ISSN: 2476-6909; Modares Mechanical Engineering. 2021;21(6):403-414

Investigation of Tensile Properties of Glass Reinforced Aluminum Laminate (GLARE) Fabricated of Accumulative Roll-Bonded Aluminum Sheet

ARTICLE INFO

Article Type
Original Research

Authors
Dehghan M. [1]*, *MSc*,
Qods F. [1], *PhD*,
Gerdooei M. [2], *PhD*
Mohammadian-Semnani H. [1], *PhD*

How to cite this article
Dehghan M, Qods F, Gerdooei M, Mohammadian-Semnani H. Investigation of Tensile Properties of Glass Reinforced Aluminum Laminate (GLARE) Fabricated of Accumulative Roll-Bonded Aluminum Sheet. Modares Mechanical Engineering. 2021;21 (6):403-414.

[1] Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran.
[2] Faculty of Mechanical and Mechatronics Engineering, Shahrood University of Technology, Shahrood, Iran.

***Correspondence**
Address: Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran.
Phone: -
Fax: -
dehghan.mojtaba@semnan.ac.ir

Article History
Received: September 03, 2020
Accepted: March 12, 2021
ePublished: May 21, 2021

ABSTRACT

The aim of this study is to improve the strength properties of glass-aluminum multilayer hybrid composite using AA1050 aluminum sheets processed by the accumulative roll bonding (ARB) process. Also, the effect of different cycles of the ARB process on the strength properties of hybrid composite has been investigated. At first, the ARB process was applied on the AA1050 sheet. Afterward, the microstructure and tensile properties of the ARB deformed sheets were investigated. Then, the ARB processed AA1050 sheets were used to make glass reinforced aluminum laminate (GLARE). In the end, the tensile properties of the GLARE composite were examined. By the progress of the ARB process, the hardness and strength of the sheet increased. The elongation of the first cycle processed specimens dropped drastically. But, by increasing the process cycles, the elongation increased gradually. The use of the ARB processed aluminum sheet in the manufacture of GLARE composite significantly improved the tensile strength of the GLARE. In the GLARE made of annealed aluminum, most of the elongation of the aluminum layer occurred after the breaking of the glass fibers and in conditions outside the GLARE composite; as a result, the reduction of the sheet elongation during the ARB process caused the simultaneous failure of the metal layers and the glass fibers during the tensile test of the GLARE. Hence, this event did not reduce the ductility of the composite. In other words, the total energy absorption and fracture toughness of the aluminum layers occurred when the GLARE had not failed.

Keywords Aluminum; Accumulative Roll-Bonding (ARB); Glass Reinforced Aluminum Laminate (GLARE); Tensile Properties

CITATION LINKS

[1] Ultra-fine grained bulk ... [2] Corrosion behavior assessment ... [3] Engineering low intensity planar ... [4] Investigation structure and mechanical ... [5] High strength and thermal stability ... [6] Study and comparison of simple shear ... [7] Novel ultra-high straining process ... [8] Comparative Study of the Planar ... [9] A review: Fibre metal ... [10] Development of fibre metal ... [11] Influence of reinforcements ... [12] A review on the development ... [13] Investigation of tensile and bending ... [14] Studying the tensile behaviour of GLARE ... [15] Mechanical characterization of fiber ... [16] Manufacturing and mechanical properties ... [17] An experimental study of the fibre ... [18] The mechanical behavior of GLARE ... [19] Tensile and impact properties ... [20] Blunt notch strength of hybrid ... [21] Toughness and fracture mechanisms ... [22] Analytical modelling and numerical simulation ... [23] The fracture properties of a fibre–metal ... [24] A study on fiber metal ... [25] The mechanical properties of fibre-metal ... [26] Experimental and numerical investigation ... [27] Tensile failure of fibre-metal ... [28] Deformation inhomogeneity ... [29] Influence of Intermediate Heating ... [30] Electron back scattered diffraction ... [31] High-strength, high-conductivity ultra-fine grains ... [32] Processing of ultrafine-grained ... [33] Mechanical properties and interface ... [34] Accumulative roll-bonding ... [35] Elongation increase in ultra-fine grained ... [36] Mechanical properties and microstructure ... [37] Development of a recovered/recrystallized ... [38] Innovative aluminium lightweight ... [39] Quantification of annealed microstructures ... [40] Change in microstructures ... [41] Evolution of Texture During ARB ... [42] Microstructural change of ultrafine-grained ... [43] Microstructure evolution ... [44] Processing of nanostructured ... [45] Investigation of nanostructured ... [46] On the use of ARB ... [47] Cold roll bonding... [48] Microstructure and mechanical ... [49] Structural evaluation and mechanical ...

Copyright© 2020, TMU Press. This open-access article is published under the terms of the Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License which permits Share (copy and redistribute the material in any medium or format) and Adapt (remix, transform, and build upon the material) under the Attribution-NonCommercial terms.

بررسی خواص کششی کامپوزیت چندلایه آلومینیوم فرآوری‌شده توسط فرآیند اتصال نورد انباشتی تقویت‌شده با الیاف شیشه

مجتبی دهقان* MSc
کارشناسی‌ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران
فتح‌اله قدس PhD
دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران
مهدی گردویی PhD
دانشیار، دانشکده مهندسی مکانیک و مکاترونیک، دانشگاه صنعتی شاهرود، شاهرود، ایران
حمیدرضا محمدیان سمنانی PhD
دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران

چکیده
هدف از انجام این پژوهش، بهبود خواص استحکامی کامپوزیت هیبریدی چند لایه الیاف شیشه- آلومینیوم، با استفاده از ورق‌های آلومینیوم AA1050 فرآوری‌شده توسط فرآیند اتصال نورد انباشتی در ساخت کامپوزیت است. همچنین تأثیر مراحل مختلف فرآیند اتصال نورد انباشتی بر خواص استحکامی کامپوزیت هیبریدی مورد بررسی قرار گرفته است. ابتدا ورق آلومینیوم AA1050 تحت فرآیند اتصال نورد انباشتی قرار گرفت. سپس ریزساختار و خواص مکانیکی ورق توسط ریزسختی‌سنجی و آزمون کشش تک‌محور بررسی شد. در ادامه آلومینیوم فرآوری‌شده توسط فرآیند اتصال نورد انباشتی جهت ساخت کامپوزیت چندلایه آلومینیوم تقویت‌شده با الیاف شیشه مورد استفاده قرار گرفت. نحوه چیدمان اجزای کامپوزیت به‌صورت ۲/۱ (آلومینیوم-الیاف شیشه-آلومینیوم) بوده است. در پایان خواص کششی کامپوزیت هیبریدی بررسی شد. با انجام فرآیند اتصال نورد انباشتی سختی و استحکام ورق افزایش قابل ملاحظه‌ای می‌یابد. همچنین قابلیت ازدیاد طول ورق پس از کاهش شدید در مرحله اول، در ادامه به-آرامی افزایش می‌یابد. استفاده از ورق آلومینیوم فرآوری‌شده توسط اتصال نورد انباشتی در ساخت کامپوزیت هیبریدی موجب بهبود قابل‌توجه استحکام کششی کامپوزیت می‌شود. در کامپوزیت هیبریدی ساخته شده از آلومینیوم آنیل شده، قسمت اعظم ازدیاد طول لایه آلومینیومی پس از شکست الیاف شیشه و در شرایط خارج از کامپوزیت هیبریدی روی می‌دهد. در نتیجه کاهش قابلیت ازدیاد طول ورق پس از فرآیند اتصال نورد انباشتی باعث می‌شود، طی آزمون کشش کامپوزیت هیبریدی لایه فلزی و الیاف شیشه تقریباً همزمان دچار شکست شوند و منجربه کاهش شکل‌پذیری کامپوزیت نمی‌شود. بنابراین کل جذب انرژی و چقرمگی شکست لایه آلومینیومی در شرایطی که کامپوزیت هیبریدی دچار شکست نشده است، به‌وقوع می‌پیوندد.

کلیدواژه‌ها: آلومینیوم، اتصال نورد انباشتی، کامپوزیت چندلایه آلومینیوم تقویت‌شده با الیاف شیشه، خواص کششی
تاریخ دریافت: ۱۳۹۹/۰۶/۱۳
تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۱۲/۲۲
*نویسنده مسئول: dehghan.mojtaba@semnan.ac.ir

۱- مقدمه
فرآیند اتصال نورد انباشتی (ARB) که توسط سایتو[1] در سال ۱۹۹۸ معرفی شده است، یکی از مهم‌ترین روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید است که کرنش پلاستیک بزرگی را بدون تغییر در ابعاد ورق بر آن وارد می‌کند و با ایجاد ساختار فوق‌العاده ریزدانه منجر به بهبود خواص مکانیکی آن می‌شود[2-4]. در فرآیند ARB، ورقی که توسط فرآیند نورد ۵۰% کاهش ضخامت داده شده است، به دو قسمت بریده می‌شود و سپس این دو ورق روی هم قرار داده شده و نورد می‌شوند[5,6]. از آنجا که در این فرآیند مراحل ذکر شده در بالا را بدون محدودیت می‌توان تکرار نمود، در نتیجه قابلیت اعمال کرنش پلاستیک خیلی بزرگ بر ماده وجود دارد[7,8].

طی دهه‌های اخیر کاربرد مواد کامپوزیتی در صنایع مختلف به‌طور قابل توجهی افزایش پیدا کرده است. کامپوزیت‌های چندلایه الیاف-فلزی (FML) که از لایه‌های متناوب فلز و کامپوزیت تقویت‌شده با الیاف (GFRP) تشکیل شده است، نوعی کامپوزیت هیبریدی است که در آن خواص خوب مواد فلزی با مزیت‌های مواد کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف (کامپوزیت پیش‌آغشته) ترکیب می‌شود[9,10]. پرکاربردترین مواد کامپوزیتی الیاف-فلزی تجاری شامل کامپوزیت‌های چندلایه آلومینیوم تقویت‌شده با الیاف آرامید (ARALL) وکامپوزیت‌های چندلایه آلومینیوم تقویت‌شده با الیاف شیشه (GLARE) می‌باشند[9,11]. در قطعات تولیدی از کامپوزیت‌های الیاف-فلزی نسبت به فلزات یکپارچه ضمن حفظ و بهبود خواص مکانیکی، کاهش وزن قابل توجهی به‌دست می‌آید[12,13]. بنابراین یکی از مهم‌ترین دلایل استفاده از کامپوزیت الیاف-فلزی در سازه‌های پیشرفته، نسبت استحکام به وزن بالای این مواد است[14].

کامپوزیت‌های الیاف-فلزی نمونه‌های عالی از ترکیب خواص مکانیکی اجزای سازنده یک کامپوزیت به منظور دستیابی به رفتار بهبودیافته مواد هستند[15]. ویژگی‌های کششی این کامپوزیت‌ها تحت تأثیر اجزای سازنده آن است[16,17]. مدول الاستیک کامپوزیت الیاف-فلزی کمتر از مدول فلز است، که به دلیل مدول الاستیک پایین کامپوزیت پیش‌آغشته است[14,18].

طی بارگذاری کششی کامپوزیت‌های هیبریدی الیاف-فلزی، اگرچه کامپوزیت پیش‌آغشته رفتار الاستیک خطی از خود ارائه می‌دهد، اما کامپوزیت الیاف-فلزی به دلیل پلاستیسیته شدن آلومینیوم، رفتاری الاستوپلاستیک به نمایش می‌گذارد[14,18-20].

در ابتدا، هم لایه فلزی و هم لایه پیش‌آغشته، مطابق با مدول الاستیکی که دارند تحت بار قرار می‌گیرند و منحنی تنش-کرنش کامپوزیت به صورت خطی است. پس از تسلیم لایه فلزی، قابلیت حمل بار توسط فلز با نرخ کمتری افزایش می‌یابد، در نتیجه شیب منحنی تنش-کرنش کامپوزیت کاهش می‌یابد؛ اگرچه در نرخ قابلیت حمل بار لایه پیش‌آغشته تغییری ایجاد نشده است[21,22]. کامپوزیت پیش‌آغشته رفتار الاستیک ترد از خود نشان می‌دهد و دارای کرنش شکست کمی است. بنابراین،

ابتدا شکست از لایه‌های کامپوزیت پیش‌آغشته آغاز شده و منحنی تنش-کرنش به صورت ناگهانی سقوط می‌کند. در ادامه کل حمل بار توسط لایه‌های فلزی انجام می‌شود. به دلیل کارسخت شدن آلومینیوم تنش کمی افزایش می‌یابد تا فلز نیز دچار شکست شود[23-26].

توجه به این نکته ضروری است که رفتار کامپوزیت الیاف-فلزی تا قبل از شکست الیاف در لایه پیش‌آغشته اهمیت دارد. زیرا پس از آن به دلیل گسیختگی الیاف، کل بار توسط فلز آلومینیوم تحمل می‌شود. ماده باقیمانده از لحاظ مهندسی کاربرد مؤثری در سازه مورد استفاده ندارد و به آن نمی‌توان کامپوزیت هیبریدی الیاف-فلزی اطلاق نمود[24,27]. شکست الیاف طی کشش کامپوزیت الیاف-فلزی نشان‌دهنده مشارکت اصلی الیاف در حمل بار کششی کامپوزیت است[19].

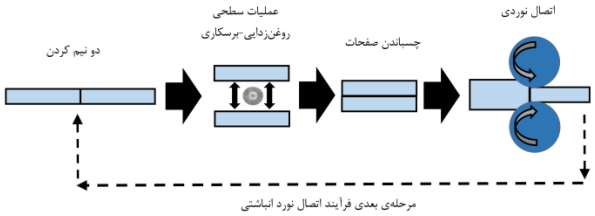
قابلیت جایگزینی فلزات در کامپوزیت‌های الیاف-فلزی این امکان را به وجود می‌آورد که بتوان طیف وسیعی از این مواد را تولید نمود. هدف از این پژوهش ساخت کامپوزیت GLARE با استفاده از ورق‌های چندلایه آلومینیوم فرآوری‌شده توسط فرآیند ARB است. در ابتدا ورق‌های AA1050 تحت فرآیند ARB قرار می‌گیرد و ریزساختار و خواص مکانیکی آن بررسی می‌شود. در ادامه برای نخستین بار ورق‌های چندلایه که طی مراحل مختلف فرآیند ARB تولید شده، جهت ساخت کامپوزیت هیبریدی GLARE مورد استفاده قرار می‌گیرد. سپس خواص مکانیکی کامپوزیت‌های GLARE تولیدی با انجام آزمون کشش تک‌محور مورد تحلیل و ارزیابی قرار گرفته و با خواص مکانیکی کامپوزیت‌های GLARE تولید شده توسط فلز یکپارچه مقایسه می‌شود.

۲- مواد و روش تحقیق

فلز مورد استفاده در این تحقیق آلومینیوم خالص تجاری با ترکیب (99.54 wt.% Al- 0.172Si- 0.157Fe- 0.01Mn) است. ابتدا ورق فلزی با ضخامت ۵ mm توسط فرآیند نورد سرد تا ۱ mm کاهش ضخامت داده شد و سپس به منظور دستیابی به ساختار کاملاً هم‌محور به مدت ٦٠ دقیقه در درجه حرارت ۳٤٥ °C تحت فرآیند آنیل قرار گرفت. دو قطعه از این ورق با ضخامت ۱ mm، پهنای ۱۰۰ mm و طول ۱۰۰ mm با استفاده از استون چربی‌زدایی و توسط برس فولادی خراشیده و زبر شدند. سپس دو ورق روی هم قرار داده شده و به منظور جلوگیری از لغزش آنها بر روی هم، توسط سیم مسی به هم محکم شدند. عملیات اتصال نورد سرد توسط دستگاه نورد با قطر غلتک ۱۱۰ mm و سرعت دوران $m\ min^{-1}$ ٦/۹ تحت کاهش ضخامت ۵۰ % انجام شد. ورق‌های چسبیده شده از جهت طولی به دو نیم تقسیم و فرآیند ذکر شده در بالا تا ۱۰ مرحله تکرار شد. بین مراحل فرآیند هیچ‌گونه عملیات حرارتی روی ورق انجام نشد. تصویر طرحواره فرآیند ARB در شکل ۱ ارائه شده است.

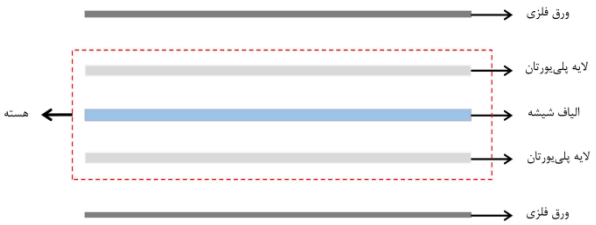
چیدمان لایه‌ها در کامپوزیت GLARE ساخته شده در این پژوهش ۲/۱ (دو لایه ورق فلزی به عنوان پوسته و یک لایه کامپوزیت GFRP به عنوان هسته) است. به منظور ساخت کامپوزیت هیبریدی GLARE، از ورق‌های آلومینیوم ARB شده به عنوان پوسته کامپوزیت و همچنین از پلی‌یورتان و الیاف شیشه جهت ساخت کامپوزیت GFRP به عنوان هسته کامپوزیت استفاده شده است. الیاف استفاده شده در این پژوهش پارچه شیشه گرید E دوجهته با چگالی سطحی ۳۰۰ gr/m2 و پلیمر مورد استفاده گرانول پلی‌یورتان با گرید ۶۵ شور آ (Shore A) ساخت کشور ایتالیا است (شکل ۲). در ابتدا به منظور ساخت ورق پلی‌یورتان با ضخامت ۰/۷ mm، ذرات گرانول پلی‌یورتان به مدت ۵ دقیقه در دمای ۱۵۰ °C توسط دستگاه پرس گرم هیدرولیک تحت فشار ۵bar قرار گرفت. با توجه به اینکه در این پژوهش، از ورق‌های فلزی با ضخامت ۰/۵ mm در ساخت کامپوزیت GLARE استفاده شد، ورق‌های ARB شده تحت نورد با کاهش ضخامت ۵۰ % قرار گرفتند تا ضخامت آنها به ۰/۵ mm برسد. بدین ترتیب، بر استحکام چسبندگی لایه‌ها در ورق‌های ARB شده نیز افزوده شد.

به منظور اتصال مناسب بین ورق آلومینیوم و لایه پلی‌یورتان در کامپوزیت GLARE و جلوگیری از پدیده جدایش، سطوح تماس ورق آلومینیوم می‌بایست از هرگونه آلودگی و چربی پاک شود. بنابراین سطوح ورق‌های آلومینیوم ARB شده با استفاده از استون چربی‌زدایی و به منظور چسبندگی بهتر توسط برس فولادی خراشیده و زبر شدند. برای ساخت کامپوزیت GLARE دو ورق آلومینیوم به ضخامت ۰/۵ mm و دو لایه ورق پلی‌یورتان به ضخامت ۰/۷ mm در دو طرف الیاف شیشه به صورت دستی چیده شد (شکل ۳) و سپس این مجموعه به مدت ٦ دقیقه در دمای ۱۷۰ °C توسط دستگاه پرس گرم تحت فشار ۸ bar قرار



شکل ۱) تصویر شماتیک فرآیند ARB

شکل ۲) الف) الیاف شیشه گرید E دوجهته، ب) گرانول پلی‌یورتان و ج) ورق پلی‌یورتان ساخته شده از آن



شکل ۳) نحوه چیدمان مواد در کامپوزیت GLARE

گرفت. جهت‌گیری الیاف شیشه نسبت به جهت نورد ورق آلومینیوم ۰/۹۰ درجه بوده است. ضخامت GLARE تولیدی mm ۱/۷ و درصد وزنی الیاف شیشه در کامپوزیت GFRP و کامپوزیت GLARE به ترتیب ۴۳/۱ % و ۸/۶ % است.

به منظور بررسی ریزساختار قطعات ARB شده، سطح مقطع جانبی (RD-ND) ورق‌ها توسط پولیش مکانیکی آماده و در محلولی که مشخصات آن در جدول ۱ آمده، حکاکی میکروسکوپی شده است. در ادامه ریزساختار آنها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی PHILIPS-XL با ولتاژ ۲۰ kV مورد مطالعه قرار گرفت.

ریزسختی ویکرز قطعات ARB شده پس از مراحل مختلف فرآیند، در جهت ضخامت ورق‌ها به فاصله ۱۰۰ µm توسط دستگاه BUEHLER MMT-7 در دمای محیط اندازه‌گیری شد و تغییرات ریزسختی در طول ضخامت مورد بررسی قرار گرفت. آزمون ریزسختی ویکرز با نیروی ۲۵ gf و مدت زمان اعمال بار ۱۰ ثانیه در شش نقطه از هر نمونه انجام شد. به منظور بررسی میزان یکنواختی توزیع سختی در طول ضخامت ورق ARB شده، از فاکتوری متغیر به نام فاکتور ناهمگنی (Inhomogeneity Factor) استفاده شده است. فاکتور ناهمگنی (IF) از نسبت انحراف استاندارد (SD) به مقدار میانگین پارامتر ($\bar{x}$) به دست می‌آید[28,29].

$$IF = \frac{SD}{\bar{x}} \times 100\% \qquad (۱)$$

همچنین به منظور بررسی خواص کششی ورق‌های ARB شده و همچنین کامپوزیت GLARE، آزمون کشش تک‌محور توسط دستگاه STM ۴۰۰ در دمای محیط انجام شد. نمونه‌های آزمون کشش قطعات ARB شده به شکل استخوان مطابق استاندارد ASTM B 557M با سنجه‌ای به طول ۲۵ mm و پهنای ۶ mm توسط دستگاه وایرکات آماده شد. همچنین نمونه‌های آزمون کشش قطعات GLARE به شکل مستطیل مطابق استاندارد ASTM D 3039 با سنجه‌ای به طول ۶۰ mm و پهنای ۱۰ mm توسط دستگاه واترجت آماده شد. برای اندازه‌گیری کرنش در ناحیه‌ی الاستیک از کشش‌سنج استفاده شد. پس از تسلیم شدن قطعات تا شکست آنها، میزان جابجایی فک دستگاه، با عمود کردن میزان تغییر طول نمونه به دست آمد. سرعت حرکت فک‌ها در آزمون کشش ۱/۲۸ mm min^{-1} بوده است که متناظر با نرخ کرنش ۸/۳ × ۱۰$^{-4}$ s^{-1} است.

جدول ۱) ترکیب محلول مورد استفاده در حکاکی میکروسکوپی

عنوان	ترکیب محلول
محلول اچ	50ml Poulton's reagent + 25ml HNO_3 +12gr CrO_3+ 40ml H_2O
واکنشگر Poulton's	12ml HCl + 6ml HNO_3 + 1ml HF+1ml H_2O

۳- نتایج و بحث

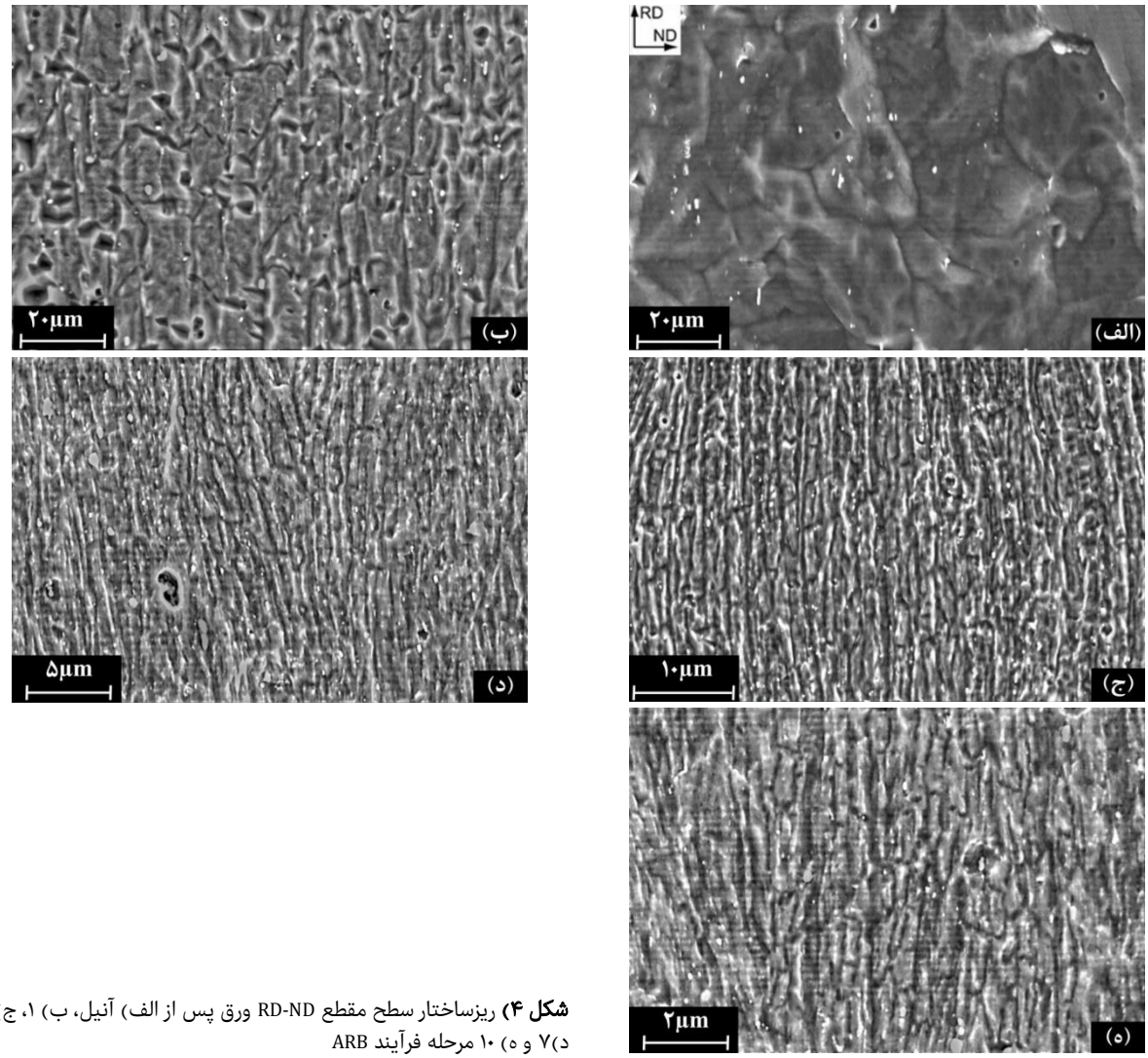
۳-۱- بررسی ریزساختار

در شکل ۴ ریزساختار ورق پس از مراحل مختلف فرآیند ARB ارائه شده است. قطعات آنیل شده به عنوان مواد اولیه دارای ساختار هم‌محور با اندازه دانه میانگین ۳۴ µm است (شکل ۴- الف). با انجام فرآیند ARB، اندازه دانه‌ها در جهت نورد و ضخامت کاسته می‌شود. البته نرخ کاهش اندازه دانه در جهت ضخامت بیشتر از جهت طولی نورد است و دانه‌ها به صورت کشیده شده در جهت نورد در می‌آیند. پس از اولین مرحله فرآیند، اندازه دانه در جهت نورد و ضخامت به ترتیب تا ۲۲/۴۶ µm و ۱۲/۷۷ µm کاهش می‌یابد (شکل ۴- ب). با افزایش مراحل فرآیند دانه‌های بسیار ریز کشیده شده در جهت نورد ایجاد شده و بدین ترتیب ساختار فوق‌العاده ریزدانه شکل می‌گیرد. سازوکار ریز دانه شدن فلز شکل‌گیری نابجایی‌ها درون دانه‌ها و تشکیل دانه‌های فرعی و در ادامه چرخش دانه‌های فرعی و افزایش ناهم‌جهتی مرز دانه‌ها و تشکیل دانه‌های اصلی بسیار ریز است[30,31]. همچنین خرد شدن و تقسیم دانه‌های کشیده شده در جهت نورد توسط مرز دانه‌های عرضی کوتاه (Short Transverse Boundaries) متصل‌کننده مرزهای لایه‌ای، دیگر سازوکار ریز دانه شدن ساختار فلز حین فرآیند ARB است[32]. پس از ۱۰ مرحله فرآیند ARB اندازه متوسط دانه‌ها در جهت نورد و ضخامت به ترتیب به µm ۱/۹۱ و ۴۲۰ nm می‌رسد (شکل ۴- ه). اندازه میانگین دانه‌ها در جهت نورد و ضخامت پس از مراحل مختلف فرآیند ARB در جدول ۲ آمده است. اندازه دانه قطعه پس از مراحل مختلف فرآیند، در چندین مقطع از هر تصویر ریزساختاری با روش خطی اندازه‌گیری شد و میانگین نتایج به دست آمده از هر میکروگراف به عنوان اندازه دانه مرحله مربوطه ارائه شده است.

طی مراحل اولیه فرآیند ARB، به علت ایجاد تغییرشکل پلاستیک دانسیته نابجایی‌ها در قطعه افزایش یافته و کارسخت می‌شوند. اما در مراحل بعدی فرآیند، به دلیل وقوع بازیابی پویا، پدیده نرم‌شدگی نیز در قطعه اتفاق می‌افتد. بنابراین با پیشرفت فرآیند، پدیده‌های تولید و از بین رفتن نابجایی‌ها نسبتاً متعادل شده و

جدول ۲) اندازه دانه در جهت‌های نورد و ضخامت ورق پس از مراحل مختلف فرآیند ARB (µm)

ورق	آنیل شده	۱ مرحله	۴ مرحله	۷ مرحله	۱۰ مرحله
جهت نورد	۳۴/۴	۲۲/۵	۶/۵	۴/۱	۱/۹
جهت ضخامت	۳۳/۷	۱۲/۸	۱/۹	۰/۹۵	۰/۴



شکل ۴) ریزساختار سطح مقطع RD-ND ورق پس از الف) آنیل، ب) ۱، ج) ۴، د)۷ و ه) ۱۰ مرحله فرآیند ARB

دانسیته نابجایی‌ها تقریباً ثابت باقی می‌ماند. در نتیجه پدیده‌های کارسختی و کارنرمی به‌صورت همزمان در قطعه رخ می‌دهد که منجر به کاهش نرخ افزایش استحکام آن می‌شود[33,34]. با پیشرفت فرآیند ARB، ساختار قطعه شامل مرزهاي با زاویه بزرگ است، اما کسر قابل توجهی از مرزهاي با زاویه کوچک نیز در ساختار موجود است. توزیع زوایاي ناهم‌جهتی مرزی در ریزساختار ایجاد شده توسط فرآیند ARB، توزیع دو نمایي با یك پیك در محل آغازین شامل مرزهاي زاویه کوچک و پیک دیگر واقع در انتها با مرزهای زاویه بزرگ است. این توزیع دوگانه به طور واضح اختلاف بین ساختار به وجود آمده در تغییر شکل‌هاي شدید و ساختار تبلور مجدد یافته را بیان مي‌کند. وجود این مقدار از مرزهای با زاویه کوچک در ساختار به وقوع بازیابی در مراحل پایانی فرآیند نسبت داده مي‌شود. کسر بالاي مرز دانه با زاویه کوچک یکي از ویژگي‌هاي مواد تولید شده با فرآیندهاي تغییر شکل پلاستیک شدید است[35].

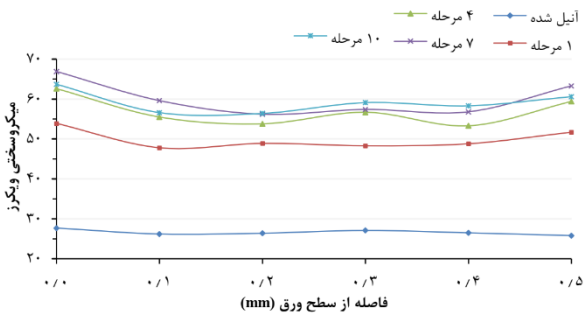
در مواد با ساختار کریستالی مکعبی وجوه مرکزدار مانند آلومینیوم، امکان وقوع تبلور مجدد در دماهای پایین‌تر وجود دارد[33]. همچنین در فلز آلومینیوم به دلیل انرژی نقص چیدمان بالای آن، پدیده‌های بازیابی و تبلور مجدد با سهولت بیشتری اتفاق می‌افتد. از سوی دیگر، هر چه مقدار تغییر شکل قبلی بیشتر باشد، دمای شروع بازیابی و تبلور مجدد کاهش می‌یابد. بنابراین فرآیندهای تغییرشکل پلاستیک شدید منجر به کاهش دمای تبلور مجدد فلزات می‌شود که به دلیل افزایش انرژی ذخیره شده در این مواد است. لازم به ذکر است که مرز دانه‌ها مکان‌های مناسبی برای جوانه‌زنی دانه‌ها هستند[36,37]. بنابراین در مواد با ساختار فوق‌العاده ریزدانه، به دلیل جوانه‌زنی بیشتر دانه‌ها، تبلور مجدد با سهولت بیشتری رخ می‌دهد[38]. با کاهش میزان ناخالصی در آلومینیوم خالص، بازیابی قابل‌توجهی حین فرآیند ARB نمونه اتفاق می‌افتد که منجر به تشکیل دانه‌های هم‌محور در کنار دانه‌های لایه‌ای کشیده در ساختار قطعه می‌شود[39]. از آنجا که فرآیند ARB بدون روانکار انجام می‌شود، به دلیل اصطکاک زیاد بین ورق و غلتک حین مرحله اتصال نوردی، دمای قطعه افزایش قابل‌توجهی می‌یابد. با توجه به مطالب ذکر شده در بالا، در ورق‌های آلومینیوم خالص که تحت فرآیند تغییرشکل

پلاستیک شدید ARB قرار می‌گیرند، با پیشرفت فرآیند وقوع پدیده‌های بازیابی و تبلور مجدد دینامیک حین مرحله اتصال نوردی، قابل انتظار است.

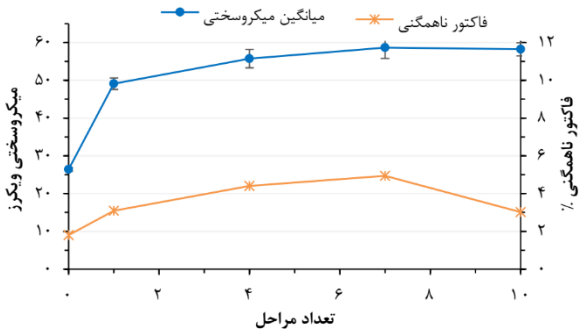
۳-۲- توزیع میکروسختی

به منظور بررسی توزیع سختی در ورق‌های ARB شده، ریزسختی ویکرز در طول ضخامت آنها اندازه‌گیری شده است. در شکل ۵ توزیع ریزسختی در مراحل مختلف فرآیند نشان داده شده است. مطابق شکل ۵ توزیع ریزسختی در طول ضخامت یکنواخت است، به‌جز زیر سطح ورق که کمی بیشتر است. این افزایش ریزسختی در زیر سطح ورق به کرنش‌های برشی اعمالی در سطوح ورق نسبت داده می‌شود. به منظور ایجاد چسبندگی بین ورق‌ها فرآیند نورد بدون روانکار انجام می‌شود و در نتیجه به دلیل اصطکاک زیاد بین غلتک‌ها و قطعه کرنش برشی باقیمانده بزرگی در مناطق سطحی وجود دارد (۴۰). به همین دلیل سختی در مناطق زیرسطحی ورق بیش از دیگر قسمت‌ها است. علاوه بر این با دو نیم کردن و چسباندن ورق‌ها به یکدیگر در مرحله بعدی، نیمی از ناحیه سطحی تحت تغییرشکل برشی قرار گرفته به مرکز می‌رود. با تکرار این مراحل در فرآیند ARB توزیع کرنش برشی باقیمانده در طول ضخامت ورق بسیار پیچیده شده و باندهای برشی در مراحل پایانی فرآیند اشباع می‌شود (۴۱, ۴۲).

میانگین سختی و درصد فاکتور ناهمگنی سختی در طول ضخامت ورق پس از مراحل مختلف فرآیند در شکل ٦ نشان داده شده است. با افزایش تعداد مراحل فرآیند ARB میانگین سختی قطعات افزایش می‌یابد که ناشی از تغییر شکل اعمال شدید و همچنین کرنش برشی بسیار زیاد در مناطق بین‌سطحی قطعات ARB شده است. همان‌طور که در شکل ٦ مشاهده می‌شود، در مراحل ابتدایی فرآیند سختی به سرعت افزایش می‌یابد و سپس تا مرحله هفتم به آرامی بر سختی قطعات افزوده می‌شود. در ادامه تا مرحله دهم میزان سختی قطعات تقریباً ثابت باقی می‌ماند. این موضوع به دلیل توزیع پیچیده کرنش برشی و اشباع شدن باندهای برشی در مراحل پایانی فرآیند است[30,43]. از سوی دیگر، میزان ناهمگنی سختی در طول ضخامت ورق، پس از افزایش در مراحل ابتدایی فرآیند در مراحل پایانی کمی کاهش



شکل ۵) توزیع ریزسختی در طول ضخامت ورق پس از مراحل مختلف فرآیند ARB

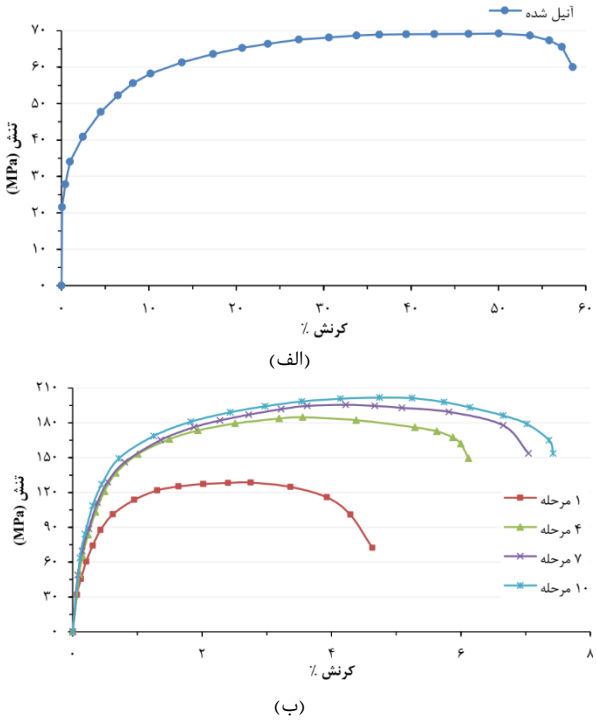


شکل ۶) میانگین سختی و درصد فاکتور ناهمگنی سختی در طول ضخامت ورق پس از مراحل مختلف فرآیند ARB

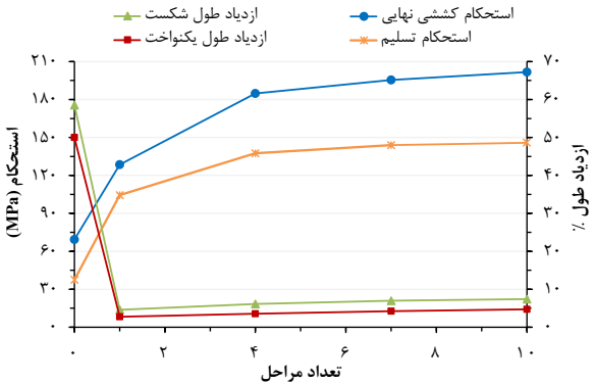
می‌یابد. توزیع یکنواخت‌تر سختی در مراحل پایانی فرآیند را می‌توان به توزیع یکنواخت ساختار ریزدانه و اشباع باندهای برشی در نمونه‌ها نسبت داد[43,44].

۳-۳- آزمون کشش آلومینیوم ARB شده

در شکل ۷ منحنی تنش-کرنش مهندسی ورق اولیه آنیل شده و ورق‌های ARB شده پس از مراحل مختلف فرآیند آمده است. شکل ۸ تغییرات استحکام کششی نهایی (UTS)، استحکام تسلیم (YS)، ازدیاد طول شکست (Fracture El.) و ازدیاد طول یکنواخت (Uniform El.) قطعات پس از مراحل مختلف فرآیند ARB را نشان می‌دهد. با پیشرفت فرآیند ARB استحکام کششی و استحکام تسلیم قطعات افزایش می‌یابد. پس از مرحله اول فرآیند، استحکام کششی ورق از ٦٩/٢٥ MPa به ١٢٨/٥ MPa و استحکام تسلیم از ٣٧/٥ MPa به ١٠٤/٥ MPa می‌رسد. در ادامه با افزایش مراحل فرآیند بر میزان استحکام قطعه افزوده می‌شود.



شکل ۷) منحنی تنش-کرنش مهندسی الف) ورق اولیه آنیل شده و ب) ورق فرآوری شده توسط مراحل مختلف فرآیند ARB



شکل ۸) تغییرات استحکام کششی نهایی، استحکام تسلیم، ازدیاد طول شکست و ازدیاد طول یکنواخت ورق پس از مراحل مختلف فرآیند ARB

همان‌طور که در شکل ۸ مشاهده می‌شود، با پیشرفت فرآیند نرخ افزایش استحکام کاهش می‌یابد. پس از ۱۰ مرحله فرآیند استحکام کششی ورق به ۲۰۱/۷ MPa و استحکام تسلیم به MPa ۱٤٥/۸ می‌رسد.

عوامل مختلفی در بهبود استحکام قطعات ARB شده تأثیر می‌گذارند؛ از جمله استحکام‌دهی ناشی از نابجایی‌ها (کرنش-سختی)، استحکام‌دهی ناشی از مرز دانه‌ها (ریزدانه شدن ساختار)، کیفیت اتصال بین لایه‌ها (استحکام اتصال بین‌لایه‌ای) و کرنش برشی اضافه در سطح ورق و فصل مشترک لایه‌ها[44,32,8]. در مراحل اولیه فرآیند افزایش استحکام قطعه تحت تأثیر کرنش‌سختی ناشی از افزایش نابجایی‌ها به وقوع می‌پیوندد. اما با افزایش مراحل فرآیند تأثیر کرنش‌سختی در استحکام‌دهی قطعه کاسته شده و شکل‌گیری تدریجی ساختار ریزدانه نقش اساسی را در افزایش استحکام ایفا می‌کند[45,46]. عامل مهم دیگر در تعیین استحکام قطعات کیفیت اتصال بین لایه‌ها است. در مراحل اولیه فرآیند استحکام اتصال بین لایه‌ها مناسب نیست و مقدار قابل توجهی تخلخل و ناپیوستگی در فصل مشترک‌ها وجود دارد. این عیوب باعث ایجاد تمرکز تنش و گسترش تنش‌های سه‌محوری در قطعه و در نتیجه کاهش تنش تسلیم آن می‌شود. با افزایش مراحل فرآیند استحکام اتصال بین لایه‌ها بهبود یافته و در نتیجه استحکام قطعه افزایش می‌یابد[47,48]. کرنش برشی اضافی عامل مهم دیگر در افزایش استحکام قطعات است. به منظور افزایش استحکام اتصال بین لایه‌ها فرآیند ARB در شرایط بدون روانکار انجام می‌شود. در نتیجه به دلیل اصطکاک زیاد بین ورق و غلتک‌ها مقدار زیادی کرنش برشی اضافی در در مناطق سطحی ورق ایجاد می‌شود. علاوه بر این، در مرحله بعدی با دو نیم کردن و چسباندن ورق‌ها به یکدیگر، نیمی از ناحیه سطحی تحت تغییرشکل برشی قرار گرفته به مرکز قطعه می‌رود. با تکرار این مراحل در فرآیند ARB کرنش برشی در طول ضخامت ورق توزیع شده و باندهای برشی در مراحل پایانی فرآیند اشباع می‌شود[30,44].

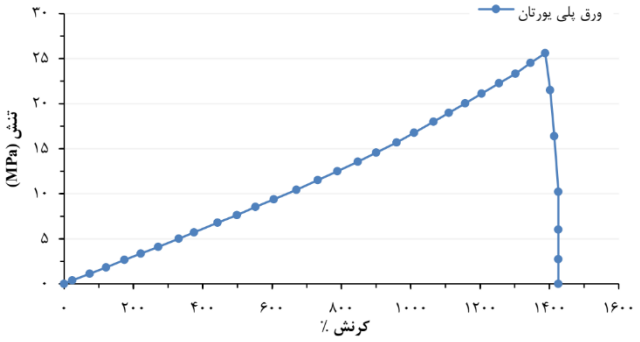
تغییرات ازدیاد طول یکنواخت و ازدیاد طول شکست قطعات نیز پس از مراحل مختلف فرآیند ARB، در شکل ۸ نشان داده شده است. میزان افزایش طول نمونه آزمون کشش تا قبل از آغاز ناپایداری پلاستیک و گلویی شدن آن بیانگر ازدیاد طول یکنواخت و میزان افزایش طول کل نمونه تا وقوع شکست در آن نشان‌دهنده ازدیاد طول شکست است. همانطور که مشاهده می‌شود، میزان ازدیاد طول قطعات پس از مرحله اول فرآیند بطور چشمگیری کاهش می‌یابد. پس از مرحله اول فرآیند ازدیاد طول شکست ورق از ٥٨/٥ % به ٤/٦ % و ازدیاد طول یکنواخت از ٥٠ % به ٢/٧٥ % می‌رسد. این کاهش قابل توجه بیشتر ناشی از کرنش‌سختی شدید ناشی از تجمع ناجابجایی‌ها پس از مرحله اول است[45,46]. در ادامه با افزایش مراحل فرآیند میزان ازدیاد طول قطعه به‌تدریج افزایش می‌یابد. پس از ۱۰ مرحله فرآیند ازدیاد طول شکست ورق به ٧/٤% و ازدیاد طول یکنواخت به ٤/٧% می‌رسد.

شکل‌پذیری ورق‌های ARB شده با بهبود کیفیت اتصال بین لایه‌ها افزایش می‌یابد. مناطقی از فصل‌مشترک بین لایه‌ها که دارای اتصال ضعیف است، حاوی مقادیر زیادی تخلخل و ناپیوستگی است. این عیوب باعث ایجاد تمرکز تنش و گسترش تنش‌های سه‌محوری در قطعه و در نتیجه کاهش قابلیت ازدیاد طول آن می‌شود. با پیشرفت فرآیند کیفیت اتصال بین لایه‌ها بهبود یافته و در نتیجه قابلیت ازدیاد طول قطعه به‌تدریج افزایش می‌یابد. از سوی دیگر با افزایش تعداد مراحل فرآیند ARB ساختار ریزدانه در نمونه شکل می‌گیرد که منجر به افزایش تدریجی قابلیت ازدیاد طول قطعات می‌شود[32,33,49].

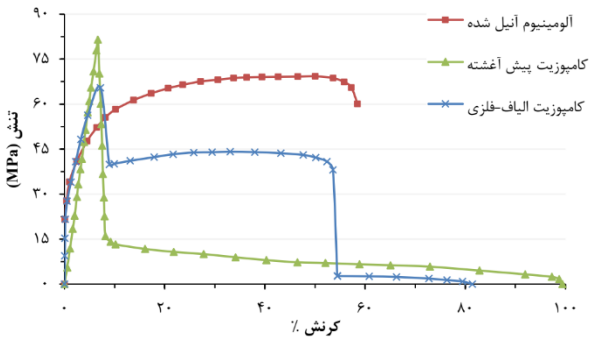
۳-۴- آزمون کشش کامپوزیت GLARE

منحنی تنش-کرنش ورق پلی‌یورتان و همچنین آلومینیوم آنیل شده، کامپوزیت GFRP و کامپوزیت GLARE ساخته شده از آنها در شکل ۹ نشان داده شده است. ورق پلی‌یورتان تحت تنش کششی با ارائه رفتاری داکتیل و تقریباً خطی، در کرنش ١٤٢٦ % و تنش ٢٥ MPa دچار شکست می‌شود. اما از سوی دیگر در کامپوزیت GFRP که رفتاری ترد و خطی از خود نشان می‌دهد، شکست در کرنش ٦/٦٥ % و تنش ٨١/٥ MPa روی می‌دهد.

همان‌طور که در شکل (۹- ب) مشاهده می‌شود، منحنی تنش-کرنش کامپوزیت GLARE بین منحنی‌های تنش-کرنش آلومینیوم و کامپوزیت GFRP قرار می‌گیرد. خواص کششی کامپوزیت GLARE تحت تأثیر خواص مواد سازنده آن است. طی آزمون کشش کامپوزیت GLARE، به دلیل رفتار پلاستیک لایه آلومینیومی، کامپوزیت نیز رفتاری غیرالاستیک از خود نشان می‌دهد. پس از آنکه ورق آلومینیومی در انتهای تغییرشکل الاستیک شروع به تسلیم کرد و وارد ناحیه پلاستیک شد، منحنی تنش-کرنش کامپوزیت نیز از حالت خطی خارج شده و شیب آن کاهش می‌یابد. در ادامه، منحنی در کرنش ٧/١٨ % و تنش MPa



(الف)



(ب)

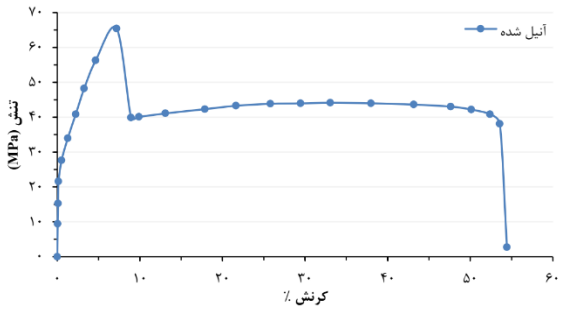
شکل ۹) منحنی تنش-کرنش الف) ورق پلی‌یورتان و ب) آلومینیوم آنیل شده، کامپوزیت GFRP و کامپوزیت GLARE ساخته شده از آنها

٦٥/٤ به نقطه اوج خود می‌رسد و پس از آن به دلیل شکست الیاف شیشه در کامپوزیت GFRP، دچار سقوط ناگهانی تا تنش ۳۹/۹ MPa می‌شود. اما با توجه به این‌که هنوز لایه آلومینیومی کامپوزیت دچار شکست نشده است، ادامه تحمل بار بر عهده ورق آلومینیومی و به میزان بسیار اندک لایه پلی‌یورتان است. بنابراین در ادامه، منحنی رفتار پلاستیک آلومینیوم را نشان می‌دهد که در حال کارسخت شدن است تا اینکه در کرنش ٥٣/٦ % دچار شکست می‌شود. منحنی پس از آن تا کرنش ٨١/٤ % مربوط به لایه پلی‌یورتان است. توجه به این نکته ضروری است که پس از سقوط شدید مرحله اول منحنی، دیگر به ماده باقیمانده نمی‌توان کامپوزیت هیبریدی GLARE اطلاق نمود، زیرا الیاف شیشه دچار گسیختگی شده‌اند[24]. مدول الاستیک کامپوزیت GLARE کمتر از فلز آلومینیوم است، زیرا مدول الاستیک لایه پلی‌یورتان و همچنین کامپوزیت GFRP بسیار کمتر از فلز آلومینیوم است. خواص مکانیکی کامپوزیت GLARE و مواد سازنده آن که از منحنی‌های شکل ۹ به دست آمده، در جدول ۳ ارائه شده است.

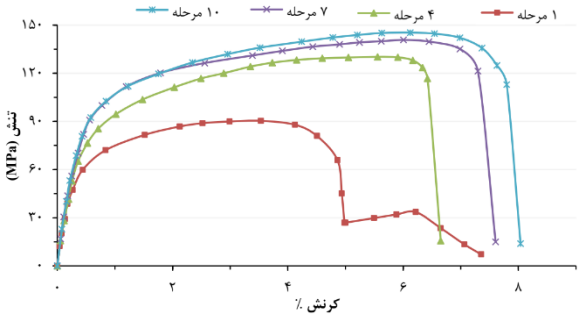
در شکل ۱۰ منحنی‌های تنش-کرنش کامپوزیت GLARE ساخته شده از ورق‌های آلومینیوم ARB شده آمده است. با افزایش تعداد مراحل فرآیند ARB در ورق آلومینیومی استحکام کششی، میزان ازدیاد طول در تنش ماکزیمم و همچنین ازدیاد طول شکست کامپوزیت GLARE افزایش می‌یابد. خواص مکانیکی کامپوزیت GLARE ساخته شده از ورق آلومینیوم پس از مراحل مختلف فرآیند ARB در شکل ۱۱ نشان داده شده است.

جدول ۳) خواص مکانیکی کامپوزیت GLARE و مواد سازنده‌ی آن

ورق	پلی‌یورتان	کامپوزیت GFRP	آلومینیوم آنیل-شده	کامپوزیت GLARE
مدول الاستیک (GPa)	۱/۸۵MPa	۱/۳	۶۶/۴	۲۵/۷
استحکام کششی (MPa)	۲۵/۶۱	۸۱/۵۱	۶۹/۲۵	۶۵/۴۳
ازدیاد طول تنش ماکزیمم %	۱۳۸۷/۸	۶/۶۵	۵۰/۰۴	۷/۱۸
ازدیاد طول شکست نهایی %	۱۳۸۷/۸	۹۹/۳۸	۵۸/۵۰	۸۱/۴۱

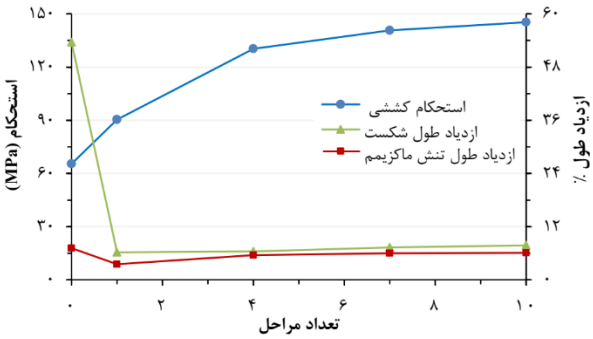


(الف)



(ب)

شکل ۱۰) منحنی تنش-کرنش کامپوزیت GLARE ساخته شده از الف) آلومینیوم آنیل شده و ب) آلومینیوم ARB شده با مراحل مختلف



شکل ۱۱) تغییرات استحکام کششی، ازدیاد طول شکست و ازدیاد طول تنش ماکزیمم کامپوزیت GLARE ساخته شده از ورق‌های آلومینیوم ARB شده با مراحل مختلف

به منظور تحلیل بهتر خواص کششی کامپوزیت GLARE، منحنی‌های تنش-کرنش کامپوزیت ساخته شده از ورق‌های ARB شده پس از مراحل مختلف به صورت جداگانه و در کنار منحنی‌های تنش-کرنش مواد سازنده آنها در شکل ۱۲ ارائه شده است. مطابق شکل (۱۲- الف)، منحنی تنش-کرنش کامپوزیت GLARE ساخته شده از آلومینیوم یک مرحله ARB شده با منحنی تنش-کرنش کامپوزیت ساخته شده از آلومینیوم آنیل شده (شکل (۹- ب)) تفاوت دارد. همان‌طور که در شکل ۸ ارائه شد، پس از یک مرحله فرآیند ARB قابلیت ازدیاد طول ورق آلومینیوم به شدت کاهش می‌یابد؛ به طوری که قابلیت ازدیاد طول شکست ورق آلومینیوم کمتر از میزان افزایش طول شکست الیاف شیشه در کامپوزیت GFRP می‌شود. به همین دلیل طی آزمون کشش کامپوزیت GLARE ساخته شده از آلومینیوم یک مرحله ARB شده، ابتدا شکست در لایه آلومینیومی روی داده و منحنی کمی سقوط می‌کند. اما چون هنوز شکست در الیاف شیشه آغاز نشده است، منحنی مجدداً کمی صعود می‌کند تا الیاف شیشه نیز دچار شکست شوند. با توجه به این که با ادامه فرآیند ARB و افزایش تعداد مراحل آن قابلیت ازدیاد طول ورق آلومینیومی به تدریج افزایش می‌یابد، درنتیجه طی آزمون کشش کامپوزیت‌های GLARE ساخته شده از آلومینیوم ٤، ۷ و ۱۰ مرحله ARB شده، شکست در لایه‌های آلومینیوم و کامپوزیت GFRP به صورت همزمان رخ می‌دهد. بنابراین مطابق شکل‌های (۱۲- ب) الی (۱۲- د)، فقط یک مرحله سقوط شدید در منحنی تنش-کرنش این کامپوزیت‌ها مشاهده می‌شود.

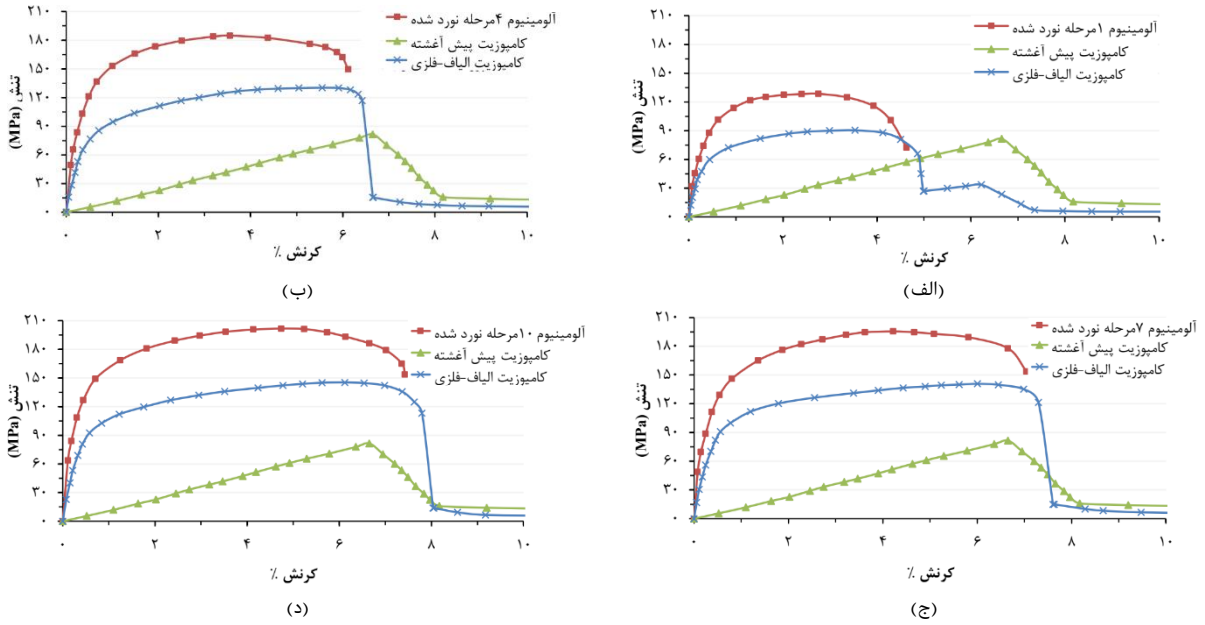
بنابراین، استفاده از ورق آلومینیوم ARB شده با استحکام بالا در ساخت کامپوزیت GLARE، نه تنها موجب افزایش استحکام کامپوزیت می‌شود؛ بلکه از سوی دیگر، کاهش قابلیت ازدیاد طول قطعات ARB شده نسبت به ورق اولیه آنیل شده، به عنوان یک نقص مهم برای کامپوزیت محسوب نمی‌شود. زیرا در کامپوزیت GLARE ساخته شده از آلومینیوم آنیل شده، قسمت اعظم ازدیاد طول لایه آلومینیومی پس از شکست الیاف و در شرایط خارج از کامپوزیت GLARE واقع می‌شود. اما استفاده از ورق آلومینیوم ARB شده در ساخت کامپوزیت GLARE موجب می‌شود شکست لایه‌های آلومینیوم و کامپوزیت GFRP به صورت همزمان به وقوع بپیوندد. در نتیجه کل چقرمگی شکست و جذب انرژی لایه آلومینیوم در شرایط کامپوزیت هیبریدی GLARE واقع می‌شود.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش ورق آلومینیوم خالص تجاری تحت فرآیند ARB قرار گرفت. سپس ورق ARB شده در ساخت کامپوزیت هیبریدی GLARE استفاده شد. ریزساختار و خواص مکانیکی ورق‌های ARB شده و همچنین خواص مکانیکی کامپوزیت GLARE ساخته شده توسط آزمون کشش مورد بررسی و تحلیل قرار گرفت و نتایج زیر به‌دست آمد:

با انجام فرآیند ARB ساختار فوق‌العاده ریزدانه با دانه‌های کشیده شده در جهت نورد به دست می‌آید. پس از ۱۰ مرحله فرآیند ARB اندازه متوسط دانه‌ها در جهت نورد و ضخامت به ترتیب به µm ۱/۹۱ و nm ٤۲۰ می‌رسد.

با انجام فرآیند ARB سختی قطعات افزایش می‌یابد. در مراحل ابتدایی فرآیند سختی به سرعت افزایش می‌یابد و سپس تا مرحله هفتم به آرامی بر سختی قطعات افزوده می‌شود. در ادامه



شکل ۱۲) منحنی تنش-کرنش کامپوزیت GLARE ساخته شده از ورق‌های آلومینیوم الف) ۱، ب) ۴، ج)۷ و د) ۱۰ مرحله ARB شده و منحنی‌های تنش-کرنش مواد سازنده‌ی کامپوزیت

تا مرحله دهم میزان سختی قطعات تقریباً ثابت باقی می‌ماند. از سوی دیگر، میزان ناهمگنی سختی در طول ضخامت ورق، پس از افزایش در مراحل ابتدایی فرآیند در مراحل پایانی کمی کاهش می‌یابد. با انجام فرآیند ARB استحکام کششی و استحکام تسلیم ورق افزایش می‌یابد. پس از افزایش سریع استحکام در مراحل اولیه فرآیند، در ادامه سرعت افزایش استحکام کاهش می‌یابد. میزان ازدیاد طول قطعه نیز پس از کاهش چشمگیر در مرحله اول فرآیند، در ادامه به آرامی افزایش می‌یابد.

منحنی تنش-کرنش کامپوزیت GLARE بین منحنی‌های تنش-کرنش مواد سازنده آن یعنی آلومینیوم و کامپوزیت GFRP قرار می‌گیرد. با افزایش تعداد مراحل فرآیند ARB در ورق آلومینیومی مورد استفاده در کامپوزیت GLARE استحکام کششی، میزان ازدیاد طول در تنش ماکزیمم و همچنین ازدیاد طول شکست کامپوزیت افزایش می‌یابد.

رفتار کامپوزیت GLARE ساخته شده از آلومینیوم فرآوری شده طی مراحل مختلف فرآیند ARB تحت آزمون کشش متفاوت است:

در کامپوزیت GLARE ساخته شده از آلومینیوم آنیل شده، به علت شکل‌پذیری خوب لایه آلومینیومی ابتدا شکست در الیاف شیشه رخ می‌دهد و تحمل بار در ادامه بارگذاری بر عهده لایه آلومینیومی است و منحنی تنش-کرنش نیز رفتار پلاستیک آلومینیوم را نشان می‌دهد.

در کامپوزیت GLARE ساخته شده از آلومینیوم یک مرحله ARB شده، به دلیل کاهش شدید قابلیت ازدیاد طول ورق آلومینیوم، ابتدا شکست در لایه آلومینیومی روی می‌دهد و چون هنوز شکست در الیاف شیشه آغاز نشده است، منحنی مجدداً کمی صعود می‌کند تا الیاف شیشه نیز دچار شکست شوند.

در کامپوزیت‌های GLARE ساخته شده از آلومینیوم ٤، ٧ و ١٠ مرحله ARB شده، به دلیل افزایش تدریجی قابلیت ازدیاد طول ورق آلومینیومی، شکست در لایه‌های آلومینیوم و کامپوزیت GFRP به صورت همزمان به وقوع می‌پیوندد. بنابراین کل جذب انرژی و چقرمگی شکست لایه آلومینیومی در شرایطی رخ می‌دهد که هنوز الیاف شیشه و در نتیجه کامپوزیت GLARE دچار شکست نشده‌اند.

تشکر و قدردانی: موردی توسط نویسندگان گزارش نشده است.

تاییدیه اخلاقی: محتویات علمی و ادبی مقاله نتیجه‌ی فعالیت پژوهشی نویسندگان بوده است. این مقاله زمان ارسال برای این نشریه در هیچ نشریه ایرانی یا غیرایرانی در حال بررسی نبوده و تا تعیین تکلیف قطعی در این نشریه برای هیچ نشریه دیگری ارسال نخواهد شد.

تعارض منافع: هیچ گونه تعارض منافعی وجود ندارد.

سهم نویسندگان: مجتبی دهقان (نویسنده اول)، پژوهشگر اصلی (۳۵%)؛ فتح اله قدس (نویسنده دوم)، پژوهشگر اصلی (۲۵%)؛ مهدی گردویی (نویسنده سوم)، پژوهشگر اصلی (۲۰%)؛ حمیدرضا محمدیان سمنانی (نویسنده چهارم)، پژوهشگر اصلی (۲۰%).

منابع مالی: توسط بودجه تحقیقاتی پایان نامه دکتری، اعطایی توسط دانشگاه سمنان به مجتبی دهقان تامین شد.

منابع

1- Saito Y. Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process. Scripta mater.1998;39(9):1221-7.

2- Fattah-Alhosseini A, Naseri M, Alemi MH. Corrosion behavior assessment of finely dispersed and highly uniform Al/B4C/SiC hybrid composite fabricated via accumulative roll bonding process. Journal of Manufacturing Processes. 2016;22:120-6.

3- Duan JQ, Quadir MZ, Ferry M. Engineering low intensity planar textures in commercial purity nickel sheets by cross roll bonding. Materials Letters. 2017;188:138-41.

۴- اسلامی حسینی، سید هادی کازرونی. بررسی و مقایسه خواص مکانیکی مس خالص تولید شده به دو روش اتصال نورد تجمعی (ARB) و آهنگری چند محوره .(MAF) مهندسی متالورژی. ۱۸(۵۷):۵۴-۶۲.

5- Zeng LF, Gao R, Fang QF, Wang XP, Xie ZM, Miao S, Hao T, Zhang T. High strength and thermal stability of bulk Cu/Ta nanolamellar multilayers fabricated by cross accumulative roll bonding. Acta Materialia. 2016;110:341-51.

6- Eslami AH, Balali M, Seyedkashi SM. Study and Comparison of Simple Shear Extrusion and Accumulative Roll Bonding Processes in Improving the Mechanical and Structural Properties of Copper. Metallurgical Engineering. 2018;21(2):118-28.

7- 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):579-83.

8- Dehghan M, Qods F, Gerdooei M, Mohammadian-Semnani H. Comparative Study of the Planar Uniformity of the Mechanical Properties of the AA1050 Strips Processed by Conventional and Cross Accumulative Roll-Bonding Techniques. JOM. 2020;72(4):1571-9.

9- Sinmazçelik T, Avcu E, Bora MÖ, Çoban O. A review: Fibre metal laminates, background, bonding types and applied test methods. Materials & Design. 2011;32(7):3671-85.

10- Vogelesang LB, Vlot A. Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures. Journal of materials processing technology. 2000;103(1):1-5.

11- Reddy MS, Chetty SV, Premkumar S, Reddappa HN. Influence of reinforcements and heat treatment on mechanical and wear properties of Al 7075 based hybrid composites. Procedia Materials Science. 2014;5:508-16.

12- Botelho EC, Silva RA, Pardini LC, Rezende MC. A review on the development and properties of continuous fiber/epoxy/aluminum hybrid composites

laminates. Composites Part B: Engineering. 2017;125:259-74.
27- Sun J, Daliri A, Lu G, Ruan D, Lv Y. Tensile failure of fibre-metal-laminates made of titanium and carbon-fibre/epoxy laminates. Materials & Design. 2019;183:108139.
28- Kazeminezhad M, Taheri AK. Deformation inhomogeneity in flattened copper wire. Materials & design. 2007;28(7):2047-53.
29- Dehghan M, Qods F, Gerdooei M, Mohammadian-Semnani H. Influence of Intermediate Heating in Cross Accumulative Roll-Bonding Process on Planar Isotropy of the Mechanical Properties of Commercial Purity Aluminium Sheet. Metals and Materials International. 2020:1-5.
30- Kolahi A, Akbarzadeh A, Barnett MR. Electron back scattered diffraction (EBSD) characterization of warm rolled and accumulative roll bonding (ARB) processed ferrite. Journal of Materials Processing Technology. 2009;209(3):1436-44.
31- Hosseini SA, Manesh HD. High-strength, high-conductivity ultra-fine grains commercial pure copper produced by ARB process. Materials & Design. 2009;30(8):2911-8.
32- Alizadeh M, Salahinejad E. Processing of ultrafine-grained aluminum by cross accumulative roll-bonding. Materials Science and Engineering: A. 2014;595:131-4.
33- Abbasi M, Sajjadi SA. Mechanical properties and interface evaluation of Al/AZ31 multilayer composites produced by ARB at different rolling temperatures. Journal of Materials Engineering and Performance. 2018;27(7):3508-20.
34- Karlık M, Homola P, Slámová M. Accumulative roll-bonding: first experience with a twin-roll cast AA8006 alloy. Journal of alloys and compounds. 2004;378(1-2):322-5.
35- Kim HW, Kang SB, Tsuji N, Minamino Y. Elongation increase in ultra-fine grained Al–Fe–Si alloy sheets. Acta Materialia. 2005;53(6):1737-49.
36- Mehr VY, Toroghinejad MR, Rezaeian A. Mechanical properties and microstructure evolutions of multilayered Al–Cu composites produced by accumulative roll bonding process and subsequent annealing. Materials Science and Engineering: A. 2014;601:40-7.
37- Quadir MZ, Al-Buhamad O, Bassman L, Ferry M. Development of a recovered/recrystallized multilayered microstructure in Al alloys by accumulative roll bonding. Acta Materialia. 2007;55(16):5438-48.
38- Böhm W, Merklein M, Lechner M. Innovative aluminium lightweight design by the combination of Accumulative Roll Bonding and local intermediate heat treatment. Materials Today: Proceedings. 2015;2(10):4992-7.
39- Kamikawa N, Tsuji N, Huang X, Hansen N. Quantification of annealed microstructures in ARB processed aluminum. Acta materialia. 2006;54(11):3055-66.
40- Hanazaki K, Shigeiri N, Tsuji N. Change in microstructures and mechanical properties during for aircraft structures. Materials Research. 2006;9(3):247-56.
13- Rajkumar GR, Krishna M, Narasimhamurthy HN, Keshavamurthy YC, Nataraj JR. Investigation of tensile and bending behavior of aluminum based hybrid fiber metal laminates. Procedia Materials Science. 2014;5:60-8.
14- Soltani P, Keikhosravy M, Oskouei RH, Soutis C. Studying the tensile behaviour of GLARE laminates: a finite element modelling approach. Applied Composite Materials. 2011;18(4):271-82.
15- Gonzalez-Canche NG, Flores-Johnson EA, Carrillo JG. Mechanical characterization of fiber metal laminate based on aramid fiber reinforced polypropylene. Composite structures. 2017;172:259-66.
16- Reyes G, Gupta S. Manufacturing and mechanical properties of thermoplastic hybrid laminates based on DP500 steel. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2009;40(2):176-83.
17- Sadighi M, Dariushi S. An experimental study of the fibre orientation and laminate sequencing effects on mechanical properties of Glare. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering. 2008;222(7):1015-24.
18- Wu G, Yang JM. The mechanical behavior of GLARE laminates for aircraft structures. Jom. 2005;57(1):72-9.
19- Dhar Malingam S, Jumaat FA, Ng LF, Subramaniam K, Ab Ghani AF. Tensile and impact properties of cost-effective hybrid fiber metal laminate sandwich structures. Advances in polymer technology. 2018;37(7):2385-93.
20- Yeh PC, Chang PY, Yang JM, Wu PH, Liu MC. Blunt notch strength of hybrid boron/glass/aluminum fiber metal laminates. Materials Science and Engineering: A. 2011;528(4-5):2164-73.
21- Woo SC, Choi NS, Chang YW. Toughness and fracture mechanisms of glass fiber/aluminum hybrid laminates under tensile loading. Journal of mechanical science and technology. 2007;21(12):1937.
22- Wu G, Yang JM. Analytical modelling and numerical simulation of the nonlinear deformation of hybrid fibre–metal laminates. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 2005;13(3):413.
23- Cortes P, Cantwell WJ. The fracture properties of a fibre–metal laminate based on magnesium alloy. Composites Part B: Engineering. 2005;37(2-3):163-70.
24- Kashfi M, Majzoobi GH, Bonora N, Iannitti G, Ruggiero A, Khademi E. A study on fiber metal laminates by using a new damage model for composite layer. International Journal of Mechanical Sciences. 2017;131:75-80.
25- Cantwell WJ. The mechanical properties of fibre-metal laminates based on glass fibre reinforced polypropylene. Composites Science and Technology. 2000;60(7):1085-94.
26- Sharma AP, Khan SH, Parameswaran V. Experimental and numerical investigation on the uni-axial tensile response and failure of fiber metal

deep wire drawing of copper. Materials Science and Engineering: A. 2010;527(21-22):5699-707.
41- Chowdhury SG, Srivastava VC, Ravikumar B, Soren S. Evolution of Texture During accumulative roll bonding (ARB) and its comparison with normal cold rolled aluminium–manganese alloy. Scripta Materialia. 2006;54(9):1691-6.
42- Tsuji N, Toyoda T, Minamino Y, Koizumi Y, Yamane T, Komatsu M, Kiritani M. Microstructural change of ultrafine-grained aluminum during high-speed plastic deformation. Materials Science and Engineering: A. 2003;350(1-2):108-16.
43- Pirgazi H, Akbarzadeh A, Petrov R, Kestens L. Microstructure evolution and mechanical properties of AA1100 aluminum sheet processed by accumulative roll bonding. Materials Science and Engineering: A. 2008;497(1-2):132-8.
44- Yaghtin AH, Salahinejad E, Khosravifard A. Processing of nanostructured metallic matrix composites by a modified accumulative roll bonding method with structural and mechanical considerations. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. 2012;19(10):951-6.
45- Jamaati R, Toroghinejad MR, Dutkiewicz J, Szpunar JA. Investigation of nanostructured Al/Al2O3 composite produced by accumulative roll bonding process. Materials & Design. 2012;35:37-42.
46- Toroghinejad MR, Ashrafizadeh F, Jamaati R. On the use of accumulative roll bonding process to develop nanostructured aluminum alloy 5083. Materials Science and Engineering: A. 2013;561:145-51.
47- Jamaati R, Toroghinejad MR. Cold roll bonding bond strengths. Materials Science and Technology. 2011;27(7):1101-8.
48- Hashemi M, Jamaati R, Toroghinejad MR. Microstructure and mechanical properties of Al/SiO2 composite produced by CAR process. Materials Science and Engineering: A. 2012;532:275-81.
49- Alizadeh M, Paydar MH, Jazi FS. Structural evaluation and mechanical properties of nanostructured Al/B4C composite fabricated by ARB process. Composites Part B: Engineering. 2013;44(1):339-43.