرت مرزها به سهولت انجام می‌شود. همین امر تسهیل تبلور مجدد را در دمای تغییر شکل 1000°C و بالاتر از آن به دنبال دارد.

منحنی‌های مربوط به آزمایش کشش داغ در دماهای 1100 و 950°C نرخ کرنش 0.1 s^{-1} برای آلیاژهای حاوی بور و زیرکونیم نیز استخراج شده است. جهت بررسی اثر عناصر بور و زیرکونیم بر رفتار سیلان آلیاژ IN718 Plus منحنی سیلان هر سه آلیاژ پایه، آلیاژ حاوی بور و آلیاژ حاوی زیرکونیم در شکل ۳ ارائه شده است از شکل‌های ۳-الف و ب می‌توان به درک مناسبی از اثر عناصر بور و زیرکونیم بر رفتار تغییر شکل داغ آلیاژ IN718 Plus دست یافت. مشابه سایر نمودارهای رایج تنش کرنش، نمودارها ابتدا با منطقه الاستیک آغاز و پس از رسیدن به نقطه تسلیم، وارد منطقه پلاستیک و کار سختی می‌گردند. در ادامه، با افزایش کرنش، افت منحنی‌های سیلان به واسطه وقوع پدیده‌های ترمیم دینامیک رخ می‌دهد. به عبارت دیگر ترمیم دینامیک شامل دو نوع فرایند بازیابی دینامیک و تبلور مجدد دینامیک است. با توجه به اینکه در این بخش به تحولات ساختاری پرداخته نشده است، لذا افت منحنی سیلان به واژه کلی ترمیم نسبت داده شده است. در نهایت، افت ناگهانی منحنی‌های سیلان چنانکه پیش‌تر نیز اشاره شد، به واسطه گلوبی شدن رخ می‌دهد و در انتها نمونه گسیخته می‌شود. همچنین پدیده نقطه تسلیم در هر سه آلیاژ در دمای تغییر شکل 1100°C مشاهده می‌شود که به علت آن پیش‌تر اشاره شد.



شکل ۳- منحنی‌های سیلان حاصل از آزمایش کشش داغ آلیاژ حاوی بور و زیرکونیم در نرخ کرنش 0.1 s^{-1} دماهای الف) 950°C و ب) 1100°C .



شکل ۴- ریزساختار آلیاژ پایه پس از آزمایش کشش در الف) ۹۵۰°C، ب) ۱۰۰۰°C، ج) ۱۰۵۰°C، د) ۱۱۰۰°C و ه) ۱۱۵۰°C.

نتایج شکل ۲ را تایید می‌کند. حداقل بودن انعطاف‌پذیری در نمونه‌های تغییر شکل یافته در دماهای ۹۵۰ و ۱۱۵۰°C، ناشی از عدم وقوع کامل تبلور مجدد در نمونه تغییر شکل در دمای ۹۵۰°C و رشد دانه و تشکیل و اشاعه ترک‌های مرزدانه‌ای در نمونه تغییر شکل یافته در دمای ۱۱۵۰°C است. شکل ۵ ریزساختارهای نوری ناحیه شکست آلیاژهای حاوی بور و حاوی زیرکونیم را نشان می‌دهد. کشیدگی دانه‌ها در نواحی نزدیک به منطقه شکست برای نمونه‌های آزمایش شده در دمای ۹۵۰°C مشاهده می‌شود. همچنین توسعه ساختار گردنبندی برای آلیاژهای حاوی بور و زیرکونیم در دمای ۹۵۰°C به وضوح مشاهده می‌شود. دانه‌های ریز تبلور مجدد دینامیکی از مرزدانه‌های اولیه شروع به جوانه‌زنی کرده‌اند و غالب ساختار را فرا گرفته‌اند. لذا توسعه تبلور مجدد دینامیک در نمونه‌های تغییر شکل یافته از آلیاژهای حاوی بور و زیرکونیم، کاملاً نتایج انعطاف‌پذیری بدست آمده مطابق شکل ۲ و ۳ را تایید می‌کند. از سوی دیگر، توسعه تبلور مجدد پس از تغییر شکل در دمای ۱۱۰۰°C در دو آلیاژ پایه و آلیاژ حاوی زیرکونیم، انعطاف‌پذیری بیشتر این دو آلیاژ را تایید می‌کند.

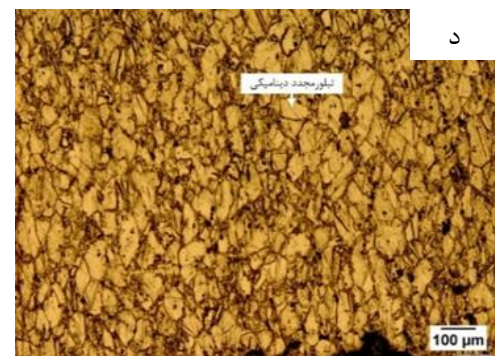
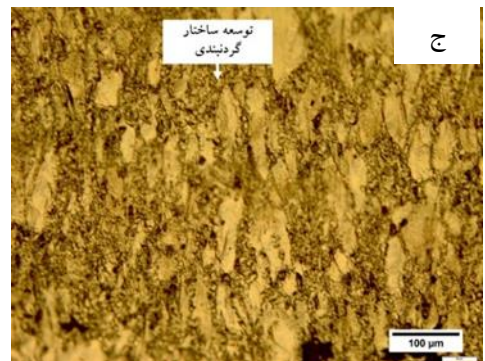
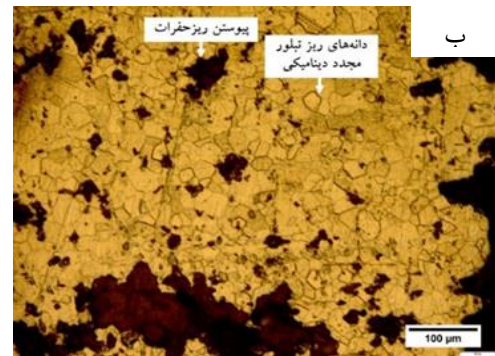
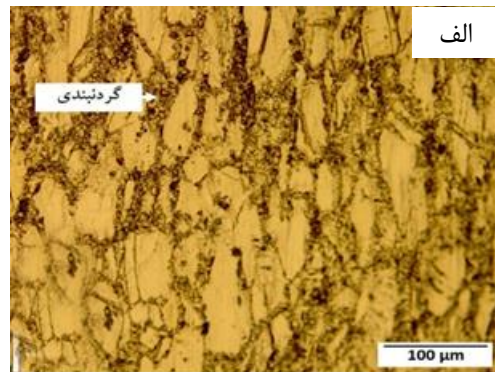
در شکل ۶ تصاویر ریزساختار میکروسکوپ الکترونی آلیاژ پایه نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که ریزساختار نمونه تغییر شکل یافته در دمای ۹۵۰°C، حاوی رسوبات فاز ثانویه ریز است. آنالیز EDS رسوب مشخص شده در نمونه تغییر شکل یافته در دمای ۹۵۰°C، حاکی از غنی بودن این فاز ثانویه از عنصر Nb

ریزساختار آلیاژ پایه پس از تغییر شکل در دمای ۱۰۵۰°C تفاوت قابل ملاحظه‌ای با ریزساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته در دماهای کمتر دارد. به عبارت دیگر، توسعه قابل ملاحظه تبلور مجدد در ساختار مشاهده می‌شود. با توجه به پایین بودن انرژی نقص چیدن این آلیاژ، تبلور مجدد دینامیکی به عنوان پدیده حاکم ترمیم دینامیک کاملاً منطقی است. در دمای تغییر شکل ۱۱۰۰°C، توسعه کامل تبلور مجدد در ساختار مشاهده می‌شود که با به هم پیوستن دانه‌های ریز تبلور مجدد یافته به یکدیگر همراه است. به عبارت دیگر، میانگین اندازه دانه یکنواختی، در ساختار مشاهده می‌شود. ریزساختار نمونه تغییر شکل یافته در دمای ۱۱۵۰°C علاوه بر رشد دانه‌های تبلور مجدد یافته، اشاعه ریز ترک‌های مرزدانه‌ای مشاهده می‌شود. با توجه به اینکه دمای تغییر شکل از دمای انحلال فازهای ثانویه δ ، γ' و γ'' که در این آلیاژ تشکیل می‌شوند، بالاتر است لذا مهاجرت مرزدانه‌ها با سرعت بیشتری روی می‌دهد و رشد دانه‌ها روی می‌دهد.

از سوی دیگر با توجه به اینکه در دماهای بالا مرزدانه‌ها مسیره‌ای مناسب‌تری برای نفوذ هستند، لذا شرایط برای نفوذ جاهای خالی و در نتیجه تشکیل حفرات در راستای مرزدانه‌ها فراهم تر از داخل دانه‌ها است. این مسئله تشکیل ترک‌های مرزدانه‌ای را در دمای ۱۱۵۰°C به همراه دارد. مناطق سیاه مشاهده شده تشکیل ترک‌های مرزدانه‌ای و اشاعه آنها را در راستای مرزدانه‌ها نشان می‌دهد. تحولات ساختاری مشاهده شده در شکل ۴، کاملاً

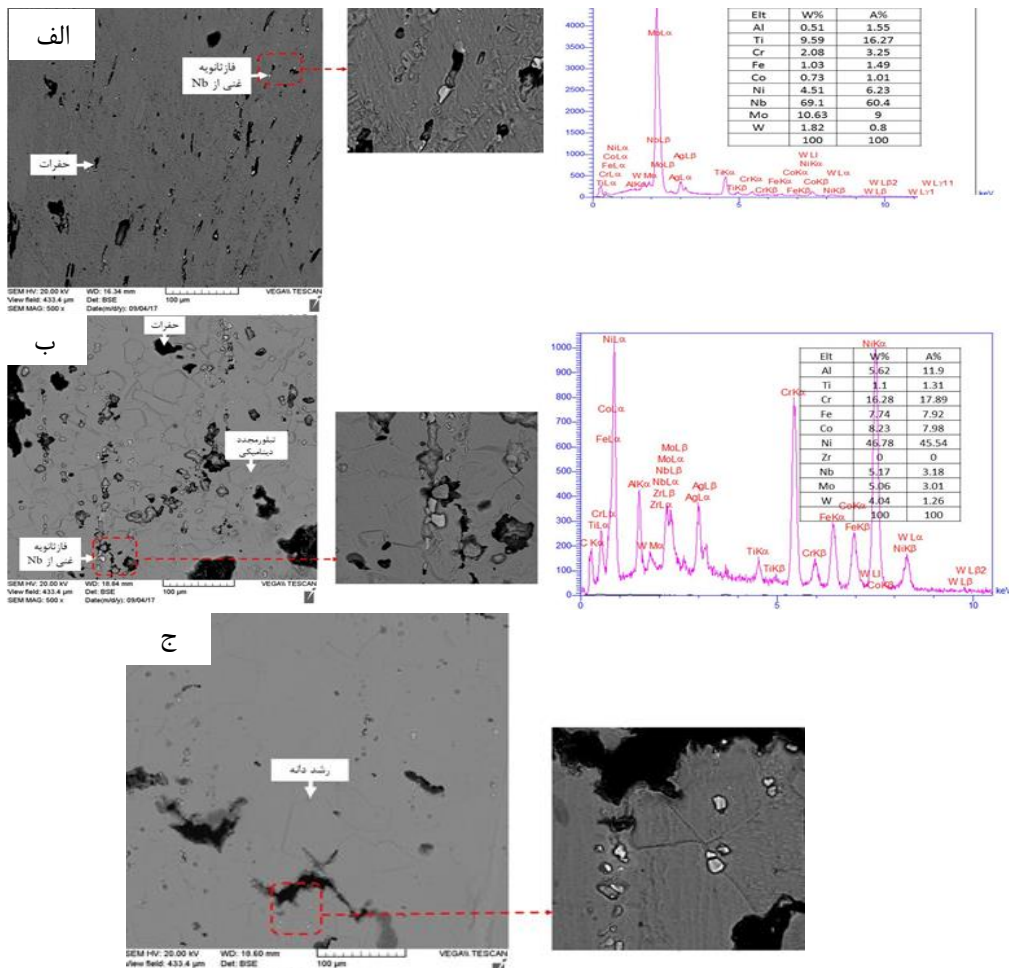
مشترک زمینه و رسوبات آغاز شده است. به دلیل آنکه فازهای ثانویه نمی‌توانند حین اعمال بار کششی با زمینه سیلان کنند، جوانه‌زنی حفرات به طور معمول از اطراف این فازها آغاز شده و با افزایش کرنش بیشتر در جهت اعمال نیرو توسعه یافته‌اند. در دمای 1100°C نیز باز هم حضور رسوبات در ساختار مشاهده می‌شود. با توجه به آنالیز EDS نشان داده شده مطابق شکل ۶-ب، ترکیب رسوب نشان داده شده به ترکیب کاربید M_{23}C_6 نزدیک است. از سوی دیگر، توسعه تبلور مجدد دینامیک نیز به وضوح در ساختار مشاهده می‌شود. در 1150°C کسر بالایی از رسوبات γ و δ در زمینه حل می‌شوند، لذا شرایط رشد دانه‌ها تسهیل می‌شود و دیگر رسوبات به عنوان موانعی در مقابل مهاجرت مرزها عمل نمی‌کنند. بنابراین جوانه‌زنی ترک‌ها در دماهای بالای تغییر شکل روی مرز دانه‌ها کاملاً منطقی است. زیرا در دماهای بالا استحکام مرز دانه‌ها از مناطق داخل دانه‌ها به دلیل تشدید نفوذ در مرزها، کمتر می‌شود. لذا به هم پیوستن ترک‌های مرز دانه‌ای تشکیل شده سبب شکست نمونه در کرنش‌های اندک می‌شود.

در شکل ۷ ریزساختار میکروسکوپ الکترونی آلیاژهای حاوی بور و زیرکونیم در دماهای 950°C و 1100°C نشان داده شده است. با مقایسه ریزساختار آلیاژ پایه (شکل ۶-الف) با ریزساختار آلیاژهای حاوی بور و زیرکونیم پس از تغییر شکل کششی در دمای 950°C (شکل‌های ۷-الف و ۷-ج)، به نظر می‌رسد عناصر آلیاژی بور و زیرکونیم، منجر به تشدید تبلور مجدد دینامیکی در دمای 950°C می‌شوند. در شکل ۷-ج وجود مرزهای کشیده شده با دانه‌های ریز تبلور مجدد دینامیکی در مرز دانه‌های اولیه و با مکانیزم جوانه‌زنی گردنبدی در مناطق نزدیک به ناحیه شکست قابل مشاهده است. علت‌های دستیابی به مقادیر بالاتر انعطاف‌پذیری در آلیاژهای حاوی بور و زیرکونیم نسبت به آلیاژ پایه به صورت زیر است: مطابق مرجع [۲۰]، با جدایش عناصر بور و زیرکونیم به نواحی مرز دانه‌ها و مرزهای دوقلویی، باعث تبدیل مرزهای هم‌دوس دوقلویی‌ها به مرز ناهم‌دوس و متمایز از زمینه می‌شود. در نتیجه بیشترین تاثیر این عناصر حین فرایندهای کار داغ نمایان می‌شود. به گونه‌ای که این مرزهای دوقلویی علاوه بر مرز دانه‌های اولیه، به عنوان مکان‌های مرجح برای تشکیل دانه‌های تبلور مجدد یافته جدید می‌شود. لذا توسعه بیشتر تبلور مجدد در نمونه‌های تغییر شکل یافته حاوی بور و زیرکونیم نسبت به آلیاژ پایه مشاهده می‌شود.

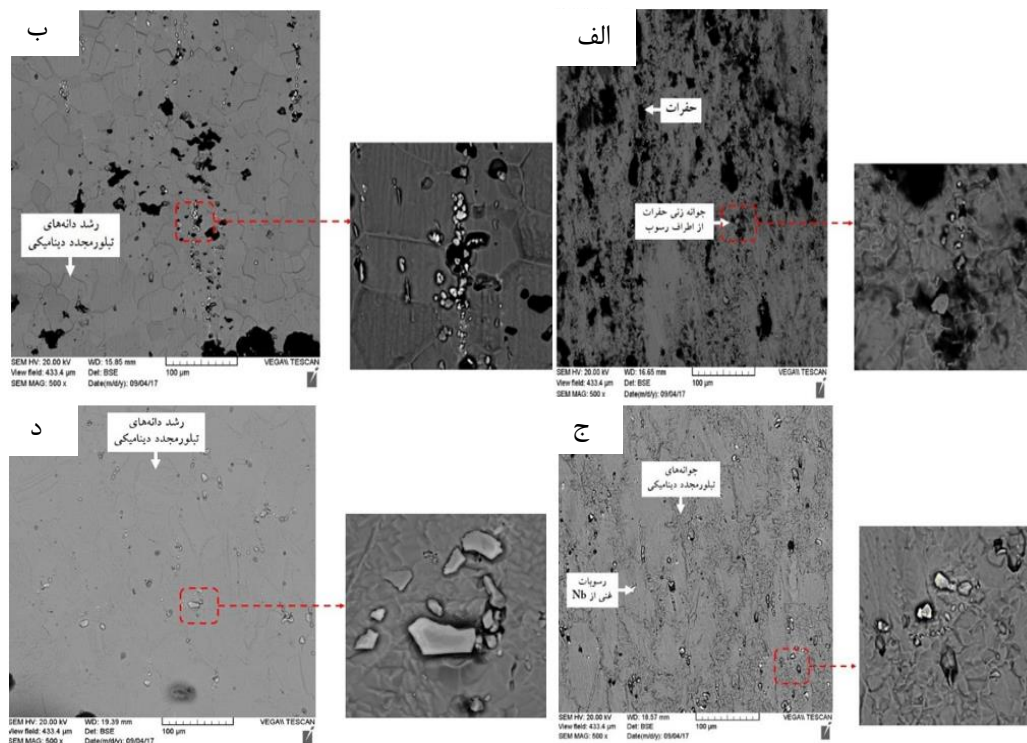


شکل ۵- ریزساختارهای آلیاژها پس از آزمایش کشش، آلیاژ حاوی بور در (الف) 950°C و (ب) 1100°C و آلیاژ حاوی زیرکونیم در (ج) 950°C و (د) 1100°C .

بوده که ترکیب شیمیایی نزدیک به فاز δ [۲۰] را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که جوانه‌زنی بسیاری از حفرات در فصل



شکل ۶- ریزساختار میکروسکوپ الکترونی و آنالیز پراش پرتو الکترونی آلیاژ پایه پس از کشش در الف) ۹۵۰°C (ب) ۱۱۰۰°C (ج) ۱۱۵۰°C.



شکل ۷- ریزساختار میکروسکوپ الکترونی آلیاژ حاوی بور پس از کشش در دماهای الف) ۹۵۰°C (ب) ۱۱۰۰°C و آلیاژ حاوی زیرکونیم پس از کشش در دماهای ج) ۹۵۰°C (د) ۱۱۰۰°C

همانطور که پیشتر نیز بیان شد، اثر مثبت بور در افزایش شکل‌پذیری در دماهای کمتر از 1100°C است. بنابراین با توجه به نتایج شکل ۳ و شکل‌های ۶ و ۷، می‌توان اظهار کرد که افزودن زیرکونیم هم در دمای 950°C و هم در دمای 1100°C سبب بهبود رفتار تغییر شکل آلیاژ IN718 Plus شده است. لذا می‌توان اظهار کرد که به طور کلی، عنصر زیرکونیم اثر مطلوب‌تری را بر افزایش پنجره کارپذیری آلیاژ IN718 Plus در مقایسه با عنصر بور دارد.

۳-۴- اثر کرنش بر رفتار تغییر شکل آلیاژ پایه

شکل ۸ تصاویر میکروسکوپ نوری از اثر کرنش را پس از آزمایش کشش در دمای ثابت 1050°C و کرنش‌های مختلف $0/1$ و $0/3$ و $0/5$ برای آلیاژ پایه نشان می‌دهد. ملاحظه می‌شود که در میزان کرنش‌های اندک (شکل ۸-الف) با تقریب نسبی می‌توان از آغاز وقوع تبلور مجدد دینامیک و مشاهده دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی یافته در ساختار چشم‌پوشی کرد. افزایش میزان کرنش در ساختار سبب پیدایش دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی جدید از مرزهای اولیه شده بطوری که کسر قابل توجهی از ساختار را دانه‌های جدید احاطه کرده‌اند و ساختار گردنبندی قابل ملاحظه می‌باشد (شکل ۸-ب). نهایتاً افزایش مجدد کرنش سبب توسعه دانه‌های جدید در کل ساختار شده است. به عبارت دیگر، به واسطه افزایش کرنش، انرژی ذخیره شده و در نتیجه میزان دانسیته نابجایی‌ها بیشتر است. لذا پتانسیل مکان‌های جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد افزایش می‌یابد. به گونه‌ای که میانگین اندازه دانه در ساختار با کرنش $0/5$ نسبت به ساختار با کرنش $0/1$ به طور قابل ملاحظه‌ای کاهش یافته است. بنابر مطالب اشاره شده، علاوه بر دما میزان کرنش نیز نقش بسزایی در جوانه‌زنی و توسعه دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی دارند که به خوبی تحولات ساختاری نشان داده شده در شکل ۸، گویای این مطلب است.

۴- نتیجه‌گیری

(۱) در منحنی‌های سیلان آلیاژ پایه در محدوده دمایی 1000°C تا 1150°C و در دو آلیاژ حاوی بور و زیرکونیم در هر دو دمای 950°C و 1100°C ، پدیده نقطه تسلیم به دلیل حضور عناصر محلول در ترکیب شیمیایی آلیاژ IN718 Plus مشاهده شد.

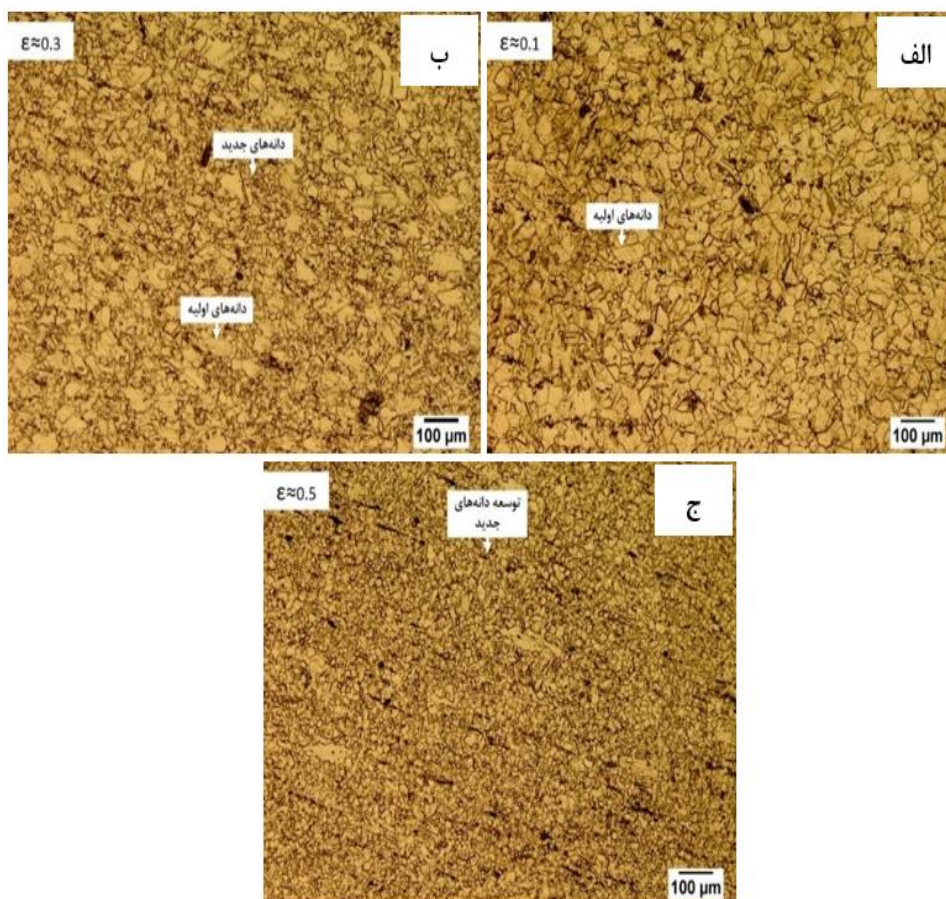
(۲) نتایج منحنی‌های سیلان آلیاژ پایه، حاکی از دستیابی به کارپذیری حداکثر با تغییر شکل در محدوده دمایی 1000°C تا 1100°C است.

مطالعات پژوهشگران [۲۳] اثر مثبت $0/003 - 0/024$ درصد وزنی بور را بر داکتیلیته در دمای 1000°C در آلیاژ M951 نشان دادند. بور با به تاخیر انداختن جوانه‌زنی و تشکیل ریزترک‌ها روی نواحی مرزدانه، اثر مثبت خود را در افزایش انعطاف‌پذیری نشان می‌دهد. پژوهشگران دیگری [۲۴] نیز در بررسی تاثیر عنصر بور بر چقرمگی شکست آلیاژ IN718، افزایش میزان چقرمگی را در حضور این عنصر در ترکیب گزارش کردند. ایشان مکانیزم اثر بور بر بهبود چقرمگی شکست را جدایش آن در مرزدانه‌ها و کاهش میزان آگلومره شدن فازهای $M_{23}C_6$ و γ' ذکر کرده‌اند. این پدیده با مقایسه تصاویر شکل ۷-الف با شکل ۷-۱۰-الف و پراکنده شدن حفرات نمایان است. در نتیجه افزایش پیوستگی مرزدانه‌ها و مقاومت به ریزترک‌های بین‌دانه‌ای و به تاخیر افتادن شکست ترد را به همراه دارد.

در پژوهش‌های دیگر [۲۵] نیز به اثر بخشی بور در تشکیل بوراید‌های فلزی در مرزدانه‌ها، انتقال کاربیدها از مرز به داخل دانه، پایدار کردن آنها، اصلاح مورفولوژی دانه‌ها و بیشتر شدن درصد ازدیاد طول اشاره شده است. نکته قابل تذکر در همه پژوهش‌های انجام یافته، اثر بخشی مثبت بور را حداکثر تا دمای 1000°C نشان می‌دهد. زیرا با افزایش دما، اثرات این عنصر به واسطه تشدید نفوذ و افزایش سرعت حرکت این اتم‌های محلول، کاهش می‌یابد.

پژوهشگران [۲۶] بهبود خواص کششی آلیاژ TM-321 را در حضور زیرکونیم به سه دلیل: (۱) ریز شدن دانه‌ها، (۲) جلوگیری از تشکیل رسوبات درشت کاربیدی روی مرزدانه‌ها و متعاقباً تشکیل رسوبات ریز کاربید که باعث جلوگیری از لغزش مرزدانه می‌شوند، ذکر کردند. لذا پس از تغییر شکل آلیاژهای حاوی بور و زیرکونیم در دمای 950°C ، با به تاخیر افتادن جوانه‌زنی و تشکیل ریزترک‌ها، افزایش انعطاف‌پذیری نسبت به آلیاژ پایه مشاهده می‌شود. این اثر به وضوح در منحنی‌های سیلان شکل ۲ و ۳ و مقایسه تصاویر ریزساختارهای نوری شکل‌های ۴ و ۵ نمایان است.

تصاویر شکل‌های ۶-ب، ۷-ب و ۷-د نشان می‌دهد که رسوبات در دمای 1100°C در هر سه آلیاژ به وضوح مشاهده می‌شود. اما مقایسه دقیق تصاویر حاکی از توزیع یکنواخت‌تر رسوبات در آلیاژ حاوی زیرکونیم نسبت به آلیاژ حاوی بور است. بر این اساس، دانه‌های تبلور مجدد یافته در آلیاژ حاوی زیرکونیم حاوی باعث ایزوله شدن بیشتر حفرات جوانه زده شده است. در نتیجه عدم پیوستگی آنها منجر به تاخیر در شکست و در نتیجه افزایش انعطاف‌پذیری شده است. در مرجع [۲۶] به کاهش رشد ترک‌های مرزدانه‌ای در حضور زیرکونیم نیز اشاره شده است.



شکل ۸- بررسی اثر میزان کرنش بر ساختار آلیاژ پایه در دمای OC1050 در کرنش های الف (۰/۱ ب) ۰/۳ ج) ۰/۵.

پراکنده کردن رسوبات مطابق تصاویر میکروسکوپ الکترونی و در نتیجه توسعه تبلور مجدد دینامیک و ایزوله کردن ترک‌ها شده است. لذا می‌توان اظهار کرد که به طور کلی، عنصر زیرکونیم اثر مطلوب‌تری را بر افزایش پنجره کارپذیری آلیاژ IN718 Plus در مقایسه با عنصر بور دارد. (۶) علاوه بر دما، افزایش میزان کرنش نیز نقش به‌سزایی در جوانه‌زنی و توسعه دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی در آلیاژ IN718 Plus دارد که تحولات ساختاری نمونه آلیاژ پایه پس از تغییر شکل در دمای 1050°C گویای این مطلب است.

مراجع

- [1] Kushan M.C., Uzgur S.C., Cevik S., Diltemiz F., ALLVAC 718 Plus™ superalloy for aircraft engine application. Turkey. Second Edition, 2012. DOI: 10.5772/38433
- [2] Schafrik. R.E., Ward D.D., Groh J.R., Application of alloy 718 in GE aircraft engines: past, present and next five years, Proceedings of Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, Ohio. TMS, 2005, 1-11.
- [3] Kennedy. R., ALLVAC 718PLUS™, superalloy for the next forty years, Proceedings of Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives, Ohio: TMS, 2005, 625-706.

(۳) بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که دانه‌های تبلور مجدد یافته جدید در ساختار آلیاژ پایه پس از تغییر شکل در دمای 950°C به وجود نیامده است؛ اما وقوع تبلور مجدد دینامیک و توسعه آن در ساختار در محدوده دمایی 1000°C تا 1050°C انعطاف‌پذیری بالای بدست آمده را تایید می‌کند. افت کرنش شکست در دمای 1150°C ، در آلیاژ پایه به دلیل انحلال رسوبات و حاکم شدن رشد دانه‌ها و در نتیجه اشاعه و رشد ترک‌های مرزدانه‌ای است که با نتایج تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی نیز تطابق دارد.

(۴) مقایسه منحنی‌های سیلان سه آلیاژ در دمای 950°C حاکی از افزایش انعطاف‌پذیری آلیاژهای حاوی بور و زیرکونیم نسبت به آلیاژ پایه است که علت آن پیدایش ساختار گردنبدی از طریق جوانه‌زنی دانه‌های جدید تبلور مجدد دینامیکی در مرزدانه‌های اولیه است. همچنین دستیابی به انعطاف‌پذیری بالا در آلیاژهای پایه و حاوی زیرکونیم نسبت به آلیاژ حاوی بور مشاهده شد.

(۵) افزودن زیرکونیم هم در دمای 950°C و هم در دمای 1000°C سبب بهبود رفتار تغییر شکل آلیاژ IN718 Plus از طریق

- ATI 718Plus. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 712, 780-789.
- [23] Zhou P.J., Yu J.J., Sun X. F., Guan H.R., The role of boron on a conventional nickel-based, superalloy, *Materials Science and Engineering A*, 2008, 49(1) 159-163.
- [24] Xiao L., Chaturvedi M., Chen D. Low-cycle fatigue behavior of IN 718 superalloy with different concentrations of boron at room temperature. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36(10) 2671-2684.
- [25] Hosseini S.A., Abbasi S.M., Zangeneh-Madar K., Mohammad Karimi Yazdi H. The effect of boron and zirconium on wrought structure and γ - γ' lattice misfit characterization in nickel-based superalloy ATI 718Plus. *Materials Chemistry and Physics*, 2018, 211, 302-311.
- [26] Tsai Y.L., Wang S.F., Bor H.Y., Hsu Y.F., Effects of Zr addition on the microstructure and mechanical behavior of a fine-grained nickel-based superalloy at elevated temperatures, *Materials Science and Engineering A*, 2014, 607, 294-301.
- [4] Lech S., Wasatowska-Sarne A.M., Wiczerzak K., Kruk A., Evolution of microstructure and mechanical properties of ati 718Plus superalloy after graded solution treatment, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2023, 54, 2011-2021.
- [5] Dempster I., Cao W.D., Kennedy R. et. al. Structure and property comparison of ALLVAC 718PLUS™ alloy and waspaloy forgings. *Proceedings of Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives*. Ohio: TMS, 2005, 155-164.
- [6] Asala G., Andersson J., Ojo Q.A., A study of the dynamic impact behavior of IN718 and ATI718Plus superalloys, *The Philosophical Magazine A* 2018, 99, 1-19.
- [7] Jiang W., Lu. J. Gun. H., et al., Study of pre-precipitated δ phase promoting deformation twinning and recrystallization behavior of Inconel 718 superalloy during hot compression. *Materials & Design*. 2023. 226 111693.
- [8] Zhu Y., Zhang Sh., Zhang T. et. al., Effect of P, S, B and Si on the solidification segregation of In718plus alloy, *Proceedings of Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives*. Ohio: TMS, 1994, 89-98.
- [9] Zhang J., Singer R., Effect of Zr and B on castability of Ni-based superalloy IN792, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35 (4) 1337-1342.
- [10] R.F. Decker. Freeman J.W. The mechanism of beneficial effects of boron and zirconium on creep-rupture properties of a complex heat-resistant alloy. *Transactions of The American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, 1957, 218(2) 277-285.
- [11] Radavich J., Effects of Zr variations on the microstructural stability of alloy 713C, *Proceedings of Superalloys*. Warrendale: TMS, 1968, 199-226.
- [12] Antony K., Radavich J., Solute effects of boron and zirconium on microporosity. *Proceedings of The Third International Symposium*, Claitor Publishing, 1976.
- [13] Hu Z., Song H., Guo Sh., Sun W., Role of P, S and B on creep behavior of alloy 718, *Journal of Materials Science and Technology*, 2001, 17, 399-402.
- [14] Heydari D., Fard A.S., Bakhshi A., Drezet J.-M., Hot tearing in polycrystalline Ni-based IN738LC superalloy, Influence of Zr content, *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214(3) 681-687.
- [15] Yamin L., Hongjun L., Jie L., Zhipeng W., Yuan H., Effect of Zr addition on precipitates in K4169 superalloy, *Research & Development*, 2012.
- [16] Aerospace Material Specification (AMS 5442): 2011-09. SAE International Group. 1-9.
- [17] Kattoura M.A., Effects of advanced surface treatments on the fatigue behavior of ATI 718 plus at room and elevated temperatures, PhD Thesis, University of Cincinnati, Cincinnati, Ohio USA, 2017.
- [18] Fedorova T., Rösler J., Gehrman B., Klöwer J., Influence of B and Zr on microstructure and mechanical properties of alloy 718, *Proceedings of Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives*, Ohio: TMS, 2005, 837-846.
- [19] Meyers M., Chawla K., *Mechanical Behavior of Materials*. Cambridge. Cambridge University Press. 2009. 92-98.
- [20] Stotter C., Stotter Ch., Sommitsch Ch. et al., Characterization of δ -phase in superalloy ALLVAC 718Plus TM, *International Journal of Materials Research*, 2008, 99(4) 376-380.
- [21] Guo Q. Ji K. Zhang T. et al., Precipitates evolution and tensile behavior of wrought Ni-based ATI 718Plus superalloy during long-term thermal exposure. *Science China Technological Sciences*. 2022, 65, 1283-1299.
- [22] Hosseini S. A., Abbasi S. M., Zangeneh Madar K., The effect of boron and zirconium on microstructure and tensile properties of the wrought nickel-based superalloy

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

The Evaluation of Addition of Boron and Zirconium on the Hot Workability of IN 718 Plus Superalloy

Seyed Mahdi Abbasi ¹, Maryam Morakabat ^{2*}

1. Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran,
email: sma_abbasi@mut.ac.ir

2. Associate Professor, Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Tehran,
email: m_morakabati@mut.ac.ir

* Corresponding Author: m_morakabati@mut.ac.ir

Paper history:

Receive Date: 12 June 2023
Revise Date: 17 March 2024
Accept Date: 30 May 2024

Abstract:

IN718 Plus superalloy is a wrought nickle based superalloy developed for improving mechanical propertirs and the service temperature of IN718 superalloy. The hot deformation of the alloy is one of the processing stpes of it. The addition of Boron and Zirconium can improve the creep properties of the alloy. The aim of this research, is to determine the hot working temperature range of IN718 Plus superalloy (based alloy) and to study the addition of the mentioned elements on the hot workability of it. The hot tensile test was performed on the based alloy in the temperature range of 950 to 1150°C and strain rate of 0.1 s-1. In addition, the test was performed on the alloys containing Boron and Zirconium at 950 and 1100°C. Results show that the best hot working temperature of the based alloy was achieved in the temperature range of 1000 to 1100°C due to the dynamic recrystallization and its development. At 1150oC the decrease in ductility and inter-granular crack formation occurred by dissolution of precipitates and grain growth. The addition of Boron and Zirconium at 950°C increased the ductility compared to the based alloy which was due to dynamic recrystallization. Therefore, addition of Boron and Zirconium results to decrease the temperature of maximum workability of it. At 1100oC, the ductility of the based and the alloy containing Zirconium was similar. Hence, it has been determined that the alloy containing Zirconium has a better effect on the increment of the workability window of the IN718 Plus superalloy.

Keywords:

IN718 Plus superalloy,
Hot workability,
Boron,
Zirconium,
Dynamic recrystallization

Please cite this article using:

Seyed Mahdi Abbasi, Maryam Morakabat The evaluation of addition of boron and zirconium on the hot workability of IN 718 plus superalloy, in Persian, Founding Research Journal, 2024, 8(1) 27-38.

DOI: 10.22034/frj.2024.401953.1178

Journal homepage: www.foundingjournal.ir