



## بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیومی با تقویت کننده آمورف/سرامیکی مورد استفاده به عنوان پیش ماده فوم

محمدرضا رضائی<sup>۱\*</sup>، علیرضا آل بویه<sup>۲</sup>، میثاق شایسته‌فر<sup>۳</sup> و حسن شیرآقایی<sup>۲</sup>

<sup>۱</sup> استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه دامغان، دامغان

<sup>۲</sup> استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه دامغان، دامغان

<sup>۳</sup> دانشجوی کارشناسی، مهندسی مکانیک، دانشگاه دامغان، دامغان

مقاله مستقل، تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۹/۱۳، تاریخ بازنگری: ۱۳۹۹/۰۱/۱۶، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۴/۱۵

### چکیده

در این پژوهش کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیومی با تقویت کننده دوگانه ذرات آمورف/سرامیکی، توسط روش متالورژی پودر تولید شد. ابتدا، مخلوط‌های پودری آلومینیوم خالص با تقویت کننده ذرات آمورف  $Fe_{75}Si_{15}B_5Zr_5$  و سرامیکی  $TiH_2$  در مقادیر مختلف تهیه شد. سپس، از روش زینتر به کمک قوس پلاسما برای تولید قطعات کامپوزیتی حجیم استفاده گردید. ریزساختار، تغییرات فازی، مقدار تخلخل‌ها و خواص مکانیکی نمونه‌های حجیم، مورد بررسی قرار گرفتند. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که ذرات تقویت کننده در مرزهای دانه تجمع پیدا کرده‌اند و اندازه متوسط دانه با افزایش مقدار تقویت کننده آمورف کاهش پیدا کرد. افزایش مقدار تقویت کننده آمورف، تأثیر ناچیزی در افزایش مقدار تخلخل‌های ریزساختاری داشت. بررسی‌های فازی حضور ذرات تقویت کننده آمورف و عدم کریستاله شدن آنها و همچنین عدم تشکیل فازهای حاصل از واکنش‌های ناخواسته بین تقویت کننده و زمینه را آشکار کرد. استحکام تسلیم و سختی نمونه‌های حاوی ۱۵ درصد حجمی تقویت کننده آمورف و ۱ درصد حجمی  $TiH_2$  افزایش به ترتیب در حدود ۳۵ و ۲۰ درصدی را نسبت به نمونه بدون تقویت کننده آمورف نشان دادند.

**کلمات کلیدی:** کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیومی؛ متالورژی پودر؛ زینتر به کمک قوس پلاسما؛ ریزساختار؛ خواص مکانیکی.

## The Investigation of Microstructure and Mechanical Properties of Metallic Glass/Ceramic Reinforced Hybrid Al Matrix Composite Used as Foam Precursor Material

M.R. Rezaei<sup>1,\*</sup>, A. Albooyeh<sup>2</sup>, M. Shayestefar<sup>3</sup>, H. Shiraghaei<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Assoc. Prof., Mat. Eng., Damghan Univ., Damghan, Iran.

<sup>2</sup> Assoc. Prof., Mech. Eng., Damghan Univ., Damghan, Iran.

<sup>3</sup> BSc Student., Mech. Eng., Damghan Univ., Damghan, Iran.

In this study, Al matrix hybrid composites reinforced with amorphous/ceramic particles have been produced via powder metallurgy process. Pure aluminum powder particles were blended with various volume fractions of  $TiH_2$  and amorphous  $Fe_{75}Si_{15}B_5Zr_5$  particles. Blended powders were then consolidated through spark plasma sintering (SPS). The microstructure, phase evolution and mechanical properties of composites were examined. Microstructural investigations indicated that the reinforcing particles were segregated along the grain boundaries and mean grain sizes were decreased by increasing the amorphous particles content. Also, increasing the volume fraction of reinforcements had negligible effect on the porosity content of composites. Phase investigations revealed the presence of amorphous phase in the XRD patterns and absence of any undesirable matrix/reinforcement interfacial products. Compared to composite without amorphous reinforcements, the yield strength and hardness of composites contain 15 vol. % of amorphous particles and 1 vol. % of  $TiH_2$  particles were enhanced for 35% and 20%, respectively.

**Keywords:** Al Matrix Hybrid Composite; Powder Metallurgy; Spark Plasma Sintering; Microstructure; Mechanical Properties.

## ۱- مقدمه

در دهه‌های اخیر، مطالعات وسیعی در زمینه بهبود خواص فیزیکی، مکانیکی، حرارتی و الکتریکی کامپوزیت‌ها در جریان است. این مطالعات در جهت تأمین نیازهای صنایع مختلف اعم از هوافضا، حمل و نقل و ... صورت می‌پذیرد [۱]. یکی از مهمترین روش‌های بهبود خواص کامپوزیت‌ها، استفاده از دو نوع یا بیشتر تقویت کننده در زمینه است که منجر به تولید کامپوزیت‌های هیبریدی می‌شود [۲]. مطالعات انجام شده تاکنون نشان دهنده خواص مکانیکی و فیزیکی بالاتر این نوع از کامپوزیت‌ها در مقایسه با کامپوزیت‌های غیرهیبریدی است. برای نمونه استحکام کششی نهایی کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات SiC و  $Mg_2Si$  نسبت به کامپوزیت غیرهیبریدی، افزایش حدود ۱۵ درصدی را نشان داده است [۳]؛ همچنین، حضور ذرات تقویت کننده دو گانه پایه کربنی و سرامیکی، سبب افزایش تاثیر انجام تغییر شکل پلاستیکی شدید روی خواص مکانیکی کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیومی حاصل شده است [۴].

تقویت کننده‌های معمول مورد استفاده برای تولید کامپوزیت‌های هیبریدی، عمدتاً تلفیقی از ذرات سرامیکی (مانند SiC و  $Al_2O_3$ )، پایه کربنی و یا ترکیبات بین فلزی هستند [۵-۷]. استفاده همزمان از چندین تقویت کننده، منجر به بهبود خواص سایشی، خوردگی و مکانیکی زمینه می‌شود. به عنوان نمونه افزودن همزمان تقویت کننده SiC و گرافیت به آلومینیم منجر به بهبود خواص مکانیکی و سایشی شده است [۸]. همچنین، در تحقیق مشابه از خواص روانکار جامد گرافیت در کنار SiC برای بهبود خواص ماشینکاری و تشکیل براده استفاده شده است [۹]. لازم به ذکر است که در اغلب موارد افزایش سختی و استحکام زمینه در اثر افزودن تقویت کننده‌های دوگانه با کاهش قابل ملاحظه انعطاف پذیری همراه بوده است [۱ و ۲]. یکی از مشکلات رایج در مورد کامپوزیت‌های زمینه فلزی با تقویت کننده ذرات سرامیکی عدم حصول فصل مشترک مستحکم بین تقویت کننده و زمینه است. ذرات تقویت کننده سرامیکی معمولاً سازگاری مناسبی با فاز زمینه نداشته و در نتیجه اتصال فصل مشترک تقویت کننده و زمینه تضعیف شده و خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی افت می‌کند. از طرفی، وقوع واکنش‌های فصل مشترکی بین ذرات تقویت کننده و زمینه و تولید

محصولات اغلب ترد و با مورفولوژی نامناسب چالشی جدی در کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت شده با ذرات سرامیکی محسوب می‌شود. به عنوان مثال، در کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات SiC، احتمال وقوع واکنش و تشکیل فاز  $Al_4C_3$  در فصل مشترک وجود دارد [۸ و ۹]. حضور این فاز ترد و با هدایت الکتریکی پایین در فصل مشترک، سبب تضعیف خواص مکانیکی و حرارتی کامپوزیت می‌شود [۱۰]. از طرف دیگر، تردی (کرنش شکست پایین) ذاتی ذرات تقویت کننده سرامیکی، سبب کاهش قابل ملاحظه‌ی انعطاف پذیری کامپوزیت‌های زمینه فلزی حاوی این ذرات می‌شود [۱۱].

استفاده از ذرات پودری آمورف به عنوان تقویت کننده در کامپوزیت‌های زمینه فلزی، قدمت چندانی ندارد. کامپوزیت‌های حاوی ذرات تقویت کننده آمورف، استحکام بالاتر و انعطاف پذیری بهتری نسبت به فلزات آمورف دارند. در سال‌های اخیر با گسترش انواع جدید فلزات آمورف با خواص مکانیکی بسیار خوب و پایداری حرارتی بالا راه حل جدیدی برای این مشکلات ارائه شده است. تقویت کننده‌های آمورف تنها حاوی عناصر فلزی هستند و نسبت به ذرات سرامیکی سازگاری بهتری با زمینه فلزی دارند و فصل مشترک‌های بهتری با فاز زمینه ایجاد می‌کنند [۱۲]؛ همچنین، فلزات آمورف بین دمای انتقال شیشه‌ای<sup>۱</sup> و دمای بلوری شدن<sup>۲</sup>، کاهش گرانیروی<sup>۳</sup> را تجربه می‌کنند که منجر به بروز رفتار شبیه مایعات در آنها می‌شود [۱۳]؛ لذا، در فرایند زینترینگ، بروز این رفتار سبب افزایش قابلیت دستیابی به قطعات حجیم با چگالی بالا می‌شود.

دو روش عمده در تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی ریخته‌گری و متالورژی پودر هستند [۱۴ و ۱۵]. روش متالورژی پودر روشی سریع، اقتصادی و با نرخ تولید بالا برای تولید قطعات با دقت ابعادی بالا از پودر فلزات است؛ همچنین کامپوزیت‌های حجیم متشکل از فازهای مختلف و مواد غیرتعدالی مانند، فلزات آمورف و آلیاژهای نیمه پایدار با این روش قابل تولید هستند.

<sup>1</sup> Glass Transition Temperature

<sup>2</sup> Crystallization Temperature

<sup>3</sup> Viscosity

کلر<sup>۲</sup> در دمای محیط روی نمونه‌ها انجام شد. بررسی ریزساختار توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی مجهز به دستگاه EDS صورت گرفت. برای تعیین اندازه متوسط دانه‌ها در هر نمونه از روش تقاطع خطی<sup>۳</sup> استفاده شد. جهت شناسایی فازهای موجود در نمونه‌های پودری و حجیم از آنالیز پراش پرتو ایکس استفاده شد. آنالیز پراش پرتو ایکس با استفاده از دستگاه دیفرکتومتر مدل Jeol-JDX-8030 و با استفاده از تابش Cu K $\alpha$  در جریان 20mA و ولتاژ 30kV انجام گردید. زاویه تابش  $2\theta$  در محدوده ۱۵ تا ۸۰ درجه تنظیم و آنالیز با اندازه گام ۰/۰۲ انجام شد. آزمون فشار تک محوری روی نمونه‌های با قطر 4 میلی‌متر و ارتفاع ۸ میلی‌متر (نسبت ارتفاع به قطر=۲) در نرخ کرنش  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  با استفاده از دستگاه آزمون سنتام در بنیاد علوم کاربردی رازی صورت پذیرفت. تهیه نمونه‌ها مطابق با استاندارد ASTM-E9 صورت پذیرفت. آزمون سختی سنجی برینل توسط ساچمه تنگستنی با قطر ۲/۵ mm با نیروی kg ۳۱/۲۵ توسط دستگاه اینووا تست<sup>۴</sup> در بنیاد علوم کاربردی رازی انجام شد. آزمون سختی سنجی برای هر نمونه ۳ مرتبه تکرار شد.

### ۳- نتایج و بحث

در شکل ۱ تصاویر میکروسکوپ الکترونی FESEM حاصل از نمونه‌های مختلف نمایش داده شده است؛ همچنین، در شکل ۲ نمودار توزیع اندازه دانه مربوط به هر نمونه نمایش داده شده است. در شکل ۱-الف در نمونه FAM0، تنها تقویت کننده  $\text{TiH}_2$  درون ریزساختار حضور دارد. با توجه به شکل ۲-الف دانه‌های هم محور درون ریزساختار در گستره وسیعی از اندازه‌ها قابل مشاهده است. متوسط اندازه دانه‌ها در این نمونه،  $38 \mu\text{m}$  اندازه‌گیری شده است. با توجه به شکل ۱-ب، توزیع نسبتاً یکنواختی از ذرات تقویت کننده دوگانه در ریز ساختار نمونه FAM5 قابل مشاهده است. ذرات تقویت کننده عمدتاً در مرز بین دانه‌ها قرار گرفته‌اند؛ همچنین، دانه‌های هم محور با محدوده اندازه گسترده بین ۵

با توجه به تحقیقات انجام شده، تاکنون حضور همزمان تقویت کننده‌های سرامیکی و آمورف در کنار یکدیگر در زمینه کامپوزیت‌های زمینه فلزی، مورد مطالعه قرار نگرفته است. بر این اساس، در این کار تحقیقاتی برای نخستین بار ریزساختار و مشخصات فازی کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیومی با تقویت کننده آمورف/سرامیکی به همراه خواص مکانیکی آن مورد ارزیابی قرار خواهد گرفت.

### ۲- مواد و روش تحقیق

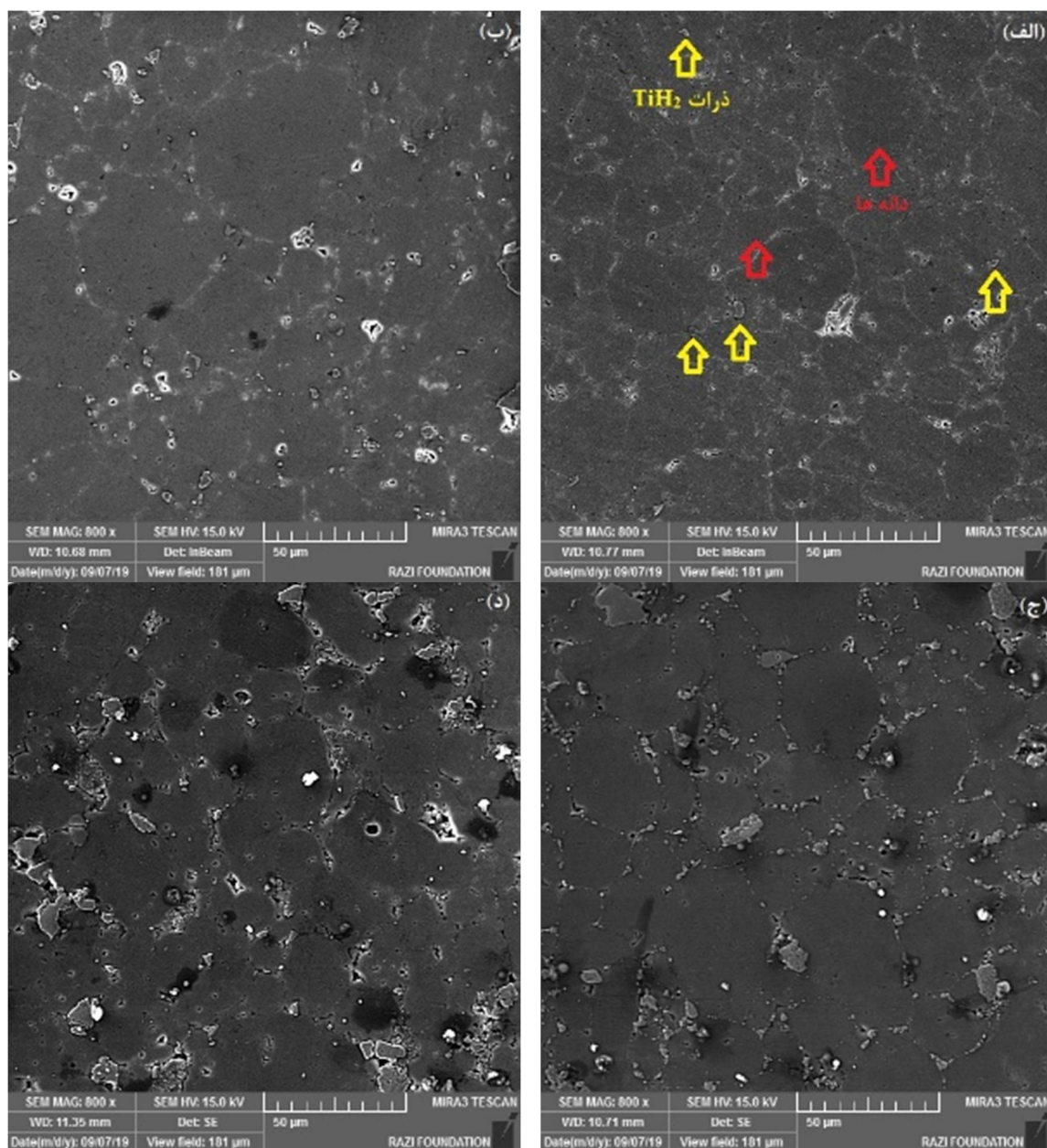
برای تولید ذرات تقویت کننده آمورف پایه آهن  $\text{Fe}_{75}\text{Si}_{15}\text{B}_5\text{Zr}_5$  ذرات پودر عناصر تشکیل دهنده ترکیب با خلوص بالای ۹۹٪ در درصدهای وزنی مناسب در آسیاب گلوله‌ای پرانرژی (سیاره‌ای) مخلوط شدند. نسبت وزنی گلوله به پودر ۱۵، سرعت چرخش ۳۰۰ دور در دقیقه و قطر گلوله ۱۰ میلی‌متر لحاظ شد. محیط انجام آلیاژسازی گاز خنثی (آرگون) بود و پودرها به مدت ۳۰ ساعت مخلوط شدند. آسیاب‌کاری به صورت تر در محیط بنزن به عنوان عامل کنترل کننده واکنش صورت پذیرفت [۱۶]. سپس، پودر آلومینیوم خالص به عنوان زمینه کامپوزیت همراه با پودر  $\text{TiH}_2$  به مقدار ۱ درصد حجمی و همچنین پودر آمورف سنتز شده در مقادیر مختلف (۰، ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد حجمی) در آسیاب کم انرژی افقی (جارمیل) مخلوط شدند. مخلوط سازی در سرعت ۱۰۰ دور در دقیقه به مدت ۲ ساعت انجام شد. کدهای اختصاص داده شده به نمونه‌های حاوی ۰، ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد حجمی تقویت کننده آمورف به ترتیب FAM0، FAM5، FAM10 و FAM15 بود. در ادامه متراکم‌سازی پودرهای مخلوط شده توسط روش زینتر به کمک قوس پلاسما<sup>۱</sup> در دمای  $500^\circ\text{C}$  انجام شد. سرعت حرارت دهی  $50^\circ\text{C}/\text{min}$ ، فشار اعمالی ۴۰ MPa و مدت زمان انجام فرایند ۱۰ min در نظر گرفته شد. چگالی و درصد تخلخل نمونه‌های متراکم‌سازی شده به کمک روش ارشمیدسی مطابق با استاندارد ASTM B311-93 تعیین شد. برای بررسی ریزساختار نمونه‌های متراکم‌سازی شده، پس از انجام عملیات استاندارد متالوگرافی سپس اچ با کمک محلول

<sup>۲</sup> Keller's Reagent

<sup>۳</sup> Intercept Method

<sup>۴</sup> Innova Test

<sup>۱</sup> Spark Plasma Sintering Method



شکل ۱- تصاویر FESEM از نمونه‌های (الف) FAM0، (ب) FAM5، (ج) FAM10 و (د) FAM15

توزیع اندازه باریک‌تری از دانه‌های هم محور در این نمونه قابل مشاهده است (شکل ۲-ج و شکل ۲-د). اندازه متوسط دانه‌ها در FAM15 و FAM10 به ترتیب، ۲۸ و ۲۴ μm است. کاهش اندازه متوسط دانه‌ها با افزایش مقدار تقویت کننده را می‌توان به نقش مؤثر ذرات تقویت کننده در جلوگیری از رشد دانه‌ها حین انجام فرایند متراکم‌سازی نسبت داد. حضور ذرات تقویت کننده میکرومتری، سبب جلوگیری از افزایش

تا ۵۵ μm در این نمونه تشکیل شده‌اند (نمودار توزیع اندازه دانه شکل ۲-ب). متوسط اندازه دانه‌ها در این نمونه، ۳۲ μm است. در نمونه‌های FAM10 و FAM15 کماکان توزیع تقریباً یکنواختی از ذرات تقویت کننده همراه با کلوخه‌های پراکنده-ای در ریزساختار و در مرزهای دانه دیده می‌شود (شکل ۱-ج و شکل ۱-د). با توجه به نمودارهای توزیع این دو نمونه،

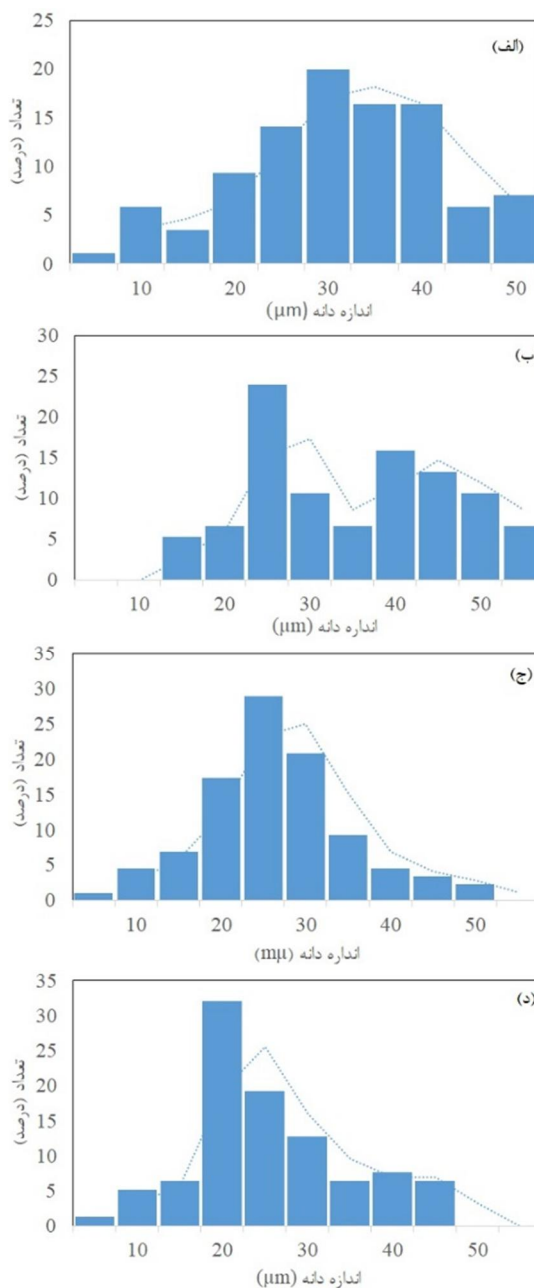
نقشه عنصری از نمونه FAM15 (شکل ۳) نیز به وضوح نحوه توزیع ذرات تقویت کننده  $TiH_2$  (مناطق خاکستری روشن) و آمورف (مناطق سفید رنگ) را نمایش می‌دهد. هر دو تقویت کننده در مناطق مرزدانه‌ای تجمع یافته‌اند. نکته قابل توجه در این شکل، تأیید شکسته شدن ذرات  $TiH_2$  در اثر اعمال فشار حین فرایند SPS است؛ ولی در مورد ذرات آمورف، شکستن ذرات مشاهده نگردید. طبیعت ترد ذرات  $TiH_2$  در مقایسه با ذرات آمورف، منجر به وقوع شکست در آنها می‌شود.

نتایج مربوط به چگالی نسبی کامپوزیت‌های حاوی مقادیر مختلف ذرات تقویت کننده در جدول ۱ نشان داده شده است. بدیهی است که چگالی نسبی بالاتر به معنای درصد تخلخل کمتر نمونه‌ها است. با توجه به جدول، چگالی نمونه‌ها با افزایش مقدار ذرات تقویت کننده چه از نوع آمورف و چه از نوع سرامیکی کاهش می‌یابد.

مکانیزم‌های مختلفی از جمله، خردشدن موضعی<sup>۱</sup>، قفل شدن مکانیکی<sup>۲</sup> و بازآرایی ذرات<sup>۳</sup> مسئول افزایش چگالی در کامپوزیت‌ها تلقی می‌شوند [۱۸]. حضور ذرات تقویت کننده آمورف و سرامیکی از تطبیق موضعی ذرات همسایه زمینه جلوگیری کرده و مساحت فصل مشترک بین ذرات زمینه را کاهش می‌دهد؛ لذا سبب دخالت منفی در مکانیزم‌های فوق می‌شود؛ بنابراین، افزایش مقدار ذرات تقویت کننده در زمینه باعث اعمال تأثیرات منفی در فرایند متراکم‌سازی می‌شود؛ همچنین، ذرات سرامیکی به دلیل عدم تطابق شیمیایی مناسب با فاز زمینه تأثیر به مراتب منفی تری نسبت به ذرات آمورف با سازگاری شیمیایی بالا در چگالی نمونه‌ها دارند. به همین دلیل، کامپوزیت‌های حاوی مقادیر بالاتر ذرات سرامیکی SiC چگالی کمتری (تخلخل بیشتری) نسبت به سایر نمونه‌ها از خود نمایش می‌دهند.

شکل ۴ الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه‌های مختلف را نمایش می‌دهد. حضور پیک‌های کریستالی در تمامی نمونه‌ها مشاهده می‌شود. بررسی الگوهای پراش نشان می‌دهد که پیک‌های کریستالی متعلق به آلومینیوم خالص (فاز زمینه) هستند. اثری از پیک‌های کریستالی مربوط به ذرات تقویت کننده

اندازه دانه در دماهای بالا با اعمال نیروهای مقاوم به مرزدانه می‌شوند [۱۷].



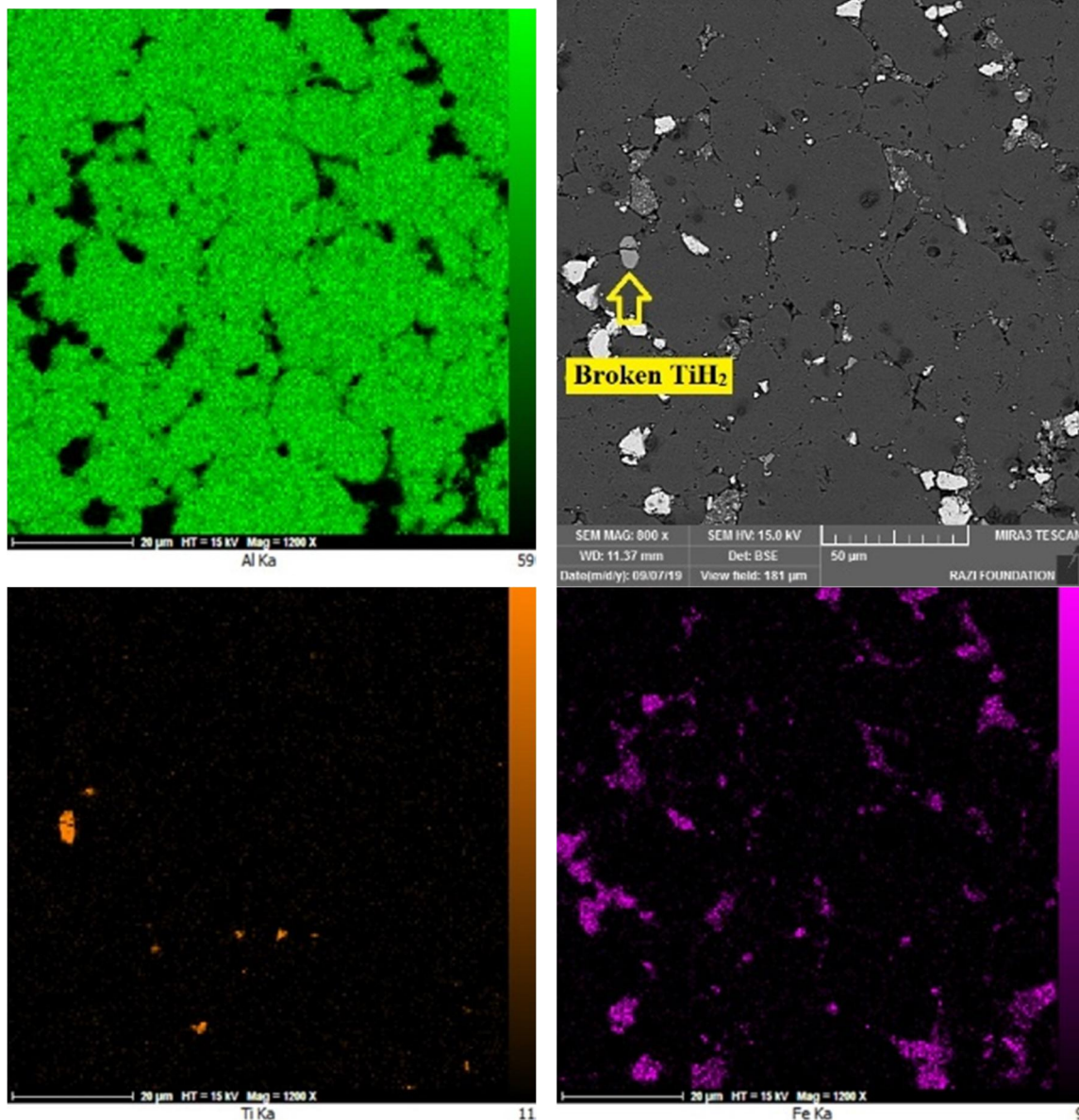
شکل ۲- نمودارهای توزیع اندازه دانه از تصاویر FESEM از نمونه‌های الف) FAM0، ب) FAM5، ج) FAM10 و د) FAM15

<sup>1</sup> Localized Fragmentation

<sup>2</sup> Mechanical Interlocking

<sup>3</sup> Rearrangement of Particles





شکل ۳- تصویر FESEM و نقشه‌های عنصری از نمونه FAM15

آمورف مشاهده نمی‌شود. عدم مشاهده برآمدگی مربوط به فاز آمورف در الگوی پراش نمونه FAM5، علی‌رغم حضور ذرات آمورف به عدم توانایی روش پراش پرتو ایکس در آشکارسازی مقادیر اندک فازهای تقویت کننده برمی‌گردد. پیک‌های کریستالی مربوط به ذرات  $TiH_2$  نیز به همین دلیل در هیچکدام از الگوها نمایان نشده است. از طرف دیگر، اثری از حضور پیک‌های حاصل از واکنش‌های شیمیایی نامطلوب بین تقویت کننده و زمینه در الگوهای

در الگوها مشاهده نشد (شکل ۴-الف)؛ اما با دقت در دیگرام فازی نمونه‌های FAM10 و FAM15، یک برآمدگی پهن در زاویه 20 بین ۴۲ و ۴۶ درجه دیده می‌شود. این برآمدگی توسط فلش در شکل‌های ۴-ب و ۴-ج مشخص شده است. برآمدگی پهن مشاهده شده در این نمونه‌ها مربوط به ذرات تقویت کننده آمورف هستند که در زوایای یاد شده نمایان می‌شوند؛ همچنین، در شکل‌های ۴-ب و ۴-ج نشانه‌ای از تشکیل پیک‌های کریستالی در برآمدگی پهن مربوط به فاز

جدول ۱- مقادیر چگالی و تخلخل نمونه‌های مختلف

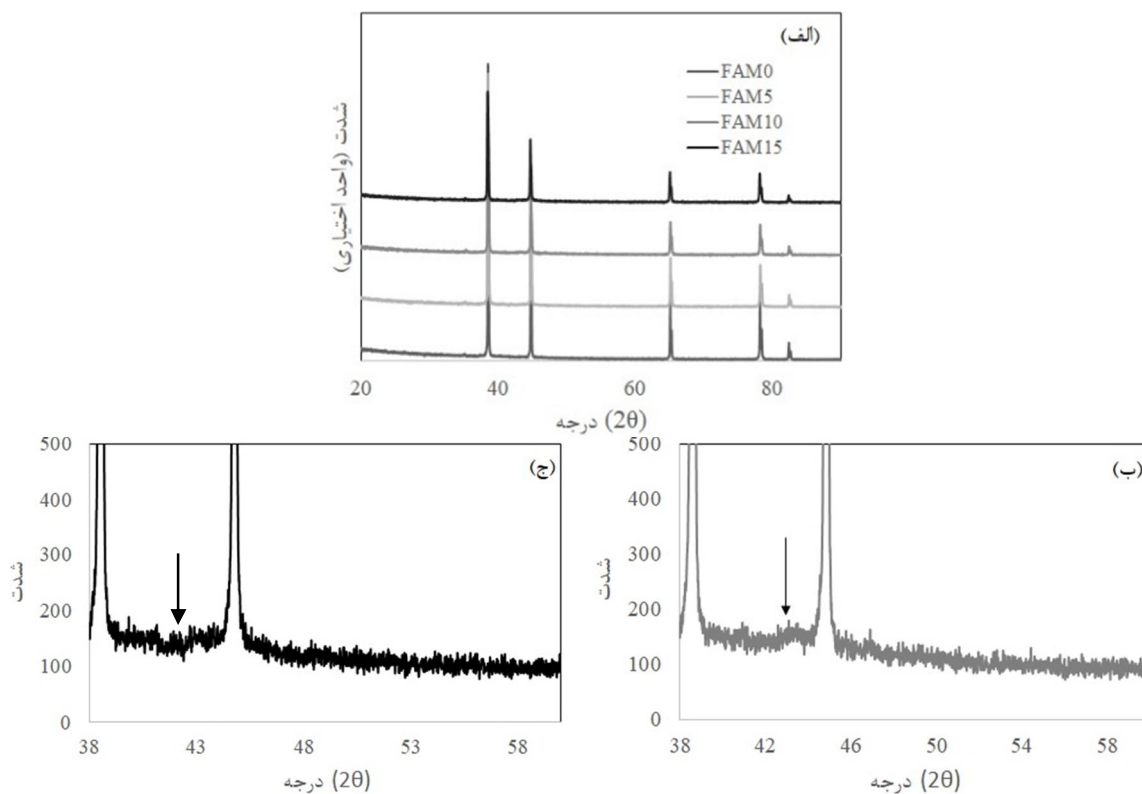
نمونه	چگالی حقیقی (g/cm <sup>3</sup> )	چگالی تئوری (g/cm <sup>3</sup> )	چگالی نسبی	درصد تخلخل
FAM0	۲/۶۴۸	۲/۷۱۱	۰/۹۷۶	۲/۳۲۳
FAM5	۲/۸۲۸	۲/۹۱۱	۰/۹۷۱	۲/۸۳۳
FAM10	۲/۹۹۴	۳/۱۱۱	۰/۹۶۲	۳/۷۳۵
FAM15	۳/۱۴۷	۳/۳۱۱	۰/۹۵۰	۴/۹۲۹

کاهش شدت پیک‌های کریستالی در کنار افزایش پهنای پیک‌ها را می‌توان به افزایش مقدار عیوب کریستالی در ریزساختار نمونه‌ها با افزایش تقویت کننده نسبت داد. نابجایی‌ها یکی از انواع عیوب کریستالی هستند. این دسته از عیوب در اثر اختلاف ضریب انبساط حرارتی تقویت کننده و زمینه در زمینه کامپوزیت تشکیل می‌شوند. بدیهی است که با افزایش مقدار تقویت کننده، چگالی نابجایی‌ها در زمینه بیشتر شده، لذا مشخصات پیک‌های کریستالی زمینه دستخوش تغییر می‌شود.

مقادیر استحکام تسلیم و سختی نمونه‌های مختلف متراکم‌سازی شده در شکل ۵ نمایش داده شده است. این شکل نشان می‌دهد که افزایش مقدار ذرات تقویت کننده سبب بهبود سختی می‌شود. این موضوع می‌تواند به دلیل اختلاف ضریب انبساط حرارتی ذرات سخت تقویت کننده و زمینه باشد که منجر به تولید نابجایی می‌شود. افزایش چگالی نابجایی‌ها به معنی افزایش سختی نمونه‌ها است. به عبارتی

پراش مشاهده نمی‌شود. این موضوع احتمالاً به طبیعت روش زینتر به کمک قوس پلاسما برمی‌گردد که فرصت وقوع واکنش‌های شیمیایی را مهیا نمی‌سازد. از جمله ویژگی‌های روش زینتر به کمک قوس پلاسما سرعت حرارت‌دهی بالا و لذا زمان زینترینگ کوتاه است [۱۹ و ۲۰].

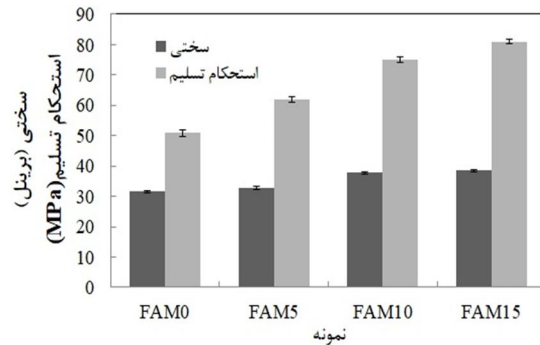
همچنین، ارتفاع و پهنای پیک‌های کریستالی با افزایش مقدار تقویت کننده به ترتیب کاهش و افزایش یافته است.



شکل ۴- الگوی پراش پرتو ایکس از نمونه‌های الف) مختلف، ب) FAM10 و ج) FAM15

جدول ۲- مقادیر استحکام تسلیم ویژه و سختی ویژه نمونه-

نمونه	های مختلف		
	سختی ویژه (برینل)	استحکام تسلیم ویژه (MPa)	چگالی تئوری (g/cm <sup>3</sup> )
FAM0	۱۱/۶۱۹	۱۸/۸۱۲	۲/۷۱۱
FAM5	۱۱/۱۹۸	۲۱/۲۹۸	۲/۹۱۱
FAM10	۱۲/۱۱۸	۲۴/۱۰۸	۳/۱۱۱
FAM15	۱۱/۶۲۸	۲۴/۴۶۳	۳/۳۱۱



شکل ۵- مقادیر استحکام تسلیم و سختی برینل نمونه‌های مختلف

با توجه به جدول ۲ استحکام تسلیم و سختی ویژه برای نمونه FAM5 تغییر چندانی را نسبت به نمونه FAM0 نشان نمی‌دهد؛ اما استحکام ویژه و سختی ویژه به ترتیب افزایش حدود ۲۸ درصدی و ۵ درصدی را برای نمونه FAM10 نسبت به نمونه FAM0 به نمایش می‌گذارند.

#### ۴- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیومی با تقویت کننده ذرات آمورف/سرامیکی توسط روش متالورژی پودر با موفقیت تولید شد. مهمترین نتایج حاصل به صورت زیر خلاصه می‌شود:

- ۱- با افزایش مقدار تقویت کننده، توزیع اندازه دانه باریک‌تر شد؛ همچنین، با افزودن ۱۵ درصد حجمی تقویت کننده آمورف، اندازه متوسط دانه‌ها از ۳۸ به ۲۴ μm کاهش یافت.
- ۲- چگالی نسبی کامپوزیت‌های تولید شده با افزایش مقدار تقویت کننده کاهش ناچیزی پیدا کرد.
- ۳- بررسی‌های فازی عدم تشکیل محصولات واکنش-های فصل مشترکی و عدم کریستاله شدن تقویت کننده آمورف را تأیید کرد.
- ۴- مقدار سختی و استحکام تسلیم کامپوزیت هیبریدی حاوی ۱۵ درصد حجمی تقویت کننده آمورف به ترتیب ۳۸.۵ و ۸۱ MPa بود که افزایش قابل توجهی را نسبت به کامپوزیت بدون تقویت کننده آمورف نشان داد.

سختی توانایی ماده به مقاومت در برابر تغییر شکل پلاستیک موضعی است و تغییر شکل پلاستیک موضعی با افزایش چگالی نابجایی‌ها دشوارتر می‌شود. این موضوع با رابطه (۱) قابل پیش‌بینی است [۲۱]:

$$\tau = \tau_0 + \alpha G b \rho^{1/2} \quad (1)$$

در این رابطه  $\tau_0$  و  $\alpha$  ثوابت ماده،  $G$  مدول برشی،  $b$  بردار برگرز و  $\rho$  چگالی نابجایی‌ها است. چگالی نابجایی‌ها متناسب با مقدار ذرات تقویت کننده در ریزساختار است؛ بنابراین با توجه به رابطه بالا سختی با افزایش چگالی نابجایی‌ها افزایش می‌یابد. از طرف دیگر، اثبات شده است که رابطه مستقیمی بین تنش سیلان ماده و سختی وجود دارد [۲۲-۲۴]. در بخش بررسی‌های ریزساختاری مشاهده شد که با افزایش مقدار تقویت کننده‌ها اندازه دانه به مرور کاهش یافته است. بر اساس رابطه معروف هال-پچ<sup>۱</sup> کاهش اندازه دانه باعث افزایش استحکام تسلیم ماده پلی کریستال می‌شود؛ بنابراین، کاهش اندازه دانه نیز دومین مکانیزم مسئول در افزایش سختی نمونه‌ها قلمداد می‌شود.

با توجه به وارد کردن تقویت کننده‌های دوگانه آمورف/سرامیکی به زمینه آلومینیوم خالص و تغییر چگالی ماده، محاسبه استحکام تسلیم ویژه (استحکام تسلیم/چگالی) و سختی ویژه (سختی/چگالی) در دستور کار قرار گرفت. مقادیر مربوط به استحکام تسلیم ویژه و سختی ویژه، در جدول ۲ ارائه شده‌اند.

<sup>1</sup> Hall-Petch Relation



- [11] Jayalakshmi S, Gupta M (2015) Metallic amorphous alloy reinforcements in light metal matrices. Springe, London.
- [12] Rezaei MR, Razavi SH, Shabestari S (2017) Study of strengthening mechanisms in an Al-Cu-Ti metallic glass reinforced Al matrix composite consolidated by ecap process. *J Sci Technol Compos* 4(2):171-178.
- [13] Wang Z, Tan J, Scudino S, Sun BA Qu, RT, He J, Prashanth KG, Zhang WW, Li YY, Eckert J (2014) Mechanical behavior of Al-based matrix composites reinforced with Mg58Cu28. 5Gd11Ag2. 5 metallic glasses. *Adv Powder Technol* 25(2):635-639.
- [14] Rezaei MR, Razavi SH, Shabestari S (2016) Development of a novel Al-Cu-Ti metallic glass reinforced Al matrix composite consolidated through equal channel angular pressing (Ecap). *J Alloy Compd* 673:17-27.
- [۱۵] پوست فروشان ع، زمانی پ، مسعودی نژاد ر، کدخدایان م (۱۳۹۶) بررسی نقشه تغییرشکل گرم نانوکامپوزیت مس-آلومینا با استفاده از شبکه عصبی مصنوعی. *مجله علمی و پژوهشی مکانیک سازه‌ها و شماره‌ها* ۶۲-۵۵: ۷(۲).
- [16] Neamtu, BV, Chicinaş, HF, Marinca, TF, Isnard, O, Chicinaş, I, Popa, F (2016) Synthesis of amorphous Fe75Si20- xMxB5 (M= Ti, Ta, Zr) via wet mechanical alloying and its structural, thermal and magnetic characterisation. *Adv Powder Technol* 27(2): 461-470.
- [17] Humphreys FJ, Hatherly, M (2012) Recrystallization and related annealing phenomena. Elsevier, New York.
- [18] Lapovok R, Tomus D, Muddle BC (2008) Low-temperature compaction of Ti-6Al-4V powder using equal channel angular extrusion with back pressure. *Mater Sci Eng A* 490(1-2): 171-180.
- [19] Mizuuchi K, Inoue K, Y Agari Y, Nagaoka T, Sugioka M, Tanaka M, Takeuchi T, Tani J, Kawahara M, Makino Y, Ito M (2012) Processing of Al/SiC composites in continuous solid-liquid co-existent state by SPS and their thermal properties. *Compos Part B* 43: 2012-2019.
- [۲۰] هادی م، کریمی ه بیات ا، ایمان ابراهیم زاده ا (۱۳۹۸) تأثیر افزودن پودر آلومیناید آهن نانو ساختار بر خواص مکانیکی کامپوزیت کاربید تنگستن تولید شده به روش سینترینگ پلاسمای جرقه ای. *مجله علمی و پژوهشی مکانیک سازه‌ها و شماره‌ها* ۲۳۳-۲۲۵: ۶(۲).
- [21] Zheng R, Yang H, Liu T, Ameyama K, Ma C (2014) Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy matrix composites reinforced with Fe-based metallic glass particles. *Mater Des* 53: 512-518.

## ۵- تقدیر و تشکر

از حمایت‌های مالی معاونت پژوهشی و فناوری دانشگاه دامغان در خصوص طرح پژوهشی شماره 98/engi/135/327 تقدیر و تشکر به عمل می‌آید.

## ۶- مراجع

- [1] Şenel MC, Gürbüz M, Koc E (2018) Fabrication and characterization of synergistic Al-SiC-Gnps hybrid composites. *Compos part B* 154: 1-9.
- [2] Prasad DS, Shoba C, Ramanaiah N (2014) Investigations on mechanical properties of aluminum hybrid composites. *J Mater Res Technol* 3(1): 79-85.
- [3] Li J, Zhao G, Wu S, Huang Z, Lü S, Chen Q, Li F (2019) Preparation of hybrid particulates sicnp and Mg2si reinforced Al-Cu matrix composites. *Mater Sci Eng A* 751: 107-114.
- [4] Tabesh A, Ebrahimi G, Ezatpour H (2018) Investigation and comparison of mechanical propertise and microstructure Al/Cnt and Al/Cnt/Al2o3 coposites produced by mixed accumulative roll bounding. *J Sci Technol Compos* 4(4): 464-470.
- [5] Ambigai R, Prabhu S (2019) Fuzzy logic algorithm based optimization of the tribological behavior of Al-Gr-Si3n4 hybrid composite. *Measure* 146: 736-748.
- [6] Rajmohan T, Palanikumar K, Arumugam S (2014) Synthesis and characterization of sintered hybrid aluminium matrix composites reinforced with nanocopper oxide particles and microsilicon carbide particles. *Compos Part B* 59: 43-49.
- [۷] رستمیان ی (۱۳۹۶) بررسی و بهینه سازی خواص مکانیکی نانوکامپوزیت‌های هیبریدی پایه اپوکسی تقویت شده با لیاف کربن به روش تاگوچی. *مجله علمی و پژوهشی مکانیک سازه‌ها و شماره‌ها* ۱۱۲-۹۷: ۷(۳).
- [8] Kawai C (2001) Effect of interfacial reaction on the thermal conductivity of Al-SiC composites with Sic dispersions. *J Am Ceram Soc* 84(4): 896-898.
- [9] Rodriguez-Reyes M, Pech-Canul M, Parga-Torres J, Acevedo-Davila J, Sanchez-Araiza M, Lopez H (2011) Development of aluminum hydroxides in Al-Mg-Si/SiC P in infiltrated composites exposed to moist air. *Ceramics Int* 37(7): 2719-2722.
- [10] Yang G, Fan T, Zhang D (2004) Interfacial reaction of Al matrix composites reinforced with Tio 2-Coated Sic particles during remelting. *Mater Lett* 58(10) 1546-1552.

- hardness and electrical conductivity for aluminium alloy 7010. In Mater sci forum 519: 853-858.
- [24] Tiryakioğlu M, Robinson JS, Salazar-Guapuriche MA, Zhao YY, Eason PD (2015) Hardness–strength relationships in the aluminum alloy 7010. Mater Sci Eng: A 631:196-200.
- [22] Song M, Sun C, Chen Y, Shang Z, Li J, Fan Z, Hartwig KT, Zhang X (2019) Grain refinement mechanisms and strength-hardness correlation of ultra-fine grained grade 91 steel processed by equal channel angular extrusion. Int J Pres Ves Pip 172: 212-219.
- [23] Salazar-Guapuriche MA, Zhao YY, Pitman A, Greene A (2006) Correlation of strength with