



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. 2019;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 ...

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

فاطمه یوسفی MSc

گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی^(۱)، قزوین، ایران

رضا تقی‌آبادی PhD

گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی^(۲)، قزوین، ایران

سعید باغشاهی PhD

گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی^(۳)، قزوین، ایران

چکیده

آلیاژهای هیپوپوتکتیک Al-Ni به سبب قابلیت ریخته‌گری عالی و استحکام ویژه بسیار مناسب، به‌ویژه در دماهای بالا، کاربرد گسترده‌ای در صنایع خودروسازی و هوا فضا دارند. افزودن منگنز به ترکیب این آلیاژها موجب تشکیل رسوبات جدید غنی از منگنز شده و تأثیری 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 منفی افزایش غلظت منگنز بر خواص کششی آلیاژهای هیپوپوتکتیک Al-Ni کنترل شود. بدین منظور نمونه‌های تهیه‌شده از آلیاژ غنی از منگنز Al-4Ni-4Mn، منجمد شده تحت دو سرعت ۳/۵ و ۱۰/۵ °C/s، تحت عملیات فرآوری اصطکاکی اغتشاشی (۱۶۰۰ 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 تأثیر 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 میکروسکوپی آلیاژ به ترتیب حدود ۶۳، ۵۵، ۱۲۳، ۱۸۸ و ۵۸٪ بهبود می‌یابند.

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 هیپوپوتکتیک 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 بالایی هستند^[1, 2]. بر این اساس، استفاده از این آلیاژها برای تولید قطعات ریختگی مورد استفاده در کاربردهای دما بالا، 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 است. این فاز اغلب به‌صورت میله‌های نازک و فیبری شکل در ریزساختار رسوب نموده و به‌دلیل سختی بالا و استحکام پیوند مناسب با زمینه، با سازوکار حلقه‌های ارووان موجب استحکام‌بخشی قابل توجه آلیاژ می‌شود^[3, 4]. علاوه بر این، فاز Al₃Ni، پایداری مکانیکی و شیمیایی بسیار مناسبی در دماهای بالا (حدود ۵۰۰°C) دارد. مجموعه این دلایل سبب می‌شود که این

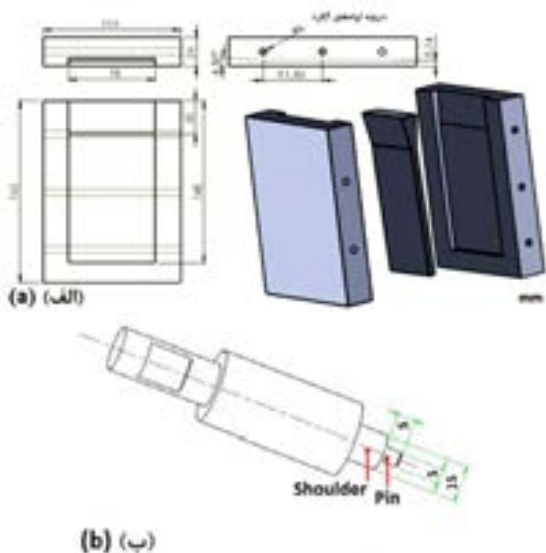
آلیاژها قابلیت بسیار بالایی برای جایگزینی آلیاژهای سنتی آلومینیم در کاربردهای دما بالا داشته باشند. علی‌رغم مزایای ذکرشده، استحکام تسلیم آلیاژهای دوتایی Al-Ni از ۱۰۰ مگاپاسکال در دمای اتاق تا ۵۰ مگاپاسکال در دمای ۳۰۰°C تجاوز نمی‌کند. برای جبران این کاهش استحکام می‌توان عناصر آلیاژی مختلفی را به ترکیب شیمیایی این آلیاژها افزود. مس، منبزم، روی و سیلیسیم از جمله مهم‌ترین عناصر آلیاژی مورد استفاده هستند که معمولاً به‌منظور افزایش استحکام با سازوکار استحکام‌دهی محلول جامد یا پراکنده سختی، مورد استفاده قرار می‌گیرند. با این حال افزودن 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 Al₂Cu و Mg₂Si) به‌واسطه انحلال یا درشت‌شدن در دماهای بالا (بیش از ۲۵۰°C) کم می‌شود^[4, 5].

منگنز یکی دیگر از عناصر آلیاژی ارزان‌قیمت مورد استفاده در آلیاژهای آلومینیم است. بررسی‌ها نشان داده است که افزایش حدود ۰/۵٪ 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 می‌شود. این رسوبات دارای فصل مشترک ناهم‌سایم با زمینه آلومینیمی است و موجب ممانعت از حرکت ناب‌جایی‌ها و در نتیجه افزایش استحکام آلیاژ می‌شوند^[6]. تحقیقات نشان داده است که در سیستم سه‌تایی Al-Ni-Mn سه فاز بین‌فلزی پایدار سه‌گانه نیز وجود دارند. فاز هگزگونال Φ-Al_{71.4}Mn_{23.2}Ni_{5.4} محصول واکنش پریکتیک در دمای ۹۹۳°C، فاز هگزگونال K₂Al₈₀Mn_{18.5}Ni_{1.5} محصول واکنش پریکتیک در دمای ۸۶۷°C و فاز اورتورومبیک O-Al_{78.5}Mn₁₃Ni_{8.5} محصول واکنش پریکتیک در دمای ۷۵۰°C است^[7-9]. 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 مکانیکی آلیاژهای 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 بازوهای دندردستی، کاهش اندازه فازها و توزیع مناسب آنها در زمینه شود^[10-12]. افزایش سرعت انجماد علاوه بر این، روی نوع و ریخت‌شناسی رسوبات نیز مؤثر است. نتایج حاصل از یک تحقیق روی تأثیر انجماد سریع بر ریزساختار آلیاژهای Al-Ni-Mn نشان می‌دهد که در سرعت‌های انجماد زیاد فاز غنی از منگنز O غالب خواهد بود^[4].

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 ناب‌جایی‌ها 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

شد. برای انجام FSP مطابق شکل ۱- ب از ابزار استوانه‌ای شکل دارای شانه‌ای به قطر ۹ میلی‌متر و پین مربعی شکل به قطر ۳ میلی‌متر و ارتفاع ۵ میلی‌متر از جنس فولاد گرم کار H1۳ با سختی 52 ± 2 HRC استفاده شد. کلیه نمونه‌ها تحت یک سرعت چرخش ثابت (۱۲۰۰ دور در دقیقه) و سرعت پیشروی ثابت (۱۲ میلی‌متر بر دقیقه)، به‌عنوان پارامترهای بهینه، فرآوری شدند.



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.

جدول ۱) ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در تحقیق حاضر

Ni	Mn	Si	Fe	Al
۴/۰۳	۴/۱۴	۰/۰۱	۰/۰۸	bulk

برای بررسی ریزساختار آلیاژ و توزیع ذرات بین‌فلزی قبل و بعد از FSP، از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA TESCAN و LMU و میکروسکوپ نوری مدل OLYMPUS OPTICA برای تعیین ترکیب شیمیایی فازها از آنالیز EDS استفاده شد. بدین منظور، پس از آماده‌سازی سطحی نمونه‌ها براساس روش‌های استاندارد متالوگرافی، عملیات حکاکی برای بررسی‌های ریزساختاری به مدت ۱۰ ثانیه با محلول HF (۹۸H₂O+۲HF) و برای بررسی‌های درشت ساختاری به مدت ۱۵ ثانیه با محلول (۳۰HNO₃+۶۰HCl+۵HF+۵H₂O)؛ درصد حجمی) انجام شد. همچنین برای انجام آنالیز تصویری و تعیین کاهش اندازه دانه‌ها و فاصله بین بازوهای دندریتی، از نرم‌افزار MIP4 Student استفاده شد. بررسی سطح شکست نمونه‌های 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 ۱۰ کیلو نیوتن و سرعت ۰/۵ میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. در نهایت میانگین خواص کششی سه نمونه به‌عنوان مقدار نهایی گزارش شد. آزمون سختی نیز با استفاده از سختی میکروسکوپی سنجی (شرکت کالا صنعت آزما) انجام گرفت. آزمون سختی تحت بار ۵۰۰ گرم انجام شد و میانگین سختی حاصل از

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 می‌شود. این ابزار مصرف‌نشده 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 مکانیکی آلیاژهای آلومینیم، حاکی از بهبود قابل ملاحظه خواص مکانیکی و کیفیت قطعات است^[17]. براساس این 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 استحکام‌بخشی مرز دانه‌ای می‌شود، خردایش و کاهش قابل توجه ابعاد ترکیبات شکننده بین‌فلزی که ضمن حذف مراکز تمرکز تنش شدید موجب پراکند سختی آلیاژ می‌شود، حذف عیوب ریزساختاری شامل تخلخل‌های گازی و انقباضی و جدایش‌ها و افزایش چگالی ناهنجاری‌ها در زمینه آلیاژ هستند^[18]. نظر به اهمیت صنعتی آلیاژهای هیپوپوتکتیک 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 آلیاژها می‌شود، اما افزودن مقادیر بیشتر منگنز (علی‌رغم تأثیر مثبت بر مقاومت حرارتی و سختی آلیاژ) به دلیل ترغیب تشکیل ترکیبات بین‌فلزی سخت، درشت و بعضاً صفحه‌ای شکل، موجب افت چشم‌گیر خواص کششی و چقرمگی آلیاژ می‌شود^[19]. بر این اساس، در این تحقیق سعی شده است که با افزایش 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 (۹۹/۹۹٪)، نیکل خالص (۹۹/۹۹٪) و آمیزان Al-۴۰Mn انجام شد. عملیات ذوب مواد در یک کوره القایی با ولتاژ ورودی ۳۸۰ ولت، فرکانس خروجی ۱۰ کیلوهرتز و جریان خروجی ۳۷ آمپر در یک بوته کاربید سیلیسیمی تحت محافظت گاز آرگن با خلوص بالا (۹۹/۹۹۹٪) در دمای ۸۰۰°C انجام شد. پس از رسیدن به دمای مورد نظر و همگن شدن دما، مذاب به آرامی و توسط یک میله گرافیتی هم زده شده و پس از سرباره‌گیری بخشی از آن به داخل یک قالب فولادی SM پیش‌گرم‌شده تا دمای ۲۵۰±۱۰°C و نرخ سرمایش ۳/۵°C/S و بخش دیگری از آن به درون یک قالب مسی آبگرد CM با نرخ سرمایش ۱۰/۴°C/S تخلیه شد. قطعات نهایی تختال‌هایی با ابعاد ۱۰×۱۵×۲۸ میلی‌متر مربوط به قالب فولادی و ۱۰×۱۵×۱۴ میلی‌متر مربوط به قالب مسی آبگرد بودند. تصویر طرح‌واره قالب در شکل ۱- الف و ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در جدول ۱ ارائه شده است. در ادامه، فرآیند فرآوری اصطکاکی اغتشاشی روی تختال‌ها انجام

میزان تحت تبرید حرارتی در سرعت‌های سرد شدن زیاد دانست [12].
[21]. 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 100 ± 40 میکرومتر در نمونه ریخته‌گری شده در قالب فولادی پیش‌گرم شده به 90 ± 27 میکرومتر در نمونه منجمد شده در قالب مسی آبگرد کاهش یافته است.

تأثیر FSP بر ریزساختار آلیاژ در دو حالت ریخته‌گری در قالب فولادی و قالب مسی آبگرد به ترتیب در شکل ۴- الف و ب نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، FSP به‌طور کلی موجب خردایش و توزیع بسیار یکنواخت ترکیبات بین‌فلزی در ناحیه اغتشاش آلیاژ شده است. با این وجود، میزان خردایش فازهای تیغه‌ای شکل احتمالاً به دلیل ریخت‌شناسی خاص (نسبت طول به عرض زیاد) به مراتب بیشتر از فازهای چندوجهی است. به نظر می‌رسد که فازهای چندوجهی به سبب نسبت طول به عرض کمتر، مقاومت کمتری در برابر کرنش‌های پلاستیک وارده، طی فرآیند FSP از خود نشان می‌دهند. ساختار فیبری شکل ترکیبات Al_3Ni 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 می‌توان مشاهده نمود که علی‌رغم تفاوت قابل ملاحظه ساختار دو آلیاژ در شرایط ریختگی (شکل ۲)، تأثیر FSP بر ریزساختار آلیاژ ریخته‌گری شده در قالب مسی آبگرد نامحسوس است. به نظر می‌رسد که کاهش قابل ملاحظه ابعاد و نسبت طول به عرض ذرات بین‌فلزی قبل از فرآیند FSP، به میزان زیادی از اثربخشی این فرآیند کاسته است.

یکی دیگر از نتایج مثبت فرآیند FSP، حذف یا توزیع بسیار ظریف و یکنواخت عیوب ریخته‌گری 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) به واسطه انقباض حجمی مذاب هنگام انجماد و عدم امکان تأمین فلز مذاب برای جبران انقباض ایجاد شده، در شکل‌ها و اندازه‌های مختلف در ساختار شکل می‌گیرند. با توجه به کاهش سطح مؤثر تحمل بار، حضور حفرات باعث ایجاد نواحی تمرکز تنش در ساختار می‌شود و جوامع زنی و اشاعه ترک‌های میکروسکوپی را تسهیل می‌کند [22-24]. بررسی ریزساختار نمونه‌های FSP شده (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 به صورت تخلخل‌های بسیار ظریف در ساختار توزیع می‌شوند.

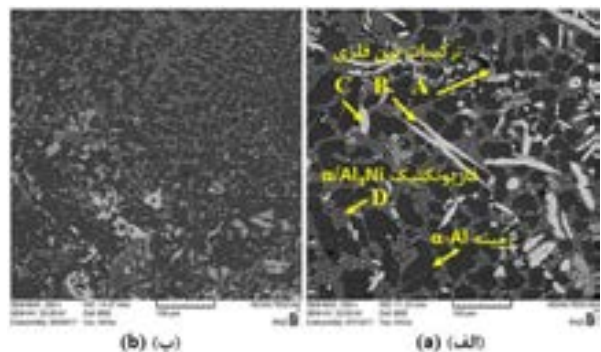
لایه‌های اکسیدی دوگانه نیز به‌عنوان یکی دیگر از عیوب مخرب ریخته‌گری مطرح هستند (شکل ۵- ب). این لایه‌ها در واقع همان لایه‌های اکسیدی تازه شکل‌گرفته روی سطح مذاب هستند که در اثر تلاطم سطحی، وارد جریان مذاب و قطعه شده و به دلیل شکل خاص و چگالی نزدیک به مذاب، درون قطعه محبوس می‌شوند. با توجه به ماهیت سرامیکی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

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 ۱۰ گرم انجام گرفت و میانگین عدد سختی مربوط به سه فاز مشابه/سه نقطه از زمینه آلیاژ به‌عنوان عدد نهایی سختی ثبت شد. زمان ساکن شدن در آزمون سختی میکروسکوپی ۱۵ ثانیه بود.

۳- تفسیر و تحلیل نتایج

۳-۱- بررسی‌های ریزساختاری

ساختار میکروسکوپی آلیاژ $Al-4Ni-4Mn$ پس از ریخته‌گری در دو قالب فولادی و مسی آبگرد به ترتیب در شکل ۲- الف و ب نشان داده شده است. با توجه به شکل ۲- الف، اجزای اصلی تشکیل‌دهنده ریزساختار آلیاژ عبارت از زمینه $\alpha-Al$ (نواحی تیره)، نواحی یوتکتیک $\alpha-Al/Al_3Ni$ (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 به صورت فازهای اولیه، در دماهای بالاتر از لیکوئیدوس آلیاژ تشکیل شده‌اند. با توجه به نتایج آنالیز EDS ارائه شده در جدول ۲، این ترکیبات درصد منگنز بالایی دارند و غنی از منگنز هستند.



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

جدول ۲) نتایج آنالیز EDS فازهای مشخص شده در شکل ۲- الف

کد فاز	غلظت (درصد اتمی)		
	Mn	Ni	Al
A	۱۲/۶۲	۱/۶۶	۸۴/۶۶
B	۱۶/۷۲	۳/۱۲	۷۹/۸۵
C	۱۴/۵۷	۲/۵۸	۸۲/۸۵
فاز یوتکتیک (D)	۰/۶۲	۳/۴۱	۹۵/۹۶

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 Al_3Ni 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 $2/5 \pm 5$ میکرومتر در نمونه تهیه شده در قالب پیش‌گرم شده فولادی به حدود $0/8 \pm 2$ میکرومتر در نمونه 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

۱۳۶مگا پاسکال است که این مقدار با افزایش ۷ درصدی به حدود ۱۴۶مگا پاسکال در نمونه ریخته‌گری شده در قالب مسی آبگرد رسیده است. از طرفی، استحکام تسلیم آلیاژ نیز افزایش ۱۵ درصدی را تجربه نموده است. افزایش سرعت سرمایش مذاب در هنگام انجماد همچنین سبب افزایش ۵۴ درصدی درصد ازدیاد طول و ۲۲ درصدی چقرمگی شکست آلیاژ شده است. همچنین سختی آلیاژ ریخته‌شده در قالب مسی آبگرد حدود ۳۲٪ بیش از آلیاژ ریخته‌نگاری شده در قالب فولادی پیش‌گرم‌شده 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 ظریف‌تر با نسبت طول به عرض کم می‌شود. تأثیر مثبت کاهش SDAS بر استحکام آلیاژهای ریخته‌نگاری، 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 ثانویه و همچنین تخلخل‌های گازی/انقباضی شکل‌گرفته 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 صفح‌ای شکل 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 است [35]. بر این اساس اگر این ذرات در معرض تنش‌های شدید واقع شوند، احتمال شکسته شدن آنها یا جوانه زنی 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.

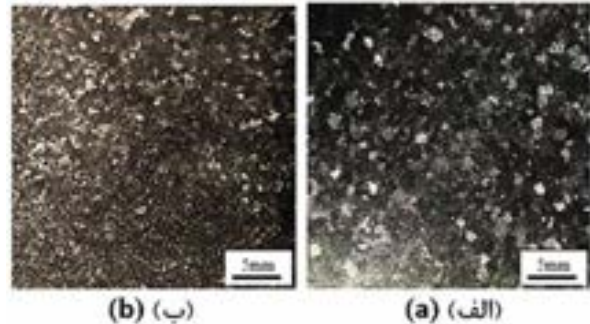
یکی دیگر از اثرات مثبت افزایش سرعت انجماد، کاهش اندازه دانه‌ها است. همان‌گونه که قبلاً نیز مشاهده شد (شکل ۳)، افزایش سرعت سرمایش مذاب موجب کاهش ۳۰ درصدی اندازه مؤثر دانه‌ها می‌شود. با توجه به رابطه هال-پچ (معادله ۱)، کاهش اندازه دانه‌ها به‌واسطه افزایش چگالی مرزهای دانه، تأثیری مثبت بر افزایش استحکام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

$$\sigma = \sigma_0 + K \frac{1}{\sqrt{D}} \quad (1)$$

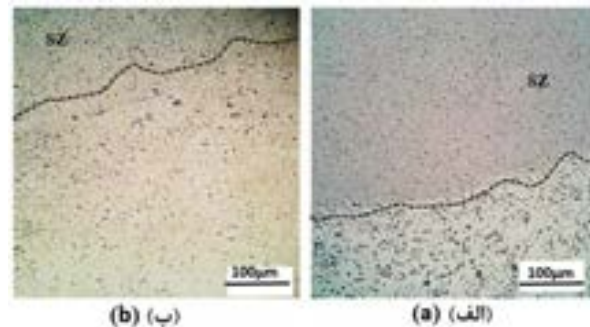
در این رابطه، σ تنش تسلیم، σ_0 تنش اصطکاکی (معادل مقاومت شبکه در مقابل حرکت نابه‌جایی‌ها)، K ثابت قفل‌شوندگی (سهم مرزانه در سخت شدن نسبی) و D قطر دانه است [36].

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 ریخته‌گری شده در دو قالب فولادی پیش‌گرم‌شده و مسی آبگرد در جدول ۳ ارائه شده است. مشاهده می‌شود که سختی زمینه آلیاژ در نمونه ریخته‌گری شده در قالب مسی آبگرد حدود ۳۵٪ بیشتر از سختی زمینه در نمونه مشابه ریخته‌گری شده در قالب فولادی پیش‌گرم‌شده است.

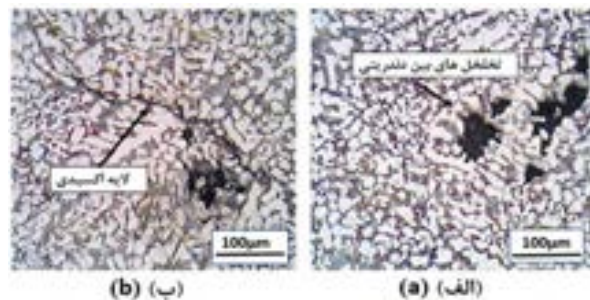
استحکام کششی آلیاژ را شدیداً کاهش می‌دهد و موجب پراکندگی خواص و کاهش قابلیت اطمینان به نتایج می‌شود [25-29]. با این حال با توجه به نتایج حاصل از مطالعات ریزساختاری (شکل ۴)، انجام FSP موجب خرد شدن و توزیع یکنواخت اکسیدهای دوگانه محبوس درون ساختار می‌شود و اثرات منفی آنها را شدیداً کاهش می‌دهد.



شکل ۳) تصویر میکروسکوپ نوری از درشت‌ساختار آلیاژ ریخته‌نگاری Al-4Ni-4Mn ریخته‌گری شده در قالب فولادی و قالب مسی آبگرد؛ الف) قالب فولادی، ب) قالب مسی آبگرد



شکل ۴) تأثیر فرایند FSP (۱۶۰۰ دور در دقیقه، ۱۲ میلی‌متر بر دقیقه) بر ریزساختار آلیاژ Al-4Ni-4Mn ریخته‌گری شده 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 ریخته‌نگاری؛ الف) تخلخل‌های 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 ریخته‌گری شده 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 ریخته‌نگاری در قالب فولادی

جدول ۳) سختی میکروسکوپی (HV_{0.01}) زمینه (α-Al) و ترکیبات بین فلزی موجود در ریزساختار آلیاژ Al-4Ni-4Mn در حالت پایه (ریخته‌گری شده در قالب فولادی و قالب مسی آبگرد)

ترکیبات بین فلزی (قالب فولادی)		زمینه آلیاژ (α-Al)		
قالب فولادی	قالب مسی آبگرد	چندوجهی	تیغه‌ای شکل	یوتکتیک
۶۳±۱۱	۸۵±۱۰	۲۶±۸	۲۰±۹	۸۸±۱۷

اعمال فرآیند FSP روی آلیاژ نیز تأثیر قابل توجهی در بهبود خواص مکانیکی آن دارد. با توجه به نتایج آزمون کشش (نمودار ۲- الف) استحکام کششی، استحکام تسلیم، درصد ازدیاد طول و چقرمگی شکست آلیاژ ریخته‌گری شده در قالب فولادی پیش‌گرم شده پس از فرآوری اصطکاکی اغتشاشی به ترتیب رشد ۵۴، ۳۰، ۱۷۰ و ۳۱۲ درصدی را تجربه می‌نمایند. میزان بهبود این خواص پس از FSP در نمونه ریخته‌گری شده در قالب مسی آبگرد به ترتیب ۵۲، ۳۴، ۴۵ و ۱۳۶٪ است. همچنین می‌توان مشاهده نمود که سختی میکروسکوپی دو نمونه ریخته‌گری شده در قالب فولادی و مسی آبگرد به ترتیب حدود ۶ و ۲۰٪ افزایش یافته‌اند (نمودار ۲- د). بهبود مشاهده شده در خواص نمونه‌های FSP شده را می‌توان ناشی از تأثیر مشترک چند عامل دانست.

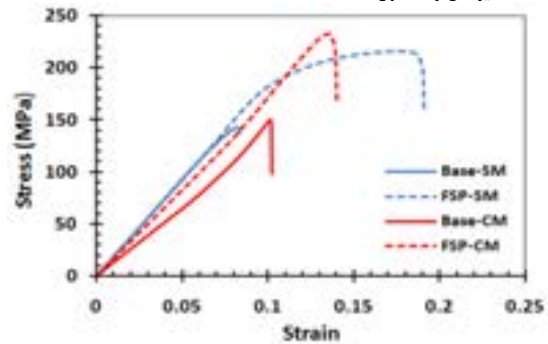
سختی ترکیبات بین فلزی موجود در آلیاژ در جدول ۳ آورده شده است. با توجه به حضور این ترکیبات سخت در زمینه آلیاژ، خردایش و ریزشدن فازهای تیغه‌ای شکل و درشت بلوکی شکل (چندوجهی) و توزیع کاملاً یکنواخت آنها در زمینه موجب افزایش استحکام با سازوکار استحکام بخشی ارووان و پراکند سختی ناشی از توزیع ظریف ذرات بین فلزی سخت (جدول ۳) در زمینه آلیاژ می‌شود. همچنین فرآیند FSP با حذف عیوب حاصل از ریخته‌گری 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 می‌شود. کاهش ابعاد دانه‌ها و به دنبال آن افزایش چگالی مرزهای دانه براساس رابطه هال-پچ (معادله ۱) موجب افزایش استحکام آلیاژ می‌شود. علی‌رغم وقوع تبلور مجدد در SZ، بررسی‌های انجام شده حاکی از چگالی قابل توجه نابه‌جایی‌ها در این ناحیه است [35-37, 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:

$$\sigma_d = MaGbp^{0.5} \quad (2)$$

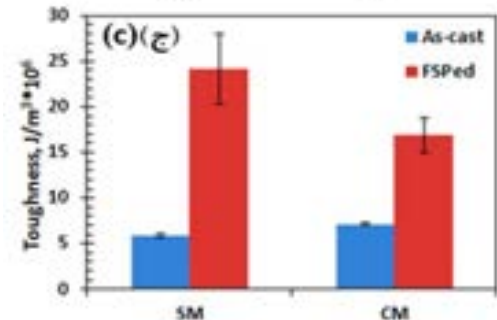
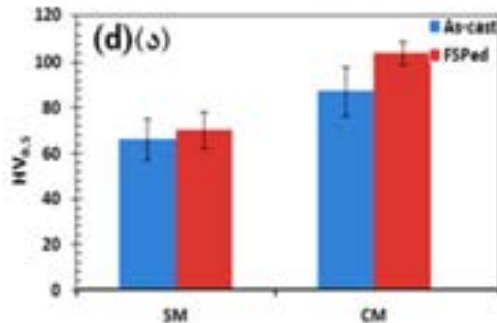
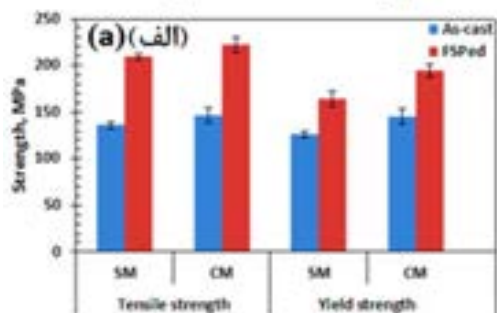
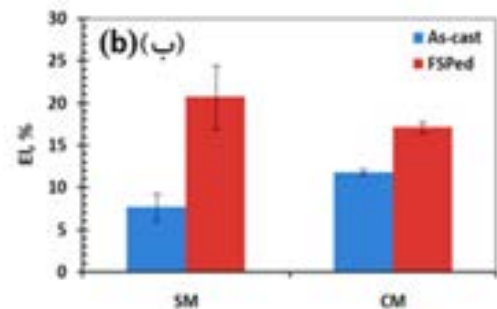
در این معادله، M فاکتور تیلور، α ثابت، G مدول برشی و b طول بردار برگرز نابه‌جایی‌ها و چگالی نابه‌جایی‌ها است [41].

۳-۳- بررسی سطح شکست ناشی از آزمون کشش

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



نمودار ۱) تنش- کرنش مهندسی آلیاژهای منتخب در شرایط ریختگی و فرآوری اصطکاکی - اغتشاشی شده



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

۲- فرآوری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ در سرعت پیشروی ۱۶۰۰ دور در دقیقه و سرعت چرخش ابزار ۱۲ میلی‌متر بر دقیقه به واسطه تغییر شکل پلاستیک شدید موجب کاهش قابل توجه ابعاد فازها، حذف ترکیبات صفحه‌ای شکل و توزیع یکنواخت آنها در زمینه آلیاژ می‌شود. میزان بهبود استحکام کششی، استحکام تسلیم و سختی میکروسکوپی آلیاژهای ریخته‌گری شده در قالب مسی آبگرد و قالب فولادی پس از FSP به ترتیب ۳۴، ۵۲ و ۲۰٪ و ۵۴، ۳۰ و ۶٪ است.

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

تأییدیه 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 منافی با نهاد یا سازمانی وجود ندارد.

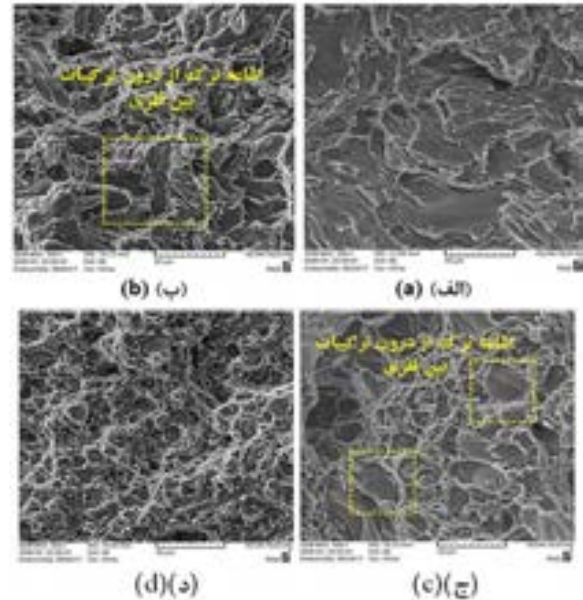
سهم نویسندگان: فاطمه یوسفی (نویسنده اول)، نگارنده مقدمه/پژوهشگر اصلی (۵۰٪)؛ رضا تقی‌آبادی (نویسنده دوم)، روش‌شناس/پژوهشگر کمکی/نگارنده بحث (۲۵٪)؛ سعید باغشاهی (نویسنده سوم)، روش‌شناس/پژوهشگر کمکی/نگارنده بحث (۲۵٪)

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, Makhlof 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- 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*

کاملاً مشخص است. با افزایش سرعت سرمایش (شکل ۶- ب)، علی‌رغم گسترش قابل توجه مناطق با شکست نرم، حضور رخ برگ‌های ناشی از حضور ترکیبات بین‌فلزی ترد در سطح شکست همچنان مشهود است. همان‌گونه که قبلاً نیز عنوان شد ترکیبات بین‌فلزی 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 می‌شود.



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

تصاویر سطح شکست نمونه‌های فرآوری شده به روش FSP در شکل ۶- ج و د ارائه شده‌اند. می‌توان مشاهده نمود که پس از FSP، به دلیل خردایش و توزیع ظریف ترکیبات بین‌فلزی 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 بین‌فلزی و توزیع نسبتاً یکنواخت آنها در زمینه آلیاژ ریخته‌گری شده در هر دو قالب کاملاً مشهود است. با این وجود، ابعاد ترکیبات بین‌فلزی و نیز حفرات دیمپلی در سطح شکست نمونه ریخته‌گری شده در قالب پیش‌گرم شده فولادی به مراتب بزرگ‌تر از نمونه ریخته‌گری شده در قالب مسی آبگرد است. این امر در توافق با نتایج آزمون کشش دو نمونه است.

۴- نتیجه‌گیری

۱- افزایش سرعت انجماد از طریق ریخته‌گری در قالب مسی آبگرد (با سرعت انجماد متوسط ۱۰۴°C/S در مقایسه با سرعت انجماد ۳/۵°C/S در قالب فولادی پیش‌گرم شده) به دلیل کاهش ابعاد و بهبود ریخت‌شناسی ترکیبات بین‌فلزی به‌ویژه ترکیبات درشت اولیه، کاهش SDAS، کاهش اندازه دانه‌ها و افزایش میزان فوق اشباع زمینه، موجب افزایش استحکام کششی، استحکام تسلیم و سختی میکروسکوپی آلیاژ Al-4Ni-4Mn به میزان ۱۵، ۷ و ۳۲٪ می‌شود.

- 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 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.
- 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- Ahmadiard S, Kazemi Sh, Heidarpour A. Fabrication of Al₅₀₈₃/TiO₂ 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