



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

تأثیر قطر نمونه و سرعت بیرون‌کشی بر ریزساختار و خواص کششی گرم سوپر آلیاژ PWA 1483 انجماد جهت‌دار شده

علی‌رضا سنجری^۱، محمد معظمی گودرزی^{۲*}، علیرضا خداپنده^۲

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، ۲- استادیار

دانشکده فنی و مهندسی، واحد علوم و تحقیقات، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران

* نویسنده مکاتبه کننده: E-mail: moazami@srbiau.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۸/۰۴/۲۱

پذیرش: ۱۳۹۸/۰۶/۲۳

در تحقیق حاضر، ریزساختار و خواص مکانیکی حاصل از انجماد جهت‌دار سوپرآلیاژ PWA 1483 در یک کوره بریچمن مطالعه شده است. به این منظور نمونه‌هایی با قطر ۱۳، ۳۳ و ۵۵ میلی‌متر در سرعت‌های بیرون‌کشی ۱/۵ تا ۴/۵ میلی‌متر بر دقیقه تولید و فاصله بین بازوهای دندریت‌های اولیه پس از متالوگرافی نمونه‌های ریخته شده تعیین شد. مورفولوژی و اندازه اجزاء مختلف ریزساختاری با استفاده از مطالعات میکروسکوپی الکترونی بررسی شد. خواص مکانیکی هر یک از نمونه‌های ریخته شده پس از عملیات پیرسازی و با استفاده از آزمایش کشش گرم در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد ارزیابی شد. نتایج نشان داد که با افزایش سرعت بیرون‌کشی و کاهش قطر نمونه فاصله بین دندریت‌ها کاهش می‌یابد. ذرات گاما پرایم تشکیل شده در فضای بین دندریتی کوچکتر از رسوب‌های تشکیل شده در هسته دندریت بودند. استحکام کششی گرم نمونه‌های تولید شده با کاهش قطر نمونه و افزایش سرعت بیرون‌کشی افزایش یافت. علاوه بر این، کاهش قطر موجب افزایش انعطاف‌پذیری گرم نمونه‌های تولیدی شد. با این وجود، با تغییر سرعت بیرون‌کشی، تغییر محسوسی در انعطاف‌پذیری مشاهده نشد.

واژه‌های کلیدی:

سوپر آلیاژ PWA 1483،

انجماد جهت‌دار،

فاصله بازوهای دندریتی،

اندازه رسوب‌های گاما پرایم،

استحکام کششی گرم.

ارجاع به این مقاله:

علی‌رضا سنجری، محمد معظمی گودرزی، علیرضا خداپنده، تأثیر قطر نمونه و سرعت بیرون‌کشی بر ریزساختار و خواص کششی گرم سوپرآلیاژ PWA 1483 انجماد جهت‌دار شده، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، پاییز ۱۳۹۸، جلد ۳، شماره ۳، صفحات ۱۷۵-۱۸۵.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/fjz.2019.194045.1094

۱- مقدمه

بیشتر مطالعات انجمادی فاصله بازوهای اولیه (λ_1) و ثانویه (λ_2) دندریت را به صورت تابعی از غلظت عنصر محلول (C_0)، سرعت رشد نوک دندریت (V_L) و گرادیان دمایی (G) جلوی جبهه انجمادی ماکروسکوپی بیان می‌کنند. در انجماد جهت‌دار، پارامترهای انجمادی G و V را می‌توان به‌طور مستقل کنترل نمود. بنابراین می‌توان تأثیر متغیرهای انجمادی مثل G در V ثابت و یا V در G ثابت و در ترکیب شیمیایی ثابت را بر روی پارامترهای ریزساختاری مطالعه کرد [۳،۲].

مطالعات انجماد جهت‌دار نشان می‌دهند که فاصله بازوهای اولیه با افزایش سرعت رشد یا گرادیان دمایی، کاهش می‌یابد [۵،۴]. در اکثر شرایط سرعت رشد با سرعت بیرون‌کشی یکسان در نظر

پره‌های انجماد جهت‌دار شده سوپرآلیاژهای پایه نیکل به سبب ارائه استحکام خزشی مناسب از قطعات کلیدی در مسیر داغ توربین‌های گازی با توان کاری بالا محسوب می‌شوند. یکی از روش‌های ساخت این پرها استفاده از فرآیند انجماد جهت‌دار به روش بریچمن است. در این روش، امکان کنترل دقیق ریزساختار با کنترل متغیرهای موثر بر فرآیند انجماد، از قبیل سرعت بیرون‌کشی، وجود دارد. ساختار جهت‌دار توانایی افزایش دمای کاری توربین‌ها را فراهم می‌کند و خواص مکانیکی از جمله استحکام کششی دردمای محیط و دمای بالا و خواص خزشی پرها را نسبت به ساختار چند کریستالی بهبود می‌بخشد [۱].

مدل‌های مومی برای حصول ضخامت کافی برای لایه‌های اولیه درون دوغاب سرامیکی از جنس پودر زیرکن به همراه چسب سیلیکاتی فرورده شد. پس از آن، لایه‌های بعدی به صورت ذرات درشت‌تر با ریختن پودر بر روی لایه‌های اولیه، ضخامت مناسب قالب را ایجاد کرد. سپس قالب‌های سرامیکی تهیه شده در کوره‌های مخصوص موم‌زدایی، به وسیله بخار آب در دمای ۱۷۰ درجه سانتی‌گراد و مدت زمان ۲۰ دقیقه، از موم خالی شدند. همچنین برای دستیابی به استحکام کافی، قالب‌ها درون کوره‌های پخت به مدت ۵ ساعت در دمای ۸۸۰ درجه سانتی‌گراد پخته شدند. ضخامت قالب‌های مورد استفاده، حدود ۱۰ میلیمتر در نظر گرفته شد. نمونه‌ای از قالب سرامیکی تهیه شده برای فرآیند ریخته‌گری در شکل (۱) نشان داده شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی سوپر آلیاژ پایه نیکل PWA 1483 استفاده شده (درصد وزنی)

عنصر	Ni	Co	Cr	Mo	W	Re
مقدار	Bal.	9.1	12.2	1.8	3.9	-
عنصر	Ta	Ti	Al	Hf	B	C
مقدار	5.0	4.1	3.5	-	-	0.07



شکل ۱ - نمونه قالب سرامیکی تهیه شده.

۲-۳- انجماد جهت‌دار

برای تولید نمونه‌ها از سیستم انجماد جهت‌دار به روش بریجمن استفاده شد. همان‌طور که در شکل (۲-الف) نشان داده شده است سیستم مورد استفاده از دو بخش اصلی کوره و سیستم آب‌گرد به همراه قاب و سیستم کنترل حرکت تشکیل شده بود. کوره مورد استفاده دارای دو ناحیه حرارتی با المان‌های مقاومتی با حداکثر دمای کاری ۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد و یک ناحیه سرد مجهز به مارپیچ مسی آب‌گرد بود. به منظور ایجاد گرادیان حرارتی

گرفته می‌شود. بر همین اساس و در تقریباً اکثر تحقیقات صورت گرفته، افزایش سرعت رشد یا بیرون کشی مطابق با مدل‌های تئوری پیشنهاد شده باعث کوچک‌تر شدن فواصل بازوی‌های اولیه دندریتی می‌شود [۶-۹]. لازم به ذکر است که در برخی از مطالعات انجام شده، گزارش شده است که فاصله بازوی اولیه به‌طور پیوسته با افزایش سرعت رشد کاهش نمی‌یابد. این تغییر به علت تحول سلولی به دندریتی است [۵].

در رابطه با تاثیر قطر نمونه بر فواصل بازوهای دندریت اولیه، ونگ و همکاران [۱۰] روی سوپر آلیاژ پایه نیکل CMSX-4 تحقیقاتی انجام داده و در سرعت ثابت دو نمونه با قطرهای ۵ و ۱۰ میلیمتر به صورت جهت‌دار ریخته‌گری شد. نتیجه این تحقیق نشان داد که کاهش قطر نمونه، باعث افزایش گرادیان دمایی و در نتیجه کاهش فاصله بازوهای دندریت‌های اولیه می‌شود.

به طور کلی، تغییر پارامترهای انجمادی تاثیر عمده‌ای بر خواص مکانیکی ماده دارد. خواص ریزساختاری در حالت ریختگی به فاصله بازوهای دندریتی، اندازه و نیز شکل فازهای ثانویه و در نهایت به عیوبی که در حالت ریختگی به وجود می‌آید وابسته است. هرچه فاصله بازوهای دندریتی کمتر باشد، استحکام بیشتر و توزیع ذرات و فازهای ثانویه نیز مناسب‌تر می‌شود [۱۱، ۱۲]. سوپر آلیاژ پایه نیکل PWA 1483 تحت تبرید پذیری بالایی دارد و در نتیجه می‌تواند به خوبی برای تولید پره توربین تک کریستال استفاده شود [۱۳]. در این تحقیق، تاثیر متغیرهای انجمادی شامل سرعت بیرون کشی و قطر نمونه، بر فواصل بازوهای دندریت‌های اولیه و سپس تاثیر آن بر خواص کششی گرم سوپر آلیاژ PWA 1483 انجماد جهت‌دار شده بررسی شده است. این موضوع از آن جهت دارای اهمیت است که محیط کارکرد پرها در توربین‌های گازی نیروگاهی و طول عمر آنها متأثر از دمای بالا است.

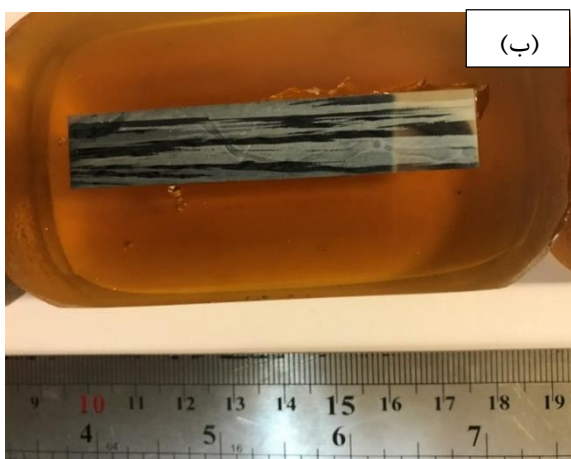
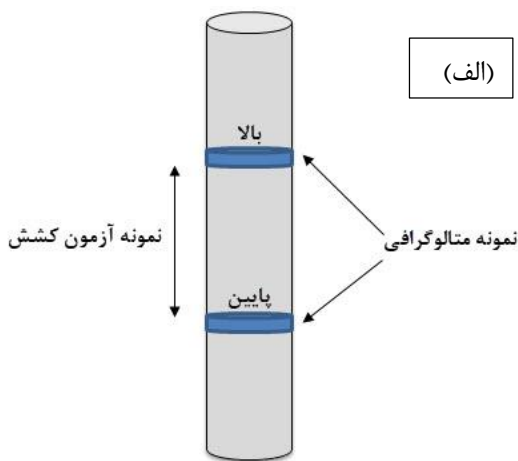
۲-۲- مواد و روش انجام تحقیق

۲-۱- ماده

از سوپر آلیاژ پایه نیکل PWA 1483 استفاده شده است که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۱) ارائه شده است. این آلیاژ به جهت استفاده در توربین‌های گازی صنعتی توسعه یافته است و مقاومت بسیار خوبی در برابر تخریب‌های محیطی دارد.

۲-۲- ساخت مدل مومی و قالب سرامیکی

برای ساخت مدل مومی، قالب‌هایی با ابعاد مناسب مطابق طرح‌های اولیه تهیه شد. موم پس از ذوب در دمای ۷۵ درجه سانتی‌گراد و حصول سیالیت کافی به درون قالب‌ها ریخته شد.



(ب)

شکل ۳-الف- شمایی از محل استخراج نمونه‌ها برای آزمایش‌های متالوگرافی و مکانیکی و ب- نمونه آزمایش کشش مانع و حکاکی شده.

۲-۵- بررسی درشت ساختار و ریزساختار

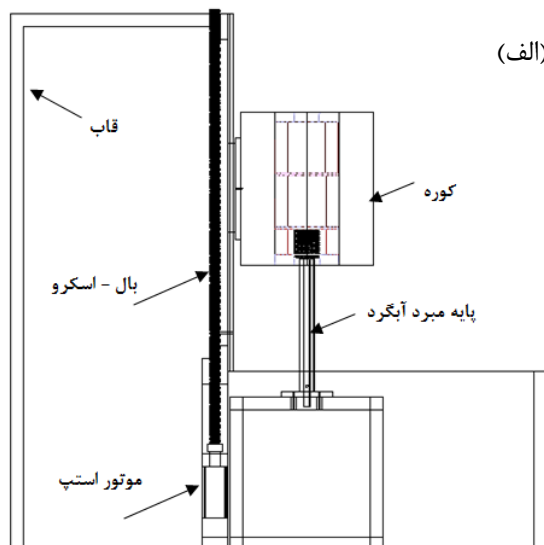
جهت بررسی دانه‌ها بصورت ظاهری، بعد از خارج کردن نمونه‌ها از قالب سرامیکی، عملیات ماکرواچ بوسیله محلول حاوی ۹۰ درصد $FeCl_3$ و ۱۰ درصد HCl در دمای حدود ۶۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۵ دقیقه انجام شد (شکل ۲-ب). برای بررسی ریزساختار، نمونه‌ها پس از برش در رزین اپوکسی، مانع سرد و پس از سنباده‌زنی با محلول آلومینای ۰/۰۲ میکرومتر پولیش شدند. حکاکی نمونه‌ها با محلول حاوی ۵ گرم $CuCl_2$ ، ۱۰۰ میلی‌لیتر HCl در ۱۰۰ میلی‌لیتر اتانول انجام شد. نمونه‌ها در دو مقطع عرضی نشان داده شده در شکل (۳-الف) مورد بررسی متالوگرافی قرار گرفتند. ساختار اچ شده و دانه‌های جهت‌دار در شکل (۳-ب) نشان داده شده است.

بررسی ریزساختاری مقاطع آماده‌سازی شده، به وسیله میکروسکوپ نوری ساخت شرکت Leica مدل M8i انجام شد. همچنین برای مطالعه دقیق‌تر این مقاطع و تعیین ترکیب شیمیایی نقاط مختلف از میکروسکوپ الکترونی روبشی ساخت

در نمونه در حین انجماد، خروج حرارت از کف قالب با استفاده از یک سیستم مبرد مسی آبگرد صورت گرفت. به این منظور، یک سیستم گردش آب با دبی معین، مقدار مشخصی از آب را از یک مبرد مسی آبگرد عبور می‌دهد. جهت حرکت کوره در راستای محور عمودی از یک سیستم کنترل و سیستم حرکتی بال-اسکرو استفاده شده است. سیستم حرکتی قادر به ایجاد حرکت با سرعت‌های بین ۱ تا ۱۰ میلی‌متر بر دقیقه است.

۲-۴- طراحی آزمایش و متغیرها

ریخته‌گری در دمای ذوب‌ریزی ثابت ۱۵۳۰ درجه سانتی‌گراد، دبی آبگرد ۳ لیتر بر دقیقه، سرعت‌های بیرون‌کشی متفاوت ۱/۵، ۳ و ۴/۵ میلی‌متر بر دقیقه و قطرهای متفاوت ۱۳، ۳۳ و ۵۵ میلی‌متر انجام شد. از تمامی شرایط تعریف شده، ۳ نمونه جهت بررسی‌های مقاطع عرضی و استخراج نمونه‌های آزمایش کشش گرم ریخته‌گری شد.



شکل ۲-الف- شمای دستگاه انجماد جهت‌دار استفاده شده و ب- نمونه‌های تولید شده به همراه درشت ساختار آنها.

منجمد شده‌اند، در شکل ۴ (الف تا و) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با افزایش قطر نمونه، ریزساختار درشت‌تر شده و میانگین فاصله دندریت اولیه افزایش یافته است. علت درشت شدن ساختار با افزایش قطر نمونه، کاهش گرادیان دمایی است [۱۰]. نکته حائز اهمیت این است که ریزساختار در نمونه با قطرهای ۱۳ و ۳۳ میلی‌متر، ستونی و انجماد نمونه با قطر ۵۵ میلی‌متر عمده‌تاً هم محور بوده است که علت آن بر اساس مدل هانت، کاهش گرادیان دمایی و رسیدن به شرایط گذر از حالت ستونی به هم‌محور (CET) است [۱۵]. علاوه بر این، تفاوت قابل توجهی در ریزساختار مقاطع بالایی و پایینی یک نمونه با قطر ثابت (مشخص شده در شکل (۳)) نیز مشاهده نمی‌شود که بیان‌گر یکنواخت بودن ریزساختار در نمونه‌های کششی تولید شده است.

شکل (۵)، مقاطع عرضی نمونه‌های ریخته‌گری شده با قطر ۱۳ میلی‌متر در سرعت‌های بیرون‌کشی مختلف را نشان می‌دهد. همان‌طور که در تصاویر مشخص است کمترین فاصله بازوها مربوط به سرعت ۴/۵ میلی‌متر بر دقیقه است. از مقایسه تصاویر ریزساختاری الف-و در این شکل می‌توان دریافت که با افزایش سرعت بیرون‌کشی و ثابت نگاه داشتن دیگر متغیرهای انجمادی، دندریت‌ها ریزتر می‌شوند که این نتایج با روند مدل‌های پیشنهادی کاملاً مطابقت دارد. علاوه بر این، همان‌طور که مشاهده می‌شود که ریزساختار نمونه‌های با قطر ۱۳ میلی‌متر در تمامی نرخ‌های بیرون‌کشی بکار گرفته شده متشکل از دندریت‌های ستونی است.

وابستگی فواصل بازوهای دندریت اولیه (λ_1) به قطر نمونه و سرعت بیرون‌کشی به ترتیب در شکل‌های (۶-الف) و (۶-ب) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با کاهش قطر نمونه از ۳۳ به ۱۳ میلی‌متر فاصله بازوهای دندریت اولیه از حدود ۸۰۰ به ۵۰۰ میکرومتر کاهش یافته است. علاوه بر این، با افزایش سرعت بیرون‌کشی از ۱/۵ به ۴/۵ میلی‌متر بر دقیقه λ_1 از حدود ۵۰۰ به ۲۵۰ میکرومتر کاهش یافته است. علت این کاهش، افزایش سرعت سرد شدن (کاهش زمان انجماد) و افزایش گرادیان دمایی است. به طور کلی فاصله بازوهای دندریتی اولیه برای پره‌های بزرگ مورد استفاده در توربین‌های زمینی در حدود ۶۰۰ میکرومتر و برای پره‌های کوچک توربین‌های موتورهای هواپیما در حدود ۲۵۰-۱۲۵ میکرومتر گزارش شده است [۱۶].

شرکت TESCAN مدل VEGA3 و آنالیز EDS^۱ استفاده شد. جهت به‌دست آوردن فاصله بازوهای اولیه دندریت در برش عرضی از روش مثلثی استفاده شد. در این روش مثلث با وصل نمودن مراکز سه دندریت مجاور ایجاد می‌شود و اضلاع مثلث با λ_1 برابرند. به این منظور از نرم‌افزار Clemex استفاده شد. برای هر نمونه حداقل ۶۰ مقدار λ_1 در تصاویر گرفته شده از نواحی مختلف و با بزرگ‌نمایی‌های متفاوت از مقاطع، اندازه‌گیری شده و مقدار میانگین به‌همراه انحراف معیار گزارش شد.

۲-۶- عملیات حرارتی و آزمایش کشش گرم

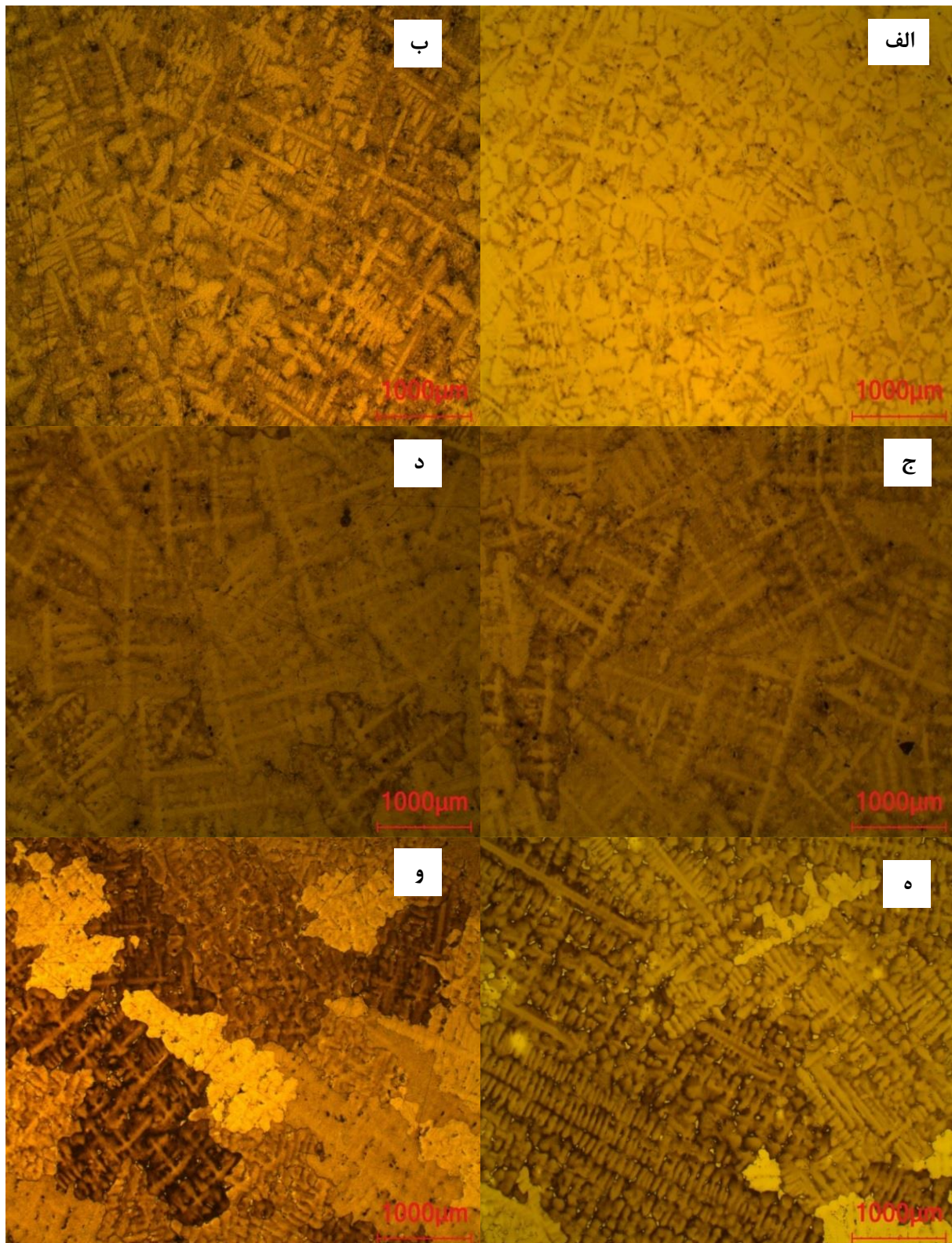
پس از ریخته‌گری پره‌های توربین، به منظور حذف یوتکتیک و ریزجدایش عناصر ناشی از انجماد جهت دار و همچنین بهینه‌سازی اندازه، مورفولوژی و توزیع رسوب‌های گاما پرایم (γ') بکارگیری عملیات حرارتی الزامی است [۱۴]. در نتیجه مقاطع استخراج شده جهت آزمایش کشش گرم، قبل از آماده‌سازی، به جهت یکنواخت شدن خواص و همچنین حصول نتیجه مطلوب از لحاظ ریزساختاری، تحت عملیات حرارتی انحلال و پیرسازی قرار گرفتند. عملیات حل‌سازی در دمای ۱۲۱۵ درجه سانتیگراد به مدت یک ساعت و عملیات حرارتی پیرسازی در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتیگراد به مدت زمان ۶ ساعت انجام شد. هر دو سیکل در اتمسفر محافظ گاز آرگون انجام شدند. بدین منظور از یک کوره اتمسفریک ساخت شرکت آتبین مدل AIR 400 استفاده شد. همان‌طور که در شکل (۳-الف) به صورت شماتیک نشان داده شده است، نمونه‌های آزمایش کشش گرم تقریباً از وسط نمونه‌های انجماد جهت‌دار شده استخراج و بر اساس استاندارد DIN 50125 آماده‌سازی شد. جهت اطمینان از عدم وجود عیوب داخل و خارج سطح، از آزمایش‌های رادیوگرافی و آزمایش مایع نافذ استفاده شد. نتایج این آزمایش‌ها نشان داد که نمونه‌های ریختگی و آماده‌سازی شده، عاری از هر گونه عیب بودند. دستگاه مورد استفاده برای انجام آزمایش کشش گرم ساخت شرکت ریختگی و آماده‌سازی شده، عاری از هر گونه عیب بودند. دستگاه مورد استفاده برای انجام آزمایش کشش گرم ساخت شرکت سانتی‌گراد انتخاب شد. آزمایش بر اساس استاندارد BS EN 2002-2 و با نرخ کرنش ۰/۰۰۵ بر دقیقه انجام شد.

۳- نتایج و بحث

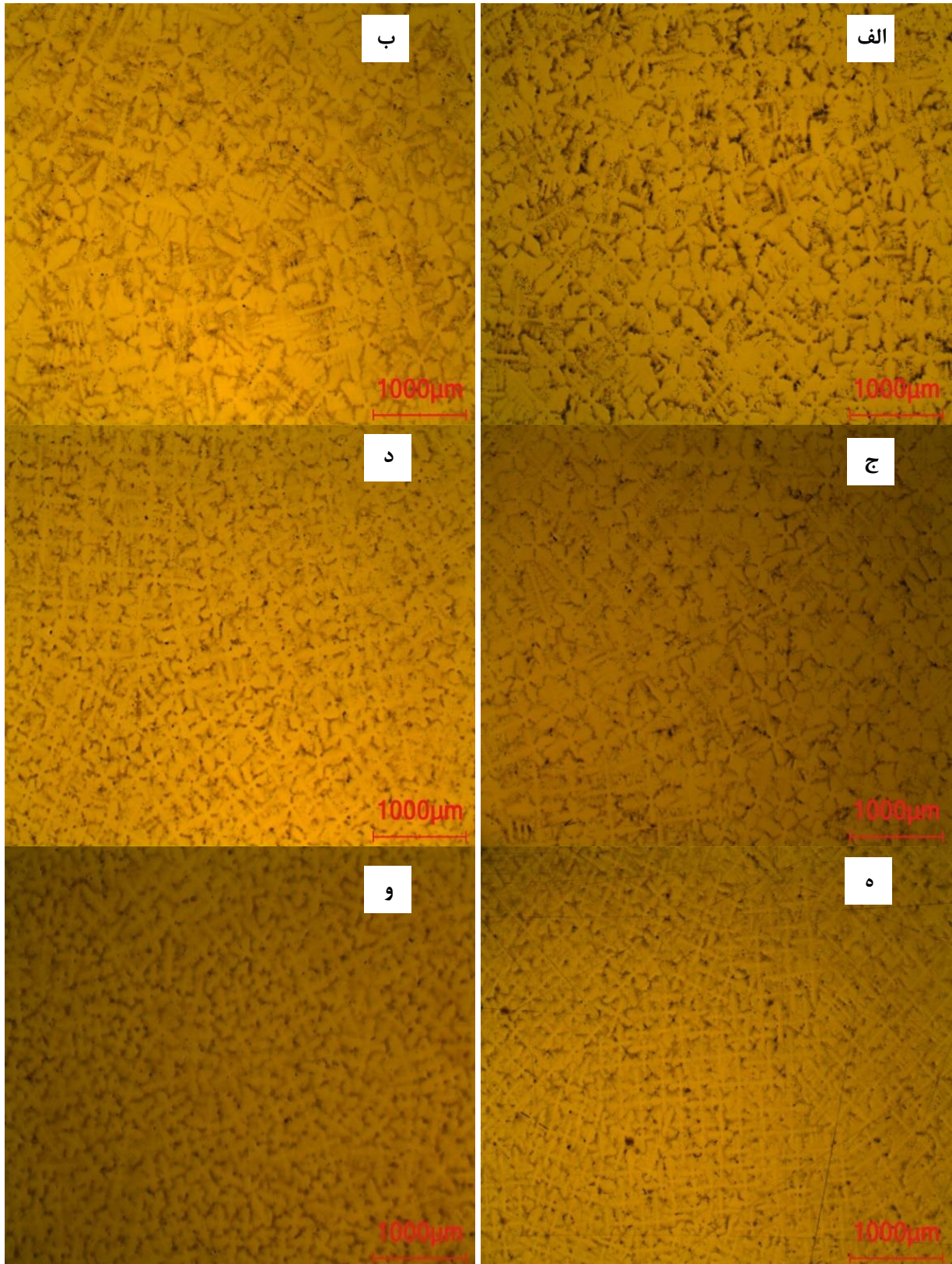
۳-۱- ریزساختارهای دندریتی

تصاویر میکروسکوپی مقاطع عرضی نمونه‌های جهت‌دار با قطرهای متفاوت که با سرعت بیرون‌کشی ۱/۵ میلی‌متر بر دقیقه

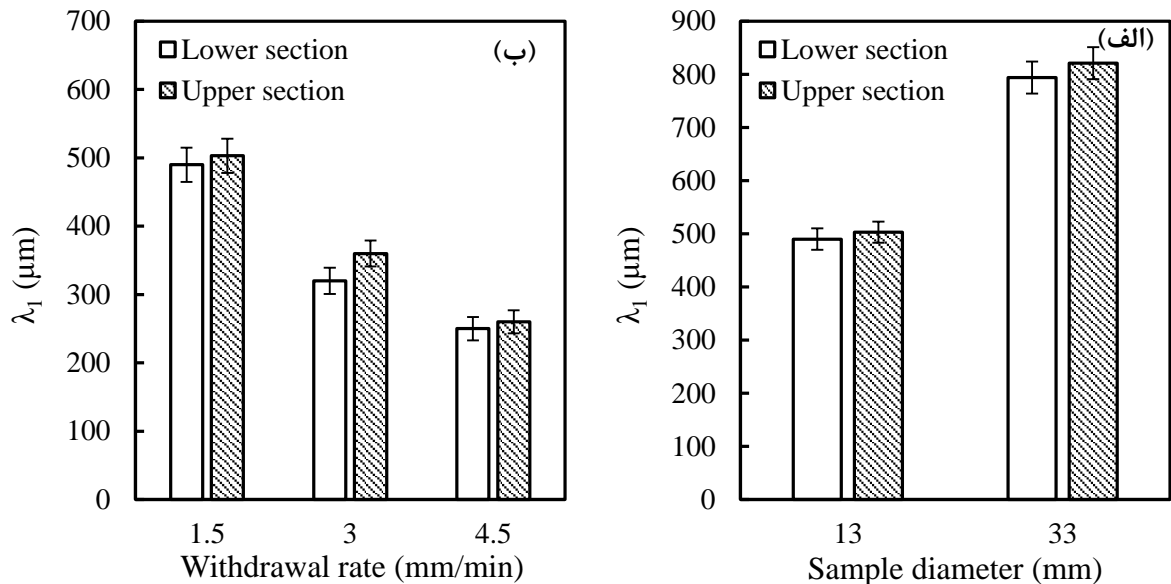
^۱ Energy dispersive spectroscopy



شکل ۴- تصاویر میکروسکوپی نوری از مقاطع عرضی نمونه‌های جهت‌دار منجمد شده با سرعت بیرون‌کشی ۱/۵ میلی‌متر بر دقیقه و با قطرهای: الف و ب) ۱۳، ج و د) ۳۳، ه و و) ۵۵ میلی‌متر. تصاویر الف، ج و ه از مقطع بالا و تصاویر ب، د و و از مقطع پایین تهیه شده‌اند.



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی مقاطع عرضی نمونه‌های جهت‌دار منجمد شده به قطر ۱۳ میلیمتر و با سرعت‌های بیرون کشی:
الف و ب (۱/۵، ج و د) ۳، ه و و) ۴/۵ میلیمتر بر دقیقه. تصاویر الف، ج و ه از مقطع بالا و تصاویر ب، د و و از مقطع پایین تهیه شده‌اند.



شکل ۶- تغییرات فاصله بازوهای اولیه دندریت: الف- بر حسب قطر نمونه در نمونه‌های منجمد شده با نرخ ۱/۵ میلی‌متر بر دقیقه و ب- بر حسب سرعت بیرون‌کشی در نمونه‌های با قطر ۱۳ میلی‌متر.

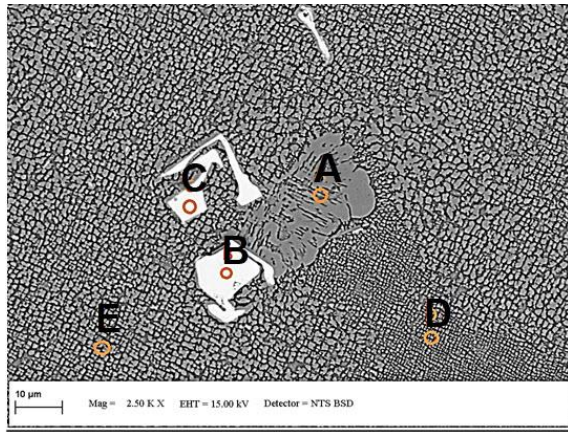
تحقیق بیشتر از تاثیر تغییر سرعت بیرون‌کشی است که احتمالا به دلیل تفاوت در میزان تاثیر این عوامل بر مقادیر تحت تبرید و فوق اشباع است.

۳-۳- آنالیز عنصری

در شکل (۸)، ریزساختار مقطع عرضی نمونه با قطر ۳۳ میلی‌متر که با سرعت بیرون‌کشی ۱/۵ میلی‌متر بر دقیقه منجمد شده است، مشاهده می‌شود. علاوه بر این، در این شکل نتایج آنالیز عنصری EDS از پنج منطقه مختلف آورده شده است. اجزاء ریزساختاری شامل فاز یوتکتیک گاما/گاما پرایم، کاربید MC و فاز گاما پرایم رسوب کرده در بدنه اصلی و فضای بین دندریت‌ها است. نقطه A، با توجه به مورفولوژی آن و همچنین آنالیز به دست آمده که در آن افزایش میزان عناصر Ti و Ta مشاهده می‌شود، بیان‌گر یک حوضچه یوتکتیک γ/γ' رزت شکل در مناطق بین‌دندریتی است [۲۰]. تشکیل یوتکتیک γ/γ' در مرحله آخر انجماد به شدت به جدایش ریز عناصر Ti، Ta و Al وابسته است [۲۱]. با توجه به آنالیز عنصری بدست آمده از نقاط B و C و همچنین توجه به مورفولوژی آنها، می‌توان نتیجه گرفت که این فازهای سفید رنگ، کاربیدهای MC هستند که M در آنها عنصرهای Ta، Ti و W است [۲۲، ۲۳]. آنالیز نقاط عناصر مذکور مخصوصا Ta در آنالیزها مشخص است. آنالیز نقاط D و E در شکل (۸) به ترتیب مشخص کننده آنالیز ترکیب شیمیایی در بدنه اصلی بازوی دندریت (E) و فضای بین دندریت (D) است. همان‌طور که در تصویر دیده می‌شود، گاما پرایم‌های موجود در فضاهای بین‌دندریتی به صورت کاملا مشخص از

۳-۲- مورفولوژی و اندازه فاز گاما پرایم

گاما پرایم فاز اصلی استحکام بخش در سوپر آلیاژهای پایه نیکل است و عمدتا به صورت مکعبی شکل بر روی بازوهای دندریت و فضاهای بین دندریتی دیده می‌شود [۱۷]. شکل (۷) تصاویر SEM مقاطع عرضی نمونه‌ها با سرعت‌های بیرون‌کشی ۱/۵ و ۴/۵ میلی‌متر بر دقیقه با قطر ثابت ۱۳ میلی‌متر و همچنین قطر ۳۳ میلی‌متر و سرعت بیرون‌کشی ۱/۵ میلی‌متر بر دقیقه را نشان می‌دهد. دیده می‌شود که اندازه ذرات γ' با افزایش سرعت بیرون‌کشی در قطر ثابت کاهش، و با افزایش قطر نمونه در سرعت بیرون‌کشی ثابت، افزایش یافته است. در مورد تاثیر سرعت بیرون‌کشی دلیل این امر اینست که نیروی محرکه جوانه‌زنی فاز γ' ، مقادیر تحت تبرید و فوق اشباع است. افزایش سرعت سرد کردن از طریق افزایش سرعت بیرون‌کشی، باعث افزایش تحت تبرید و افزایش سرعت جوانه‌زنی و کاهش زمان رشد می‌شود که با کوچک شدن ذرات γ' همراه است [۱۷، ۱۸]. از طرفی درجه هم‌سیمایی بین زمینه گاما و رسوب گاما پرایم در فضای بین دندریتی به علت پدیده جدایش و غنی‌شدن عناصر تشکیل دهنده گاما پرایم (Al، Ti و Ta) کاهش می‌یابد. این کاهش هم‌سیمایی باعث افزایش درجه فوق اشباع و به تبع آن افزایش سرعت رشد فاز گاما پرایم در این ناحیه می‌شود [۱۹، ۲۰]. همچنین همان‌طور که قبلا توضیح داده شد، کاهش قطر نمونه باعث افزایش گرادیان دمایی می‌شود که خود میزان تحت تبرید را افزایش داده و به علت افزایش سرعت جوانه‌زنی و کاهش زمان رشد، باعث ریزتر شدن رسوب‌های گاما پرایم می‌شود. این تصاویر نشان می‌دهند که تاثیر تغییر قطر بر اندازه رسوب‌ها در این



	Ni	Ta	Ti	Co	Al	Cr	W	Mo
A	68.6	7.4	7.1	6.4	4.8	3.5	2.2	-
B	1.6	67.9	19.3	-	-	0.7	8.3	2.2
C	1.7	71.0	20.3	-	-	-	7.0	-
D	62.9	6.7	5.6	7.7	5.1	7.7	4.3	-
E	67.3	5.7	4.9	7.0	4.1	7.6	3.4	-

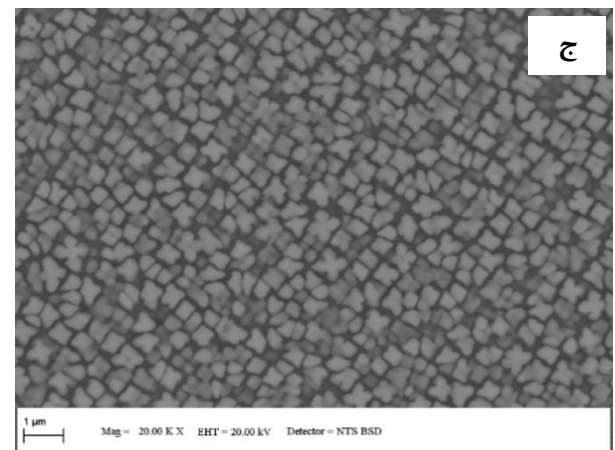
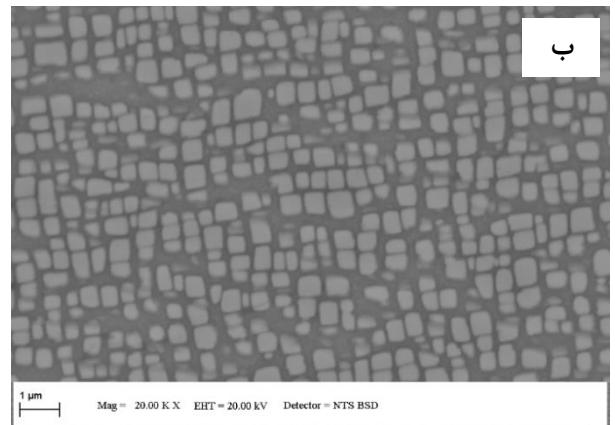
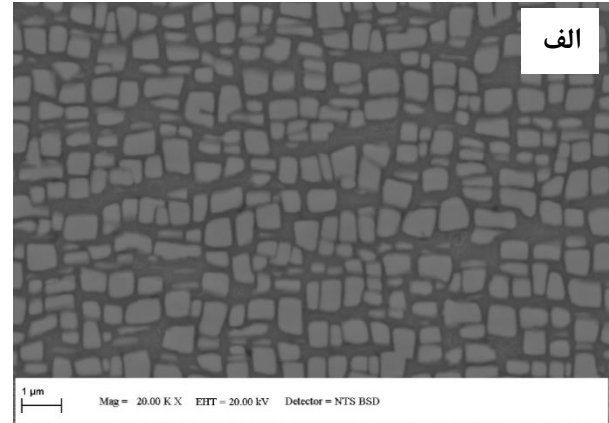
شکل ۸- تصویر SEM از مقطع عرضی نمونه با قطر ۳۳ میلیمتر و سرعت بیرون کشی ۱/۵ میلیمتر بر دقیقه به همراه نتایج آنالیز EDS به درصد وزنی.

۳-۴- آزمایش کشش گرم

در شکل (۹-الف)، نمودارهای آزمایش‌های کشش گرم انجام شده در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد بر روی نمونه‌های منجمد شده با سرعت ثابت ۱/۵ میلیمتر بر دقیقه آورده شده است. این نمودارها به وسیله نرم‌افزار اکسل و میانگین نقاط استحکام‌های تسلیم و کششی بدست آمده از آزمایش و به جهت امکان مقایسه با یکدیگر، ترسیم شده‌اند. در شکل (۹-ب)، نتایج آزمایش کشش گرم نمونه‌های با قطر ثابت ۱۳ میلیمتر و سرعت‌های بیرون کشی ۱/۵، ۳ و ۴/۵ میلیمتر بر دقیقه آورده شده است. میانگین نتایج آزمایش کشش گرم برای نمونه‌ها و شرایط مختلف در جدول (۲) خلاصه شده است.

مطابق جدول (۲) دیده می‌شود که با کاهش قطر نمونه در سرعت بیرون کشی ثابت، استحکام‌های تسلیم و کششی گرم افزایش می‌یابد. درصد ازدیاد طول نیز با کاهش قطر نمونه از ۵۵ به ۳۳ میلیمتر افزایش یافته و پس از آن ثابت مانده است. علت افزایش استحکام و انعطاف‌پذیری با کاهش قطر نمونه کاهش فاصله بین بازوهای دندریتی است. علاوه بر این، جدول (۲) نشان می‌دهد که با افزایش سرعت بیرون کشی استحکام گرم ماده افزایش یافته است. این افزایش استحکام به افزایش سرعت سرد شدن ماده ناشی از نرخ بیشتر بیرون کشی بر می‌گردد. نتایج نشان می‌دهند که تاثیر سرعت بیرون کشی بر روی استحکام نهایی، بیشتر از استحکام تسلیم است. با این وجود، تغییر سرعت بیرون کشی در یک قطر ثابت تاثیر محسوسی بر انعطاف‌پذیری گرم ماده نداشته است. در سرعت ۴/۵ میلیمتر بر دقیقه، میانگین استحکام تسلیم به ۸۲۴ مگاپاسکال و استحکام کششی به ۱۲۲۷ مگاپاسکال رسیده است که با در نظر گرفتن سیکل عملیات حرارتی انحلال

گام‌پرایم‌های موجود در بدنه اصلی دندریت، کوچک‌تر هستند. علت این پدیده، پس‌زده شدن بیشتر عناصر محلول به فضای بین‌دندریتی در حین رشد جبهه انجماد و در نتیجه فوق‌اشباع تحت تبرید غلظتی بالاتر در این مناطق است.



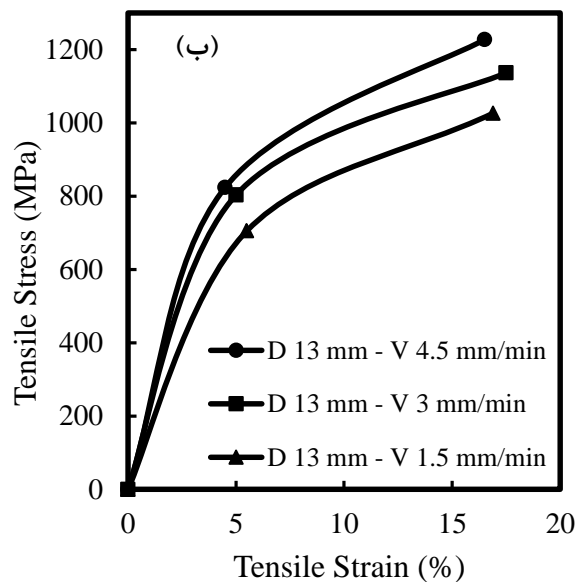
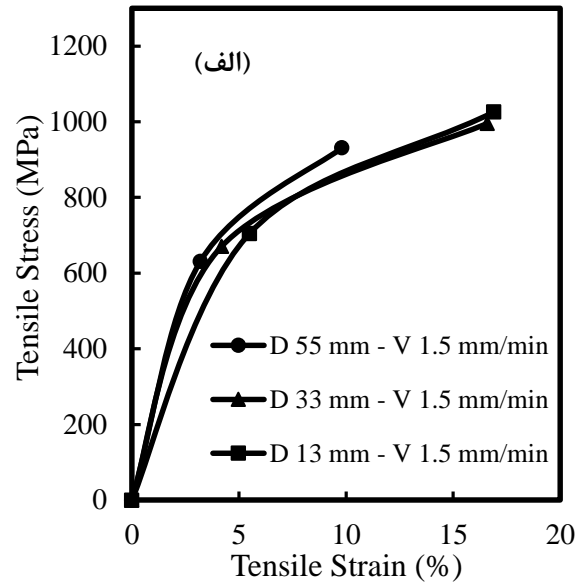
شکل ۷- تصاویر میکروسکوپی الکترونی مقاطع عرضی نمونه‌های جهت‌دار منجمد شده: (الف) قطر ۳۳ میلیمتر و با سرعت بیرون کشی ۱/۵ میلیمتر بر دقیقه، (ب) قطر ۱۳ میلیمتر و با سرعت بیرون کشی ۱/۵ میلیمتر بر دقیقه، (ج) قطر ۱۳ میلیمتر و با سرعت بیرون کشی ۴/۵ میلیمتر بر دقیقه.

جدول ۲- نتایج آزمایش کشش گرم در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد

ازدیاد طول (%)	استحکام کششی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	نمونه	
			سرعت بیرون کشی (mm/min)	قطر (mm)
۹/۸	۹۳۱	۶۳۱	۱/۵	۵۵
۱۶/۵	۹۹۶	۶۷۱	۱/۵	۳۳
۱۶/۹	۱۰۲۶	۷۰۵	۱/۵	۱۳
۱۷/۵	۱۱۳۶	۸۰۳	۳	۱۳
۱۶/۵	۱۲۲۷	۸۲۴	۴/۵	۱۳

افزایش یابد. کاهش فاصله بازوهای دندردیتی خود تابعی از سرعت سرد شدن است. در نتیجه، افزایش سرعت سرد شدن، نه تنها سبب کاهش فاصله بازوهای دندردیتی می‌شود، بلکه سبب می‌شود که اندازه فازهای ثانویه شکننده‌تر کمتر شود و ذرات کروی‌تری تشکیل شوند. این امر سبب می‌شود که ترک خوردن این ذرات در طی حرکت نابجایی‌ها با تنش بیشتری رخ دهد و سبب بهبود استحکام شود. از طرفی همین امر سبب می‌شود که شکل‌پذیری نیز افزایش یابد [۱۱]. عامل دیگری که سبب افزایش خواص مکانیکی با کاهش فاصله بازوهای دندردیتی می‌شود، تاثیر آن بر توزیع فازهای ثانویه است. بیشتر فازهای ثانویه، در مراحل انتهایی انجماد از مذاب نهایی جدا شده که از عناصر آلیاژی غنی است، به وجود می‌آیند. این فازها عموماً شکننده هستند و همان‌طور که گفته شد، ترک خوردن آن‌ها سبب شکست می‌شود. پس از رشد دندردیت‌ها، مذاب غنی شده‌ی بین دندردیتی منجمد می‌شود. هرچه فاصله بازوهای دندردیتی کاهش یابد، توزیع این ذرات مناسب‌تر می‌شود. یعنی خوشه‌ای شدن این ذرات در کنار هم کمتر شده و ساختار یکنواخت‌تری به وجود می‌آید [۲۴، ۲۰]. به عبارت دیگر، مناطق بین‌دندردیتی از عناصر آلیاژی تمیزتر بوده و مناطق بین‌دندردیتی مناسب‌تری وجود دارد. از طرفی، فاصله بازوهای اولیه دندردیتی با اندازه دانه رابطه مستقیم دارد. هرچه این فاصله کمتر شود، دانه‌ها کوچکتر می‌شوند. طبق رابطه هال-پچ با کاهش اندازه دانه، استحکام افزایش می‌یابد. در تحقیقی دیگر [۲۵] گزارش شده است که کاهش فاصله بازوهای دندردیتی سبب افزایش کارسختی می‌شود، که دلیل آن توزیع مناسب فاز ثانویه در بین بازوهای دندردیتی است. این توزیع مناسب حرکت نابجایی‌ها را سخت‌تر کرده و سبب افزایش توان کارسختی می‌شود. به علاوه، در انجماد جهت‌دار قابل مشاهده است که با افزایش سرعت انجماد، تعداد دانه‌های ستونی در یک نمونه بیشتر و استحکام افزایش می‌یابد.

و پیرسختی انجام شده، استحکام بسیار بالایی برای آلیاژ PWA 1483 در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد محسوب می‌شود.



شکل ۹- نمودارهای آزمایش کشش گرم برای: الف- نمونه‌های منجمد شده با سرعت ثابت ۱/۵ میلی‌متر بر دقیقه و قطرهای مختلف و ب- نمونه‌های با قطر ثابت ۱۳ میلی‌متر و سرعت‌های مختلف.

به صورت کلی، خواص ریزساختاری در حالت ریخته‌گری به فاصله بازوهای دندردیتی وابسته است. کاهش فاصله بازوهای دندردیتی سبب اصلاح ریزساختار می‌شود. خواص مکانیکی تابع حرکت نابجایی‌ها است. هرچه این حرکت سخت‌تر شود، استحکام نمونه افزایش می‌یابد. در آلیاژهای ریخته‌گری این حرکت تابع فاصله بازوهای دندردیتی است. هرچه این فاصله کمتر شود، نابجایی‌ها سخت‌تر حرکت می‌کنند. این پدیده سبب می‌شود که استحکام

۴- نتیجه گیری

در تحقیق حاضر اثر قطر نمونه و سرعت بیرون کشی بر ریزساختار و خواص مکانیکی سوپر آلیاژ PWA 1483 انجماد جهت دار شده به روش بریجمن مطالعه شد. نتیجه گیری به شرح زیر است:

۱- در نمونه‌های با قطر ۱۳ میلیمتر، افزایش سرعت بیرون کشی از ۱/۵ به ۴/۵ میلیمتر بر دقیقه موجب کاهش فاصله بازوهای دندریتی اولیه از حدود ۵۰۰ میکرومتر به ۲۵۰ میکرومتر شد. در نرخ بیرون کشی ثابت ۱/۵ میلیمتر بر دقیقه، با افزایش قطر نمونه از ۱۳ به ۳۳ میلیمتر فاصله بازوهای دندریتی اولیه از ۵۰۰ میکرومتر به حدود ۸۱۰ میکرومتر افزایش یافت. ریزساختار نمونه با قطر ۵۵ میلیمتر متشکل از دانه‌های ستونی نبود و به شکل هم محور منجمد شد.

۲- با افزایش سرعت بیرون کشی در نمونه‌های با قطر یکسان، اندازه رسوب‌های γ' کاهش یافت. در حالیکه در یک سرعت بیرون کشی ثابت، افزایش قطر نمونه موجب افزایش اندازه رسوب‌های γ' شد.

۳- رسوب‌های γ' تشکیل شده در منطقه بین دندریتی کوچک‌تر از رسوب‌های تشکیل شده در هسته دندریت بودند.

۴- در یک سرعت بیرون کشی ثابت با کاهش قطر نمونه استحکام گرم و انعطاف‌پذیری ماده افزایش یافت. علاوه بر این، افزایش سرعت بیرون کشی نمونه‌های با قطر یکسان نیز با افزایش استحکام گرم همراه بود. با این وجود، انعطاف‌پذیر ماده به طور محسوسی با تغییر سرعت بیرون کشی تغییر نکرد.

مراجع

- [1] Spinelli J.E., Rosa D.M., Ferreira I.L., Garcia A., Influence of melt convection on dendritic spacings of downward unsteady-state directionally solidified Al-Cu alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 2004;383(2) 271-82.
- [2] Çadırı E., Ulgen A., Günüz M., Directional solidification of the aluminium-copper eutectic alloy, *Materials Transactions*, 1999, 40(9) 989-96.
- [3] فلاح پ.، کبریایی ا.، وره‌رام ن.، بررسی اثر رسوب سختی بر ساختار انجماد جهت‌دار یافته سوپرآلیاژ پایه نیکل GTD-111، پژوهشنامه ریخته‌گری، ۱۳۹۶، (۲) ۱۰۹-۱۲۰.
- [4] آنتانسیان س.، شبستری س.، اصغرزاده پ.، بررسی تاثیر عوامل انجمادی بر ویژگی‌های ریزساختاری و سختی آلیاژ آلومینیم-آهن تولید شده با فرآیند انجماد جهت‌دار در کوره بریجمن، پژوهشنامه ریخته‌گری، ۱۳۹۶، (۱) ۸-۱.
- [5] Geying A., Lixin L., Dendrite spacing in unidirectionally solidified Al-Cu alloy, *Journal of Crystal Growth*, 1987, 80(2) 383-92.
- [6] Jianfei Z., Xuewei M., et al., Influence of growth rate on microstructural length scales in directionally solidified NiAl-Mo hypo-eutectic alloy, *Journal of Metals*, 2016, 68, 178-184.
- [7] Gündüz M., Çadırılı E., Directional solidification of aluminium-copper alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 327(2) 167-85.
- [8] Lu S.Z., Hunt J.D., A numerical analysis of dendritic and cellular array growth, *Journal of Crystal Growth*, 1992, 123(1-2) 17-34.
- [9] Li L., Overfelt R.A., Influence of directional solidification variables on the cellular and primary dendrite arm spacings of PWA1484, *Journal of Materials Science*, 2002, 37(16) 3521-3532.
- [10] Wang F., Ma D., Mao Y., Bogner S., Bührig-Polaczek A., Influence of the size effect on the microstructures of the DWDS- and Bridgman-solidified single-crystal CMSX-4 superalloy, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2016, 47(1) 76-84.
- [11] Garcia-Garcia G., Espinoza-Cuadra J., Mancha-Molinar H., Copper content and cooling rate effects over second phase particles behavior in industrial aluminum-silicon alloy, *Materials and Design*, 2007, 28(2) 428-33.
- [12] Jihua C., Juying W., Hongge Y., Bin S., Xueqiang P., Effects of cooling rate and pressure on microstructure and mechanical properties of sub-rapidly solidified Mg-Zn-Sn-Al-Ca alloy, *Materials and Design*, 2013, 45, 300-307.
- [13] Ma D., Wang F., Gou J., Xu W., Single crystal castability and undercoolability of PWA1483 superalloy, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2019.
- [14] Xuan W., Du L., et al., Investigation on microstructure and creep properties of nickel based single crystal superalloys PWA1483 during heat treatment under an alternating magnetic field, *Materials Science and Engineering A*, 2019, 762, 138087.
- [15] Siqueira C.A., Cheung N., Garcia A., Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002 33(7) 2107-2118.
- [16] Lamm M., Singer R.F., The effect of casting conditions on the high-cycle fatigue properties of the single-crystal nickel-base superalloy PWA 1483, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(6) 1177-1183.
- [17] Wang F., Ma D., et al., Effect of solidification parameters on the microstructures of superalloy CMSX-6 formed during the downward directional solidification process, *Journal of Crystal Growth*, 2014, 389, 47-54.
- [18] Fu H.Z., Liu L., Progress of directional solidification in processing of advanced materials, *Materials Science Forum*, 2005, 475-479, 607-612.
- [19] Kotval P.S., The microstructure of superalloys, *Metallography*, 1969, 1(3-4) 251-285.
- [20] Sabol G.P., Stickler R., Microstructure of nickel-based superalloys, *Physica Status Solidi*, 1969, 35(1) 11-52.
- [21] Seo S.M., Lee J.H., et al., A comparative study of the γ/γ' eutectic evolution during the solidification of Ni-base superalloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42, 3150-3159.
- [22] Seo S.M., Kim I.S., et al., Eta phase and boride formation in directionally solidified Ni-base superalloy IN792 + Hf, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38, 883-893.
- [23] Donachie M.J., Donachie S.J., *Superalloys: A Technical Guide*, 2nd Edition, ASM International, Materials Park, OH, 2002.
- [24] Campbell J., *Castings*, 2nd ed., Butterworth-Heinemann, Oxford, 2003.
- [25] Ochoa F., Williams J.J., Chawla N., The effects of cooling rate on microstructure and mechanical behavior of Sn-3.5Ag solder, *Journal of Metals*, 2003, 55(6) 56-60.



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Effect of Sample Diameter and Withdrawal Rate on Microstructure and Hot Tensile Behavior of Directionally Solidified PWA 1483 Superalloy

Alireza Sanjari¹, Mohamad Moazami Godarzi^{2*}, Alireza Khodabandeh²

1. M.Sc. Student, 2. Assistant Professor,

Department of Materials Engineering, Science and Research branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran.

* Corresponding Author: moazami@srbiau.ac.ir

Paper history:

Received: 12 July 2019

Accepted: 14 September 2019

Abstract:

Microstructure and mechanical properties of a PWA 1483 superalloy directionally solidified in a Bridgman furnace are investigated. The effects of sample diameter, i.e. 13, 33 and 55 mm, and withdrawal rate, i.e. 1.5, 3 and 4.5 mm/min, on primary dendrite arm spacing were evaluated using standard metallographic techniques. Morphology and size of different microstructural constituents were studied by the scanning electron microscopy. Hot tensile tests at 850 °C was utilized to evaluate the mechanical properties of the heat treated samples. While primary dendrite arm spacing decreased with increasing withdrawal rate, it increased with increasing sample diameter. The cubic gamma prime precipitates formed in the interdendritic region were smaller than those formed in the dendrite core. The hot tensile strength of aged samples increased with reduced sample diameter and increased withdrawal rate. In addition, the reduction of sample diameter resulted in increasing of the hot ductility. However, the tensile ductility did not change significantly with the withdrawal rate.

Keywords:

PWA 1483 superalloy,
Directional Solidification,
Dendrite arm spacing,
Gamma prime precipitates,
Hot tensile strength.

Please cite this article using:

Alireza Sanjari, Mohamad Moazami Godarzi, Alireza Khodabandeh, Effect of Sample Diameter and Withdrawal Rate on Microstructure and Hot Tensile Behavior of Directionally Solidified PWA 1483 Superalloy, in Persian, Founding Research Journal, 2019, 3(3) 175-185.

DOI: 10.22034/frj.2019.194045.1094