



Experimental Study and Simulation of Semi-Constrained Groove Pressing of Interstitial Free Steel Sheet

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Hosseini-Moradi S.A.¹ MSc,

Binesh B.^{*2} PhD,

Yazdanpanah M.R.³ MSc

How to cite this article

Hosseini-Moradi S.A, Binesh B, Yazdanpanah M.R. Experimental Study and Simulation of Semi-Constrained Groove Pressing of Interstitial Free Steel Sheet. Modares Mechanical Engineering, 2019;19(11):2781-2791.

¹Physic Department, Basic Science Faculty, Khatam al-Anbia University, Tehran, Iran

²Materials & Metallurgical Engineering Department, Engineering Faculty, University of Bonab, Bonab, Iran

³Polymer Engineering Department, Engineering Faculty, University of Bonab, Bonab, Iran

*Correspondence

Address: University of Bonab, Velayat Highway, Bonab, East Azerbaijan, Iran, Postal code: 5551761167

Phone: -

Fax: -

b.binesh@bonabu.ac.ir

Article History

Received: January 26, 2019

Accepted: May 21, 2019

ePublished: November 2, 2019

ABSTRACT

In this research, semi-constrained groove pressing (SCGP) as one of the severe plastic deformation techniques was investigated to achieve an ultrafine-grained structure in interstitial free steel sheets. The maximum of four semi-constrained groove pressing passes was successfully applied on the samples and the effects of the number of SCGP passes on the microstructure and mechanical properties of the samples were investigated. The microstructural investigations of the deformed specimens indicate that the semi-constrained groove pressing can effectively reduce the grain/crystallite size so that it ranges from about 41 μm in annealed condition to 232 nm after four passes. The results also showed that the strength and hardness of the samples are increased significantly by applying the pressing process. The highest tensile and yield strengths were observed in the two-pass SCGP processed sample, which showed an increase of about 90% and 75%, respectively, compared to the initial sample. The maximum hardness value of 165 Vickers was obtained for a three-pass SCGP processed sample, which is about 68% higher than the annealed sample. Regarding the hardness tests results, the uniformity of deformation increased with increasing the number of SCGP passes. Finite element method was used to simulate the semi-constrained groove pressing, and the strain distribution was obtained for the deformed samples. The finite element simulation results correlated fairly well with the analytical results.

Keywords Severe Plastic Deformation; Ultrafine-Grained Materials; Semi-Constrained Groove Pressing; Mechanical Properties; Microstructure

CITATION LINKS

[1] Bulk nanostructured materials by SPD processing: techniques ... [2] Bulk nanostructured materials from severe plastic ... [3] Using high-pressure torsion for metal processing: ... [4] Mechanical ... [5] Constrained groove pressing for sheet metal ... [6] Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic ... [7] Optimization of geometrical parameters of equal channel multi-angular pressing ... [8] Experimental parameters influencing grain refinement ... [9] Tubular pure copper grain refining by tube cyclic ... [10] Severe plastic deformation by twist ... [11] The effects of extrusion and multi-directional forging ... [12] Characterization of the microstructure, texture and ... [13] Simulation and experimental study of severe plastic deformation ... [14] Novel ultra-high straining process ... [15] Constrained groove pressing and subsequent annealing ... [16] Constrained groove pressing and its application to grain ... [17] Rubber pad-constrained groove pressing ... [18] On the mechanical properties and microstructure of ... [19] Experimental and numerical investigation of Al properties ... [20] A new method for severe plastic deformation of the ... [21] Influence of constrained groove pressing passes and ... [22] Dynamic strain aging behavior of an ultra-finegrained ... [23] Analytical and experimental investigation of deformation in ... [24] Analytical model to estimate force of constrained groove pressing ... [25] Microstructure and mechanical properties of AZ31 ... [26] The effects of intermediate and post-annealing phenomena on the ... [27] Microstructure dependence of a Cu-38Zn alloy on ... [28] Mechanical behaviour and microstructural evolution of ... [29] Constrained groove pressing of low carbon steel: nano-structure ... [30] Accounting Bauschinger effect in the numerical simulation ... [31] Experimental investigation of butt weld friction stir ... [32] Structural characterization of ultrafine-grained ... [33] Analyzing the thermal stability of an ultrafine ... [34] Experimental and finite element investigation ... [35] Structural and mechanical behaviour of severe plastically ... [36] X-ray diffraction of a severely plastically deformed ... [37] X-ray diffraction analysis of 99.1% recycled ... [38] Performance and applications of nanostructured ... [39] Production of ultrafine grain sizes in aluminium sheets ... [40] Microstructural interpretation of negligible strain... [41] Deformation behaviour of ultra-fine grained ...

بررسی تجربی و شبیه‌سازی فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود ورق فولاد عاری از عناصر بین‌نشین

سیدعلی حسینی مرادی MSc

گروه فیزیک، دانشکده علوم پایه، دانشگاه خاتم الانبیاء، تهران، ایران

بهزاد بینش PhD*

گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بناب، بناب، ایران

محمدرضایزدان پناه MSc

گروه مهندسی پلیمر، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بناب، بناب، ایران

چکیده

در این تحقیق فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود به‌عنوان یکی از روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید برای ایجاد ساختار فوق‌ریزانه در ورق فولاد عاری از عناصر بین‌نشین مورد مطالعه قرار گرفت. فرایند مذکور به‌طور موفقیت‌آمیز به تعداد حداکثر چهار پاس روی نمونه‌ها اعمال شد و تأثیر تعداد پاس‌ها روی خواص مکانیکی و ریزساختار ورق‌ها مورد بررسی قرار گرفت. بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌های تغییر شکل یافته بیانگر این واقعیت هستند که پرسکاری شیاری نیمه محدود به‌طور مؤثری می‌تواند اندازه دانه‌ها/کریستالیت‌ها را کاهش دهد به نحوی که از حدود ۴۱ میکرومتر در حالت آئیل به ۲۳۲ نانومتر بعد از چهار پاس پرسکاری می‌رسد. همچنین نتایج به دست آمده نشان دادند که با اعمال فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود، استحکام و سختی نمونه‌ها به میزان قابل‌توجهی افزایش می‌یابد. بیشترین مقادیر استحکام تسلیم و کششی در نمونه دو پاس پرسکاری شیاری نیمه محدود مشاهده شد که به ترتیب در حدود ۹۰٪ و ۷۵٪ افزایش در مقایسه با نمونه اولیه را نشان می‌دهند. حداکثر مقدار سختی ۱۶۵ ویکرز برای نمونه سه پاس پرسکاری شیاری نیمه محدود شده به دست آمد که در حدود ۶۸٪ افزایش نسبت به نمونه آئیل شده را نشان می‌دهد. با توجه به نتایج سختی‌سنجی، با افزایش تعداد پاس‌های فرایند میزان یکنواختی تغییر شکل افزایش پیدا کرد. روش المان محدود به منظور شبیه‌سازی فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود استفاده شد و توزیع کرنش برای نمونه‌های تغییر شکل به دست آمد. نتایج شبیه‌سازی المان محدود مطابقت نسبتاً خوبی با نتایج محاسبات تحلیلی نشان داد.

کلیدواژه‌ها: تغییر شکل پلاستیک شدید، مواد فوق‌ریزانه، پرسکاری شیاری نیمه محدود، خواص مکانیکی، ریزساختار

تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۱۱/۱۶

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۸/۲/۳۱

*نویسنده مسئول: b.binesh@bonabu.ac.ir

۱- مقدمه

خواص فلزات و آلیاژها علاوه بر ویژگی‌هایی از قبیل جنس و ترکیب شیمیایی، به‌طور قابل‌ملاحظه‌ای تابع ابعاد ساختار داخلی آن‌ها می‌باشد. با کوچک شدن اندازه دانه‌ها یا فازهای تشکیل‌دهنده ماده تا حد نانومتری یا فوق ریز، اغلب مکانیزم‌های معمول مرتبط با خواص فیزیکی و مکانیکی تحت تأثیر قرار گرفته و خواص ماده به‌طور قابل‌ملاحظه‌ای دچار تغییر می‌شود. به خاطر ویژگی‌های منحصربه‌فرد مواد ریزدانه از قبیل استحکام بالا در دمای محیط و مقاومت عالی در برابر خوردگی و غیره، تولید مواد با ساختار نانو و فوق ریزدانه همواره مورد توجه محققین بوده است [1, 2].

مواد نانوساختار و فوق ریزدانه (Ultra Fine Grained; UFG) به موادی اطلاق می‌شود که دانه‌هایی با اندازه متوسط کمتر از ۱ میکرومتر دارند. این نوع مواد به دو گروه مواد با ابعاد زیرمیکرون و نانوبلوری تقسیم می‌شوند که در دسته اول اندازه دانه‌ها بین ۱-۰/۱ میکرومتر قرار داشته و در دسته دوم تا کمتر از ۰/۱ میکرومتر کاهش می‌یابد [3]. برای آلیاژهای تجاری و قطعات متداول

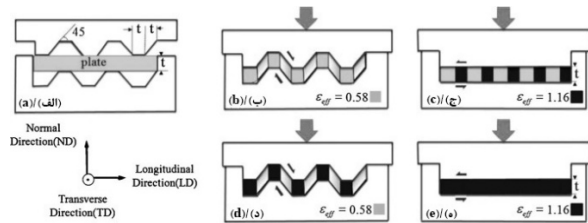
صنعتی، همواره روش‌های سنتی برای کنترل اندازه دانه‌بندی وجود داشته است که از جمله می‌توان به عملیات حرارتی یا فرایندهای شکل‌دهی مرسوم نظیر اکستروژن، نورد و آهن‌گری اشاره نمود. اما این روش‌ها همواره دارای محدودیت‌هایی برای تولید ساختارهای فوق ریزدانه می‌باشند و معمولاً تا یک میزان محدودی می‌توانند ساختار را ریزدانه کنند [4]. در حالت کلی برای تولید مواد فوق ریزدانه/نانوساختار دو رویکرد عمده وجود دارد: ۱- روش از پایین به بالا (Bottom-Up) و ۲- روش از بالا به پایین (Up-Down) [5]. رویکرد اول شامل روش‌هایی برای تولید مواد نانوساختار است که در آن‌ها از اتصال اتم‌ها و مولکول‌ها به یکدیگر این کار صورت می‌پذیرد. از جمله این روش‌ها می‌توان به رسوب‌دهی شیمیایی از فاز بخار (Chemical Vapor Deposition; CVD)، رسوب‌دهی فیزیکی از فاز بخار (Physical Vapor Deposition; PVD) و روش سل‌ژل (Solgel) اشاره نمود [5, 2]. رویکرد دوم مربوط به روش‌هایی است که در آن‌ها از طریق اعمال کرنش‌های پلاستیک شدید روی مواد دارای ابعاد ماکروسکوپی (مواد بالک) و درشت‌دانه محصولات فلزی فوق ریزدانه یا نانوساختار تهیه می‌شود. روش‌های مبتنی بر رویکرد دوم در مقایسه با روش‌های مبتنی بر رویکرد اول دارای مزایایی از قبیل بزرگ‌تر بودن ابعاد و حجم نمونه‌های تولیدشده، عدم ایجاد آلودگی و تخلخل در محصول و قابلیت استفاده برای طیف وسیعی از فلزات و آلیاژها می‌باشد [5].

اولین تحقیقات صورت‌گرفته در مورد فرآوری مواد فلزی فوق ریزدانه با استفاده از تغییر شکل پلاستیک شدید مربوط به اوایل دهه نود میلادی می‌باشد [2]. در این پژوهش‌ها امکان دستیابی به مواد حجیم فوق ریزدانه با دانه‌بندی یکنواخت و هم‌محور با کسر زیادی از مرزهای بزرگ زاویه (High Angle Grain Boundaries) از طریق اعمال کرنش‌های شدید به اثبات رسیده است. بر اساس گزارش‌های منتشر شده [6]، با استفاده از روش‌های مختلف تغییر شکل پلاستیک شدید می‌توان به اندازه دانه‌ای در حدود چند ده نانومتر دست یافت. بر این اساس تا به امروز فرایندهای مختلفی جهت تولید مواد فوق ریزدانه/نانوساختار معرفی و توسعه پیدا کرده است. برخی از این روش‌ها عبارت‌اند از: پرس در کانال‌های هم‌مقطع زاویه‌دار (Equal Channel Angular Pressing; ECAP) [7]، پیچش تحت فشار بالا (High Pressure Torsion; HPT) [3, 8]، فشار- اکستروژن تناوبی (Cyclic Extrusion Compression; CEC) [9]، اکستروژن پیچشی (Twist Extrusion; TE) [10]، فورج چند محوری (Multi-Directional Forging; MDF) [11]، فرایند جوشکاری اصطکاکی- اغتشاشی (Friction Stir Processing; FSP) [12]، فرایند پرس- اکستروژن مکرر (Repetitive Upsetting Extrusion; RUE) [13]، نورد تجمعی (Accumulative Roll Bonding; ARB) [14] و موج‌دارکردن و صاف‌کردن مکرر (Repetitive Corrugation and Straightening; RCS). دو روش آخر جهت تغییر شکل پلاستیک شدید ورق‌ها مورد استفاده قرار گرفته و اخیراً نیز فرایند پرسکاری شیاری (Groove Pressing; GP) به‌عنوان یک روش مؤثر در این زمینه مطرح شده است. این فرایند به تعداد دفعات دلخواه قابلیت تکرار داشته و لذا مقدار کرنش‌های بزرگی را می‌تواند در ساختار ماده ایجاد نماید [15]. در عمل، انواع مختلفی از فرایندهای پرسکاری شیاری توسعه پیدا کرده است. این فرایندها عبارت‌اند از پرسکاری شیاری ساده (GP) [5]، پرسکاری شیاری محدود (Constrained Groove

(Differential Speed Rolling) [33] مطالعه شده اما در ارتباط با پرسکاری شیاری این فولادها نتایجی گزارش نشده است. در پژوهش حاضر با طراحی و ساخت قالب فرایند SCGP، تغییر شکل پلاستیک شدید ورق فولاد IF مورد بررسی قرار گرفته است. همچنین، از شبیه‌سازی به روش المان محدود جهت مطالعه تغییر شکل ورق در طی فرایند SCGP بهره گرفته شده و نمونه‌های تغییر شکل یافته از نظر ریزساختاری و خواص مکانیکی مورد ارزیابی قرار گرفتند.

۲- کرنش مؤثر در فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود

شماتیک فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود در شکل ۱ نشان داده شده است. مطابق شکل ۱- الف، فاصله بین فک بالایی و پایینی در قالب شیاردار در حین پرس نمونه‌ها و پهنای شیار و ارتفاع آن برابر با ضخامت نمونه (t) بوده و زاویه شیار قالب (θ) برابر ۴۵ درجه می‌باشد. با انجام عملیات پرسکاری توسط این قالب شیاردار ناحیه‌های خم‌شده نمونه تحت کرنش برشی خالص قرار می‌گیرند (شکل ۱- ب) در حالی که در نواحی مستقیم و مسطح، هیچ تغییر شکلی اعمال نمی‌شود. پرسکاری برای مرتبه دوم که با استفاده از قالب مسطح روی نمونه‌ها اعمال می‌گردد (شکل ۱- ج)، باعث می‌شود که ناحیه تغییر شکل یافته از مرحله قبل دوباره تحت تغییر شکل برشی معکوس قرار گیرند. در این مرحله نیز، ناحیه بدون تغییر شکل در مرحله قبل، همچنان بدون تغییر شکل باقی می‌ماند. در مرحله بعد نمونه ۱۸۰ درجه حول محور عمود بر صفحه ورق چرخانده شده و دوباره با قالب شیاردار پرسکاری می‌شود (شکل ۱- د). این عمل باعث می‌شود آن نواحی که در مراحل قبلی بدون تغییر شکل مانده بودند، دچار تغییر شکل شوند. سپس عملیات پرسکاری بعدی با قالب مسطح، باعث صاف شدن مجدد نمونه ورق می‌شود (شکل ۱- ه). با تکرار عملیات پرسکاری مقدار زیادی کرنش پلاستیک در نمونه اعمال شده و در نتیجه منجر به ایجاد یک ساختار نانو یا فوق ریز دانه در نمونه می‌شود [18].



شکل ۱ شماتیک فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود [16]

شکل ۲، شماتیک کرنش برشی ایجاد شده در نمونه ورق با ضخامت t تحت عملیات پرسکاری را نشان می‌دهد. با انجام یک مرحله عملیات پرسکاری، کرنش برشی مهندسی (γ_{xy}) برابر ۱ تحت زاویه برشی ۴۵ درجه طبق رابطه (۱) در نمونه ایجاد می‌شود:

$$\gamma_{xy} = \tan 45^\circ = \frac{x}{t} = \frac{t}{t} = 1 \quad (1)$$

مقدار کرنش مؤثر از رابطه زیر قابل محاسبه می‌باشد [34]:

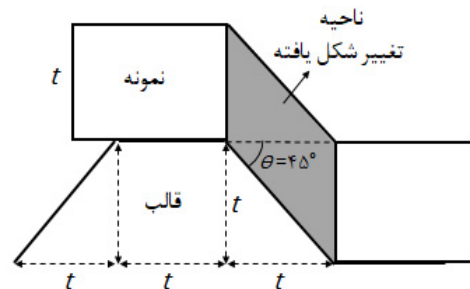
$$\epsilon_{eff} = \sqrt{\frac{2}{9} [(\epsilon_x - \epsilon_y)^2 + (\epsilon_y - \epsilon_z)^2 + (\epsilon_z - \epsilon_x)^2] + \frac{4}{3} [\epsilon_{xy}^2 + \epsilon_{yz}^2 + \epsilon_{zx}^2]} \quad (2)$$

با در نظر گرفتن کرنش برشی $\epsilon_{xy} = \gamma_{xy}/2$ و با فرض تغییر شکل برشی ساده ($\epsilon_x = \epsilon_y = \epsilon_z = \epsilon_{yz} = \epsilon_{zx} = 0$)، رابطه

(Pressing; CGP) [16]، پرسکاری شیاری محدود با استفاده از پد لاستیکی (Rubber Pad-Constrained Groove Pressing; RPCGP) [17] و پرسکاری شیاری نیمه محدود (Semi-Constrained Groove Pressing; SCGP) [18, 19] اصول فرایند پرسکاری شیاری شامل خم کردن ورق‌های مستقیم توسط قالب شیاردار و سپس صاف کردن آن‌ها توسط قالب مسطح می‌باشد (شکل ۱) و در همه انواع فرایندهای پرسکاری شیاری این اصول یکسان بوده و تنها اختلاف اندکی در قالب‌های مورد استفاده وجود دارد. اخیراً، ترکستانی و دشت‌بیاضی [20] با توسعه یک فرایند جدید تحت عنوان پرس در قالب شیاری متعامد محدود (Constrained Studded Pressing; CSP) و ایجاد تغییر در قالب‌های پرس و شیاردار کردن آنها در دو جهت عمود، موفق به اعمال کرنش‌هایی به میزان ۲۱٪ بزرگ‌تر در مقایسه با فرایند CGP شده‌اند.

فرایند پرسکاری شیاری در طی سال‌های اخیر توسط محققین جهت دستیابی به ساختار فوق ریزدانه در ورق‌های فلزی مورد استفاده قرار گرفته است. سجادی و همکاران [19] فرایند CGP را با استفاده از قالب‌های مختلف روی ورق آلومینیوم خالص مورد آزمایش قرار دادند و به حداقل اندازه دانه ۸۶۵ نانومتر با به‌کارگیری ورق محافظ و قالب با زاویه شیار ۴۵ درجه دست یافتند. همچنین، مرتب و همکاران [18] تغییر شکل پلاستیک شدید آلومینیوم خالص را با استفاده از فرایند SCGP مطالعه نمودند و با انجام ۳ پاس SCGP به حداکثر استحکام تسلیم و کششی رسیدند. ناگارجو و همکاران [21] تأثیر تعداد پاس فرایند CGP و عملیات حرارتی آویل را روی خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ مورد بررسی قرار دادند و مرادیور و همکاران [22] رفتار پیرسختی آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ را پس از انجام حداکثر ۲ پاس فرایند CGP مطالعه کردند. در پژوهش دیگری نظری و هنریش [23, 24] فرایند شکل‌دهی و کرنش مؤثر اعمالی در حین فرایند CGP را با استفاده از روش‌های تحلیلی و شبیه‌سازی فرایند مطالعه نمودند. آنها تغییر شکل ورق در طی فرایند مذکور را به ۳ مرحله خمش، کشش و پرس تقسیم نموده و نشان دادند که بیشترین میزان کرنش مؤثر در مرحله پرس به نمونه اعمال می‌گردد. شکل‌دهی ورق آلیاژ منیزیم AZ31 با استفاده از روش CGP توسط وانگ و همکاران [25] در دماهای مختلف بررسی شد و نتایج به‌دست‌آمده نشان داد که دستیابی به ریزساختار فوق ریزدانه همگن با اندازه دانه حدود ۱ میکرومتر و خواص مکانیکی بهینه با انجام فرایند CGP در دمای ۲۰۰°C امکان‌پذیر می‌باشد. ایجاد ساختار فوق ریزدانه در ورق‌های مس خالص و آلیاژهای آن [26, 27] و همچنین نیکل خالص [28] با استفاده از فرایند پرسکاری شیاری توسط تعدادی دیگر از محققین به‌طور موفقیت‌آمیز مورد بررسی قرار گرفته است. اما با توجه به بررسی‌های صورت‌گرفته توسط نویسندگان، در مورد پرسکاری شیاری آلیاژهای پایه آهن پژوهش‌های اندکی انجام گرفته و تنها محدود به فولادهای کم‌کربن می‌باشند [29, 30]. فولادهای عاری از عناصر بین‌نشین (Interstitial Free Steels; IF) یکی از انواع فولادهای پرکاربرد در صنعت به ویژه صنایع خودروسازی است. این نوع فولادها با ساختار بلوری مکعبی مرکزدار (BCC) به دلیل عدم دارا بودن اتم‌های بین‌نشین، کرنش شبکه بسیار پایینی دارند که این امر منجر به نرمی و قابلیت شکل‌پذیری بسیار بالای آن‌ها می‌گردد [31]. تاکنون تغییر شکل پلاستیک شدید فولادهای IF با استفاده از روش‌هایی نظیر HPT [32] و نورد با سرعت متغیر

$$\varepsilon_{eff} = \sqrt{\frac{4(\gamma/2)^2}{3}} \quad \gamma=1 \Rightarrow \varepsilon_{eff} = 0.58 \quad (۳)$$



شکل ۲) شماییک کرنش برشی ایجاد شده در نمونه ورق در حین فرایند SCGP

با توجه به مطالب بالا، می‌توان نتیجه گرفت که پرسکاری در مرتبه اول باعث ایجاد کرنش مؤثر ۰/۵۸ می‌شود و در پرسکاری مرتبه دوم که ورق با استفاده از قالب صاف به حالت تخت درمی‌آید، کرنش برشی در جهت عکس ایجاد شده و کرنش مؤثر به میزان ۱/۱۶ افزایش می‌یابد (شکل ۱). به همین ترتیب پرسکاری برای مرتبه سوم و چهارم باعث ایجاد کرنش مؤثر ۱/۱۶ در نقاط بدون تغییر شکل ورق می‌شود. بنابراین در فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود، یک پاس که شامل ۴ مرحله عملیات پرسکاری است، کرنش مؤثر یکنواخت برابر ۱/۱۶ را در سرتاسر نمونه ورق ایجاد می‌کند. در پژوهش حاضر به تعداد حداکثر ۱۶ مرتبه عملیات پرسکاری روی نمونه‌ها انجام شد که در کل کرنش پلاستیک برابر ۴/۶۴ را ایجاد می‌نماید.

۳- مواد و روش تحقیق

۳-۱- مواد

در این پژوهش، ورق فولاد عاری از عناصر بین‌نشین با ترکیب شیمیایی مطابق جدول ۱ به‌عنوان نمونه آزمایش انتخاب شده و تأثیر فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود بر خواص مکانیکی و ریزساختار بررسی شد.

با توجه به ابعاد قالب پرسکاری شیاری مورد استفاده، نمونه‌های ورق فولادی در ابعاد ۸۲×۴۰×۱/۲ میلی‌متر تهیه شده و قبل از عملیات پرسکاری و به منظور دستیابی به ریزساختار همگن، در دمای ۷۰۰°C به مدت ۴۵ دقیقه آنیل شدند.

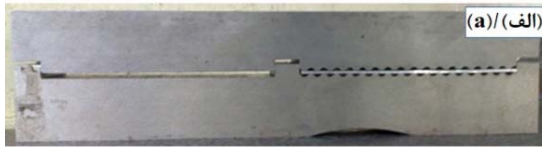
جدول ۱) ترکیب شیمیایی ورق فولاد عاری از عناصر بین‌نشین (درصد وزنی)

S	Cu	Ti	Al	P	Mn	C	Fe
۰/۰۰۲	۰/۰۱۲	۰/۰۲۲	۰/۰۳۲	۰/۰۱۲	۰/۱	۰/۰۰۳	پایه

۳-۲- فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود

ابعاد شیار در قالب پرسکاری شیاری به ضخامت ورق مورد استفاده بستگی دارد. در این تحقیق، با توجه به ضخامت ۱/۲ میلی‌متر ورق فولاد عاری از عناصر بین‌نشین، قالب از جنس فولاد CK60 طراحی و ساخته شد (شکل ۳- الف) و قبل از استفاده جهت دستیابی به سختی و استحکام مناسب عملیات حرارتی سخت‌کاری روی قالب انجام شد. جهت انجام فرایند پرسکاری شیاری، از یک دستگاه پرس هیدرولیک ۲۵۰ تن استفاده شد و سرعت حرکت فک‌های دستگاه پرس برابر ۰/۰۵mm/s در نظر گرفته شد.

نمونه‌های ورق فولاد آماده‌شده به ترتیب مراحل نشان داده شده در شکل ۱، توسط قالب‌های مسطح و شیاردار تحت ۱۶ مرتبه عملیات پرسکاری (۴ پاس) قرار گرفتند. با توجه به این که در هر ۴ مرتبه پرسکاری (یک پاس)، کرنش مؤثر معادل ۱/۱۶ بر نمونه اعمال می‌شود، در کل بر اساس رابطه (۲) کرنش مؤثر معادل ۴/۶۴ بر نمونه‌ها اعمال شد. شکل ۳- ب، نمونه فولاد را پس از اولین مرتبه پرسکاری نشان می‌دهد.



شکل ۳) تصاویر (الف) قالب SCGP و (ب) نمونه ورق یک مرتبه SCGP شده فولاد IF

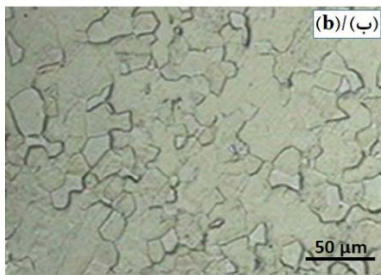
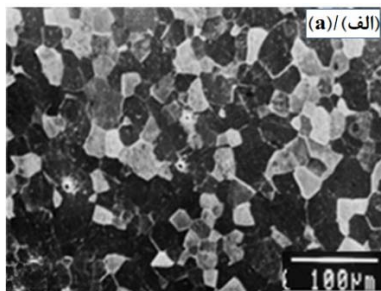
۳-۳- بررسی ریزساختاری و آزمایش‌های مکانیکی

برای مطالعه ریزساختار نمونه‌های اولیه و نمونه‌های تغییر شکل یافته از روش متالوگرافی استاندارد استفاده شد. نمونه‌های تغییر شکل یافته مقطع زده شده و متالوگرافی شدند. نمونه‌ها با استفاده از کاغذ سنباده SiC تا شماره ۲۰۰۰ سنباده‌زنی شده و در نهایت توسط خمیر الماسه ۰/۲۵μm پولیش شدند. به منظور مشاهده ریزساختار، نمونه‌های فولادی با استفاده از محلول نایتال ۲٪ در اتانول اچ شدند. میکروسکوپ نوری مدل Neophot 32 و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Mira3Tescan جهت بررسی‌های ریزساختاری به کار گرفته شد و به منظور تعیین اندازه دانه نمونه‌ها، روش ترسیم خطوط متقاطع مورد استفاده قرار گرفت. علاوه بر این، از روش پراش اشعه X به منظور بررسی دقیق‌تر تحولات ریزساختاری در نمونه‌های ورق فولاد SCGP شده بهره گرفته شد. آزمون XRD با استفاده از دستگاه فیلیپس مدل X'pert با منبع تولید اشعه X از نوع کاند مسی و طول موج Cu-α₁ برابر ۰/۱۵۴۰۶ نانومتر انجام گرفت. نمونه‌ها از زاویه ۲θ=۴° تا ۲θ=۹۰° تحت آزمایش قرار گرفتند و جهت تعیین اندازه کریستالیت‌ها از روش ویلیامسون- هال استفاده شد.

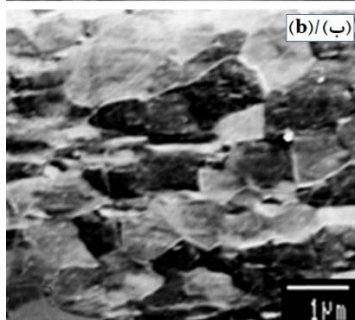
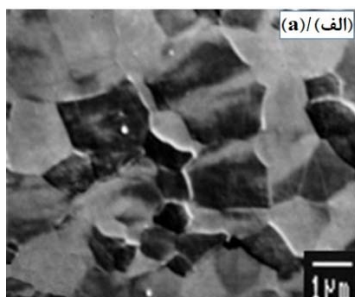
به‌منظور بررسی خواص استحکام کششی نمونه‌های پرسکاری‌شده، نمونه‌های آزمون کشش از ورق‌های تغییر شکل یافته طبق استاندارد ASTM E8M تهیه شدند (شکل ۴). طول سنجه برابر ۳۲ میلی‌متر و در جهت طولی ورق تغییر فرم یافته انتخاب شد. آزمون‌های کشش در دمای اتاق با استفاده از دستگاه کشش INSTRON انجام شد. سرعت حرکت فک دستگاه ثابت و برابر ۱۰mm/min در نظر گرفته شد و نمونه‌ها با نرخ کرنش ۰/۰۰۵s⁻¹ تحت آزمون کشش قرار گرفتند. برای اطمینان از صحت نتایج، ۲ مرتبه آزمون کشش برای هر نمونه تکرار شد.

برای بررسی تغییرات سختی در نمونه‌های SCGP شده و همچنین یکنواختی تغییر شکل ایجاد شده، آزمون سختی‌سنجی ویکرز روی سطح مقطع موازی با سطح پرس‌شده، انجام شد. اندازه‌گیری‌های سختی روی خطوط موازی با لبه A و به فاصله مساوی ۵ میلی‌متر

بسیار ریز یا نانومتری است. شکل ۷ تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی ریزساختار فولاد عاری از عناصر بین‌نشین را قبل از عملیات تغییر شکل در حالت آنیل‌شده، نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، نمونه آنیل‌شده ورق فولادی دارای ریزساختار با دانه‌های هم‌محور و متوسط اندازه دانه ۴۱ میکرومتر می‌باشد. تصاویر SEM نمونه‌ها پس از تغییر شکل توسط فرایند SCGP به تعداد یک و ۴ پاس به ترتیب در شکل‌های ۸-الف و ۸-ب نشان داده شده است. مطابق شکل ۸-الف، در اثر انجام یک پاس فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود، اندازه دانه‌ها کاهش یافته و ریزساختاری هم‌محور با دانه‌بندی ریزتر به دست می‌آید. با افزایش تعداد پاس‌های فرایند SCGP به ۴ پاس (شکل ۸-ب)، اندازه دانه‌ها بیشتر کاهش پیدا کرده و از اندازه دانه ۴۱ میکرومتر در حالت آنیل‌شده به کمتر از ۱ میکرومتر پس از انجام ۴ پاس SCGP می‌رسد.

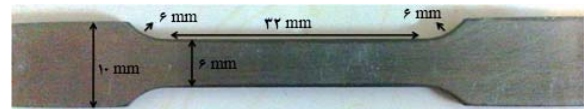


شکل ۷ تصاویر (الف) میکروسکوپ نوری و (ب) SEM ریزساختار آنیل‌شده ورق فولاد عاری از عناصر بین‌نشین

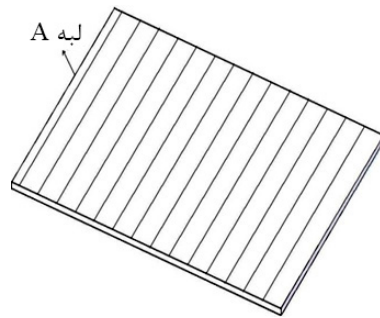


شکل ۸ تصاویر SEM ریزساختار ورق فولادی پس از (الف) یک پاس و (ب) ۴ پاس SCGP

از هم (شکل ۵) انجام پذیرفت. مقادیر سختی ذکرشده در این تحقیق از میانگین حداقل ۵ مرتبه اندازه‌گیری سختی در امتداد این خطوط در موقعیت‌های مختلف به دست آمد. در آزمون سختی‌سنجی از بار اعمالی ۱۵ کیلوگرم به مدت ۱۵ ثانیه روی نمونه‌ها استفاده شد.



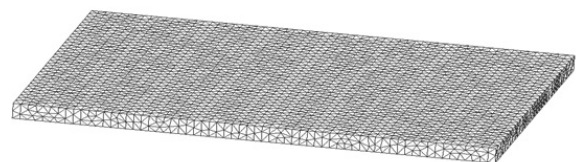
شکل ۴ نمونه آزمون کشش ورق فولاد عاری از عناصر بین‌نشین SCGP شده



شکل ۵ موقعیت‌های انجام آزمون سختی‌سنجی

۳-۴- شبیه‌سازی المان محدود

به منظور شبیه‌سازی فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود در پژوهش حاضر، یک ورق مستطیلی شکل با ابعاد نمونه‌های ورق مورد استفاده در نرم‌افزار Solidworks مدل‌سازی شد. سپس تحلیل المان محدود توسط نرم‌افزار DEFORM 3D صورت پذیرفت و از المان‌های مثلثی برای مش‌بندی استفاده گردید. شکل ۶ قطعه مش‌بندی‌شده برای شبیه‌سازی فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود را نشان می‌دهد. پیش‌فرم مدل‌سازی‌شده، تغییر شکل پذیر و قالب‌ها صلب فرض شدند.



شکل ۶ مدل المان محدود فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود

برای شبیه‌سازی فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود در نرم‌افزار دفرم، دو قالب یکی مسطح و دیگری شیاردار با زاویه θ ۴۵ درجه طراحی شد و مورد استفاده قرار گرفت. در این شبیه‌سازی ضریب اصطکاک بین سطوح قالب و قطعه کار ۰/۱ و سرعت حرکت قالب ۰/۵ mm/s انتخاب شد. در شبیه‌سازی انجام‌شده، تعداد ۸ مرتبه عملیات پرسکاری (۲ پاس) شامل ۴ مرتبه عملیات شیاردارکردن و ۴ مرتبه عملیات صاف‌کردن به نمونه اعمال شد که بر اساس محاسبات انجام‌شده (بخش ۲) پس از اتمام مراحل شبیه‌سازی کرنش مؤثری معادل ۲/۳۲ به سراسر نمونه اعمال می‌شود.

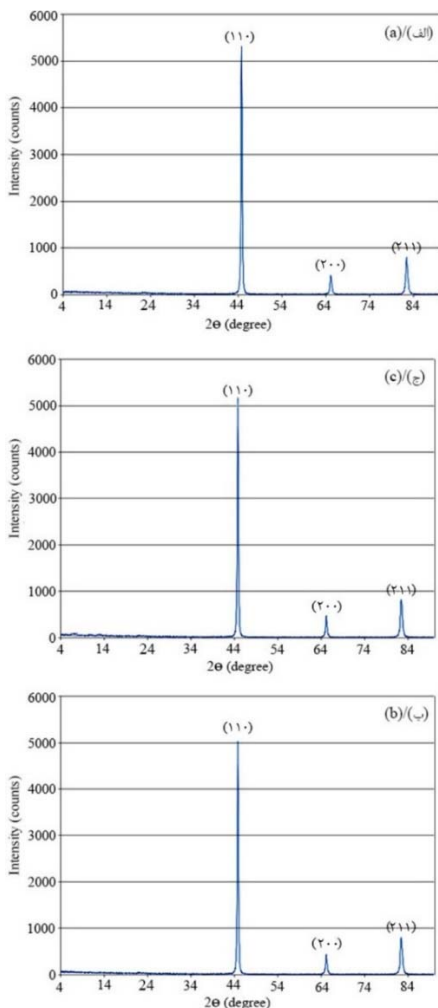
۴- نتایج و بحث

۴-۱- بررسی ریزساختار

مهم‌ترین تأثیر فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود و به طور کلی فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید، کاهش اندازه دانه تا ابعاد

در رابطه بالا، B ، B_{exp} و B_{ins} به ترتیب پهنای پیک ذاتی (در رابطه ۴ تعریف می‌شود)، تجربی و ناشی از اثر دستگاه می‌باشند. در این تحقیق، پهنای ایجادشده در اثر خطای دستگاه (B_{ins}) ۰/۱۰۵ اندازه‌گیری شد و سپس با استفاده از رابطه (۵) پهنای ذاتی (B) محاسبه شد. بر اساس رابطه (۴)، با رسم نمودار $\sin\theta$ برحسب $B\cos\theta$ و به‌دست آوردن شیب و عرض از مبدأ آن به ترتیب می‌توان میزان کرنش شبکه و اندازه دانه/کریستالیت را تعیین نمود.

طیف اشعه X نمونه‌های ورق فولاد آنیل‌شده و پرسکاری شیباری نیمه محدود شده در نمودار ۱ آورده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، شدت نسبی پیک مربوط به انعکاس (۱۱۰) در مقایسه با سایر پیک‌ها بیشتر بوده که بیانگر ریزساختار جهت‌دار در راستای مذکور می‌باشد. همچنین، با بررسی این منحنی‌ها در نرم‌افزار X'Pert مشخص شد که پهنای پیک‌ها در نمونه‌های SCGP در حدود ۰/۱ تا ۰/۱۷ نسبت به نمونه‌های آنیل‌شده افزایش یافته است. این پهن شدن بیانگر این واقعیت است که اندازه کریستالیت‌های نمونه‌های پرسکاری شیباری نیمه محدود کاهش یافته است که میزان دقیق آن با استفاده از رابطه ویلیامسون-هال (رابطه ۴) محاسبه گردیده و نتایج در نمودارهای ۲ و ۳ نشان داده شده است. روش ویلیامسون-هال توسط برخی دیگر از محققین نیز جهت تعیین اندازه کریستالیت‌ها و سلول‌ها در مواد تغییر شکل پلاستیک شدید یافته استفاده شده است [29, 37].



نمودار (۱) طیف پراش پرتو X نمونه‌های ورق فولاد (الف) آنیل‌شده، (ب) یک پاس SCGP و (ج) ۴ پاس SCGP

لازم به توضیح است که با استفاده از میکروسکوپ نوری یا الکترونی روبشی نمی‌توان اندازه واقعی سلول‌ها یا دانه‌های فرعی تشکیل‌شده را مشخص نمود. این تصاویر فقط می‌توانند ریزشدن ساختار نمونه‌ها را تا حد معینی نشان دهند. به عبارت دیگر مرزخانه‌های فرعی نانومتری تشکیل‌شده در اثر فرایند پرسکاری شیباری نیمه محدود قابل شناسایی توسط میکروسکوپ‌های نوری یا الکترونی روبشی نیستند. برای شناسایی و اندازه‌گیری دانه‌های نانومتری تشکیل‌شده می‌توان از دو روش میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) یا آنالیز XRD استفاده کرد. شین و همکاران [16] و ساتیش کومار و همکاران [35] با استفاده از TEM تحولات ریزساختاری در حین فرایند CGP آلومینیوم خالص را بررسی نمودند. آن‌ها نشان دادند که با انجام فرایند CGP، دانسیته نایجایی‌ها به تدریج در ساختار افزایش پیدا کرده و تشکیل سلول‌های نایجایی را می‌دهند که با افزایش تعداد پاس‌های فرایند CGP اندازه سلول‌ها کاهش می‌یابد. نتایج گزارش شده در مرجع [16] نشان‌دهنده تشکیل یک ساختار فوق ریزدانه بعد از انجام ۲ پاس فرایند CGP می‌باشد. شین و همکاران [16] همچنین گزارش نمودند که در پاس اول تشکیل نایجایی‌ها در درون دانه‌ها بسیار محدود بوده اما با افزایش بیشتر تعداد پاس‌های فرایند شبکه پیچیده‌ای از نایجایی‌ها در مرزخانه‌ها به وجود آمده و به درون دانه‌ها نیز توسعه پیدا می‌کند. نتایج مشابهی نیز توسط پورعلی‌اکبر و همکاران [15] در مورد تغییرات دانسیته نایجایی‌ها و اندازه دانه آلیاژ Al-Mn-Si در طی فرایند CGP گزارش شده است. آن‌ها با استفاده از آنالیز XRD نشان دادند که با افزایش تعداد دفعات پرسکاری، کرنش شبکه و دانسیته نایجایی‌ها افزایش یافته و اندازه کریستالیت‌ها کاهش می‌یابد.

اگر چه میکروسکوپ TEM امکان تهیه تصویر مستقیم از توزیع اندازه دانه‌ها را فراهم می‌کند، اما از طرفی به علت روی هم افتادگی دانه‌ها تصاویر از وضوح کمتری برخوردار بوده و همواره این سؤال مطرح بوده است که آیا آن سطح کوچک بیانگر خواص ریزساختاری کل نمونه می‌باشد یا نه؟ در مقابل استفاده از آنالیز XRD به منظور بررسی مشخصات ریزساختاری که بر پایه میزان پهن‌شده‌گی پیک‌های طیف اشعه X به دست آمده است، تقریباً اطلاعات از کل سطح نمونه را نتیجه می‌دهد و نمونه‌سازی آن راحت‌تر است. به همین خاطر در این تحقیق برای بررسی اندازه واقعی دانه‌های فرعی و کریستالیت‌های تشکیل‌شده در نمونه‌های فولاد از روش XRD استفاده شد.

انجام کار سرد و تغییر شکل پلاستیک بر فلزات، منجر به تغییر محسوس در پهنای خطوط پراش پرتو X می‌شود. بخشی از تغییر پهنای پیک مربوط به ریزشدن دانه‌ها و کریستالیت‌ها و بخش دیگر مربوط به افزایش کرنش شبکه می‌باشد [36]. با استفاده از رابطه ویلیامسون-هال مطابق رابطه ذیل و از روی الگوی پراش پرتو X می‌توان اندازه کریستالیت‌ها را به دست آورد [36]:

$$B\cos\theta = \frac{0.9\lambda}{d} + 2A\epsilon\sin\theta \quad (4)$$

در این رابطه، λ طول موج اشعه X (برابر ۰/۱۵۴۰۶ نانومتر)، d اندازه کریستالیت‌ها، A ثابت (معمولاً برابر ۱)، ϵ کرنش شبکه، θ زاویه براگ و B پهنای پیک در نیمه ارتفاع آن (برحسب رادیان) می‌باشد که با استفاده از رابطه [36] و بهره‌گرفتن از نرم‌افزار X'Pert HighScore Plus تعیین می‌شود.

$$B^2 \cong B_{exp}^2 - B_{ins}^2 \quad (5)$$

پرسکاری شیاری نیمه محدود، براساس مدل ارائه شده در بخش سوم، پرداخته می‌شود. همان‌گونه که اشاره شد، در این شبیه‌سازی تعداد ۸ مرتبه عملیات پرسکاری، شامل ۴ مرتبه عملیات شیاردارکردن و ۴ مرتبه عملیات صاف‌کردن، به نمونه‌ها اعمال شد که بر طبق محاسبات انجام شده کرنش مؤثری معادل ۲/۳۲ به سراسر نمونه اعمال می‌شود.

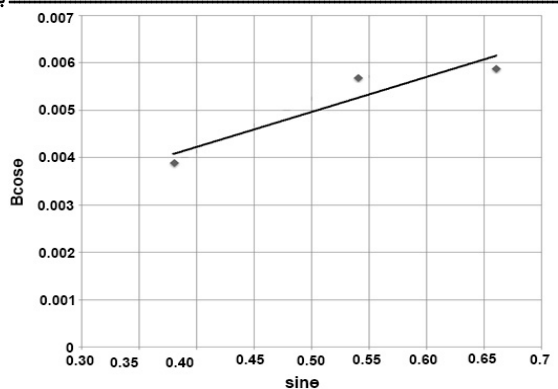
شکل ۹ نتایج حاصل از شبیه‌سازی برای پاس اول فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود را نشان می‌دهد. اختلاف رنگ کانتورهای کرنش نشان‌دهنده توزیع کرنش پلاستیک غیریکنواخت در نقاط مختلف سطح مقطع می‌باشد.

همان‌طور که در شکل ۹- الف مشاهده می‌شود، در پرسکاری مرتبه اول کرنش پلاستیک حدود ۰/۵۸ به ناحیه خم شده، اعمال شده است. در حالی که تغییر شکل پلاستیک نواحی صاف (مسطح) تقریباً برابر صفر بوده و کرنش قابل توجهی به این نقاط در این مرحله اعمال نمی‌شود. کرنش بسیار اندک ایجاد شده در این نواحی در اثر کشش ورق بین شیارها به وجود آمده و لذا از جنس کرنش کششی می‌باشد. در مرتبه دوم پرسکاری، نمونه شیاردار شده توسط قالب مسطح صاف گردیده و کرنش معادل ۱/۱۶ به قسمت‌هایی که در مرحله قبل خم شده‌اند، اعمال شده است (شکل ۹- ب). مشخص است که همچنان در این مرحله نیز تغییر شکلی به نواحی صاف مرحله قبل اعمال نشده است. پس از این مرحله نمونه، ۱۸۰ درجه حول محور عمود بر سطح ورق چرخانده شده و دوباره مشابه مراحل اشاره شده در بالا، شبیه‌سازی شد.

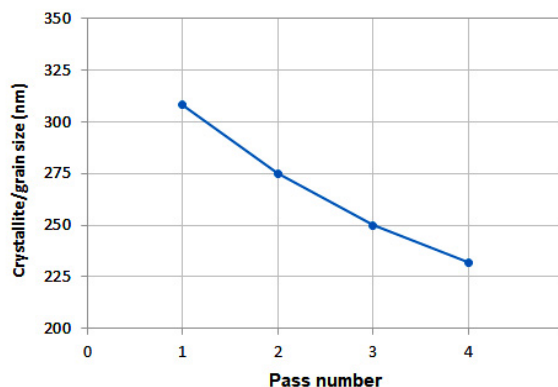
شکل‌های ۱۰- الف و ۱۰- ب توزیع کرنش به دست آمده به ترتیب برای نمونه ورق ۴ و ۸ مرتبه پرسکاری شده را نشان می‌دهد. بعد از پرسکاری مرتبه چهارم یعنی ۲ بار شیاردارکردن و ۲ بار صاف‌کردن، کرنش مؤثر برابر با ۱/۱۶ به صورت تقریباً یکنواخت به سراسر نمونه وارد شده است (شکل ۱۰- الف). البته لازم به ذکر است که یک غیریکنواختی جزئی در توزیع کرنش نیز مشاهده می‌شود که این موضوع توسط آزمایش‌های خواص مکانیکی (بخش ۴-۳-۲) نیز به اثبات رسیده است. مطابق شکل ۱۰- ب، کرنش اعمالی با افزایش تعداد پاس‌های فرایند SCGP افزایش می‌یابد، اما نکته قابل توجه در مورد این شکل کاهش میزان غیریکنواختی توزیع کرنش نسبت به نمونه ۴ مرتبه پرسکاری شده است.

مقایسه مقادیر کرنش شبیه‌سازی شده با مقادیر کرنش تئوری به دست آمده از روابط تحلیلی در بخش دوم نشان‌دهنده مطابقت نسبتاً خوب نتایج شبیه‌سازی با نتایج تحلیلی است. اما همان‌گونه که از شکل‌های ۹ و ۱۰ مشخص است، کرنش مؤثر شبیه‌سازی شده، اندکی از مقدار تئوری محاسبه شده طبق روابط (۲) و (۳) بیشتر است. اختلاف بین مقادیر کرنش محاسبه شده توسط روابط تحلیلی و به دست آمده از طریق شبیه‌سازی المان محدود را می‌توان با دلایل زیر توجیه نمود:

اول اینکه در محاسبه روابط تحلیلی فرض بر این است که تغییر شکل در طی فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود از نوع برشی خالص است. در حالی که تغییر شکل طی مراحل انجام این فرایند از نوع برشی خالص نبوده و مقداری کرنش‌های کششی و فشاری نیز به نمونه‌های تحت فرایند وارد می‌شود. ثانیاً، در محاسبه روابط تحلیلی فرض می‌شود که بخش‌هایی از نمونه در طی هر مرحله از فرایند بدون تغییر شکل باقی می‌ماند. در حقیقت پیوستگی بخش‌های مختلف نمونه به هم در نظر گرفته نمی‌شود [38].



نمودار (۲) نمودار ویلیامسون- هال به دست آمده برای نمونه یک پاس SCGP



نمودار (۳) تغییرات اندازه کریستالیت/دانه برحسب تعداد پاس‌های فرایند SCGP

در این پژوهش ۳ پیک با بیشترین شدت یعنی (۱۱۰)، (۲۰۰) و (۲۱۱) مطابق نمودار ۱ برای ترسیم نمودار $\sin\theta$ برحسب $B\cos\theta$ مورد استفاده قرار گرفت. این منحنی تحت عنوان نمودار ویلیامسون- هال مطرح بوده و در نمودار ۲ برای نمونه یک پاس پرسکاری شیاری نیمه محدود رسم شده است. در این نمودار با محاسبه شیب منحنی، اندازه دانه نمونه پرسکاری شده، محاسبه شده است. این عملیات برای نمونه‌های ۲، ۳ و ۴ پاس SCGP نیز تکرار شده و در نهایت تغییرات اندازه دانه برحسب تعداد پاس‌های فرایند در نمودار ۳ نشان داده شده است.

همان‌طور که مشاهده می‌شود، اندازه دانه نمونه‌های فولادی از حدود ۴۱ میکرومتر در حالت آنبیل به ۳۰۸ نانومتر پس از انجام یک پاس SCGP، ۲۷۵ نانومتر بعد از پاس دوم، ۲۵۰ نانومتر با انجام پاس سوم و در نهایت ۲۳۲ نانومتر بعد از پاس چهارم کاهش یافته است. علت چنین کاهش در اندازه دانه را می‌توان با تئوری نابجایی‌ها و تشکیل دانه‌های فرعی توجیه کرد. همان‌طور که در بخش دوم بحث شد، انجام فرایند SCGP سبب اعمال کرنش‌های برشی در ساختار و لذا افزایش دانسیته نابجایی‌ها می‌شود. این نابجایی‌ها منجر به تشکیل مرزخانه‌های فرعی با زاویه کوچک و سلول‌های نابجایی می‌شوند که در نهایت با تبدیل شدن به مرزخانه‌های با زاویه بزرگ ردیف‌هایی از دانه‌های ریز را به وجود می‌آورند و بنابراین باعث ریزش دانه‌بندی ساختار می‌شوند [5, 6].

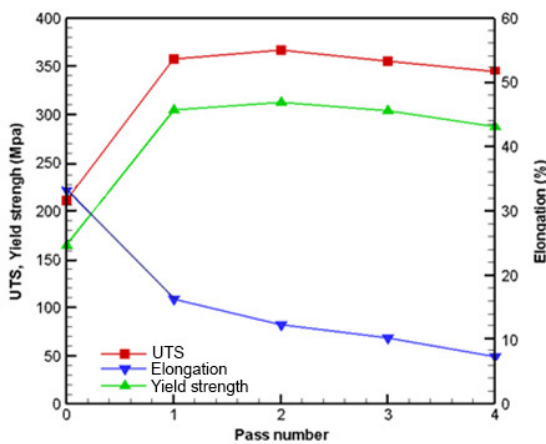
۴-۲- شبیه‌سازی المان محدود فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود

در این بخش به بررسی نتایج حاصل از تحلیل المان محدود فرایند

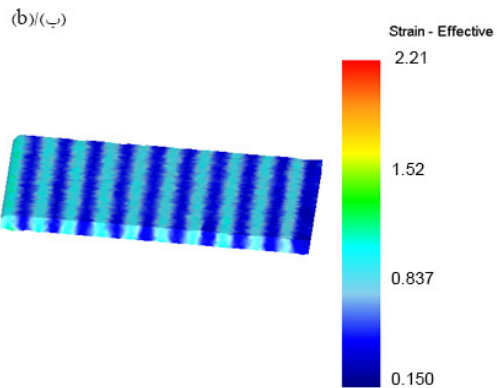
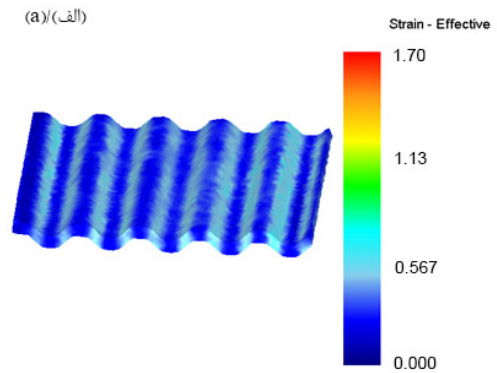
۳-۴- خواص مکانیکی
۱-۳-۴- استحکام کششی

خواص استحکامی به دست آمده از آزمون های کشش در نمودار ۴ نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می شود، مقادیر استحکام کششی و استحکام تسلیم پس از انجام یک پاس فرایند SCGP افزایش نسبتاً قابل توجهی نشان می دهند به طوری که استحکام کششی نمونه ها از ۲۱۰MPa در حالت آئیل شده به ۳۶۰MPa و تنش تسلیم از ۱۶۰ به ۳۰۰MPa افزایش یافته است. افزایش قابل توجه استحکام نمونه ورق فولاد بعد از پاس اول به طور عمده مربوط به کاهش اندازه دانه و افزایش دانسیته نابجایی ها می باشد که منجر به افزایش سطح تنش لازم برای حرکت نابجایی ها و در نتیجه تغییر شکل ورق می گردد [4]. در ادامه با انجام پاس دوم، افزایش استحکام کششی و استحکام تسلیم با شدت کمتری ادامه پیدا می کند و به ترتیب به حداکثر مقادیر ۳۶۸ و ۳۱۱MPa می رسد. اما در ادامه با افزایش تعداد پاس های فرایند SCGP به ۳ و ۴، مقادیر استحکام تسلیم و کششی کاهش نسبتاً محسوسی از خود نشان می دهند. این کاهش خواص استحکامی بعد از پاس دوم را می توان به پدیده بازیابی با توجه به انرژی نقص در چیده شدن بالای فولاد IF و از بین رفتن نابجایی ها با افزایش میزان کرنش اعمالی و تشکیل ریزترک ها نسبت داد [39]. رفتار مشابهی در ارتباط با این نوع کاهش در مقادیر استحکام تسلیم و کششی مواد تغییر شکل یافته توسط فرایند پرسکاری شیاری محدود توسط سایر محققین نیز گزارش شده است [16, 18, 35].

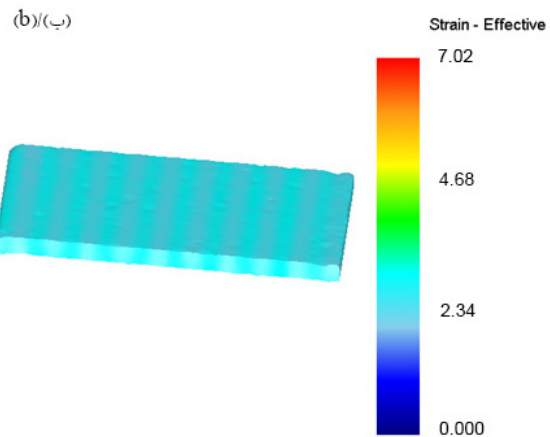
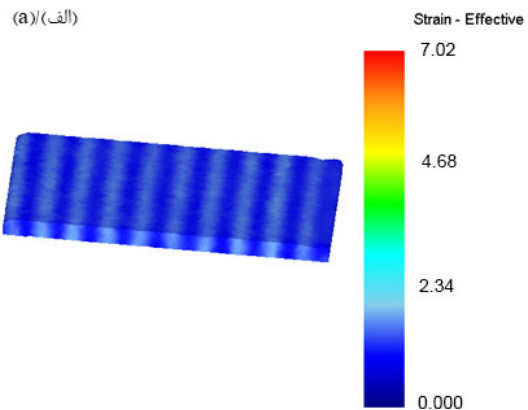
علاوه بر این، مطالعه دقیق تر رفتار تنش-کرنش نمونه های اولیه و تغییر شکل یافته نشان داد که تغییر طول یکنواخت نمونه های SCGP شده در مقایسه با نمونه اولیه کاهش یافته است. این بدان معنی است که ناپایداری پلاستیک در قطعات پرسکاری شیاری نیمه محدود زودتر شروع شده و گلوبی شدن در مراحل اولیه تغییر شکل کششی اتفاق می افتد. به علاوه مشخص گردید که تغییر طول غیریکنواخت نمونه یک پاس SCGP نسبت به نمونه اولیه افزایش یافته است. این موضوع بیان کننده این مطلب است که بیشتر کرنش کششی قابل تحمل، در حالت ناپایداری پلاستیک قابل دستیابی است. بنابراین می توان نتیجه گرفت که تغییر شکل پلاستیک در اثر فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود تمایل به رفتار سوپرپلاستیک ورق های فولادی را افزایش می دهد که این مهم با در نظر گرفتن ریزدانه شدن ساختار در اثر فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود قابل قبول می باشد.



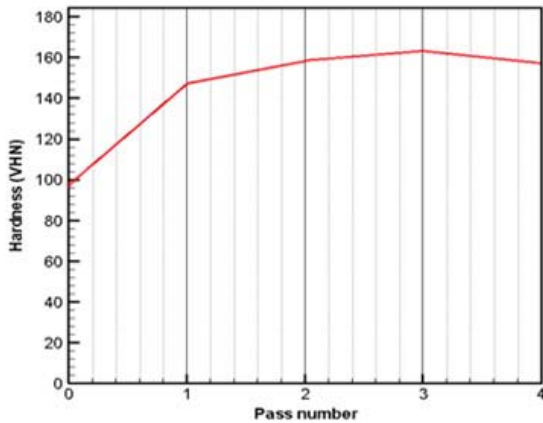
نمودار ۴) خواص استحکام کششی نمونه های SCGP شده فولاد عاری از عناصر بین نشین



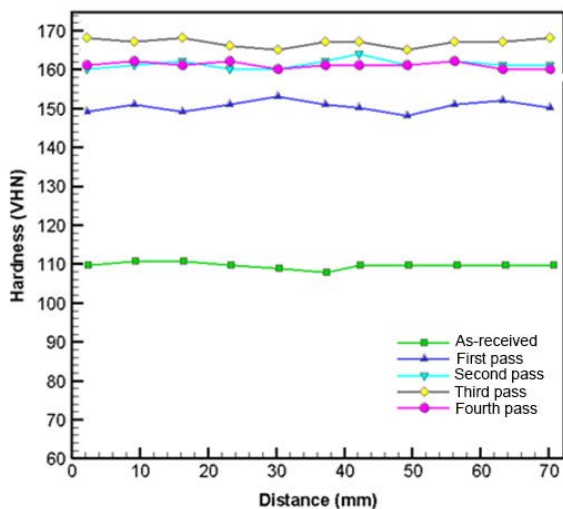
شکل ۹) توزیع کرنش مؤثر نمونه ورق فولاد IF پس از (الف) یک مرتبه و (ب) ۲ مرتبه پرسکاری



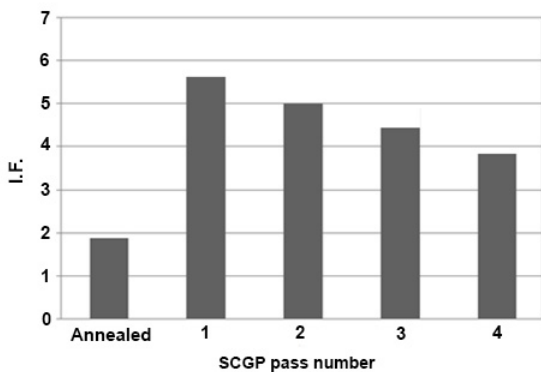
شکل ۱۰) توزیع کرنش مؤثر نمونه ورق فولاد IF پس از (الف) ۴ مرتبه و (ب) ۸ مرتبه پرسکاری



نمودار ۵) تغییرات سختی برحسب تعداد پاس‌های فرایند SCGP نمونه‌های فولاد IF



نمودار ۶) پروفیل سختی ویکرز در امتداد طولی نمونه‌های SCGP شده



نمودار ۷) تغییرات عامل غیرهمگنی برحسب تعداد پاس فرایند SCGP

۵- نتیجه‌گیری

تغییر شکل پلاستیک شدید ورق فولاد عاری از عناصر بین‌نشین توسط فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود بررسی شد و تأثیر آن بر ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه‌ها مورد مطالعه قرار گرفت. خلاصه نتایج به‌دست‌آمده از بررسی‌های تجربی و شبیه‌سازی فرایند به شرح ذیل می‌باشد:

- نتایج بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که با افزایش تعداد پاس فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود، اندازه دانه‌ها/کریستالیت‌ها به شدت کاهش پیدا می‌کند. اندازه دانه/کریستالیت نمونه

مطابق نمودار ۴، درصد تغییر طول با انجام یک پاس SCGP به مقدار زیادی از حدود ۳۳٪ برای نمونه آنیل‌شده به حدود ۱۶٪ کاهش یافته و در ادامه با افزایش تعداد پاس‌ها به ۳، ۲ و ۴ تمایل به کاهش آهسته را نشان می‌دهد. کاهش قابلیت کارسختی به دلیل سینتیک گسترش سریع‌تر نابجایی‌ها و عدم درهم پیچیدگی نابجایی‌ها، کاهش قابل توجه در میزان انعطاف‌پذیری ورق‌های تغییر شکل پلاستیک شدید یافته را نتیجه می‌دهد [40]. مشاهده رفتار کارسختی جزئی براساس تعادل بین عامل نرخ تولید نابجایی‌ها و عامل نرخ گیرافتادن نابجایی‌ها در مرزخانه‌ها قابل توجیه است. در حین تغییر شکل مواد دانه‌درشت، مراحل اولیه شامل افزایش و توزیع یکنواخت نابجایی‌های شبکه و در ادامه تشکیل ساختار سلولی دارای دیواره‌های سخت و بخش‌های داخلی نرم‌تر می‌باشد. اما در مواد ریزدانه، اندازه سلول‌ها و دانه‌های فرعی قابل مقایسه یا حتی کوچک‌تر از طول متوسط نابجایی‌های آزاد می‌باشند. بنابراین، گیرافتادن نابجایی‌های شبکه در مرزخانه‌ها به سرعت در مراحل آغازین تغییر شکل بدون وجود امکان توزیع شدن یکنواخت آن‌ها که عامل اصلی مشاهده رفتار کار سختی است، اتفاق می‌افتد [40، 41].

۴-۳-۲- سختی

سختی متوسط نمونه‌های فولادی برحسب تعداد پاس‌های فرایند SCGP در نمودار ۵ آورده شده است. با توجه به منحنی تغییرات سختی این نمونه‌ها، سختی متوسط نمونه آنیل‌شده پس از پاس اول به میزان زیادی افزایش یافته و از ۹۸ به ۱۵۰ ویکرز رسیده است. سپس با افزایش تعداد پاس‌های SCGP به ۲ و ۳ پاس، نرخ افزایش کندتر شده و مقادیر سختی به ترتیب به ۱۶۰ و ۱۶۵ ویکرز افزایش می‌یابد. در نهایت با انجام ۴ پاس SCGP سختی با کاهش اندکی مواجه می‌شود و به مقدار ۱۵۵ ویکرز می‌رسد. این تغییرات در مقادیر سختی نمونه‌ها به نوعی با نحوه تغییر خواص استحکامی (نمودار ۴) نیز مطابقت دارد.

به منظور بررسی یکنواختی تغییر شکل اعمالی در طی فرایند SCGP، سختی در راستای طولی نمونه‌ها به شیوه‌ای که در بخش روش تحقیق توضیح داده شد، اندازه‌گیری و نتایج آن در نمودار ۶ آورده شده است. پروفیل سختی نمونه‌های تغییر شکل یافته، نشان‌دهنده پراکندگی نسبتاً کمی در مقادیر سختی است که به دلیل غیرهمگن بودن ذاتی فرایند تغییر شکل می‌باشد. مطابق نمودار ۶، این غیرهمگنی در نمونه یک پاس SCGP در مقایسه با سایر نمونه‌های پرسکاری‌شده، بیشتر بوده و با افزایش تعداد پاس‌ها، پراکندگی در مقادیر سختی و به عبارتی غیرهمگنی تغییر شکل کاهش می‌یابد.

علاوه بر نتایج فوق، برای مطالعه کمی میزان غیریکنواختی تغییر شکل در حین فرایند SCGP از محاسبه عامل غیرهمگنی (Inhomogeneity Factor) مطابق رابطه ذیل استفاده گردید [19]:

$$I.F. = \frac{\sqrt{\sum_{i=1}^n (H_i - H_{ave})^2 / (n - 1)}}{H_{ave}} \times 100 \quad (6)$$

در این رابطه $I.F.$ عامل غیرهمگنی، n تعداد سختی اندازه‌گیری شده برای هر نمونه، H_i مقدار سختی اندازه‌گیری شده i ام، و H_{ave} مقدار سختی متوسط می‌باشد. نتایج به‌دست‌آمده برای عامل غیرهمگنی (نمودار ۷) نشان‌دهنده افزایش چشم‌گیر در مقدار $I.F.$ بعد از پاس اول می‌باشد. هرچند در ادامه و در طی پاس‌های بعدی فرایند SCGP، مقادیر $I.F.$ کاهش پیدا می‌کند که بیانگر بهبود میزان همگنی تغییر شکل در پاس‌های بعدی است.

- 6- Valiev RZ, Estrin Y, Horita Z, Langdon TG, Zechetbauer MJ, Zhu YT. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation. *JOM*. 2006;58(4):33-39.
- 7- Mashhadi Keshtiban P, Zadeshakouyan M, Faraji G. Optimization of geometrical parameters of equal channel multi-angular pressing process. *Modares Mechanical Engineering*. 2016;16(2):275-282. [Persian]
- 8- Zhilyaeva AP, Nurislamova GV, Kim BK, Baró MD, Szpunar JA, Langdon TG. Experimental parameters influencing grain refinement and microstructural evolution during high-pressure torsion. *Acta Materialia*. 2003;51(3):753-765.
- 9- Babaei A, Mashhadi MM. Tubular pure copper grain refining by tube cyclic extrusion-compression (TCEC) as a severe plastic deformation technique. *Progress in Natural Science: Materials International*. 2014;24(6):623-630.
- 10- Beygelzimer Y, Varyukhin V, Orlov D, Synkov S, Spuskanyuk A, Pashinska Y. Severe plastic deformation by twist extrusion. In: Zehetbauer MJ, R. Z. Valiev RZ, editors. *Nanomaterials by severe plastic deformation*. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag; 2004. pp. 511-516
- 11- Akbaripanah F, Salavati MA, Mahmoudi R. The effects of extrusion and multi-directional forging (MDF) processes on microstructure, shear strength and microhardness of AM60 magnesium alloy. *Modares Mechanical Engineering*. 2017;16(11):409-16. [Persian]
- 12- Moghaddam M, Zarei-Hanzaki A, Pishbin MH, Shafieizad AH, Oliveira VB. Characterization of the microstructure, texture and mechanical properties of 7075 aluminum alloy in early stage of severe plastic deformation. *Materials Characterization*. 2016;119:137-147.
- 13- Binesh B, Aghaei Khafri M, Daneshi M. Simulation and experimental study of severe plastic deformation of 7075 Al alloy processed by repetitive upsetting-extrusion. *Modares Mechanical Engineering*. 2017;17(8):323-332. [Persian]
- 14- Saito Y, Utsunomiya H, Tsuji N, Sakai T. Novel ultra-high straining process for bulk materials—development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. *Acta Materialia*. 1999;47(2):579-583.
- 15- Pouraliakbar H, Jandaghi MR, Khalaj G. Constrained groove pressing and subsequent annealing of Al-Mn-Si alloy: Microstructure evolutions, crystallographic transformations, mechanical properties, electrical conductivity and corrosion resistance. *Materials & Design*. 2017;124:34-46.
- 16- Shin DH, Park JJ, Kim YS, Park KT. Constrained groove pressing and its application to grain refinement of aluminum. *Materials Science and Engineering: A*. 2002;328(1-2):98-103.
- 17- Borhani M, Djavanroodi F. Rubber pad-constrained groove pressing process: Experimental and finite element investigation. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;546:1-7.
- 18- Morattab S, Ranjbar K, Reihanian M. On the mechanical properties and microstructure of commercially pure Al fabricated by semi-constrained groove pressing. *Materials Science and Engineering: A*. 2011;528(22-23):6912-6918.
- 19- Sajadi A, Ebrahimi M, Djavanroodi F. Experimental and numerical investigation of Al properties fabricated by CGP process. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;552:97-103.

آنیل شده از حدود ۴۱ میکرومتر به ۲۳۲ نانومتر پس از ۴ پاس پرسکاری می‌رسد.

- مقایسه نتایج محاسبات تحلیلی و شبیه‌سازی به روش المان محدود نشان‌دهنده مطابقت نسبتاً خوب بین تغییر شکل و کرنش مؤثر شبیه‌سازی شده با نتایج به‌دست‌آمده از طریق روابط تحلیلی می‌باشد.

- مقدار کرنش مؤثر در نقاط مختلف سطح مقطع با افزایش تعداد پاس فرایند پرسکاری شیاری نیمه محدود افزایش می‌یابد. بیشترین مقدار کرنش مؤثر برابر ۴/۶۴ با انجام ۴ پاس بر نمونه ورق اعمال می‌شود.

- بیشترین مقادیر استحکام تسلیم برابر ۳۱۱MPa و استحکام کششی برابر ۳۶۸MPa در نمونه ۲ پاس پرسکاری شیاری نیمه محدود مشاهده شد که به ترتیب در حدود ۹۰ و ۷۵٪ افزایش در مقایسه با نمونه آنیل شده را نشان می‌دهند.

- حداکثر مقدار سختی برابر ۱۶۵ویکرز در نمونه ۳ پاس پرسکاری شیاری نیمه محدود مشاهده شد که در حدود ۶۸٪ افزایش نسبت به نمونه آنیل شده را نشان می‌دهد.

- بر اساس نتایج آزمون سختی‌سنجی، با افزایش تعداد پاس‌های فرایند عامل غیرهمگنی کاهش یافته و به عبارتی میزان یکنواختی تغییر شکل افزایش پیدا می‌کند.

تشکر و قدردانی: نویسندگان این مقاله از معاونت پژوهشی دانشگاه‌های مربوطه به دلیل حمایت و تأمین تجهیزات و امکانات مورد نیاز جهت اجرای پژوهش حاضر کمال تشکر را دارد.

تأییدیه اخلاقی: این مقاله تاکنون در نشریه دیگری (به طور کامل یا بخشی از آن) به چاپ نرسیده و برای بررسی و چاپ نیز به مجله دیگری ارسال نشده است. مطالب مطرح شده در مقاله، حاصل کار علمی نویسندگان بوده و صحت و اعتبار نتایج برعهده آنها می‌باشد.

تعارض منافع: موردی توسط نویسندگان گزارش نشده است.

سهام نویسندگان: سیدعلی حسینی مرادی (نویسنده اول)، نگارنده مقدمه/ پژوهشگر اصلی/نگارنده بحث (۵۰٪)؛ بهزاد بینش (نویسنده دوم)، نگارنده مقدمه/پژوهشگر کمکی/ نگارنده بحث (۳۰٪)؛ محمدرضا یزدان‌پناه (نویسنده سوم)، پژوهشگر کمکی (۲۰٪)

منابع مالی: منابع مالی طرح حاضر از طریق معاونت‌های پژوهشی دانشگاه‌های محل خدمت نویسندگان تأمین شده است.

منابع

- 1- Valiev RZ, Nazarov AA. Bulk nanostructured materials by SPD processing: techniques, microstructures and properties. In: Zehetbauer MJ, Zhu YT, editors. *Bulk nanostructured materials*. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag; 2009. pp. 21-46.
- 2- Valiev RZ, Islamgaliev RK, Alexandrov IV. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*. 2000;45(2):103-190.
- 3- Zhilyaev AP, Langdon TG. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications. *Progress in Materials Science*. 2008;53(6):893-979.
- 4- Dieter GE. *Mechanical metallurgy*. 3rd Edition. New York: Mc Graw-Hill Book Co.; 1986. pp. 158-186.
- 5- Gupta AK, Maddukuri TS, Singh SK. Constrained groove pressing for sheet metal processing. *Progress in Materials Science*. 2016;84:403-462.

- simulation of constrained groove pressing process. *Journal of Manufacturing Processes*. 2019;38:49-62.
- 31- Safari M, Mostaan H, Bakhtiari A. Experimental investigation of butt weld friction stir welding of IF steel with thickness of 0.7 mm. *Modares Mechanical Engineering*. 2017;17(5):69-76. [Persian]
- 32- Čížeka J, Janeček M, Krajňák T, Stráská J, Hruška P, Gubicza J, et al. Structural characterization of ultrafine-grained interstitial-free steel prepared by severe plastic deformation. *Acta Materialia*. 2016;105:258-272.
- 33- Ko YG, Hamad K. Analyzing the thermal stability of an ultrafine grained interstitial free steel fabricated by differential speed rolling. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;726:32-36.
- 34- Shirdel A, Khajeh A, Moshksar MM. Experimental and finite element investigation of semi-constrained groove pressing process. *Materials & Design*. 2010;31(2):946-950.
- 35- Satheesh Kumar SS, Raghu T. Structural and mechanical behaviour of severe plastically deformed high purity aluminium sheets processed by constrained groove pressing technique. *Materials & Design*. 2014;57:114-120.
- 36- Ortiz AL, Shaw L. X-ray diffraction of a severely plastically deformed aluminium alloy. *Acta Materialia*. 2004;52(8):2185-2197.
- 37- Rebhi A, Makhlof T, Njah N. X-ray diffraction analysis of 99.1% recycled aluminium subjected to equal channel angular extrusion. *Physics Procedia*. 2009;2(3):1263-1270.
- 38- Zhu YT, Lowe TC, Langdon TG. Performance and applications of nanostructured materials produced by severe plastic deformation. *Scripta Materialia*. 2004;51(8):825-830.
- 39- Krishnaiah A, Chakkingal U, Venugopal P. Production of ultrafine grain sizes in aluminium sheets by severe plastic deformation using the technique of groove pressing. *Scripta Materialia*. 2005;52(12):1229-1233.
- 40- Park KT, Shin DH. Microstructural interpretation of negligible strain hardening behaviour of submicrometer-grained low-carbon steel during tensile deformation. *Metallurg Mater Trans A*. 2002;33(3):705-707.
- 41- Valiev RZ, Kozlov EV, Ivanov YF, Lian J, Nazarov AA, Baudelet B. Deformation behaviour of ultra-fine grained copper. *Acta Metallurg Mater*. 1994;42(7):2467-2475.
- 20- Torkestani A, Dashtbayazi MR. A new method for severe plastic deformation of the copper sheets. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;737:236-244.
- 21- Nagaraju KN, Sunil AR, Sachin K, Sujay H, Siddesha HS, Anand Kumar S. Influence of constrained groove pressing passes and annealing characteristics on the mechanical properties of 6061 aluminum alloy. *Materials Today Proceedings*. 2018;5(1):2660-2665.
- 22- Moradpour M, Khodabakhshi F, Eskandari H. Dynamic strain aging behavior of an ultra-finegrained Al-Mg alloy (AA5052) processed via classical constrained groove pressing. *J Mater Res Technol*. 2019;8(1):630-643.
- 23- Nazari F, Honarpisheh M. Analytical and experimental investigation of deformation in constrained groove pressing process. *J Mech Eng Sci*. 2019;233(11):1-9.
- 24- Nazari F, Honarpisheh M. Analytical model to estimate force of constrained groove pressing process. *Journal of Manufacturing Processes*. 2018;32:11-19.
- 25- Wang Z, Guan Y, Wang T, Zhang Q, Wei X, Fang X, et al. Microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheets processed by constrained groove pressing. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;745:450-459.
- 26- Rafizadeh E, Mani A, Kazeminezhad M. The effects of intermediate and post-annealing phenomena on the mechanical properties and microstructure of constrained groove pressed copper sheet. *Materials Science and Engineering: A*. 2009;515(1-2):162-168.
- 27- Peng K, Zhang Y, Shaw LL, Qian KW. Microstructure dependence of a Cu-38Zn alloy on processing conditions of constrained groove pressing. *Acta Materialia*. 2009;57(18):5543-5553.
- 28- Satheesh Kumar SS, Raghu T. Mechanical behaviour and microstructural evolution of constrained groove pressed nickel sheets. *Journal of Materials Processing Technology*. 2013;213(2):214-220.
- 29- Khodabakhshi F, Kazeminezhad M, Kokabi AH. Constrained groove pressing of low carbon steel: nanostructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2010;527(16-17):4043-4049.
- 30- Kumar S, Hariharan K, Digavalli RK, Paul SK. Accounting Bauschinger effect in the numerical