

Research Paper

Improving the mechanical properties of Al-Ni-Fe alloys through friction stir processing

Mojtaba Fekri Soustani¹, *Reza Taghiabadi², Mostafa Jafarzaghegan³

1- M.Sc. in Materials Science, Department of Materials Science and Metallurgy, Faculty of Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

2- Assistant Prof., Department of Materials Science and Metallurgy, Faculty of Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

3- Assistant Prof., Department of Materials Science and Metallurgy, Faculty of Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

Citation: Fekri Soustani M, Taghiabadi R, Jafarzaghegan M. Improving the mechanical properties of Al-Ni-Fe alloys through friction stir processing. *Metallurgical Engineering* 2017; 20(2) 121-131 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.63859.1136>

doi : <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.63859.1136>

ABSTRACT

Friction stir processing as a relatively new and effective solid-state process is used for surface modification of metals and alloys in order to modify their microstructure and properties. In this study, the effect of friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of an Al-0.9Ni-Fe alloy was investigated. The process was performed under the rotational speeds of 600-2000 rpm and the traverse speed of 25 mm/min. According to the results, the severe surface plastic deformation refined the intermetallic compounds present in the microstructure, improved their distribution within the matrix, and substantially reduced the amount of casting defects. As a result of these microstructural variations, the tensile strength and percent elongation of the base alloy are increased by almost 40 and 205%, respectively. The fracture toughness is also improved by 205%. It was also found that the hardness of processed alloy is about 24% higher as compared to the base alloy.

Keywords: Al-Ni-Fe, Friction stir processing, Mechanical properties, Intermetallic, Aluminum

■.....■

* **Corresponding Author:**

Majid Abbasi, PhD

Address: Department of Materials

Tel: +98 (11) 3231098

E-mail: abbasim

بهبود خواص مکانیکی آلیاژهای Al-Ni-Fe با بهره‌گیری از فرایند فرآوری اغتشاشی اصطکاکی

مجتبی فکری سوسستانی^۱، * رضا تقی آبادی^۲، مصطفی جعفرزادگان^۳

- ۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران
 ۲- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران
 ۳- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران

چکیده

فرآوری اغتشاشی اصطکاکی به‌عنوان یک فرآیند حالت جامد، روشی نسبتاً جدید و موثر برای اصلاح ریز ساختار و خواص فلزات و آلیاژها از طریق تغییر شکل پلاستیک شدید نواحی سطحی است. در تحقیق حاضر تاثیر فرآوری اغتشاشی اصطکاکی (سرعت چرخش ۶۰۰-۲۰۰۰ rpm و سرعت پیش‌روی ۲۵ mm/min) بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای Al-0.9Ni-Fe مورد بررسی قرار گرفته است. بر اساس نتایج حاصله، تغییر شکل پلاستیک شدید ناشی از فرآوری اغتشاشی، ضمن کاهش قابل توجه ابعاد ذرات بین‌فلزی، موجب توزیع همگن این ذرات در زمینه شده و عیوب ناشی از فرآیند ریخته‌گری را تا حد قابل توجهی کاهش می‌دهد. در نتیجه این تغییرات ساختاری، خواص مکانیکی آلیاژ پایه به میزان قابل توجهی بهبود می‌یابد به گونه‌ای که استحکام کششی و درصد ازدیاد طول آن به ترتیب حدود ۴۰ و ۲۰۵ درصد و چقرمگی آن حدود ۲۰۵ درصد افزایش می‌یابد ضمن آنکه سختی آلیاژ فرآوری شده حدود ۲۴ درصد بیش از آلیاژ پایه است.

واژه‌های کلیدی: Al-Ni-Fe، فرآوری اغتشاشی اصطکاکی، خواص مکانیکی، ترکیب بین‌فلزی، آلومینیم

۱. مقدمه

ابعاد، کسر حجمی و نحوه توزیع آن‌ها در زمینه، نقش بسیار مهمی در تعیین خواص نهایی آلیاژها دارد [۳]. نظر به اهمیت موضوع، تحقیقات زیادی در زمینه نقش و چگونگی تاثیر ترکیبات بین‌فلزی بر خواص آلیاژهای آلومینیم انجام شده است. بر اساس نتایج حاصل از این تحقیقات، ترکیبات درشت و صفحه‌ای شکل نامطلوب بوده و ضمن ایجاد نقاط تمرکز تنش، موجب تسهیل جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های میکروسکوپی در زمینه می‌شوند لذا ضروری است با بهره‌گیری از روش‌های مناسب، مورفولوژی، ابعاد و نحوه توزیع این ترکیبات در زمینه اصلاح شود [۴-۷].

تاکنون روش‌های مختلفی جهت بهبود توزیع و کاهش ابعاد ترکیبات بین‌فلزی و ذرات فاز ثانوی موجود در زمینه آلیاژهای مهندسی در راستای بهبود خواص این آلیاژها صورت پذیرفته است. از جمله این روش‌ها می‌توان به فرایند انجماد سریع و فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید مانند پرس با کانال‌های همسان زاویه‌دار (ECAP)، پیچش با فشار بالا (HPT) و پیوند نوردی انباشتی (ARB) اشاره نمود. این

آلیاژهای سری ۸۰۰۰ جزء آلیاژهای خاص آلومینیم محسوب شده و به سبب حضور عناصر آلیاژی مانند نیکل، آهن، لیتیم، وانادیوم، سریم و سیلیسیم، دارای مقاومت به خوردگی مناسب، خواص مکانیکی قابل توجه و خواص الکتریکی مطلوبی هستند. یکی از مهم‌ترین آلیاژهای سری ۸۰۰۰، آلیاژ ۸۰۰۱ است که به دلیل ارائه خواص مکانیکی مطلوب و مقاومت به خوردگی مناسب در محیط‌های آبی و کاربردهای دما و فشار بالا، بسیار مورد توجه مهندسیین طراح در نیروگاه‌های تولید برق قرار گرفته است [۲ و ۱]. مهم‌ترین عناصر آلیاژی موجود در ترکیب این آلیاژ عبارت‌اند از نیکل و آهن. حلالیت این دو عنصر در آلومینیم مذاب بسیار بالا است اما با آغاز انجماد و سرد شدن مذاب، به سبب افت شدید حلالیت، به صورت ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن و نیکل مانند Al_9FeNi ، $Al_{10}Fe_3Ni$ و $Al_{71}Fe_5Ni_{24}$ در زمینه آلیاژ رسوب می‌نمایند. حضور این ترکیبات بین‌فلزی، موجب افزایش سختی و استحکام و بهبود قابل ملاحظه استحکام دما بالای آلیاژ می‌شود [۱]. با این حال، با توجه به ماهیت ترد و پیوند نسبتاً ضعیف این ترکیبات با زمینه، مورفولوژی،

1. Equal-channel angular pressing/extrusion
2. High pressure torsion
3. Accumulative roll bonding

* نویسنده مسئول:
 دکتر رضا تقی‌آبادی

نشانی: قزوین، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، دانشکده فنی، گروه مهندسی مواد و متالورژی
 تلفن: +۹۸ ۳۳۹۰۱۱۴۳ (۲۸)

پست الکترونیکی: taghiabadi@ikiu.ac.ir

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ ۸۰۰۱ مورد استفاده در تحقیق، %wt

	Si	Fe	Cu	Ni	Al
باقیمانده	۰/۱۷±۰/۰۱	۰/۷±۰/۰۲	۰/۱۵±۰/۰۱	۰/۹±۰/۰۲	

جدول ۲. پارامترهای فرآیند فرآوری اغتشاشی اصطکاکی و کدگذاری نمونه

شماره نمونه	F600	F800	F1250	F1600	F2000
سرعت چرخش (rpm)	۶۰۰	۸۰۰	۱۲۵۰	۱۶۰۰	۲۰۰۰
سرعت پیش روی (mm/min)	۲۵	۲۵	۲۵	۲۵	۲۵
عمق نفوذ (mm)	۰/۳	۰/۳	۰/۳	۰/۳	۰/۳
زاویه ابزار (°)	۳	۳	۳	۳	۳

HRC 50 ± 2 بود. زاویه بین ابزار و قطعه کار به منظور پیشروی راحت تر ابزار و کاهش پلیسه ۳ درجه انتخاب شد. سایر مشخصات و پارامترهای فرآیند FSP در جدول ۲ ارائه شده اند. برای تعیین استحکام کششی و ترسیم منحنی تنش- کرنش نمونه‌های فرآوری شده، نمونه‌های کشش در راستای طولی ناحیه اغتشاشی (تصویر ۱-الف) با ابعاد ارائه شده در تصویر (۱-ب) [۱۲] تهیه شدند. آزمون کشش در دمای اتاق، توسط یک دستگاه کشش تک‌محوره Zwick/Roell Z100 با لودسل ۱۰ KN و نرخ کرنش 0.2 mm/min انجام شد. برای هر حالت سه نمونه مورد آزمایش قرار گرفت. همچنین آزمون سختی میکروسکوپی بر روی نمونه‌های مورد نظر در جهت عرضی (عمود بر مسیر فرآیند) تحت بار اعمالی 500 gr به مدت ۱۵ ثانیه انجام شد و میانگین ۸ اندازه‌گیری به عنوان عدد سختی گزارش گردید.

آماده‌سازی نمونه‌های متالوگرافی به منظور انجام بررسی‌های ریزساختاری قبل و بعد از فرآیند FSP توسط روش‌های استاندارد متالوگرافی انجام شد. حکاکی نمونه‌ها برای بررسی‌های ریزساختاری توسط محلول HF ۵٪ و برای بررسی درشت ساختار آلیاژ توسط محلول $30\text{HNO}_3 + 60\text{HCl} + 5\text{HF} + 5\text{H}_2\text{O}$ انجام شد. پس از حکاکی، بررسی‌های ریزساختاری توسط یک میکروسکپ نوری OLYMPUS مدل BX60MF صورت پذیرفت. هم‌چنین برای بررسی مکانیزم‌های حاکم بر شکست نمونه‌های کشش، سطح شکست نمونه‌ها به وسیله میکروسکپ الکترونی روبشی VEGA\TESCAN-LMU مورد بررسی قرار گرفت. جهت اندازه‌گیری و کنترل افزایش دمای سطح نمونه‌ها در هنگام فرآوری اغتشاشی اصطکاکی، تغییرات دمای سطح نمونه‌ها با بهره‌گیری از یک دوربین مادون قرمز مدل Infrec-Thermo Gear G120-EX با دقت اندازه‌گیری $\pm 2^\circ\text{C}$ ثبت شد. لازم به ذکر است که موقعیت تعیین دما برای همه نمونه‌ها در یک فاصله معین از شروع فرآیند در نظر گرفته شد.

روش‌ها علی‌رغم کارایی بسیار خوب، نیازمند تجهیزات خاص بوده و در خصوص هندسه نمونه‌ی فرآوری شونده نیز دارای محدودیت‌هایی هستند. یکی دیگر از فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک، فرآوری اغتشاشی اصطکاکی^۴ (FSP) است [۹و۸]. این فرآیند که بهترین گزینه برای قطعات ورق شکل و مسطح به شمار می‌آید بر پایه جوشکاری اغتشاشی اصطکاکی پایه‌گذاری شده است و نیازمند تجهیزات خاصی نیست. در فرآیند FSP یک ابزار دورانی مصرف نشدنی با طراحی ویژه که شامل پین و شانه^۵ است به داخل نمونه ورقی شکل فرو برده شده و تحت یک سرعت چرخشی معین در جهت تعیین شده پیشروی می‌کند. در اثر حرارت اصطکاکی ناشی از تماس شانه ابزار و سطح ورق، مواد موجود در نواحی سطحی تا یک عمق معین نرم شده و به واسطه اغتشاش مکانیکی ایجاد شده توسط پین ابزار، تحت تغییر شکل پلاستیکی شدید و تبلور مجدد دینامیکی قرار می‌گیرد. نتیجه این فرآیند، ایجاد ریزساختاری همگن با دانه‌های ریز و هم‌محور، خردایش و توزیع یکنواخت ذرات فاز ثانوی و حذف موضعی عیوب ریختگی در ناحیه فرآوری شده است [۱۰ و ۱۱].

بر این اساس با توجه به پتانسیل بالای فرآیند FSP در بهسازی ساختاری قطعات ورق شکل، هدف از انجام تحقیق حاضر بررسی تاثیر این فرآیند بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ ۸۰۰۱ و ارائه شرایط بهینه فرآیند می‌باشد. با توجه به بهسازی ساختاری و حذف عیوب ریخته‌گری، انتظار می‌رود بهبود قابل ملاحظه‌ای در خواص مکانیکی این آلیاژ ایجاد شود.

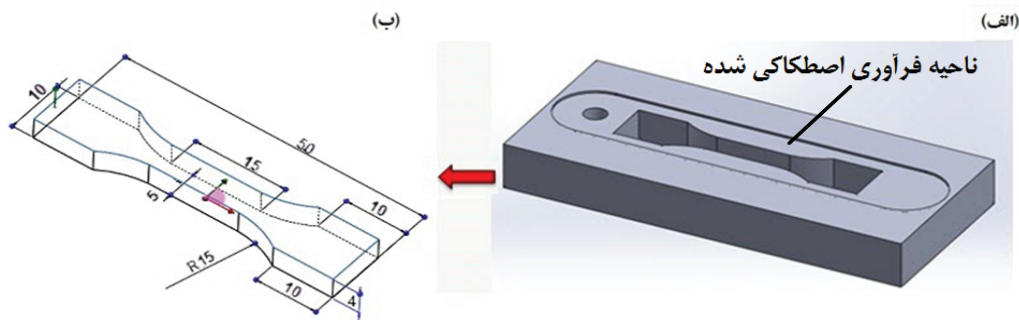
۲. مواد و روش تحقیق

عملیات ذوب آلیاژ Al-Ni-Fe در یک بوته کاربید سیلیسیمی، توسط یک کوره القایی آزمایشگاهی با ولتاژ ورودی ۳۸۰۷، فرکانس خروجی ۱۰ KHz و جریان خروجی ۳۷ A، تحت اتمسفر محافظ گاز آرگون (۹۹/۹۹۹ درصد) انجام شد. پس از ذوب آلومینیم خالص (۹۹/۹ درصد)، مقادیر مورد نظر نیکل، سیلیسیم و مس به صورت خالص و آهن به صورت آمیزان Al-30Fe به مذاب افزوده گردید. بعد از تکمیل عملیات ذوب و کنترل دمای مذاب، عملیات بارریزی در یک قالب فولادی با ابعاد $280 \times 150 \times 10 \text{ mm}$ صورت پذیرفت. ترکیب شیمیایی آلیاژ تهیه شده در جدول ۱ نشان داده شده است.

پس از بارریزی، قطعات تهیه شده به منظور کسب سطح هموار و یکنواخت، با استفاده از دستگاه فرز تا ضخامت ۹ mm کف تراشی و رو تراشی شدند. ابزار مورد استفاده برای انجام فرآیند FSP استوانه‌ای به قطر ۲۰ mm شامل یک پین مربع شکل با ابعاد سطح مقطع $5 \times 5 \text{ mm}^2$ و ارتفاع ۵ mm از جنس فولاد ابزار گرم کار H13 عملیات حرارتی شده با سختی

4. Friction stir processing

5. Shoulder



تصویر ۱. (الف) تصویر شماتیک محل تهیه نمونه کشش درون ناحیه FSP شده، (ب) مشخصات هندسی نمونه آزمون کشش.

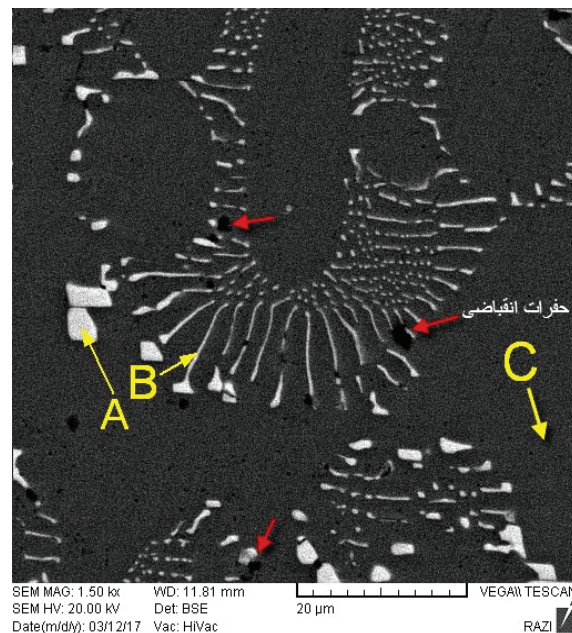
موجب تغییر شکل گسترده و کاهش قابل ملاحظه اندازه ذرات و توزیع ظریف و یکنواخت آن‌ها در زمینه شده است. دو محدوده کاملاً مجزا در ناحیه فرآوری اغتشاشی اصطکاکی قابل مشاهده هستند: منطقه اغتشاشی (SZ) و منطقه متأثر از حرارت و تغییر شکل مکانیکی (TMAZ). کسب ریزساختار بسیار ظریف در منطقه اغتشاشی را می‌توان ناشی از تاثیر مشترک تغییر شکل پلاستیک شدید در اثر چرخش پین و دمای بالای ناشی از اصطکاک و بروز تبلور مجدد دینامیکی دانست [۱۰]. بر خلاف SZ میزان خردایش و توزیع ذرات فاز ثانوی (ترکیبات بین فلزی Al₃Ni₂Fe) در TMAZ بسیار کمتر است. الگوی سیلان ماده در این ناحیه حاکی از آن است که تغییر شکل جزئی مشاهده شده در آن احتمالاً متأثر از سیلان و تلاطم شدید و افزایش دمای مواد در ناحیه اغتشاشی می‌باشد.

یکی دیگر از اثرات فرآوری اغتشاشی اصطکاکی، حذف حفرات انقباضی و جدایش‌های میکروسکوپی است. حفرات انقباضی علاوه بر آنکه توانایی زمینه را در تحمل بار کاهش می‌دهند، موجب بروز تمرکز تنش در زمینه شده و جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌های میکروسکوپی را تسهیل می‌نمایند [۱۳].

تاثیر فرآوری اغتشاشی اصطکاکی بر خواص کششی و چقرمگی

تاثیر فرایند FSP بر استحکام کششی و درصد ازدیاد طول آلیاژ ۸۰۰۱ در تصویر ۴ نشان داده شده است. می‌توان مشاهده نمود که فرآوری اغتشاشی اصطکاکی تاثیر قابل ملاحظه‌ای در بهبود خواص کششی دارد به گونه‌ای که استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نمونه F600 در مقایسه با آلیاژ پایه به ترتیب حدود ۳۵ و ۲۰۵ درصد افزایش یافته است.

افزایش استحکام و بهبود انعطاف‌پذیری پس از FSP را می‌توان با توجه به تغییرات ریزساختاری آلیاژ طی فرایند توجیه نمود. همان‌گونه که قبلاً مشاهده شد (تصویر ۲) ترکیبات بین فلزی AlNi₂Fe به صورت ذرات صفحه‌ای شکل



تصویر ۲. ساختار میکروسکوپی آلیاژ ۸۰۰۱ در شرایط ریختگی. حفرات انقباضی بر روی تصویر مشخص شده‌اند.

۳. نتایج و بحث

تأثیر فرآوری اغتشاشی اصطکاکی بر مشخصات ریزساختاری

تصویر میکروسکوپی نمونه ریختگی آلیاژ ۸۰۰۱ مورد استفاده در این تحقیق در تصویر ۲ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود ریزساختار آلیاژ متشکل از ذرات بین‌فلزی نسبتاً درشت (سفید رنگ) در زمینه α -Al است. توزیع غیریکنواخت ذرات بین فلزی غنی از نیکل و آهن و حضور حفرات انقباضی در زمینه کاملاً مشهود است. آنالیز شیمیایی ذرات بین‌فلزی در جدول ۳ ارائه شده است. با توجه به آنالیز ارائه شده می‌توان فرمول شیمیایی Al₃Ni₂Fe را برای این ذرات پیشنهاد نمود [۱].

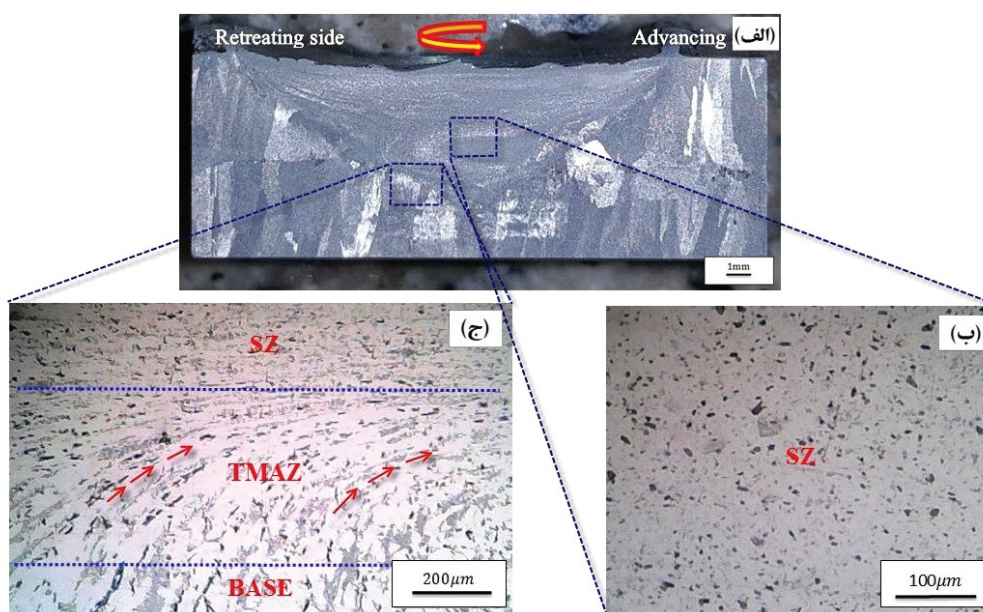
تاثیر فرایند FSP بر روی ریزساختار و درشت ساختار آلیاژ ریختگی پایه در تصویر ۳ قابل مشاهده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود فرآوری اغتشاشی اصطکاکی علاوه بر حذف دانه‌های ستونی و ایجاد ساختار دانه‌ای بسیار ریز و هم‌محور،

6. Stir Zone

7. Thermo – Mechanically Affected Zone

جدول ۳. نتایج آنالیز شیمیایی EDS فازهای بین فلزی مشخص شده در تصویر ۳

ناحیه C			ناحیه B			ناحیه A		
عنصر	درصد وزنی	درصد اتمی	عنصر	درصد وزنی	درصد اتمی	عنصر	درصد وزنی	درصد اتمی
آلومینیم	۹۹/۸۳	۹۹/۹۱	آلومینیم	۸۶/۴۹	۹۳/۰۹	آلومینیم	۶۹/۲۸	۸۲/۶۱
نیکل	۰/۰۵	۰/۰۲	نیکل	۴/۲۴	۲/۴۷	نیکل	۱۱/۴۸	۶/۳۰
آهن	۰/۰۴	۰/۰۲	آهن	۷/۱۳	۴/۳۸	آهن	۱۹/۱۷	۱۱/۰۵
سیلیسیم	۰/۰۲	۰/۰۲	سیلیسیم	۰/۰۲	۰/۰۲	سیلیسیم	۰/۰۲	۰/۰۲
مس	۰/۰۶	۰/۰۲	مس	۰/۰۷	۰/۰۳	مس	۰/۰۵	۰/۰۳



تصویر ۳. (الف) سطح مقطع نمونه فرآوری شده به روش FSP (ب) و (ج) تصویر میکروسکوپی ساختار مناطق مختلف ناحیه فرآوری شده.

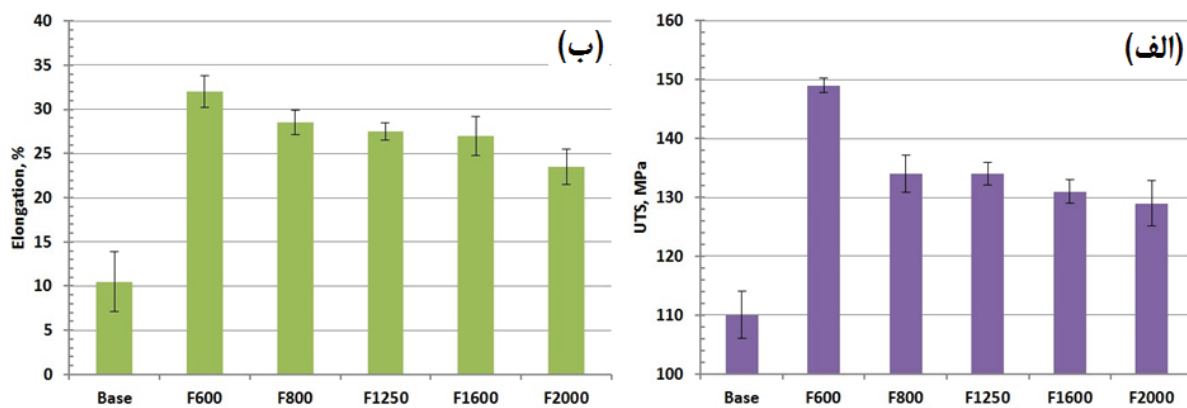
موعد، احتمالاً خرد شدن ترکیبات بین فلزی و اشاعه ترک از فصل مشترک ذرات با زمینه است.

پس از فرآوری اغتشاشی اصطکاکی آلیاژ و خرد شدن و توزیع یکنواخت ذرات سخت Al_9NiFe در ساختار (تصویر ۳)، خواص مکانیکی به میزان قابل ملاحظه‌ای بهبود می‌یابد (تصویر ۴). تصویر میکروسکوپی سطح شکست نمونه F600 در تصویر ۶ نشان داده شده است. در توافق با نتایج آزمون کشش (تصویر ۴) مورفولوژی دیمپلی سطح شکست و توزیع گسترده حفره‌های میکرونی بر روی سطح شکست، حاکی از بروز شکست نرم در این نمونه است. طی فرآیند FSP ذرات بین فلزی شکسته شده و به صورت همگن در ساختار توزیع می‌شوند ضمن آنکه نمونه ریز دانه می‌شود. این تغییرات ریزساختاری به همراه حذف حفرات گازی و انقباضی را می‌توان از جمله مهمترین عوامل موثر در بهبود خواص کششی تلقی نمود.

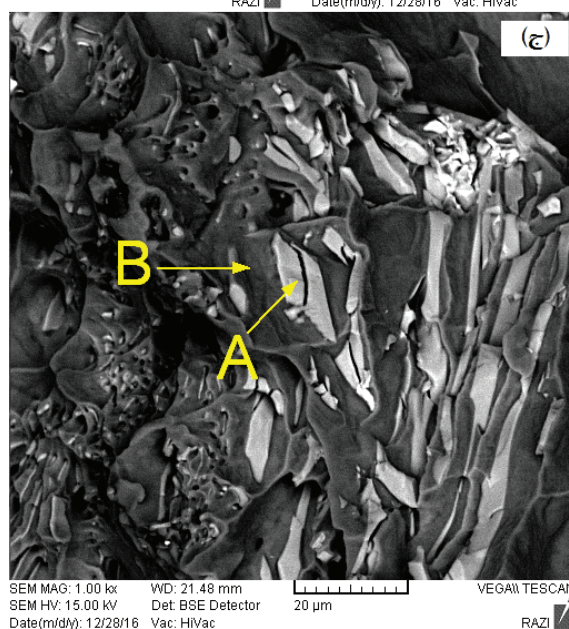
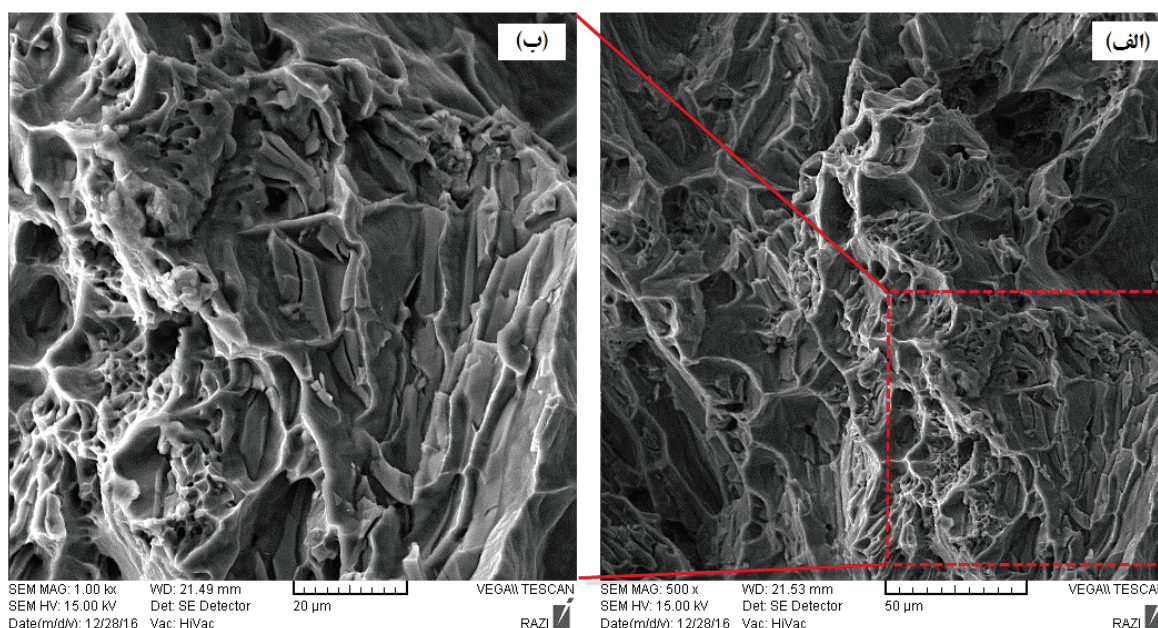
تصویر ۷ تصویر میکروسکوپی تهیه شده از نواحی زیر سطح شکست نمونه پایه و نمونه F600 را نشان می‌دهد. همان‌گونه

در فاز یوتکتیک پدیدار می‌شوند. مورفولوژی صفحه‌ای شکل و بالا بودن نسبت طول به عرض این ذرات، موجب می‌شود که این ذرات به صورت موثر از حرکت نابجایی‌ها جلوگیری کرده و باعث افزایش سختی و استحکام آلیاژ شوند [۱۴]. با این حال با توجه به ماهیت ترد و شکننده، در صورت افزایش تمرکز تنش و شکست ذرات، خواص کششی به ویژه انعطاف پذیری مناسب حاصل نمی‌شود [۱].

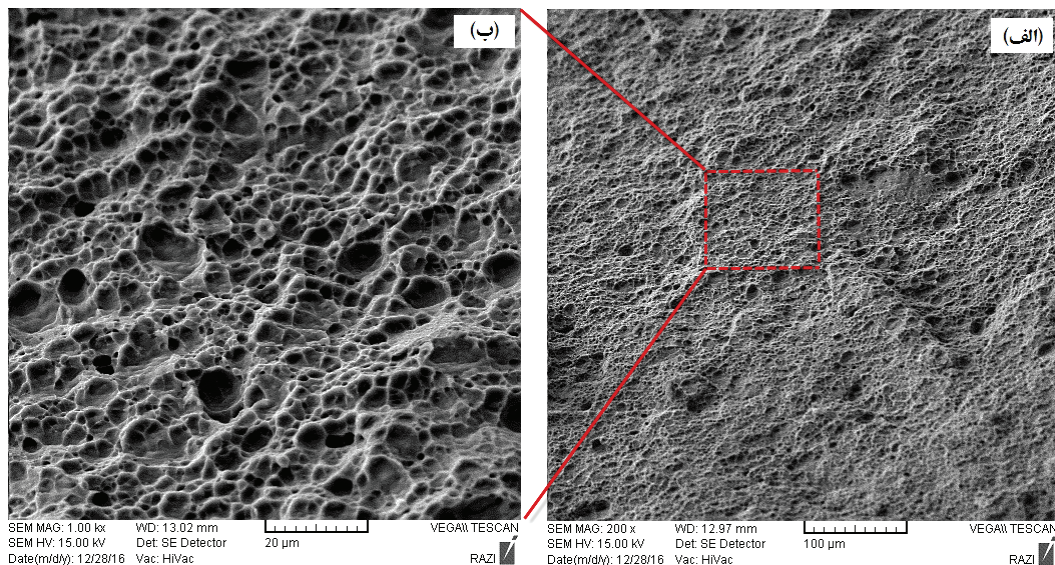
تصویر سطح شکست نمونه کشش آلیاژ پایه در دو بزرگنمایی مختلف در تصویر ۵ نشان داده شده است. صرف‌نظر از مناطق بسیار محدود وقوع شکست نرم و مورفولوژی دیمپلی مرتبط با شکست زمینه $\alpha-Al$ ، می‌توان مشاهده نمود که مورفولوژی غالب در سطح شکست این نمونه، تورق و شکل‌گیری پخ‌هایی است که بیانگر وقوع شکست ترد هستند. حضور ذرات صفحه‌ای شکل بین‌فلزی نیز در سطح شکست نمونه کاملاً مشهود است و حاکی از آن می‌باشد که این ذرات نقش قابل توجهی در تعیین رفتار شکست این آلیاژ دارند. در تایید مطالب عنوان شده، مکانیزم اصلی شکست پیش از



تصویر ۴. تاثیر سرعت چرخش ابزار بر (الف) درصد ازدیاد طول و (ب) استحکام کششی آلیاژ.



تصویر ۵. تصویر میکروسکپ الکترونی سطح شکست آلیاژ ۸۰۰۱ در شرایط ریختگی در بزرگنمایی‌های مختلف.



تصویر ۶. تصویر میکروسکوپ الکترونی سطح شکست آلیاژ F ۶۰۰ در دو بزرگنمایی مختلف.

صرف نظر از نمونه F600، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول سایر نمونه‌های فرآوری شده نیز در مقایسه با آلیاژ پایه، به میزان قابل توجهی بهبود یافته است. با این حال با توجه به تصویر ۴ می‌توان دریافت که با افزایش سرعت دوران ابزار، خواص کششی آلیاژ روندی کاهشی نشان می‌دهد. با توجه به افزایش سیلان مواد و شدت تغییر شکل پلاستیک ناحیه اغتشاشی با افزایش سرعت دوران ابزار، افت مشاهده شده در خواص کششی احتمالاً ناشی از افزایش دما در ناحیه FSP و بروز پدیده رشد دانه است. ضمن آنکه افزایش بیش از حد پلاستیسیته مواد در دماهای بالا شرایط را برای ایجاد سیلان اغتشاشی مواد و پیدایش عیوبی مانند حفرات درونی فراهم می‌آورد [۱۱-۱۰ و ۱۶ و ۲۰-۱۸].

تصاویر مادون قرمز تهیه شده از تغییرات دمایی ناحیه فصل مشترک شانه ابزار و سطح نمونه‌ها در شرایط مختلف به لحاظ سرعت چرخش ابزار (تصویر ۸) نیز موید این مطلب است. با توجه به تصاویر ارائه شده، با افزایش سرعت چرخش از ۶۰۰ rpm به ۲۰۰۰ rpm، بیشینه دما حدود ۲۰ درصد افزایش یافته و از حدود ۴۳۰ به حدود ۵۱۰ C^o رسیده است.

یکی دیگر از اثرات فرآوری اغتشاشی اصطکاکی که موجب بهبود خواص کششی آلیاژ می‌شود، تولید ساختار ریز دانه در ناحیه اغتشاشی است. جهت بررسی شکل‌گیری ساختار ریزدانه پس از فرآوری اغتشاشی اصطکاکی، می‌توان از پارامتر زرن- هولومان^۱ (معادله ۱-۱) بهره گرفت [۱۵]. بر اساس بررسی‌های انجام شده کاهش اندازه دانه موجب افزایش پارامتر زرن می‌شود [۱۶ و ۱۷]:

معادله ۱.

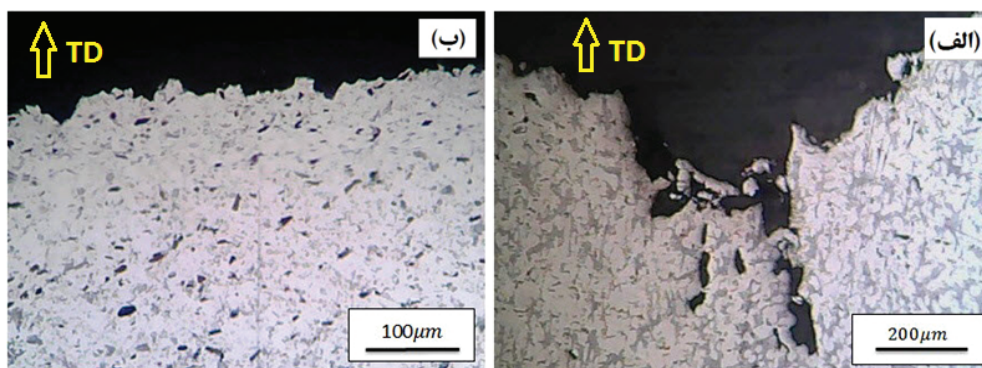
$$Z = \varepsilon^{\circ} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

8. Zener- Holloman

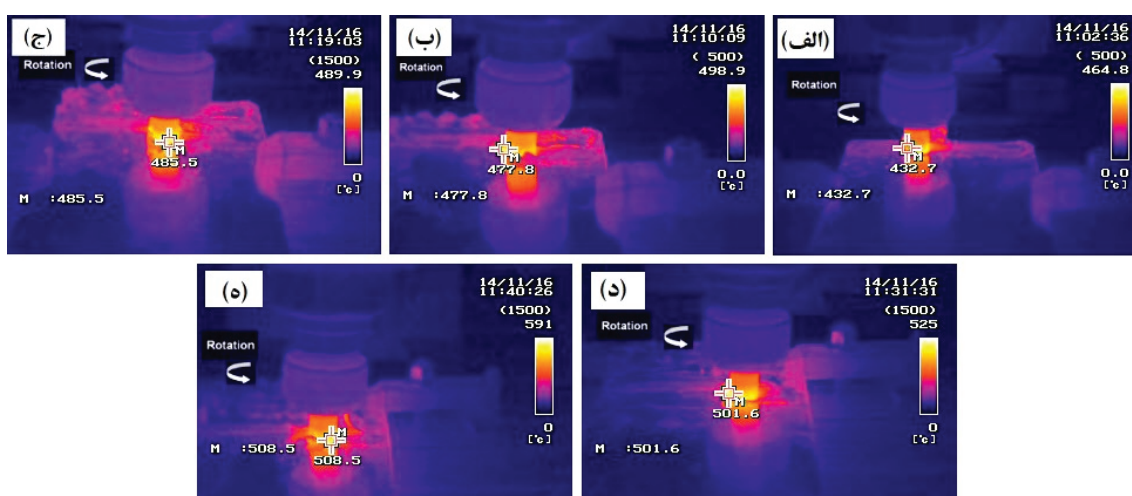
جدول ۴. آنالیز شیمیایی EDS فازهای بین فلزی مشخص شده در تصویر ۵

ناحیه B			ناحیه A		
عنصر	درصد وزنی	درصد اتمی	عنصر	درصد وزنی	درصد اتمی
آلومینیم	۹۸/۹۴	۹۹/۵۱	آلومینیم	۶۸/۰۵	۸۱/۶۸
نیکل	۰/۳۸	۰/۱۷	نیکل	۱۲/۶۶	۶/۹۹
آهن	۰/۴۰	۰/۲۰	آهن	۱۷/۹۳	۱۸/۹۳
سیلیسیم	۰	۰	سیلیسیم	۰/۳۸	۰/۴۴
مس	۰/۲۷	۰/۱۲	مس	۰/۹۸	۰/۵۰

که مشاهده می‌شود در توافق با تصاویر سطح شکست نمونه ریختگی (تصویر ۵)، جوانه‌زنی و اشاعه ترک در این نمونه از درون ذرات Al₉NiFe و یا فصل مشترک ذرات با زمینه و همچنین حفرات انقباضی صورت می‌پذیرد. در نمونه‌های FSP شده محل جوانه‌زنی و مسیر رشد ترک متفاوت است. با توجه به کاهش ابعاد ذرات بین فلزی، پتانسیل این ذرات در ممانعت از حرکت نابجایی‌ها کاسته شده و به نظر می‌رسد که ذرات کروی شکل جدید پتانسیل بسیار بالایی جهت همراهی با سیلان پلاستیک زمینه در هنگام آزمون کشش دارند؛ بنابراین با توجه به حذف گسترده سایر عیوب متالورژیکی مانند تخلخل‌های گازی و انقباضی از ساختار، به نظر می‌رسد که جوانه‌زنی ترک در این نمونه‌ها از مکان‌های بالقوه مانند فصل مشترک بین ذرات و زمینه رخ خواهد داد. حضور ذرات بین فلزی در انتهای دیمپل‌ها (تصویر ۶) موید این مطلب است. همچنین بر خلاف نمونه ریختگی (تصویر ۷-الف) مسیر اشاعه ترک در نمونه FSP شده (تصویر ۷-ب) کاملاً در میان ذرات بین فلزی نیست و رشد ترک غالباً از طریق فاز غنی از آلومینیم آلفا صورت می‌پذیرد.



تصویر ۷. بررسی ریزساختار نواحی زیر سطح شکست نمونه کشش (الف) قبل و (ب) بعد از فرآوری اغتشاشی اصطکاکی.



تصویر ۸. تاثیر سرعت چرخش ابزار بر حداکثر دمای سطح نمونه در موضع تماس (الف) ۶۰۰ rpm ، (ب) ۸۰۰ rpm ، (ج) ۱۲۵۰ rpm ، (د) ۱۶۰۰ rpm و (ه) ۲۰۰۰ rpm.

نشان داده است که با افزایش غلظت عناصر آلیاژی و ناخالصی‌ها، به سبب افزایش کسر حجمی ترکیبات بین‌فلزی و تاثیر قابل توجه این ترکیبات بر قفل نمودن نابجایی‌ها، مقدار Q افزایش می‌یابد. مقدار Q در آلیاژهای Al-Fe حاوی ۰/۱ درصد وزنی آهن حدود ۱۶۷ kJ/mol است در حالیکه افزودن ۰/۷٪ آهن به این آلیاژ، به سبب افزایش کسر حجمی ترکیبات بین‌فلزی Al_3Fe ، مقدار Q را تا حدود ۱۸۲ kJ/mol افزایش می‌دهد [۱۴]. بر این اساس صرف‌نظر از نقش موثر رسوبات Al_9FeNi در ممانعت از لغزش نابجایی‌ها، با در نظر گرفتن مقدار ۱۸۲ kJ/mol برای انرژی فعال‌سازی و لحاظ نمودن دمای سطح نمونه در حین فرایند، مقدار پارامتر زنر- هولمان از $10^{14} \times 1/5$ برای نمونه فرآوری شده تحت سرعت چرخش ابزار ۲۰۰۰ rpm تا حدود $6/9 \times 10^{14}$ در سرعت چرخش ۶۰۰ rpm تغییر می‌کند. بر اساس نتایج تاییدی^۹ و همکاران چنانچه پارامتر زنر در محدوده $Z \geq 10^{14}$ باشد اندازه دانه در محدوده بسیار ریز خواهد بود [۱۹] لذا می‌توان گفت که فرآوری اصطکاکی اغتشاشی موجب ریزدانه شدن آلیاژ می‌شود.

9. Taiki

در این رابطه R ثابت گازها ($8/314 \text{ J/mol.K}^{-1}$)، T دمای فرآیند، Q انرژی فعال‌سازی و نرخ کرنش است. برای تعیین پارامتر زنر- هولمان ضروری است که نرخ کرنش و دمای پیشینه سطح در هنگام فرآوری، محاسبه شوند. نرخ کرنش برای FSP از طریق رابطه ۱-۲ به شرح زیر به دست می‌آید [۱۵]:

معادله ۲.

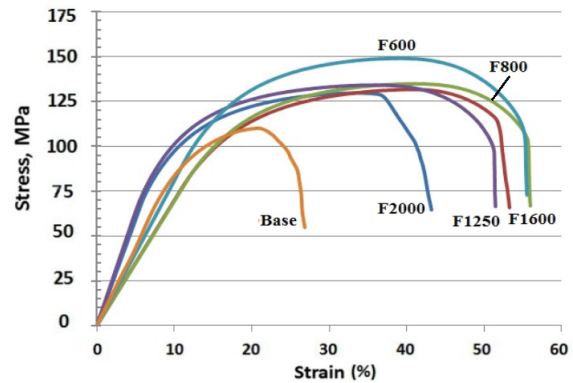
$$\dot{\epsilon} = R_m 2\pi r_e / L_e$$

در این معادله R_m متوسط سرعت سیلان مواد است که معمولاً نصف سرعت چرخش ابزار در نظر گرفته می‌شود و r_e و L_e به ترتیب شعاع موثر و عمق پلانچینگ ابزار در ناحیه تبلور مجدد یافته هستند (r_e حدود $\pi/4$ قطر پین و L_e حدود $\pi/4$ عمق منطقه FSP شده در نظر گرفته می‌شوند).

انرژی فعال‌سازی نیز یک پارامتر فیزیکی بسیار مهم و معیاری برای تعیین سختی یا سهولت تغییر شکل پلاستیک است. مقدار انرژی فعال‌سازی برای آلومینیم خالص برابر با ۱۴۲ kJ/mol تعیین شده است [۱۸]. با این حال تحقیقات

در این رابطه، تنش اصطکاکی، D قطر دانه و k عدد ثابتی است که به جنس ماده تحت فرآیند بستگی دارد [۲۱].
 فرآوری اغتشاشی اصطکاکی علاوه بر تاثیر مثبت بر استحکام کششی، تاثیر قابل ملاحظه‌ای نیز بر بهبود درصد ازدیاد طول آلیاژ ۸۰۰۱ دارد (تصویر ۴-ب). این امر را می‌توان ناشی از خردایش و کاهش شدید ابعاد ذرات بین فلزی و حذف حفرات انقباضی در نمونه‌های فرآوری شده دانست. نمودار تغییرات تنش بر حسب کرنش آلیاژهای منتخب (نزدیک‌ترین مقادیر به مقدار میانگین) در تصویر ۹ ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود پس از فرآوری اصطکاکی اغتشاشی به‌واسطه بهبود هم‌زمان استحکام و به خصوص درصد ازدیاد طول، سطح زیر منحنی یا معادل آن چقرمگی آلیاژها نیز رشد قابل ملاحظه‌ای را تجربه می‌کند.

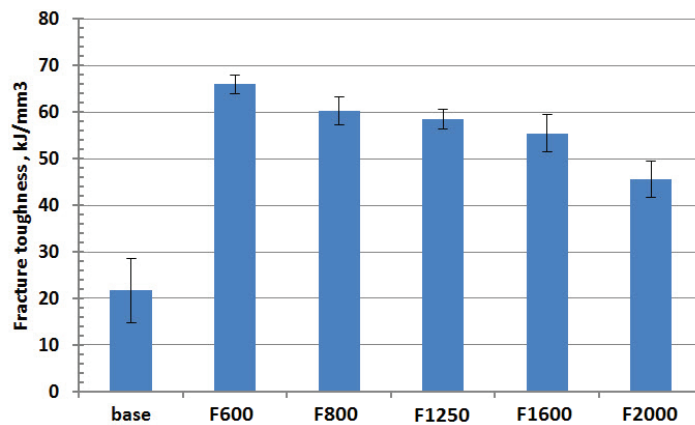
نمودار تغییرات چقرمگی آلیاژ ۸۰۰۱ بر حسب تغییرات سرعت چرخش ابزار در فرایند FSP در تصویر ۱۰ نشان داده شده است. علی‌رغم بهبود قابل توجه چقرمگی در کلیه نمونه‌های FSP شده، مطابق انتظار بیشترین افزایش چقرمگی در آلیاژ F600 مشاهده می‌شود که حدود ۲۰۵ درصد بیش از



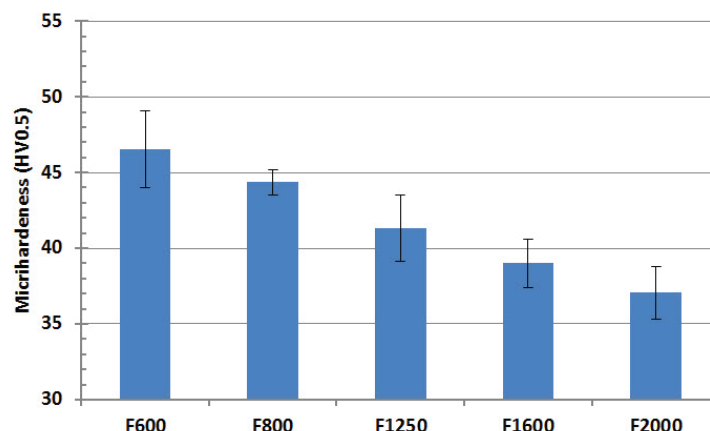
تصویر ۹. منحنی تنش-کرنش آلیاژهای مورد تحقیق.

شکل‌گیری ساختار ریزدانه که نتیجه وقوع تبلور مجدد دینامیکی در اثر تغییر شکل پلاستیک شدید و افزایش دمای اصطکاکی است [۹]، موجب افزایش چگالی مرزهای دانه به عنوان مراکز تجمع نابجایی‌ها و در نتیجه افزایش استحکام بر اساس رابطه هال-پچ (رابطه ۱-۳) می‌شود:
 معادله ۳.

$$\sigma_y = \sigma_i + \frac{k_y}{\sqrt{D}}$$



تصویر ۱۰. تاثیر سرعت چرخش پین در فرایند FSP بر چقرمگی شکست.



تصویر ۱۱. تاثیر سرعت چرخش پین در فرایند FSP بر سختی میکروسکوپی منطقه اغتشاشی.

References

- [1] F. Průša, D. Vojtěch, A. Michalcová, and I. Marek, "Mechanical properties and thermal stability of Al-Fe-Ni alloys prepared by centrifugal atomisation and hot extrusion", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 603A, pp. 141-149, 2014.
- [2] B. Grushko, and T. Velikanova, "Formation of quasiperiodic and related periodic intermetallics in alloy systems of aluminum with transition metals", *Calphad*, Vol. 31(2), pp. 217-232, 2007.
- [3] X. Fang, G. Shao, Y.Q. Liu, and Z. Fan, "Effects of intensive forced melt convection on the mechanical properties of Fe containing Al-Si based alloys", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 445, pp. 65-72, 2007.
- [4] S. Mohan, and S. Srivastava, "Surface behaviour of as-Cast Al-Fe intermetallic composites", *Tribology Letters*, Vol. 22(1), pp. 45-51, 2006.
- [5] L. Ke, C. Huang, L. Xing, and K. Huang, "Al-Ni intermetallic composites produced in situ by friction stir processing", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 503(2), pp. 494-499, 2010.
- [6] I.S. Lee, P.W. Kao, and N.J. Ho, "Microstructure and mechanical properties of Al-Fe in situ nanocomposite produced by friction stir processing", *Intermetallics*, Vol. 16(9), pp. 1104-1108, 2008.
- [7] Z.Y. Ma, S.R. Sharma, and R.S. Mishra, "Microstructural modification of as-cast Al-Si-Mg alloy by friction stir processing", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37A(11), pp. 3323-3336, 2006.
- [8] Y. Estrin, and A. Vinogradov, "Fatigue behaviour of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: an overview", *International Journal of Fatigue*, Vol. 32(6), pp. 898-907, 2010.
- [9] X. Sauvage, G. Wilde, S.V. Divinski, Z. Horita, and R.Z. Valiev, "Grain boundaries in ultrafine grained materials processed by severe plastic deformation and related phenomena", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 540A, pp. 1-12, 2010.
- [10] R.S. Mishra, and Z.Y. Ma, "Friction stir welding and processing", *Materials Science and Engineering: R: Reports*, Vol. 50R(1), pp. 1-78, 2005.
- [11] R.S. Mishra, P.S. De, and N. Kumar, "Friction stir processing", Springer International Publishing, Cham, pp. 259-296, 2014.
- [12] K.B. Nie, K.K. Deng, X.J. Wang, F.J. Xu, K. Wu, and M.Y. Zheng, "Multidirectional forging of AZ91 magnesium alloy and its effects on microstructures and mechanical properties", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 624A, pp. 157-168, 2015.
- [13] H. Ye, "An overview of the development of Al-Si-alloy based material for engine applications", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 12(3), pp. 288-297, 2003.
- [14] M. Shakiba, N. Parson, and X.G. Chen, "Hot deformation behavior and rate-controlling mechanism in dilute Al-Fe-Si alloys with minor additions of Mn and Cu", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 636A, pp. 572-581, 2015.
- [15] Y. Lv, Y. Ding, Y. Han, L.C. Zhang, L. Wang, W. and Lu, "Strengthening mechanism of friction stir processed and post heat treated NiAl bronze alloy: Effect of rotation rates", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 685A, pp. 439-446, 2017.
- [16] C. Chang, C. Lee, and J. Huang, "Relationship between grain size and Zener-Holloman parameter during friction stir processing in AZ31 Mg alloys", *Scripta Materialia*, Vol. 51(6), pp. 509-514, 2004.

آلیاژ پایه است. چقرمگی یا «چگالی انرژی کرنشی»^{۱۰} بیانگر مقدار انرژی جذب شده قبل از وادادگی در واحد حجم ماده است. بر این اساس نمونه‌های فرآوری اصطکاکی اغتشاشی شده قبل از شکست انرژی بسیار بیشتری جذب می‌کنند که این امر به لحاظ صنعتی دارای اهمیت ویژه‌ای است [۲۲].

تأثیر فرآوری اغتشاشی اصطکاکی بر سختی میکروسکپی

نمودار تغییرات سختی میکروسکپی نمونه‌ها بر حسب سرعت چرخش ابزار در تصویر ۱۱ نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود روند تغییرات سختی میکروسکپی پس از فرآوری اغتشاشی اصطکاکی، بسیار مشابه با روند تغییرات استحکام کششی است. افزایش سختی در SZ را می‌توان با کاهش شدید اندازه دانه‌ها و همچنین افزایش چگالی نایجایی‌ها در اثر تغییر شکل پلاستیک شدید در این ناحیه مرتبط دانست. ضمن آنکه حذف حفرات گازی و انقباضی نیز می‌تواند تاثیر مثبتی در افزایش سختی ماده ایفا کند. با این حال افزایش سرعت چرخش بین ۲۰۰۰ rpm تا ۲۰۰۰ rpm تاثیر منفی بر سختی دارد. با توجه به متناسب بودن گرمای ورودی با توان دوم سرعت چرخش، به نظر می‌رسد که کاهش سختی با افزایش سرعت چرخش را می‌توان با پدیده رشد دانه‌ها توجیه نمود.

۴. نتیجه گیری

- فرآوری اغتشاشی اصطکاکی آلیاژ ۸۰۰۱ آلومینیم موجب کاهش اندازه دانه‌ها و حذف دانه‌های ستونی، حذف حفرات انقباضی و جدایش‌ها و توزیع ظریف و یکنواخت ذرات بین فلزی Al₃FeNi در زمینه می‌شود.
- اصلاح ریزساختار و حذف عیوب ریخته‌گری آلیاژ موجب افزایش استحکام کششی، درصد ازدیاد طول و همچنین سختی میکروسکپی آلیاژ می‌شود. حداکثر استحکام کششی و درصد ازدیاد طول مربوط به نمونه F600 (فرآوری شده تحت سرعت چرخش ۶۰۰ rpm) است. استحکام کششی، درصد ازدیاد طول و سختی میکروسکپی این آلیاژ به ترتیب ۳۵، ۲۰۵ و ۳۷ درصد بیش از آلیاژ پایه فرآوری نشده است.
- افزایش هم‌زمان استحکام کششی و درصد ازدیاد طول موجب بهبود قابل ملاحظه چقرمگی آلیاژ می‌شود. بیشترین چقرمگی مجدداً مربوط به آلیاژ F600 است که چقرمگی آن حدود سه برابر آلیاژ پایه است.
- علت افت خواص مکانیکی با افزایش سرعت چرخش ابزار، احتمالاً افزایش دمای نمونه و پیرو آن افزایش اندازه دانه‌ها و افزایش احتمال شکل‌گیری عیوب در منطقه فرآوری شده است.

10. Strain energy density

- [17] M.H. Razmpoosh, A. Zarei-Hanzaki, and A. Imandoust, "Effect of the Zener-Hollomon parameter on the microstructure evolution of dual phase TWIP steel subjected to friction stir processing", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 638A, pp. 15-19, 2015.
- [18] T. Uesugi, H. Iwami, Y. Takigawa, and K. Higashi, "Effect of Solute Elements on Grain Refinement during Friction Stir Processing in High-Purity Aluminum", *Materials Science Forum*, Vol. 838-839, pp. 116-121, 2016.
- [19] T. Morishige, T. Hirata, M. Tsujikawa, and K. Higashi, "Comprehensive analysis of minimum grain size in pure aluminum using friction stir processing", *Materials Letters*, Vol. 64(17), pp. 1905-1908, 2010.
- [20] W. Arbegast, E. Coletta, and Z. Li, "Characterization of Friction Stir Weld Defect Types", *TMS Annual Spring Meeting*, Feb, 2001, New Orleans.
- [21] S.M. Aktarer, D.M. Sekban, O. Saray, T. Kucukomeroglu, Z.Y. Ma, and G. Purcek, "Effect of two-pass friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of as-cast binary Al-12Si alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 636A, pp. 311-319, 2015.
- [۲۲] میرباقری، م.ح.، والی، ح. و سلطانی، ح.، "خواص مکانیکی فوم فلزی A ۳۵۶ غنی شده با مس و اثر عملیات پیرسازی بر آن، نشریه مهندسی متالورژی، شماره ۵۳، ۴۹، ۱۳۹۳.