

ISSN: 2476-6909; Modares Mechanical Engineering. 2019;19(9):2175-2182

Improving the Mechanical Properties of Mn-rich Al-4Ni-4Mn Alloy by Increasing the Solidification Rate and Friction Stir Processing

ARTICLE INFO

Article Type Original Research

Authors Yousefi F.¹ *MSc*, Taghiabadi R.*¹ *PhD*, Baghshahi S.¹ *PhD*

How to cite this article Yousefi F, Taghiabadi R, Baghshahi S. Improving the Mechanical Properties of Mn-rich Al-4Ni-4Mn Alloy by Increasing the Solidification Rate and Friction Stir Processing. Modares Mechanical Engineering. 20-19;19(9): 2175-2182.

¹Materials Department, Technical & Engineering Faculty, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran,

*Correspondence

Address: Technical & Engineering Faculty, Imam Khomeini International University, Nowrouzian Boulevard, Qazvin, Iran Phone: +98 (28) 33901143 Fax: +98 (28) 33901123 taghiabadi@ikiu.ac.ir

Article History

Received: October 3, 2018 Accepted:January 27, 2019 ePublished: September 01, 2019

ABSTRACT

Hypoeutectic Al-Ni alloys are extensively used in automotive and aerospace industries due to their excellent castability and appropriate high-temperature specific strength. The addition of Mn to the composition of these alloys promotes the formation of Mn-rich precipitates and improves their strength and hardness, especially at high temperatures. However, if the Mn content exceeds 2 wt. %, increasing the size and volume fraction of Mn-rich compounds adversely affects the mechanical properties, especially the ductility and toughness of the alloys. On this basis, the current study was aimed to control the negative impact of high Mn content on tensile properties of hypoeutectic Al-Ni alloys by increasing the solidification rate and friction stir processing. For this purpose, the Al-4Ni-4Mn samples, prepared under different solidification rates of 3.5 and 10.4 °C/s, were subjected to friction stir processing (12 mm/min, 1600 rpm). Microstructural characterization and image analysis results show the substantial refinement of Mn-rich particles and their distribution in the matrix, refinement of grains, and elimination of casting defects such as gas/shrinkage porosities and entrained oxide bifilms. According to the results, increasing the solidification rate and applying of friction stir processing improved the tensile strength, yield strength, fracture strain, toughness, and microhardness of alloy by 63, 55, 123, 188 and 58%, respectively.

Keywords Solidification Rate; Friction Stir Processing; Mechanical Properties; Al-Ni-Mn

CITATION LINKS

[1] Mechanical properties of hypoeutectic Al-Ni alloys ... [2] Eutectic solidification microstructure of an ... [3] Precipitation strengthening in Al-Ni-Mn ... [4] Precipitation strengthening in Al-Ni-Mn ... [5] Improving the properties of cold-rolled Al-6%Ni sheets ... [6] The effect of Mn on the mechanical ... [7] The Al-rich region of the Al-Mn-Ni alloy ... [8] The Al-rich region of the Al-Mn-Ni ... [9] Ternary phases forming adjacent to Al3Mn Al4Mn in AlMnTM ... [10] Microstructural evolution of rapid solidified ... [11] Physical metallurgy ... [12] Phase transformation in metals and ... [13] A review of the production of ultrafine grained and nanograined metals by applying severe plastic ... [14] Grain refinement of aluminum alloys ... [15] Friction stir processing technology ... [16] Friction stir welding and ... [17] Microstructural modification of cast aluminum alloys via friction stir ... [18] Fabrication of Al5083/TiO2 surface composite by friction stir process and investigating its microstructural, mechanical ... [19] An investigation on the effect of Mn on the castability ... [20] Multidirectional forging of AZ91 magnesium alloy ... [21] Solidification ... [22] Moving wall effects in unsteady ... [23] Influence of oxide additions on the porosity development ... [24] Effect of porosity on the tensile properties of low ductility ... [25] Effect of bifilm oxides on the dry sliding wear behavior ... [26] An overview of the effects of bifilms on the structure and properties ... [27] Effect of oxide bifilms on the mechanical properties of cast Al-7Si-0.3Mg alloy ... [28] Oxide film characteristics of Al-7Si-Mg alloy in dynamic conditions ... [29] Influence of oxide film defects generated in filling on mechanical ... [30] Microstructural effects on the tensile and fracture behavior ... [31] Microstructural and mechanical properties characterization of heat ... [32] Hall-Petch equation in a hypoeutectic Al-Si cast alloy ... [33] Effect of copper and solidification conditions on ... [34] Correlation between ultimate tensile strength and solidification ... [35] Effect of dynamically recrystallized grain size ... [36] Mechanical ... [37] Recrystallization and related annealing ... [38] Microstructural factors governing hardness in friction ... [39] Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy ... [40] Pre-treated effect of friction stir processing of Al Alloy 5052 on vibration fracture behavior under resonant ... [41] Influence of solutes and second phase particles on work hardening behavior of Al 6063 alloy processed by ...

Copyright© 2019, TMU Press. This open-access article is published under the terms of the Creative Commons Attribution NonCommunity 4.0 International License which permits Share (copy and redistribute the material in any medium or format) and Adapt (remix, transform, and build upon the material) under the Attribution-NonCommercial terms.

بهبود خواص مکانیکی آلیاژ غنی از منگنز -Al 4Ni-4Mn با افزایش سرعت انجماد و فرآوری اصطکاکی اغتشاشی

فاطمه يوسفى MSc

گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بینالمللی امام خمینی^(۱۰)، قزوین، ایران

رضا تقىآبادى* PhD

گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بینالمللی امام خمینی[©]، قزوین، ایران

سعید باغشاهی PhD

گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بینالمللی امام خمینی[®]، قزوین، ایران

چکیدہ

آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Ni به سبب قابلیت ریختهگری عالی و استحکام ویژه بسیار مناسب، بهویژه در دماهای بالا، کاربرد گسترده ای در صنایع خودروسازی و هوا فضا دارند. افزودن منگنز به ترکیب این آلیاژها موجب تشکیل رسوبات جدید غنی از منگنز شده و تاثیری مثبت بر استحکام و سختی آنها بهخصوص در دماهای بالا دارد. با اینحال در غلظتهای بیش از حدود ۲% وزنی، ابعاد و کسر حجمی رسوبات غنی از منگنز افزایش یافته و موجب افت خواص مکانیکی بهویژه انعطافپذیری و چقرمگی آلیاژ میشود. بر این اساس در تحقیق حاضر سعی شده است با افزایش سرعت انجماد و فرآوری اصطکاکی اغتشاشی، اثرات منفى افزايش غلظت منگنز بر خواص كششى آلياژهاى هييويوتكتيك -Al Ni کنترل شود. بدین منظور نمونههای تهیهشده از آلیاژ غنی از منگنز -Al-4Ni 4Mn، منجمد شده تحت دو سرعت ۳/۵ و C/s، تحت عملیات فرآوری اصطکاکی اغتشاشی (۲۶۰۰ rpm و ۱۲ mm/min) قرار گرفتند. نتایج حاصل از مطالعات ریزساختاری و آنالیز تصویری حاکی از کاهش قابل ملاحظهی ابعاد و توزیع یکنواخت ذرات بین فلزی غنی از منگنز (و نیکل) در زمینه، کاهش شدید اندازه دانهها و حذف عیوب ریختگی شامل تخلخلهای گازی و انقباضی و لایههای اکسیدی دوگانه محبوس شده است. بررسی تاثیر مشترک افزایش سرعت انجماد و فرآوری اصطکاکی اغتشاشی بر خواص مکانیکی آلیاژ حاکی از آن است که استحکام کششی، استحکام تسلیم، درصد ازدیاد طول، چقرمگی و سختی میکروسکپی آلیاژ به ترتیب حدود ۶۳، ۵۵، ۱۲۳، ۱۸۸ و۵۸ % بهبود مىيابند.

کلیدواژهها: سرعت انجماد، فرآوری اصطکاکی اغتشاشی، خواص مکانیکی، Al-Ni-Mn

تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۷/۱۱ تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۱۱/۱۷ *نویسنده مسئول: taghiabadi@ikiu.ac.ir

۱– مقدمه

آلیاژهای هیپویوتکتیک بر پایه سیستم دوتایی Al-Ni دارای چگالی کم، سختی و استحکام کششی مناسب بهویژه در دماهای بالا، سیالیت و قابلیت ریختهگری عالی و مقاومت به پارگی گرم قطعات ریختگی مورد استفاده در کاربردهای دمابالا، بهویژه قطعات تهیهشده بهروش ریختهگری تحت فشار، افزایش قابل ملاحظهای داشته است. خواص مکانیکی این آلیاژها متأثر از ساختار میکروسکوپی بهویژه ابعاد و ریختشناسی ذرات بینفلزی Al₃Ni مایرسختار رسوب نموده و بهدلیل سختی بالا و استحکام پیوند مناسب با زمینه، با سازوکار حلقههای ارووان موجب مناسب با زمینه، با سازوکار حلقههای ارووان موجب ماتحکامبخشی قابل توجه آلیاژ میشود^[3, 4]. علاوه بر این، فاز استحکامبخشی قابل توجه آلیاژ میشود^[4, 7]. علاوه بر این، فاز دردود C[°]مه) دارد. مجموعه این دلایل سبب میشود که این

آلیاژها قابلیت بسیار بالایی برای جایگزینی آلیاژهای سنتی آلومینیم در کاربردهای دمابالا داشته باشند. علیرغم مزایای ذکرشده، استحکام تسلیم آلیاژهای دوتایی Al-Ni از ۱۰۰مگاپاسکال در دمای اتاق تا ۵۰مگاپاسکال در دمای ۲۰۰۵ تجاوز نمی کند. برای جبران این کاهش استحکام میتوان عناصر آلیاژی مختلفی را به ترکیب شیمیایی این آلیاژها افزود. مس، منیزیم، روی و سیلیسیم از جمله مهمترین عناصر آلیاژی مورد استفاده هستند که معمولاً بهمنظور افزایش استحکام با سازوکار استحکامدهی محلول جامد این عناصر، دامنه انجماد آلیاژ را افزایش و دمای خط سالیدوس را کاهش میدهد. علاوه بر این بهدلیل ضریب نفوذ حالت جامد نسبتاً بالای این عناصر در زمینه آلومینیمی، اثر استحکامبخشی رسوبات حاوی این عناصر (مانند AlzCu و (Mg2Si) بهواسطه انحلال یا درشتشدن در دماهای بالا (بیش از ۲۵°۲۵) کم می شود^[4,5].

منگنز یکی دیگر از عناصر آلیاژی ارزانقیمت مورد استفاده در آلیاژهای آلومینیم است. بررسیها نشان داده است که افزایش حدود ۵/۰% منگنز به آلیاژهای آلومینیم سری ۶۰۰۰ و ۷۰۰۰، استحکام کششی نهایی آنها را بدون کاهش انعطافپذیری، افزایش میدهد. افزودن منگنز موجب شکلگیری رسوبات Al₆Mn در زمینه می شود. این رسوبات دارای فصل مشترک ناهم سیما با زمینه آلومینیمی است و موجب ممانعت از حرکت نابهجاییها و در نتيجه افزايش استحكام آلياژ مىشوند[6]. تحقيقات نشان داده است که در سیستم سهتایی Al-Ni-Mn سه فاز بینفلزی پایدار سەگانە نىز وجود دارند. فاز ھگزاگونال Φ-Al_{71.4}Mn_{23.2}Ni_{5.4} محصول واکنش پریتکتیک در دمای C°۹۹۳، فاز هگزاگونال κ.Al₈₀Mn_{18.5}Ni_{1.5} محصول واكنش پریتكتیک در دمای Κ.Al₈₀Mn_{18.5}Ni_{1.5} و فاز اورتورومبیک O-Al_{78.5}Mn₁₃Ni_{8.5} محصول واکنش یریتکتیک در دمای ℃۷۵۰ است^[۶-7]. شکلگیری این ترکیبات بینفلزی بسته به ابعاد، کسر حجمی، ریختشناسی، نحوه توزیع و ماهیت فصل مشترک آنها با زمینه آلیاژ، میتواند موجب بهبود قابل ملاحظه خواص مكانيكي آلياژهاي Al-Ni-Mn شود.

ماهیت فصل مشترک و مشخصات هندسی ترکیبات بینفلزی فوقالذکر قویاً متأثر از فرآیند انجماد آلیاژ است. تحقیقات نشان داده است که انجماد سریع آلیاژها با افزایش میزان تحت تبرید حرارتی میتواند سبب کاهش اندازه دانه، کاهش فاصله بین شود^[10-12]. افزایش سرعت انجماد علاوه بر این، روی نوع و روی تأثیر انجماد سریع بر ریزساختار آلیاژهای Al-Ni-Mn نشان میدهد که در سرعتهای انجماد زیاد فاز غنی از منگنز 0 غالب خواهد بود^[2-2].

اعمال فرآیندهای مکانیکی از جمله فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید (SPD) نیز میتواند در بهبود ساختار و خواص آلیاژها مؤثر واقع شود. در روشهای SPD، فشار هیدروستاتیک بالا و کرنشهای شدید پلاستیک موجب اصلاح ساختار، تولید دانههای بسیار ریز و هممحور، حذف حفرات و عیوب ریختهگری و تولید عیوبی نظیر نابهجاییها در ساختار میشود و افزایش استحکام کششی، چقرمگی و انعطافپذیری ماده را بههمراه دارد^[13]. فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی (FSP)، یکی از مهمترین و مؤثرترین روشهای SPD بوده که استفاده از آن در آلیاژهای آلومینیم بهدلیل بالابودن انرژی نقص در چیدهشدن و

کاهش انرژی فعالسازی حرارتی حین تبلور مجدد این فلز، بسیار رایج است^[14, 15]. در این فرآیند از یک ابزار چرخنده شامل پین و شانه برای اصلاح ریزساختار و بهبود خواص بهطور موضعی استفاده می شود. این ابزار مصرف نشدنی دو کارکرد اصلی افزایش دما و اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید به ماده را دارد. گرمای تولیدشده در این فرآیند عمدتاً ناشی از اصطکاک بین شانه و قطعهکار است و چرخش پین، موجب سیلان مواد اطراف آن میشود. فرآیند FSP با تغییر شکل پلاستیک شدید، مخلوطکردن مواد و ایجاد گرما، ریزساختار را بهطور قابل توجهی تحت تأثیر قرار میدهد و منجر به کاهش ابعاد فازهای ثانوی، چگالش ساختاری و همگنسازی منطقه فرآیند میشود^[15, 16]. نتایج بررسیهای قبلی در زمینه تأثیر FSP بر خواص مكانيكي آلياژهاي آلومينيم، حاكي از بهبود قابل ملاحظه خواص مكانيكي وكيفيت قطعات است[17]. براساس اين تحقیقات، مهمترین سازوکارهای حاکم در بهبود خواص آلیاژها پس از فرآوری عبارت از وقوع تبلور مجدد دینامیکی و کاهش شدید اندازه دانهها که موجب افزایش چگالی مرزهای دانه و استحکام بخشی مرزدانه ای می شود، خردایش و کاهش قابل توجه ابعاد ترکیبات شکننده بینفلزی که ضمن حذف مراکز تمرکز تنش شدید موجب یراکند سختی آلیاژ میشود، حذف عیوب ریزساختاری شامل تخلخلهای گازی و انقباضی و جدایشها و افزایش چگالی نابهجاییها در زمینه آلیاژ هستند^[18]. نظر به اهمیت صنعتی آلیاژهای هیپویوتکتیک Al-Ni، بهسازی ساختاری این آلیاژها در راستای بهبود خواص مکانیکی آنها اهمیت بسیار زیادی دارد. براساس نتایج حاصل از تحقیقات قبلی، افزودن منگنز تا حدود ۲% وزنی موجب بهبود خواص مکانیکی این آلياژها مىشود، اما افزودن مقادير بيشتر منگنز (علىرغم تأثير مثبت بر مقاومت حرارتی و سختی آلیاژ) بهدلیل ترغیب تشکیل ترکیبات بینفلزی سخت، درشت و بعضاً صفحهایشکل، موجب افت چشمگیر خواص کششی و چقرمگی آلیاژ میشود^[19]. بر این اساس، در این تحقیق سعی شده است که با افزایش سرعت انجماد

اساس، در این تحقیق سعی شده است که با افرایش سرعت انجماد و بهرهگیری از مزایای فرآیند FSP بر مشخصات ریزساختاری آلیاژها، خواص مکانیکی آلیاژهای غنی از منگنز Al-4Ni-4Mn بهبود داده شود.

۲ – آزمایشهای تجربی

فرآیند ساخت آلیاژ مورد بررسی با استفاده از مواد اولیه شامل آلومینیم خالص ((((+), (+)))، نیکل خالص (((+), (+))) و آمیژان Al-+۰Mn انجام شد. عملیات ذوب مواد در یک کوره القایی با ولتاژ ورودی ۸۰۳ولت، فرکانس خروجی ۱۰کیلوهرتز و جریان خروجی ۳۷آمپر در یک بوته کاربید سیلیسیمی تحت محافظت گاز آرگن با خلوص بالا (((((((((((((((((()) توسط یک میله گرافیتی هم زده شده و پس از سرباره گیری بخشی رسیدن به دمای مورد نظر و همگنشدن دما، مذاب به آرامی و از آن به داخل یک قالب فولادی MS پیشگرم شده تا دمای کاها: ±۰۵۲ و نرخ سرمایش S/2°۵/۳ و بخش دیگری از آن به درون یک قالب مسی آبگرد MC با نرخ سرمایش ۲۵/۶° ا تخلیه شد. قطعات نهایی تختال هایی با ابعاد ۱۰×۵۱×۲۰۰ میلی متر مربوط به قالب فولادی و ۱۰×۵۷×۱۰۵ میلی متر مربوط به قالب مسی آبگرد بودند. تصویر طرحواره قالب در شکل ۱– الف و ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در جدول ۱ رائه شده است.

در ادامه، فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی روی تختالها انجام

شد. برای انجام FSP مطابق شکل ۱– ب از ابزار استوانهای شکل دارای شانهای به قطر ۹میلیمتر و پین مربعی شکل به قطر ۳میلیمتر و ارتفاع ۵میلیمتر از جنس فولاد گرم کار H۱۳ با سختی ۲HRC±۲۲ استفاده شد. کلیه نمونهها تحت یک سرعت چرخش ثابت (۱۶۰۰دور در دقیقه) و سرعت پیشروی ثابت (۱۲میلیمتر بر دقیقه)، بهعنوان پارامترهای بهینه، فرآوری شدند.



(ب) (b)

شکل ۱) تصویر طرحواره قالب مسی آبگرد و ابزار فرایند FSP؛ الف) تصویر طرحواره قالب مسی آبگرد، ب) ابزار فرایند FSP، کلیه ابعاد برحسب میلیمتر هستند.

Ni	Mn	Si	Fe	Al
۴/۰۳	4/14	•/•1	•/•٨	bulk

برای بررسی ریزساختار آلیاژ و توزیع ذرات بین فلزی قبل و بعد از VEGA TESCAN از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل -VEGA TESCAN و برای LMU و میکروسکوپ نوری مدل EDS OPTICA استفاده شد. بدین منظور، پس از آمادهسازی سطحی نمونهها براساس روشهای منظور، پس از آمادهسازی سطحی نمونهها براساس روشهای استاندارد متالوگرافی، عملیات حکاکی برای بررسیهای ریزساختاری بهمدت ۱۰ثانیه با محلول HF (درصد حجمی؛ ریزساختاری بهمدت ۱۰ثانیه با محلول HF (درصد حجمی؛ ماثانیه با محلول (۹۸۲۵+۲۰۲۲۶ درصد ۵۰ثانیه با محلول (۹۵۲۵+۲۰۲۲۴ درصد کاهش اندازه دانهها و فاصله بین بازوهای دندریتی، از نرمافزار کاهش اندازه دانهها و فاصله بین بازوهای دندریتی، از نرمافزار کشش نیز بهمنظور تعیین سازوکارهای شکست و عوامل تأثیرگذار بر شکست نمونهها توسط SEM انجام شد.

برای انجام آزمون کشش، نمونههای کشش^[20] در شرایط ریختگی و فرآوری اصطکاکی اغتشاشی از تختالها، تهیه و عملیات کشش توسط دستگاه کشش تکمحور مدل Zwick/Roell Z100 تحت بار ۱۰کیلونیوتن و سرعت ۵/۰میلیمتر بر دقیقه انجام شد. در نهایت میانگین خواص کششی سه نمونه بهعنوان مقدار نهایی گزارش شد. آزمون سختی نیز با استفاده از سختی میکروسکوپیسنجی (شرکت کالا صنعتآزما) انجام گرفت. آزمون سختی تحت بار ۵۰۰گرم انجام شد و میانگین سختی حاصل از

۲۱۷۸ فاطمه یوسفی و همکاران ـ

هفت نقطه مختلف روی مقطع نمونه بهعنوان عدد سختی نهایی ثبت شد. همچنین برای تعیین سختی فازها و زمینه آلیاژ، آزمون سختی میکروسکوپی تحت بار ۱۰گرم انجام گرفت و میانگین عدد سختی مربوط به سه فاز مشابه/سه نقطه از زمینه آلیاژ بهعنوان عدد نهایی سختی ثبت شد. زمان ساکنشدن در آزمون سختی میکروسکوپی ۱۵ثانیه بود.

۳– تفسیر و تحلیل نتایج ۳–– بررسیهای ریزساختاری

ساختار میکروسکوپی آلیاژ Al-4Ni-4Mn پس از ریختهگری در دو قالب فولادی و مسی آبگرد بهترتیب در شکل ۲- الف و ب نشان داده شده است. با توجه به شکل ۲- الف، اجزای اصلی تشکیلدهنده ریزساختار آلیاژ عبارت از زمینه Al-A (نواحی تیره)، نواحی یوتکتیک α-Al/Al₃Ni (خاکستری روشن) و ترکیبات بینفلزی اولیه و درشت با ریختشناسی صفحهای و غیرصفحهای (چندوجهی) هستند. با توجه به ابعاد و نحوه توزیع رسوبات در ریزساختار، میتوان گفت که این ترکیبات درشت بهصورت فازهای اولیه، در دماهای بالاتر از لیکوئیدوس آلیاژ تشکیل شدهاند. با توجه به نتایج آنالیز EDS ارائهشده در جدول ۲، این ترکیبات درصد منگنز بالایی دارند و غنی از منگنز هستند.



شکل ۲) تصویر SEM ریزساختار آلیاژ Al-4Ni-4Mn ریختهگریشده در قالب فولادی و قالب مسی آبگرد الف) قالب فولادی، ب) قالب مسی آبگرد

کل ۲ ـ الف	در ش	مشخصشده	فازهاى	آناليز EDS	۲) نتایج	جدول
------------	------	---------	--------	------------	----------	------

کد فا:	غلظت (درصد اتمی)		
,	Al	Ni	Mn
A	14/99	1/88	14/84
В	۲٩/۸۵	٣/١٢	18/44
C	22/20	Y/01	14/21
فاز یوتکتیک (D)	৭৯/৭۶	36/161	•/84

با توجه به شکل ۲- ب، ریختهگری نمونه در قالب مسی آبگرد موجب کاهش قابل توجه ابعاد ترکیبات بینفلزی، اعم از رسوبات غنی از نیکل Al₃Ni در نواحی یوتکتیک و رسوبات اولیه غنی از منگنز شده است. علاوه بر این، افزایش سرعت انجماد باعث کاهش قابل ملاحظه فاصله بین بازوهای ثانویه (SDAS) نیز شده است. بررسیهای آنالیز تصویری حاکی از آن است که فاصله متوسط بازوهای ثانویه دندریتی از ۲/۱±۵/۵میکرومتر در نمونه تهیهشده ریختهگری شده در قالب مسی کاهش یافته است. کاهش اندازه، تغییر ریختشناسی فازها و کاهش فاصله بین بازوهای ثانویه دندریتی در اثر افزایش سرعت انجماد را میتوان ناشی از افزایش

میزان تحت تبرید حرارتی در سرعتهای سردشدن زیاد دانست ^{[12}. [¹². افزایش سرعت انجماد و متعاقب آن افزایش میزان تحت تبرید حرارتی مطابق شکل ۳ سبب کاهش اندازه دانهها نیز میشود. براساس بررسیهای آنالیز تصویری، میانگین اندازه مؤثر دانهها از ۱۰۰ ±۲۰۲ میکرومتر در نمونه ریختهگریشده در قالب فولادی پیشگرم شده به ۴۰±۲۲۰ میکرومتر در نمونه منجمدشده در قالب مسی آبگرد کاهش یافته است.

تأثیر FSP بر ریزساختار آلیاژ در دو حالت ریختهگری در قالب فولادی و قالب مسی آبگرد بهترتیب در شکل ۴- الف و ب نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می شود، FSP به طور کلی موجب خردایش و توزیع بسیار یکنواخت ترکیبات بینفلزی در ناحیه اغتشاش آلیاژ شده است. با این وجود، میزان خردایش فازهای تیغهای شکل احتمالاً بهدلیل ریخت شناسی خاص (نسبت طول به عرض زیاد) بهمراتب بیشتر از فازهای چندوجهی است. به نظر میرسد که فازهای چندوجهی بهسبب نسبت طول به عرض کمتر، مقاومت کمتری در برابر کرنشهای پلاستیک وارده، طی فرآیند FSP از خود نشان میدهند. ساختار فیبریشکل ترکیبات Al-Ni در یوتکتیک Al-Ni نیز در اثر اغتشاش ناشی از فرآیند، همانند فازهای تیغهای شکل، خردایش قابل ملاحظهای را تجربه نمودهاند. علاوه بر این در صورت مقایسه شکل ۴- الف و ب مىتوان مشاهده نمود كه علىرغم تفاوت قابل ملاحظه ساختار دو آلیاژ در شرایط ریختگی (شکل ۲)، تأثیر FSP بر ریزساختار آلیاژ ریختهگریشده در قالب مسی آبگرد نامحسوس است. به نظر مىرسد كه كاهش قابل ملاحظه ابعاد و نسبت طول به عرض ذرات بینفلزی قبل از فرآیند FSP، به میزان زیادی از اثربخشی این فرآيند كاسته است.

یکی دیگر از نتایج مثبت فرآیند FSP، حذف یا توزیع بسیار ظریف و یکنواخت عیوب ریخته گری مانند تخلخلهای گازی/انقباضی، جدایشها و لایههای اکسیدی دوگانه محبوس است. تصویر میکروسکوپی، نشاندهنده حضور تخلخلهای انقباضی و لایههای دوگانه اکسیدی محبوس در ریزساختار آلیاژ Al-4Ni-4Mn در شکل ۵ نشان داده شده است. تخلخلهای انقباضی (شکل ۵-الف) بهواسطه انقباض حجمی مذاب هنگام انجماد و عدم امکان تأمین فلز مذاب برای جبران انقباض ایجادشده، در شکلها و اندازههای مختلف در ساختار شکل میگیرند. با توجه به کاهش سطح مؤثر تحمل بار، حضور حفرات انقباضي باعث ايجاد نواحي تمرکز تنش در ساختار می شود و جوانهزنی و اشاعه ترکهای میکروسکوپی را تسهیل میکند^[22-24]. بررسی ریزساختار نمونههای FSPشده (شکل ۴) حاکی از آن است که هنگام فرآوری اصطکاکی اغتشاشی، اغلب حفرات گازی/انقباضی در اثر افزایش دما (افزایش پلاستیسیته ماده) و نیروهای برشی شدید وارده به قطعه، تقریباً بسته شده و بقایای این حفرات نیز بهصورت تخلخلهای بسیار ظریف در ساختار توزیع میشوند.

لایههای اکسیدی دوگانه نیز بهعنوان یکی دیگر از عیوب مخرب ریختهگری مطرح هستند (شکل ۵– ب). این لایهها در واقع همان لایههای اکسیدی تازهشکلگرفته روی سطح مذاب هستند که در اثر تلاطم سطحی، وارد جریان مذاب و قطعه شده و بهدلیل شکل خاص و چگالی نزدیک به مذاب، درون قطعه محبوس میشوند. با توجه به ماهیت سرامیکی و ترشوندگی بسیار ضعیف، فضای خالی بین آنها ایجاد میشود و به همین سبب، این عیوب را ترکهای میکروسکوپی ازقبلموجود نیز مینامند. وجود این عیوب در آلیاژهای ریختهگریشده آلومینیم خواص مکانیکی بهخصوص

استحکام کششی آلیاژ را شدیداً کاهش میدهد و موجب پراکندگی خواص و کاهش قابلیت اطمینان به نتایج میشود^[25-29]. با این حال با توجه به نتایج حاصل از مطالعات ریزساختاری (شکل ۴)، انجام FSP موجب خردشدن و توزیع یکنواخت اکسیدهای دوگانه محبوس درون ساختار میشود و اثرات منفی آنها را شدیداً کاهش میدهد.



(**b) (b) (الف) (a)** شکل ۳) تصویر میکروسکپ نوری از درشت ساختار آلیاژ ریختگی Al-4Ni-4Mn ریختهگری شده در قالب فولادی و قالب مسی آبگرد؛ الف) قالب فولادی، ب) قالب مسی آبگرد



شکل ٤) تأثیر فرایند FSP (۱۶۰۰دور در دقیقه، ۱۲میلیمتر بر دقیقه) بر ریزساختار آلیاژ Al-4Ni-4Mn ریختهگریشده در قالب فولادی و قالب مسی آبگرد، الف) قالب فولادی، ب) قالب مسی آبگرد



شکل ۵) تصویر میکروسکوپی نشاندهنده عیوب ریزساختاری در آلیاژ -Al-4Ni 4Mn ریختگی؛ الف) تخلخل گازی/انقباضی، ب) لایه اکسیدی دوگانه محبوس

۳-۲- بررسی خواص مکانیکی

نمودار تنش – کرنش مهندسی مربوط به نمونههای منتخب تهیهشده در قالب فولادی پیشگرمشده و قالب مسی آبگرد، قبل و بعد از فرآوری اصطکاکی اغتشاشی در نمودار ۱ ارائه شده است. همچنین تأثیر FSP بر استحکام کششی، استحکام تسلیم، درصد ازدیاد طول، چقرمگی و سختی میکروسکوپی آلیاژهای ریختهگریشده در قالب فولادی و قالب مسی آبگرد در نمودار ۲ نشان داده شده است. با توجه به نمودار ۲ – الف استحکام کششی آلیاژ Al-4Ni-4Mn در حالت ریختگی در قالب فولادی

> Volume 19, Issue 9, September 2019 www.SID.ir

۱۳۶ مگاپاسکال است که این مقدار با افزایش ۲ درصدی به حدود ۱۴۶ مگاپاسکال در نمونه ریخته گری شده در قالب مسی آبگرد رسیده است. از طرفی، استحکام تسلیم آلیاژ نیز افزایش ۱۵درصدی را تجربه نموده است. افزایش ۳۵درصدی درصد ازدیاد طول و ۲۲درصدی چقرمگی شکست آلیاژ شده است. همچنین سختی آلیاژ ریخته شده در قالب مسی آبگرد حدود ۳۲% بیش از آلیاژ ریختگی تهپه شده در قالب فولادی پیش گرم شده است (نمودار ۲ – ب).

با توجه به نتایج مطالعات ریزساختاری (شکل ۲)، افزایش سرعت سرمایش هنگام انجماد مذاب، موجب کاهش SDAS، کاهش ابعاد ترکیبات بینفلزی (اولیه و یوتکتیک) و تغییر ریختشناسی این ترکیبات از صفحات بزرگ به ترکیباتی ظریف تر با نسبت طول به عرض کم میشود. تأثیر مثبت کاهش SDAS بر استحکام آلیاژهای ریختگی، قبلاً توسط محققان مورد بررسی قرار گرفته و اثبات شده است^[30-34]. براساس نتایج حاصل از این تحقیقات، کاهش فاصله بین بازوهای دندریتی موجب کاهش ابعاد و توزیع ظریف ذرات فاز تانویه و همچنین تخلخلهای گازی/انقباضی شکل گرفته در این نواحی میشود و تأثیری مثبت بر خواص کششی آلیاژهای آلومینیم دارد.

کاهش ابعاد (البته تا یک حد معین) و توزیع یکنواخت ترکیبات بینفلزی صفحهایشکل در زمینه نیز موجب بهبود خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیم میشود. ترکیبات بینفلزی اساساً ماهیتی ترد و شکننده دارند و فصل مشترک آنها با زمینه آلومینیمی (در مقیاس اتمی) از نوع غیرنفوذی، هموار (پخدار) با استحکام پیوند بسیار کم با زمینه است³⁵¹. بر این اساس اگر این ذرات در معرض تنشهای شدید واقع شوند، احتمال شکستهشدن آنها یا جوانهزنی و اشاعه ترکهای میکروسکوپی از فصل مشترک ضعیف آنها با زمینه بسیار زیاد است. با این حال، کاهش ابعاد و نسبت طول به عرض این ترکیبات در اثر افزایش سرعت انجماد (تحت تبرید حرارتی) بهواسطه کاهش سهم ذرات از تنشهای وارده و متعاقباً کاهش میزان تمرکز تنش وارده بر آنها سبب افزایش خواص استحکامی آلیاژ میشود.

یکی دیگر از اثرات مثبت افزایش سرعت انجماد، کاهش اندازه دانهها است. همانگونه که قبلاً نیز مشاهده شد (شکل ۳)، افزایش سرعت سرمایش مذاب موجب کاهش ۳۰درصدی اندازه مؤثر دانهها می شود. با توجه به رابطه هال– پچ (معادله ۱)، کاهش اندازه دانهها به واسطه افزایش چگالی مرزهای دانه، تأثیری مثبت بر افزایش استحکام آلیاژ دارد.

$$\sigma = \sigma_{\circ} + K \frac{1}{\sqrt{D}} \tag{1}$$

در این رابطه، *σ* تنش تسلیم، *σ* تنش اصطکاکی (معادل مقاومت شبکه در مقابل حرکت نابهجاییها)، K ثابت قفلشوندگی (سهم مرزدانه در سختشدن نسبی) و D قطر دانه است^[36].

از جمله دیگر اثرات افزایش سرعت انجماد میتوان به افزایش میزان فوق اشباع زمینه آلیاژ از دو عنصر نیکل و منگنز و استحکامبخشی محلول جامد اشاره نمود. مقادیر سختی میکروسکوپی فاز زمینه α-Al در نمونههای ریختهگریشده در دو قالب فولادی پیشگرمشده و مسی آبگرد در جدول ۳ ارائه شده است. مشاهده میشود که سختی زمینه آلیاژ در نمونه ریختهگریشده در قالب مسی آبگرد حدود ۵۵% بیشتر از سختی زمینه در نمونه مشابه ریختهگریشده در قالب فولادی پیشگرمشده است.

Modares Mechanical Engineering



نمودار ۱) تنش – کرنش مهندسی آلیاژهای منتخب در شرایط ریختگی و فرآوری اصطكاكى - اغتشاشى شده



نمودار ۲) تأثیر سرعت انجماد و فرآوری اصطکاکی اغتشاشی بر استحکام کششی و استحکام تسلیم، درصد ازدیاد طول، چقرمگی شکست و سختی میکروسکپی آلیاژ Al-4Ni-4Mn؛ الف) استحکام کششی و استحکام تسلیم، ب) درصد ازدیاد طول، ج) چقرمگی شکست، د) سختی میکروسکپی آلیاژ Al-4Ni-4Mn.

ماهنامه علمی–پژوهشی مهندسی مکانیک مدرس www.SID.ir

Archive of SID جدول ۳) سختی میکروسکپی (HV_{0.01}) زمینه (α-Al) و ترکیبات بینفلزی موجود در ریزساختار آلیاژ Al-4Ni-4Mn در حالت پایه (ریختهگری شده در قالب فولادی و قالب مسی آیگرد)

تركيبات بينفلزى (قالب فولادى)			لي اژ (α-Al)	زمينه آا
يوتكتيك	تيغهاىشكل	چندوجهی	قالب مسی آبگرد	قالب فولادى
۸۸±۱۷	۲ ۰۰ ±۹	۲۶•±۸	٨٥±١٠	87±11

اعمال فرآیند FSP روی آلیاژ نیز تأثیر قابل توجهی در بهبود خواص مكانيكي آن دارد. با توجه به نتايج آزمون كشش (نمودار ۲ - الف) استحکام کششی، استحکام تسلیم، درصد ازدیاد طول و چقرمگی شکست آلیاژ ریختهگریشده در قالب فولادی پیشگرمشده پس از فرآوری اصطکاکی اغتشاشی بهترتیب رشد ۵۴، ۳۰، ۱۷۰ و ۳۱۲درصدی را تجربه مینمایند. میزان بهبود این خواص پس از FSP در نمونه ریختهگری شده در قالب مسی آبگرد بهترتیب ۵۲، ۳۵،۳۴ و ۱۳۶% است. همچنین میتوان مشاهده نمود که سختی میکروسکوپی دو نمونه ریختهگریشده در قالب فولادی و مسی آبگرد بهترتیب حدود ۶ و ۲۰% افزایش یافتهاند (نمودار ۲- د). بهبود مشاهدهشده در خواص نمونههای FSPشده را میتوان ناشی از تأثیر مشترک چند عامل دانست.

سختی ترکیبات بینفلزی موجود در آلیاژ در جدول ۳ آورده شده است. با توجه به حضور این ترکیبات سخت در زمینه آلیاژ، خردایش و ریزشدن فازهای تیغهای شکل و درشت بلوکی شکل (چندوجهی) و توزیع کاملاً یکنواخت آنها در زمینه موجب افزایش استحکام با سازوکار استحکامبخشی ارووان و پراکند سختی ناشی از توزیع ظریف ذرات بینفلزی سخت (جدول ۳) در زمینه آلیاژ می شود. همچنین فرآیند FSP با حذف عبوب حاصل از ریخته گری شامل تخلخلهای گازی و انقباضی (شکل ۵– الف) و لایههای اکسیدی محبوس (شکل ۵- ب) موجب بهبود استحکام کششی و سختی میشود. یکی دیگر از اثرات مثبت FSP، ترغیب فرآیند تبلور مجدد در ناحیه فرآوری شده است. وقوع تبلور مجدد در این ناحیه که ناشی از اعمال کرنشهای پلاستیک شدید و افزایش دمای اصطکاکی است، موجب شکلگیری دانههای بسیار ریز و هممحور در ناحیه فرآوری شده می شود. کاهش ابعاد دانه ها و به دنبال آن افزایش چگالی مرزهای دانه براساس رابطه هال- پچ (معادله ۱) موجب افزايش استحكام آلياژ مىشود. علىرغم وقوع تبلور مجدد در SZ، بررسیهای انجامشده حاکی از چگالی قابل توجه نابهجاییها در این ناحیه است^[40,37,40]. براساس نتایج حاصل از تحقیقات، دانههای SZ حاوی چگالی بسیار بالایی از مرزدانههای فرعی متشکل از نابهجاییها هستند. افزایش چگالی نابهجاییها براساس معادله ۲ میتواند موجب افزایش استحکام آلیاژهای FSP شده شود:

$$\sigma_d = M \alpha G b \rho^{0.5} \tag{(Y)}$$

در این معادله، M فاکتور تیلور، α ثابت، G مدول برشی و b طول بردار برگرز نابهجاییها و چگالی نابهجاییها است^[41].

۳–۳– بررسی سطح شکست ناشی از آزمون کشش

تصاویر میکروسکویی سطح شکست آلیاژ Al-4Ni-4Mn در دو حالت ریختگی و FSPشده در دو شرایط ریختهگری در قالب فولادی و مسی آبگرد، در شکل ۶ ارائه شده است. همانگونه که مشاهده میشود، سطح شکست آلیاژ ریختهگریشده در قالب فولادی (شکل ۶– الف) کاملاً ترد و رخ برگی است. حضور یخهای وسیع مرتبط با شکست ترد صفحات غنی از منگنز در این تصویر

کاملاً مشخص است. با افزایش سرعت سرمایش (شکل ۶- ب)، علی رغم گسترش قابل توجه مناطق با شکست نرم، حضور رخ برگهای ناشی از حضور ترکیبات بین فلزی ترد در سطح شکست همچنان مشهود است. همان گونه که قبلاً نیز عنوان شد ترکیبات بین فلزی غالباً ترد هستند و فصل مشترک بسیار ضعیفی با زمینه دارند، بنابراین حضور این ترکیبات در زمینه آلیاژ سبب تسهیل جوانهزنی و ایجاد ترکهای میکروسکوپی از این ذرات یا فصل مشترک آنها با زمینه و شکست پیش از موعد قطعه می شود.



شکل ۶) تصویر SEM سطح شکست آلیاژ ANi-4Ni؛ الف) ریختهگری شده در قالب فولادی، ب) ریختهگری شده در قالب مسی آبگرد، ج) ریختهگری در قالب فولادی و سپس FSP (۱۶۰۰دور در دقیقه، ۱۲میلیمتر بر دقیقه)، د) ریختهگری شده در قالب مسی آبگرد و سپس FSP (۱۶۰۰دور در دقیقه، ۱۲میلیمتر بر دقیقه)

تصاویر سطح شکست نمونههای فرآوری شده بهروش FSP در شکل ۶- ج و د ارائه شدهاند. می توان مشاهده نمود که پس از FSP، بهدلیل خردایش و توزیع ظریف ترکیبات بین فلزی در زمینه آلیاژ، مساحت نواحی شکست نرم در سطح شکست افزایش یافته و ساختار از حالت کاملاً ترد خارج شده است (شکل ۶- ج و د). خردایش ترکیبات بین فلزی و توزیع نسبتاً یکنواخت آنها در زمینه آلیاژ ریخته گری شده در هر دو قالب کاملاً مشهود است. با این وجود، ابعاد ترکیبات بین فلزی و نیز حفرات دیمپلی در سطح شکست نمونه ریخته گری شده در قالب پیش گرم شده فولادی به مراتب بزرگ تر از نمونه ریخته گری شده در قالب مسی آبگرد است.

۴- نتیجهگیری

۱- افزایش سرعت انجماد از طریق ریختهگری در قالب مسی آبگرد (با سرعت انجماد متوسط ۲۰/۴۰۵ در مقایسه با سرعت انجماد (۳/۵°C/s در قالب فولادی پیشگرمشده) بهدلیل کاهش ابعاد و بهبود ریختشناسی ترکیبات بینفلزی بهویژه ترکیبات درشت امپود ریختشناسی ترکیبات بینفلزی بهویژه ترکیبات درشت امپاع زمینه، موجب افزایش استحکام کششی، استحکام تسلیم و اشباع زمینه، موجب افزایش استحکام کششی، استحکام تسلیم و سختی میکروسکوپی آلیاژ Al-4Ni-4Mn به میزان ۲۰ ۱۵ و ۳۲% میشود.

۲ – فرآوری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ در سرعت پیشروی ۱۶۰۰دور در دقیقه و سرعت چرخش ابزار ۱۲میلیمتر بر دقیقه بهواسطه تغییر شکل پلاستیک شدید موجب کاهش قابل توجه ابعاد فازها، حذف ترکیبات صفحهایشکل و توزیع یکنواخت آنها در زمینه آلیاژ میشود. میزان بهبود استحکام کششی، استحکام تسلیم و سختی میکروسکوپی آلیاژهای ریخته گریشده در قالب مسی آبگرد و قالب فولادی پس از FSP بهترتیب ۳۴، ۵۲ و ۲۰% و ۵۴، ۳۰ و ۶% است.

۳- تأثیر مشترک افزایش سرعت انجماد و انجام FSP، افزایش ۶۳درصدی استحکام کششی، افزایش ۵۵درصدی استحکام تسلیم، افزایش ۱۸۸درصدی چقرمگی و بهبود ۵۸درصدی سختی میکروسکوپی آلیاژ نسبت به حالت پایه (ریختهگریشده در قالب فولادی پیش گرمشده) است.

۴- بررسی تصاویر SEM سطح شکست آلیاژها نشان میدهد که تأثیر مشترک افزایش سرعت انجماد و FSP تبدیل شکست از حالت کاملاً ترد و رخ برگی به شکست نرم است.

تشکر و قدردانی: نویسندگان مقاله از دانشگاه بینالمللی امام خمینی^(۱) بابت استفاده از تجهیزات آزمایشگاهی قدردانی مینمایند.

تاییدیه اخلاقی: این مقاله تاکنون در هیچ نشریه دیگری به چاپ نرسیده و محتویات علمی و ادبی آن مستخرج از فعالیت علمی نویسندگان است.

تعارض منافع: نویسندگان مقاله اعلام میکنند که در این اثر هیچگونه تعارض منافعی با نهاد یا سازمانی وجود ندارد.

سهم نویسندگان: فاطمه یوسفی (نویسنده اول)، نگارنده مقدمه/پژوهشگر اصلی (۵۰%)؛ رضا تقیآبادی (نویسنده دوم)، روششناس/پژوهشگر کمکی/نگارنده بحث (۲۵%)؛ سعید باغشاهی (نویسنده سوم)، روششناس/پژوهشگر کمکی/نگارنده بحث (۲۵%)

منابع مالی: در انجام این پژوهش از منبع مالی خاصی استفاده نشده است.

منابع

1- Karakulak E, Koç FG, Yamanoglu R, Zeren M. Mechanical properties of hypoeutectic Al-Ni alloys with Al₃Ni intermetallics. Materials Testing. 2016;58(2):117-121.

2- Yu W, Hao Q, Fan L, Li J. Eutectic solidification microstructure of an Al-4Ni-2Mn alloy. Journal of Alloys and Compounds. 2016;688(Pt B):798-803.

3- Huang K. Precipitation strengthening in Al-Ni-Mn alloys [Dissertation]. Worcester MA: Worcester Polytechnic Institute; 2015.

4- Fan Y, Huang K, Makhlouf MM. Precipitation strengthening in Al-Ni-Mn alloys. Metallurgical and Materials Transactions A. 2015;46(12):5830-5841.

5- Belov NA, Alabin AN, Eskin DG. Improving the properties of cold-rolled Al-6%Ni sheets by alloying and heat treatment. Scripta Materialia. 2004;50(1):89-94.

6- Nam SW, Lee DH. The effect of Mn on the mechanical behavior of Al alloys. Metals and Materials International. 2000;6:13.

7- Balanetskyy 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

Archive of SID

alloys. Journal of Tribology. 2017;139(5):051602.

26- Campbell J. An overview of the effects of bifilms on the structure and properties of cast alloys. Metallurgical and Materials Transactions B. 2006;37(6):857-863.

27- Eisaabadi Bozchaloei Gh, Varahram N, Davami P, Kim SK. Effect of oxide bifilms on the mechanical properties of cast Al-7Si-0.3Mg alloy and the roll of runner height after filter on their formation. Materials Science and Engineering A. 2012;548:99-105.

28- Divandari M, Campbell J. Oxide film characteristics of Al-7Si-Mg alloy in dynamic conditions in casting. International Journal of Cast Metals Research. 2004;17(3):182-187.

29- Dai X, Yang X, Campbell J, Wood J. Influence of oxide film defects generated in filling on mechanical strength of aluminium alloy castings. Materials Science and Technology. 2004;20(4):505-513.

30- Wang QG. Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357. Metallurgical and Materials Transactions A. 2003;34(12):2887-2899.

31- Ceschini L, Morri A, Toschi S, Johansson S, Seifeddine S. Microstructural and mechanical properties characterization of heat treated and overaged cast A354 alloy with various SDAS at room and elevated temperature. Materials Science and Engineering A. 2015;648:340-349.

32- Ghassemali E, Riestra M, Bogdanoff T, Kumar BS, Seifeddine S. Hall-Petch equation in a hypoeutectic Al-Si cast alloy: Grain size vs. secondary dendrite arm spacing. Procedia Engineering. 2017;207:19-24.

33- Shabestari SG, Moemeni H. Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys. Journal of Materials Processing Technology. 2004;153-154:193-198.

34- Ceschini L, Morri A, Morri A, Gamberini A, Messieri S. Correlation between ultimate tensile strength and solidification microstructure for the sand cast A357 aluminium alloy. Materials & Design. 2009;30(10):4525-4531.

35- Huang KT, Lui TS, Chen LH. Effect of dynamically recrystallized grain size on the tensile properties and vibration fracture resistance of friction stirred 5052 alloy. Materials Transactions. 2006;47(9):2405-2412.

36- Dieter GE. Mechanical metallurgy. 3rd Edition. New York: McGraw-Hill; 1986.

37- Humphreys FJ, Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. 2nd Edition. Oxford UK: Elsevier; 2004.

38- Sato YS, Park SHC, Kokawa H. Microstructural factors governing hardness in friction-stir welds of solid-solution-hardened Al alloys. Metallurgical and Materials Transactions A. 2001;32(12):3033-3042.

39- Jata KV, Sankaran KK, Ruschau JJ. Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451. Metallurgical and Materials Transactions A. 2000;31(9):2181-2192.

40- Huang KT, Lui TS, Chen LH. Pre-treated effect of friction stir processing of Al Alloy 5052 on vibration fracture behavior under resonant vibration. Materials Transactions. 2005;46(12):3051-3058.

41- Panigrahi SK, Jayaganthan R. Influence of solutes and second phase particles on work hardening behavior of Al 6063 alloy processed by cryorolling. Materials Science and Engineering A. 2011;528(7-8):3147-3160.

of Alloys and Compounds. 2011;509(9):3795-3805. 8- Balanetskyy S, Meisterernst G, Feuerbacher M. The Alrich 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. 9- Grushko B, Pavlyuchkov D, Mi SB, Balanetskyy S. Ternary phases forming adjacent to Al3Mn Al4Mn in AlMnTM (TM = Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Pd). Journal of Alloys and Compounds. 2016;677(C):148-162.

10- Martínez-Villalobos MA, Figueroa IA, Suarez MA, Lara Rodríguez GÁ, Novelo Peralta ON, González Reyes G, et al. Microstructural evolution of rapid solidified Al-Ni alloys. Journal of the Mexican Chemical Society. 2016;60(2):67-72.

11- Abbaschian R, Abbaschian L, Reed-Hill RE. Physical metallurgy principles. 4th Edition. Stamford CT: Cengage Learning; 2009.

12- Porter DA, Easterling KE, Sherif MY. Phase transformation in metals and alloys. 3rd Edition. Boca Raton: CRC Press; 2009.

13- Torabzadeh Kashi H, Faraji Gh. A review of the production of ultrafine grained and nanograined metals by applying severe plastic deformation. Modares Mechanical Engineering. 2016;16(6):271-282. [Persian]

14- Su JQ, Nelson TW, Sterling CJ. Grain refinement of aluminum alloys by friction stir processing. Philosophical Magazine. 2006;86(1):1-24.

15- Ma ZY. Friction stir processing technology: A review. Metallurgical and Materials Transactions A. 2008;39(3):642-658.

16- Mishra RS, Ma ZY. Friction stir welding and processing. Materials Science and Engineering R Reports. 2005;50(1-2):1-78.

17- Ma ZY, Sharma SR, Mishra RS, Mahoney MW. Microstructural modification of cast aluminum alloys via friction stir processing. Materials Science Forum. 2003;426-432:2891-2896.

18- Ahmadifard S, Kazemi Sh, Heidarpour A. Fabrication of $A15083/TiO_2$ surface composite by friction stir process and investigating its microstructural, mechanical and wear properties. Modares Mechanical Engineering. 2016;15(12):55-62. [Persian]

19- Yousefi F, Taghiabadi R, S. Baghshahi S. An investigation on the effect of Mn on the castability of hypoeutectic Al-2Ni-xMn alloys. Founding Research Journal. 2017;1(2):69-78. [Persian]

20- Nie KB, Deng KK, Wang XJ, Xu FJ, Wu K, Zheng MY. Multidirectional forging of AZ91 magnesium alloy and its effects on microstructures and mechanical properties. Materials Science and Engineering A. 2015;624:157-168. 21- Flemings MC. Solidification processing. New York: McGraw-Hill; 1974.

22- Di Sabatino M, Arnberg L. A review on the fluidity of Al based alloys. Metallurgical Science and Technology. 2004;22(1):9-15.

23- Ludwig T, Di Sabatino M, Arnberg L, Dispinar D. Influence of oxide additions on the porosity development and mechanical properties of A356 aluminium alloy castings. International Journal of Metalcasting. 2012;6(2):41-50.

24- Mugica GW, Tovio DO, Cuyas JC, González AC. Effect of porosity on the tensile properties of low ductility aluminum alloys. Materials Research. 2004;7(2):221-229.

25- Akaberi N, Taghiabadi R, Razaghian A. Effect of bifilm oxides on the dry sliding wear behavior of Fe-rich Al-Si