



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای Al-2Ni-xMn به عنوان جایگزین
آلیاژ هیپوئوتکتیک Al-4Niفاطمه یوسفی^۱، رضا تقی‌آبادی^{۲*}، سعید باغشاهی^۳

۱- فارغ التحصیل کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین

۲- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین

۳- استاد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین

* نویسنده مکاتبه کننده: E-mail: taghiabadi@ikiu.ac.ir

دریافت: ۱۴۰۰/۰۶/۱۵

پذیرش: ۱۴۰۰/۰۸/۱۶

چکیده:

در تحقیق حاضر، ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای Al-2Ni-xMn به‌عنوان جایگزین آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-4Ni مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور نمونه‌های مذاب حاوی ۲ درصد وزنی نیکل و ۱، ۲ و ۴ درصد وزنی منگنز تهیه شده و تحت دو سرعت متفاوت (۳/۵ و ۱۰/۴ درجه سانتیگراد بر ثانیه) منجمد شدند. بر اساس نتایج به‌دست آمده، در سرعت انجاماد کم، استحکام کششی، کرنش شکست و چقرمگی آلیاژ Al-2Ni-1Mn به ترتیب حدود ۲۶، ۱۱۵ و ۱۳۷ درصد بیش از خواص مذکور در آلیاژ Al-4Ni است، اما افزودن مقادیر بیشتر منگنز، موجب افت خواص کششی می‌شود. با افزایش سرعت انجاماد، به واسطه کاهش ابعاد و توزیع مناسب رسوبات بین‌فلزی غنی از نیکل و منگنز و تخلخل‌ها در ریزساختار، کاهش فاصله بین بازوهای ثانویه دندریتی و اندازه دانه‌ها، خواص مکانیکی آلیاژهای غنی از منگنز به‌میزان قابل ملاحظه‌ای بهبود می‌یابد. بهترین خواص کششی مربوط به نمونه Al-2Ni-1Mn ریخته‌گری شده در قالب مسی است که در آن استحکام کششی، کرنش شکست و چقرمگی به ترتیب ۵۰، ۲۰۰ و ۳۳۰ درصد بیش از خواص مذکور در آلیاژ Al-4Ni منجمد شده تحت سرعت ۳/۵ درجه سانتیگراد بر ثانیه است.

واژه‌های کلیدی:

Al-Ni

منگنز،

بهسازی تیریدی،

ریزساختار،

خواص مکانیکی

ارجاع به این مقاله:

فاطمه یوسفی، رضا تقی‌آبادی، سعید باغشاهی، بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای Al-2Ni-xMn به عنوان جایگزین آلیاژ هیپوئوتکتیک Al-4Ni، پژوهش‌نامه

ریخته‌گری، بهار ۱۴۰۰، جلد ۵، شماره ۱، صفحات ۵۱-۶۲.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/frj.2021.303426.1138

۱- مقدمه

تحقیقات انجام شده حاکی از آن است که به‌دلیل بالاتر بودن دمای سالیدوس در آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Ni و حضور ترکیبات بین فلزی Al_3Ni (با نقطه ذوب ۸۵۴ درجه سانتیگراد) در ریزساختار آنها، این آلیاژها علاوه بر سیالیت و قابلیت ریخته‌گری بسیار مناسب خواص مکانیکی بسیار مطلوبی در دمای محیط و کاربردهای دما بالا (تا حدود ۵۰۰ درجه سانتیگراد) ارائه می‌نمایند [۳و۴]. علاوه بر این، برخلاف ذرات سیلیسیم در ریزساختار آلیاژهای Al-Si، استحکام پیوند فصل مشترک بین ذرات بین‌فلزی Al_3Ni و زمینه آلومینیم بسیار بیشتر است و این امر موجب توزیع بهتر تنش بین رسوبات و زمینه و در نتیجه بهبود خواص مکانیکی می‌شود [۵].

با توجه به ارائه تلفیقی از خواص منحصر به‌فرد به‌ویژه سیالیت و قابلیت ریخته‌گری عالی، آلیاژهای یوتکتیک و هیپوئوتکتیک Al-Si به‌طور گسترده برای تولید قطعات ریختگی مورد استفاده در زمینه‌های مختلف مهندسی اعم از صنایع خودرو و هوا فضا، استفاده می‌شوند [۱]. با این حال به‌دلیل انحلال یا رشد ذرات سیلیسیم و/یا ذوب موضعی ترکیبات نقطه ذوب پایین در مناطق بین دندریتی، کاربرد این آلیاژها محدود به شرایطی است که دمای محیط کمتر از حدود ۳۰۰ درجه سانتیگراد باشد [۲]. آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Ni یکی از گزینه‌های جذاب جایگزینی آلیاژهای هیپوئوتکتیک Al-Si به شمار می‌آیند.

است. افزایش سرعت انجماد، ضمن کاهش اندازه دانه‌ها و فاصله متوسط بین بازوهای ثانویه دندریتی (SDAS^۱) و توزیع بهتر جدایش‌های میکروسکوپی، اندازه ذرات فاز دوم (شامل ترکیبات بین فلزی) و تخلخل‌های ساختاری را کاهش داده و موجب بهبود شرایط توزیع آن‌ها در زمینه می‌شود [۱۱ و ۱۲]. در سرعت‌های انجماد کم تا متوسط، ترکیبات بین فلزی، به‌ویژه در آلیاژهای آلومینیم غنی از عناصر آلیاژی، عمدتاً به صورت ترکیبات درشت اولیه یا یوتکتیک با مورفولوژی خشن و توزیع غیر یکنواخت در زمینه پدیدار می‌شوند. ضمن آنکه ماهیت فصل مشترک این ترکیبات بین فلزی نیز قویاً متأثر از فرایند انجماد آلیاژ است [۱۳]. افزایش سرعت انجماد همچنین نوع و مورفولوژی ترکیبات بین فلزی را تغییر می‌دهد. به عنوان مثال در آلیاژهای Al-Ni-Mn افزایش سرعت انجماد قادر به تغییر ماهیت رسوبات غنی از منگنز (و نیکل) است به گونه‌ای که فاز غنی از منگنز، فاز غالب است [۱۴].

با توجه به موارد مطرح شده و در راستای کاهش چگالی و هزینه تولید آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Ni، در تحقیق حاضر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای Al-2Ni-xMn حاوی مقادیر مختلف منگنز (۱، ۲ و ۴ درصد وزنی) تولید شده در دو سرعت انجماد مختلف ۳/۵ و ۱۰/۴ درجه سانتیگراد بر ثانیه بررسی شده و خواص نمونه‌های به‌دست آمده با خواص آلیاژ Al-4Ni مورد مقایسه قرار گرفته است.

۲- مواد و روش تحقیق

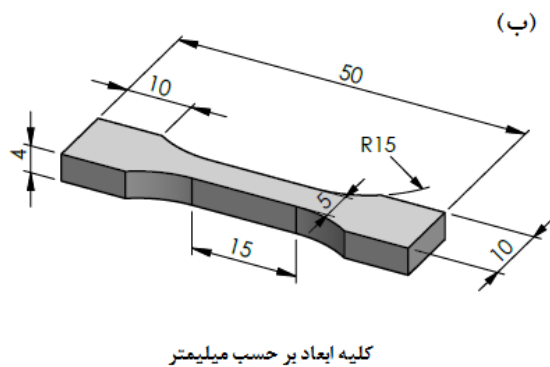
آلیاژهای مورد استفاده در تحقیق حاضر با استفاده از آلومینیم خالص (۹۹/۷ درصد)، نیکل خالص (۹۹/۹ درصد) و آمیزان Al-40Mn تهیه شدند. فرایند ذوب با استفاده از یک کوره القایی با ولتاژ ورودی ۳۸۰، فرکانس ۱۰ کیلوهرتز و جریان خروجی ۳۷ آمپر در یک بوتله SiC انجام شد. طی فرایند ذوب، سطح مذاب به منظور محافظت در برابر اکسیداسیون توسط گاز آرگن با خلوص بالا (۹۹/۹۹۹ درصد) محافظت شد. پس از رسیدن به دمای مورد نظر (حدود ۸۰۰ درجه سانتیگراد) مذاب به آرامی توسط یک میله گرافیتی هم زده شده و پس از سرباره‌گیری، عملیات ریخته‌گری در دو قالب فولادی پیش‌گرم شده تا دمای ۲۵۰ درجه سانتیگراد (سرعت انجماد متوسط ۳/۵ درجه سانتیگراد بر ثانیه) و مسی آبرگرد (سرعت انجماد متوسط ۱۰/۴ درجه سانتیگراد بر ثانیه) انجام شد. قطعات نهایی تخت‌هایی با ابعاد ۱۵۰×۱۰۰×۱۰ میلی‌متر بودند. تصویر نمادین قالب در شکل (۱-الف) و ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد استفاده تعیین شده به روش طیف سنجی نشری در جدول (۱) ارائه شده است.

با این وجود نیکل عنصری است سنگین (با چگالی ۸/۹ گرم به ازای سانتیمتر مکعب) که به دلیل افزایش چگالی کلی آلیاژ، می‌تواند به کارگیری آن را در کاربردهای نیازمند وزن کم مانند صنایع خودرو و هوافضا با محدودیت‌های جدی مواجه کند. چگالی تئوری آلیاژ Al-4Ni حدود ۱۰ درصد بیش از چگالی تئوری آلیاژ تجاری و پرکاربرد A356 آلومینیم است و این امر به لحاظ کاهش بهره‌وری انرژی و افزایش مصرف سوخت در صنایع خودرو و هوافضا بسیار حائز اهمیت است. نتایج مطالعات انجام شده نشان می‌دهد که یک کیلوگرم کاهش وزن موتور هواپیما منجر به صرفه جویی ۱۵۰/۰۰۰ دلاری در مصرف سوخت طی دوره سرویس‌دهی آن می‌شود [۶]. همچنین کاهش وزن خودرو، قدرت مورد نیاز برای شتاب‌گیری و کاهش سرعت را کاهش داده و این فرصت را برای طراحان فراهم می‌آورد که موتور و سیستم‌های انتقال قدرت و ترمز را با ابعاد کوچک‌تری طراحی نمایند. از دیدگاه دینامیک خودرو نیز کاهش وزن موجب افزایش پایداری، توانایی کنترل خودرو و نهایتاً بهبود عملکرد آن از دو بعد راحتی و ایمنی سواری می‌شود [۷]. علاوه بر چگالی بالا، نیکل عنصری است گران قیمت که افزودن آن موجب افزایش هزینه تولید می‌شود.

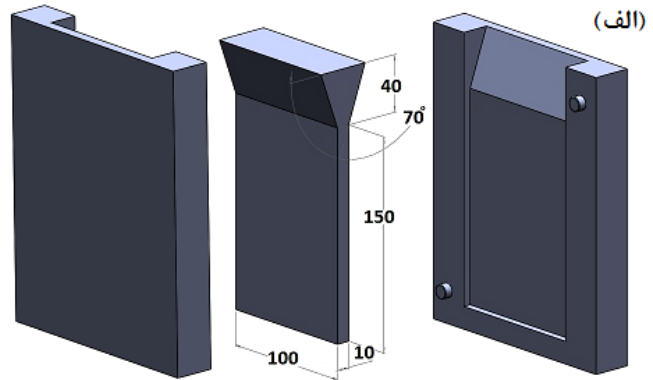
یکی از رویکردهای مناسب برای کاهش هم‌زمان چگالی و هزینه تولید و بهبود خواص آلیاژهای Al-Ni، جایگزین نمودن بخشی از عنصر نیکل موجود در ترکیب شیمیایی این آلیاژها توسط سایر عناصر است. یکی از عناصر آلیاژی متداول مورد استفاده برای تقویت خواص مکانیکی آلیاژهای Al-Ni، منگنز است. افزودن منگنز بر خلاف سایر عناصر آلیاژی رایج مانند مس و منیزیم که موجب افزایش دامنه انجماد و کاهش دمای سالیدوس شده و به دلیل ضریب نفوذ نسبتاً بالا در زمینه آلومینیمی، اثر استحکام بخشی رسوبات غنی از آن‌ها در دماهای بیش از حدود ۲۵۰ درجه سانتیگراد کم می‌شود، به واسطه تشکیل رسوباتی مانند Al₆Mn، O-Al_{78.5}Mn₁₃Ni_{8.5} و KAl₈₀Mn_{18.5}Ni_{1.5}، Φ-Al_{71.4}Mn_{23.2}Ni_{5.4} موجب بهبود خواص مکانیکی در دماهای بالا می‌شود [۸ و ۹]. با این حال عملکرد ترکیبات بین فلزی در بهبود خواص مکانیکی آلیاژها متأثر از ابعاد، مورفولوژی و نحوه توزیع آنها در ساختار است [۱۰]. بر این اساس، راهکارهای مختلفی برای غلبه بر این محدودیت ارائه شده‌اند که از جمله می‌توان به عملیات حرارتی، فرآوری مکانیکی/ترمو مکانیکی و تغییر شکل پلاستیک شدید اشاره نمود.

بهسازی تیریدی (افزایش سرعت انجماد) نیز یکی از روش‌های رایج برای ایجاد ریزساختارهای ظریف در آلیاژهای مهندسی

¹ Secondary dendrite arm spacing



شکل ۱- تصویر نمادین الف) قالب ریخته‌گری تختال و نمونه نهایی و ب) هندسه و ابعاد نمونه آزمایش کشش



برای محاسبه میزان تخلخل نمونه‌های مورد تحقیق، ابتدا چگالی واقعی نمونه‌ها به روش غوطه‌وری در سیال (روش ارشمیدس) محاسبه شد. بدین منظور، پس از تعیین جرم نمونه‌ها در هوا و آب مقطر توسط یک ترازوی دیجیتالی با دقت 10^{-4} gr، چگالی واقعی آن‌ها با بهره‌گیری از رابطه (۱) تعیین شد [۱۵]:

$$\rho_r = \frac{m}{m-m_w} \times \rho_w \quad (1)$$

در این رابطه m جرم نمونه، m_w جرم نمونه در آب، ρ_r چگالی واقعی نمونه و ρ_w چگالی آب مقطر است. در ادامه، درصد تخلخل نمونه‌ها با استفاده از رابطه (۲) تعیین شد:

$$\%P = \frac{\rho_{th} - \rho_r}{\rho_{th}} \quad (2)$$

که در آن ρ_r چگالی واقعی و ρ_{th} چگالی تئوری نمونه‌ها است که با بهره‌گیری از آنالیز شیمیایی آلیاژ و چگالی دقیق عناصر مختلف تعیین گردید.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد استفاده در تحقیق (درصد وزنی)

آلیاژ	کد	Fe	Mn	Ni	سایر عناصر	Al
Al-4Ni	4Ni	۰/۰۸	<۰/۰۱	۴/۰۳	<۰/۱	Bal.
Al-2Ni-1Mn	2Ni1Mn	۰/۰۷	۰/۹۴	۲/۰۱	<۰/۱	Bal.
Al-2Ni-2Mn	2Ni2Mn	۰/۰۹	۱/۸۶	۲/۰۴	<۰/۱	Bal.
Al-2Ni-4Mn	2Ni4Mn	۰/۰۷	۲/۹۷	۲/۰۸	<۰/۱	Bal.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی‌های ریزساختاری

تصویر میکروسکوپی ریزساختار آلیاژ 4Ni ریخته‌گری شده در قالب فولادی در شکل (۲-الف) نشان داده شده است. با توجه به شکل، ریزساختار این آلیاژ متشکل از نواحی یوتکتیک α -Al₃Ni (خاکستری روشن) در زمینه α -Al (نواحی تیره) است.

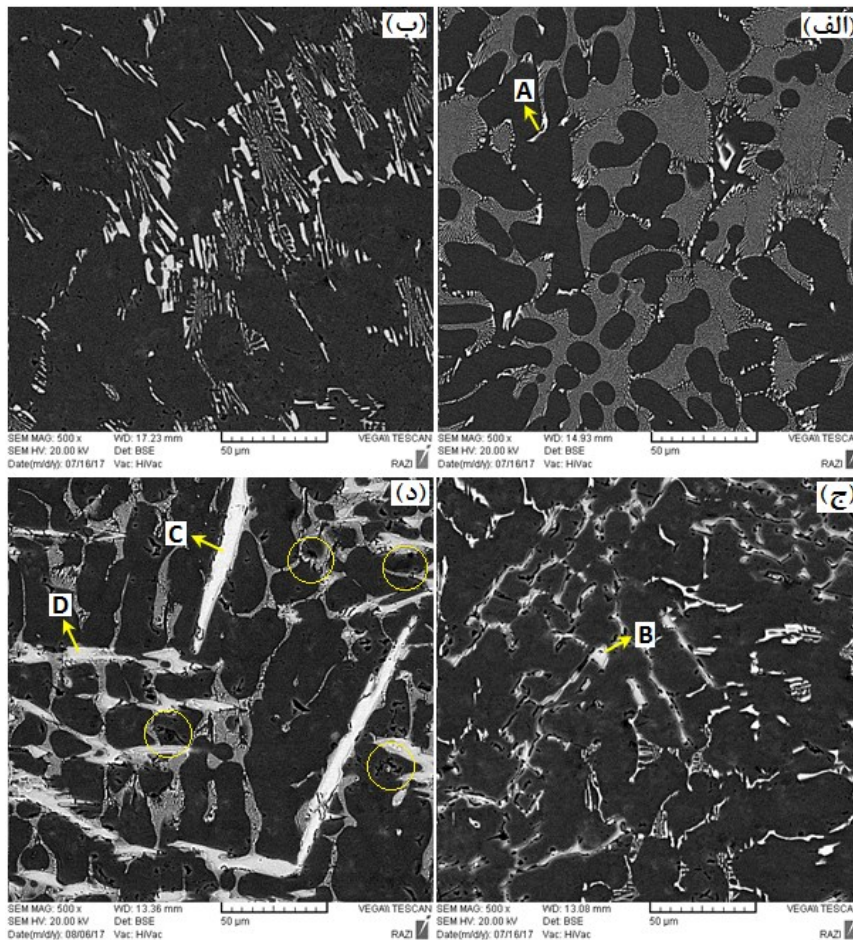
آماده‌سازی سطح نمونه‌ها بر اساس روش‌های استاندارد متالوگرافی انجام شد. سپس عملیات حکاکی به مدت ۱۰ ثانیه با استفاده از محلول HF ۲ درصد حجمی انجام شد. بررسی ریزساختار آلیاژها با استفاده از یک میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) مدل VEGA TESCAN-LMU انجام شد و ترکیب شیمیایی فازها با روش طیفسنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) تعیین گردید. آنالیز تصویری با استفاده از نرم‌افزار MIP4Student انجام شد. برای محاسبه SDAS از رابطه $SDAS = d/n$ استفاده شد که در آن d طول خط رسم شده روی بازوهای ثانویه دندردیتی مجاور هم (از مرکز یک بازو تا مرکز آخرین بازو) مورد نظر روی تصویر میکروسکوپی و n تعداد بازوهای مورد بررسی در هر نوبت اندازه‌گیری است. سطح شکست نمونه‌های کشش نیز برای تعیین مکانیزم‌های شکست و عوامل تاثیرگذار بر شکست نمونه‌ها توسط SEM مورد بررسی و آنالیز فازی قرار گرفت.

آزمایش کشش روی نمونه‌های استاندارد (شکل ۱-ب) توسط یک دستگاه کشش تک‌محور مدل Zuik/Roell Z100 تحت بار ۱۰ کیلو نیوتن و سرعت ۰/۵ میلی‌متر بر دقیقه انجام شد و میانگین خواص کششی سه نمونه به‌عنوان مقدار نهایی گزارش شد. چقرمگی نمونه‌ها با محاسبه سطح زیر منحنی تنش-کرنش مهندسی محاسبه شد. آزمایش سختیسنجی میکروسکوپی با استفاده از دستگاه میکروسختیسنج (شرکت کالا صنعت آزما) انجام شد. این آزمایش تحت بار ۵۰۰ گرم و زمان ساکن سازی ۱۵ ثانیه انجام شد و میانگین سختی هفت نقطه فروروی بر روی مقطع نمونه‌ها به‌عنوان عدد سختی نهایی ثبت شد.

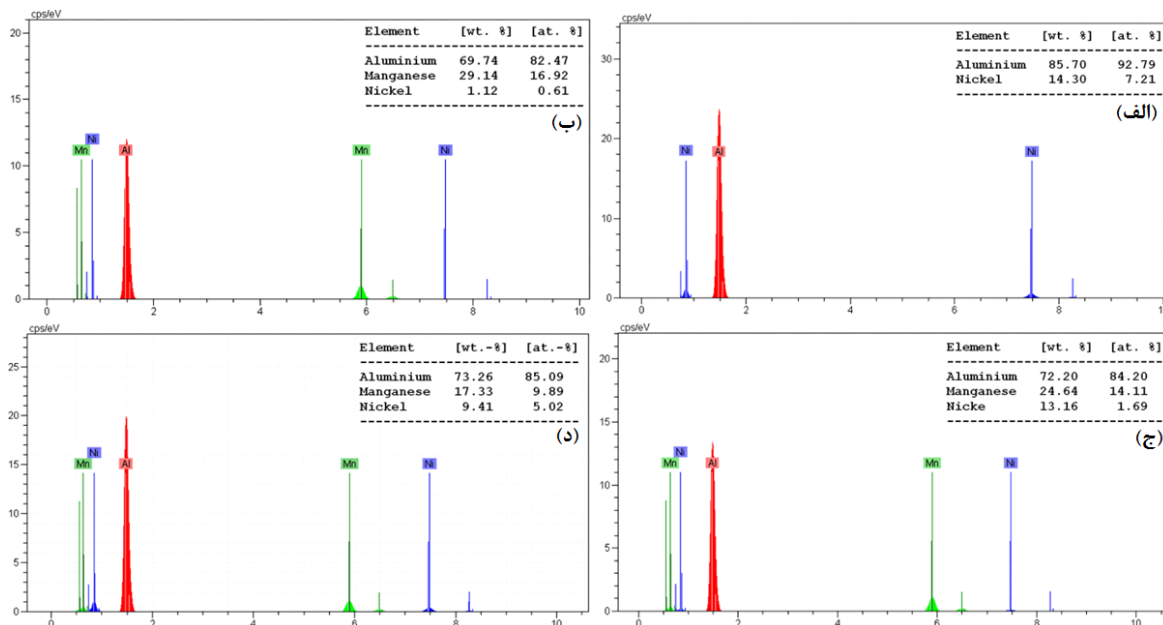
برای تعیین سختی فازها و زمینه آلیاژ، آزمون میکروسختی تحت بار ۱۰ گرم انجام شد و میانگین عدد سختی مربوط به سه فاز مشابه/سه نقطه از زمینه آلیاژ به‌عنوان عدد نهایی سختی ثبت شد.

شکل ۵) به گونه‌ای که میانگین اندازه دانه در نمونه‌های مورد تحقیق از حدود ۴۰۰ میکرومتر در سرعت انجماد کم (انجماد در قالب فولادی پیش گرم شده) تا حدود ۲۷۰ میکرومتر در سرعت انجماد زیاد (انجماد در قالب مسی آبگرد) کاهش یافته است. کاهش ابعاد و توزیع ظریف ذرات فاز دوم، کاهش اندازه دانه‌ها و SDAS در اثر افزایش سرعت انجماد را می‌توان با افزایش مقدار تحت تبرید توجیه نمود. با توجه به ضریب توزیع نسبتاً زیاد منگنز در آلومینیم (حدود ۰/۹۵) [۱۷] تمایل این عنصر برای جدایش به مذاب مقابل جبهه انجماد نسبتاً کم است لذا افزایش غلظت این عنصر قادر به تغییر (افزایش) قابل توجه جزء ترکیبی تحت تبرید [۱۸] نیست اما افزایش سرعت انجماد و تسریع در خروج حرارت از قالب موجب افزایش جزء حرارتی تحت تبرید می‌شود [۱۹]. افزایش میزان تحت تبرید ضمن افزایش نیروی محرکه جوانه‌زنی و تسهیل این فرایند، نرخ نفوذ عناصر محلول را کاهش داده و بر فرایند رشد تاثیر منفی می‌گذارد [۲۱ و ۲۰]. با توجه به نتایج آزمایش‌های تخلخل‌سنجی، یکی دیگر از مزیت‌های افزایش سرعت انجماد، کاهش کسر حجمی تخلخل‌های ساختاری است (جدول ۲). تشکیل تخلخل‌ها در آلیاژهای مورد بررسی می‌تواند منشا گازی و/یا انقباضی داشته باشد به ویژه در نمونه 2Ni4Mn که به سبب شکل‌گیری ترکیبات نسبتاً بزرگ صفحه‌ای شکل (شکل ۲-د) و انسداد مسیرهای تغذیه مذاب توسط این صفحات به ویژه در فضاهای بین دندردیتی، کسر حجمی تخلخل‌ها به میزان قابل توجهی افزایش یافته است. بر اساس نتایج آنالیز تصویری (جدول ۲) افزایش سرعت انجماد موجب کاهش قابل ملاحظه کسر حجمی تخلخل‌ها در نمونه‌های مورد بررسی، به ویژه نمونه‌های غنی از منگنز حاوی ترکیبات بین فلزی اولیه درشت و صفحه‌ای شکل شده است. به عنوان مثال، با افزایش سرعت انجماد از ۳/۵ به ۱۰/۴ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه، درصد حجمی تخلخل‌ها در دو نمونه 2Ni1Mn و 2Ni4Mn به ترتیب حدود ۳۳ و ۶۰ درصد کاهش یافته است. از جمله مهمترین علل کاهش میزان تخلخل‌ها می‌توان به کاهش زمان برای نفوذ درون شبکه‌ای و تجمع اتم‌های هیدروژن محلول در مکان‌های مستعد جوانه‌زنی غیر همگن، افزایش میزان فوق اشباع زمینه از اتم‌های هیدروژن و کاهش ابعاد حوضچه‌های مذاب باقیمانده در مراحل پایانی انجماد به دلیل کاهش اندازه دانه‌ها و کاهش ابعاد ترکیبات بین فلزی صفحه‌ای شکل اشاره نمود [۲۲ و ۲۳].

آنالیز شیمیایی ذرات Al_3Ni در ساختار یوتکتیک در شکل (۳) ارائه شده است. همچنین تصویر میکروسکوپی مربوط به ریزساختار آلیاژهای 2Ni1Mn، 2Ni2Mn و 2Ni4Mn به ترتیب در شکل‌های (۲-ب)، (۲-ج) و (۲-د) ارائه شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود، کاهش غلظت نیکل و افزودن منگنز به ترکیب آلیاژ موجب کاهش کسر حجمی نواحی یوتکتیک و شکل‌گیری ترکیبات بین‌فلزی با مورفولوژی صفحه‌ای و غیر صفحه‌ای (چند وجهی) در ساختار شده است. این ترکیبات با آنالیز شیمیایی ارائه شده در شکل (۳)، عمدتاً در نواحی بین-دندردیتی حضور دارند اما با افزایش غلظت منگنز در آلیاژ 2Ni4Mn به صورت ذرات درشت اولیه، که در دماهای بالاتر از لیکوئیدوس آلیاژ رسوب نموده‌اند، در ساختار مشاهده می‌شوند. مهمترین ترکیبات غنی از منگنز شناسایی شده در آلیاژهای Al-Ni-Mn عبارتند از فاز $\kappa-Al_{80.3}Mn_{17.5}Ni_{2.2}$ (با ترکیب شیمیایی نوعی ۸۱/۶ درصد اتمی آلومینیم، ۲/۲ درصد وزنی نیکل و ۱۶/۲ درصد وزنی منگنز [۹]) و فاز $\sigma-Al_{60}Mn_{11}Ni_4$ (با ترکیب شیمیایی نوعی ۸۴/۸ درصد اتمی آلومینیم، ۲/۷ درصد وزنی نیکل و ۱۲/۵ درصد وزنی منگنز [۱۶]). بنابراین با توجه به آنالیز شیمیایی رسوبات غنی از نیکل و منگنز (شکل ۳) می‌توان گفت که ترکیبات غنی از منگنز شکل گرفته در آلیاژهای مورد بررسی در این تحقیق، عمدتاً از نوع فاز κ هستند. با این حال در توافق با [۱۶] به نظر می‌رسد بخشی از ذرات κ طی واکنش $L + \phi \rightarrow \sigma$ در دمای ۷۵۷ درجه سانتیگراد به فاز σ استحاله می‌یابند. تاثیر افزایش سرعت انجماد از ۳/۵ به حدود ۱۰/۴ درجه سانتیگراد بر ثانیه بر ریزساختار آلیاژ 2Ni4Mn در شکل (۴) نشان داده شده است. می‌توان مشاهده نمود که افزایش سرعت انجماد موجب کاهش ابعاد ترکیبات بین‌فلزی شامل ترکیبات غنی از نیکل Al_3Ni در نواحی یوتکتیک و ترکیبات اولیه/یوتکتیک غنی از منگنز Al_6Mn و فاز σ شده است. به عنوان مثال، با افزایش سرعت سرد شدن از ۳/۵ به ۱۰/۴ درجه سانتیگراد بر ثانیه، اندازه متوسط ترکیبات بین فلزی اولیه غنی از در منگنز در دو نمونه 2Ni1Mn و 2Ni4Mn حدود ۲۵ درصد کاهش یافته است. یکی دیگر از اثرات مثبت افزایش سرعت انجماد، کاهش SADS است. با توجه به نتایج آنالیز تصویری (جدول ۲)، افزایش سرعت انجماد به طور متوسط موجب کاهش حدوداً ۶۰ درصدی اندازه متوسط SDAS در نمونه‌های ریخته-گری شده در قالب مسی آبگرد شده است. افزایش سرعت انجماد همچنین موجب کاهش اندازه دانه‌ها شده است (جدول ۲ و



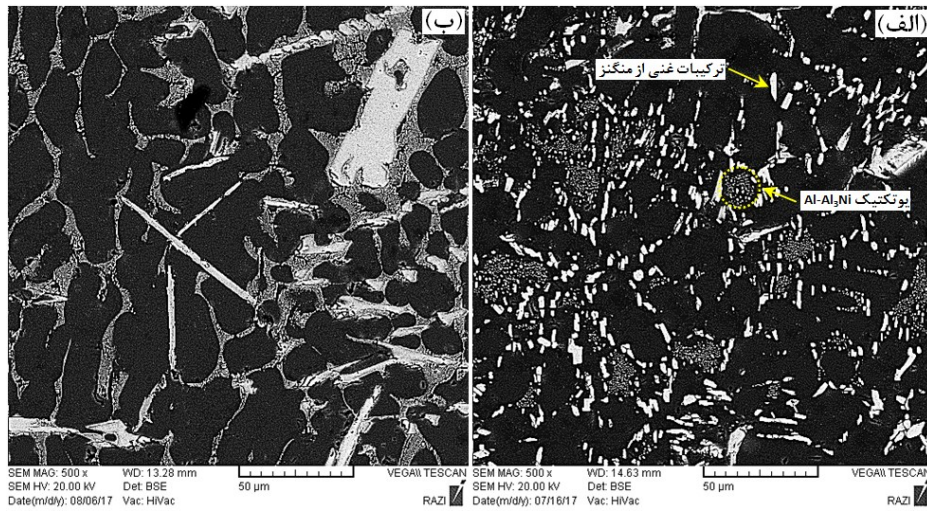
شکل ۲- تصویر میکروسکوپی ریزساختار آلیاژهای مورد تحقیق، (الف) 4Ni، (ب) 2Ni1Mn، (ج) 2Ni2Mn و (د) 2Ni4Mn ریخته گری شده در قالب فولادی، سرعت سرمایش ۱۰/۴ °C/s، برخی تخلخل‌های انقباضی ناشی از حضور ترکیبات صفحه‌ای شکل در ساختار، توسط دایره روی شکل (د) مشخص شده‌اند



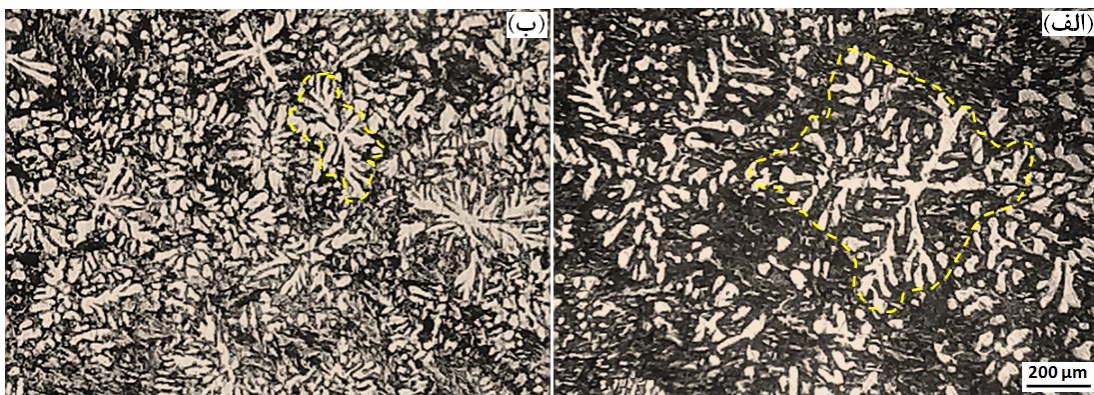
شکل ۳- نتایج آنالیز EDS نواحی مشخص شده در شکل (۲)، (الف) فاز A (Al₃Ni)، (ب) فاز B (Al₆Mn)، (ج) فاز C (K) و (د) فاز D (O)

و کاهش قابل توجه تعداد و ابعاد ترکیبات صفحه‌ای شکل (شکل ۴ و جدول ۲) نیز از جمله دیگر نتایج افزایش سرعت انجماد است که به افزایش چگالی نمونه‌های غنی از منگنز کمک می‌کند.

لازم به ذکر است که با توجه به کمبود مذاب و مشکلات تغذیه بین دندریتی، تغذیه اغلب این حوضچه‌ها عملاً ممکن نبوده و به ریزحفرات انقباضی مبدل می‌شوند. علاوه بر این تغییر مورفولوژی



شکل ۴- تصویر میکروسکوپی ریزساختار: الف) نمونه 2Ni2Mn و ب) نمونه 2Ni4Mn ریخته‌گری شده در قالب مسی آبگرد



شکل ۵- تصویر میکروسکوپی نشان‌دهنده ساختار دندریتی و اندازه دانه‌ها در نمونه 2Ni4Mn: الف) قالب فولادی و ب) قالب مسی آبگرد

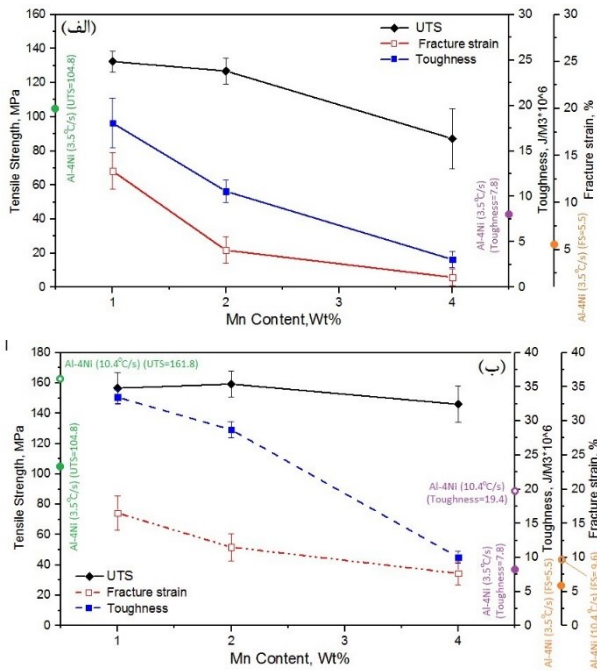
جدول ۲- نتایج آنالیز تصویری ریزساختار نمونه‌های مورد تحقیق

کد نمونه	سرعت انجماد (درجه سانتیگراد بر ثانیه)	اندازه متوسط، میکرومتر		میزان تخلخل، درصد حجمی	اندازه متوسط فازهای بین فلزی، میکرومتر	
		دانه‌ها	SDAS		ذرات Al ₃ Ni	ترکیبات غنی از منگنز اولیه
4Ni	۳/۵	۴۰۰±۱۰۷	۵/۴±۲/۶	۰/۸۵	--	۰/۹۷±۰/۲۱
2Ni1Mn	۳/۵	۴۱۲±۹۵	۵/۶±۱/۵	۱/۰۲	۱۴/۲۷±۵/۱۶	۱/۲۰±۰/۳۴
	۱۰/۴	۲۹۱±۶۰	۲/۴±۰/۸	۰/۶۸	۹/۷۱±۴/۱۹	۱/۱۴±۰/۷۰
2Ni2Mn	۳/۵	۳۹۴±۷۲	۶/۳±۱/۰	۱/۴۵	۱۷/۰۴±۸/۴۵	۱/۵۵±۰/۸۶
	۱۰/۴	۲۷۷±۷۴	۱/۸±۰/۷	۰/۷۷	۶/۹۳±۱/۸۴	۰/۹۹±۰/۱۵
2Ni4Mn	۳/۵	۳۸۶±۶۳	۵/۱±۰/۵	۲/۱۳	۵۱/۱۶±۲۹/۳۶	۱/۴۹±۰/۴۲
	۱۰/۴	۲۷۰±۹۲	۲/۱±۰/۹	۰/۸۱	۳۸/۴۰±۱۴/۴۹	۱/۰۸±۰/۷۸

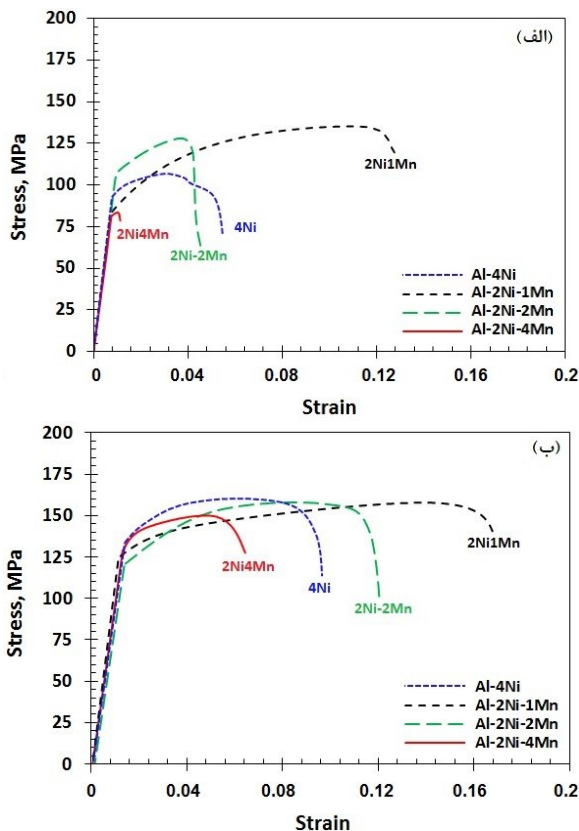
۲-۳- بررسی خواص مکانیکی

نمودار تغییرات استحکام کششی، کرنش شکست و چقرمگی آلیاژهای مورد بررسی ریخته‌گری شده در قالب فولادی پیش‌گرم شده و قالب مسی آبگرد به ترتیب در شکل‌های (۶-الف) و (۶-ب) و نمودار تنش-کرنش مهندسی نمونه‌های مذکور به ترتیب در شکل‌های (۷-الف) و (۷-ب) ارائه شده است. لازم به ذکر است برای مقایسه، اعداد مربوط به خواص مکانیکی آلیاژ

4Ni نیز روی نمودارها مشخص شده‌اند. با توجه به نمودارهای ارائه شده، استحکام کششی آلیاژ 2Ni1Mn ریخته‌گری شده در قالب فولادی حدود ۲۶ درصد بیش از مقادیر مربوطه در آلیاژ 4Ni است. همچنین در شرایط مشابه به لحاظ سرعت انجماد، افزودن ۱ درصد وزنی منگنز به ترکیب آلیاژ Al-2Ni موجب تشکیل آلیاژی می‌شود که انعطاف پذیری و چقرمگی آن به ترتیب حدود ۱۱۵ و ۱۳۷ درصد بیش از مقادیر مذکور در نمونه



شکل ۶- نمودار تغییرات استحکام کششی، کرنش شکست و چقرمگی آلیاژهای مورد بررسی، (الف) سرعت انجماد ۳/۵ درجه سانتیگراد بر ثانیه و (ب) سرعت انجماد ۱۰/۴ درجه سانتیگراد بر ثانیه (برای مقایسه، مقادیر مربوط به آلیاژ Al-4Ni ریخته‌گری شده تحت سرعت ۳/۵ و ۱۰/۴ درجه سانتیگراد بر ثانیه به ترتیب توسط دایره‌های توپر و توخالی روی محور نمودارها مشخص شده‌اند)



شکل ۷- نمودارهای نوعی تنش-کرنش مهندسی آلیاژهای مورد تحقیق: (الف) سرعت انجماد ۳/۵ درجه سانتیگراد بر ثانیه و (ب) سرعت انجماد ۱۰/۴ درجه سانتیگراد بر ثانیه

4Ni است. با افزایش سرعت سرد شدن مذاب درون قالب، میزان بهبود خواص مکانیکی به‌مراتب بهتر است به‌گونه‌ای که استحکام کششی، درصد ازدیاد طول و چقرمگی نمونه 2Ni1Mn به ترتیب حدود ۲۰، ۴۰ و ۲۷ درصد بیش از مقادیر مربوطه در نمونه ریخته‌گری شده در قالب فولادی پیش‌گرم شده است.

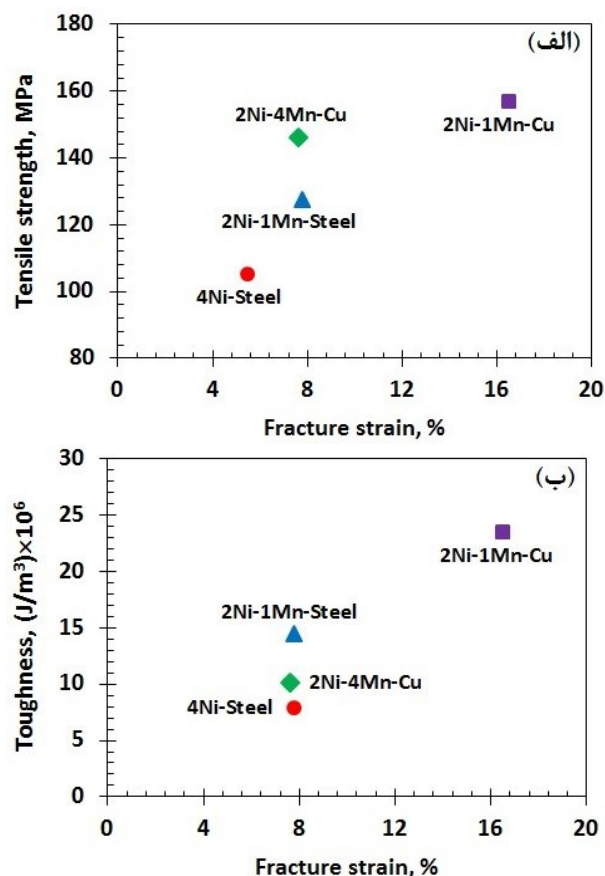
در شرایط ریخته‌گری در قالب فولادی پیش‌گرم شده، افزایش غلظت منگنز تا حدود ۴ درصد وزنی تاثیر منفی بر خواص کششی دارد. بر اساس نتایج به‌دست آمده (شکل ۶)، استحکام کششی، درصد ازدیاد طول و چقرمگی آلیاژ 2Ni4Mn به ترتیب حدود ۳۵، ۹۰ و ۷۸ درصد کمتر از مقادیر مذکور در نمونه 2Ni1Mn و به ترتیب حدود ۱۷، ۸۰ و ۵۰ درصد کمتر از مقادیر مذکور در نمونه 4Ni است. با این‌حال، افزایش سرعت انجماد موجب تغییر شرایط شده است. با توجه به نتایج به‌دست آمده (شکل ۶)، استحکام کششی، درصد ازدیاد طول و چقرمگی نمونه 2Ni4Mn ریخته‌گری شده در قالب مسی آب‌گرد به ترتیب حدود ۶۸، ۶۰ و ۱۵۴ درصد بیش از مقادیر مربوطه در شرایط ریخته‌گری در قالب فولادی پیش‌گرم شده و به ترتیب حدود ۴۰، ۴۰ و ۲۹ درصد بیش از خواص مذکور در نمونه 4Ni است.

به منظور مقایسه بهتر نتایج به دست آمده، نمودار تغییرات استحکام کششی و چقرمگی آلیاژ Al-4Ni و آلیاژهای Al-2Ni-xMn تولید شده در دو سرعت انجماد مختلف بر حسب کرنش شکست آن‌ها در شکل ۸ ارائه شده است. با توجه به این نمودارها، به نظر می‌رسد که آلیاژ 2Ni-1Mn ریخته‌گری شده در قالب مسی آب‌گرد به لحاظ خواص کششی و چقرمگی گزینه بسیار مناسبی برای جایگزینی آلیاژ Al-4Ni است.

با توجه به نتایج بررسی‌های ساختاری (شکل ۲) و کاهش کسر حجمی نواحی یوتکتیک غنی از رسوبات سخت Al₃Ni در ساختار آلیاژ 2Ni1Mn در مقایسه با آلیاژ 4Mn، بهبود مشاهده شده در خواص مکانیکی احتمالاً به علت تشکیل رسوبات جدید صفحه‌ای شکل غنی از منگنز در ریزساختار است. در واقع در توافق با نتایج سایر تحقیقات [۱۰] می‌توان گفت که این ترکیبات صفحه‌ای شکل به دلیل بالا بودن نسبت طول به عرض، توانایی قابل توجهی در ممانعت از لغزش نابجایی‌ها دارند و با افزایش مناطق تمرکز تنش در ساختار، باعث افزایش سختی و استحکام آلیاژ می‌شوند. با این‌حال، نظر به ماهیت ترد و شکننده و فصل مشترک ضعیف و پخ‌دار ترکیبات بین فلزی به‌ویژه ترکیبات با مورفولوژی صفحه‌ای [۲۴ و ۱۰]، اگر ابعاد این ترکیبات از حد معینی فراتر رود، این ذرات قادر به تحمل تمرکز تنش ایجاد شده نیستند؛ لذا طی بارگذاری شکسته شده و/یا از محل فصل مشترک از زمینه جدا می‌شوند.

است که در مقایسه با سختی زمینه در نمونه‌های ریخته‌گری شده در قالب مسی آبگرد (۵۲ ویکرز) حدود ۱۷ درصد بیشتر است.

نمودار تغییرات میکروسختی نمونه‌های مورد بررسی بر حسب غلظت منگنز پس از انجماد در دو سرعت مختلف ۳/۵ و ۱۰/۴ درجه سانتیگراد بر ثانیه در شکل (۹) نشان داده شده است. مطابق انتظار، در یک سرعت انجماد معین، با افزایش غلظت منگنز، به دلیل افزایش کسر حجمی رسوبات سخت بین فلزی در زمینه، سختی نمونه‌ها افزایش می‌یابد. بر اساس اندازه‌گیری‌های انجام شده سختی میکروسختی (HV_{0.1}) ترکیبات بین فلزی غنی از منگنز بلوکی شکل (چند وجهی)، تیغه‌ای شکل و فاز یوتکتیک در نمونه 2Ni4Mn به ترتیب برابر با ۲۶۰±۸۶، ۲۰۰±۹۴ و ۸۸±۲۱ ویکرز است. همچنین تاثیر مشترک افزایش سرعت انجماد و غلظت منگنز، افزایش قابل توجه سختی نمونه‌های 2Ni_xMn است به گونه‌ای که سختی دو نمونه 2Ni1Mn و 2Ni4Mn ریخته‌گری شده در قالب مسی آبگرد، به ترتیب حدود ۸۰ و ۱۷۰ درصد بیش از سختی نمونه 4Ni ریخته‌گری شده در قالب فولادی پیشگرم شده است.



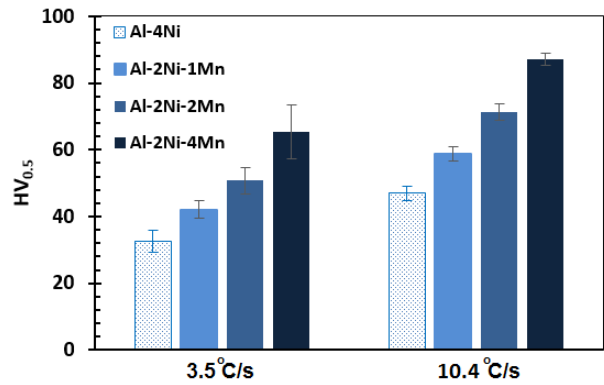
شکل ۸- مقایسه تغییرات: الف) استحکام کششی و ب) چقرمگی آلیاژ Al-4Ni با آلیاژهای منتخب Al-2Ni-xMn منجمد شده در دو قالب مسی آبگرد و فولادی پیش‌گرم شده بر حسب کرنش شکست

علاوه بر این، همان‌گونه که در تصاویر میکروسکوپی نیز نشان داده شده است (شکل ۲) حضور ترکیبات بین فلزی درشت و خشن اولیه به‌ویژه ذرات صفحه‌ای شکل در ساختار، به‌واسطه انسداد مسیرهای تغذیه بین دندریتی می‌تواند کسر حجمی تخلخل‌های انقباضی را نیز افزایش دهد. حضور تخلخل‌ها ضمن کاهش سطح موثر تحمل‌کننده بار، شرایط را برای جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های میکروسکوپی تسهیل می‌کند [۱۹]. بنابراین افت خواص کششی با افزایش غلظت منگنز در آلیاژهای 2Ni_xMn ریخته‌گری شده در قالب فولادی را می‌توان با افزایش کسر حجمی ترکیبات درشت و خشن غنی از منگنز و تبعات منفی ناشی از آن، توجیه نمود.

با افزایش سرعت انجماد، خواص کششی نمونه‌های حاوی منگنز بهبود می‌یابد. این بهبود را می‌توان با تغییرات ایجاد شده در ساختار نمونه‌ها توجیه نمود. همان‌گونه که مشاهده شد، افزایش سرعت انجماد ضمن کاهش SDAS، ابعاد ترکیبات بین فلزی اولیه و یوتکتیک را کاهش داده و آن‌ها را به ترکیباتی ظریف‌تر با نسبت طول به عرض کم‌تر تبدیل می‌کند (شکل ۴). کاهش فاصله بین بازوهای دندریتی نیز موجب کاهش ابعاد و توزیع ظریف ترکیبات بین فلزی و تخلخل‌هایی می‌شود که در این نواحی تشکیل می‌شوند. تحت این شرایط، به دلیل افزایش تعداد ذرات بین فلزی ظریف در واحد حجم و پیرو آن کاهش سهم این ذرات از تنش‌های وارده (کاهش میزان تمرکز تنش روی ذرات)، خواص کششی آلیاژ بهبود می‌یابد. افزایش سرعت انجماد، علاوه بر این به‌واسطه کاهش اندازه دانه‌ها (جدول ۲ و شکل ۵) و افزایش چگالی مرز دانه‌ها، موجب استحکام‌بخشی مرزدانه‌ای [۲۵] آلیاژ می‌شود. بررسی‌های انجام شده همچنین حاکی از افزایش میزان فوق اشباع زمینه آلیاژها از عناصر محلول به ویژه منگنز در سرعت‌های سرد شدن زیاد است زیرا با توجه به ضریب توزیع زیاد، منگنز ذاتا تمایل زیادی به باقی‌ماندن در ساختار شبکه آلومینیم به‌صورت محلول جامد دارد. افزایش فوق اشباع زمینه از عنصر منگنز به واسطه اعوجاج اتم‌های زمینه آلفا حول اتم‌های منگنز و ممانعت از لغزش نابجایی‌ها، قفل شدن نابجایی‌ها توسط اتم‌های عنصر محلول و اصطکاک بین نابجایی‌های متحرک و اتم‌های عنصر محلول، موجب افزایش استحکام می‌شود [۲۶]. بر این اساس بخشی از بهبود استحکام مشاهده شده در آلیاژهای منجمد شده تحت سرعت‌های سرد شدن زیاد را می‌توان با افزایش استحکام زمینه با مکانیزم استحکام بخشی محلول جامد [۲۷] توجیه نمود. بر اساس نتایج سختی سنجی میکروسکوپی، سختی ویکرز فاز زمینه α-Al در نمونه‌های ریخته‌گری شده در قالب‌های فولادی پیش‌گرم شده حدود ۶۱ ویکرز

می‌دهند. همان‌گونه که مشاهده می‌شود در تطابق با مطالعات ریزساختاری (شکل ۲-ب) و خواص مکانیکی (شکل‌های ۶ و ۷)، حضور ترکیبات بین‌فلزی صفحه‌ای شکل غنی از منگنز (فازهای A و B در شکل ۱۰-الف با آنالیز شیمیایی ارائه شده در جدول ۳) و ذرات Al_3Ni (فاز C با آنالیز شیمیایی ارائه شده در جدول ۳) و کلیوآزهای مرتبط با شکست ترد این ترکیبات، به‌عنوان مراکز جوانه‌زنی ترک، روی سطح شکست نمونه $2Ni1Mn$ منجمد شده تحت سرعت $3/5$ درجه سانتیگراد بر ثانیه (شکل ۱۰-الف) کاملاً مشخص هستند. در واقع می‌توان گفت که شکست این نمونه با جوانه‌زنی ترک‌های میکروسکوپی از ذرات شکننده بین‌فلزی یا فصل مشترک ضعیف این ذرات با زمینه، همراه بوده است.

با این حال، با توجه به مناطق نسبتاً وسیع شکست نرم و دیمپلی روی سطح شکست نمونه، به نظر می‌رسد که شکست آن با یک مکانیزم شبه ترد رخ داده است. با افزایش سرعت سرمایش (شکل ۱۰-ب) مطابق انتظار و در تطابق با نتایج بررسی‌های ریزساختاری (شکل ۴)، آنالیز تصویری (جدول ۲) و خواص مکانیکی (شکل‌های ۶ و ۷)، به سبب کاهش درصد حجمی تخلخل‌های میکروسکوپی و ابعاد ترکیبات بین‌فلزی، به عنوان مراکز تمرکز تنش و جوانه‌زنی ترک و کاهش اندازه دانه‌ها، وسعت مناطق با شکست نرم و دیمپلی رشد قابل ملاحظه‌ای یافته و تقریباً کل سطح نمونه را پوشانده است.

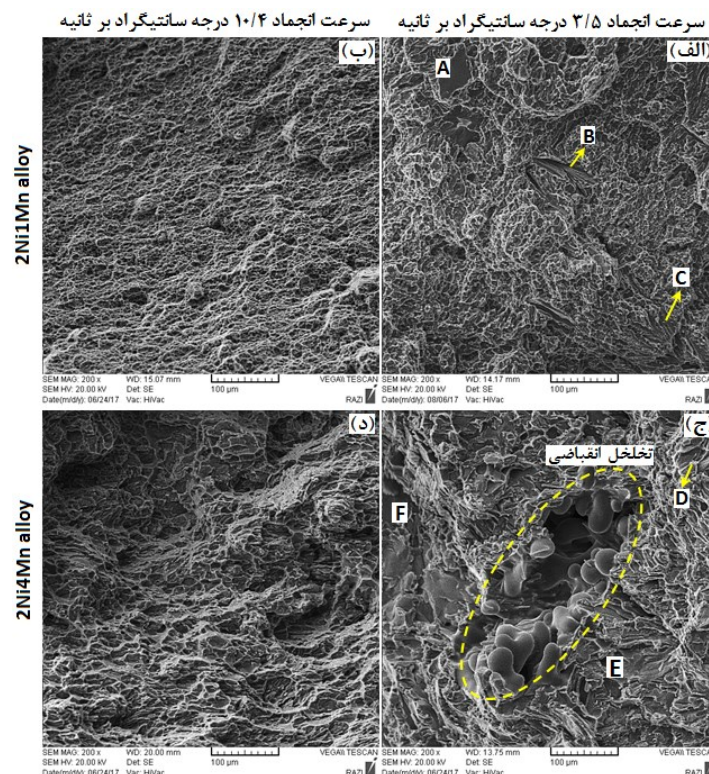


شکل ۹- تاثیر سرعت انجماد و غلظت منگنز بر سختی نمونه‌های مورد تحقیق

جدول ۳- آنالیز شیمیایی EDS فازهای مشخص شده در شکل (۱۰)

	غلظت عناصر (درصد وزنی)			
	Ni	Mn	Al	
فاز A	۷/۶۹	۲۲/۲۸	۷۰/۰۳	
فاز B	۳/۵۵	۲۳/۳۵	۷۳/۱۰	
فاز C	۲۱/۶۶	۲/۱۳	۷۶/۲۱	
فاز D	۲۳/۱۸	۱/۸۸	۷۴/۹۴	
فاز E	۶/۸۱	۲۴/۱۶	۶۹/۱۶	
فاز F	۳/۱۲	۲۲/۱۸	۷۴/۷۰	

تصویر میکروسکوپی سطح شکست آلیاژهای $2Ni1Mn$ و $2Ni4Mn$ در دو حالت ریخته‌گری در قالب فولادی و مسی آبگرد در شکل (۱۰) ارائه شده است. تصاویر ارائه شده در شکل‌های (۱۰-الف) و (۱۰-ب) به ترتیب سطح شکست نمونه $2Ni1Mn$ ریخته‌گری شده در دو قالب فولادی پیش‌گرم شده را نشان



شکل ۱۰ تصاویر سطح شکست الف) و ب) نمونه $2Ni-1Mn$ و ج) و د) نمونه $2Ni4Mn$ منجمد شده تحت دو سرعت $3/5$ و $10/4$ درجه سانتیگراد بر ثانیه

موجب تغییر شرایط می‌شود به گونه‌ای که استحکام کششی، درصد ازدیاد طول و چقرمگی نمونه 2Ni4Mn ریخته‌گری شده در قالب مسی آبگرد به ترتیب حدود ۴۰، ۴۰ و ۲۹ درصد بیش از خواص مذکور در نمونه 4Ni است.

۴- علی‌رغم آن‌که به دلیل حضور تخلخل‌ها و شکست ترد رسوبات بین فلزی، به ویژه رسوبات غنی از منگنز، مکانیزم شکست غالب در آلیاژهای غنی از منگنز Al-2Ni-xMn شکست شبه ترد است، افزایش سرعت انجماد موجب افزایش وسعت مناطق با شکست نرم در این نمونه‌ها به ویژه نمونه‌های حاوی مقادیر کمتر منگنز می‌شود.

مراجع

- [1] Javidani M., Larouche D., Application of cast Al-Si alloys in internal combustion engine components, *International Materials Review*, 2014, 59(3) 132-158.
- [2] Koutsoukis T., Makhlof M.M., An alternative eutectic system for casting aluminum alloys: I. casting ability and tensile properties, *Light Metals*, Edited by Hyland M., TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2015, 277-282.
- [3] Fan Y., Makhlof M.M., Castable aluminum alloys for high temperature applications, *Materials Science Forum*, 2013, 765, 8-12.
- [4] Fan Y., Huang K., Makhlof M.M. Precipitation strengthening in Al-Ni-Mn alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46, 5830-5841.
- [5] Martin J.W., Doherty R.D., Cantor B., Stability of microstructure in metallic systems, Cambridge, UK: Cambridge University press, 1997.
- [6] Ezugwu E.O., High speed machining of aero-engine alloys, *Journal of Brazilian Society of Mechanical Science and Engineering*, 2004, 26(1) 1-11.
- [7] Mallick P.K., Overview, In *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles*, Elsevier, 2010, 1-32.
- [8] Balanetsky S., Meisterernst G., Grushko B., Feuerbacher M., The Al-rich region of the Al-Mn-Ni alloy system, Part II, Phase equilibria at 620-1000° C, *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(9) 3795-3805.
- [9] Grushko B., Pavlyuchkov D., Mi S.B., Balanetsky S., Ternary phases forming adjacent to Al3Mn. Al4Mn in AlMnTM (TM= Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Pd), *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 677, 148-162.
- [10] Taghiabadi R., Ghasemi H.M., Shabestari S.G., Effect of iron-rich intermetallics on the sliding wear behavior of Al-Si alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 490(1-2) 162-170.
- [11] صفاری ا، تقی‌آبادی، ر، بررسی تاثیر بهسازی تبریدی بر ریزساختار و اندیس کیفیت کامپوزیت Al-15Mg2Si، پژوهشنامه ریخته‌گری، ۱۳۹۹، ۲(۴) ۷۹-۸۷.
- [12] Tian L., Guo Y., Li J., Xia F., Liang M., Bai Y., Effects of solidification cooling rate on the microstructure and mechanical properties of a Cast Al-Si-Cu-Mg-Ni piston alloy, *Materials*, 2018, 11(7) 1230.
- [13] Suarez M.A., Figueroa I., Cruz A., Hernandez A., Chavez J.F., Study of the Al-Si-X system by different cooling rates and heat treatment, *Materials Research*, 2012, 15(5) 763-769.

بر اساس نتایج مطالعات ساختاری (شکل ۲ و جدول ۲)، با افزایش غلظت منگنز، کسر حجمی رسوبات صفحه‌ای شکل غنی از منگنز و تخلخل‌های نشأت گرفته از حضور این ترکیبات در ساختار افزایش می‌یابد. تصویر میکروسکوپی الکترون‌های ثانویه تهیه شده از سطح شکست نمونه 2Ni4Mn منجمد شده تحت سرعت ۳/۵ درجه سانتیگراد بر ثانیه در شکل (۱۰-ج) نشان داده شده است. در تایید مشاهدات ریزساختاری، حضور یک تخلخل انقباضی بزرگ و کلیواژهای ناشی از شکست ترد رسوبات غنی از منگنز (فازهای E و F با آنالیز نشان داده شده در جدول ۳) و ذرات Al₃Ni در نواحی یوتکتیک (فاز D با آنالیز EDS ارائه شده در جدول ۳) بر روی سطح شکست این نمونه کاملاً مشهود بوده و بیانگر شکست غالباً ترد آن هستند. تصویر سطح شکست نمونه 2Ni4Mn منجمد شده با سرعت ۱۰/۴ درجه سانتیگراد بر ثانیه در شکل (۱۰-د) ارائه شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود، در تطابق با شواهد ریزساختاری (شکل ۴) علی‌رغم توسعه قابل توجه نواحی با شکست نرم (دیپل‌ها) روی سطح شکست این نمونه، کلیواژهای ناشی از شکست ترد ترکیبات بین‌فلزی (البته با ابعاد به مراتب کوچک‌تر) همچنان روی سطح شکست این نمونه قابل مشاهده هستند لذا شکست شبه ترد را می‌توان به‌عنوان مکانیزم شکست غالب در این نمونه معرفی نمود.

۴- نتیجه گیری

- ۱- در مقایسه با آلیاژ Al-4Ni، کسر حجمی نواحی یوتکتیک Al-Al₃Ni در ریزساختار آلیاژهای Al-2Ni-xMn کاهش یافته و ترکیبات بین‌فلزی غنی از منگنز و نیکل با مورفولوژی صفحه‌ای و چند وجهی در ساختار پدیدار می‌شوند. در غلظت‌های کم منگنز، این ترکیبات عمدتاً در نواحی بین-دندریتی حضور دارند اما با افزایش غلظت منگنز به‌صورت ذرات درشت اولیه در ساختار مشاهده می‌شوند.
- ۲- افزایش سرعت انجماد از ۳/۵ به ۱۰/۴ درجه سانتیگراد بر ثانیه، موجب کاهش قابل توجه ابعاد ترکیبات بین‌فلزی یوتکتیک و اولیه، کاهش SADS، اندازه دانه‌ها و کسر حجمی تخلخل‌های ساختاری می‌شود. اندازه متوسط SDAS حدود ۶۰ درصد کاهش یافته و میانگین اندازه دانه‌ها از حدود ۴۰۰ میکرومتر به حدود ۲۷۰ میکرومتر می‌رسد.
- ۳- استحکام کششی، درصد ازدیاد طول و چقرمگی آلیاژ 2Ni4Mn ریخته‌گری شده در قالب فولادی (سرعت انجماد ۳/۵ درجه سانتیگراد بر ثانیه) به ترتیب حدود ۱۷، ۸۰ و ۵۰ درصد کمتر از مقادیر مذکور در نمونه 4Ni است. با این حال، افزایش سرعت انجماد تا ۱۰/۴ درجه سانتیگراد بر ثانیه،

- [22] Carlson K.D. Lin Z., Beckermann C., Modeling the Effect of Finite-Rate Hydrogen Diffusion on Porosity Formation in Aluminum Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2007, 38(4), 541–555.
- [23] Yao L., Experimental investigation and numerical modeling of microporosity formation in aluminum alloy A356. Dissertation, The University of British Columbia, Vancouver, 2011.
- [24] Moustafa M.A., Effect of iron content on the formation of β -Al₅FeSi and porosity in Al–Si eutectic alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209(1) 605–610.
- [25] Darling K.A., Roberts A.J., Armstrong L., Kapoor D., et al., Influence of Mn solute content on grain size reduction and improved strength in mechanically alloyed Al–Mn alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2014, 589, 57-65.
- [26] Morinaga M., *Aluminum Alloys and Magnesium Alloys, In a Quantum Approach to Alloy Design*, Elsevier, 2019, 95–130.
- [27] Shaeri M.H., Shaeri M., Ebrahimi M., Salehi M.Y., Seyyedain S.H., Effect of ECAP temperature on microstructure and mechanical properties of Al–Zn–Mg–Cu alloy, *Progress in Natural Science, Materials International*, 2016, 26, 182-191.
- [14] Yu W., Hao Q., Fan L., Li J., Eutectic solidification microstructure of an Al–4Ni–2Mn alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 688(2) 798-803 .
- [15] Ganjehfard K., Taghiabadi R., Noghani M.T., Ghoncheh M.H., Tensile properties and hot tearing susceptibility of cast Al–Cu alloys containing excess Fe and Si. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 28(4), 2020, 718–728.
- [16] Balanetsky S., Meisterernst G., Grushko B., Feuerbacher M., The Al-rich region of the Al–Mn–Ni alloy system, Part II, Phase equilibria at 620–1000° C, *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(9) 3795-3805.
- [17] Liu, Y., Huang G., Sun Y., Zhang L., Huang. Z, et al., Effect of Mn and Fe on the formation of Fe- and Mn-rich intermetallics in Al–5Mg–Mn alloys solidified under near-rapid cooling, *Materials*, 2016, 9(2) 88 .
- [18] Jiang H., Li S., Zhang L., He J., Zhao J., Effect of microgravity on the solidification of aluminum–bismuth–tin immiscible alloys, *Npj Microgravity*, 2019, 5(1).
- [19] Safary E., Taghiabadi R., Ghoncheh M.H., Mechanical properties of Al–15Mg–2Si composites prepared under different solidification cooling rates, *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2021.
- [20] Liang G., Ali Y., You G., Zhang M.-X., Effect of cooling rate on grain refinement of cast aluminium alloys, *Materialia*, 2018, 3, 113.
- [21] Stefanescu D.M., *ASM Handbook, Metals Handbook, Vol. 15, Casting*, ASM International, Metals Park, OH, 1988.

IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Investigation of Microstructure and Mechanical Properties of Al-2Ni-xMn Alloys as Substitute for Hypoeutectic Al-4Ni Alloy

Fatemeh Yousefi¹, Reza Taghiabadi^{2*}, Saeed Baghshahi³

1. MSc Graduated Student, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran

2. Associate Professor, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran

3. Professor, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University,

* Corresponding author: E-mail: taghiabadi@ikiu.ac.ir

Paper history:

Received: 06 September 2021

Accepted: 07 November 2021

Keywords:

Al-Ni,

Manganese,

Thermal modification,

Microstructure,

Mechanical properties

Abstract:

In the current study the microstructure and mechanical properties of Al-2Ni-xMn alloys were investigated as a substitute for Al-4Ni alloys. To this end, different melts containing 2 wt. % Ni and 1, 2, and 4 wt. % Mn were solidified at two cooling rates of 3.5 and 10.4 °C/s. According to the results, under the low solidification rate, the tensile strength, fracture strain, and toughness of Al-2Ni-1Mn alloy are lower than those of Al-4Ni alloy by 26, 115, and 137%, respectively. However, further Mn addition impaired the tensile properties. Increasing the solidification cooling rate decreases the size and improves the distribution of Ni(Mn)-rich compounds and porosities within the microstructure and reduces the sizes of secondary dendrite arm spacing and grains. This substantially improved the mechanical properties of Mn-rich alloys. For instance, compared to Al-4Ni alloy solidified at 3.5 °C/s, the tensile strength, fracture strain, and toughness of copper mold cast Al-2Ni-1Mn alloy increased by 50, 200, and 330%, respectively.

Please cite this article using:

Fatemeh Yousefi, Reza Taghiabadi, Saeed Baghshahi, Investigation of microstructure and mechanical properties of Al-2Ni-xMn alloys as substitute for hypoeutectic Al-4Ni alloy, in Persian, Founding Research Journal, 2021, 5(1) 51-62.

DOI: 10.22034/frj.2021.303426.1138

Journal homepage: www.foundingjournal.ir