



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Effect of Severe Plastic Deformation on Mechanical Properties and Microstructure of A520 Al-Alloy Produced by Semisolid and Ordinary Casting

Mohammad Hossein Shaeri^{1,*}, Ahmad Razaghian Arani², Reza Ahmadi³

1. Assistant professor, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU)
2. Associate professor, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU)
3. Assistant professor, Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU)

Received 04 November 2017
Accepted 29 December 2017

Abstract:

In the current research, the effect of severe plastic deformation by multi-directional forging (MDF) and equal channel angular pressing (ECAP) on microstructure and mechanical properties of A520 Al-alloy was investigated. The samples which produced by ordinary and semisolid casting were processed by ECAP and MDF at room temperature (RT) and high temperature. The semi-solid process improved the formability of the alloy, such that the semi-solid specimens were ECAP and MDF processed up to 3 passes at RT without cracking, while the ordinary cast specimens were cracked at the first pass of MDF and ECAP processes at RT. The micro-hardness and shear punch tests showed increase the mechanical properties of the specimens, such that 3 passes of MDF and ECAP at RT increased the hardness of specimens from 60 to 128 and 137 HV and yield strength of specimens from 128 to 208 and 255 MPa, respectively. By increasing the ECAP temperature, the effect of ECAP on improvement of mechanical properties decreased considerably. The microstructural characterization by scanning electron microscope showed that the reason of mechanical properties improvement during ECAP and MDF processes lied in the grain refinement and modification of morphology and distribution of Al_3Mg_2 , Mg_2Si and $AlFe$ precipitates during the processes. Comparison of ECAP and MDF processes revealed that the effect of ECAP process on microstructural modification and consequently improvement of mechanical properties was higher than that of MDF process.

Keywords:

Semisolid casting,
Severe plastic deformation,
A520 Al-alloy,
Mechanical properties,
Microstructure.

Journal homepage: www.foundingjournal.ir

Please cite this article using:

Shaeri M.H., Razaghian-Arani A., Ahmadi R., Effect of Severe Plastic Deformation on Mechanical Properties and Microstructure of A520 Al-Alloy Produced by Semisolid and Ordinary Casting, in Persian, Founding Research Journal, 2017, 1(1) 9-21.
DOI: 10.22034/frj.2017.54491

* Corresponding Author:

Mohammad Hossein Shaeri, Assistant Professor

Address: Department of Metallurgy and Materials Engineering, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

Tel: +9828-33901190 / Fax: +9828-33780073

E-mail: shaeri@ENG.ikiu.ac.ir



فصل نامه علمی پژوهشی

انجمن علمی ریخته‌گری ایران

پژوهش نامه ریخته‌گری

بررسی تاثیر تغییر شکل پلاستیک شدید بر خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ آلومینیم A520 تولید شده به روش ریخته‌گری معمولی و نیمه‌جامد

محمد حسین شاعری^{۱*}، احمد رزاقیان آرانی^۲، رضا احمدی^۳

۱- استادیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره) (IKIU)، shaeri@ENG.ikiu.ac.ir (نویسنده مکاتبه کننده)

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره) (IKIU)، razaghian@ENG.ikiu.ac.ir

۳- استادیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه بین المللی امام خمینی (ره) (IKIU)، re.ahmadi@ENG.ikiu.ac.ir

چکیده:

دریافت: ۱۳۹۶/۰۸/۱۳

پذیرش: ۱۳۹۶/۱۰/۰۸

در این پژوهش اثر تغییر شکل پلاستیک شدید به وسیله فرآیندهای فورج چندگانه (MDF) و پرس در کانال‌های همسان زاویه‌دار (ECAP) بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم A520 بررسی شد. بدین منظور، نمونه‌هایی از جنس آلیاژ A520 به وسیله ریخته‌گری معمولی و نیمه‌جامد تهیه شده و سپس این نمونه‌ها تحت فرآیندهای ECAP و MDF در دمای محیط و دمای بالا قرار گرفتند. فرآیند ریخته‌گری نیمه‌جامد باعث بهبود شکل‌پذیری آلیاژ شد، به طوری که نمونه‌های تولید شده به روش ریخته‌گری معمولی حین پاس اول فرآیندهای MDF و ECAP در دمای محیط ترک خوردند، در حالی که نمونه‌های نیمه‌جامد بدون ایجاد ترک در دمای محیط تا ۳ پاس تحت فرآیندهای ECAP و MDF قرار گرفتند. نتایج بررسی خواص مکانیکی نمونه‌ها به وسیله آزمون‌های سختی و پانچ برشی نشان داد که فرآیندهای ECAP و MDF باعث افزایش قابل توجه خواص مکانیکی نمونه‌ها می‌شوند، به طوری که ۳ پاس فرآیند ECAP و MDF در دمای محیط به ترتیب باعث افزایش سختی از ۶۰ به ۱۲۸ و ۱۳۷ ویکرز و افزایش استحکام تسلیم از ۱۲۸ به ۲۰۸ و ۲۵۵ مگاپاسکال شد. با افزایش دمای پرس، تاثیر فرآیند بر افزایش خواص به مقدار قابل ملاحظه‌ای کاهش یافت. نتایج بررسی ریزساختار به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان داد که خواص مکانیکی نمونه‌ها به دلیل ریزدانه سازی و اصلاح مورفولوژی و توزیع بهتر رسوب‌های Mg_2Si ، Al_3Mg_2 و AIFE در حین فرآیند افزایش یافت. مقایسه فرآیندهای ECAP و MDF نشان داد تاثیر فرآیند ECAP بر اصلاح ریزساختار و در نتیجه آن بهبود خواص مکانیکی بیشتر از فرآیند MDF است.

واژه‌های کلیدی:

ریخته‌گری نیمه‌جامد، تغییر شکل پلاستیک شدید، آلیاژ آلومینیم A520، خواص مکانیکی، ریزساختار.

۱- مقدمه

قطعه شمش نیمه‌جامد به دست می‌آید [۳،۴]. ریخته‌گری نیمه‌جامد شامل تولید قطعه یا شمش از مذاب بوده که ساختار دندریتی در منطقه نیمه‌جامد باید اصلاح شود. برای اصلاح ساختار در ریخته‌گری نیمه‌جامد می‌توان از روش‌های مختلفی مانند ریخته‌گری روی سطح شیب‌دار، هم‌زدن مکانیکی و یا الکترومغناطیسی و فرآیند مگنتوهیدرودینامیکی^۱ استفاده کرد [۵،۶]. یکی از روش‌های پرکاربرد و نسبتاً ساده برای تولید قطعات نیمه‌جامد روش هم‌زدن مکانیکی است که در پژوهش‌های مختلف این فرآیند

در سالیان اخیر بسیاری از محققین از روش‌های ریخته‌گری و شکل‌دهی نیمه‌جامد برای تولید قطعات با خواص مکانیکی مطلوب با هزینه تولید نسبتاً پایین استفاده کرده‌اند [۱،۲]. در این روش‌ها با اعمال تنش برشی به مخلوط مذاب- جامد در حال انجماد، ریزساختار دندریتی نامطلوب شکسته و به ساختار غیردندریتی و گلوبولی ریز تبدیل می‌شود. فرآیندهای نیمه‌جامد به دو گروه شکل‌دهی نیمه‌جامد و ریخته‌گری نیمه‌جامد تقسیم می‌شوند. در روش شکل‌دهی نیمه‌جامد شمش را تا منطقه نیمه‌جامد گرم نموده و با اعمال نیرو به

^۱ Magneto Hydrodynamic

ریخته‌گری معمولی و نیمه‌جامد، نمونه‌ها تحت پاس‌های مختلف فرآیندهای MDF و ECAP در دمای محیط و دمای بالا قرار گرفتند. پس از تولید نمونه‌ها، خواص مکانیکی به‌وسیله آزمون‌های میکروسختی و پانچ برشی و ریزساختار به‌وسیله میکروسکوپ الکترونی مورد بررسی قرار گرفت.

۲- مواد و روش تحقیق

برای تولید آلیاژ ریختگی آلومینیم A520 از فرآیند ریخته‌گری در قالب فلزی استفاده شد. در مرحله اول شمش خالص آلومینیم و شمش منیزیم با خلوص ۹۹/۹٪ تهیه شد. برای تهیه آلیاژ آلومینیم A520 ابتدا مقدار ۲۹۰۰ گرم آلومینیم را با توجه به نقطه ذوب Al (660°C)، به درجه حرارت 750°C رسانده و به مدت ۳۰ دقیقه در آن درجه حرارت نگه داشته می‌شود. سپس ۳۴۵ گرم منیزیم به مذاب Al اضافه می‌شود. چون نقطه ذوب Mg پایین است (650°C درجه سانتی‌گراد)، قبل از اضافه کردن منیزیم به منظور جلوگیری از احتراق منیزیم مقداری پوشش (کاورال) به مذاب Al اضافه شد. سپس آلیاژ هم‌زده شد و به مدت ۵ الی ۶ دقیقه در درجه حرارت 800°C نگهداری شد و بعد از سربره‌گیری داخل قالب فلزی ریخته شد. ترکیب شیمیایی شمش تولیدی در جدول (۱) آمده است. برای تهیه نمونه‌های مورد نیاز برای ECAP و MDF آلیاژ A520 در دو حالت ریختگی معمولی و نیمه‌جامد ذوب مجدد و ریخته‌گری شد.

ریخته‌گری معمولی: در این روش دمای آلیاژ A520 را تا نقطه ذوب تقریبی آن، 620°C ، بالا برده و به آن فوق ذوب 90°C اضافه کرده و دما به 710°C رسانده شد. سپس مذاب داخل قالب‌هایی که از قبل حدود 250°C پیش‌گرم شده بود، ریخته شد.

ریخته‌گری نیمه‌جامد: برای ریخته‌گری نیمه‌جامد آلیاژ را طی ۲ ساعت به دمای 750°C رسانده، سپس درجه حرارت مذاب بوسیله هم‌زن دیجیتالی به مدت ۵ الی ۶ دقیقه با قدرت هم‌زنی ۳۰۰ RPM از 750°C به 600°C رسانده شد. به محض اینکه درجه حرارت به 600°C رسید، مذاب داخل قالب‌ها ریخته شد. البته قابل ذکر است که قالب‌ها تا حدود 250°C الی 300°C پیش‌گرم شده و میله هم‌زن و صفحه فولادی زیر دستگاه هم‌زن نیز تا حدود 800°C پیش‌گرم شدند.

و پارامترهای مختلف آن از قبیل دمای هم‌زدن و سرعت هم‌زدن بررسی شده است [۷].

در سال‌های اخیر روش‌های جدیدی برای فرآوری مواد نانومتری و فوق ریزدانه توسعه یافته‌اند که تحت عنوان روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید (SPD) شناخته می‌شوند. این روش‌ها به صورت مستقیم مواد حجیم درشت دانه را به مواد فوق ریزدانه تبدیل می‌کنند. روش‌های SPD کرنش پلاستیک قابل توجهی را در دمای اتاق یا دمای بالا به نمونه وارد می‌کنند [۸،۹]. در بین روش‌های تغییر شکل شدید، فرآیندهای پرس در کانال‌های زاویه‌دار همسان (ECAP) و فورج چندجهتی (MDF) از موثرترین و کاربردی‌ترین روش‌های تولید قطعات حجیم با دانه‌های فوق‌العاده ریز (UFG) و خواص مکانیکی فوق‌العاده است. از مهمترین مزایای این فرآیندها قابلیت تولید مواد کاملاً چگال با اندازه مناسب برای کاربردهای صنعتی واقعی است. در فرآیند ECAP، تغییر شکل پلاستیک شدید به‌وسیله برش ساده با پرس مکرر قطعات در قالبی حاوی دو کانال با سطح مقطع یکسان که با زاویه قالب Φ و انحنای خارجی Ψ به هم متصل شده‌اند، اعمال می‌گردد. با توجه به اینکه ابعاد نمونه در حین فرآیند ECAP تغییر پیدا نمی‌کند، ریزدانه سازی و افزایش چگالی نابعایی‌ها حین فرآیند ECAP باعث افزایش قابل ملاحظه استحکام فلزات و آلیاژها می‌شود [۱۰-۱۲]. فرآیند فورج چندجهتی (MDF) نیز شامل چند مرحله فورج آزاد است که همراه با تغییر محور اعمال نیرو است. ابعاد نمونه در این فرآیند بدون تغییر باقی می‌ماند. مزیت MDF بازده بالا و هزینه کم فرآیند است [۱۳-۱۵].

A520 یکی از مهمترین آلیاژهای ریختگی آلومینیم-منیزیم با حدود ۱۰ درصد منیزیم است. با توجه به کاربردهای این آلیاژ بهبود خواص مکانیکی آن دارای اهمیت زیادی است. از روش‌هایی که به‌وسیله آنها می‌توان خواص مکانیکی این آلیاژ را بهبود بخشید می‌توان به ریخته‌گری نیمه‌جامد و تغییر شکل پلاستیک شدید از قبیل MDF و ECAP اشاره نمود. اعمال این دو فرآیند با توجه به شکل‌پذیری نسبتاً پایین و ساختار نامناسب ریختگی آن با مشکلاتی مواجه است، لذا در این پژوهش اثر توامان ریخته‌گری نیمه‌جامد و تغییر شکل پلاستیک شدید بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ A520 مورد بررسی قرار گرفت. به این منظور پس از تولید نمونه‌ها به روش‌های

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ A520 ریخته‌گری شده (درصد وزنی).

Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Ni	Al
۰/۱۱	۰/۱۴	۰/۰۰۴	۱۱/۳۵	۰/۱۷	۰/۰۰۱	۰/۰۰۳	۸۸/۱۸

سختی نمونه‌ها توسط آزمون سختی ویکرز با استفاده از دستگاه میکروسختی Hvs-1000A در نیروی ۱kg و زمان ساکن شدن ۱۵ ثانیه مطابق با استاندارد ASTM E-384 اندازه‌گیری شد. برای تهیه نمونه‌های سختی ابتدا مقاطع عرضی نمونه‌ها تهیه شد و سپس سطح نمونه‌ها به وسیله سنباده‌زنی و پولیش‌کاری کاملاً صیقلی شد. سختی‌سنجی از قسمت نزدیک به مرکز سطح مقطع نمونه انجام شد و برای هر نمونه حداقل پنج بار تکرار شد.

به منظور آماده‌سازی نمونه‌ها برای آزمون پانچ برشی ابتدا ورق‌های نازکی با ضخامت ۰/۸ میلی‌متر عمود بر جهت طولی نمونه‌ها تهیه شد و سپس ضخامت این ورق‌ها با سنباده‌زنی به حدود ۰/۷ میلی‌متر کاهش پیدا کرد. این ورق‌ها پس از سنباده‌زنی در قالب پانچ برشی با قطر پانچ ۶/۲ میلی‌متر و قطر سوراخ ۶/۲۵ میلی‌متر قرار داده شد. از هیچ‌گونه روانکاری بین ورق و قالب استفاده نشد. میزان نیروی اعمالی بر حسب جابجایی پانچ اندازه‌گیری شد و تنش برشی بر حسب مگاپاسکال با استفاده از رابطه (۱) اندازه‌گیری شد [۲۰، ۱۸]:

$$\tau = P/\pi dt \quad (1)$$

که P نیروی پانچ بر حسب نیوتن، t ضخامت نمونه بر حسب میلی‌متر و d میانگین قطر پانچ و قالب بر حسب میلی‌متر است. منحنی‌های آزمون پانچ برشی با رسم تنش برشی بر حسب جابجایی نرمال به دست آمدند. جابجایی نرمال (d) نیز از نسبت جابجایی پانچ بر ضخامت نمونه به دست می‌آید [۲۰، ۱۸]. آزمون برای هر حالت ۳ بار تکرار شد و اختلاف در نتایج استحکام تسلیم و استحکام نهایی برشی اندازه‌گیری شده کمتر از ۵ درصد بود.

۳- نتایج و بحث

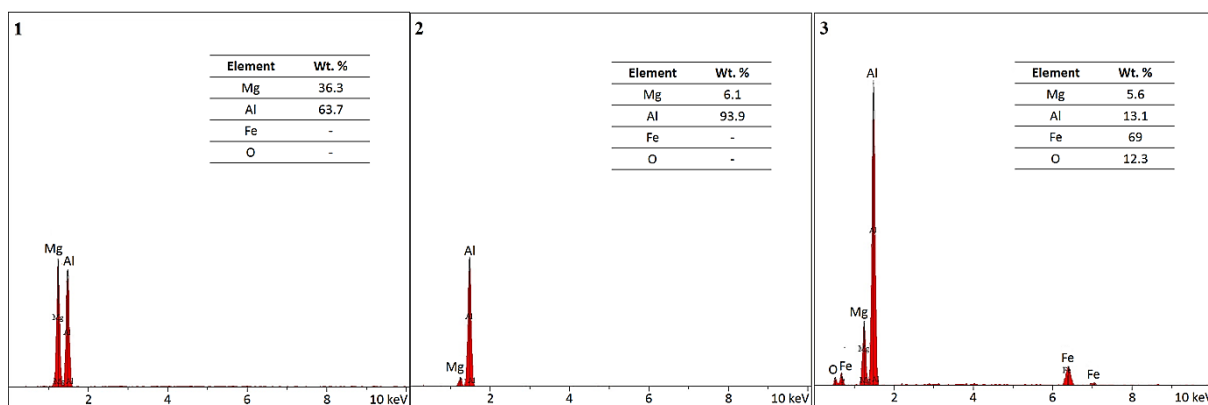
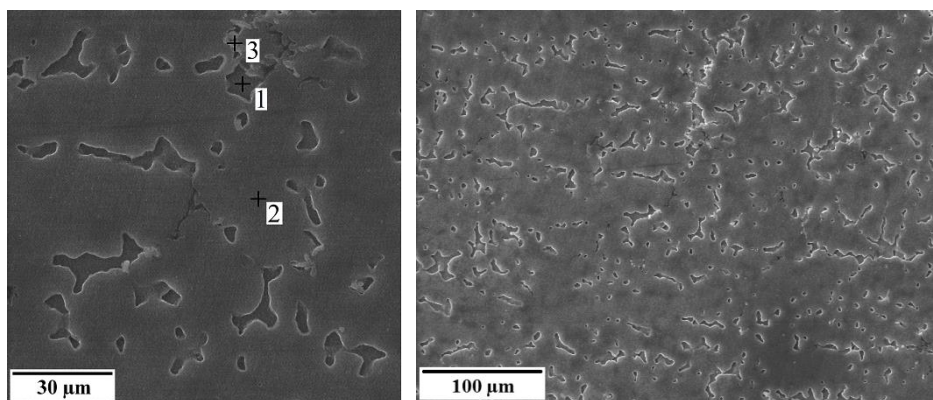
۳-۱- خواص مکانیکی و ریزساختار نمونه‌های اولیه

ریختگی معمولی و نیمه‌جامد

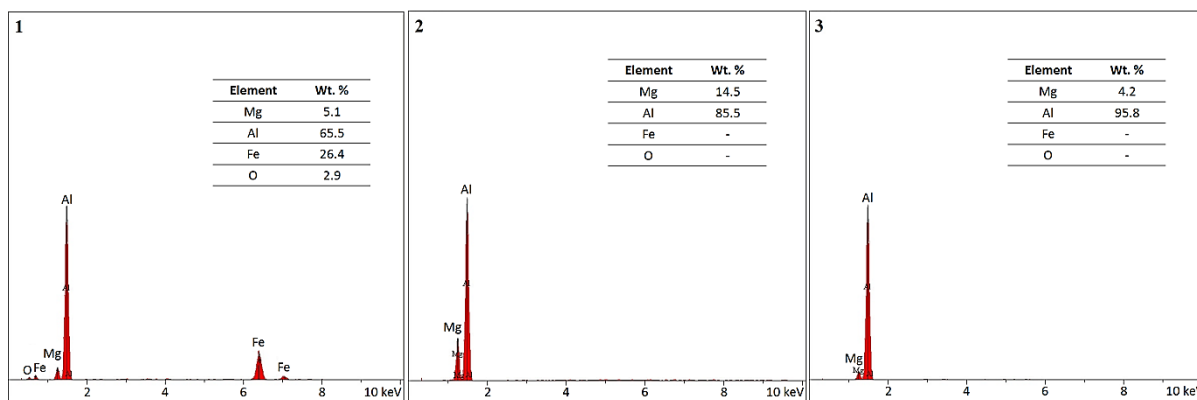
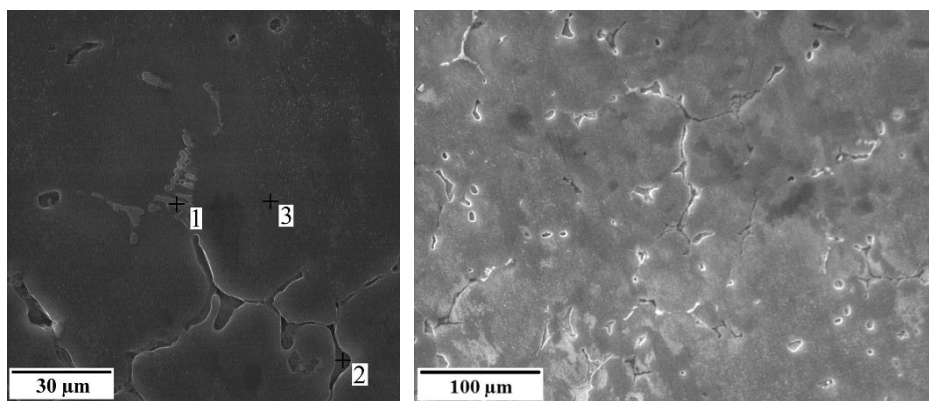
شکل (۱)، ریزساختار نمونه ریختگی معمولی و آنالیز EDS را که بوسیله‌ی میکروسکوپ SEM بدست آمده نشان می‌دهد. در این شکل، ساختار دندریتی نمایش داده شده که رسوب β -Mg₂Al₃ فاز تیره دندریتی است و در کنار آن رسوب

برای ساخت نمونه‌های ECAP از قالبی با زاویه کانال (Φ) برابر با ۹۰ درجه و زاویه انحنای خارجی در محل تماس دو کانال (Ψ) برابر با ۲۰ درجه استفاده شد تا کرنش تقریباً برابر با ۱ در هر پاس ECAP ایجاد شود [۱۶]. کلیه نمونه‌ها با استفاده از مسیر A تحت ECAP قرار گرفتند (بدون چرخش حول محور طولی هر نمونه بین پاس‌های متوالی) [۱۷]. برای فرآیند ECAP میله‌هایی با قطر ۱۲ میلی‌متر و طول ۱۰۰ میلی‌متر به وسیله ماشین‌کاری تهیه شدند. برای انجام فرآیند MDF از قالبی با حفره با ابعاد ۴۰×۱۵×۱۰ میلی‌متر استفاده شد تا کرنشی تقریباً برابر با ۰/۵ در هر پاس اعمال شود [۱۸]. مکعب‌هایی با ابعاد ۱۵×۱۰×۱۰ میلی‌متر به وسیله ماشین‌کاری برای فرآیند MDF تهیه شدند. قطعات از کوچکترین بعد توسط دستگاه پرس هیدرولیک تحت تغییر شکل قرار گرفتند. جهت انجام پاس‌های متوالی فرآیند MDF، نمونه‌ها بین هر پاس ۹۰ درجه حول محور Y چرخانده شدند. تصویر قالب‌های ECAP و MDF مورد استفاده و شماتیک انجام این فرآیندها در پژوهش قبلی ارائه شده است [۱۹]. جهت اعمال نیروی لازم برای فرآیند ECAP از دستگاه پرس هیدرولیک با سرعت حرکت پیستون در حالت بارگذاری برابر با ۱/۵ میلی‌متر بر ثانیه و ظرفیت ۱۰۰ تن استفاده شد. به منظور کاهش اصطکاک بین نمونه و قالب از روانکار Molykote 1000 Paste با ترکیب روغن، گرافیت و مس استفاده شد.

برای آماده‌سازی نمونه‌ها جهت بررسی ریزساختار ابتدا مقطع عرضی نمونه‌های اولیه تهیه شد و پس از ماند سرد به وسیله روش‌های استاندارد آماده‌سازی، عملیات سنباده‌زنی و پولیش‌کاری انجام شد. پولیش‌کاری نهایی توسط خمیر الماسه ۰/۰۵ میکرومتر صورت گرفت. برای حکاکی نیز از محلول اچ HF ۲٪ و زمان اچ حدود ۱۵ ثانیه استفاده شد. پس از آماده‌سازی نمونه‌ها، بررسی ریزساختار به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی AISI 2300C SEI در ولتاژ شتاب دهنده ۳۰kV و جریان پرتو ۱۰mA انجام شد.



شکل ۱- ریزساختار و آنالیز EDS آلیاژ A520 ریخته‌گری معمولی اولیه.



شکل ۲- ریزساختار و آنالیز EDS آلیاژ A520 ریخته‌گری نیمه‌جامد اولیه.

جدول ۲- اطلاعات بدست آمده از آزمون پانچ برشی و سختی نمونه‌های ریخته‌گری معمولی و نیمه‌جامد اولیه.

نمونه	تنش تسلیم برشی (MPa)	استحکام برشی نهایی (MPa)	τ_{UTS} / τ_Y	سختی (HV)
معمولی اولیه	۱۶۹±۸	۲۱۵±۱۰	۱/۲۷	۷۷±۴
نیمه‌جامد اولیه	۱۲۸±۵	۲۰۲±۶	۱/۵۷	۶۰±۳

۳-۲- خواص مکانیکی نمونه‌های SPD شده

با توجه به چسبندگی بالای آلومینیم به قالب و در نتیجه آن اصطکاک زیاد بین آلومینیم و قالب، امکان ECAP نمونه‌ها بدون استفاده از لوله مسی وجود نداشت، لذا جهت انجام فرآیند ECAP قطر نمونه به حدود ۱۰ میلی‌متر کاهش داده شد و نمونه‌ها داخل لوله مسی با قطر ۱۲ میلی‌متر و ضخامت ۱ میلی‌متر قرار گرفتند. با توجه به شکل‌پذیری نسبتاً پایین آلیاژ A520 امکان انجام فرآیند ECAP نمونه‌های ریخته‌گری معمولی و نیمه‌جامد بدون ایجاد ترک در دمای محیط وجود نداشت و نمونه‌ها حین ECAP دچار ترک‌های شدیدی می‌شدند. شکل (۳-الف) نمونه نیمه‌جامد ترک خورده حین فرآیند ECAP در دمای محیط را نشان می‌دهد. جهت رفع این مشکل از اعمال فشار پشتی به نمونه‌ها استفاده شد [۲۱-۲۳]. فشار پشتی با قرار دادن میله مسی با قطر ۱۲ میلی‌متر و طول ۴ میلی‌متر در جلوی نمونه‌ها اعمال شد. اصطکاک ایجاد شده ناشی از این میله در حین حرکت در کانال افقی، فشار پشتی حدود ۲۰ بار به نمونه‌ها اعمال می‌کرد. شکل (۳-ب) نمونه نیمه‌جامد ECAP شده در دمای محیط را با اعمال فشار پشتی نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است اعمال فشار پشتی از ترک خوردن نمونه جلوگیری کرده است. در فرآیند ECAP در دمای بالا به خصوص برای نمونه‌های نیمه‌جامد امکان ECAP نمونه‌ها بدون اعمال فشار نیز وجود داشت، ولی جهت یکسان بودن شرایط، برای ECAP همه نمونه‌ها از فشار پشتی استفاده شد. فرآیند نیمه‌جامد نیز تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر شکل‌پذیری نمونه‌ها داشت. نمونه‌های ریخته‌گری معمولی در پاس اول ECAP در دمای محیط و پاس سوم دمای ۲۰۰ درجه سانتیگراد ترک برداشتند ولی در دمای ۳۰۰ درجه سانتیگراد تا ۳ پاس بدون ترک ECAP شد. همان‌طور که انتظار می‌رفت شکل‌پذیری نمونه‌های نیمه‌جامد بسیار بهتر بود، به‌طوری‌که این

صفحه‌ای شکل A1Fe و ذرات روشن Mg_2Si قرار گرفته است. فاز زمینه $\alpha-Al$ است. این رسوبات باعث کاهش شکل‌پذیری نمونه‌ها در فرآیندهای تغییر شکل شدید می‌شوند. شکل (۲) مربوط به میکروسکوپ SEM ریخته‌گری نیمه‌جامد نمونه اولیه آلیاژ A520 است. در این نمونه دندریت‌ها و رسوب‌های فاز β بر اثر فرآیند ریخته‌گری نیمه‌جامد شکسته شده و مقداری از رسوب‌ها نیز در زمینه حل شده و جزء حجمی رسوب‌ها کاهش یافته است. این خود باعث شکل‌پذیری بیشتر در مقابل تغییر شکل پلاستیک شدید شده و احتمال ترک خوردن نمونه را کاهش می‌دهد.

در ریزساختار نمونه نیمه‌جامد، رسوب‌های بسیار کوچکی با اندازه چند میکرومتر دیده می‌شوند که این رسوب‌ها در نمونه ریخته‌گری معمولی وجود ندارند. این رسوب‌ها احتمالاً در حین هم زدن و خردایش رسوب‌های فاز β در فرآیند نیمه‌جامد ایجاد شده‌اند. آنالیز EDS نشان می‌دهد که ریزساختار این ماده از زمینه $\alpha-Al$ (نقطه ۲ در شکل (۱) و نقطه ۳ در شکل (۲))، رسوب‌های فاز $\beta-Mg_2Al_3$ (نقطه ۱ در شکل ۱ و نقطه ۲ در شکل ۲) و رسوب‌های صفحه‌ای شکل حاوی آهن A1Fe و احتمالاً اکسید آهن (نقطه ۳ در شکل (۱) و نقطه ۱ در شکل (۲)) تشکیل شده است. این رسوب‌ها حین فرآیند نیمه‌جامد تا حدودی شکسته شده‌اند. در ضمن به دلیل حضور سیلیسیم در ترکیب این آلیاژ احتمال حضور فاز Mg_2Si نیز در ساختار وجود دارد. آنالیز سه نقطه متفاوت از ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری معمولی و نیمه‌جامد، در شکل‌های (۱) و (۲) ارائه شده است.

نتایج مربوط به سختی، استحکام نهایی برشی و استحکام تسلیم برشی نمونه‌های اولیه ریخته‌گری معمولی و نیمه‌جامد در جدول (۲) آمده است. مشاهده می‌شود که سختی و استحکام نمونه‌ی اولیه‌ی آلیاژ A520 در ریخته‌گری معمولی بیشتر از ریخته‌گری نیمه‌جامد است. دلیل کاهش استحکام آلیاژ A520 اولیه در حین فرآیند نیمه‌جامد کاهش جزء حجمی رسوب‌ها و احتمالاً تغییر مورفولوژی رسوب‌ها در فرآیند نیمه‌جامد است. همان‌طور که مشخص است، اختلاف مقدار تنش تسلیم در دو نمونه بسیار بیشتر از اختلاف استحکام نهایی دو نمونه است. این مسئله نشان‌دهنده شکل‌پذیری بهتر آلیاژ نیمه‌جامد و در ضمن ایجاد کارسختی بیشتر در این نمونه حین آزمون پانچ برشی در مقایسه با نمونه ریخته‌گری معمولی است.

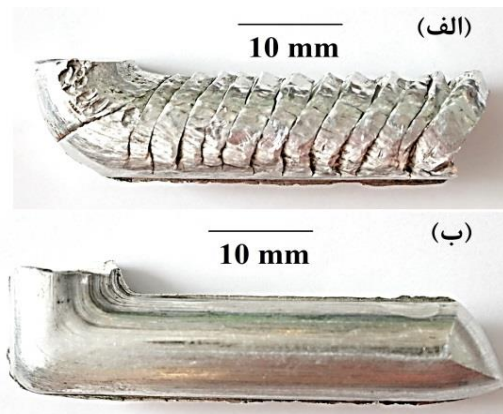
می‌یابد، ولی میزان افزایش سختی در پاس اول بسیار بیشتر از پاس‌های بعدی می‌باشد. این نمودارها نشان می‌دهند، افزایش دما باعث می‌شود تاثیر فرآیندهای ECAP و MDF بر افزایش سختی نمونه‌ها کاهش یابد به طوری که در دماهای ۲۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتیگراد تاثیر ۳ پاس ECAP بر سختی نمونه‌های نیمه‌جامد به ترتیب حدود ۸۵ و ۶۶ درصد است، در حالی که ۳ پاس فرآیند ECAP در دمای محیط باعث بیش از ۱۲۵ درصد افزایش در سختی نمونه نیمه‌جامد می‌شود. در ضمن، تاثیر یک پاس ECAP در دمای محیط در افزایش سختی نمونه نیمه‌جامد بیشتر از تاثیر ۳ پاس ECAP در دماهای ۲۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتیگراد است. افزایش دمای فرآیند نیز تاثیر مشابهی بر تغییرات سختی نمونه‌ها دارد. نکته دیگر قابل توجه در این دو نمودار تاثیر بیشتر فرآیندهای ECAP و MDF در افزایش سختی نمونه‌های نیمه‌جامد در مقایسه با نمونه‌های ریختگی معمولی است. دلیل افزایش سختی در حین فرآیندهای ECAP و MDF اصلاح مورفولوژی رسوب‌ها، ریزدانه‌سازی ساختار، افزایش چگالی نابجایی‌ها و ریز شدن و توزیع بهتر رسوب‌ها است.

مقایسه تاثیر فرآیندهای ECAP و MDF بر افزایش سختی نمونه‌ها نشان می‌دهد که تاثیر فرآیند ECAP بر افزایش سختی بیشتر از تاثیر فرآیند MDF است. به عنوان نمونه، سه پاس ECAP در دمای محیط باعث افزایش ۱۲۸ درصدی می‌شود، در حالی که سه پاس MDF در دمای محیط سبب می‌شود سختی نمونه حدود ۱۰۵ درصد افزایش یابد. دلیل این مسئله اعمال کرنش بیشتر در فرآیند ECAP در مقایسه با فرآیند MDF است. کرنش‌های برشی عامل اصلی ریزدانه‌سازی، کارسختی و اصلاح ساختار در فرآیندهای ECAP و MDF هستند با توجه به اینکه کرنش اعمال شده به نمونه‌ها در هر پاس فرآیند ECAP و MDF در پژوهش حاضر حدود ۱ و ۰/۵ است [۲۴،۲۵]. لذا می‌توان دلیل موثرتر بودن فرآیند ECAP در افزایش سختی را به کرنش اعمالی بیشتر در فرآیند ECAP نسبت داد.

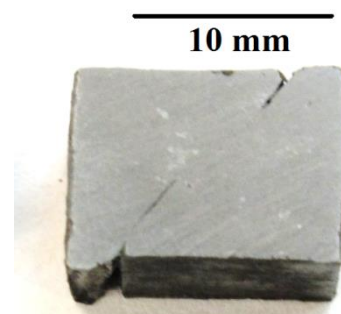
نمودار تنش برشی - جابجایی نرمال آلیاژ A520 ریختگی معمولی و نیمه‌جامد ECAP و MDF شده در دماهای محیط، ۲۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتیگراد در شکل (۷)، ارائه شده است. در جدول (۳)، نتایج استحکام نهایی برشی و استحکام تسلیم برشی این نمونه‌ها ارائه شده است.

نمونه‌ها تا ۳ پاس در کلیه دماها بدون ترک ECAP شدند. دلیل این مسئله اصلاح ساختار دندریتی و نامطلوب ریختگی در فرآیند نیمه‌جامد است.

نمونه‌های ریخته‌گی معمولی در پاس اول MDF در دمای محیط و پاس سوم دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد ترک برداشتند ولی در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد تا ۳ پاس بدون ترک MDF شد. همان‌طور که انتظار می‌رفت شکل‌پذیری نمونه‌های نیمه‌جامد بسیار بهتر بود، به طوری که این نمونه‌ها تا ۳ پاس در کلیه دماها بدون ترک MDF شدند. دلیل این مسئله اصلاح ساختار دندریتی و نامطلوب ریختگی در فرآیند نیمه‌جامد است. شکل (۴) تصویر یک نمونه ترک خورده در فرآیند MDF را نشان می‌دهد.



شکل ۳- نمونه نیمه‌جامد ECAP شده در دمای محیط: (الف) بدون اعمال پستی و (ب) با اعمال فشار پستی.

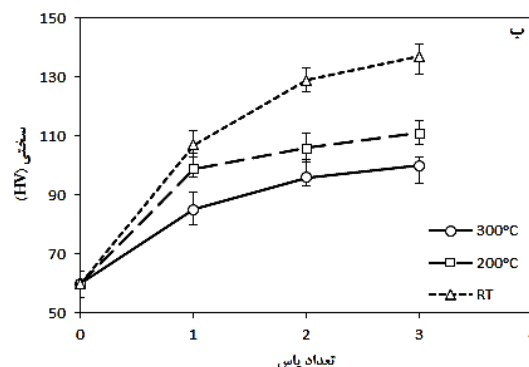
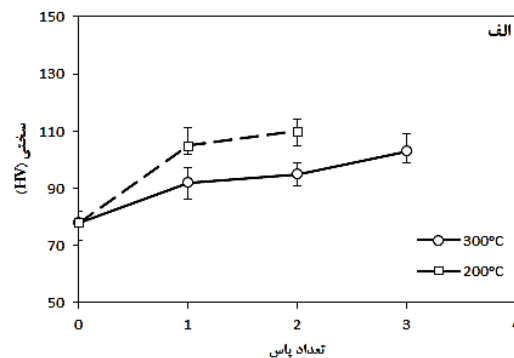


شکل ۴- آلیاژ A520 ریختگی معمولی که بعد از ۱ پاس فرآیند MDF در دمای محیط ترک برداشته.

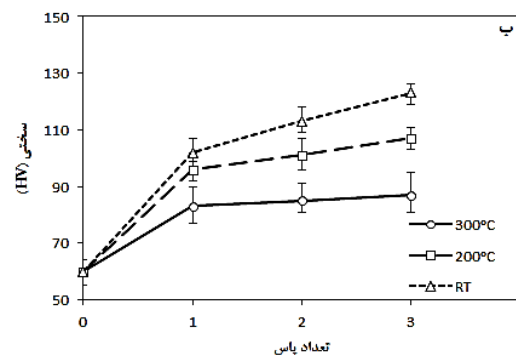
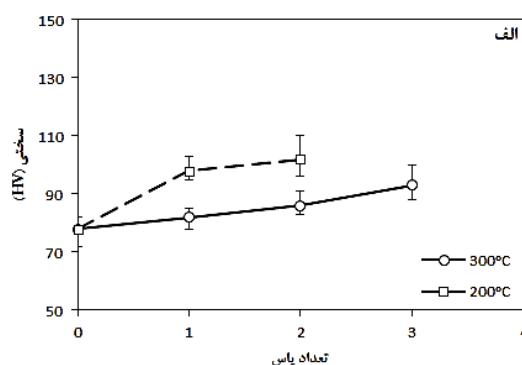
تاثیر دما و تعداد پاس‌های ECAP و MDF بر سختی نمونه‌های ریختگی معمولی و نیمه‌جامد به ترتیب در شکل‌های (۵) و (۶) نمایش داده شده است. همان‌طور که مشخص است با انجام این فرآیندها و همچنین افزایش تعداد پاس‌های فرآیندها، مقدار سختی نمونه‌ها افزایش

لازم به ذکر است که نمودارها و داده‌های ارائه شده در شکل (۷) و جدول (۳)، مربوط به پاس نهایی قابل انجام در هر یک نمونه‌ها است و با توجه به اینکه نمونه ریختگی فقط ۱ پاس در دمای محیط ECAP و MDF شد، لذا نمودار پاس اول این نمونه‌ها ارائه شد. مقایسه داده‌های مربوط به نمونه‌های ریختگی معمولی و نیمه‌جامد قبل و بعد از فرآیند SPD مشخص می‌کند که نمونه نیمه‌جامد ۳ پاس ECAP شده در دمای محیط دارای بیشترین استحکام است. همان‌طور که مشخص است پس از ۳ پاس ECAP در دمای محیط استحکام تسلیم و استحکام کششی نمونه نیمه‌جامد حدود ۱۰۰ و ۴۵ درصد افزایش می‌یابد. با افزایش دمای ECAP و MDF تا ۳۰۰ درجه سانتیگراد تاثیر فرآیندهای SPD بر افزایش استحکام نمونه نیمه‌جامد به میزان قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد، به طوری که ۳ پاس ECAP در دمای ۳۰۰ درجه سانتیگراد باعث افزایش حدود ۴۲ و ۱۳ درصدی در استحکام تسلیم و استحکام کششی آلیاژ A520 می‌شود. در فرآیند MDF نیز افزایش دما منجر به کاهش قابل ملاحظه استحکام نمونه‌ها شد به طوری که پس از ۳ پاس MDF در دمای محیط استحکام تسلیم و استحکام کششی نمونه نیمه‌جامد حدود ۷۰ و ۲۵ درصد افزایش یافت، در حالی که ۳ پاس MDF در دمای ۳۰۰ درجه سانتیگراد باعث افزایش حدود ۲۰ و ۵ درصدی در استحکام تسلیم و استحکام کششی آلیاژ شد. دلیل کاهش تاثیر فرآیند ECAP با افزایش دمای فرآیند کاهش تنش برشی اعمالی به نمونه‌ها و در نتیجه آن کاهش ریزدانه‌سازی و کارسختی حین فرآیند و همچنین فعال شدن بازبایی و تبلور مجدد دینامیکی است. همان‌طور که قبلاً عنوان شد، دلایل اصلی افزایش استحکام در حین فرآیند ECAP اصلاح مورفولوژی و ریز شدن و توزیع بهتر رسوب‌ها، ریزدانه‌سازی ساختار و افزایش چگالی نایجایی‌ها است. نکته دیگر قابل توجه در نمودارهای پانچ برشی، کاهش نسبت استحکام نهایی به استحکام تسلیم برشی است. کاهش این نسبت نشان می‌دهد که بخش زیادی از کارسختی حین فرآیند SPD رخ داده است و ماده در آزمون پانچ برشی به میزان قابل ملاحظه‌ای کارسخت نمی‌شود.

مشابه با سختی، مقایسه تاثیر فرآیندهای ECAP و MDF بر افزایش استحکام نمونه‌ها نشان می‌دهد که تاثیر فرآیند ECAP بر افزایش استحکام بیشتر از تاثیر فرآیند MDF



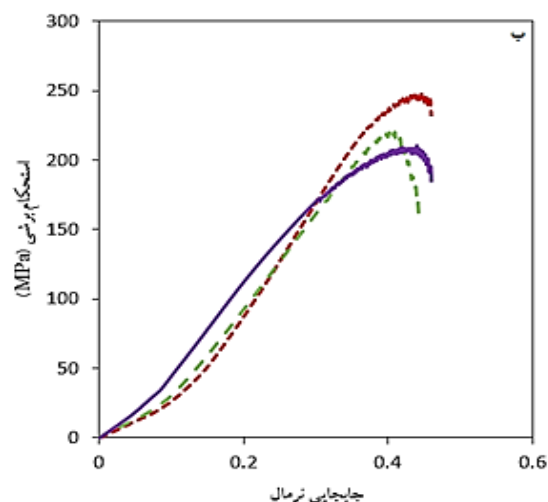
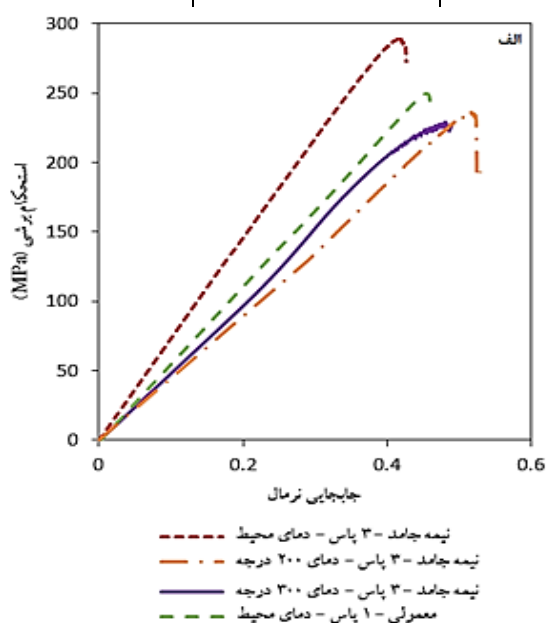
شکل ۵- تاثیر دما و تعداد پاس ECAP بر سختی نمونه‌های: (الف) ریختگی معمولی و (ب) ریختگی نیمه‌جامد.



شکل ۶- تاثیر دما و تعداد پاس MDF بر سختی نمونه‌های: (الف) ریختگی معمولی و (ب) ریختگی نیمه‌جامد.

جدول ۳- اطلاعات بدست آمده از آزمون پانچ برشی نمونه‌های ریختگی معمولی و نیمه‌جامد ECAP و MDF شده در دماهای مختلف.

نمونه	تنش تسلیم برشی (MPa)	استحکام برشی نهایی (MPa)	τ_{UTS} / τ_Y
معمولی ۱ پاس ECAP شده در دمای محیط	۲۳۴±۹	۲۵۱±۱۱	۱/۰۷
نیمه جامد ۳ پاس ECAP شده در دمای محیط	۲۵۵±۱۴	۲۹۱±۱۲	۱/۱۴
نیمه جامد ۳ پاس ECAP شده در دمای ۲۰۰ °C	۲۰۸±۱۱	۲۳۶±۱۵	۱/۱۳
نیمه جامد ۳ پاس ECAP شده در دمای ۳۰۰ °C	۱۸۲±۷	۲۲۸±۸	۱/۲۵
معمولی ۱ پاس MDF شده در دمای محیط	۱۹۰±۵	۲۲۲±۶	۱/۱۷
نیمه جامد ۳ پاس MDF شده در دمای محیط	۲۰۸±۹	۲۵۰±۹	۱/۲
نیمه جامد ۳ پاس MDF شده در دمای ۳۰۰ °C	۱۵۲±۹	۲۱۰±۱۱	۱/۳۸

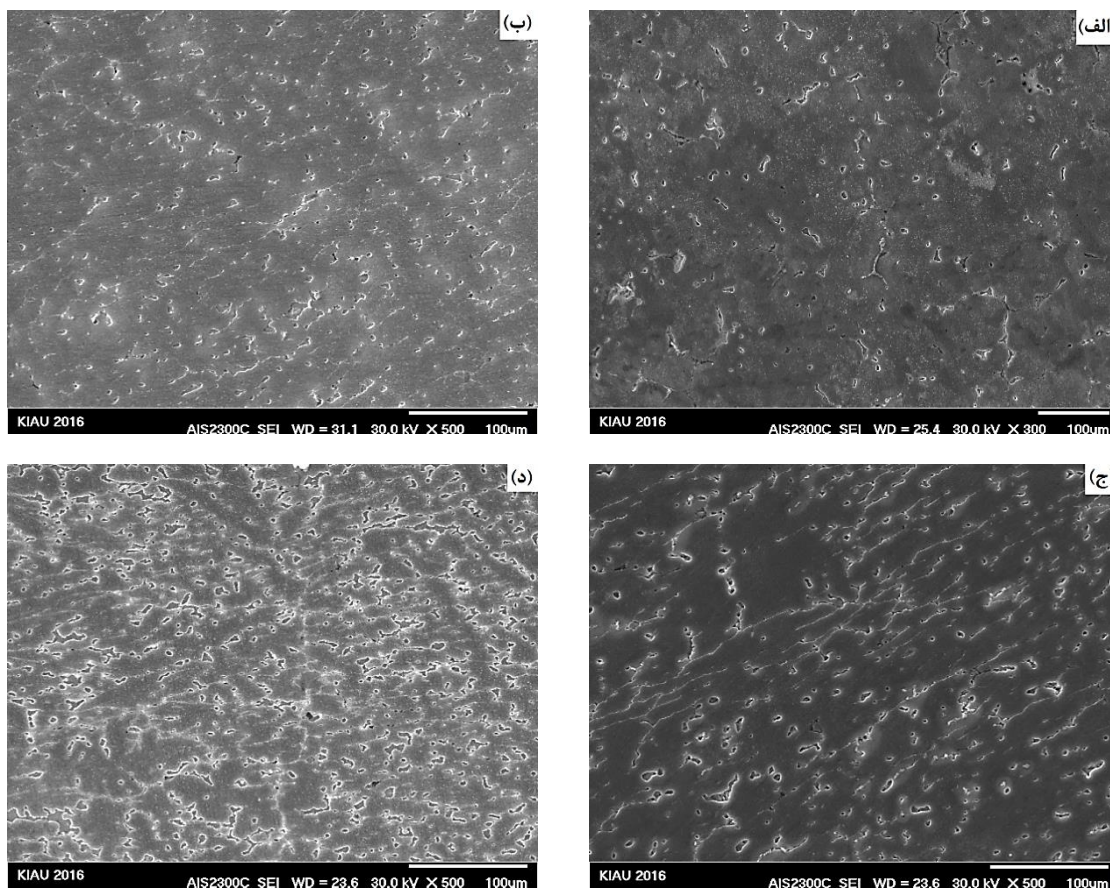


شکل ۷- نمودار تنش برشی-جابجایی نرمال آلیاژ A520 ریختگی معمولی و نیمه‌جامد ECAP و MDF شده در دماهای محیط و ۲۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتیگراد.

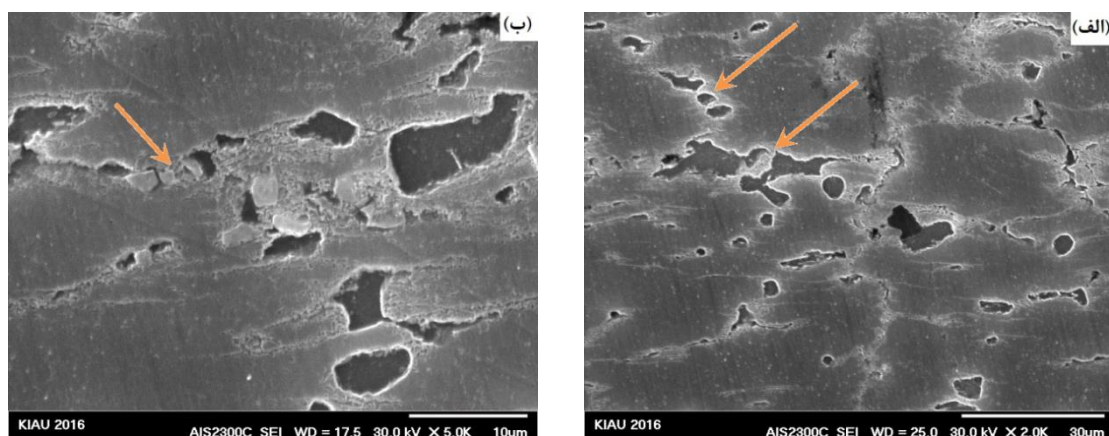
است. به عنوان نمونه، سه پاس فرایند ECAP در دمای محیط باعث می‌شود که استحکام نهایی برشی نمونه نیمه‌جامد از ۲۰۲ به ۲۹۱ مگاپاسکال افزایش یابد (افزایش ۴۵ درصدی)، در حالی که سه پاس فرایند MDF در دمای محیط سبب می‌شود که استحکام نهایی برشی نمونه نیمه‌جامد از ۲۰۲ به ۲۵۰ مگاپاسکال افزایش یابد (افزایش ۲۵ درصدی). همان‌طور که ذکر شد، دلیل این مسئله اعمال کرنش بیشتر در فرایند ECAP در مقایسه با فرایند MDF است. نکته دیگر قابل اهمیت کمتر بودن قابل توجه نسبت استحکام نهایی به استحکام تسلیم برشی در نمونه‌های ECAP شده در مقایسه با نمونه‌های MDF شده است. این مسئله نشان می‌دهد که میزان کارسختی صورت گرفته در نمونه‌ها حین فرایند ECAP بیش از فرایند MDF است، زیرا در فرایند ECAP کرنش برشی بیشتری به نمونه‌ها اعمال می‌شود.

۳-۳- ریزساختار نمونه‌های SPD شده

تصاویر SEM پاس نهایی نمونه‌های ریختگی معمولی و نیمه‌جامد ECAP و MDF شده در دماهای مختلف در شکل‌های (۸) تا (۱۰) نشان داده شده است. مقایسه این تصاویر با تصاویر SEM نمونه‌های اولیه در شکل‌های (۱) و (۲) مشخص می‌کند که فرایند SPD باعث خرد شدن رسوب‌های موجود در ساختار شده و رسوب‌ها تقریباً به شکل کروی درآمده‌اند. در ضمن فرایند SPD، باعث توزیع بهتر و یکنواخت‌تر رسوب‌ها در زمینه شده است.



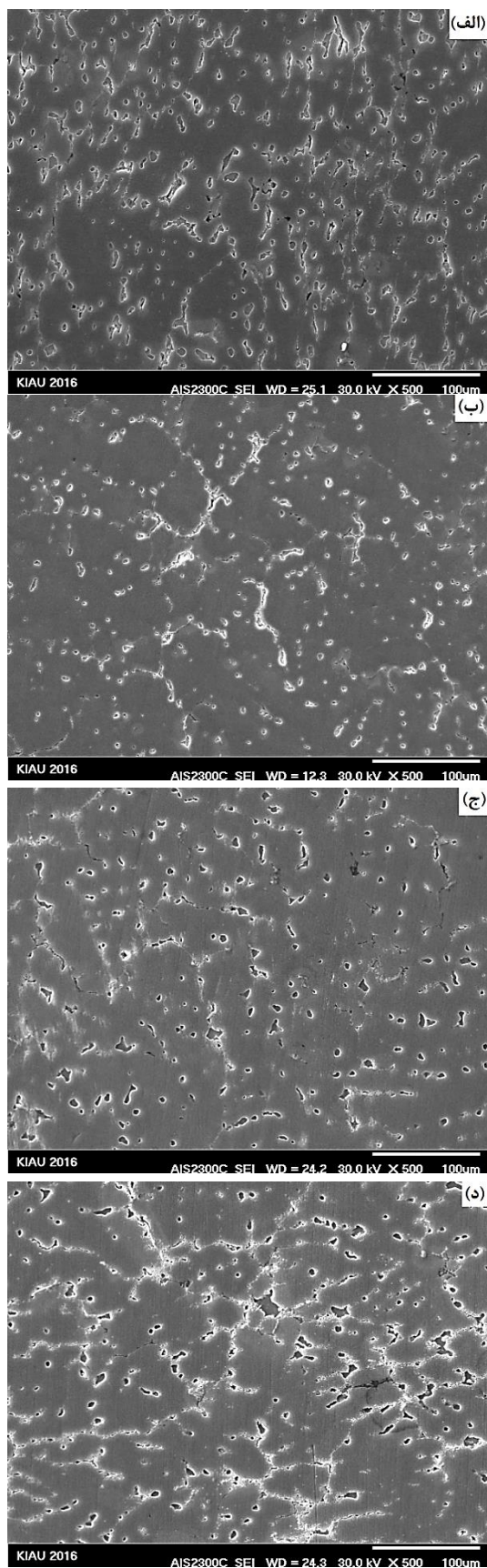
شکل ۸- تصویر SEM، (الف) نمونه نیمه‌جامد ۳ پاس ECAP شده در دمای محیط، (ب) نمونه نیمه‌جامد ۳ پاس ECAP شده در دمای ۲۰۰ °C و (ج) نمونه نیمه‌جامد ۳ پاس ECAP شده در دمای ۳۰۰ °C و (د) نمونه ریخته‌گری معمولی ۱ پاس ECAP شده در دمای محیط.



شکل ۹- تصاویر SEM از رسوب‌های شکسته شده در نمونه ریخته‌گری معمولی ۱ پاس ECAP شده در دمای محیط: (الف) رسوب‌های Al_3Mg_2 و (ب) رسوب‌های AlFe.

از نمونه‌های نیمه‌جامد است، زیرا در نمونه نیمه‌جامد در حین فرآیند نیمه‌جامد رسوب‌ها تا حدودی خرد شده بودند و به شکل کروی درآمده بودند. فرآیندهای SPD در دمای محیط در مقایسه با دمای بالا تاثیر بسیار بیشتری بر خرد شدن رسوب‌ها دارد و رسوب‌ها

شکل (۹)، تصاویر رسوب‌های Al_3Mg_2 و AlFe را در نمونه ریخته‌گری معمولی که به وسیله نیروی‌های برشی ناشی از ECAP برش خورده و به چند تکه تقسیم شده‌اند، نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است تاثیر فرآیندهای SPD بر خرد شدن رسوب‌ها در نمونه‌های ریخته‌گری معمولی بیشتر



شکل ۱۰- تصاویر SEM: (الف) نمونه ریخته‌گری معمولی ۱ پاس MDF شده در دمای محیط، (ب) نمونه نیمه‌جامد ۳ پاس MDF شده در دمای محیط، (ج) نمونه نیمه‌جامد ۳ پاس MDF شده در دمای ۲۰۰ °C و (د) نمونه نیمه‌جامد ۳ پاس MDF شده در دمای ۳۰۰ °C.

در نمونه‌های SPD شده در دمای محیط کوچک‌تر از نمونه‌های SPD شده در دمای بالا است. زیرا تنش‌های اعمال شده حین فرآیند SPD باعث برش رسوب‌ها می‌شوند در دمای محیط بیشتر از دمای بالا است. در نمونه‌های SPD شده در دمای ۳۰۰ درجه سانتیگراد به نظر می‌رسد مقدار رسوب‌ها افزایش پیدا کرده که دلیل آن احتمالاً تشکیل رسوب‌های Al_3Mg_2 در دمای ۳۰۰ درجه سانتیگراد است. یکی از دلایل اصلی افزایش استحکام در حین فرآیند SPD خرد شدن رسوب‌ها و توزیع یکنواخت‌تر آنها در زمینه است. لذا نمونه‌های SPD شده در دمای محیط دارای بیشترین خواص مکانیکی بوده و نمونه‌های نیمه‌جامد که ۳ پاس در دمای محیط SPD شده‌اند به دلیل توزیع بهتر رسوب‌های ریز و نسبتاً کروی دارای بیشترین استحکام هستند.

مقایسه تصاویر SEM نمونه‌های ECAP و MDF شده نشان می‌دهد که تاثیر فرآیند ECAP بر خردایش و توزیع بهتر رسوب‌ها بیشتر از فرآیند MDF است. دلیل این مسئله اعمال تنش‌های برشی بیشتر در فرآیند ECAP در مقایسه با فرآیند MDF است. یکی از دلایل اصلی خواص مکانیکی بهتر نمونه‌های ECAP شده در مقایسه با نمونه‌های MDF شده، خردایش و توزیع بهتر رسوب‌ها در فرآیند ECAP است.

در آلیاژهای فوق‌ریزدانه مکانیزم‌های استحکام‌دهی مختلفی برای افزایش استحکام باید بررسی شود. این مکانیزم‌ها عبارتند از: (۱) استحکام‌دهی محلول جامد، (۲) فرآیند کارسختی، به صورت برهم‌کنش بین نابجایی‌ها داخل دانه‌های زمینه، (۳) استحکام‌دهی ناشی از مرزدانه، به صورت برهم‌کنش بین نابجایی‌ها و مرزهای دانه و (۴) استحکام‌دهی ناشی از رسوبات. سه اثر نخست در صورتی که آلیاژ در حالت محلول جامد باشد رخ می‌دهد و اثر چهارم هنگامی که ماده حاوی رسوبات باشد باید در نظر گرفته شود [۲۶-۲۸]. در پژوهش حاضر، هر چهار مکانیزم در استحکام‌بخشی آلیاژ A520 نقش دارند، ولی به نظر می‌رسد که اثر استحکام‌دهی محلول جامد کمتر از سایر مکانیزم‌ها باشد. فرآیند ECAP با افزایش چگالی نابجایی‌ها، سبب ریزدانه‌سازی ساختار و خرد شدن رسوب‌ها باعث استحکام بخشی آلیاژ A520 شده است.

۴- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر اثر فرآیند ECAP و MDF بر خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ ریختگی معمولی و نیمه‌جامد آلومینیم A520 بررسی شد. نتایج اصلی حاصل از این پژوهش به شرح زیر است:

۱- با انجام ریخته‌گری نیمه‌جامد دندریته‌ها شکسته شدند و به‌صورت دانه‌های ریز به‌طور یکنواخت در ساختار قطعه پراکنده شدند و رسوب‌های موجود از حالت تجمع یافته به حالت پراکنده در تمام قسمت‌های قطعه تبدیل شدند. تغییرات ایجاد شده ریزساختار حین فرآیند نیمه‌جامد باعث بهبود شکل‌پذیری آلیاژ A520 شد و در نتیجه امکان ترک خوردن نمونه‌ها حین فرآیندهای SPD در نمونه‌های نیمه‌جامد کاهش یافت.

۲- بررسی ریزساختار نمونه‌ها نشان داد که فرآیندهای ECAP و MDF باعث ریز شدن دانه‌ها، خرد شدن رسوب‌های موجود در ساختار و توزیع بهتر و یکنواخت‌تر رسوب‌ها می‌شود. فرآیندهای مذکور در دمای محیط در مقایسه با دمای بالا تاثیر بیشتری بر ریزدانه شدن ساختار و خرد شدن رسوب‌ها داشت. در ضمن تاثیر فرآیندهای مذکور در اصلاح ساختار نمونه‌های ریختگی معمولی بیشتر از نمونه‌های نیمه‌جامد بود.

۳- نتایج این پژوهش نشان داد که فرآیندهای ECAP و MDF باعث بهبود قابل ملاحظه خواص مکانیکی نمونه‌ها می‌شوند، به طوری که ۳ پاس فرآیند MDF و ECAP در دمای محیط باعث شد که سختی نمونه‌های نیمه‌جامد به ترتیب از ۶۰ به ۱۲۸ و ۱۳۷ ویکرز و استحکام تسلیم این نمونه‌ها به ترتیب از ۱۲۸ به ۲۰۸ و ۲۵۵ مگاپاسکال افزایش یابد. کاهش دمای فرآیند و همچنین افزایش تعداد پاس‌ها باعث افزایش تاثیر فرآیندهای ECAP و MDF بر بهبود خواص مکانیکی نمونه‌ها شد، به طوری که بیشترین خواص مکانیکی را نمونه‌های ۳ پاس ECAP و MDF شده در دمای محیط داشتند.

۴- مقایسه فرآیندهای ECAP و MDF نشان داد که تاثیر فرآیند ECAP بر ریزدانه‌سازی ساختار و خردایش و توزیع بهتر رسوب‌ها و در نتیجه آن بهبود خواص مکانیکی بیشتر از فرآیند MDF است. اعمال ۳ پاس فرآیندهای ECAP و MDF در دمای محیط به ترتیب

باعث ۷۵ و ۶۲ درصد افزایش در استحکام تسلیم و ۴۴ و ۲۴ درصد افزایش در استحکام کششی نمونه‌های نیمه‌جامد شد. دلیل این مسئله اعمال کرنش بالاتر در فرآیند ECAP در مقایسه با فرآیند MDF است.

مراجع

- [1] Nourouzi S., Ghavamodini S.M., Baseri H., Kolahdooz A., Botkan M., Microstructure evolution of A356 aluminum alloy produced by cooling slope method, *Advanced Materials Research*, 2012, 402, 272-276.
- [2] Kolahdooz A., Nourouzi S., Bakhshi-Jooybari M., Hosseinipour S.J., Experimental investigation of thixoforging parameters effects on the microstructure and mechanical properties of the helical gearbox cap, *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2014, 28(10) 4257-4265.
- [3] Kolahdooz A., Nourouzi S., Bakhshi-Jooybari M., Hosseinipour S.J., Experimental investigation of the effect of temperature in semisolid casting using cooling slope method, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, 2016, 230 (4) 316-325.
- [4] Kund N. K., Dutta P., Numerical simulation of solidification of liquid aluminum alloy flowing on cooling slope, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20, 898-905.
- [5] Kazemi A., Nourouzi S., Kolahdooz a., Gorji A., Experimental investigation of thixoforging process on microstructure and mechanical properties of the centrifugal pump flange, *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2015, 29(7) 2957-2965.
- [6] Nourouzi S., Baseri H., Kolahdooz A., Ghavamodini S.M., Optimization of semi-solid metal processing of A356 aluminum alloy, *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2013, 27(12) 3869-74.
- [7] Nourouzi S., Kolahdooz A., Botkan M., Behavior of A356 Alloy in semi-solid state produced by mechanical stirring, *Advanced Materials Research*, 2012, 402, 331-336.
- [8] Valiev R.Z., Estrin Y., Horita Z., Langdon T.G., Producing bulk ultrafine grained materials by severe plastic deformation, *JOM*, 2006, 58(4) 33-39.
- [9] Lowe T.C., Valiev R.Z., The use of severe plastic deformation techniques in grain refinement, *JOM*, 2004, 56(10) 64-68.
- [10] Valiev R.Z., Langdon T.G., Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement, *Progress in Materials Science*, 2006, 51 881-981.
- [11] Xu C., Langdon T.G., Influence of a round corner die on flow homogeneity in ECA pressing, *Scripta Materialia*, 2003, 48, 1-4.

[۱۱] شاعری م.ح، شاعری م.، صالحی م.ت، سیدین ح.، ابوطالبی ف.ر.، بررسی اثر فرآیند ECAP بر بافت آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵، *مجله مهندسی متالورژی*، ۱۳۹۳، ۱۷(۵۶) ۴۹-۵۷.

- [24] Shaeri M.H., Shaeri M., Ebrahimi M., Salehi M.T., Seyyedein S.H., Effect of ECAP temperature on microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy, *Progress in Natural Science: Materials International*, 2016, 26, 182-191.
- [25] Kavosi J., Saei M., Kazeminezhad M., Dodangeh A., Modeling of dislocation density and strength on rheoforged A356 alloy during multi-directional forging, *Computational Materials Science*, 2014, 81, 284-289.
- [26] Chinh N.Q., Gubicza J., Langdon T.G., Characteristics of face-centered cubic metals processed by equal-channel angular pressing, *Journal of Materials Science*, 2007, 42, 1594-1605.
- [27] Gubicza J., Schiller, I., Chinh N.Q., Illy J., Precipitation microstructure of ultrafine-grained Al-Zn-Mg alloys processed by severe plastic deformation, *Materials Science Forum*, 2007, 537-538, 169-176.
- [28] Gubicza J., Schiller I., Chinh N.Q., Illy J., Horita Z., Langdon T.G., The effect of severe plastic deformation on precipitation in supersaturated Al-Zn-Mg alloys, *Materials Science and Engineering A*, 2007, 460-461, 77-85.
- [۱۲] ناصری ر.، کدخدایان م.، شریعتی م.، بررسی برگشت فنری تیتانیم خالص تجاری فوق ریزدانه در آزمون خمکاری سه نقطه‌ای، نشریه مهندسی مکانیک مدرس، ۱۳۹۵، ۱۶(۱۱) ۲۶۶-۲۷۶.
- [13] Azushima A., Kopp R., Korhonen A., Yang D.Y., Micari F., Lahoti G.D., Groche P., Yanagimoto J., Tsuji N., Rosochowski A., Yanagida A., Severe plastic deformation (SPD) processes for metals, *CIRP Annals Manufacturing Technology*, 2008, 57, 716-735.
- [۱۴] اکبری پناه م.، صلواتی م.، محمودی ر.، بررسی و مطالعه اثر فرآیندهای اکستروژن و فورج چندمحوری (MDF) بر ریزساختار، استحکام برشی و سختی سطح آلیاژ منیزیم AM60، نشریه مهندسی مکانیک مدرس، ۱۳۹۵، ۱۹(۱۱) ۴۰۶-۴۱۶.
- [15] Miyajima Y., Mitsuhashi M., Hata S., Nakashima H., Tsuji N., Quantification of internal dislocation density using scanning transmission electron microscopy in ultrafine grained pure aluminum fabricated by severe plastic deformation, *Materials Science and Engineering A*, 2010, 528, 776-779.
- [16] Shaeri M., Salehi M., Seyyedein S., Abutalebi M., Park J.K., Characterization of microstructure and deformation texture during equal channel Angular pressing of Al-Zn-Mg-Cu alloy, *Journal of Alloys and Compound*, 2013, 576, 350-357.
- [17] Shaeri M.H., Salehi M.T., Seyyedein S.H., Abutalebi M.R., Park J.K., Microstructure and mechanical properties of Al-7075 alloy processed by equal channel angular pressing combined with aging treatment, *Materials and Design*, 2014, 57, 250-257.
- [18] Akbaripanah F., Fereshteh-Saniee F., Mahmudi R., Kim H., Microstructural homogeneity, texture, tensile and shear behavior of AM60 magnesium alloy produced by extrusion and equal channel angular pressing, *Materials and Design*, 2013, 43, 31-39.
- [۱۹] دشتی ع.، شاعری م.ح.، تقی‌آبادی ر.، بررسی اثر تغییر شکل پلاستیک شدید بر ریزساختار، خواص مکانیکی و هدایت الکتریکی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵، مجله مواد نوین، ۱۳۹۶، در دست چاپ.
- [20] Sellamuthu, P., Collins, P.K., Hodgson, P.D., Stanford N., Correlation of tensile test properties with those predicted by the shear punch test, *Materials and Design*, 2013, 47, 258-266.
- [21] Stolyarov, V.V., Lapovok, R., Brodova, I.G., Thomson P.F., Ultrafine-grained Al-5Fe alloy processed by ECAP with backpressure, *Materials Science and Engineering A*, 2003, 357, 159-167.
- [22] Stolyarov, V.V., Lapovok R., Effect of backpressure on structure and properties of AA5083 alloy processed by ECAP, *Journal of Alloys and Compound*, 2004, 378, 233-236.
- [23] Lapovok R., The role of back-pressure in equal channel angular extrusion, *Journal of Materials Science*, 2005, 40, 341-346.