

تأثیر نوع فرآیند ذوب مجدد بر ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ پایه نیکل ریختگی IN100

امیر جعفری^{۱*}، سید مهدی عباسی^۲، مریم مرکباتی^۳، معصومه سیف‌اللهی^۴

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۲- دانشیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۳ و ۴- استادیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

*Amirjafari2011@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۹۲/۰۸/۲۵، تاریخ پذیرش: ۹۲/۰۹/۳۰)

چکیده

هدف از پژوهش حاضر بررسی اثر فرآیندهای ذوب مجدد ESR (ذوب مجدد تحت سرباره الکتریکی) و VAR (ذوب مجدد تحت خلأ با قوس الکتریکی) بر تغییرات ریزساختار و سختی سوپرآلیاژ پایه نیکل ریختگی IN100 می‌باشد. نتایج بررسی‌ها بیانگر آن است که شمش VAR شده نسبت به شمش ESR شده، جدایش کمتری از عناصر Al و Ti و در نتیجه کسر حجمی کمتری از فاز یونکتیک γ/γ' را داراست. علاوه بر این سختی شمش VAR شده بیشتر از شمش ESR شده است که علت آن ناشی از کسر حجمی بیشتر (حدود ۸ درصد) و اندازه کمتر (حدود ۱۰ نانومتر) فاز γ' اولیه در شمش VAR شده است. همچنین بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که مورفولوژی و کسر حجمی فاز γ' ثانویه و کاربیدهای اولیه MC تحت تأثیر عملیات ذوب مجدد قرار نگرفته است.

واژه‌های کلیدی:

سوپرآلیاژ IN100، فرآیند ذوب مجدد VAR، فرآیند ذوب مجدد ESR، γ' اولیه، γ' ثانویه، یونکتیک γ/γ' ، سختی.

۱- مقدمه

ذوب القایی در خلأ (VIM) است. از جمله مزایای این روش، مخلوط‌سازی بسیار مناسب مذاب و ایجاد ترکیب شیمیایی و ریزساختار همگن در اثر برقراری نیروهای الکترودینامیکی مغناطیسی در کوره می‌باشد. نحوه انجماد مذاب را نمی‌توان بوسیله این روش کنترل کرد و شمش حاصل از این روش عموماً حاوی تخلخل و جدایش می‌باشد [۴-۵]. با توجه به رشد تقاضا برای افزایش تمیزی و همگنی ساختار شمش سوپرآلیاژها، این

سوپرآلیاژ IN100 یکی از سوپرآلیاژهای پایه نیکل است که به دلیل استحکام دما بالا و استحکام گسیختگی مطلوب، در نازل‌ها، تیغه‌ها، پره‌های توربین جت هوایی و در ساخت قالب‌های آهنگری، در دمای حدود ۹۸۰ درجه سانتیگراد استفاده می‌شود. این سوپرآلیاژ به صورت ریخته‌گری تولید شده و دارای قابلیت پیرسازی می‌باشد [۱-۳].

روش متداول برای ساخت شمش سوپرآلیاژها، استفاده از کوره

به خصوص مراحل دوم و سوم عمر خرسی تأثیر منفی گذاشته و آنها را کاهش می‌دهد [۱۰]. با توجه به موارد بیان شده، ریزساختار سوپرآلیاژ IN100 وابستگی شدیدی به تاریخچه ریخته‌گری دارد و می‌توان با انتخاب یک تاریخچه ریخته‌گری مناسب به بهترین ریزساختار و به طبع آن به خواص مکانیکی مطلوب دست یافت. تاکنون تلاش‌های زیادی [۱۱-۱۴] به منظور اصلاح ریزساختار سوپرآلیاژهای پایه نیکل کار شده از طریق تاریخچه ریخته‌گری و اعمال سیکل‌های عملیات حرارتی متفاوت که منجر به بهبود عملکرد آنها می‌شود، صورت گرفته است. از آنجایی که سوپرآلیاژ IN100، جزء سوپرآلیاژهای پایه نیکل ریختگی محسوب می‌شود و بیشتر تحقیقات صورت گرفته روی این سوپرآلیاژها درباره تأثیر عملیات ذوب مجدد بر درشت ساختار است، بنابراین مطالعات محدودی درباره تأثیر عملیات تصفیه بر ریزساختار این سوپرآلیاژ گزارش شده است. از این رو به دلیل کاربرد گسترده‌ی سوپرآلیاژ IN100، مطالعه حاضر به بررسی تغییرات سختی و ریزساختاری شامل تغییر مورفولوژی، اندازه و کسر حجمی فازهای مختلف در اثر عملیات ذوب مجدد ESR و VAR می‌پردازد.

۲- مواد و روش تحقیق

در تحقیق حاضر شمش مورد استفاده سوپرآلیاژ IN100 بوده که توسط فرآیند ذوب القایی تحت خلأ (VIM) تهیه شده و مذاب درون قالب فلزی استوانه‌ای شکل به قطر ۵۰ و ارتفاع ۶۰۰ میلیمتر ریخته‌گری گردید. قالب فلزی به دلیل افزایش سرعت انجماد و کم کردن جدایش‌ها از جمله جدایش ثقلی استفاده شد. به منظور یکسان بودن شرایط تصفیه مجدد، شمش اولیه حاصل از کوره VIM از وسط برش داده شد و یکی از نیمه‌ها به عنوان الکتروود در کوره ESR قرار گرفته و تحت سرباره‌ی $60\% \text{CaF}_2 - 20\% \text{Al}_2\text{O}_3 - 20\% \text{CaO}$ درون قالب مسی آبگرد استوانه‌ای به قطر ۷۰ و ارتفاع ۳۰۰ میلیمتر، ذوب گردید. ابعاد شمش ESR شده، استوانه‌ای به قطر ۷۰ و ارتفاع ۱۰۰ میلیمتر است. نیمه دیگر شمش نیز توسط فرآیند VAR تصفیه مجدد

امر تنها توسط روش ذوب و ریخته‌گری تحت خلأ قابل دستیابی نیست. لذا محصولات بدست آمده از VIM، عمدتاً به روش‌های ذوب مجدد، تصفیه می‌گردند. دو فرآیند عمده برای ذوب مجدد، فرآیندهای VAR و ESR می‌باشد [۶]. در هر دو فرآیند، شمش تولید شده توسط VIM به عنوان الکتروود اولیه استفاده می‌شوند، شمش تا درجه حرارت ذوب گرم شده و قطرات مذاب حاصل از ذوب الکتروود در پوته آبگرد مسی جمع و تحت شرایط کنترل شده منجمد می‌گردد. به دلیل متفاوت بودن روش‌های ذوب در ESR و VAR، سرعت انجماد و عیوب به وجود آمده در هر روش متفاوت بوده و می‌تواند تغییراتی را نیز در ریزساختار ایجاد نماید [۷].

ریزساختار سوپرآلیاژ IN100 در حالت ریختگی متشکل از چندین فاز از جمله: زمینه آستنیتی γ ، رسوب‌های همدوس و منظم γ_2 ($\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$) اولیه (۴۵۰ نانومتر) و ثانویه (۱۵-۳۰ نانومتر)، کاربیدهای اولیه MC و یوتکتیک γ/γ_2 می‌باشد [۳]. مقدار کسر حجمی فاز رسوبی γ_2 در این سوپرآلیاژ نسبت به دیگر سوپرآلیاژهای پایه نیکل ریختگی با استحکام متوسط، مانند IN713، بالاتر است. با افزایش کسر حجمی فاز γ_2 ، دمای انحلال آن نیز افزایش یافته و این موضوع باعث خواهد شد که آلیاژ استحکام خود را تا دماهای بالاتری حفظ نماید. ابعاد و مورفولوژی فاز γ_2 به تاریخچه ریخته‌گری و عملیات حرارتی سوپرآلیاژ وابسته است. کاربیدها در نمونه ریختگی به صورت $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ است. این کاربیدها از مذاب و یا در دماهای بالا پس از انجماد تشکیل می‌شوند. کاربید MC با مورفولوژی بلوکی یا کشیده در مرز دانه و یا به صورت مجزا و غیر همگن در فاز زمینه و اغلب در فضاهای بین دندریتی تشکیل می‌شود [۷]. کاربیدهای MC به علت تطابق کم با زمینه آلیاژ و شکل بلوکی آنها، به عنوان محل جوانه‌زنی ترک در موضع تمرکز تنش نظیر نوک دندریت‌ها عمل می‌کنند [۸]. از دیگر مشخصه‌های ریزساختاری این سوپرآلیاژ، فاز یوتکتیک γ/γ_2 است که حین انجماد ایجاد می‌شود. ابعاد و کسر حجمی این فاز به زمان انجماد و ترکیب شیمیایی آلیاژ بستگی دارد [۹]. این فاز بر خواص خزشی آلیاژ،

بررسی جدایش از آنالیز خطی میکروسکوپ الکترونی و برای تشخیص فازها از آنالیز EDS استفاده شد. به منظور تأثیر عملیات ذوب مجدد بر ساختار، از آزمون پراش اشعه ایکس (XRD) نیز استفاده گردید. دستگاه XRD ساخت شرکت INEL مدل EQUINOX3000 و لامپ دستگاه $\text{CuK}\alpha_1$ بوده و نرخ روبش آن 0.02° درجه بر دقیقه است. سختی نمونه‌ها نیز مطابق با استاندارد ASTM-E92-01 توسط دستگاه سختی سنجی مدل MH3 ساخت شرکت ESWAY با بار ثابت 30Kg انجام گرفت. همچنین سختی فازها توسط دستگاه میکروسختی SHIMADZU مدل HMV2000 اندازه‌گیری شد. بار وارد شده در این آزمون 1000 گرم و استاندارد مورد استفاده برای این آزمون ASTM E-384-01 می‌باشد. عدد سختی گزارش شده میانگین 5 اندازه‌گیری می‌باشد.

شد. ابعاد شمش VAR شده، استوانه‌ای به قطر 100 و ارتفاع 85 میلیمتر است. ترکیب شیمیایی شمش‌ها پس از هر مرحله ذوب بوسیله‌ی دستگاه Spark Emission Spectrometer با خطای $\pm 0.1\%$ درصد وزنی تعیین و در جدول ۱ ارائه شده است. نمونه‌های متالوگرافی به ابعاد $15 \times 15 \times 15$ میلیمتر از کناره شمش برش داده شد و آماده‌سازی مطابق با استاندارد ASTM E3-01 انجام شد. ریز ساختار آن‌ها توسط محلول اچ با ترکیب 10 گرم سولفید مس، 50 میلی‌لیتر اسید کلریدریک و 50 میلی‌لیتر آب آشکار (حکاکی) گردید. بررسی ریز ساختاری توسط میکروسکوپ نوری Olampya مدل BX51 و میکروسکوپ الکترونی روبشی TESCAN مدل XMU مجهز به طیف سنج پراش انرژی (EDS) با ولتاژ کاری 15Kv انجام گرفت. اندازه دانه مطابق با استاندارد ASTM-E112-01 و اندازه و کسر حجمی فازها به روش شمارش نقاط بر اساس استاندارد ASTM-E562-01 توسط نرم‌افزار Image Analyser محاسبه شد. برای

جدول (۱): ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژهای IN100 ریخته شده (درصد وزنی)

Casting Processes	Ni	Al	Ti	Cr	Co	Mo	C	V
VIM	پایه	۵/۲۰	۴/۵۱	۹/۸۵	۱۴/۵۸	۲/۹۳	۰/۱۷	۰/۹۱
VIM+ESR(VE) ^۱	پایه	۵/۱۳	۴/۲۲	۹/۵۷	۱۴/۴۸	۲/۹۱	۰/۱۷	۰/۸۱
VIM+VAR(VV) ^۱	پایه	۵/۱۲	۴/۳۴	۹/۷۲	۱۴/۴۹	۲/۹۰	۰/۱۵	۰/۹۰

۱ و ۲: کدگذاری نمونه‌ها بر اساس روش ذوب مجدد صورت گرفته است و در تمام متن مقاله از این کدهای اختصاری استفاده می‌شود.

۳- نتایج و بحث

بررسی ریزساختار سوپرآلیاژ IN100 حضور فاز زمینه γ ، γ' اولیه و ثانویه، کاربیدهای اولیه، یوتکتیک γ/γ' و جدایش‌ها را نشان می‌دهد، به همین دلیل در این بخش، تأثیر تاریخچه ریخته‌گری متفاوت بر فازهای موجود در ساختار و سختی آلیاژ مورد بررسی قرار می‌گیرد.

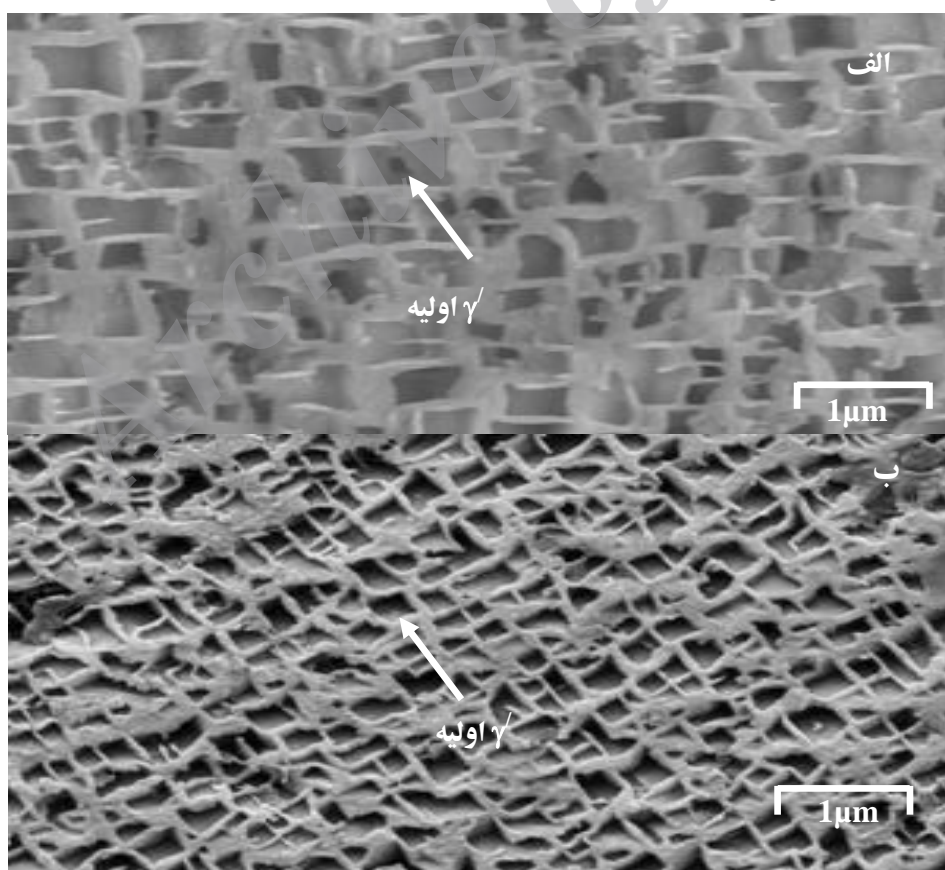
۳-۱- فاز γ' اولیه

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی رسوبات فاز γ' اولیه در نمونه‌های ریختگی، VE و VV در شکل ۱ نشان داده شده است. ابعاد و کسر حجمی این رسوبات اندازه‌گیری شده و نتایج آن در

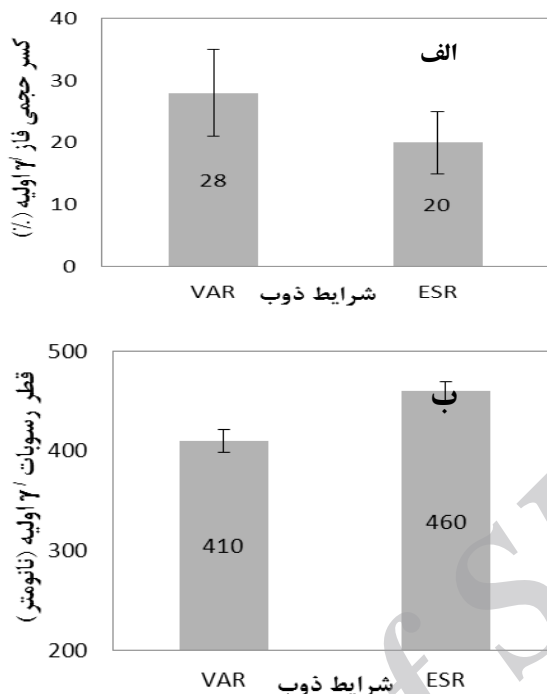
شکل ۲ به صورت نمودار تغییرات کسر حجمی (۲-الف) و اندازه قطر رسوبات γ' اولیه (۲-ب) بر حسب شرایط ریخته‌گری نشان داده شده است. همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود، کسر حجمی فاز γ' اولیه در شمش VV و VE به ترتیب برابر $28 \pm 9\%$ و $20 \pm 5\%$ و اندازه این رسوبات به ترتیب $410 \pm 9\text{nm}$ و $460 \pm 9\text{nm}$ است. فاز γ' اولیه در حین انجماد ایجاد شده و تحت تأثیر نحوه سرمایش از مذاب است. در سرمایش تعادلی به دلیل فرصت بیشتر برای نفوذ عناصر تشکیل دهنده γ' ، کسر حجمی γ' افزایش و مورفولوژی این فاز به سمت مکعبی کامل که بهترین نوع مورفولوژی برای این فاز رسوبی در سوپرآلیاژها است، پیش می‌رود [۱۵]. به دلیل انجماد غیر تعادلی (انجماد تحت سیستم

جدایش بیشتر می‌شود [۱۶]. بنابراین شمش حاصل از فرآیند ESR در مقایسه با VAR نسبت به تشکیل انواع جدایش حساس-تر است. بزرگ شدن اندازه فاز γ' در شمش VE نسبت به VV می‌تواند به دلیل کمتر بودن سرعت انجماد و بیشتر بودن عمق حوضچه مذاب و ضخامت ناحیه خمیری در روش ESR نسبت به روش VAR باشد. شکل ۳ نمودار پراش اشعه ایکس (XRD) نمونه‌های VE (الف) و VV (ب) را نشان می‌دهد. در هر دو نمودار، پیک‌های فازهای γ' و یوتکتیک γ/γ' مشاهده می‌شود. شدت پیک مربوط به فاز یوتکتیک γ/γ' در شمش VE از شمش دیگر بیشتر بوده و شدت پیک مربوط به فاز رسوبی γ' از شمش VV کمتر است؛ که این مهم تأیید کننده‌ی مطالب فوق درباره بیشتر بودن جدایش در شمش VE نسبت به شمش VV است. این شدت جدایش پتانسیل زمینه را برای تشکیل فاز استحکام بخش γ' کاهش می‌دهد.

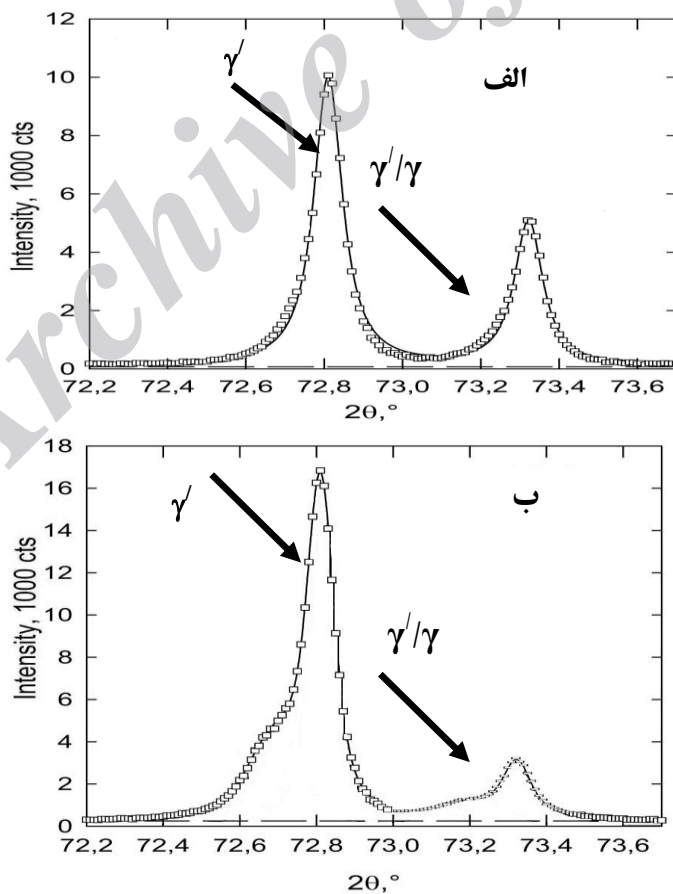
آبگرد) در فرآیندهای ESR و VAR این فاز، مورفولوژی و کسر حجمی مناسبی ندارد. دلیل اختلاف در کسر حجمی فاز رسوبی اولیه در شمش‌ها، جدایش بیشتر عناصر تشکیل دهنده γ' و تشکیل کسر حجمی بیشتر فاز یوتکتیک γ/γ' در شمش VE نسبت به شمش VV است. تشکیل یوتکتیک، باعث کاهش عناصر تشکیل دهنده فاز رسوبی γ' شده و پتانسیل زمینه برای تشکیل γ' را کاهش می‌دهد. به علت وجود سرباره به عنوان منبع حرارتی در ESR، ضخامت ناحیه خمیری در این فرآیند نسبت به VAR که از قوس الکتریکی به عنوان منبع حرارتی استفاده می‌کند، بیشتر است. در اثر این تفاوت در ماهیت دو فرآیند، می‌توان گفت که در یک سرعت ذوب ثابت و قطر بوته یکسان، عمق حوضچه مذاب ESR نسبت به VAR بیشتر است. ضخامت ناحیه خمیری و زاویه رشد جوانه جامد در مذاب عوامل تعیین کننده جدایش ناشی از ترکیب شیمیایی در مذاب هستند که هرچه ضخامت ناحیه خمیری افزایش و زاویه رشد کمتر شود،



شکل (۱): مورفولوژی فاز γ' اولیه در نمونه ریختگی شمش‌های (الف): VE، (ب): VV

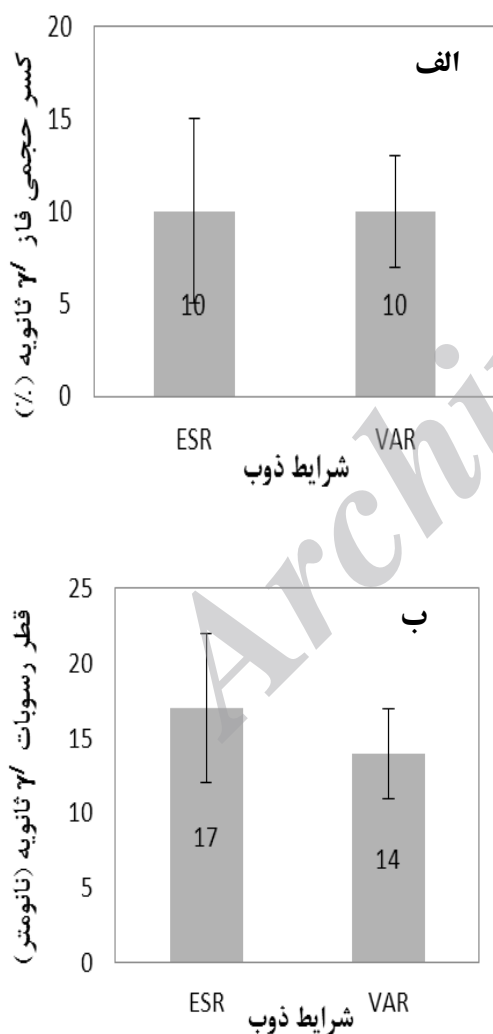


شکل (۲): نمودار تغییرات: (الف): کسر حجمی γ' اولیه، (ب): قطر رسوبات γ' اولیه برای شمش‌های مختلف ریختگی



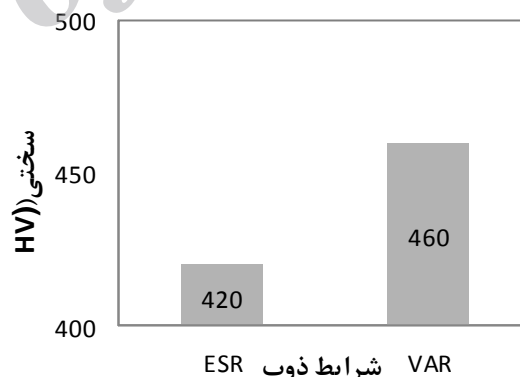
شکل (۳): نمودار پراش اشعه ایکس (XRD) نمونه ریختگی شمش‌های: (الف): VE، (ب): VV

رسوبات نیز در حدود 14 ± 5 nm در شمش VV و 17 ± 5 nm در شمش VE است. دلیل متفاوت بودن اندازه این ذرات به استعداد بیشتر زمینه شمش VE برای تشکیل رسوبات ثانویه به دلیل فوق اشباع بیشتر زمینه این شمش از عناصر تشکیل دهنده در اطراف رسوبات γ' اولیه در حین سرمایش سریع از دمای مذاب بوده که، منجر به وجود آمدن ذرات ثانویه با مورفولوژی کروی در میان ذرات اولیه مکعبی گردیده است. گزارش شده است [۷] که اندازه و توزیع رسوبات ثانویه متأثر از عملیات حرارتی است و کمتر تحت تاثیر تاریخچه ریختگی قرار می-گیرد.



شکل (۵): نمودار (الف): کسر حجمی، (ب): قطر رسوبات γ' ثانویه برای شمش های مختلف ریختگی

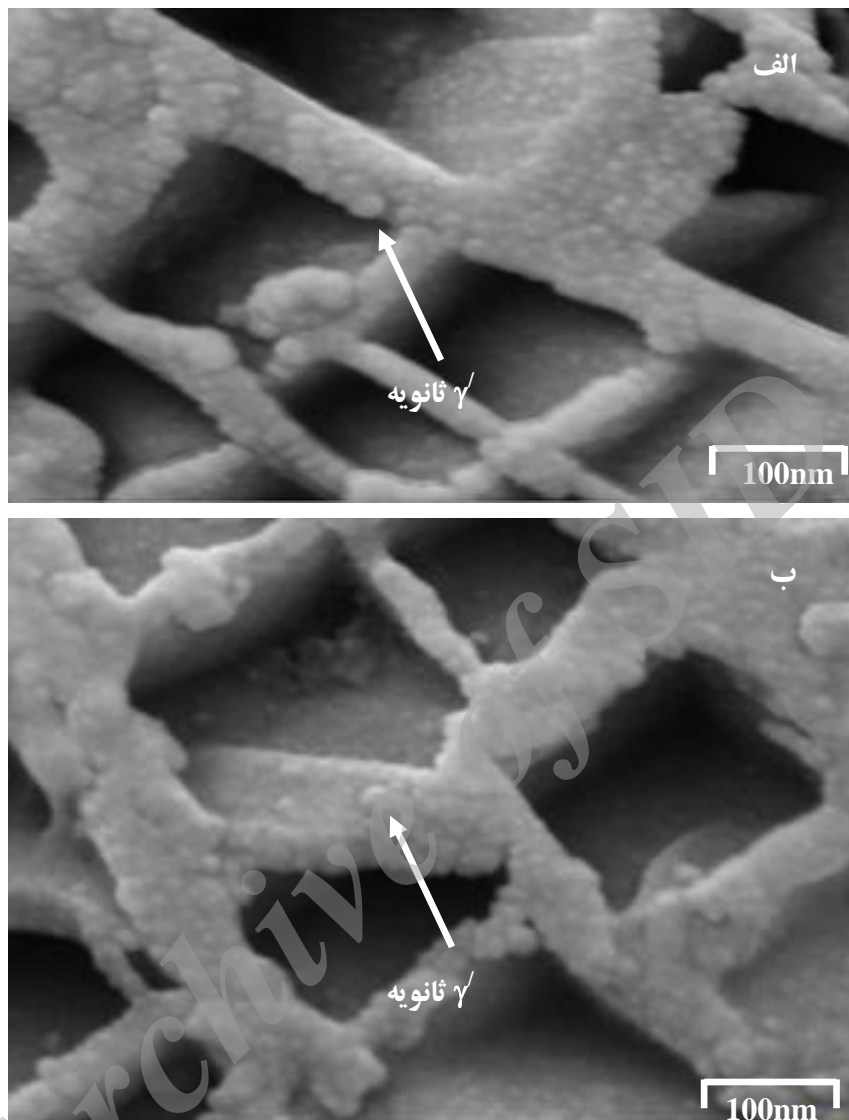
شکل ۴ نمودار سختی نمونه هایی که تحت عملیات ذوب مجدد متفاوت قرار گرفته اند را نشان می دهد. سختی ویکرز در شمش VE از شمش VV در حدود ۴۰HV کمتر است. در سوپرآلیاژهای پایه نیکل عمده استحکام از طریق ذرات رسوبی γ' اولیه و برهم کنش آنها با نابجایی ها حاصل خواهد شد. بر مبنای این تئوری، مهمترین عامل در افزایش استحکام، مورفولوژی، کسر حجمی و اندازه فاز رسوبی می باشد که هرچه مورفولوژی به سمت مکعبی شدن برود و کسر حجمی آن افزایش یابد، استحکام بیشتر می شود [۱۷]. لذا کاهش کسر حجمی و بزرگتر شدن اندازه فاز استحکام بخش γ' اولیه در نمونه ی VE منجر به کاهش سختی این شمش گردیده است. همچنین به دلیل مورفولوژی نامناسب γ' اولیه برای هر دو شمش، مقدار سختی بدست آمده برای این شمش ها از مقدار گزارش شده در مراجع کمتر است [۴].



شکل (۴): نمودار تغییرات سختی برای شمش های مختلف ریختگی

۳-۲- فاز γ' ثانویه

از دیگر فازهای مشاهده شده در ریزساختار سوپرآلیاژ IN100 فاز γ' ثانویه است. مورفولوژی این فاز در شکل ۶ نشان داده شده است. اندازه و کسر حجمی رسوبات فاز γ' ثانویه محاسبه شده و نتایج آن به ترتیب در شکل ۵-الف و ب مشاهده می-شود. همانطور که در شکل ۵-ب نشان داده شده است کسر حجمی γ' ثانویه در نمونه های ریختگی هر دو شمش تقریباً برابر بوده و مقدار آن به صورت میانگین در حدود $10 \pm 3\%$ و قطر این



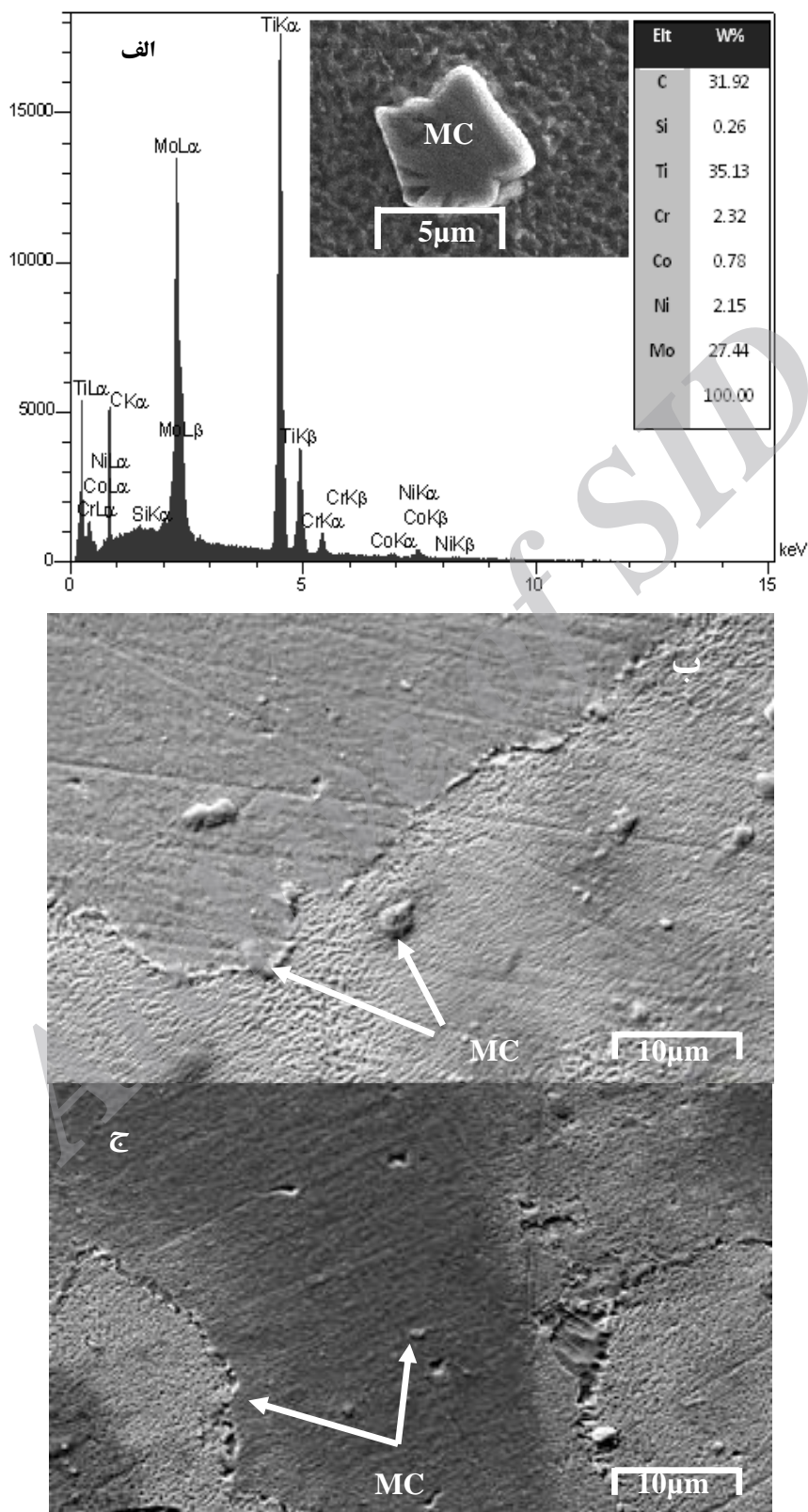
شکل (۶): مورفولوژی فاز γ ثانویه در نمونه ریختگی شمش‌های: (الف) VE، (ب) VV.

رسوبات، آنها را به فاز MC نسبت داد. دیگر کاربدهای مرزدانه‌ای در این سوپرآلیاژ مشاهده نشد؛ زیرا این رسوبات در طی عملیات حرارتی یا کارکرد قطعه به وجود می‌آید [۷]. بنابراین در نمونه ریختگی مشاهده نشد. توزیع کاربدهای MC در شمش‌های VV و VE در شکل ۷-ب و ج نشان می‌دهد که کاربید MC در مرزدانه و در زمینه پراکندگی دارند. کسر حجمی کاربدهای MC در هر ۲ نمونه تقریباً با یکدیگر برابر و در حدود ۳٪ است. دلیل این امر شاید به مکانیزم تشکیل این کاربید بستگی داشته که مستقل از نوع عملیات تصفیه می‌باشد

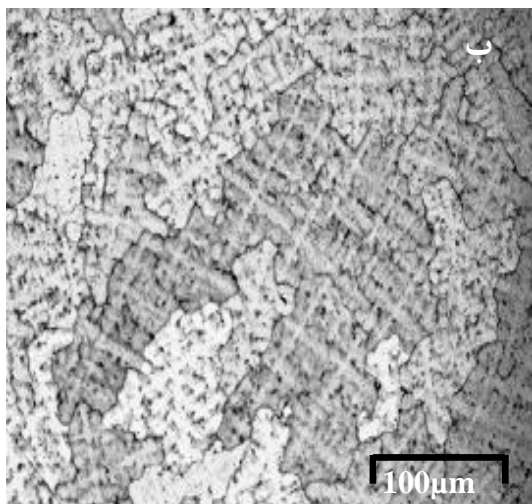
۳-۳- کاربید

از دیگر فازهای رسوبی موجود در ریزساختار ریختگی سوپرآلیاژ IN100 کاربدهای اولیه MC است. تصاویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار کاربدها در نمونه‌های ریختگی هر دو شمش در شکل ۷ ارائه شده است. آنالیز EDS از کاربدهای مختلف نشان داد که همه کاربدها ترکیب یکسانی دارند. یک نمونه از آن در شکل ۷-الف نشان داده شده است. آنالیز EDS کاربدها نشان می‌دهد که کاربدها غنی از عناصر Ti و Mo می‌باشد. لذا می‌توان با توجه به مورفولوژی و آنالیز این

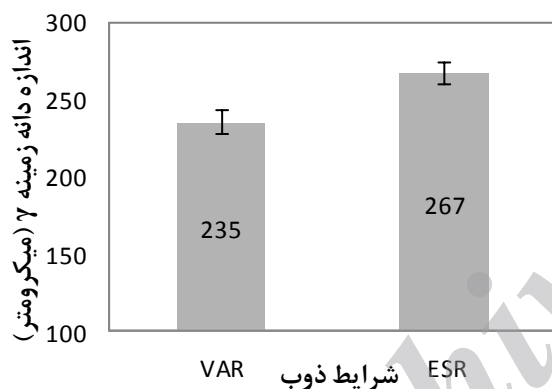
[۸]. زیرا این کاربیدها در دماهای بالا تشکیل شده و کمتر تحت تاثیر فرآیند انجماد قرار می گیرند.



شکل (۷): (الف): مورفولوژی و آنالیز EDS کاربید MC با بزرگنمایی بالاتر در شمش VV، (ب): پراکندگی کاربیده‌های MC در شمش VE و (ج): شمش VV



شکل (۸): ریزساختار میکروسکوپ نوری (الف): نمونه VE، (ب): نمونه VV



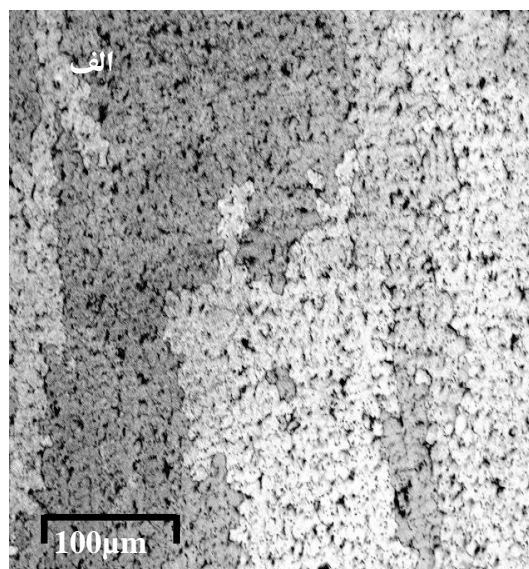
شکل (۹): تغییرات اندازه دانه آستنیتی فاز γ برای شمش‌های مختلف ریختگی

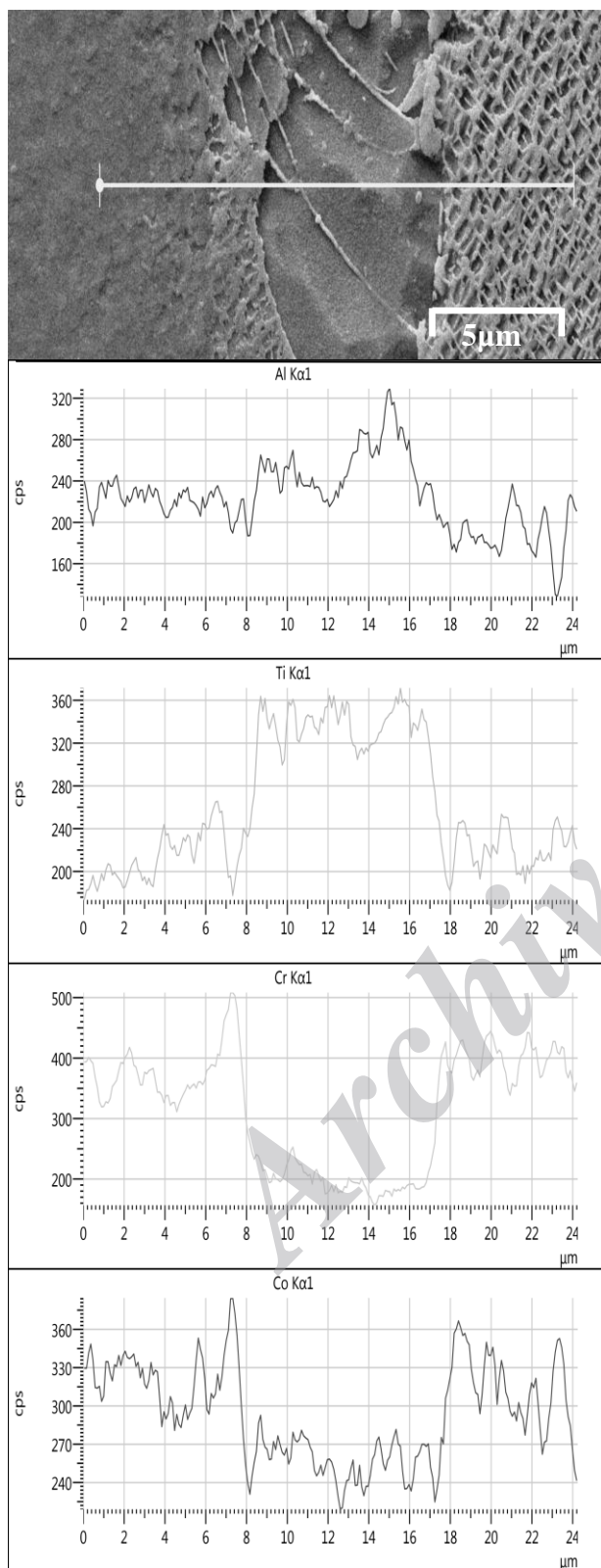
۳-۵- فاز یوتکتیک γ/γ'

از دیگر ویژگی‌های ریزساختاری این سوپرآلیاژ فاز یوتکتیک γ/γ' با مورفولوژی اثر انگشتی است. مورفولوژی این فاز در شمش VE در شکل ۱۰ نشان داده شده است. شکل ۱۱ تصویر و آنالیز خطی از یوتکتیک ایجاد شده در نمونه ریختگی شمش VV را نشان می‌دهد. مورفولوژی این فاز بصورت اثر انگشتی است و تجمع عناصر آلومینیوم و تیتانیوم در این فاز یوتکتیکی به خوبی قابل تشخیص می‌باشد. مطالعات [۱۸] نشان داده است که در حین فرآیند انجماد سوپرآلیاژها به علت نرخ انجماد موضعی بالا، جدایش عناصر آلیاژی با ضریب جدایش کمتر از ۱ نظیر Al

۳-۴- تأثیر عملیات ذوب مجدد بر جدایش‌های دندریتی

ریزساختار میکروسکوپ نوری نمونه‌ها پس از ذوب مجدد به روش‌های متفاوت در شکل ۸ نشان داده شده است. ریزساختار هر دو نمونه به صورت دندریتی است. دلیل این امر به سرعت انجماد بالا و انجماد غیر تعادلی این نمونه‌ها باز می‌گردد. نواحی بین دندریتی که به صورت نواحی سیاه رنگ در تصاویر مشخص شده است، بیانگر مناطقی هستند که در آنها جدایش عناصر رخ می‌دهد. همانطور که در شکل ۸-الف مشاهده می‌شود شمش VE دارای جدایش عناصر بیشتری نسبت به شمش VV است. سرعت انجماد کمتر در شمش VE نسبت به VV، عامل بیشتر بودن جدایش است. نمودار تغییرات اندازه دانه آستنیتی زمینه γ در شکل ۹ دیده می‌شود. به دلیل عمق حوضچه مذاب و ضخامت ناحیه خمیری بیشتر در تصفیه به روش ESR شرایط برای نفوذ و تحرک مرزدانه فراهم شده و بنابراین اندازه دانه در شمش VE نسبت به VV، $42\mu\text{m}$ و اندازه دندریت اولیه و شاخه-های ثانویه آن به ترتیب $20\mu\text{m}$ و $8\mu\text{m}$ بیشتر است. همچنین در تمام تصاویر تخرس در مرزدانه‌ها وجود دارد که با توجه به شکل ۷-ب و ج می‌تواند به علت وجود کاربیدها به خصوص کاربیدهای MC در مرزدانه‌ها باشد.

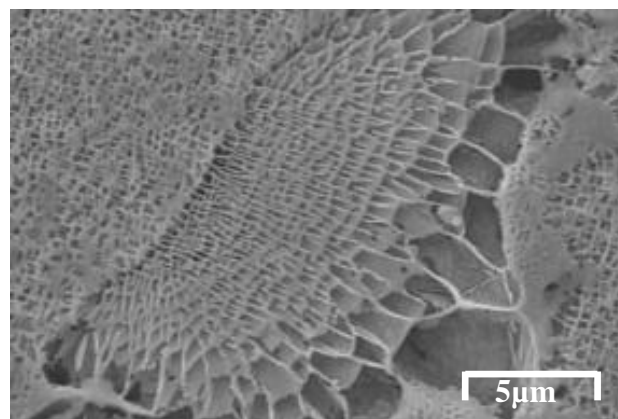




شکل (۱۱): مورفولوژی و آنالیز خطی فاز یونکتیک نمونه ریختگی شمش

VV

Ti و در زمینه آستنیت افزایش می‌یابد و مذاب موجود در فضای بین دندریتی، غلظت بالایی از این عناصر را خواهد داشت. در حین تکمیل فرآیند انجماد، عناصر جدایش یافته، فرصتی برای توزیع مجدد به داخل دندریت‌های اولیه از طریق نفوذ رو به عقب را نخواهد داشت و در نتیجه مذاب حاوی این عناصر در مرز دانه‌ها یا مرز دندریت‌ها تجمع پیدا کرده و در حضور نیکل از فاز زمینه، رسوبات استحکام بخش γ^* در مراحل نهایی انجماد تشکیل می‌شود و فاز یونکتیک γ/γ' در این مرحله و در مرز دانه‌ها یا مرز دندریت‌ها تشکیل می‌گردد. عنصری مانند Co و Cr به دلیل داشتن ضریب جدایش بالاتر از ۱ در زمینه آستنیتی دچار این جدایش نشده و بنابراین در مناطق یونکتیک تجمع پیدا نمی‌کنند. نتایج آزمون میکرو سختی نشان دهنده آن است که سختی نمونه در مناطق جدایش یافته یونکتیک γ/γ' شمش VV، $1000\text{HV}409$ بوده و این مقدار در داخل دانه و مناطقی که فاز γ^* تشکیل شده است برابر $1000\text{HV}450$ است که این اختلاف در سختی به دلیل تشکیل شدن فاز γ^* با مورفولوژی و کسر حجمی نامناسب در مناطق جدایش یافته است. کسر حجمی این فاز در حالت‌های مختلف ریخته‌گری اندازه‌گیری شده و در نمودار شکل ۱۲ نشان داده شده است. کسر حجمی این فاز در نمونه VV، $1\pm 3\%$ درصد و در شمش VE، $1\pm 7\%$ درصد است. دلیل اختلاف این کسر حجمی همانطور که در بخش قبل توضیح داده شد به مستعد بودن شمش ESR به تشکیل بیشتر جدایش باز می‌گردد.



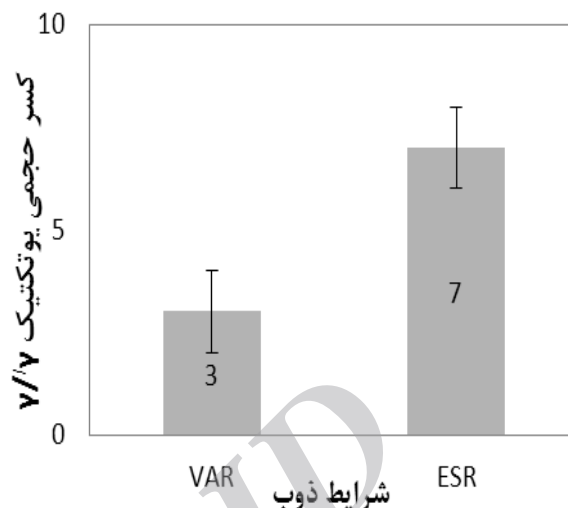
شکل (۱۰): مورفولوژی فاز یونکتیک شمش VE

رسوبی γ' با مورفولوژی و کسر حجمی مناسب تشکیل شده است.

۴- سختی نمونه شمش VAR شده به واسطه کسر حجمی بیشتر رسوبات γ' اولیه، نسبت به شمش VE، ۴۰ ویکرز بیشتر است.

۵- مراجع

- [1] R. C. Reed, "The Superalloy Fundamentals and Applications", Published in the United States of America by Carnbridge University Press, New York, pp.1-25, 2006.
- [2] B. H. Doherty & B. J. Pearcey, "Tensile and Creep Properties of the Nickel-Base Superalloy IN100", Pub. Tran. Met. Soc. AIME, Vol. 239, pp. 1209-1215, 1967.
- [3] [3]W. Jin, T. Li & G. Yin, "Research on IN100 Superalloy Ingots", Science and Technology of Advanced Materials, pp.1-4, 2008.
- [4] W. Jin, F. Bai, Ti. Li & G. Yin. "Grain Refinement of Superalloy IN100 under the Action of Rotary Magnetic Fields and Inoculants", Materials Letters, Vol. 62, pp. 1585-1588, 2008.
- [5] R. F. Decker, "Strengthening Mechanisms in Ni-Base Superalloy", climax molybdenum co. Sym., Zurich, pp. 5-6, 1969.
- [6] Firoozshahi, M. Cheraghzadeh & S. Nategh, "The Effects of Cooling Rate after Fullsolution on The Tebsile and Creep Properties a Ni base Superalloy", Proceedings of Heattreatment and Surface Engineering, Iran, pp.125, 1995.
- [7] M. Durand & Charre, "The Microstructure of Superalloys", Pub. Gordon and Breach Science Publishers, pp. 19-123, 1997.
- [8] W. E.Voice & R. G. Faulkner, "Carbide Stability in Nimonic 80A" Metal. Trans. A, Vol. 16A, pp.511-520, 1985.
- [9] V. Krongtong, P. Tuengsook & W. Homkarajai "The Effect of Re-Heat Treatments onMicrostructural Restoration in Ni base Superalloy Turbine Blade" ActaMetallurgical Solvaca, Vol. 38, pp. 171-183, 2005.
- [10]R. L. Williamson, J. J. Beaman, D. K. Melgaard, G. J. Shelmidine, & R. Morrison,"Model-Based Melt Rate Control during Vacuum Arc Remelting



شکل (۱۲): نمودار کسر حجمی فاز یوتکتیک γ/γ' برای شمش‌های مختلف ریختگی

همانطور که مشاهده می‌شود، کسر حجمی و مورفولوژی مناسبی از فاز γ' اولیه در هر دو شمش ریختگی وجود ندارد؛ که این مهم تأثیر سرمایه‌ش تعادلی برای این سوپرآلیاژ را نشان می‌دهد. شمش VE به واسطه جدایش بیشتر عناصر و به دلیل حوضچه مذاب بزرگتر، دارای کسر حجمی کمتر، اندازه رسوبات γ' اولیه و اندازه دانه بزرگتری نسبت به شمش VV است.

۴- نتیجه‌گیری

- ۱- رسوبات γ' اولیه در هر دو شمش ESR شده و VAR شده با مورفولوژی مکعبی نامنظم مشاهده گردید. کسر حجمی این فاز در شمش VE نسبت به VV در حدود ۸ درصد کمتر بوده و اندازه این رسوبات و اندازه دانه در این شمش نسبت به شمش دیگر بزرگتر است.
- ۲- نوع عملیات ذوب مجدد ESR یا VAR تأثیری بر کسر حجمی و ابعاد رسوبات γ' ثانویه و کاربرد MC ندارد.
- ۳- کسر حجمی فاز یوتکتیک γ/γ' در شمش ESR شده حدود ۴ درصد بیشتر از شمش دیگر است. سختی هر دو شمش ریختگی در این مناطق کمتر از داخل دانه و مکان‌هایی است که فاز

- [15] M. J. Donachile & S. J. Donachie, "Superalloy Metals Handbook", desk edition, American Society of Materials international, PP. 165-203, 1999.
- [16] E. E. Brown, J. E. Stulga, L. Jennings & R. W. Salkeld, "The Influence of Vim Crucible Composition, Vacuum Arc Remelting, and Electroslag Remelting on The Non-metallic Inclusion content of Merl 76", Superalloys, pp. 159-168, 1980.
- [17] D. A. Porter, "Phase Transformations in Metals and Alloys", Chapman & Hall, 1992.
- [18] C. Yang, Y. Xu, H. Nie, X. Xiao, G. Jia & Z. Shen. "Effects of Heat Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of Rene 80", Materials and Design, Vol. 15, pp.66-73. 2012.
- of Alloy 718", Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 35, pp. 101-113, 2004.
- [11] A. Choudhury & Y. Hengsbarger, "Electron Beam Melting and Refining of Metals and Alloys", ISI J International, Vol. 32, pp. 673-681, 1992.
- [12] V. Schalter, "Vacuum Induction Melting of High Temperature Alloys", Journal of Metals. Vol. 24, pp. 17-25, 1972.
- [13] V. Schlatter, "Melting and Refining Technology of High Temperature Steels and Superalloys A Review of Recent Process Developments", Superalloy Proceedings of the Second International Conference, Sponsored by Met. Sot. AIME, Battelle, Columbus, Ohio, MCIC-72-10, pp. 31-40, 1972.
- [14] Kh. Rahmani & S. Nategh. "Low cycle fatigue mechanism of Rene 80 at high temperature-high strain. Materials" Science and Engineering A, Vol. 494, pp. 385-390, 2008.

Archive of SID