بررسی فرایند همگن سازی آلیاژ جدید Mn-25Ni-5Cr

محسن صادقی*[۱]، حجت اله منصوری[۳] و مرتضی هادی[۳]

۱- کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، اصفهان، ایران

۲- استادیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، اصفهان، ایران

۳- دکترای مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، اصفهان، ایران

*Mohsen.sadeghi.m@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۹۳/۰۳/۲۷، تاریخ پذیرش: ۹۳/۰۶/۲۵)

چکیده

در سال‌های اخیر آلیاژهای منگنز-نیکل با توجه به خواص مغناطیسی منحصر به فرد مورد مطالعه محققین بسیاری قرار گرفته‌اند. هدف از این تحقیق، بررسی فرایند همگن سازی آلیاژ ریختگی Mn- 25Ni- 5Cr می‌باشد. برای این منظور، آلیاژ مورد نظر در کوره‌ی ذوب القایی تحت خلأ، تولید شد. برای بررسی پارامترهای فرایند همگن سازی آلیاژ ریختگی Mn- 25Ni- 5Cr تولید شده، ضمن مطالعه‌ی دقیق ساختار ریختگی آلیاژ به کمک میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز عنصری و آنالیز حرارتی افتراقی، عملیات حرارتی در دما و زمان‌های مختلف جهت حذف جدایش‌های حین انجماد طراحی و اجرا شد. همچنین اثر فرایند کارسرد و فرایند ذوب مجدد بر روی ریزساختار و پارامترهای فرایند همگن‌سازی انجام گرفت. نتایج نشان داد، ساختار آلیاژ ریختگی متشکل از هر سه منطقه‌ی تبریدی، ستونی و هم محور بوده و جدایش حین انجماد به صورت دندریتی رخ داده است. همچنین مشخص شد که افزایش دما در منطقه‌ی تک فاز γ تا ۱۰۰۰°C باعث کاهش زمان همگن سازی به صورت خطی می‌شود اما برای حذف کامل جدایش ماکروسکوپی ریختگی و تبدیل ساختار ستونی به هم‌محور، ۱۵ ساعت عملیات حرارتی در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد نیاز است. انجام فرایند کارسرد بر روی نمونه‌ی ریختگی منجر به کاهش دما و زمان لازم برای فرایند همگن‌سازی شد. فرایند ذوب مجدد درکوره‌ی ذوب به کمک قوس الکتریکی تحت خلأ سبب توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی در نمونه‌ی تولید شده در کوره‌ی ذوب القایی تحت خلأ شد اما منگنز به شدت تبخیر گردید.

واژه‌های کلیدی:

آلیاژ منگنز- نیکل، همگن‌سازی، جدایش، دندریت.

۱- مقدمه

آلیاژهای منگنز- نیکل، به دلیل خواص مغناطیس منحصر به فرد مورد توجه محققین بسیاری قرار گرفته است. این آلیاژها خواص فرومغناطیس دارند که با تغییر ساختار کریستالی این خاصیت می‌تواند تغییر کند[۱-۳]. از طرفی این آلیاژها به عنوان فویل لحیم‌کاری برای لحیم‌کاری سخت سوپرآلیاژهای پایه نیکل و فولادهای ضدزنگ نیز استفاده می‌شوند. سیستم منگنز- نیکل به علت سازگاری مناسب با سوپرآلیاژهای پایه نیکل و اثر منگنز به عنوان یک کاهش‌دهنده‌ی نقطه‌ی ذوب و حلالیت بسیار خوب

منگنز در نیکل مناسب هستند[۴-۵].

در هر حال، این آلیاژهای دوتایی، تمایل زیادی به سریع کدر شدن و خوردگی معمولی در اتمسفر و در محیط های آبی مانند آب دریا و آب خانگی دارند. علاوه بر این، در چنین محیط های آبی این آلیاژهای دوتایی همچنین تمایل به خوردگی همراه با تنش را دارند. می‌توان با افزودن کروم مقاومت به خوردگی و خوردگی همراه با تنش این آلیاژهای دوتایی را بدون اثرات زیان آور روی قابلیت کارپذیری بهبود بخشید. در حالی که در برخی از نمونه ها مقدار کروم می‌تواند ۵٪ باشد، اما این مقدار نباید از ۱۵٪ تجاوز کند زیرا اثرات شدیدی روی کارپذیری دارد. به طور معمول، مقدار کروم نباید بیش از ٪(۱۲- ۱۱) شود[۶].

با توجه به کاربرد نهایی این آلیاژ به عنوان فویل لحیم کاری سخت، شمش تولید شده از این آلیاژ بایستی تمیز، عاری از هر گونه ناخالصی و با از لحاظ ترکیب شیمیایی و ساختار یکنواخت و همگن باشد. از این رو، برای تولید شمش این آلیاژ از فرایند ذوب القایی تحت خلأ استفاده شده است. در مورد همگن‌سازی آلیاژهای منگنز- نیکل نیز تحقیقاتی توسط B.Gao و همکارانش[۷]، Wang و همکارانش[۸] و Bacon و همکارانش[۹] انجام شده است. در همه‌ی موارد محدوده‌ی دمایی ۸۰۰ تا ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد برای انجام عملیات انتخاب شده است. اما در مورد همگن‌سازی آلیاژMn-25Ni-5Cr تحقیق جامعی انجام نشده است.

با وجود اهمیت فرایند همگن‌سازی آلیاژهای منگنز- نیکل غنی از منگنز تا کنون تحقیق جامعی در مورد این فرایندها انجام نشده است. در این تحقیق ضمن بررسی پارامترهای فرایند همگن-سازی آلیاژMn- 25Ni-5Cr (Mn70) اثر فرایندهای کارسرد و ذوب مجدد بر روی فرایند همگن‌سازی این آلیاژ نیز انجام شده است. آلیاژ مذکور به دلیل قابلیت ترشندگی و بازه دمای ذوب مطلوب برای لحیم کاری فولادهای زنگ نزن برای شرایط خاص کاربرد دارد.

۲- مواد و روش تحقیق

مشخصات مواد اولیه‌ی استفاده شده در این پژوهش در جدول شماره‌ی ۱ آمده است.

جدول (۱): مشخصات مواد اولیه

نام عنصر	تولید کننده	شکل ظاهری	خلوص
منگنز	اکراین	پولکی	٪۹۹<
نیکل	Inco	گلوله‌ای	٪۹۹<
کروم	Merc	تراشه‌ای	٪۹۹<

آلیاژ با استفاده از فرایند ذوب القایی در خلأ با ترکیب Mn-25Ni-5Cr (%Wt)(Mn70) تولید شد. پس از تولید آلیاژ، نمونه‌های آلیاژ ریختگی با محلول اچ با ترکیب، ۱۰ میلی‌لیتر آب مقطر، ۱۰ میلی‌لیتر اسید هیدروکلریک، ۱ میلی‌لیتر اسید نیتریک و چند قطره فورمالین اچ شده و ساختار آن با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل olympus بررسی شد. برای بررسی بیشتر از میکروسکوپ الکترون روبشی (SEM) مجهز به EDS مدل Vega Tescan استفاده گردید. آنالیز فازی به وسیله یک دستگاه XRD مدل Philips و با استفاده از اشعه‌ی K_α عنصر مس انجام شد. آزمون ریزسختی به کمک دستگاه سختی‌سنج مدل Emco در سیستم ویکرز با ۳۰ گرم نیرو در زمان اعمال نیروی ۳۰ ثانیه انجام شد.

جدول (۲): مشخصات نمونه‌های عملیات حرارتی شده

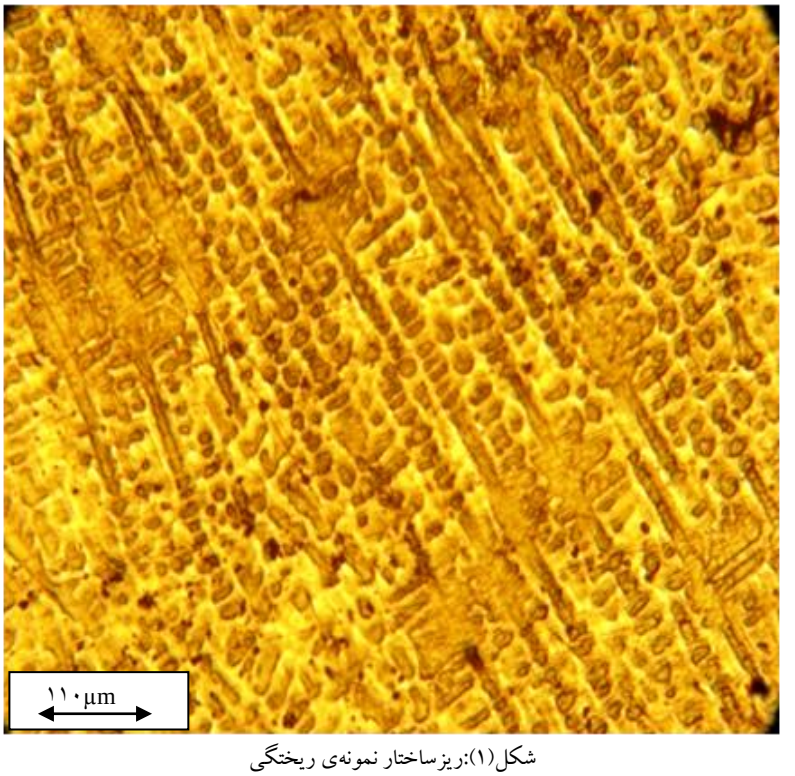
شماره‌ی نمونه	نوع عملیات حرارتی
۱	۱۰ ساعت در $800^\circ C$
۲	۲۰ ساعت در $800^\circ C$
۳	۳۰ ساعت در $800^\circ C$
۴	۵ ساعت در $900^\circ C$
۵	۱۰ ساعت در $900^\circ C$
۶	۲ساعت در $1000^\circ C$
۷	۵ساعت در $1000^\circ C$
۸	۱۰ساعت در $1000^\circ C$
۹	۱۵ساعت در $1000^\circ C$

۳- نتایج و بحث

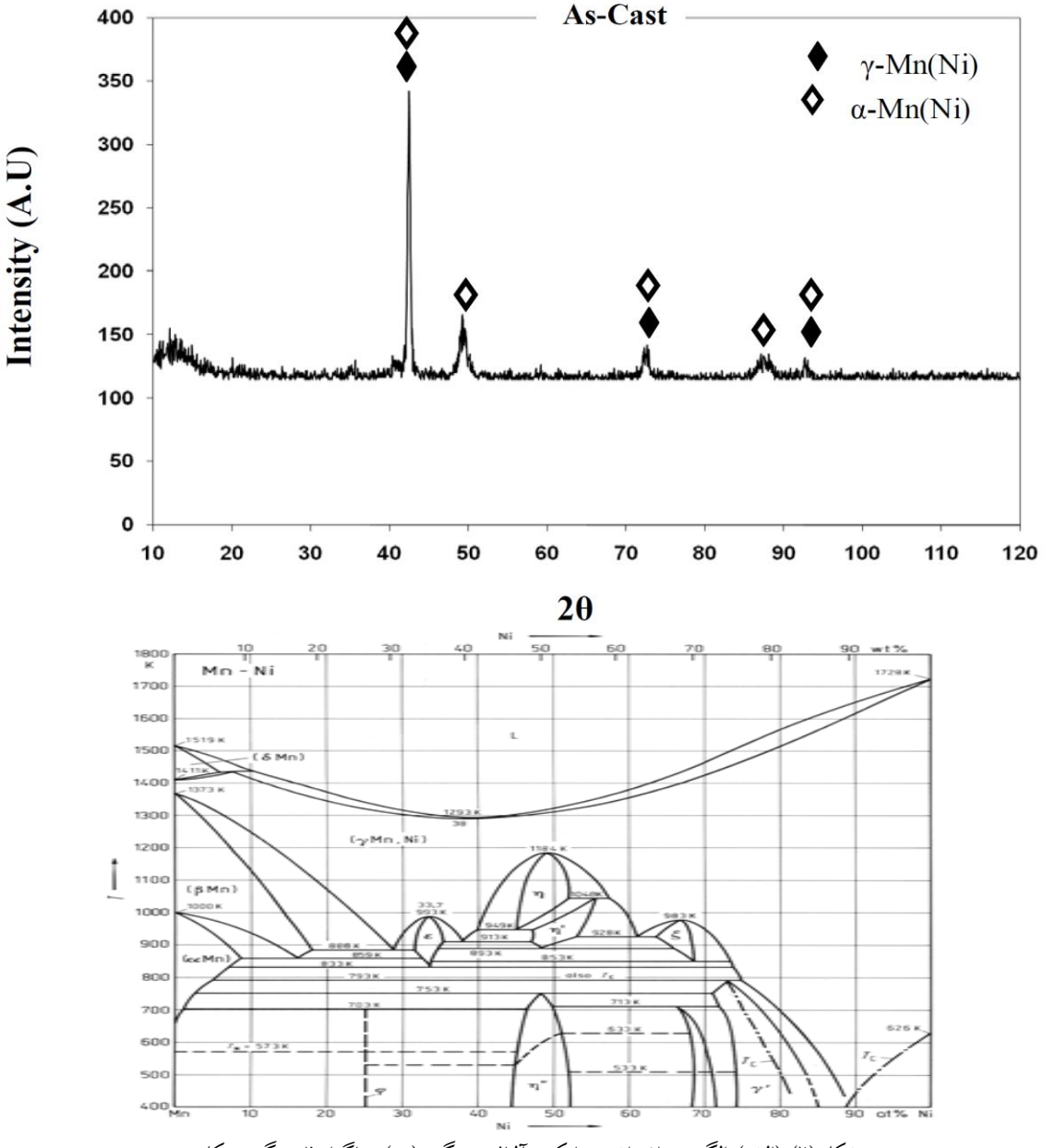
۳-۱- بررسی ساختار شمش آلیاژ تولید شده

شکل ۱، تصویر میکروسکوپی نمونه‌ی ریختگی را نشان می‌دهد که ساختار دندریتی در آن به وضوح مشخص است. ریزساختار دندریتی نشان‌دهنده‌ی جدایش در حین انجماد به دلیل اختلاف حد حلالیت در حالت مذاب و جامد است. از طرفی شکل ۲ (الف) الگوی پراش اشعه‌ی ایکس آلیاژ ریختگی را نشان می‌دهد. چنانچه از این شکل پیدا است، فاز غالب در ساختار فاز محلول جامد منگنز حاوی نیکل است. مطابق دیاگرام فازی منگنز- نیکل(شکل ۲ب) این فاز محلول جامد در محدوده‌ی وسیعی از دما و ترکیب شیمیایی پایدار است.

بنابراین جدایش به وجود آمده در حین انجماد آلیاژ در میزان عنصر نیکل بوده است. به عبارت دیگر در مراحل اولیه‌ی انجماد، محلول جامد منگنز تشکیل شده به دلیل حد حلالیت کمتر جامد نسبت به مذاب، از عنصر منگنز رقیق بوده و مذاب باقی‌مانده غنی از نیکل شده است و در پایان انجماد به صورت محلول جامد غنی‌تر از عنصر آلیاژی منجمد گردیده است. نتایج به دست‌آمده از ریز سختی و آنالیز عنصری مناطق دندریتی و بین‌دندریتی این امر را تأیید می‌کند. چنانچه از نتایج این جدول مشخص است، در مناطق بین‌دندریتی، میزان عنصر نیکل و کروم افزایش یافته و به دلیل غنی‌تر شدن محلول جامد از عنصر آلیاژی، ریزسختی نیز نسبت به مناطق دندریتی، بیشتر شده است.



شکل(۱):ریزساختار نمونه‌ی ریختگی



شکل (۲): (الف): الگوی پراش اشعه‌ی ایکس آلیاژ ریختگی، (ب): دیاگرام فاز منگنز- نیکل

جدول(۳): نتایج ریزسختی و آنالیز عنصری نمونه‌ی ریختگی

	ریز-سختی(HV30)	EDS		
		%Ni	%Mn	%Cr
دندریت	۱۶۰	۲۵/۶	۶۹/۱۵	۵/۳۵
بین دندریت	۱۸۸	۲۳/۵	۷۲/۲	۴/۳

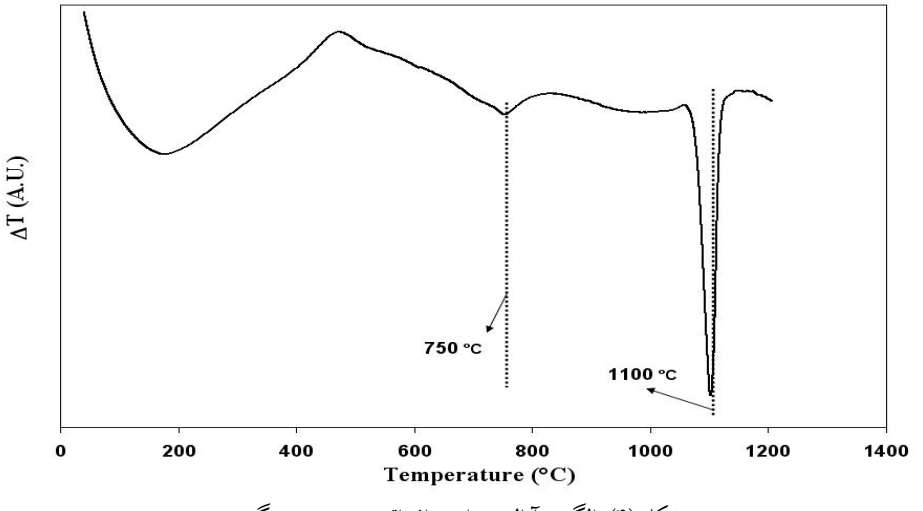
بررسی ماکروساختار ریختگی آلیاژ نیز برای تعیین جدایش‌های ماکروسکوپی حین انجماد صورت گرفت. شکل ۳ تصویر ماکروساختار ریختگی آلیاژ را نشان می‌دهد. در این شکل سه منطقه‌ی اصلی در ساختارهای ریختگی شامل، منطقه‌ی تبریدی، ستونی و محوری دیده می‌شود. از ساختار موجود در شکل ۳ به وضوح مشخص است که منطقه‌ی ستونی بسیار بزرگتر از منطقه-ی هم‌محور است که این امر نشان می‌دهد انجماد در راستای انتقال حرارت بوده و این انجماد جهت دار سبب شکل‌گیری

ساختار ستونی در راستای جهت انتقال حرارت بوده است. شکل‌گیری ساختار ستونی سبب غیریکنواختی خواص در جهات مختلف می‌شود. برای بهبود همگنی و یکنواختی خواص در جهات مختلف باید ساختار هم‌محور را توسعه داد.

شکل (۳): تصویر ماکروسکوپی نمونه‌ی ریختگی

۳-۲- انجام عملیات حرارتی همگن‌سازی جهت حذف ریزساختار دندریتی

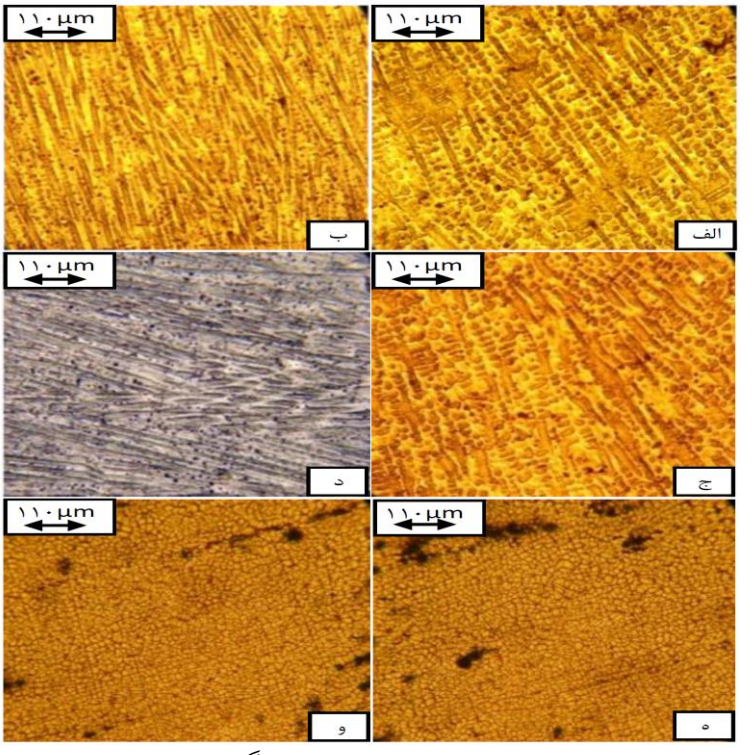
پس از بررسی ساختار ریختگی آلیاژ، آنالیز حرارتی افتراقی(DTA) برای تعیین دماهای بحرانی جهت انجام عملیات همگن‌سازی صورت گرفت. شکل ۴ نتیجه‌ی آنالیز DTA آلیاژ ریختگی را نشان می‌دهد. چنانچه از این شکل آشکار است، دو استحاله‌ی دما بالا در منحنی حرارتی آلیاژ در دماهای ۷۵۰ و ۱۱۰۰ درجه‌ی سانتیگراد قابل تشخیص است. با توجه به دیاگرام فازی (شکل ۲ ب) این دماها مربوط به دمای تشکیل محلول جامد و دمای ذوب آلیاژ می‌شود. مطالعات نشان می‌دهد اگر ساختار تعادلی آلیاژ به صورت تک فاز باشد، جدایش اتم حل شونده‌ی ناشی از مغزه‌بندی را می‌توان بر طرف کرد. این کار توسط عملیات حرارتی آنیل همگن کردن انجام می‌شود. در این فرایند، فلز تا دمایی بالا برای مدت زمان کافی حرارت داده می‌شود تا نفوذ سبب همگن شدن ساختار شود[۱۰-۱۱].



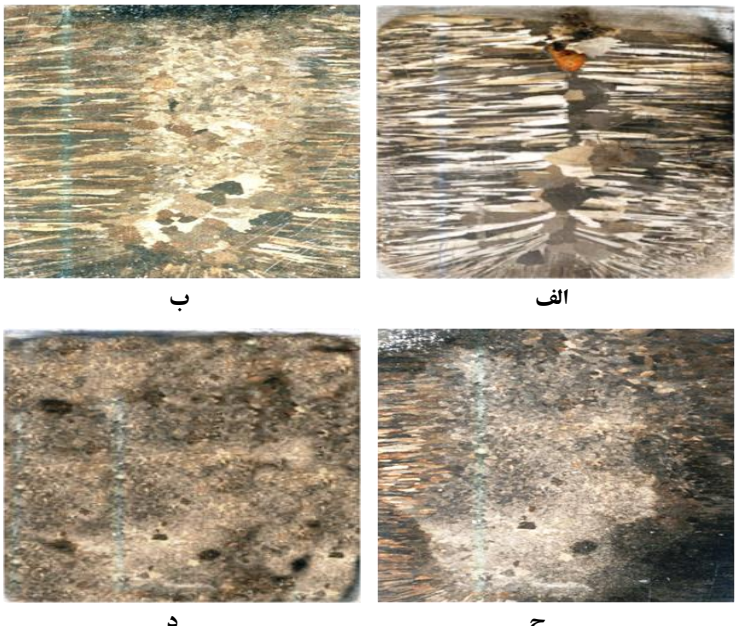
شکل (۴): الگوی آنالیز حرارتی افتراقی نمونه‌ی ریختگی

شکل ۵ نتایج عملیات همگن سازی را در دماها و زمانهای مختلف نشان می‌دهد. همان طور که از این شکل مشاهده می‌شود انجام عملیات حرارتی در دمای ۸۰۰ درجه سانتیگراد برای زمان‌های۱۰،۲۰ و ۳۰ ساعت سبب همگن شدن ساختار و حذف جدایش نشده است. این امر در شکل‌های ۵ الف، ب و ج مشخص است. همچنین ساختار ریختگی در نمونه‌ی عملیات حرارتی شده در ۹۰۰ درجه سانتیگراد و به مدت ۵ ساعت همچنان حفظ شده است. این در حالی است که در نمونه‌ی

عملیات حرارتی شده در ۹۰۰ درجه سانتیگراد برای ۱۰ ساعت و نیز نمونه‌ی آنیل شده در ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتیگراد برای ۲ ساعت ساختار ریختگی حذف شده است. نتایج به دست آمده نشان می‌دهد که فرایندهای همگن‌سازی آلیاژ ریختگی Mn- 25Ni- 5Cr بیشتر از زمان به دمای عملیات حرارتی وابسته است و با افزایش دما، زمان لازم برای حذف جدایش به طرز محسوسی کاهش می‌یابد.



شکل(۵): تصاویر میکروسکوپی نمونه‌های عملیات حرارتی شده: (الف): در ۸۰۰ درجه‌ی سانتیگراد برای ۱۰ ساعت، (ب): ۲۰ ساعت، (ج): ۳۰ ساعت، (د): ۹۰۰ درجه‌ی سانتیگراد برای ۵ ساعت، (و): ۱۰ ساعت و (ی): ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتیگراد برای ۲ ساعت

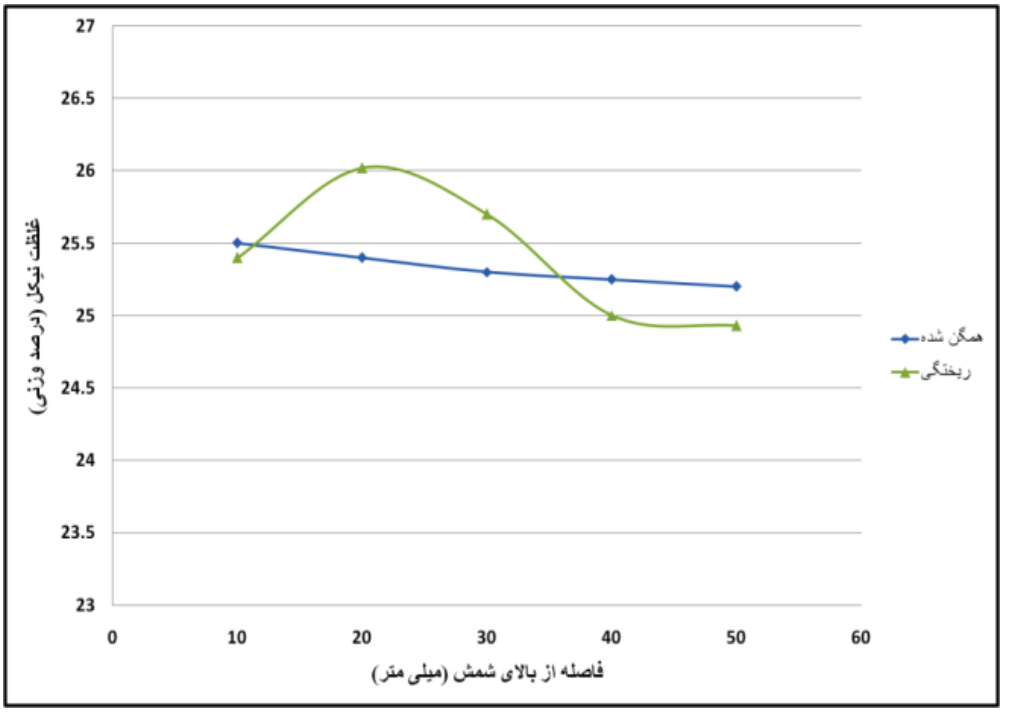


شکل(۶): ماکروساختار نمونه‌ی همگن‌سازی شده در دمای ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتیگراد به مدت: (الف): ۲ ساعت، (ب): ۵ ساعت، (ج): ۱۰ ساعت و (د): ۱۵ساعت

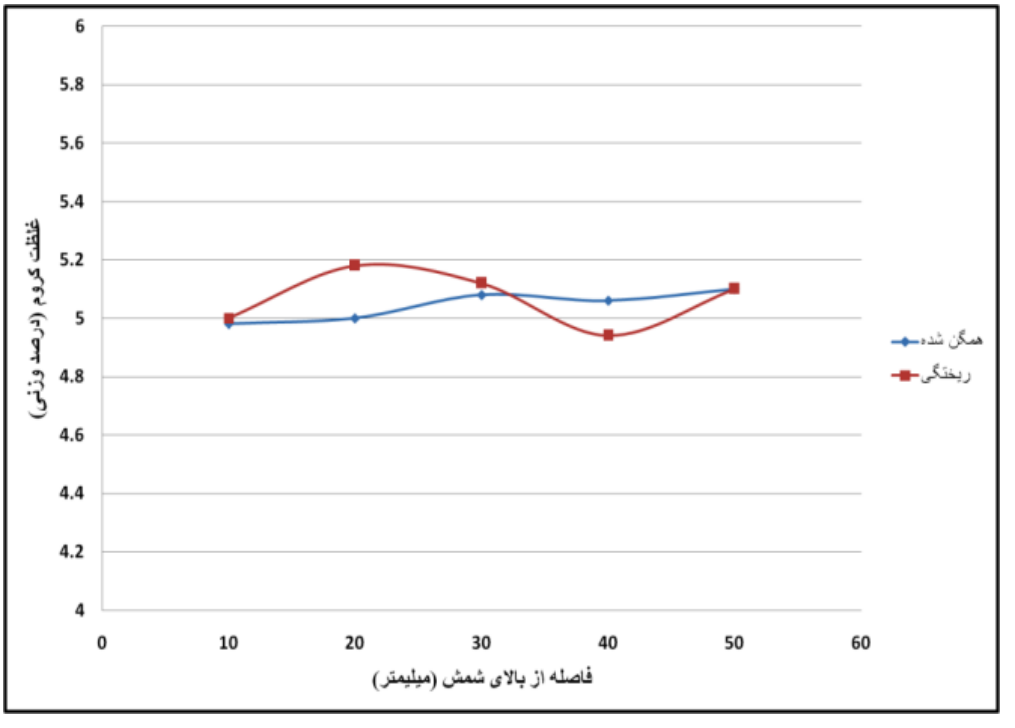
۳-۳- تبدیل ساختار ستونی به هم‌محور

برای بررسی دقیق‌تر پیشرفت فرایند همگن‌سازی، ساختار ماکروسکوپی آلیاژهای عملیات حرارتی شده نیز مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج به دست آمده در این بخش نشان داد اگرچه ریزساختار دندریتی آلیاژ با ۲ ساعت همگن‌سازی در ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد حذف می‌شود ولی برای حذف ساختار ستونی حاصل از انجماد جهت‌دار آلیاژ ۱۵ ساعت همگن‌سازی نیاز است. شکل ۶ تصاویر ماکروساختار آلیاژ را پس از عملیات حرارتی در دمای ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتیگراد برای زمان‌های ۲، ۵، ۱۰ و ۱۵ ساعت نشان می‌دهد. با توجه به تفاوت دمایی زیاد بین قالب فولادی و مذاب ریخته شده در آن، پس از ریختن مذاب به درون قالب، انتقال حرارت از داخل مذاب به سمت جداره‌ی قالب قابل ملاحظه بوده و شیب دمایی داخل مذاب زیاد بوده، بنابراین دانه‌های ستونی شکل گرفته در نزدیک جداره قالب به رشد خود تا مرکز قالب ادامه داده‌اند. ساختار ستونی در راستای انتقال حرارت و در خلاف جهت آن تشکیل شده است. با افزایش درجه حرارت عملیات حرارتی همگن‌سازی تا زیر خط لیکوئیدوس آلیاژ تولید شده و نگهداری شمش در این منطقه،که با ملاحظه‌ی شکل (۲ب) شمش ساختار تک‌فاز دارد، و سرد شدن آرام شمش در کوره تا دمای محیط این شیب حرارتی که سبب توسعه‌ی منطقه‌ی ستونی شده است، از بین می‌رود و بنابراین ساختار ستونی حذف و منطقه‌ی هم‌محور توسعه می‌یابد. علت حذف تدریجی ساختار ستونی در طی فرایند همگن‌سازی حذف شیب حرارتی حین انجماد در طی فرایند همگن‌سازی است که به دلیل افزایش نفوذ در دماهای بالا، ساختار دانه‌ها از حالت جهت‌دار به محوری تغییر می‌یابد. برای تحلیل بهتر اثر همگن‌سازی به مدت ۱۵ ساعت در دمای ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتیگراد بر روی حذف جدایش‌های ریختگی در حین انجماد، تغییرات آنالیز عنصری آلیاژ ریختگی و همگن شده، مدنظر قرار گرفت. شکل‌های ۷ الف و ب تغییرات عناصر آلیاژی نیکل و کروم را در جهت طولی شمش در دو حالت ریختگی و همگن شده نشان می‌دهد. چنانچه از این شکل‌ها مشخص است، عنصر نیکل و کروم در حین انجماد، به مذاب باقی‌مانده در وسط شمش پس زده شده و در منطقه‌ای که در پایان انجماد، منجمد شده است، جدایش یافته است. این در حالی است که با اعمال عملیات همگن‌سازی به مدت ۱۵ ساعت در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد، این جدایش تا حدود زیادی حذف شده است. لازم به ذکر است بررسی‌های انجام شده بر روی شمش همگن سازی شده به مدت ۲ ساعت نشان داد، جدایش عناصر آلیاژی تغییر محسوسی با حالت ریختگی نکرده بود. این امر، مؤید این نکته است که علی‌رغم حذف ریزساختاردندریتی در زمان‌های کم، برای همگن‌سازی کامل آلیاژ تا ۱۵ ساعت زمان لازم است. با توجه به اثرمستقیم زمان انجماد و شیب حرارتی ایجاد شده در مذاب بر روی ساختار ماکروسکوپی شمش ریختگی، بر اساس قانون چرنیف مجموع زمان انجماد در هر قطعه تابعی مستقیم از نسبت حجم به سطح قطعه است. با توجه به اینکه ماکروساختار نشان داده شده در شکل ۳ مربوط به شمشی با ابعاد ۲×۳/۵×۵/۵ سانتی‌متر است(ذوب اول)، برای افزایش زمان انجماد بارریزی در قالبی با ابعاد ۲×۳/۵×۹ سانتی‌متر(ذوب دوم) انجام شد. این تغییر باعث می‌شود که مدول حجمی از ۵/۵ به ۹ افزایش یابد و زمان انجماد تقریبا ۲ برابر شود و از طرفی شیب حرارتی داخل مذاب کاهش یابد. شکل ۸ ماکروساختار ریختگی آلیاژ Mn70 را با ابعاد جدید نشان می‌دهد. چنانکه از این شکل پیداست، عرض منطقه ستونی به طرز محسوسی در شمش با مدول حجمی بالاتر کاهش یافته است. بنابراین با افزایش مدول حجمی شمش ، می‌توان به حجمی از مذاب که به صورت هم‌محور منجمد می‌شود، افزود. با وجود این، برای حذف کامل مناطق ستونی انجام فرآیند عملیات حرارتی همگن‌سازی ضروری است. افزایش اندازه قالب و لذا افزایش مدول حجمی از ۵/۵ به ۹، سبب می‌گردد که شیب حرارتی بین مذاب نزدیک به جداره‌ی قالب و مذاب موجود در مرکز قالب کمتر شده و سرعت پیشروی جبهه‌ی انجماد کم گردد. بنابراین در شرایطی که مدول حجمی ۹ باشد در مقایسه با حالتی که مدول حجمی ۵/۵ باشد، انجماد مذاب‌های دور از جداره‌ی قالب در دماهای پایین‌تری

صورت می‌گیرد و در نتیجه فرصت بیشتری برای جوانه‌زنی دانه‌های هم‌محور در مذاب دور از جداره‌ی قالب فراهم می‌گردد و بنابراین منطقه‌ی هم‌محور توسعه می‌یابد.



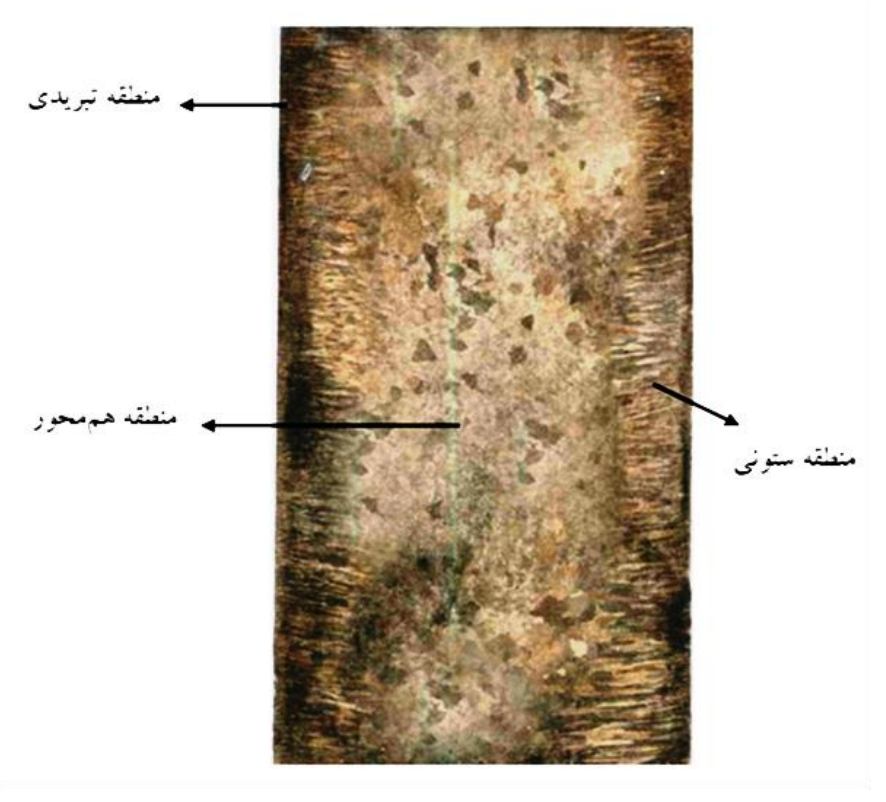
الف



ب

شکل(۷): توزیع عناصر آلیاژی: (الف): نیکل، (ب): کروم درمقطع طولی نمونه‌ی ریختگی و نمونه همگن‌سازی شده در ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۵

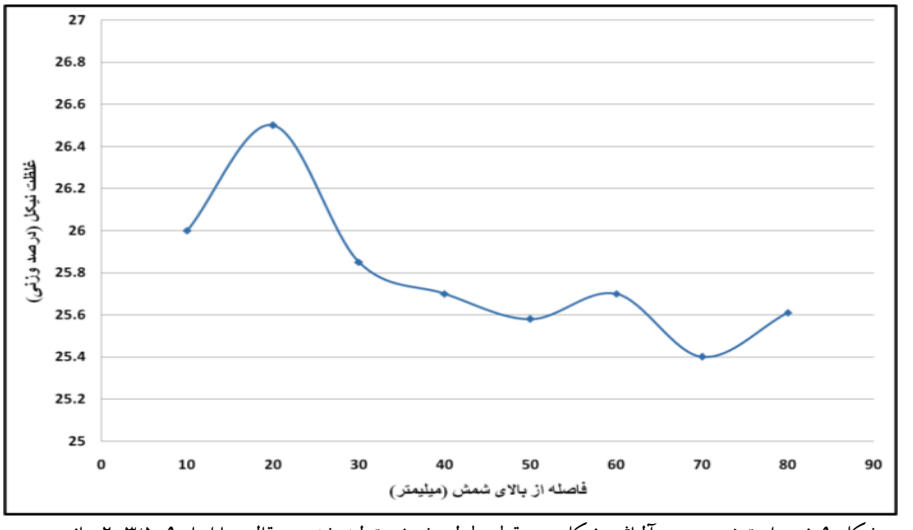
این مطلب به وضوح با مقایسه‌ی شکل‌های ۳ و ۸ تأیید می‌گردد. شکل‌های ۹ و ۱۰ نمودارهای توزیع عناصر آلیاژی نیکل و کروم را در مقطع طولی شمش تولید شده نشان می‌دهند. همان‌طور که از این شکل‌ها آشکار است، نیکل و کروم توزیع یکنواختی در طول شمش ندارند و بیشترین تجمع این عناصر آلیاژی در بالای شمش و در زیر تغذیه می‌باشد. با توجه به غیر یکنواختی توزیع عناصر آلیاژی در طول شمش آلیاژ تولید شده و برای یکنواختی توزیع عناصر آلیاژی عملیات حراتی همگن سازی برای شمش تولید شده در قالب با ابعاد۲×۳/۵×۹ طراحی و انجام گرفت. از آنجایی که طول ناحیه‌ی ستونی در شمش تولید شده در قالب با ابعاد ۲×۳/۵×۹ (ذوب دوم) در مقایسه با شمش تولید شده در قالب با ابعاد۲×۳/۵×۵/۵ (ذوب اول) کوچکتر می‌باشد بنابراین، انتظارمی‌رود عملیات همگن‌سازی و تبدیل ساختار ستونی به ساختار هم‌محور در دماهای پایین‌تری انجام پذیرد.



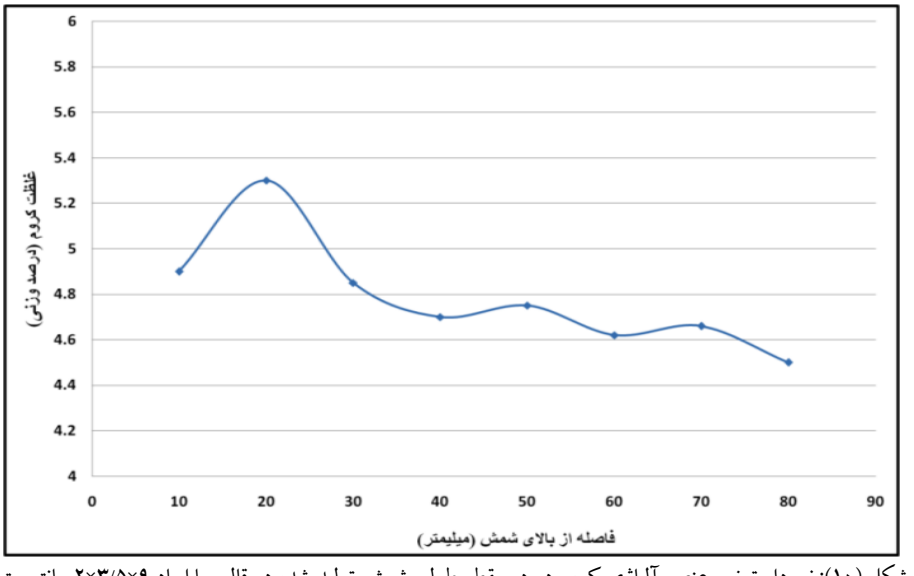
شکل (۸): ساختار ماکروسکوپی آلیاژ ریختگیMn70 در قالب با ابعاد۲×۳/۵×۹ سانتی‌متر مکعب

از آن‌جایی که دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد برای انجام عملیات حرارتی همگن‌سازی دمای بالایی می‌باشد و امکان اعوجاج و تاب برداشتن شمش وجود دارد، بنابراین دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد برای انجام عملیات حرارتی همگن سازی بر روی شمش تولید شده در قالب با ابعاد۲×۳/۵×۹ (ذوب دوم) در نظر گرفته شد. شکل ۱۱، تصاویر ماکروساختار شمش تولید شده را نشان می‌دهد که، در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد برای زمان ۱۰ و ۲۰ ساعت تحت عملیات حرارتی همگن‌سازی قرار گرفته است. همان‌طور که از این تصاویر مشخص است، منطقه ستونی موجود در ساختار شمش پس از انجام عملیات حرارتی همگن-سازی در دمای ۹۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد پس از ۲۰ ساعت کاملاً تبدیل به ساختار هم‌محور شده است. در صورتی که برای تبدیل کامل ساختار ستونی به هم‌محور در شمش تولید شده در قالب با ابعاد ۲×۳/۵×۵/۵ (ذوب اول) از آنجایی که، طول منطقه‌ی ستونی بسیار بزرگتر از شمش تولید شده در قالب با ابعاد ۲×۳/۵×۹ (ذوب دوم) است، نیاز به انجام عملیات حرارتی

همگن‌سازی به مدت ۱۵ ساعت در دمای ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتی- گراد می‌باشد.

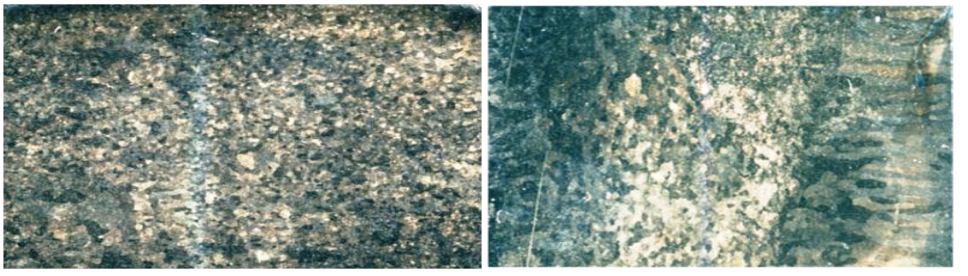


شکل ۹: نمودار توزیع عنصر آلیاژی نیکل در مقطع طولی شمش تولید شده در قالب با ابعاد ۹×۳/۵×۲ سانتی متر



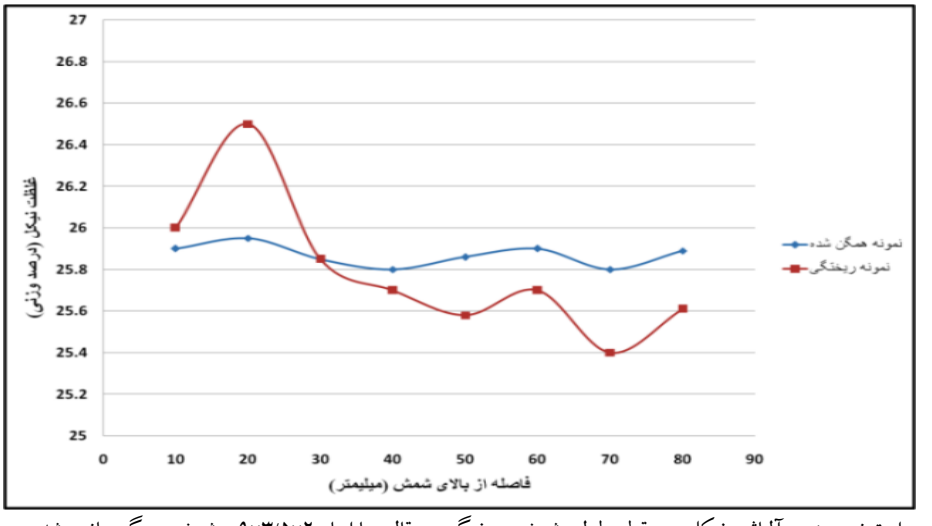
شکل (۱۰): نمودار توزیع عنصر آلیاژی کروم در در مقطع طولی شمش تولید شده در قالب با ابعاد ۹×۳/۵×۲ سانتی متر

برای اطمینان از یکنواختی توزیع عناصر آلیاژی در شمش همگن‌سازی شده، درشکل‌های ۱۲ و ۱۳ مقایسه‌ای بین نمودار توزیع عناصر آلیاژی نیکل و کروم در مقطع طولی نمونه‌ی ریختگی با نمونه‌ی همگن‌سازی شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۲۰ ساعت انجام گرفته است. همان‌طور که از این شکل‌ها مشخص است، توزیع عناصر آلیاژی نیکل و کروم پس از انجام عملیات حرارتی همگن‌سازی یکنواخت‌تر شده است که نشان دهنده‌ی یکنواختی مناسب ساختار از لحاظ ترکیب شیمیایی و از بین رفتن تقریبی جدایش عناصر آلیاژی می‌باشد.

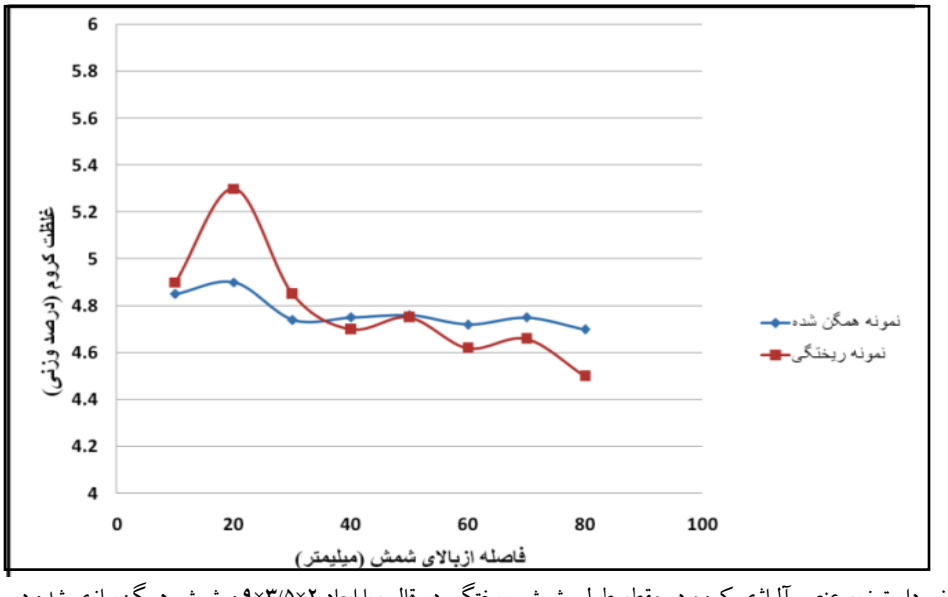


ب الف

شکل (۱۱): ساختار ماکروسکوپی نمونه‌های عملیات حرارتی همگن سازی شده در دمای ۹۰۰درجه‌ی سانتی گراد: (الف): مدت انجام عملیات حرارتی ۱۰ ساعت، (ب): مدت انجام عملیات حرارتی ۲۰ساعت



شکل (۱۲): مقایسه نمودار توزیع عنصر آلیاژی نیکل در مقطع طولی شمش ریختگی در قالب با ابعاد ۲×۳/۵×۹ و شمش همگن‌سازی شده در ۹۰۰ درجه سانتی گراد برای مدت زمان ۲۰ ساعت



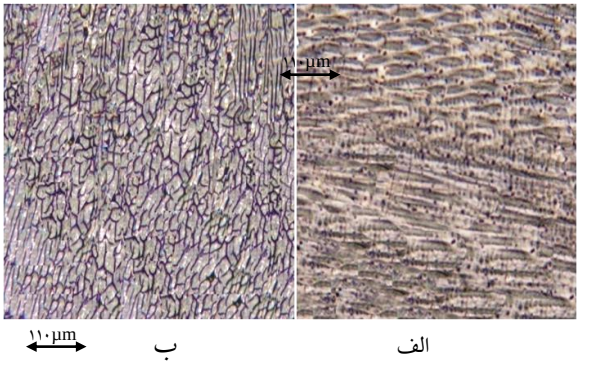
شکل (۱۳): مقایسه نمودار توزیع عنصر آلیاژی کروم در مقطع طولی شمش ریختگی در قالب با ابعاد ۲×۳/۵×۹ و شمش همگن‌سازی شده در ۹۰۰ درجه سانتی گراد برای مدت زمان ۲۰ ساعت

۳-٤- اثر کار سرد بر عملیات حرارتی همگن‌سازی

با توجه به فشار بخار بالای منگنز امکان تبخیر منگنز در حین عملیات حرارتی همگن‌سازی در دمای بالا وجود دارد و با توجه به این نکته که، انجام عملیات حرارتی همگن سازی در دمای ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد منجر به تاب برداشتن و اعوجاج شمش آلیاژ تولیدی شد، ترجیح داده می‌شود که عملیات حرارتی همگن‌سازی در دماهای پایین‌تری انجام شود. از طرفی برای همگن شدن ساختار از لحاظ ترکیب شیمیایی وحذف ریزساختار دندریتی در دماهای پایین‌تر، نیاز به زمان‌های زیادتر همچنین انجام عملیات حرارتی همگن‌سازی در زمان‌های طولانی مقرون به صرفه نیست. بنابراین چنانچه بتوان عملیات حرارتی را در دماهای پایین‌تر و زمان‌های کوتاه‌تر انجام داد، مطلوب است. بدین منظور می‌توان با انجام فرایند کار سرد بر روی شمش ریختگی آلیاژ تولید شده، انرژی ذخیره شده در آن را افزایش داد و نیروی محرکه‌ی بیشتری را برای نفوذ اتم‌ها در حین عملیات حرارتی همگن‌سازی فراهم ساخت و لذا این فرایند را تسریع نمود[۱۲]. دو نمونه از شمش ریختگی آلیاژ تولید شده به میزان ٪۲۰ و ٪۵۰ در دمای محیط کار، سرد نموده و سپس در دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ ساعت تحت عملیات حرارتی همگن‌سازی قرار گرفتند. انجام بیشتر از ٪ ۵۰ کارسرد منجر به ترک برداشتن شمش ریختگی شد. جدول ۴ شرایط و نتایج حاصل از انجام این عملیات را نشان می‌دهد. شکل۱۴ریز ساختار این دو نمونه را نشان می‌دهد. چنان‌چه از شکل مشخص است، ساختار نمونه‌ی تحت ٪۲۰ کارسرد(نمونه‌ی ۱) پس از عملیات حرارتی همگن‌سازی همچنان به صورت دندریتی است و ساختار حاصل از ریخته‌گری نمونه، باقی‌مانده است. اما در نمونه ای که ٪ ۵۰ تحت کارسرد قرار گرفته (نمونه‌ی ۲) ساختار دندریتی پس از انجام عملیات حرارتی همگن‌سازی حذف شده است. لذا می‌توان نتیجه گرفت که، انجام فرایند کار سرد می‌تواند دما و زمان عملیات همگن‌سازی برای حذف ریزساختار دندریتی را کاهش دهد.

جدول۴: نتایج انجام عملیات کارسرد و همگن‌سازی بر روی آلیاژ ریختگی Mn70

شماره نمونه	درصد کارسرد	زمان عملیات حرارتی (ساعت)	دمای عملیات حرارتی (درجه سانتی-گراد)	ریز ساختار
۱۱	۲۰	۵	۸۰۰	دندریتی
۱۲	۵۰	۵	۸۰۰	حذف دندریت‌ها



شکل(۱۴): ساختار میکروسکوپی در شرایطی که شمش نورد سرد شده و سپس به مدت ۵ ساعت در ۸۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد تحت عملیات حرارتی همگن‌سازی قرار گرفته است: (الف): ٪۲ کار سرد (ب): ٪۵۰ کار سرد

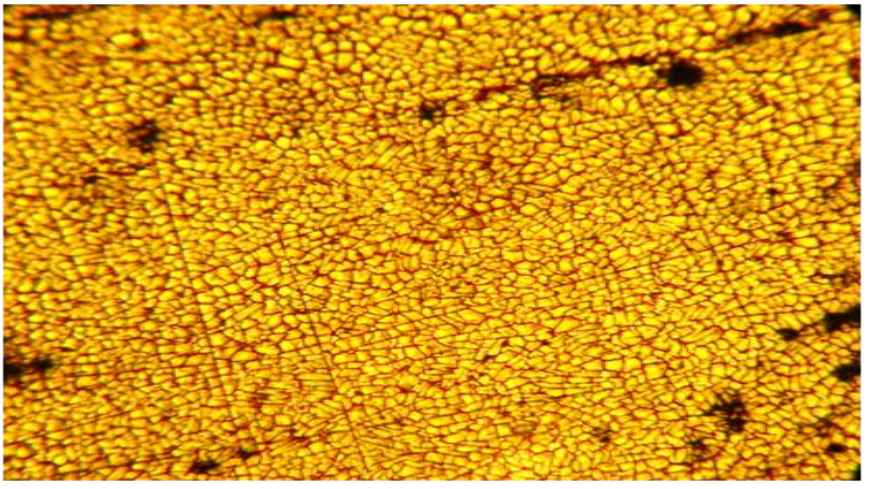
۳-۵- بررسی فرایند ذوب مجدد شمش تولید شده در کوره‌ی ذوب القایی در خلأ به کمک فرایند VAR

به منظور بررسی اثر فرایند ذوب مجدد بر روی ماکروساختار آلیاژ تولید شده در کوره‌ی ذوب القایی در خلأ، شمش آلیاژ تولید شده در کوره‌ی VIM، درکوره‌ی ذوب با قوس الکتریکی در خلأ با الکترود غیر مصرفی ذوب مجدد شد. سپس ساختار ماکروسکوپی آن به منظور مقایسه با شمش اولیه بررسی شد. شکل۱۵ماکروساختار و شکل ۱۶ ریز ساختار شمش آلیاژ تولید شده را نشان می‌دهد. همان طور که ملاحظه می‌شود، ساختار آلیاژ تولید شده شامل دانه‌های هم‌محور است و دانه‌های ستونی در ساختار وجود ندارد. در ریز ساختار شمش تولیدی نیز ساختار دندریتی که در شمش اولیه وجود داشت، حذف شده و ساختار

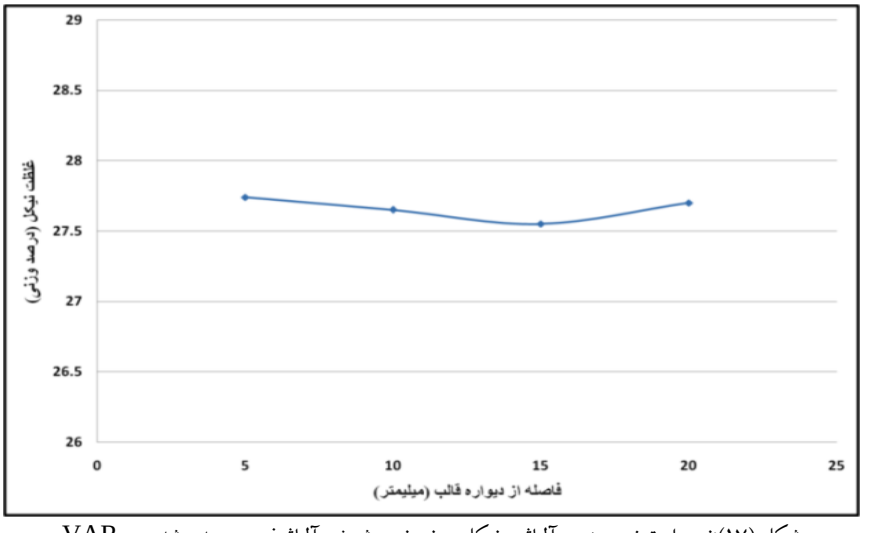
یکنواخت و همگن می‌باشد. در شکل‌های ۱۷ و ۱۸ نمودار توزیع عناصر آلیاژی نیکل و کروم آورده شده است. ملاحظه می‌شود، توزیع این عناصر در مقایسه با شکل ۷ که توزیع این عناصر را در شمش آلیاژ تولیدی در قالب با ابعاد۲×۳/۵×۵/۵ نشان می‌دهند، یکنواخت تر شده است. نکته‌ی قابل توجه در مقایسه‌ی این شکل‌ها افزایش میزان نیکل و کروم در شمش ذوب مجدد شده می‌باشدکه این امر به دلیل تبخیر منگنز در شمش ذوب مجدد شده و کاهش عنصر منگنز در این نمونه است که سبب افزایش مقدار نیکل و کروم درنتایج حاصل از آنالیز عنصری این نمونه شده است. جریان سیال در حوضچه‌ی مذاب در طی فرایند ذوب با قوس الکتریکی در خلأ، به وسیله‌ی نیروی شناوری و نیروی الکترومغناطیسی کنترل می‌شود. ترکیب شیمیایی غیر یکنواخت و دمای غیر یکنواخت مذاب منجر به تفاوت چگالی مذاب و در نتیجه افزایش نیروی شناوری می‌شود. از طرف دیگر، جریان الکتریکی که از سرتاسر حوضچه‌ی مذاب عبور می‌کند، نیروی الکترومغناطیسی (لورنتز) را تولید می‌کند. در جریان‌های الکتریکی پایین، نیروی لورنتز ضعیف است و جریان مذاب داخل حوضچه‌ی مذاب به وسیله‌ی نیروی شناوری کنترل می‌شود. با افزایش جریان الکتریکی قوس، نیروی الکترومغناطیسی افزایش می‌یابد و جریان مذاب را کنترل می‌کند. در توان‌های بالا، نیروی الکترومغناطیسی (لورنتز) در سرتاسر حوضچه‌ی مذاب عمل می‌کند و مذاب را از سطح به سمت پایین حرکت می‌دهد و بنابراین این مذاب جایگزین مذاب پایین قالب می‌شود که سرد شده است و باعث می‌شود مذاب سرد شده به سمت بالا حرکت کند و این جریان سبب همگن‌سازی مذاب و توزیع یکنواخت عناصر آلیاژی در مذاب می‌شود[۱۳-۱۵].

در فرایند ذوب در خلأ به کمک قوس الکتریکی با الکترود غیر مصرفی، با برقراری قوس الکتریکی بین الکترود غیرمصرفی و شمش موجود در قالب، حرارت لازم برای ذوب آلیاژ فراهم می‌شود. از طرفی با حرکت الکترود در سرتاسر سطح قالب، حرارت یکنواخت برای ذوب آلیاژ و همگن‌شدن مذاب تولید شده تأمین می‌شود. با توجه به قالب مسی آبگرد موجود در کوره، بر خلاف فرایند ذوب القایی در خلأ (قالب فولادی) و روش ذوب مجدد با قوس در خلأ با الکترود مصرفی شرایط انتقال حرارت به صورت سریع در تمامی جهات انجام می‌گیرد. با اتمام فرایند ذوب و قطع قوس، حمام مذاب تشکیل شده سریعاً منجمد می‌شود. بنابراین دانه‌های ستونی که محصول انجماد جهت‌دار می‌باشند، تشکیل نمی‌شود و سرتاسر ساختار، انجماد هم‌محور خواهد داشت.

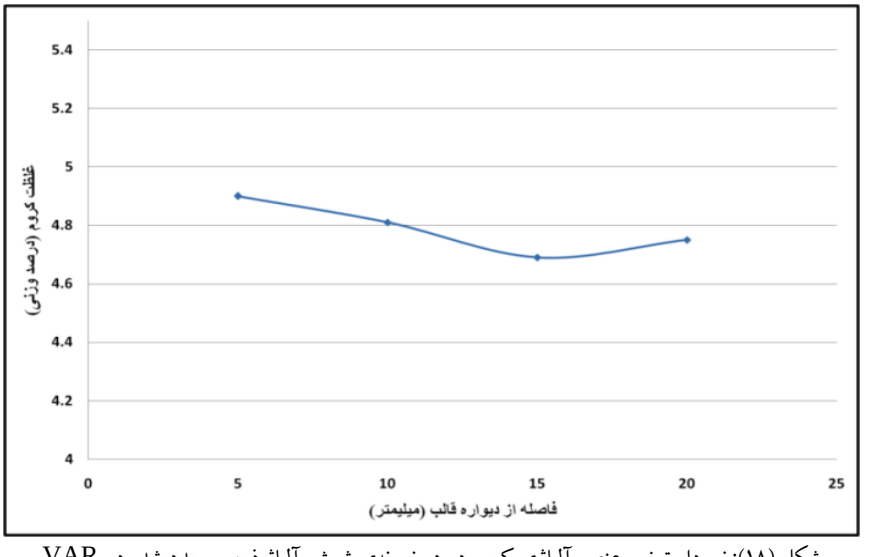
شکل(۱۵): ماکروساختار نمونه‌ی شمش آلیاژ ذوب مجدد شده در VAR



شکل (۱۶): ریزساختار نمونه‌ی شمش آلیاژ ذوب مجدد شده در VAR



شکل (۱۷):نمودار توزیع عنصر آلیاژی نیکل درنمونه‌ی شمش آلیاژ ذوب مجدد شده در VAR



شکل (۱۸): نمودار توزیع عنصر آلیاژی کروم در در نمونه‌ی شمش آلیاژ ذوب مجدد شده در VAR

٤- نتیجه‌گیری

۱- ریز ساختار شمش آلیاژ ریختگی Mn70، تولید شده در کوره‌ی VIM، دندریتی است و جدایش عناصر آلیاژی نیکل و کروم در ریزساختار مشاهده شد. ماکروساختار شمش آلیاژ ریختگی Mn70 شامل هر سه منطقه‌ی تبریدی، ستونی و هم محور می‌باشد که با توجه به وجود ۳۰٪ عنصر آلیاژی و فوق گداز بالا، طول منطقه‌ی ستونی نسبت به منطقه‌ی هم‌محور زیاد است.

۲- برای حذف جدایش‌ها و ریزساختار دندریتی شمش آلیاژ ریختگی، عملیات حرارتی همگن‌سازی بر روی شمش تولیدی انجام گرفت. در دمای ۹۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد و مدت زمان ۱۰ ساعت حذف ریزساختار دندریتی ملاحظه شد. از طرفی برای بررسی اثر افزایش دما بر روی عملیات حرارتی‌همگن‌سازی، با افزایش دما به ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد ملاحظه شد ریزساختار دندریتی پس از ۲ ساعت حذف شد.

۳- برای تبدیل ساختار ستونی ماکروساختار شمش آلیاژ ریختگی Mn70 به ساختار هم‌محور دو روش اصلاح فرایند ریختگی و عملیات حرارتی همگن‌سازی مدنظر قرار گرفت. با تغییر ابعاد قالب و افزایش مدول شمش آلیاژ ریختگی، شمش دیگری از آلیاژ Mn70 (شمش دوم) با طول منطقه‌ی ستونی بسیار کمتر در مقایسه با شمش اولیه‌ی، تولید شد. از طرفی شمش اولیه نیزدر دمای ۱۰۰۰ درجه‌ی‌سانتی‌گراد تحت عملیات حرارتی همگن‌سازی قرار گرفت و ملاحظه شد پس از ۱۵ ساعت ساختار ستونی به طور کامل به ساختار هم‌محور تبدیل و توزیع عناصر آلیاژی در طول شمش یکنواخت شد. برای حذف کامل منطقه‌ی ستونی شمش دوم نیز عملیات حرارتی همگن-سازی در دمای ۹۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد به مدت ۲۰ ساعت انجام گرفت.

۴- با انجام فرایند کارسرد بر روی نمونه‌ی ریختگی به میزان ۵۰٪ ملاحظه شد دما و زمان لازم برای انجام فرایند همگن‌سازی کاهش یافت.

۵- برای بررسی اثر فرایند ذوب مجدد برروی ساختار شمش آلیاژ ریختگی Mn70، یک مرحله عملیات ذوب مجدد در کوره‌ی VAR بر روی شمش اولیه انجام گرفت. پس از بررسی ماکرو ساختار شمش ذوب مجدد شده ملاحظه شد، ساختار کاملاً هم محور است و ریزساختار دندریتی نیز در بررسی ریزساختار شمش ذوب مجدد شده مشاهده نگردید که نشان از تأثیر فرایند ذوب مجدد بر روی تولید شمشی با ساختار همگن دارد.

٥- مراجع

[1] J. S. Kasper & J. S. Kouvel, "The Antiferromagnetic Structure of NiMn", J. Phys. Chem. Solids, Vol 11, pp, 231-238, 1959.

[2] Takuro Nakamichi & Mikio Yamamoto, "Composition, Temperature and Ordering Dependence of Magnetostriction Constants in Nickel- Manganese Alloy", Journal of the Phisical Society of Japan, Vol 18, pp, 758-766, 1963.

[3] T. J. Hicks, A. R. Pepper & J. S. Smith, "Antiferromagnetism in γ- Phase Manganese-Palladium and Manganese- Nickel Alloys", J. Phys. C, Vol 1, pp, 1683-1689, 1968.

[4] F. B. Laux, S. Piegert & J. Rosler, "Braze Alloy Development for Fast Epitaxial High-Temperature Brazing of Single- Crystalline Nickel- Based superalloys", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol 40, pp, 138-149, 2009.

[5] Decristofaro, Nicholas J, Sexton & Peter, "Nickel Brazed Articles", United States Patent, Pat. No 4302515, 1981.

[6] Dean Anthony Vicent, Ennis Philip James, Manganese- Nickel Alloys, United States Patent, Pat. No 4060429, 1977.

[7] B. Gao & J. Shen, "magnetic properties and magnetic entropy in Heusler alloys Ni50Mn35-xCuxSn15", Appied Physics A, Vol 97, pp, 443-447, 2009.

[8] H. B. Wang, F. Chen, Z. Y. Gao, W. Cai & L. C. Zhao, "Effect of Fe content on fracture behavior of Ni–Mn–Fe–Ga ferromagnetic shape memory alloys", Materials Science and Engineering A, pp, 438–440, 2006.

[9] G. E. Bacon & N. Cowlam, "Multiphase Structures in Manganese Rich Mn- Ni Alloys", Metal Phys, Vol. 3, pp. 6-12, 1973.

[10] D. A. Porter & K. E. Easterling, "Phase Transformations in Metals and Alloys", 2nd ed, pp, 233-245, Chapman&Hall, 1920.

[11] Reed. Hill, Physical Metallurgy Principles, 3rd ed, pp, 569-593, 1992.

[12] Engler, "Deformation and Texture of Copper–Manganese Alloys", Acta mater, Vol. 48, pp, 4827–4840, 2000.

[13] A Choudhury, E Weingartner, Vacuum Arc Remelting, ASM Handbook, Casting, The ASM Handbook Committee, ASM International 9 th edition, Vol. 15, pp, 393-400,1988.

[14] M Donachie & J Donachie, Superalloys: A Technichal Guide, ASM International, pp, 50-66, 2002.

[15] Winkler, R. Bakish, Vacuum Metallurgy, Elsevier Publishing Company, Amsterdam, 1971.