IRANIAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY

Founding Research Journal

An Investigation on the Effect of Mn on the Castability of Hypoeutectic Al-2Ni-xMn Alloys

Fatemeh Yousefi[1], Reza Taghiabadi[2]*, Saeed Baghshahi[3]

1. M.Sc. Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran.
2. Assistant 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, Qazvin, Iran

Received 31 December 2017
Accepted 30 January 2018

Keywords:
Al-2Ni,
Manganese,
Castability,
Fluidity,
Hot tearing

Abstract:

The effect of Mn addition (2 and 4 wt%) on the microstructure and castability of hypoeutectic Al-2Ni alloy was investigated. According to the results, Mn promotes the formation of Mn(Ni)-rich intermetallics in the microstructure. In the case of Al-2Ni-2Mn alloy the intermetallic compounds are interdendritic type whilst in Al-2Ni-4Mn alloy in addition to interdendritic intermetallics, the large and primary Mn-rich compounds with platelets, polyhedral and dendritic morphologies are present. The fluidity results show that the addition of 2 and 4 wt% Mn enhances the mushy solidification of Al-2Ni alloy leading to a fluidity reduction of 7 and 30%, respectively. Based on the microstructural observations and thermal analysis results, this reduction can be attributed to the formation of primary Mn-rich compounds in the molten alloy. Manganese addition, also, exerts negative impact on the hot tearing resistance of Al-2Ni alloy. The hot tearing susceptibility index (HTS) of Al-2Ni-4Mn alloy is 5 and 12 times higher when compared to those of Al-2Ni-2Mn and Al-2Ni alloys, respectively. SEM investigation of hot tear microcracks and the presence of free dendrites and primary Mn-rich compounds on the fractured surfaces imply on the critical role of primary compounds on the formation of hot tear microcracks.

Journal homepage: www.foundingjournal.ir

Please cite this article using:
Fatemeh Yousefi, Reza Taghiabadi, Saeed Baghshahi, An investigation on the effect of Mn on the castability of hypoeutectic Al-2Ni-xMn alloys, in Persian, Founding Research Journal, 2017, 1(2) 69-78.
DOI: 10.22034/FRJ.2018.112623.1017

*** Corresponding Author:**
Reza Taghiabadi, Assistant Professor
Address: Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University, Qazvin, Iran.
P.O. Box : 34148-96818, Tel/Fax: +98(28)33901156
E-mail: taghiabadi@ikiu.ac.ir

Archive of SID

www.SID.ir

فصل‌نامه علمی پژوهشی

پژوهش‌نامه ریخته‌گری

انجمن علمی ریخته‌گری ایران

بررسی تاثیر منگنز بر قابلیت ریخته‌گری آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-2Ni-xMn

فاطمه یوسفی[۱]، رضا تقی‌آبادی[۲]*، سعید باغشاهی[۳]

۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، fatemeyousefi10@gmail.com
۲- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، taghiabadi@ikiu.ac.ir (نویسنده مکاتبه کننده)
۳- استاد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره) قزوین، baghshahi@eng.ikiu.ac.ir

دریافت: ۱۳۹۶/۰۹/۱۰
پذیرش: ۱۳۹۶/۱۱/۱۰

چکیده:

در این تحقیق، تاثیر افزودن منگنز (۲ و ۴ درصد وزنی) بر ریزساختار و قابلیت ریختگی آلیاژ هیپویوتکتیک Al-2Ni مورد بررسی قرار گرفته است. بر اساس نتایج به دست آمده، افزودن منگنز موجب شکل‌گیری رسوبات بین‌فلزی غنی از منگنز (و نیکل) در ریزساختار آلیاژ می‌شود. این رسوبات در آلیاژ Al-2Ni-2Mn عمدتا به صورت بین‌دندریتی شکل می‌گیرند اما در آلیاژ Al-2Ni-4Mn علاوه بر رسوبات غنی از منگنز بین‌دندریتی، ترکیبات اولیه و درشت غنی از منگنز با مورفولوژی صفحه‌ای، چند وجهی و دندریتی نیز در ریزساختار مشاهده می‌شوند. بر اساس نتایج آزمایش سیالیت، افزودن ۲ و ۴ درصد وزنی منگنز به ترکیب آلیاژ Al-2Ni، موجب ترغیب انجماد خمیری شده و سیالیت آلیاژ را به ترتیب ۷ و ۳۰ درصد کاهش می‌دهد. با توجه به نتایج بررسی‌های ریزساختاری و آنالیز حرارتی مذاب، افت سیالیت پس از افزودن منگنز را می‌توان ناشی از شکل‌گیری ترکیبات بین‌فلزی اولیه غنی از منگنز، پیش از توسعه دندریت‌های α-Al دانست. افزایش غلظت منگنز همچنین تاثیر منفی بر مقاومت به پارگی گرم آلیاژ دارد به‌گونه‌ای‌که شاخص حساسیت به پارگی گرم آلیاژ Al-2Ni-4Mn به ترتیب ۵ و ۱۲ برابر بیشتر از شاخص مذکور در دو آلیاژ Al-2Ni-2Mn و Al-2Ni است. حضور دندریت‌های آزاد و ترکیبات اولیه غنی از منگنز در سطوح شکست ترک‌های پارگی گرم، حاکی از نقش موثر فازهای درشت و صفحه‌ای شکل غنی از منگنز در پیدایش این ترک‌ها است.

واژه‌های کلیدی:
Al-2Ni،
منگنز،
قابلیت ریخته‌گری،
سیالیت،
پارگی‌گرم

۱- مقدمه

آلیاژهای آلومینیم بر پایه سیستم یوتکتیک دو تایی Al-Ni (۶/۱ wt% Ni و ۶۴۰ °C) به‌دلیل ارائه خواص مکانیکی مناسب و قابلیت ریخته‌گری عالی، اخیرا بسیار مورد توجه محققین قرار گرفته‌اند [۲،۱]. فاز Al_3Ni به‌عنوان محصول اصلی یوتکتیک Al-Ni (کسر حجمی ۹/۷ درصد) دارای ساختار بلوری اورترومبیک بوده و اغلب به صورت میله‌های نازک در ساختار پدیدار می‌شود. حضور این ترکیب بین‌فلزی نقطه ذوب بالا (۸۵۴ °C) از طریق مکانیزم استحکام بخشی اروان[۱] موجب بهبود قابل توجه استحکام آلیاژ در دمای محیط و افزایش پایداری مکانیکی و مقاومت به خوردگی آن در دماهای بالا (بیش از ۳۰۰ °C) می‌شود.

بر این اساس، آلیاژهای Al-Ni پتانسیل بسیار بالایی برای جایگزینی آلیاژهای سنتی آلومینیم در کاربردهای دما بالا ارائه می‌نمایند. با این‌وجود، تنش تسلیم آلیاژهای دوتایی فوق از ۱۰۰ MPa در دمای اتاق تا ۵۰ MPa در دمای ۳۰۰ °C تجاوز نمی‌کند که یک چالش جدی در استفاده از آنها در کاربردهای مهندسی در دماهای بالا است [۵-۳].

یکی از رایج‌ترین روش‌های بهبود هم‌زمان استحکام و پایداری حرارتی آلیاژهای آلومینیم، افزودن عناصر آلیاژی به ترکیب آلیاژ به منظور ایجاد رسوبات بین‌فلزی مناسب در زمینه است. از جمله مهمترین رسوبات بر پایه ترکیبات بین فلزی با نقطه ذوب بالا، می‌توان به دو رسوب Al_2Cu و Mg_2Si اشاره نمود. علی‌رغم بالا بودن نقطه ذوب، به دلیل بالا بودن ضریب نفوذ مس، منیزیم و سیلیسیم در آلومینیم،

[۱] Orowan

Archive of SID
www.SID.ir

این رسوبات پایداری حرارتی کمی داشته و در کاربردهای دما بالا (بیش از ۲۵۰ °C) دچار انحلال می‌شوند [۳]. حضور مس، سیلیسیم و منیزیم علاوه بر این موجب کاهش دمای منحنی مایع[۱] آلیاژ می‌شود.

منگنز یکی دیگر از عناصر مورد استفاده جهت تقویت آلیاژهای آلومینیم است. بررسی‌ها نشان داده است که افزایش غلظت منگنز تا بیش از ۰/۵ درصد در آلیاژهای آلومینیم سری ۶۰۰۰ و ۷۰۰۰، موجب بهبود استحکام کششی آلیاژ بدون کاهش انعطاف‌پذیری شده و تاثیر مثبتی بر استحکام خستگی کم‌چرخه و مقاومت به خوردگی دارد [۶-۷]. بهبود خواص مکانیکی آلومینیم در حضور منگنز، ناشی از پراکند سختی[۲] رسوبات Al_6Mn در زمینه است. این رسوبات به سبب ایجاد فصل مشترک غیرهمبسته با زمینه آلومینیمی، نقش موثری در ممانعت از لغزش نابجایی‌ها دارند. با این وجود، پس از توقف توسط ذرات Al_6Mn، نابجایی‌ها سیستم لغزشی خود را تغییر داده و با لغزش متقاطع موجب بهبود انعطاف‌پذیری آلیاژ می‌شوند. همچنین در مقایسه با رسوبات غنی از مس، منیزیم و/یا سیلیسیم، رسوبات غنی از منگنز Al_6Mn پایداری قابل‌توجهی در دمای بالا دارند. علت این امر ضریب نفوذ کمتر منگنز در آلومینیم (نسبت به مس، منیزیم و سیلیسیم) است. ضریب نفوذ منگنز در آلومینیم در دمای ۴۰۰°C برابر با $D_{Mn}=۰/۲ \times ۱۰^{-۱۹}\ m^2/s$ است که در مقایسه با ضریب نفوذ مس ($D_{Cu}=۲/۳۱ \times ۱۰^{-۱۵}\ m^2/s$)، ضریب نفوذ منیزیم ($D_{Mg}=۱/۱ \times ۱۰^{-۱۴}\ m^2/s$) و ضریب نفوذ سیلیسیم ($D_{Si}=۳/۶۸ \times ۱۰^{-۱۵}\ m^2/s$) به مراتب کمتر است. در نتیجه نرخ انحلال رسوبات Al_6Mn بسیار کمتر از رسوبات Al_2Cu و Mg_2Si است [۳]. نتایج تحقیقات نیز نشان داده است که رسوبات Al_6Mn پایداری حرارتی قابل ملاحظه‌ای داشته و تا دمای ۵۰۰ °C در برابر انحلال و/یا درشت شدن مقاومت می‌کنند. بر این اساس، اخیرا آلیاژهای Al-Ni-Mn حاوی ۶-۰/۵ wt% Ni و ۳-۱ wt% Mn توسط دانشمندان توسعه یافته و مورد بررسی قرار گرفته‌اند. با توجه به استحکام بخشی ناشی از حضور رسوبات اورترومبیک و غنی از نیکل Al_3Ni و رسوبات غنی از منگنز مانند ذرات Al_6Mn، ذرات اورترومبیک o-$Al_{60}Mn_{11}Ni_4$ و ذرات هگزاگونال κ- $Al_{80.3}Mn_{17.5}Ni_{2.2}$ امکان استفاده از این آلیاژها بدون عملیات حرارتی در دماهای بالا وجود دارد. این در حالی است که به‌کارگیری اغلب آلیاژهای ریختگی آلومینیم در کاربردهای پیشرفته، بدون انجام عملیات حرارتی (به‌عنوان یک فرایند وقت گیر و هزینه‌بر) امکان پذیر نیست [۸،۳].

همان‌گونه که قبلا عنوان شد، یکی از ویژگی‌های برتر آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Ni، سیالیت و قابلیت ریخته‌گری عالی است. با این‌حال حضور عناصر آلیاژی (ناخالصی‌ها) می‌تواند تاثیر منفی بر قابلیت ریخته‌گری آلیاژ بگذارد. یکی از معیارهای مؤثر در تعیین قابلیت ریخته‌گری، حساسیت به پارگی گرم است. پارگی گرم، که تحت عنوان ترک‌خوردگی حرارتی[۳]، ترک گرم خط منحنی جامد[۴] و شکنندگی انقباضی[۵] نیز شناخته می‌شود، یکی از عیوب بحرانی در صنعت ریخته‌گری است که در حین انجماد و در اثر تغذیه غیر مؤثر مذاب برای جبران انقباضات حجمی ایجاد شده در نواحی بین دندریتی و تاثیر هم‌زمان کرنش‌های حرارتی ناشی از انقباضات انجمادی، پدید می‌آید. این کرنش‌ها با آغاز انجماد شکل گرفته و مقدارشان با گذشت زمان تا مراحل پایانی فرایند انجماد افزایش می‌یابد. لذا در صورت پایین بودن استحکام آلیاژ در دمای مورد نظر و یا عدم امکان تغذیه (ترمیم) ترک‌های ایجاد شده توسط مذاب باقی‌مانده، احتمال بروز پارگی گرم افزایش می‌یابد [۱۱-۹]. یکی دیگر از معیارهای مهم تعیین قابلیت ریخته‌گری آلیاژها، سیالیت است. دامنه انجماد، گرانروی، کشش سطحی و مقدار آخال موجود در مذاب از جمله مهم‌ترین عوامل مؤثر بر سیالیت آلیاژهای ریختگی به شمار می‌آیند [۱۲،۸].

صرف‌نظر از تاثیر مثبت افزودن منگنز بر خواص مکانیکی آلیاژهای Al-Ni، حضور این عنصر قطعا اثرات قابل توجهی بر دماهای بحرانی و رفتار انجمادی آلیاژ دارد. عدم کنترل این موارد می‌تواند موجب بروز نقائص ریختگی مانند حفرات و تخلخل‌های انقباضی و ترک‌های حرارتی شده و تاثیر منفی بر کارایی قطعات بگذارد. با توجه به اهمیت صنعتی و کاربرد روزافزون آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Ni در تولید قطعات ریختگی، به ویژه قطعات ریخته‌گری تحت فشار مورد استفاده در کاربردهای دما بالا، در این تحقیق سعی شده است که تاثیر افزودن منگنز بر قابلیت

[۱] Liquidus
[۲] Dispersion hardening
[۳] Hot cracking
[۴] Super solidus cracking
[۵] Shrinkage brittleness

Archive of SID

www.SID.ir

ریخته‌گری (سیالیت و مقاومت به پارگی گرم) این آلیاژها مورد بررسی قرار گیرد.

۲- مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی آلیاژهای مورد استفاده در این تحقیق در جدول (۱) ارائه شده است. با توجه به ترکیب شیمیایی مورد نظر، مواد افزودنی شامل آلومینیم خالص (٪۹۹/۹)، نیکل خالص (٪۹۹/۹) و آمیژان Al-40Mn تهیه شده و عملیات ذوب در یک بوته سیلیکون کاربیدی (SiC) توسط یک کوره القایی با ولتاژ ورودی ۳۸۰، فرکانس خروجی ۱۰ کیلو هرتز و جریان خروجی ۳۷ آمپر انجام شد. همچنین برای کاهش اکسیداسیون مذاب و ممانعت از جذب هیدروژن، محفظه‌ی استقرار بوته توسط یک درپوش مخصوص پوشانیده شد و گاز آرگن (با خلوص ۹۹/۹۹۹ درصد) از طریق این درپوش به اتمسفر بالای ذوب تزریق گردید. در دماهای بالا توسط بعد از آماده شدن مذاب و سرباره‌گیری، افزودنی‌های آلیاژی مورد نظر (به ترتیب نیکل خالص و آمیژان منگنز) در دمای ۸۵۰ °C به مذاب افزوده شدند. پس از اطمینان از انحلال و همگن شدن مذاب، دمای مذاب توسط ترموکوپل کنترل شد و بعد از رسیدن به دمای مورد نظر، عملیات بارریزی درون قالب فولادی آزمون پارگی گرم و آزمون سیالیت، به شرح زیر انجام شد.

برای بررسی مقاومت به پارگی گرم، از یک قالب ریخته‌گری میله محدود[1] (CRC) پیش‌گرم شده تا دمای ۲۵۰°C استفاده شد (شکل ۱).

پس از بارریزی، به‌منظور تجزیه و تحلیل تاثیر منگنز بر رفتار پارگی گرم آلیاژ، مقدار شاخص حساسیت به پارگی گرم (HTS[2]) با بررسی کیفی ترک‌های ایجاد شده، به شرح زیر تعیین شد:

۱- تعیین مقدار عددی شدت ترک (C_i) با استفاده از جدول (۲):

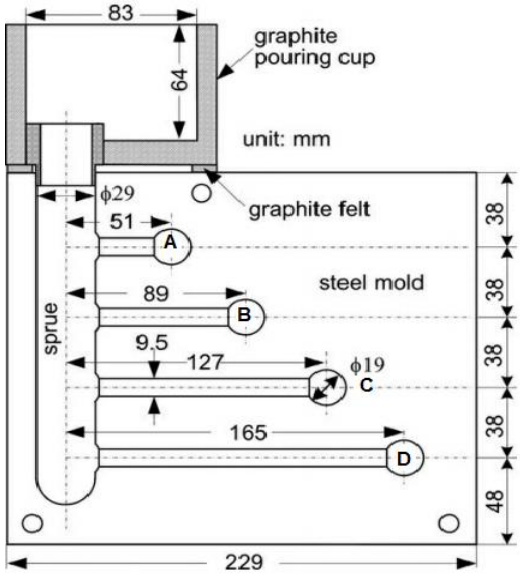
۲- تعیین مقدار عددی هر میله (L_i) با توجه به جدول (۳):

۳- محاسبه شاخص HTS [۱۴]:

$$HTS=\sum_{i=A}^{D}(Ci \times Li) \quad (1)$$

جدول ۱- ترکیب آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-2Ni-xMn مورد استفاده در تحقیق

Alloy	Code	Chemical composition, wt%			
		Ni	Mn	Other	Al
Al-2Ni	Base	۲/۱۲	۰/۰۱	<۰/۲	باقیمانده
Al-2Ni-2Mn	2Mn	۲/۰۸	۲/۲۴	<۰/۲	باقیمانده
Al-2Ni-4Mn	4Mn	۲/۰۴	۳/۹۷	<۰/۲	باقیمانده



شکل ۱- تصویر طرح واره قالب آزمایش پارگی گرم [۱۳].

جدول ۲- مقدار عددی شدت ترک‌های مشاهده شده [۱۴]

نوع ترک	مشخصات ترک	(C_i)
بدون ترک	بدون هیچ نوع ترک	۰
ترک مویی	ترک مویی که تقریبا تا نیمی از محیط میله اشاعه یافته است	۱
ترک خفیف	ترک مویی که کل میله را در برگرفته است	۲
ترک شدید	ترک بزرگ که در کل محیط میله وجود دارد	۳
ترک کامل	جدایش تقریبا کامل میله	۴

جدول ۳- مقدار عددی هر میله (Li) برای ارزیابی شاخص حساسیت به پارگی گرم [۱۴]

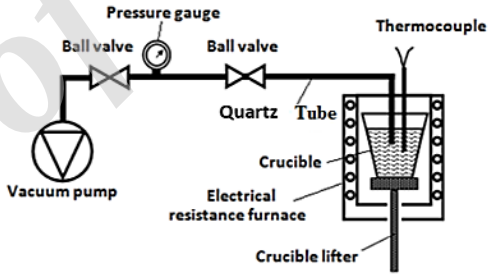
نوع میله	A	B	C	D
L_i	۴	۳	۲	۱

[1] Constrained rod casting
[2] Hot Tear Sensitivity

Archive of SID

www.SID.ir

برای بررسی اثر افزودن منگنز بر سیالیت آلیاژها، از یک دستگاه آزمون سیالیت به روش خلا (لوله مکنده) استفاده شد. تصویر طرح واره دستگاه مورد استفاده در شکل (۲) آورده شده است. در این آزمایش از یک لوله کوارتز به قطر خارجی ۱۰ mm، قطر داخلی ۷ mm و طول ۹۰۰ mm استفاده شد. پیش از انجام آزمایش، فشار درون لوله توسط پمپ خلا تا حدود ۲۰۰mmHg پایین‌تر از فشار اتمسفری کاهش داده شد. بعد از رسیدن دمای مذاب به حدود ۸۰۰ °C بوته مذاب به زیر لوله مکنده هدایت شد به‌گونه‌ای که تقریبا طولی معادل ۴۰ mm از لوله درون مذاب واقع شود. در این لحظه شیر تعبیه شده بر روی لوله (سمت مذاب) به سرعت باز شد به‌گونه ای‌که در اثر اعمال مکش ناشی از خلا نسبی، مذاب به داخل لوله جریان یافت. در نهایت پس از تکمیل فرایند انجماد، آزمایش متوقف شده و مسافت طی شده توسط مذاب اندازه‌گیری شد.



شکل ۲- تصویر طرح واره دستگاه سیالیت تحت خلا.

برای رسم منحنی‌های سرد شدن مذاب، یک ترموکوپل نوع K به‌وسیله پایه و گیره بورت به‌گونه‌ای درون قالب مورد نظر قرار گرفت که فاصله نوک ترموکوپل تا انتهای قالب حدود ۲۰ mm باشد. پس از تعبیه ترموکوپل و اطمینان از کارکرد آن، مقدار ۲۰۰ گرم از هر مذاب (در مرحله) به آرامی درون قالب ریخته‌گری شد و برای جلوگیری از اکسید شدن سطح مذاب و تلفات حرارتی مقداری پودر کاورال ۱۱ فارس‌ریزان بر روی آن ریخته شد. پس از آن تغییرات دما بر حسب زمان از طریق ترموکوپل به دستگاه آنالیز حرارتی و پس از آن به کامپیوتر منتقل و ثبت شد. در نهایت نمودار دما -زمان در حین انجماد و مشتق اول نمودار رسم شدند [۱۵]. آنالیز حرارتی توسط یک دستگاه آنالیزگر دما (ساخت شرکت National Instrument) با دقت ۰/۲ ± °C انجام شد و منحنی مشتق با بهره‌گیری از نرم‌افزار Origin Pro 2017 رسم شد.

برای بررسی‌های ساختاری، پس از آماده‌سازی سطحی نمونه‌ها بر اساس روش‌های استاندارد متالوگرافی، عملیات حکاکی سطحی به مدت ۱۰ ثانیه توسط محلول ۲٪ HF ($98H_2O+2HF$) انجام شد. در ادامه برای تعیین تاثیر افزودن منگنز بر مکانیزم‌های حاکم بر پارگی گرم و بررسی سطوح شکست ترک‌ها و ریزساختار آلیاژها از میکروسکوپ الکترونی روبشی(SEM) مدل VEGA TESCAN-LMU استفاده شد. علاوه بر این برای تعیین غلظت عناصر موجود در ترکیب شیمیایی اجزای فازی از آنالیز EDS استفاده گردید.

۳- نتایج و بحث

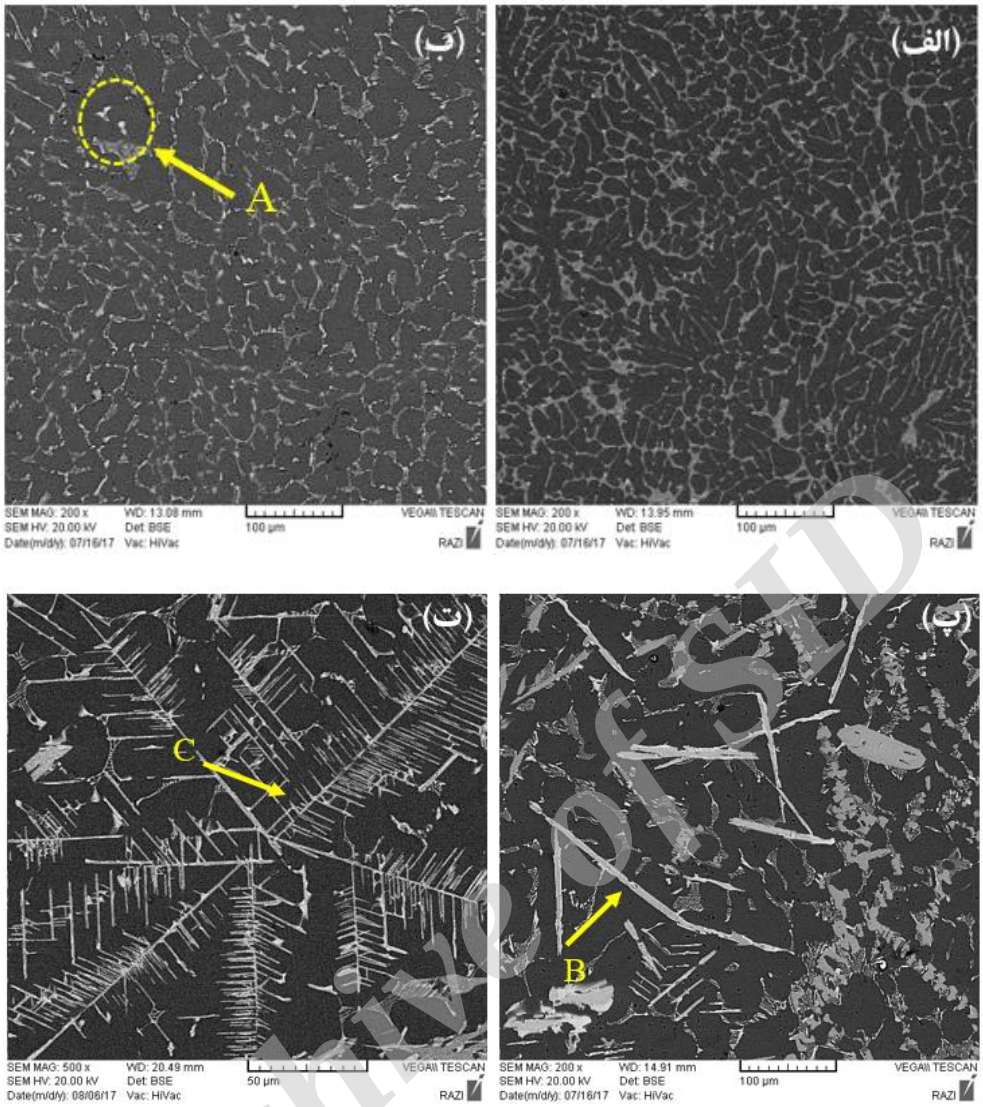
۳-۱- بررسی تاثیر منگنز بر ریزساختار آلیاژ Al-2Ni

تاثیر افزودن منگنز بر ریزساختار آلیاژ مورد بررسی، در شکل (۳) نشان داده شده است. با توجه به شکل (۳-الف) ریزساختار آلیاژ پایه (Al-2Ni) متشکل از زمینه تیره رنگ α-Al و فاز یوتکتیک (فاز روشن) α-Al/Al_3Ni است. همان‌طور که در شکل (۳-ب) مشخص است افزودن ۲ درصد وزنی منگنز به ترکیب آلیاژ موجب شکل‌گیری فازهای بین دندریتی ظریف سفید رنگ با توزیع یکنواخت در ریزساختار شده است. آنالیز EDS این ترکیبات در جدول (۴) ارائه شده است. ریزساختار آلیاژ 4Mn (حاوی ۴ درصد وزنی منگنز) در دو شکل (۳-پ) و (۳-ت) نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می‌شود، افزایش غلظت منگنز تا ۴ درصد وزنی موجب شکل‌گیری ترکیبات اولیه و درشت بین‌فلزی غنی از منگنز (و نیکل) با مورفولوژی‌های متفاوت صفحه‌ای شکل و غیرصفحه‌ای (چند وجهی و دندریتی) در زمینه شده است. آنالیز EDS این رسوبات در جدول (۴) ارائه شده است. با توجه به انجماد به‌صورت ترکیبات اولیه و مشابهت آنالیز این ترکیبات با نتایج حاصل از آنالیز فازهای مشابه در آلیاژهای Al-Ni-Mn [۱۸-۱۶] می‌توان گفت که ترکیبات غنی از منگنز عمدتا از نوع فاز K هستند. با این‌حال بر اساس نتایج حاصل از تحقیقات [۱۷]، بخشی از ذرات κ طی یک واکنش یوتکتیک در دمای ۷۵۷°C به فاز o استحاله می‌یابد:

$$L + \varphi + \kappa \leftrightarrow o \qquad (۲)$$

Archive of SID

www.SID.ir



شکل ۳- تاثیر افزودن منگنز بر ریزساختار آلیاژ Al-2Ni، (الف) آلیاژ Al-2Ni بدون منگنز افزوده، (ب) آلیاژ 2Mn، (پ و ت) آلیاژ 4Mn.

جدول ۴- نتایج آنالیز EDS ترکیبات بین فلزی مختلف در ریزساختار آلیاژهای 2Mn و 4Mn (atm%)

نوع رسوب	Al	Ni	Mn	مرجع
A	۸۲/۳۶	۱/۶۴	۱۶	شکل ۳-ب
B	۸۴/۲۰	۱/۶۹	۱۴/۱۱	شکل ۳-پ
C	۸۵/۹۴	۱/۳۰	۱۲/۱۸	شکل ۳-ت
κ- $Al_{80.3}Mn_{17.5}Ni_{2.2}$	۸۱/۶	۲/۲	۱۶/۲	[۱۶-۱۸]
κ- $Al_{80.3}Mn_{17.5}Ni_{2.2}$	۸۴/۱	۱/۱	۱۴/۸	
o-$Al_{60}Mn_{11}Ni_4$ + κ- $Al_{80.3}Mn_{17.5}Ni_{2.2}$	۸۴/۸۰	۲/۷	۱۲/۵۰	

یکی دیگر از اثرات افزودن منگنز بر ساختار آلیاژ، کاهش محسوس کسر حجمی فاز یوتکتیک α-Al/Al_3Ni است (شکل ۳-ب و ۳-پ) که احتمالا ناشی از مصرف بخشی از نیکل مذاب طی فرایند رسوب‌گذاری فازهای غنی از منگنز است.

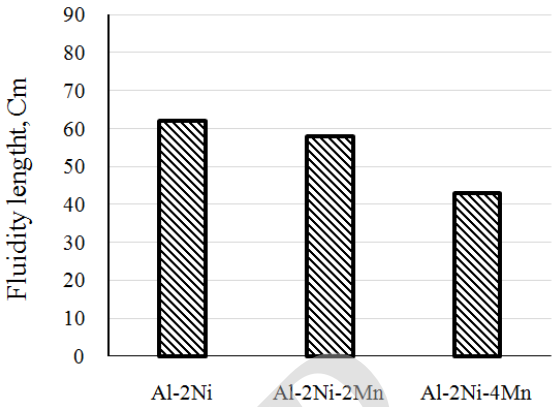
۳-۲- تاثیر منگنز بر سیالیت آلیاژ Al-2Ni

نمودار تغییرات سیالیت آلیاژ Al-2Ni بر حسب غلظت منگنز در شکل (۴) نشان داده شده است. با توجه به نمودار می‌توان مشاهده نمود که افزایش منگنز تا ۲ درصد وزنی، سیالیت آلیاژ را حدود ۷ درصد کاهش می‌دهد. اما افزودن مقادیر بیشتر منگنز (تا ۴ درصد وزنی)، تاثیر منفی بیشتری بر سیالیت دارد به گونه‌ای که سیالیت آلیاژ 4Mn به ترتیب حدود ۲۵ و ۳۰ درصد کمتر از سیالیت دو آلیاژ 2Mn و پایه (Al-2Ni) است. افت نسبی سیالیت با افزایش غلظت

Archive of SID

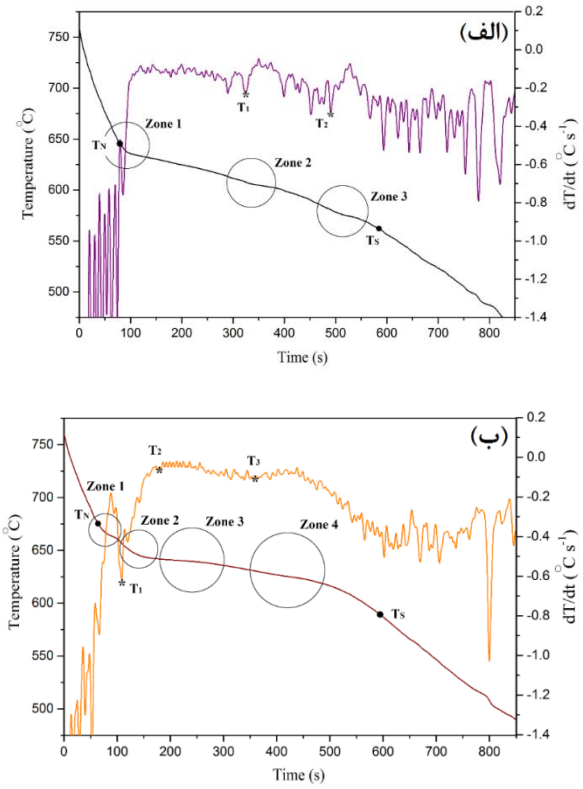
www.SID.ir

منگنز را می‌توان با بررسی تاثیر این عنصر بر رفتار انجمادی آلیاژ توجیه نمود.



شکل ۴- نمودار تاثیر افزودن منگنز بر سیالیت آلیاژهای Al-2Ni-xMn.

نمودار سرد شدن و مشتق اول نمودار در مورد دو نمونه 2Mn و 4Mn در شکل (۵) نشان داده شده است. با توجه به نمودارهای ارائه شده و در تطابق با نتایج بررسی‌های ریزساختاری (شکل ۳) انجماد آلیاژ 2Mn با توسعه شبکه دندریتی α-Al (ناحیه ۱ در شکل ۵-الف) آغاز شده و با انجماد یوتکتیک ادامه می‌یابد. تشکیل ترکیبات بین فلزی و بین دندریتی غنی از منگنز طی استحاله یوتکتیک کاملا مشهود است (نواحی ۲ و ۳ در شکل ۵-الف). در تطابق با تصاویر ریزساختاری (شکل ۳-پ و ت) انجماد آلیاژ 4Mn با تشکیل ترکیبات (صفحه‌ای شکل، چند وجهی و/یا دندریتی) غنی از منگنز اولیه آغاز می‌شود (ناحیه ۱ در شکل ۵-ب). پس از آن شبکه دندریت‌های α-Al توسعه یافته (ناحیه ۲ در شکل ۵-ب) و مشابه آلیاژ 2Mn انجماد با استحاله یوتکتیک و شکل‌گیری ترکیبات غنی از منگنز در نواحی بین دندریتی (نواحی ۳ و ۴ در شکل ۵-ب) ادامه می‌یابد. شکل‌گیری ترکیبات بین‌فلزی غنی از منگنز، به ویژه ترکیبات صفحه‌ای شکل اولیه، تاثیر بسیار قابل توجهی بر افزایش ویسکوزیته مذاب، ترغیب انجماد خمیری و افت سیالیت آلیاژ دارد. حضور این صفحات در فاز مذاب به واسطه‌ی افزایش اصطکاک درونی موجب افت سیالیت می‌شود و با توجه به بالا بودن غلظت منگنز (چگالی $7/3\ g/cm^3$) و نیکل (چگالی $8/9\ g/cm^3$) در آنالیز شیمیایی این ترکیبات و چگالی بالا، حرکت مذاب را کند نموده و موجب افزایش گرانروی می‌شوند [۲۰-۱۹].



شکل ۵- منحنی سرد شدن و منحنی مشتق اول دو آلیاژ (الف) 2Mn و (ب) 4Mn.

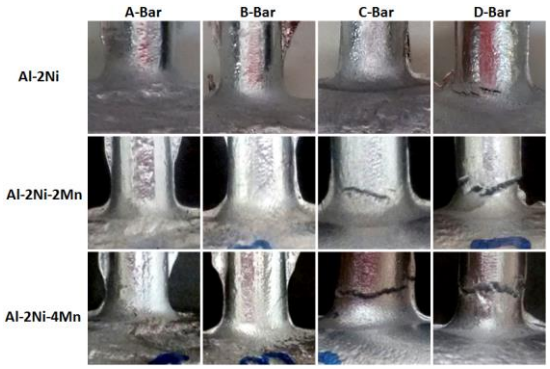
۳-۳- تاثیر منگنز بر مقاومت به پارگی گرم آلیاژ Al-2Ni

تاثیر افزودن منگنز بر وقوع پارگی گرم در میله‌های A تا D قالب ریخته‌گری میله محدود آلیاژ Al-2Ni در شکل (۶) ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود در توافق با نتایج ساختاری و آزمایش سیالیت، آلیاژ دوتایی Al-2Ni مقاومت بسیار خوبی در برابر پارگی گرم از خود نشان داده است. بررسی نمونه پارگی گرم تهیه شده از این آلیاژ موید شکل‌گیری محدود ترک‌های موئی و بسیار خفیف بر روی سطح میله D است. با این‌حال پس از افزودن منگنز به خصوص در نمونه 4Mn، حضور ترک‌های پارگی گرم با شدت بیشتر بر روی میله C (که طبعا انقباض کمتری را تجربه می‌کند) کاملا مشهود است.

پس از تعیین مقادیر عددی C_i و L_i (با توجه به معیارهای ارائه شده در جداول ۲ و ۳) مقدار شاخص HTS با استفاده از رابطه (۱) محاسبه شده و نتایج حاصله در جدول (۵) ارائه شده است.

Archive of SID

www.SID.ir



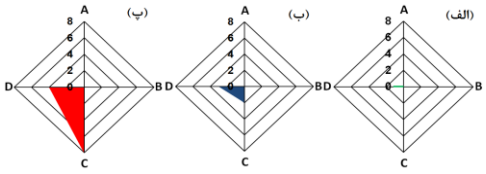
شکل ۶- تصاویر ماکروسکپی ترک‌های پارگی گرم در آلیاژهای Al-2Ni-xMn.

جدول ۵- اندیس حساسیت به پارگی گرم آلیاژهای Al-2Ni، Al-2Ni-2Mn ،Al-2Ni-4Mn

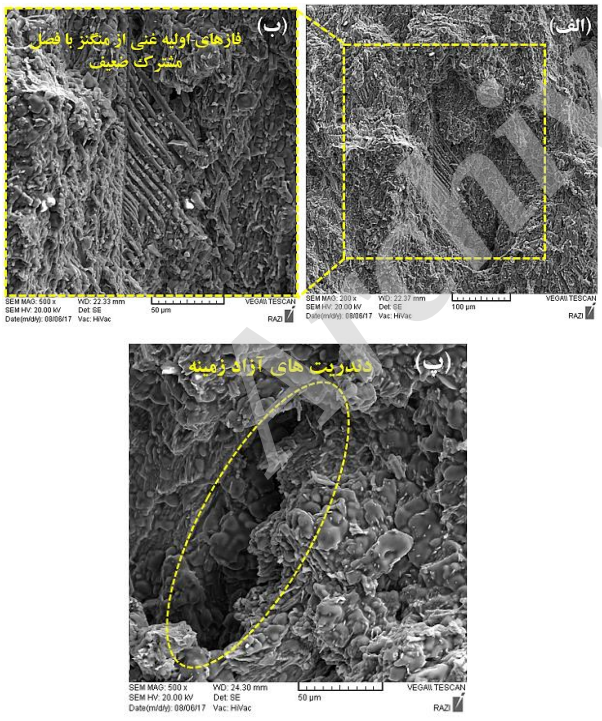
نمونه	میله A $L_A \times C_A$	میله B $L_B \times C_B$	میله C $L_C \times C_C$	میله D $L_D \times C_D$	HTS $\sum_{i=A}^{D}(Ci \times Li)$
Base	۴×۰	۳×۰	۲×۰	۱×۱	۱
2Mn	۴×۰	۳×۰	۲×۱	۱×۳	۵
4Mn	۴×۰	۳×۰	۲×۴	۱×۴	۱۲

همان گونه که مشاهده می‌شود، افزودن منگنز تاثیر منفی بر حساسیت آلیاژ به پارگی گرم دارد به‌گونه‌ای‌که شاخص حساسیت به پارگی گرم آلیاژ پایه پس از افزودن ۲ و ۴ درصد وزنی منگنز به ترتیب تا حدود ۵ و ۱۲ برابر افزایش یافته است. نتایج حاصل از بررسی تاثیر منگنز بر شاخص HTS در قالب نمودار رد پا[۱] در شکل (۷) نشان داده شده است. نمودار رد پا توصیف گرافیکی از مقاومت به ترک حرارتی بوده و افزایش مساحت نمودار معادل با کاهش مقاومت به ترک حرارتی است ضمن آن‌که وقوع یا عدم وقوع پارگی گرم در هر یک از میله‌های آزمون قابل بررسی است [۱۴]. برای رسم این نمودار مقدار ($C_i \times L_i$) مربوط به هر میله به‌صورت جداگانه و با استفاده از اطلاعات جداول (۲) و (۳) محاسبه شده و بر روی محورهای چهارگانه نمودار درج می‌شود. می‌توان مشاهده نمود که علی‌رغم افزایش قابل توجه شاخص HTS، افزایش منگنز منحصرا منجر به وقوع پارگی گرم در دو میله C و D که به لحاظ طول بلندترین میله‌های قالب هستند شده است.

افزودن منگنز در شرایطی موجب افت مقاومت به پارگی گرم شده است که حضور این عنصر به واسطه تشکیل ترکیبات بین فلزی با نقطه ذوب بالا و غنی از منگنز موجب افزایش استحکام آلیاژ در دماهای بالا می شود [۳] و طبعا باید تاثیری مثبت بر مقاومت آلیاژ در برابر تنش‌های حرارتی وارده و گسیختگی گرم داشته باشد. بر این اساس به منظور بررسی مکانیزم‌های حاکم بر پارگی گرم و علل افزایش HTS با افزایش غلظت منگنز، سطح شکست ترک‌های حرارتی شکل گرفته در آلیاژ 4Mn توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت (شکل ۸). با توجه به تصاویر(۸-الف) و (۸-ب)، حضور ترکیبات بین فلزی درشت و غنی از منگنز (شکل ۹) با مورفولوژی دندریتی، در سطح شکست پارگی گرم کاملا مشهود است.



شکل ۷- نمودارهای ردپا شاخص HTS آلیاژهای الف) Al-2Ni، ب) Al-2Ni-2Mn، ج) Al-2Ni-4Mn.

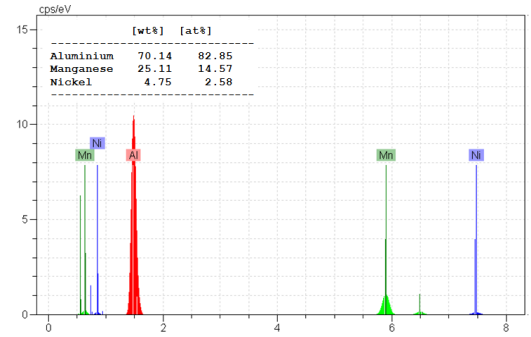


شکل ۸- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست پارگی گرم آلیاژ 4Mn: (الف) حضور ترکیبات بین فلزی اولیه در سطح شکست میله D، (ب) تصویر با بزرگ‌نمایی بالاتر از محل شکست گرم تصویر (۶-الف)، (پ) حضور دندریت‌های آزاد در سطح شکست پارگی گرم میله C.

[۱] Foot print

Archive of SID

www.SID.ir



شکل ۹- آنالیز EDS رسوبات غنی از منگنز در سطح شکست پارگی گرم نشان داده شده در شکل ۸-ب.

حضور این ترکیب در سطح ترک حاکی از نقش مهم ترکیبات غنی از منگنز در بروز این عیب است. همان گونه که قبلا نیز عنوان گردید، فصل مشترک ترکیبات بین فلزی غنی از منگنز و نیکل از نوع پخ‌دار و غیر نفوذی است و استحکام پیوند ضعیفی با زمینه آلومینیمی دارند. بر این اساس انتظار می‌رود که با افزایش میزان تنش‌های انقباضی وارده در هنگام انقباضات انجمادی، حضور این ترکیبات بین فلزی درشت مکان‌های بسیار مناسبی را برای جوانه‌زنی ترک‌های حرارتی ایجاد کند. بررسی سطح شکست پارگی گرم در شکل (۸-ج) نیز نشان‌دهنده حجم وسیعی از دندریت‌های آزاد در سطح شکست نمونه است. حضور این دندریت‌ها در توافق با نتیجه آزمایش سیالیت (شکل ۴) بیان‌گر پیشرفت انجماد خمیری آلیاژ با افزایش غلظت منگنز است. در این شرایط، قطعه‌ی در حال انجماد، مقاومت اندکی در برابر کرنش‌های انقباضی وارده به قطعه طی انجماد ارائه کرده و ترک حرارتی شکل می‌گیرد.

۴- نتیجه‌گیری

۱. افزودن منگنز به ترکیب آلیاژ هیپویوتکتیک Al-2Ni موجب شکل‌گیری ترکیبات بین فلزی غنی از منگنز (و نیکل) در زمینه آلیاژ می‌شود. در غلظت‌های کم منگنز (آلیاژهای Al-2Ni-2Mn) این ترکیبات به‌صورت ذرات ریز در نواحی بین دندریتی تشکیل می‌شوند اما در آلیاژهای Al-2Ni-4Mn رسوبات غنی از منگنز عمدتا به صورت ترکیبات با مورفولوژی صفحه‌ای و غیر صفحه‌ای (چندوجهی، دندریتی) اولیه دیده می‌شوند.

۲. شکل‌گیری ترکیبات غنی از منگنز موجب افت سیالیت آلیاژ می‌شود به‌گونه‌ای که سیالیت دو آلیاژ Al-2Ni-2Mn و Al-2Ni-4Mn به ترتیب ۷ و ۳۰ درصد کمتر از آلیاژ پایه است. افت سیالیت پس از افزودن منگنز را می‌توان ناشی از شکل‌گیری ترکیبات بین‌فلزی اولیه غنی از منگنز، پیش از توسعه دندریت‌های α-Al و ترغیب انجماد خمیری دانست.

۳. افزودن منگنز تاثیر بر مقاومت آلیاژ به پارگی گرم دارد به‌گونه‌ای‌که شاخص حساسیت به پارگی گرم آلیاژ Al-2Ni-4Mn به ترتیب ۵ و ۱۲ برابر بیشتر از شاخص مذکور در دو آلیاژ Al-2Ni-2Mn و Al-2Ni است. بررسی میکروسکوپی سطوح شکست ترک‌های پارگی گرم و حضور دندریت‌های آزاد و ترکیبات اولیه غنی از منگنز در این سطوح، حاکی از نقش موثر فازهای درشت و صفحه‌ای شکل غنی از منگنز در پیدایش این ترک‌ها است.

مراجع

[1] Huang K., Precipitation strengthening in Al-Ni-Mn alloys, PhD Thesis, Worcester Polytechnic Institute, 2015.

[2] Mondolfo L.F., Aluminum alloys: structure and properties, Butterworth and Co publisher Ltd., London, 1976.

[3] Fan Y., Huang K., Makhlouf M.M., Precipitation strengthening in Al-Ni-Mn alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46A(12) 5830-5841.

[4] Shi D., Wen B., Melnik R., Yao S., and Li, T., First-principles studies of Al–Ni intermetallic compounds, Journal of Solid State Chemistry, 2009, 182(10) 2664-2669.

[5] Yu W., Hao Q., Fan L., Li J., Eutectic solidification microstructure of an Al-4Ni-2Mn alloy, Journal of Alloys and Compounds, 2016, 688, 798-803.

[6] Nam S.W., Lee D.H., The effect of Mn on the mechanical behavior of Al alloys, Metals and Materials International, 2000, 6(1) 13-16.

[7] Rana R.S., Purohit R., Das S., Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites, International Journal of Scientific and Research Publications, 2012, 2(6) 1-7.

[8] Lin J.C., Zolotorevsky V.S., Glazoff M.V., Murtha S.J., and Belov, N.A., Al-Ni-Mn casting alloy for automotive and aerospace structural components, U.S. Patent No: 6, 783, 730, 2014.

[۹] تقی‌آبادی ر.، امامی م.، متالورژی ریخته‌گری تحت فشار آلومینیم، سازمان انتشارات جهاد دانشگاهی، واحد قزوین، ۱۳۹۵.

Archive of SID

www.SID.ir

[10] Di-Sabatino M., Arnberg L., A review on the fluidity of Al based alloys, Metallurgical Science and Technology, 2004, 22(1) 9-15.
[11] Li S., Sadayappan K., Apelian D., Characterization of hot tearing in Al cast alloys: methodology and procedures, International Journal of Cast Metals Research, 2011, 24(2) 88-95.
[12] Pumphrey W.I., A consideration of the nature of brittleness at temperatures above the solidus in castings and welds in aluminum alloys, Journal of the Institute of Metals, 1948, 75, 235-256.
[13] Cao G.P., Kou S.D., Hot cracking of binary Mg–Al alloy castings, Materials Science and Engineering: A, 2006, 417A (1) 230-238.
[14] Lin S., A study of hot tearing in wrought aluminium alloys, PhD Thesis, Université du Québec à Chicoutimi, 1999.
[۱۵] یاوری ف.، شبستری، س.، بررسی تاثیر سرعت سرد شدن بر رفتار انجمادی آلیاژ منیزیم AZ91 به روش آنالیز حرارتی، ریخته‌گری، ۱۳۹۵، ۳۵(۱۱۳) ۵-۱۲.
[16] Grushko B., Pavlyuchkov D., Mi S.B., Balanetsky S., Ternary phases forming adjacent to Al_3Mn, Al_4Mn in AlMnTM (TM= Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Pd), Journal of Alloys and Compounds, 2016, 677, 148-162.
[17] Balanetsky S., Meisterernst, G., Feuerbacher M., The Al-rich region of the Al–Mn–Ni alloy system. Part I: Ternary phases at 750–950°C, Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(9) 3787-3794.
[18] 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.
[19] Taghaddos E., Hejazi M.M., Taghiabadi R., Shabestari S.G., Effect of iron-intermetallics on the fluidity of 413 aluminum alloy, Journal of Alloys and Compounds, 2009, 468(1) 539-545.
[20] Nanda I.P., Suharno B., Correlation between morphological and fraction size of intermetallics on fluidity of Al-11% Si alloy with Fe addition, Journal of Teknik Industri, 2010, 11(2) 112-116.

Archive of SID

www.SID.ir