



بررسی تجربی، عددی و تحلیلی میکروسختی نانوکامپوزیت‌های پلی پروپیلن

جواد پاینده پیمان^۱، غلامحسین مجذوبی^{۲*}، رضا باقری^۳

۱- دانشجوی دکترا، مهندسی مکانیک، دانشگاه بوعلی سینا، همدان

۲- استاد، مهندسی مکانیک، دانشگاه بوعلی سینا، همدان

۳- استاد، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران

همدان، صندوق پستی ۶۵۱۷۵۴۱۶۱، gh_majzoobi@basu.ac.ir

اطلاعات مقاله

دریافت: ۹۴/۱۰/۳

پذیرش: ۹۴/۱۱/۲۸

کلیدواژگان:

میکروسختی ویکرز

معیار دراگر-پراگر

مدل میکرومکانیک

مدل ماکرومکانیک

نانوکامپوزیت‌های پلی پروپیلن

چکیده

در مقاله حاضر، اثر درصد نانوذرات خاک رس و کربنات کلسیم بر میکروسختی نانوکامپوزیت‌های پلی پروپیلن با انجام آزمون ویکرز مورد بررسی قرار گرفته است. برای مقایسه با نتایج تجربی، یک مدل سه بعدی اجزای محدود آزمون ویکرز نیز در کد آباکوس شبیه‌سازی شده است. به منظور پیش‌بینی تغییر شکل پلاستیک کامپوزیت پلیمری، از معیار تسلیم دراگر-پراگر استفاده شده است. ضرایب دراگر-پراگر با انجام آزمون‌های کشش و فشار به صورت مجزا تعیین شده و در مدل عددی وارد شده است. دو فرض جریان پتانسیل وابسته و غیر وابسته در شبیه‌سازی در نظر گرفته شده است و زاویه اتساع مناسب با حداقل کردن خطای تجربی و عددی محاسبه شده است. در ادامه مدل‌های تحلیلی ماکرومکانیکی و میکرومکانیکی به منظور پیش‌بینی تاثیر نانوذرات بر سختی پلی پروپیلن بررسی شده است. هرچند نتایج نشان می‌دهند که مدل‌های تحلیلی قانون مخلوط‌ها و مارش دقت مناسبی دارند (حدود ۱۰ درصد خطا)، اما می‌توان با انتخاب زاویه اتساع مناسب در روش عددی، به جواب‌های بسیار خوبی رسید (کمتر از ۲ درصد). علاوه بر آن مشاهدات تجربی نشان می‌دهند، افزودن خاک رس و کربنات کلسیم باعث افزایش مدول الاستیسیته، تنش تسلیم کششی و فشاری و همچنین میکروسختی پلی پروپیلن می‌شود.

Experimental, analytical and numerical investigation of polypropylene nanocomposites microhardness

Javad Payandehpeyman¹, Gholamhossein Majzoobi^{1*}, Reza Bagheri²

1- Department of Mechanical Engineering, Bu-Ali Sina University, Hamedan, Iran

2- Department of Material Engineering, Sharif University of Technology, Tehran, Iran

*P.O.B. 651754161, Hamedan, Iran, gh_majzoobi@basu.ac.ir

Keywords

Vickers microhardness
Drucker-Prager Criterion
Micromechanic Model
Macromechanic Model
Polypropylene
nanocomposites

Abstract

In the present paper, the effects of nanoclay and nano calcium carbonate on polypropylene nanocomposites microhardness are assessed using Vickers test. Also, a 3D finite element model of Vickers test has been simulated by Abaqus code to compare to the experimental results. The Drucker-Prager yield criterion has been used to predict the polymeric composite plastic deformation. The Drucker-Prager parameters implemented in the numerical model are determined by a tension and a compression test separately. Two associative and non-associative plastic flow assumptions are considered and an appropriate dilation angle is derived by minimizing the error difference of experimental and the numerical results. Furthermore, micromechanical and macromechanical models are investigated to predict nanoparticles effect on the polypropylene microhardness. Although the results show that analytical models including Marsh and rule of mixture models have suitable accuracy (about 10% error), excellent results (less than 2% error) can be obtained by selecting appropriate dilation angle value in the numerical method. Moreover, experimental evidences show that adding nanoclay and nano calcium carbonate increases elastic modulus, tensile and compressive yield stress as well as microhardness of the polypropylene.

۱- مقدمه

حال گسترش می‌باشد. پلی پروپیلن به دلیل قیمت پائین و خواص مکانیکی مطلوب، به عنوان یک زمینه پلیمری متداول در مواد کامپوزیت، کاربرد زیادی پیدا کرده است. بررسی خواص مکانیکی، شیمیایی و مورفولوژی این پلیمر در کنار پرکننده‌های مختلف مانند تالک، خاک رس، کربنات کلسیم، یاف شیشه

در دهه اخیر کامپوزیت‌های زمینه پلیمری، به دلیل نسبت مطلوب استحکام به وزن آن‌ها، مورد توجه و مطالعات زیادی قرار گرفته است [۱،۲]. کاربرد این مواد در صنایع مختلفی از قبیل پزشکی، خودرو، هوافضا، نظامی و غیره در

Please cite this article using:

Payandehpeyman, J. Majzoobi, Gh. and Bagheri, R., "Experimental, Analytical and Numerical Investigation of Polypropylene Nanocomposites Microhardness", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 3, No. 2, pp. 165-176, 2016.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

پیش‌بینی می‌کرد [۷]. این مدل توسط گویال و همکاران برای پیش‌بینی اثر نانوذرات و میکروذرات اکسید آلومینیوم بر روی سختی کامپوزیت‌های پلی‌اتراکتون مورد استفاده قرار گرفت. با ویرایش کردن مدل هالفین-تسای، مدلی ارائه شد که مدول الاستیک را در کامپوزیت‌هایی با جهات تصادفی پیش‌بینی می‌کرد. این مدل توسط جماعت و همکاران برای پیش‌بینی مدول فشاری کامپوزیت اپوکسی/نانوکلی مورد استفاده قرار گرفت [۱۳].

علاوه بر روش‌های تحلیلی و تجربی که اشاره شد، روش‌های عددی مبتنی بر اجزاء محدود نیز ارائه شده است که می‌تواند، سختی ماده را به خوبی پیش‌بینی کند که نسبت به روش‌های ذکر شده تحلیلی، دقت بیشتری دارد. در این روش، ابتدا با استفاده از مدل اجزاء محدود آزمون ویکرز(یا هر آزمون سختی دیگری) شبیه سازی می‌شود. سپس با اندازه گیری میزان تغییر شکل‌های نمونه در شبیه سازی، سختی آن محاسبه می‌شود [۱۴]. به منظور شبیه سازی رفتار ترموپلاستیک‌ها تحت بارگذاری، نیاز به مدل ماده‌های مناسب می‌باشد. به دلیل حساسیت تسلیم پلی‌پروپیلن به فشار هیدرواستاتیک، مدل ماده دراگر-پراگر پیشنهاد می‌شود. اخیراً این مدل ماده به دلیل در نظر گرفتن فشار هیدرواستاتیک در تسلیم ماده و همچنین تغییرات حجم در هنگام تغییر شکل‌های پلاستیک، مورد توجه زیادی در شبیه سازی مواد پلیمری قرار گرفته است [۴، ۱۵-۱۷].

با توجه به پیشینه تحقیق و افزایش گسترده کاربرد نانوکامپوزیت‌های پلیمری و همچنین کاربرد زیاد پلی‌پروپیلن به عنوان زمینه در آن‌ها، لزوم بررسی میکروسختی نانوکامپوزیت‌های پلی‌پروپیلن به روش‌های مختلف و دقت و ضعف هر روش به خوبی احساس می‌شود. علاوه بر این، روش‌های فوق می‌توانند برای بررسی سختی سایر کامپوزیت‌های پلیمری نیز مورد استفاده قرار گیرند. در این مقاله ابتدا میکروسختی ویکرز کامپوزیت پلی-پروپیلن/خاک رس و پلی‌پروپیلن/کربنات کلسیم با درصدهای مختلف ذرات به صورت تجربی مورد بررسی و مقایسه قرار گرفته است. سپس با انجام آزمون‌های کشش و فشار، تنش تسلیم و مدول الاستیک کامپوزیت‌ها تعیین شده و در روابط تحلیلی ماکرومکانیکی وارد شده است. همچنین با داشتن سختی ذرات از تحقیقات گذشته، مدل‌های میکرومکانیکی نیز مورد بررسی قرار گرفته است. در ادامه ضرایب دراگر-پراگر برای این مواد با استفاده از آزمون‌های تجربی محاسبه شده و مقادیر سختی آن‌ها توسط شبیه سازی در نرم افزار آباکوس محاسبه شده است. در نهایت نتایج همه روش‌ها با یکدیگر مقایسه شده و دقت و ضعف هر مدل مورد بررسی قرار گرفته است.

۲- انجام آزمایش

۲-۱- ساخت نمونه‌ها

پلی‌پروپیلن استفاده شده در این مقاله، با نام تجاری سی ۳۰ اس^۷ (با چگالی ۰/۹۱ گرم بر سانتیمتر مکعب و شاخص جریان مذاب^۸ ۶ گرم بر ۱۰ دقیقه) از شرکت پتروشیمی مارون تهیه شده است. چون پلی‌پروپیلن یک پلیمر غیرقطبی می‌باشد، اتصال خوبی با نانوذرات خاک رس (که از نوع مونت موری لونیت^۹ می‌باشند) برقرار نمی‌کند. به منظور رفع این مشکل، از سازگارکننده PP-g-MA استفاده می‌شود. این ماده از یک طرف به سطح پلیمری و از طرف دیگر به سطح خاک رس چسبیده و بین زمینه و نانو ذرات اتصال بسیار خوبی برقرار می‌کند. در ادامه، به منظور پراکندگی بهتر نانوذرات در زمینه پلیمری،

مورد بررسی محققان زیادی قرار گرفته است [۳-۵]. از آنجا که تعیین خواص مکانیکی متداول مانند مدول الاستیک و تنش تسلیم قطعات و نمونه‌های کوچک(به عنوان مثال در مهندسی معکوس) با استفاده از آزمون‌های متداول مشکل می‌باشد، آزمون سختی یک جایگزین بسیار مناسب می‌باشد [۶]. روش‌های زیادی از قبیل آزمون ویکرز، آزمون راکول، آزمون نوپ برای بررسی سختی مواد ترموپلاستیک ارائه شده است. آزمون میکروسختی ویکرز به عنوان یک آزمون ارزان قیمت، غیر مخرب و سریع یکی از روش‌های جایگزین برای تعیین استحکام قطعات کوچک می‌باشد [۷]. در این آزمون یک هرم (با مقطع مربعی و با زاویه راس ۱۳۶ درجه) از جنس الماس در مدت زمان معینی تحت نیروی ثابتی داخل نمونه فرو می‌رود. این اثر که به صورت یک لوزی می‌باشد، توسط میکرومتری که بر روی میکروسکوپ نوری سوار شده است، اندازه‌گیری می‌شود و با استفاده از روابط موجود، میکروسختی نمونه محاسبه می‌شود. با استفاده از مقدار میکروسختی ماده می‌توان، خواص مکانیکی، میکروساختار و مورفولوژی کامپوزیت‌های پلیمری را مورد بررسی قرار داد [۸].

علاوه بر تعیین سختی کامپوزیت‌های زمینه پلیمری به روش‌های تجربی که به آن اشاره شد، روش‌های تحلیلی هم بر مبنای ماکرومکانیک^۱ و میکرومکانیک^۲ ارائه شده است. در روش‌های ماکرومکانیک سعی می‌شود، ارتباطی بین سختی ماده با خواص مکانیکی کامپوزیت برقرار شود. اولین و ساده‌ترین مدل، مدل تابور می‌باشد که با فرض رفتار صلب-پلاستیک کامل، سختی ماده را حدود سه برابر تنش تسلیم ماده پیش‌بینی می‌کند [۹]. فلورس و همکاران تحقیقات گسترده‌ای بر روی سختی پلیمرها انجام داده اند. آنها این نسبت را برای پلی‌اتیلن حدود ۲/۸ گزارش کردند [۱۰]. در ادامه جانسون و مارش با دو مدل مختلف با فرض رفتار الاستیک-پلاستیک ماده، سختی را علاوه بر تنش تسلیم با مدول الاستیک و نسبت پواسان نیز مرتبط ساختند. این مدل‌ها توسط فلورس و همکاران برای پلی‌اتیلن و پلی‌اتیلن ترفلات با مورفولوژی‌های مختلف مورد بررسی قرار گرفت [۱۱]. به دلیل حساسیت تسلیم بعضی از مواد پلیمری به فشار، تنش تسلیم کششی و فشاری آن‌ها یکسان نیست. از آنجا که در آزمون سختی، قسمت بیشتر ماده تحت فشار می‌باشد، تنش تسلیم فشاری در مدل‌های فوق استفاده می‌شود. تحقیقات نیز نشان داده است که در مدل‌های فوق تنش تسلیم فشاری دقت بیشتری دارد [۱۲]. علاوه بر روش‌های ماکرومکانیکی فوق، مدل‌های زیادی زیر بر مبنای میکرومکانیک، برای پیش‌بینی مدول الاستیک کامپوزیت‌ها ارائه شده است که در پیش‌بینی سختی نیز مورد استفاده قرار گرفته است [۷]. در این مدل‌ها سعی می‌شود سختی ماده به سختی پلیمر، سختی پرکننده و میزان درصد حجمی پرکننده مرتبط شود. از بین مدل‌های ساده و متداول می‌توان به مدل قانون مخلوط‌ها^۳ و مدل معکوس معکوس مخلوط‌ها^۴ اشاره کرد که به مدل‌های مرز بالا^۵ و مرز پائین^۶ نیز شناخته می‌شوند. این مدل‌ها به دلیل فرض‌های ساده کننده در مدل سازی اولیه کامپوزیت‌ها(تنش یکسان یا کرنش یکسان) دارای خطا می‌باشد و خصوصاً در مورد کامپوزیت‌ها با ذرات پراکنده دقت کافی ندارد. برای رفع این مشکل هالفین-تسای مدلی را برای کامپوزیت‌هایی با ذرات هم جهت ارائه دادند که نسبت هندسی ذرات را در مدل نظر می‌گرفت و خواص الاستیک ماده را در دو جهت محوری و جانبی

1. Macromechanics
2. Micromechanics
3. Rule Of Mixtures(ROM)
4. Inverse Rule Of Mixtures(IROM)
5. Upper Bound
6. Lower Bound

7. C30S
8. Melt Flow Index(MFI)
9. Montmorillonite(MMT)

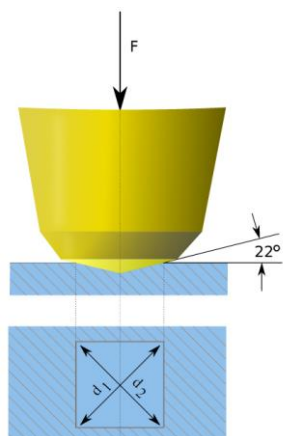
اثر این فرورفتگی لوزی شکل (قطرهای لوزی) ، با استفاده از میکرومتری که بر روی میکروسکوپ نوری نصب شده است، اندازه گیری می‌شود (شکل ۳). سپس با استفاده از رابطه (۱) میکروسختی نمونه محاسبه می‌شود.

$$H_v = \frac{1854.4F}{d^2} \quad (1)$$

که F نیروی اعمالی بر حسب گرم، d میانگین قطرهای d_1 و d_2 بر حسب میکرومتر (شکل ۳) و H_v سختی بر حسب Kg/mm^2 می‌باشد. برای تبدیل سختی بر حسب مگاپاسکال مقدار آن را در $9/80665$ ضرب می‌شود.



شکل ۲ ابزار فرورونده هرمی شکل الماسی آزمون ویکرز [۱۸]



شکل ۳ شکل شماتیک آزمون ویکرز [۱۸]

ابتدا یک مستریج ۱۵٪ وزنی تهیه شده و سپس با استفاده از پلی‌پروپیلن خالص به درصدهای دلخواه رقیق می‌شود. اکستروود کردن کامپوزیت‌ها با استفاده از دستگاه اکستروودر دوپیچه Nanjing Giant انجام شده است. محفظه اختلاط این دستگاه دارای چندین ناحیه حرارتی می‌باشد که باید طوری تنظیم شود که دمای مذاب از ۱۷۰ درجه در ناحیه اول شروع شده و در نوک نازل به ۱۹۰ درجه برسد (معمولاً یک اختلاف دمایی ۱۰ تا ۲۰ درجه بین دمای تنظیمی و دمای مذاب وجود دارد). گرانول‌های خالص همراه با مستریج ۱۵ درصد، وارد منبع تغذیه دستگاه شده و بعد از ترکیب شدن در آن، به صورت مذاب وارد حوضچه آب شده و به صورت رشته‌های بلندی در می‌آیند. با استفاده از دستگاه کاتر مخصوص، رشته‌های بلند بریده شده و به پلت تبدیل می‌شوند. به منظور خروج رطوبت از میان پلت‌ها، به مدت ۲۴ ساعت در دمای ۸۰ درجه سلسیوس در خشک کن خلاء، نگهداری می‌شوند. کامپوزیت پلی‌پروپیلن/کربنات کلسیم هم بدون استفاده از سازگار کننده به روش فوق تهیه می‌شود. بعد از اطمینان از خشک شدن کامل پلت‌ها، نمونه‌های استاندارد آزمون کشش، خمش و شارپی (نمونه مستطیلی) با استفاده از دستگاه تزریق NBM S45.C تولید می‌شوند (شکل ۱). محفظه تزریق دارای سه ناحیه حرارتی بوده که به ترتیب بر روی ۲۳۰، ۲۴۰ و ۲۴۰ سلسیوس قرار داده می‌شود. درصدهای مختلف کامپوزیت‌های تولیدی و کد بندی آن‌ها در جدول ۱ نمایش داده شده است. از نظر ظاهری رنگ نمونه نسبتاً شفاف پلی‌پروپیلن با اضافه کردن ذرات کربنات کلسیم و خاک رس به ترتیب به رنگ سفید مات و قهوه ای متمایل می‌شود (شکل در بخش بعدی). مراحل اکستروود و تزریق فوق در آزمایشگاه نانو مواد دانشگاه صنعتی شریف انجام شده است. این روش تولید در مراجع [۳-۵] نیز استفاده شده است.

جدول ۱ جزئیات ترکیبات نمونه‌ها

کد نمونه	درصد وزنی (wt%)	نوع پرکننده
PP	-	
PPNC05	۰/۵	خاک رس
PPNC1	۱	خاک رس
PPNC3	۳	خاک رس
PPNC6	۶	خاک رس
PPCC05	۰/۵	کربنات کلسیم
PPCC1	۱	کربنات کلسیم
PPCC3	۳	کربنات کلسیم
PPCC6	۶	کربنات کلسیم



شکل ۱ نمونه‌های تولیدی به روش تزریق

۲-۲- آزمون‌های مکانیکی

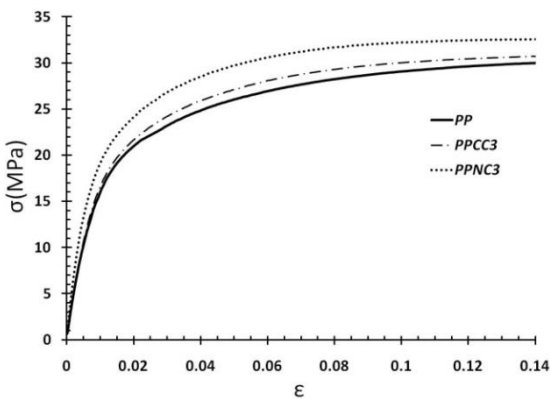
در آزمون میکروسختی ویکرز، فرو رونده یک هرم (با مقطع مربعی و با زاویه راس ۱۳۶ درجه) از جنس الماس می‌باشد که در مدت زمان معین و با اعمال نیروی ثابت، در داخل نمونه فرو می‌رود (شکل‌های ۲ و ۳).

نمونه‌های آزمون میکروسختی از نمونه‌های آزمون خمش به ابعاد حدودی $40 \times 10 \times 4$ میلیمتر بریده می‌شوند و با دقت زیاد تا رسیدن به صافی سطح مطلوب توسط سری‌های مختلف، سنباده کاری می‌شوند (شکل ۴). این عمل برای هر دو طرف نمونه برای رسیدن به دو سطح کاملاً موازی باید انجام شود. طبق مرجع [۱۰] ضخامت نمونه‌ها حداقل باید از ۱۰ برابر عمق نفوذ یا ۱/۵ برابر قطر محل اثر بیشتر باشد که با شرایط نمونه‌های تهیه شده در این مقاله کاملاً منطبق می‌باشد. با توجه به مرجع [۱۰] مقدار نیروی پیشنهادی برای آزمون ویکرز پلیمرها بین ۰/۱ تا ۱۰ نیوتن می‌باشد. در این مقاله آزمون ویکرز با نیروی ۵۰ گرم (حدود ۰/۵ نیوتن) و به مدت ۳۰ ثانیه و با استفاده از دستگاه بوهرلر^۱ انجام شده است.

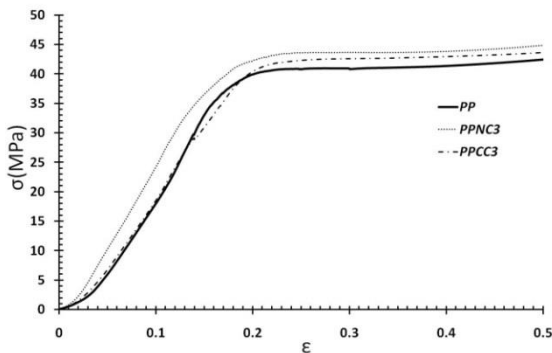
1. Buehler (LTD.80044.USA)



شکل ۶ نمونه‌های آزمون کشش قبل و بعد از آزمون (a) PPNC3 (b) PP (c) PPCC3



شکل ۷ منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی کششی برای PP، PPNC3 و PPCC3



شکل ۸ منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی فشاری برای PP، PPNC3 و PPCC3

۲- شبیه‌سازی عددی

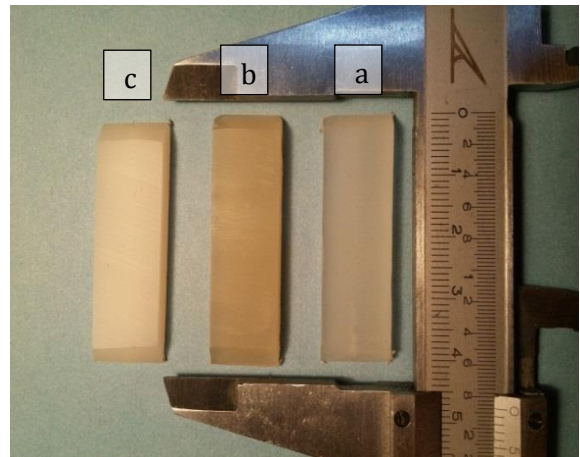
۱-۲- مدل ماده

از آنجا که تسلیم اغلب مواد ترموپلاستیک به فشار هیدرواستاتیک وابسته می‌باشد، معیار تسلیم دراگر-پراگر در شبیه‌سازی تغییر شکل کامپوزیت‌های پلی‌پروپیلن مورد استفاده قرار گرفته است [۱۹] و [۱۵] و [۴]. این مدل توسط رابطه (۲) بیان می‌شود که در شکل ۹ رسم شده است [۲۰].

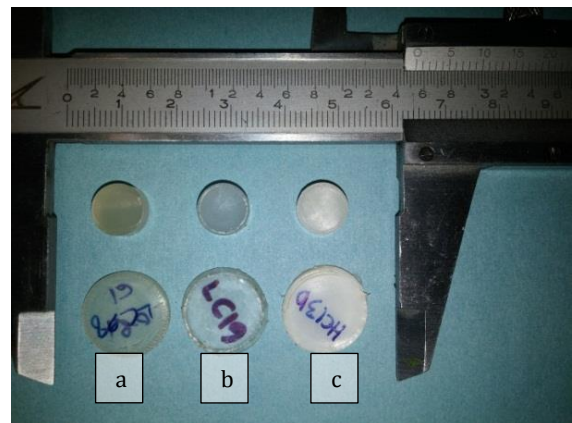
$$F = \sigma_{eq} + p \tan \beta - \left(1 - \frac{\tan \beta}{3}\right) \sigma_c = 0 \quad (2)$$

آزمون‌های کشش نمونه‌ها مطابق با استاندارد دی ۶۳۸^۱ انجام شده است. برای آزمون فشار هم، نمونه‌های استوانه‌ای (قطر ۱۰ و ارتفاع ۵ میلیمتر با نسبت قطر به طول ۲ (مطابق با مرجع [۱۷])), با استفاده از یک ابزار مدور از روی نمونه‌های خمش بریده شده است (شکل ۵).

آزمون‌های کشش و فشار با نرخ کرنش نامی ۰/۰۰۱^۲ و به ترتیب با استفاده از دستگاه شرکت‌های زوئیک و سننام انجام شده است. به منظور کاهش اصطکاک بین نمونه و سطح فک دستگاه آزمون فشار، از گریس استفاده شده است. نمونه‌های کشش و فشار بعد از آزمون در شکل‌های ۵ و ۶ نشان داده شده‌اند. همان‌طور که در نمونه‌های کششی، مشاهده می‌شود، پدیده گلوئی شدن و سفیدشوندگی رخ داده است. هر یک از آزمون‌های کشش و فشار حداقل ۵ بار در محیط آزمایشگاه انجام شده و میانگین آن گزارش شده است. منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی در آزمون‌های کشش (تا قبل از مرحله گلوئی شدن) و فشار برای نمونه‌های کامپوزیتی با پرکننده‌های مختلف در شکل‌های ۷ و ۸ رسم شده است. اثر افزایش نانو ذرات بر روی افزایش استحکام نمونه‌ها در منحنی‌های تنش-کرنش کاملاً مشهود است (خصوصاً پرکننده خاک رس).



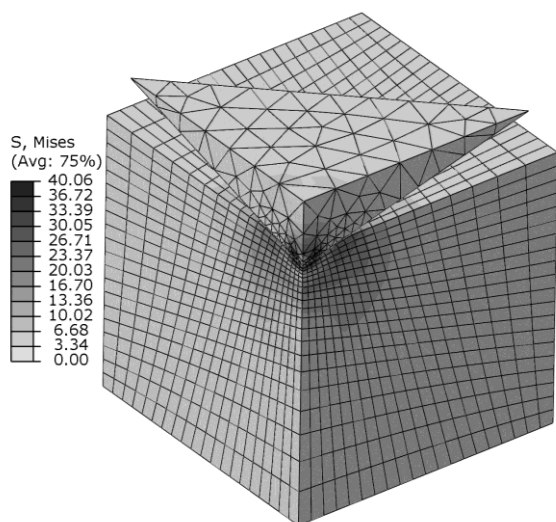
شکل ۴ نمونه‌های آزمون میکروسختی (a) PP (b) PPNC3 (c) PPCC3



شکل ۵ نمونه‌های آزمون فشار قبل و بعد از آزمون (a) PP (b) PPNC3 (c) PPCC3

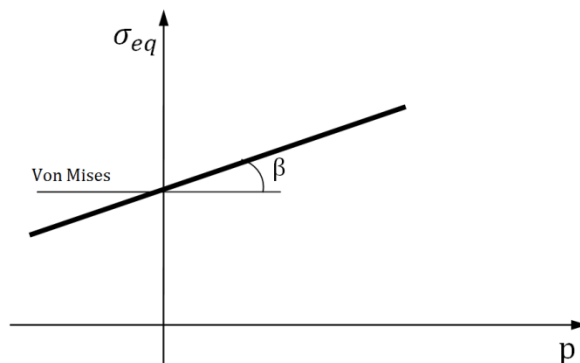
1. D638
2. Nominal Strain rate

شامل نمونه و ابزار بارگذاری هرمی شکل می‌باشد. نمونه به صورت یک چهارم مدل واقعی و به صورت یک مکعب مربع با طول ضلع ۲۰۰ میکرومتر در نظر گرفته می‌شود و شرایط تقارن به وجوه مورد نظر وارد می‌شود. ابزار بارگذاری به دلیل تغییر شکل‌های ناچیز نسبت به نمونه به صورت الاستیک و با خواص الماس در نظر گرفته می‌شود. به دلیل تمرکز تنش بسیار زیاد در نقطه تماس و به منظور کاهش بار محاسباتی چگالی مش‌بندی در نقطه تماس افزایش پیدا کرده است. مکانیزم عددی تماس‌ها بر اساس تماس‌های سطح به سطح و با توجه به شبه استاتیکی بودن مسئله حل ضمنی^۸ به منظور حل معادلات انتخاب شده است. المان‌های نمونه و ابزار بارگذاری به ترتیب از نوع ۸ گره ای ۶ وجهی خطی^۹ و ۱۰ گره ای ۴ وجهی درجه دو^{۱۰} می‌باشند و تعداد المان‌ها^{۱۱} و گره‌ها^{۱۲} به ترتیب تا ۸۷۷۹ و ۱۰۸۲۰ عدد برای همگرا شدن نتایج افزایش پیدا کرده است. هر حل با یک کامپیوتر با هسته آی ۳۵ و حافظه ۴ گیگابایتی^{۱۳}، حدود ۴۵ دقیقه طول می‌کشد. البته در مواردی که زاویه اتساع و زاویه اصطکاک برابر در نظر گرفته نشده اند، به دلیل نامتقارن شدن ماتریس‌های حل، حل تا ۶۵ دقیقه هم زمان می‌برد.



شکل ۱۰ مدل سازی سه بعدی یک چهارم اجزاء محدود آزمون ویکرز

به منظور بارگذاری، یک بار گسترده به صورت فشاری که معادل ۱۲/۵ گرم (یک چهارم ۵۰ گرم) می‌باشد، بر روی سطح بالایی هرم به تدریج اعمال می‌شود و بعد از رسیدن به مقدار مورد نیاز بارگذاری ثابت مانده و مقدار فرورفتگی آن استخراج می‌شود (شکل ۱۱). تغییر شکل نمونه برای مدل کامل در شکل ۱۲ نمایش داده شده است. قطر لوزی از مقدار فرورفتگی محاسبه شده و با استفاده از رابطه (۱) میکروسختی نمونه به روش عددی محاسبه می‌شود. در شکل ۱۳ روند گسترش توزیع تنش فون میسز در نمونه در مراحل مختلف مطابق با منحنی بارگذاری شکل ۱۱ نمایش داده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، ابتدا تنش در کل قطعه گسترش



شکل ۹ معیار تسلیم دراگر-پراگر

که σ_{eq} تنش موثر^۱ یا معیار فون میسز، p فشار هیدرواستاتیک^۲ و σ_c تنش تسلیم فشاری می‌باشد. پارامترهای σ_{eq} و p با استفاده از رابطه (۳) محاسبه می‌شوند.

$$\sigma_{eq} = \sqrt{3}J_2 \quad (3-f)$$

$$p = \frac{I_1}{3} \quad (3-b)$$

که I_1 و J_2 به ترتیب نامتغیر اول تنش^۳ و نامتغیرها انحرافی^۴ دوم تنش می‌باشند.

زاویه β در رابطه (۲) (زاویه خط تسلیم در صفحه $\sigma_{eq} - p$) نشان دهنده حساسیت سطح تسلیم ماده به فشار هیدرواستاتیک بوده و به عنوان زاویه اصطکاک^۵ شناخته می‌شود. اگر زاویه اصطکاک صفر در نظر گرفته شود، معیار دراگر-پراگر به معیار فون میسز^۶ تبدیل می‌شود و به این معنی است که تسلیم ماده به فشار بستگی ندارد. برای تعیین معادله خط فوق نیاز به داشتن حداقل دو نقطه تسلیم از ماده در فشار هیدرواستاتیکی‌های مختلف می‌باشد. σ_c مستقیماً از آزمون فشار محاسبه می‌شود. برای محاسبه زاویه β نیز تنش‌های تسلیم کششی (σ_t) و فشاری (σ_c) در روابط (۲) و (۳) جایگزین شده که بعد از ساده سازی رابطه (۴) حاصل می‌شود.

$$\beta = \tan^{-1} \left(3 \frac{\sigma_c - \sigma_t}{\sigma_c + \sigma_t} \right) \quad (4)$$

یکی دیگر از ضرایب مدل ماده دراگر پراگر زاویه اتساع ψ می‌باشد که در معادله پتانسیل جریان مدل ماده طبق رابطه (۵) وارد می‌شود.

$$G = \sigma_{eq} - p \tan \psi \quad (5)$$

اگر زاویه اتساع با زاویه اصطکاک برابر باشد ($\psi = \beta$)، پتانسیل جریان ماده وابسته و در غیر این صورت پتانسیل جریان غیر وابسته خواهد بود ($\psi \neq \beta$). در حالتی که زاویه اتساع صفر ($\psi = 0$) باشد، ماده تغییر حجم ندارد. در این مقاله هر دو حالت جریان وابسته و غیر وابسته مورد بررسی قرار خواهد گرفت و با حداقل کردن خطای آزمایش و شبیه سازی مقدار زاویه اتساع نیز محاسبه می‌شود.

۳-۲- شبیه سازی آزمون میکروسختی

برای شبیه سازی آزمون ویکرز، یک مدل سه‌بعدی به صورت یک چهارم مدل اصلی (به دلیل تقارن) در نرم افزار آباکوس طبق شکل ۱۰ مدل می‌شود. مدل

1. Effective Stress
2. Hydrostatic Pressure
3. First Invariant Stress
4. Deviatoric
5. Friction Angle
6. Von-Mises Criterion
7. Dilation Angle

8. Implicit
9. C3D8R
10. C3D10
11. Element
12. Node
13. Core i5
14. 4GB

۴- مدل‌های تحلیلی

۴-۱- مدل‌های تحلیلی ماکرومکانیکی

اولین مدل تحلیلی مدل تابور می‌باشد که سختی ماده را با استفاده از رابطه (۶) به تنش تسلیم آن مرتبط می‌سازد. در این مدل رفتار صلب-پلاستیک کامل برای ماده در نظر گرفته می‌شود.

$$H_v = 3\sigma_y \quad (۶)$$

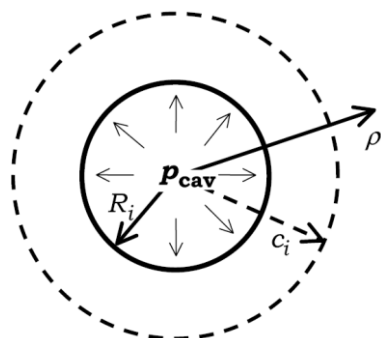
که H_v و σ_y به ترتیب سختی ویکرز و تنش تسلیم می‌باشد. دومین مدل تحلیلی ارائه شده مدل جانسون بوده که با ایجاد یک آنالوژی بین نفوذ پذیری و تئوری انبساط کروی ارائه شده است. در تئوری انبساط کروی فرض می‌شود که یک حفره به شعاع R با فشار P_{cav} در یک محیط با اندازه بی نهایت و رفتار الاستیک-پلاستیک قرار گرفته است (شکل ۱۴). این فشار باعث ایجاد یک تغییر شکل پلاستیک به شعاع c حول این حفره طبق رابطه (۷) می‌شود [۲۱].

$$P_{cav} = \frac{2}{3}\sigma_y \left(1 + 3\ln \frac{c}{R}\right) \quad (۷)$$

نسبت $\frac{c}{a}$ با فرض رفتار الاستیک-پلاستیک کامل و تغییر حجم صفر ($v = 0$) طبق رابطه (۸) بدست می‌آید.

$$\frac{c}{R} = \left\{ \frac{2E}{3\sigma_y} \right\}^{1/3} \quad (۸)$$

که E مدول الاستیسیته محیط می‌باشد.



شکل ۱۴ مدل ماکرومکانیکی بر اساس تئوری انبساط حفره

با جایگزین کردن، فشار داخلی حفره با فرورونده هرمی شکل در آزمون ویکرز و به دلیل تغییر حجم مواد پلیمری در تغییر شکل پلاستیک (غیر صفر در نظر گرفتن نسبت پواسان در تغییر شکل پلاستیک)، رابطه جانسون برای این مواد به صورت رابطه (۹) اصلاح می‌شود [۱۴].

$$H_v = \frac{2}{3}\sigma_y \left(1 + 3\ln \frac{c}{R}\right) \quad (۹)$$

نیز که نشان دهنده نسبت عمق تغییر شکل پلاستیک به شعاع ایجاد شده توسط فرورونده هرمی می‌باشد، با رابطه (۱۰) محاسبه می‌شود [۱۰].

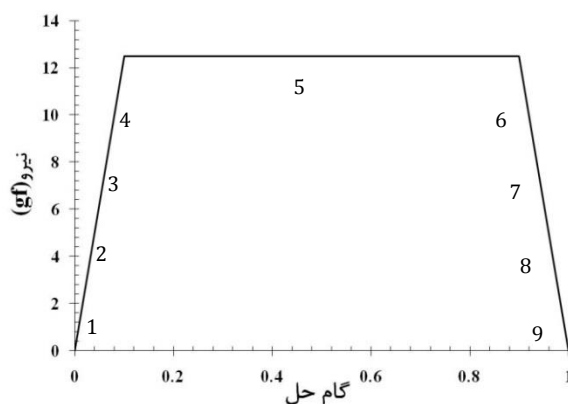
$$\frac{c}{R} = \left\{ \frac{1}{6(1-\nu)} \left[\frac{E}{\sigma_y} \tan \theta + 4(1-2\nu) \right] \right\}^{1/3} \quad (۱۰)$$

که ν نسبت پواسان و θ در آن زاویه راس هرم ($\theta = 90 - \frac{136}{2}$) می‌باشد. آخرین مدل نیز مدل مارش بوده که سختی ماده را با استفاده از مدول الاستیک، تنش تسلیم و نسبت پواسان و براساس تئوری انبساط کروی با رابطه ای شبیه رابطه جانسون، طبق رابطه (۱۱) پیش‌بینی می‌کند.

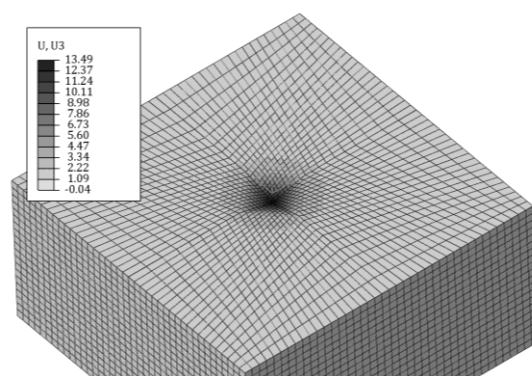
$$H_v = \sigma_y (0.28 + 0.6B \ln Z) \quad (۱۱)$$

که Z و B طبق رابطه (۱۲) تعیین می‌شوند.

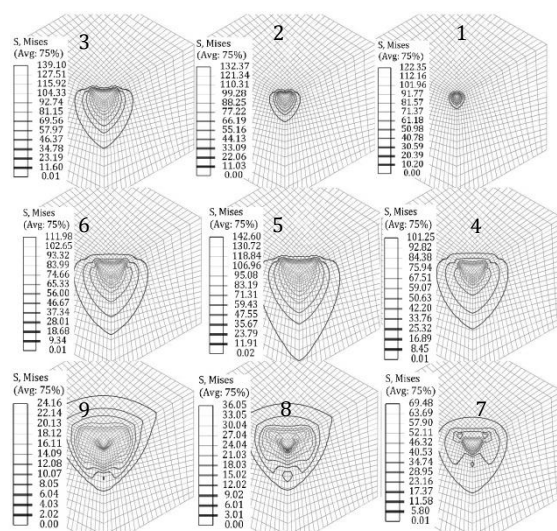
می‌یابد و بعد از باربرداری به صورت تنش پسماند در اطراف حفره باقی می‌ماند. بعد از باربرداری به دلیل شرط تعادل، تانسورهای تنش‌های پسماند در قطعه به صورت کششی و فشاری خواهند بود.



شکل ۱۱ نمودار بارگذاری بر حسب گام حل



شکل ۱۲ تغییر شکل نمونه پلیمری در آزمون ویکرز



شکل ۱۳ نحوه توزیع و تغییر تنش فون میسز در گام‌های حل با توجه به نمودار شکل

دومین مدل که عکس قانون مخلوط‌ها می‌باشد (به اسم مدل رئوس هم شناخته می‌شود) با فرض تنش یکسان، طبق رابطه (۱۴) سختی کامپوزیت را پیش‌بینی می‌کند (شکل ۱۷).

$$H_c = (v_f/H_f + v_m/H_m)^{-1} \quad (14)$$

نحوه تغییرات سختی کامپوزیت با افزایش پرکننده که غیر خطی می‌باشد در شکل ۱۶ نمایش داده شده است.

روابط بالا به دلیل فرض‌های ساده‌کننده (یکسان بودن تنش و کرنش) دارای اختلاف زیادی با یکدیگر هستند. در عمل همان‌طور که می‌دانیم ذرات در کل ماتریس پخش می‌شوند و فرض‌های بالا باعث بالا رفتن خطای این مدل‌ها می‌شود. برای رفع این مشکل مدل هافین-تسای طبق رابطه (۱۵) ارائه شده است [۷].

$$H_c = \left(\frac{1 + \xi \eta v_f}{1 - \eta v_f} \right) H_m \quad (15)$$

که در آن

$$\xi = \frac{2w}{t} \quad (16a)$$

$$\eta = \left(\frac{H_f}{H_m} - 1 \right) / \left(\frac{H_f}{H_m} + \xi \right) \quad (16b)$$

که w و t به ترتیب طول و ضخامت ذره می‌باشند.

در این مدل هندسه ذرات با استفاده از ضریب ξ در مدل وارد شده و دقت مدل را بهبود می‌بخشد. در این مدل فرض می‌شود که ذرات در راستاهای یکسان در ماتریس قرار گرفته‌اند (شکل ۱۸). همان‌طور که در شکل ۱۶ مشاهده می‌شود با افزایش ضریب ξ ذرات، مدل هافین-تسای از مدل عکس قانون مخلوط‌ها دور شده و به مدل قانون مخلوط‌ها نزدیک می‌شود. در واقع در حالت حدی $0 \rightarrow \xi$ مدل هافین-تسای به مدل عکس قانون مخلوط‌ها و در حالت $\infty \rightarrow \xi$ به مدل قانون مخلوط‌ها تبدیل می‌شود. همین مسئله باعث شده است که مدل‌های قانون مخلوط‌ها و عکس قانون مخلوط‌ها به مدل‌های مرز بالا و مرز پایین هم شناخته شوند و مدل هافین-تسای در بین این محدوده محصور شود. همچنین هرچقدر اختلاف سختی پرکننده و سختی زمینه زیاد باشد، فاصله این مرزها از یکدیگر زیاد می‌شود.

در ادامه برای کامپوزیت‌هایی که ذرات به صورت اتفاقی در آن‌ها پخش شده‌اند (شکل ۱۹)، رابطه (۱۷) ارائه شده است. در این رابطه ابتدا خواص در راستاهای موازی و عمود بر ذرات با استفاده از مدل هافین-تسای و با ξ های مختلف بدست می‌آید. سپس با رابطه (۱۷) سختی کامپوزیت به صورت ترکیب خطی از خواص موازی و عمود بر جهت ذرات پیش‌بینی می‌شود. این مدل به عنوان مدل هافین-تسای اصلاح شده (تصادفی) شناخته می‌شود [۱۳].

$$H_c = 0.49H_L + 0.51H_T \quad (17)$$

که H_T سختی کامپوزیت در راستای افقی ذرات و H_L سختی کامپوزیت در راستای عمودی ذرات می‌باشد. اثرات افزایش پرکننده بر سختی کامپوزیت با استفاده از این مدل در شکل ۱۶ نمایش داده شده است.

برای نمونه‌های مقاله حاضر، ضریب $\xi = 2$ با توجه به مرجع [۱۳] برای نانوکلی در حالت افقی و عمودی به ترتیب $\xi = 2$ و $\xi = 200$ گرفته می‌شود. این ضریب نیز با توجه به کروی بودن ذرات کربنات کلسیم $\xi = 2$ در نظر گرفته می‌شود.

$$B = \frac{3}{3-l}, Z = \frac{3}{l+3m-lm} \quad (12a)$$

$$l = \frac{1-2\nu}{\frac{\sigma_y}{E}}, m = (1+\nu) \left(\frac{\sigma_y}{E} \right) \quad (12b)$$

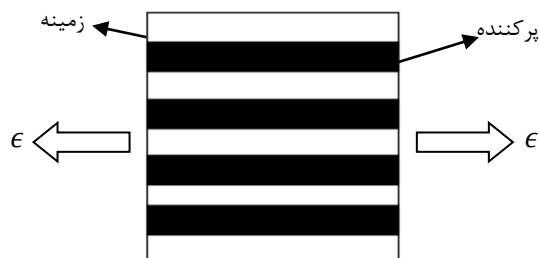
در روابط فوق به دلیل اینکه در آزمون سختی ماده تحت فشار قرار می‌گیرد، تنش تسلیم فشاری در روابط جایگزین می‌شود. دقت تنش تسلیم فشاری نسبت به کششی در پیش‌بینی سختی ماده توسط مراجع نیز گزارش شده است [۱۲].

۲-۴- مدل‌های تحلیلی میکرومکانیکی

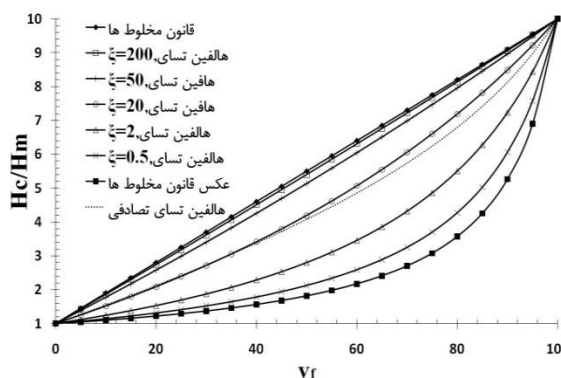
در این مدل‌ها سعی می‌شود با مرتبط کردن سختی کامپوزیت به سختی ذرات و پلیمر پایه، سختی کامپوزیت در درصدهای مختلف حجمی پیش‌بینی شود. اولین مدل، مدل قانون مخلوط‌ها (به اسم مدل ویگوت هم شناخته می‌شود) می‌باشد که با فرض کرنش یکسان در ماده کامپوزیت (شکل ۱۵)، با استفاده از رابطه (۱۳) سختی کامپوزیت را پیش‌بینی می‌کند [۷].

$$H_c = v_f H_f + v_m H_m \quad (13)$$

که H_m و H_f به ترتیب درصد حجمی زمینه، درصد حجمی پرکننده، سختی زمینه و سختی پرکننده می‌باشد. نمودار تغییرات سختی کامپوزیت با افزایش درصد حجم پرکننده که کاملاً خطی می‌باشد، در شکل ۱۶ نشان داده شده است. در این مدل با افزایش درصد پرکننده، درصد کامپوزیت به صورت خطی افزایش می‌یابد. دقت شود که از آنجا که این شکل با فرض $\frac{H_f}{H_m} = 10$ رسم شده است، در ۱۰۰ درصد حجمی پرکننده، نسبت سختی کامپوزیت به سختی پلیمر ۱۰ خواهد شد (از نظر تئوری کل کامپوزیت پرکننده شده است).



شکل ۱۵ مدل میکرومکانیکی بر اساس قانون مخلوط‌ها

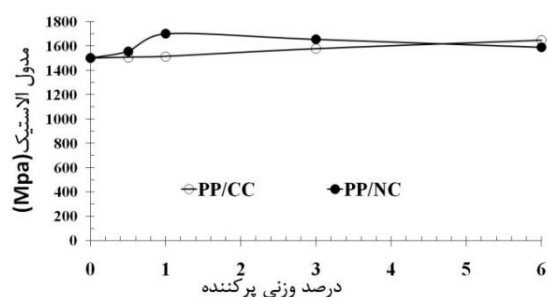


شکل ۱۶ ارتباط سختی کامپوزیت با درصد حجمی پرکننده بر اساس مدل‌های مختلف تحلیلی

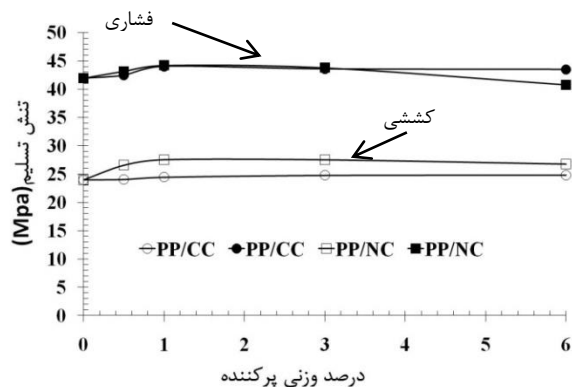
۵- نتایج

۵-۱- اثر افزایش نانوذرات

در شکل ۲۰ افزایش مدول الاستیسیته بر اثر افزایش نانو ذرات نشان داده شده است. بیشترین افزایش برای PP/NC و در درصد وزنی ۱ درصد می‌باشد. برای کامپوزیت‌های PP/CC نانوذرات باعث افزایش خطی مدول الاستیک شده است و در ۶ درصد وزنی بیشترین مدول به دست آمده است. به صورت کلی می‌توان گفت، خاک رس بیشتر از کربنات کلسیم مدول الاستیسیته را افزایش داده است. نانوذرات باعث بهبود تنش تسلیم کششی و فشاری پلی پروپیلن هم شده اند (شکل ۲۱). این بهبود برای کامپوزیت‌های PP/NC و در تنش تسلیم کششی، بیشتر می‌باشد. دلیل اثرات بهبود بیشتر خاک رس نسبت به کربنات کلسیم در خواص مکانیکی، کامپوزیت‌ها می‌تواند، به دلیل وجود سازگار کننده در کامپوزیت‌های PP/NC باشد که باعث چسبندگی ذرات به زمینه شده است. بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت‌های فوق توسط مراجع نیز گزارش شده است [۲۵] و [۱۲].



شکل ۲۰ اثر پرکننده بر روی مدول الاستیک کامپوزیت‌های پلی پروپیلن



شکل ۲۱ اثر پرکننده بر روی تنش تسلیم فشاری و کششی کامپوزیت‌های پلی پروپیلن

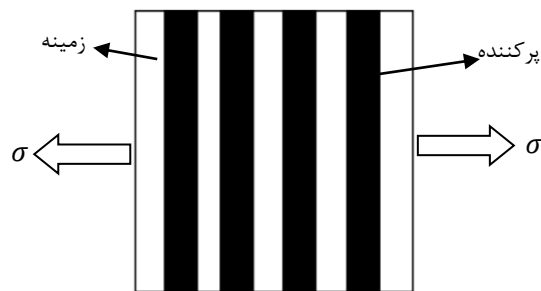
در شکل ۲۲ درصد بهبود میکروسختی کامپوزیت‌ها که از آزمون ویکرز بدست آمده است، باهم مقایسه شده است. بیشترین بهبود برای PP/CC و PP/NC به ترتیب ۲۷٪ و ۱۹ درصد و در ۳ و ۱ درصد وزنی می‌باشد. یکی از دلایل بیشتر بودن سختی PP/CC نسبت به PP/NC در همه درصد‌های وزنی، می‌تواند بالاتر بودن سختی کربنات کلسیم نسبت به خاک رس باشد که در جدول ۲ آمده است. با توجه به مدل‌های میکرومکانیکی (کلیه مدل‌ها) هرچقدر که سختی پرکننده بیشتر باشد، سختی کامپوزیت حاصل نیز بیشتر خواهد بود.

از آنجا که در مدل‌های فوق نیاز به استفاده از درصد حجمی می‌باشد، درصد‌های وزنی نمونه‌های ساخته شده با استفاده از رابطه (۱۸) به درصد حجمی تبدیل می‌شوند [۷].

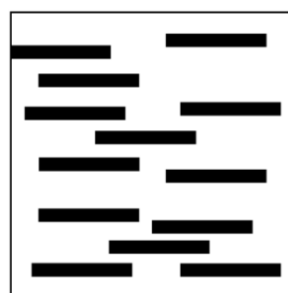
$$v_f = \frac{w_f}{[w_f + (1 - w_f)\rho_f/\rho_m]} \quad (18)$$

که در آن w_f درصد وزنی پرکننده، ρ_m چگالی زمینه و ρ_f چگالی پرکننده می‌باشد.

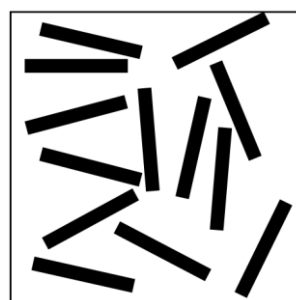
چگالی و سختی نانوذرات و زمینه طبق جدول ۲ در نظر گرفته شده است.



شکل ۱۷ مدل میکرومکانیکی بر اساس معکوس قانون مخلوط‌ها



شکل ۱۸ مدل میکرومکانیکی بر اساس مدل هافین-تسای



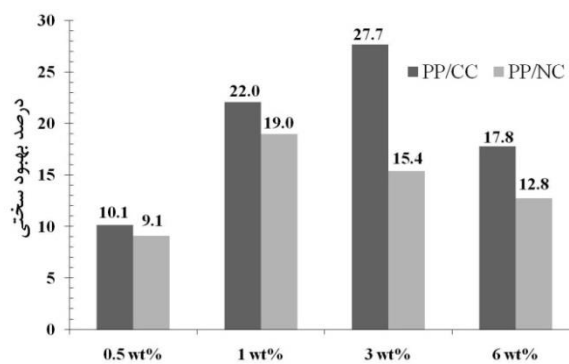
شکل ۱۹ مدل میکرومکانیکی بر اساس مدل هافین-تسای تصادفی

جدول ۲ چگالی و سختی زمینه و پرکننده

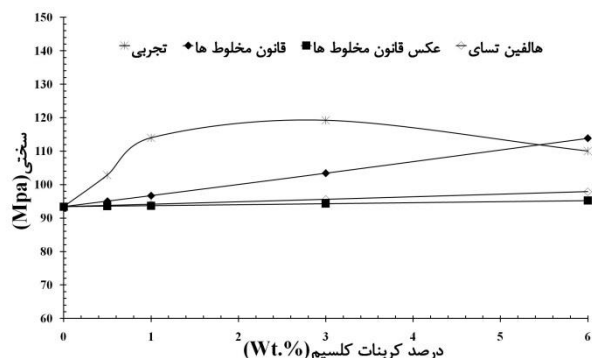
نوع ماده	چگالی (g/cm ³)	سختی (MPa)
پلی پروپیلن	۰/۹۱	۹۳
خاک رس	۲/۳۵ [۲۲]	۱۳۹ [۸]
کربنات کلسیم	۲/۷۱ [۲۳]	۱۰۶۹ [۲۴]

۲-۵- مقایسه نتایج تجربی و مدل‌های میکرومکانیکی

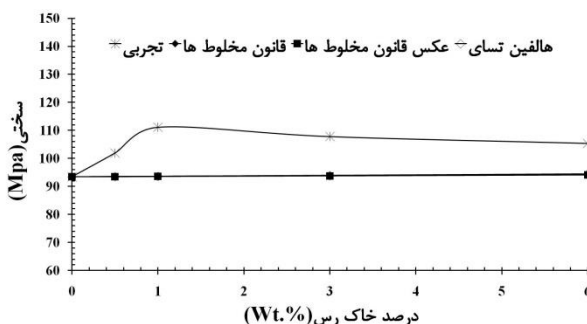
در شکل ۲۳ نتایج مدل‌های میکرومکانیکی با نتایج آزمایشگاهی برای کامپوزیت PP/CC مقایسه شده است. از بین مدل‌های موجود، مدل قانون مخلوط‌ها، کمترین خطا را دارد. این خطا در ۶ درصد وزنی به حداقل می‌رسد. میزان پیش‌بینی مدل‌های معکوس قانون مخلوط‌ها و هالفین تسای به دلیل کروی بودن ذرات کربنات کلسیم، به یکدیگر نزدیک می‌باشد. زیرا همان طور که در بخش عنوان شد (شکل ۱۶)، مقدار پیش‌بینی مدل هالفین تسای به ازای مقادیر زیاد ξ به مدل قانون مخلوط‌ها و به ازای مقادیر کوچک ξ به معکوس قانون مخلوط‌ها نزدیک می‌شود. در شکل ۲۴ همین مسئله برای کامپوزیت‌های PP/NC مورد بررسی قرار گرفته است.



شکل ۲۲ اثر پرکننده بر روی سختی کامپوزیت‌های پلی پروپیلن



شکل ۲۳ مقایسه سختی کامپوزیت پلی پروپیلن/کربنات کلسیم حاصل از مدل‌های میکرومکانیکی با نتایج تجربی



شکل ۲۴ مقایسه سختی کامپوزیت پلی پروپیلن/خاک رس حاصل از مدل‌های میکرومکانیکی با نتایج تجربی

به دلیل نزدیک بودن سختی خاک رس به پلیمر زمینه (طبق جدول ۲)، نتایج مدل‌های میکرومکانیکی مخصوصا در درصدهای وزنی پائین (و همچنین

حجمی)، به یکدیگر بسیار نزدیک می‌باشد. در این نوع کامپوزیت‌ها نیز، با افزایش میزان درصد پرکننده، خطای مدل کاهش یافته است.

از دلایل خطای مدل‌های میکرومکانیکی می‌توان به موارد ذیل اشاره کرد: الف) ذرات همواره به صورت کاملا هم اندازه و هم شکل نیستند و به طور منظم در زمینه پخش نمی‌شوند. با افزایش درصد ذرات، ذرات به یکدیگر چسبیده و باعث مشکلات ساختاری در کامپوزیت می‌شود [۲۶].

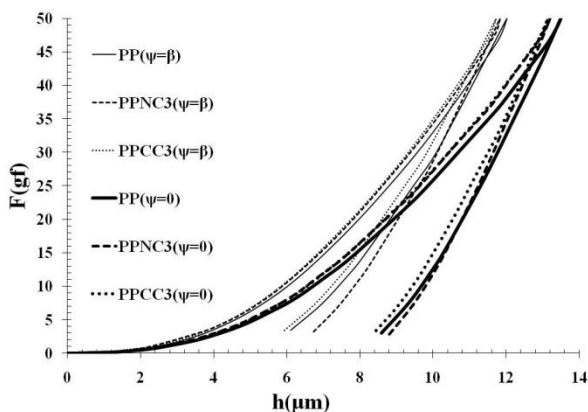
ب) مطالعات نشان داده است که همواره یک فاز میانی بین زمینه و ذرات تشکیل می‌شود که خواص آن با زمینه و ذرات تفاوت زیادی دارد. عدم در نظر گرفتن همین فاز میانی در مدل‌های میکرومکانیکی و عدم اطلاع دقیق از خواص هندسی و مکانیکی آن باعث افزایش خطای این روش می‌شود [۲۷].

ج) اتصال زمینه به ذرات اهمیت زیادی دارد و همواره سعی می‌شود با اصلاح سطح ذرات این اتصال قوی تر باشد. هر چند در عمل این اتصال کامل نیست و در مدل میکرومکانیکی هم وارد نشده است [۵].

۳-۵- مقایسه نتایج تجربی، عددی و مدل‌های میکرومکانیکی

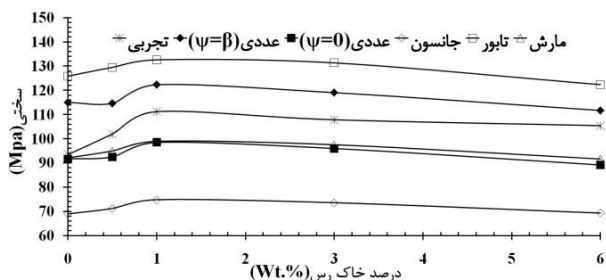
در شکل ۲۵، منحنی نیرو-جابجایی فرورونده حاصل از شبیه سازی به ازای مقادیر مرزی زوایای اتساع رسم شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، در مرحله بارگذاری نیرو تا مقدار ۵۰ گرم افزایش پیدا کرده و بعد از باربرداری با شیب بیشتری نسبت به حالت بارگذاری کاهش پیدا کرده است. این روند توسط مراجع نیز برای مواد پلیمری گزارش شده است [۱۱، ۲۸، ۲۹]. همان طور که مشاهده می‌شود، میزان عمق فرورفتگی کامپوزیت‌ها نسبت به پلیمر خالص کاهش پیدا کرده است (سختی آن بیشتر شده است) و این کاهش برای نمونه‌های PP/CC بیشتر است. مسئله فوق برای همه زوایای اتساع صادق می‌باشد.

همچنین در زوایای اتساع صفر که حجم ثابت فرض می‌شود، میزان فرورفتگی نسبت به فرض جریان پتانسیل وابسته که تغییر می‌کند، بیشتر است.

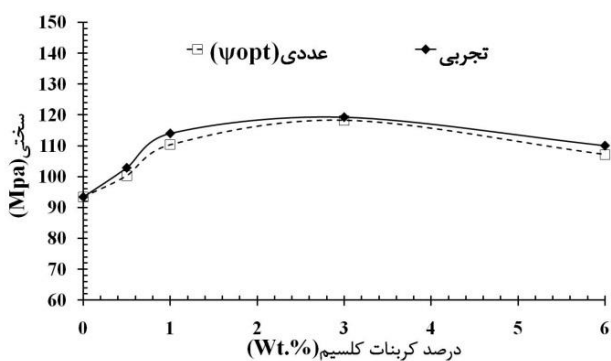


شکل ۲۵ منحنی نیرو-جابجایی فرورونده حاصل از روش عددی

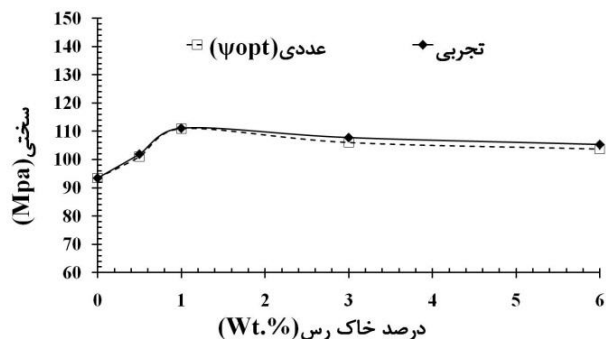
در شکل ۲۶ عمق فرورفتگی در راستای لبه بالایی نمونه به ازای مقادیر مرزی زاویه اتساع که از حل عددی حاصل شده است، در لحظه ای که نیرو به بیشینه مقدار خود رسیده است، نشان داده شده است. همان طور که انتظار داریم، عمق فرورفتگی بعد از محل تماس سریعا کاهش یافته است. با تبدیل کردن این عمق به قطر لوزی و استفاده از رابطه (۱)، سختی حاصل از روش عددی، محاسبه می‌شود. در شکل‌های ۲۷ و ۲۸، نتایج حاصل



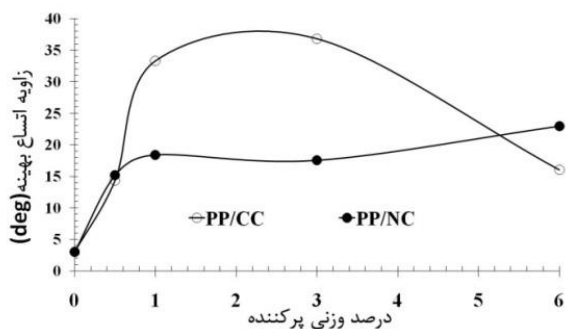
شکل ۲۸ مقایسه سختی کامپوزیت پلی‌پروپیلن/خاک رس حاصل از مدل‌های ماکرومکانیکی با نتایج تجربی و عددی



شکل ۲۹ مقایسه سختی کامپوزیت پلی‌پروپیلن/کربنات کلسیم حاصل از روش تجربی و روش عددی (با زاویه اتساع بهینه)

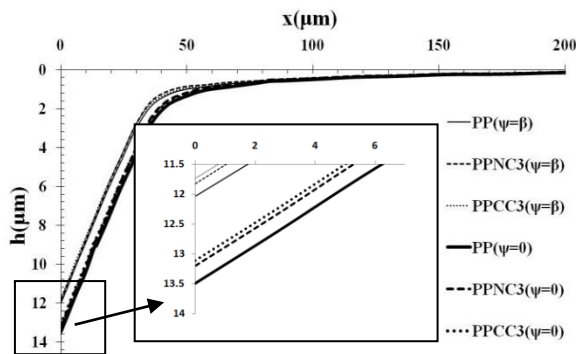


شکل ۳۰ مقایسه سختی کامپوزیت پلی‌پروپیلن/خاک رس حاصل از روش تجربی و روش عددی (با زاویه اتساع بهینه)

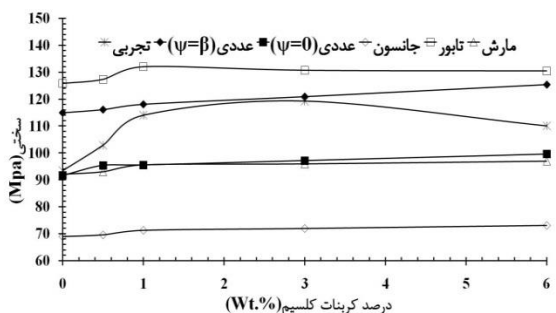


شکل ۳۱ زاویه اتساع محاسبه شده بر اساس بهینه یابی

از مدل‌های ماکرومکانیکی، تجربی و عددی با یکدیگر مقایسه شده اند. در بین مدل‌های ماکرومکانیکی مدل مارش کمترین خطا و مدل جانسون بیشتر خطا را دارد. دلیل این مسئله می‌تواند فرض گسترش کروی حفره بر اثر فشار فرورونده باشد که در مدل جانسون در نظر گرفته شده است. همان طور که در شکل‌های ۲۷ و ۲۸ مشهود است، نتایج تجربی در بین نتایج عددی شامل فرض جریان پتانسیل وابسته و غیر وابسته محصور شده است. به بیان دیگر اگر تغییر حجم در نظر گرفته شود (زاویه اتساع برابر با زاویه اصطکاک)، میزان نفوذ ابزار بارگذاری در ماده کاهش می‌یابد و اگر این تغییر حجم صفر در نظر گرفته شود (زاویه اتساع صفر در نظر گرفته شود)، این میزان نفوذ افزایش پیدا کرده و در نتیجه سختی ماده کاهش می‌یابد. به نظر می‌رسد، می‌توان با توجه به شکل‌های ۲۷ و ۲۸ و با انجام یک میان یابی بین مقادیر بیشینه و کمینه زاویه اتساع و با حداقل کردن خطای تجربی و عددی، زاویه اتساع مناسب را پیش‌بینی کرد. نتیجه این عمل در شکل ۲۹ و ۳۰ برای پرکننده‌های مختلف نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، با حداقل کردن خطای تجربی و عددی میزان خطای عددی بسیار کاهش یافته و نتایج بسیار به نتایج تجربی نزدیک شده اند. نکات عنوان شده در این بخش برای هر دو نوع کامپوزیت‌ها صادق می‌باشد. میزان زاویه اتساع محاسبه شده به روش فوق در شکل ۳۱ نمایش داده شده است. با توجه به این شکل، به نظر می‌رسد، افزایش نانوذرات باعث افزایش مراکز گسترش و شکل‌گیری ترک‌ها و همچنین ایجاد حفره‌های بیشتر در ماده کامپوزیت نسبت به پلیمر خالص شده است. این مسئله باعث افزایش تغییر حجم ماده (افزایش زاویه اتساع) کامپوزیت‌ها نسبت به پلیمر خالص شده است. بنابراین فرض جریان پتانسیل غیر وابسته نسبت به جریان وابسته برای این نوع کامپوزیت‌ها، دقت بیشتری دارد. این نکته توسط مراجع [۱۵] و [۴] نیز گزارش شده است. در شکل ۳۲ درصد متوسط خطای کلیه روش‌ها نسبت به روش تجربی نمایش داده شده است.



شکل ۳۲ پروفیل تغییر شکل لبه نمونه حاصل از روش عددی

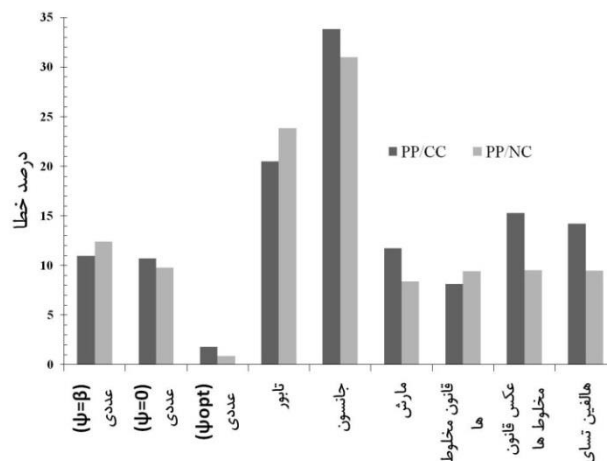


شکل ۳۳ مقایسه سختی کامپوزیت پلی‌پروپیلن/کربنات کلسیم حاصل از مدل‌های ماکرومکانیکی با نتایج تجربی و عددی

همکاری کرده اند، سپاسگزاریم. همچنین از زحمات بی شائبه جناب آقای مهندس جلالی که در آزمایشگاه نانومواد دانشگاه صنعتی شریف در تهیه نمونه‌های کامپوزیتی برای این تحقیق همکاری صمیمانه داشته اند، تشکر و قدردانی می‌کنیم.

۸- مراجع

- [1] Golgoon, A. Aliofkhaezrai, M. Toorani, M. Moradi, M. H. and Golgoon, E., "The Structure and Corrosion Properties of Polyester-Clay Nanocomposite Coatings and Effect of Curing on Coatings Properties", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, inpress.
- [2] Mohammad aliha, M. Moosavi, A. Mehri Khansari, N. and Safarabadi, M., "Effects of Alumina and Hydroxyapatite Nanoparticles on Fracture Toughness of PMMA Based Dental Composite", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 2, No. 2, pp. 9-16, 2015.
- [3] Mohsenzadeh, R. and Shelesh-Nezhad, K., "Experimental Studies on the Durability of PA6-PP-CaCO3 Nanocomposite Gears", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Inpress.
- [4] Payandehpeyman, J. Majzoobi, G. and Bagheri, R., "Determination of the Extended Drucker-Prager Parameters Using the Surrogate-Based Optimization Method for Polypropylene Nanocomposites", J. Strain Anal. Eng. Des., Inpress.
- [5] Afshar, A. Massoum, I. Khosh, R. L. and Bagheri, R., "Fracture Behavior Dependence on Load-Bearing Capacity of Filler in Nano- and Microcomposites of Polypropylene Containing Calcium Carbonate", Mater. Des., Vol. 31, No. 2, pp. 802-807, 2010.
- [6] Suwanprateeb, J., "Rapid Examination of Annealing Conditions for HDPE Using Indentation Microhardness Test", Polym. Test., Vol. 23, No. 2, pp. 157-161, 2004.
- [7] Goyal, R. K. Tiwari, A. N. and Negi, Y. S., "Microhardness of PEEK / Ceramic Micro- and Nanocomposites: Correlation with Halpin-Tsai model", Mater. Sci. Eng. A, Vol. 491, No. 1-2, pp. 230-236, 2008.
- [8] Minkova, L. and Filippi, S., "Characterization of HDPE-g-MA/Clay Nanocomposites Prepared by Different Preparation Procedures: Effect of the Filler Dimension on Crystallization, Microhardness and Flammability", Polym. Test., Vol. 30, No. 1, pp. 1-7, 2011.
- [9] Tabor, D., The Hardness of Metal. Oxford University Press, 1951.
- [10] Balta-Calleja, F. J. and Fakirov, S., Microhardness of Polymers. Cambridge University Press, 2000.
- [11] Flores, a. Ania, F. and Balta-Calleja, F. J., "From the Glassy State to Ordered Polymer Structures: A Microhardness Study", Polymer (Guildf), Vol. 50, No. 3, pp. 729-746, 2009.
- [12] Suwanprateeb, J., "Calcium Carbonate Filled Polyethylene: Correlation of Hardness and Yield Stress", Compos. Part B Eng., Vol. 31, pp. 353-359, 2000.
- [13] Jumahat, A. Soutis, C. Jones, F. R. and Hodzic, A., "Compressive Behaviour of Nanoclay Modified Aerospace Grade Epoxy Polyme", Plast. Rubber Compos., Vol. 41, No. 6, pp. 225-232, 2012.
- [14] Rikards, R. Flores, A. Ania, F. and Kushnevski, R., "Numerical-Experimental Method for the Identification of Plastic Properties of Polymers from Microhardness Tests", Computational Materials Science. Vol. 0256, No. 4, 1998.
- [15] Payandehpeyman, J. Majzoobi, G. and Bagheri, R., "Deriving Parameters of Pressure-Dependent Yield Surface for Polymeric Composites Using Kriging-Based Optimization Method", In Persian, Modares Mech. Eng., Vol. 16, No. 1, pp. 280-290, 2016.
- [16] Seltzer, R. Cisilino, A. P. Frontini, P. M. and Mai, Y.-W., "Determination of the Drucker-Prager Parameters of Polymers Exhibiting Pressure-Sensitive Plastic Behaviour by Depth-Sensing Indentation", Int. J. Mech. Sci., Vol. 53, No. 6, pp. 471-478, 2011.
- [17] Lu, Y. B. and Li, Q. M., "Dynamic Behavior of Polymers at High Strain-Rates Based on Split Hopkinson Pressure Bar Tests", Int. J. Impact Eng., Vol. 38, No. 1, pp. 41-50, 2011.
- [18] "https://en.wikipedia.org/wiki/Vickers_hardness_test."
- [19] Batra, R. C. Gopinath, G. and Zheng, J. Q., "Material Parameters for Pressure-Dependent Yielding of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymeric Composites", Compos. Part B Eng., Vol. 43, No. 6, pp. 2594-2604, 2012.
- [20] Rittel, D. and Dorogoy, a., "A Methodology to Assess the Rate and Pressure Sensitivity of Polymers Over a Wide Range of Strain Rates", J. Mech. Phys. Solids, Vol. 56, No. 11, pp. 3191-3205, 2008.
- [21] Mata, M. Casals, O. and Alcalá, J., "The Plastic Zone Size in Indentation Experiments: The Analogy with the Expansion of a Spherical Cavity", Int. J. Solids Struct., Vol. 43, No. 20, pp. 5994-6013, 2006.
- [22] Dodiuk, H. and Goodman, S., "Handbook of Thermoset Plastics," Third ed, William Andrew, New York, pp. 623, 2013.
- [23] Lubin, G., "Handbook of Composites," Van Nostrand Reinhold Company, New York, pp. 417, 1982.
- [24] http://www.hubermaterials.com.



شکل ۲۲ درصد خطای روش‌های تحلیلی و عددی نسبت به روش تجربی

همان طور که مشاهده می‌شود، در بین مدل‌های ماکرومکانیکی، مدل مارش و در بین مدل‌های میکرومکانیکی نیز مدل قانون مخلوط‌ها کمترین خطا را دارند. خطای روش عددی (با فرض‌های جریان وابسته و غیر وابسته) نیز حدود خطای روش مارش و قانون مخلوط‌ها می‌باشد که با انتخاب زاویه اتساع مناسب می‌توان میزان خطا را بسیار کاهش داد و به عنوان بهترین روش در بین مدل‌های موجود به آن استناد کرد.

۶- نتیجه‌گیری

- ۱- از بین روش‌های تحلیلی ماکرومکانیکی و میکرومکانیکی، مدل مارش و قانون مخلوط‌ها، خطای کمتری دارند. با اینحال رابطه بین سختی و پرکننده طبق قانون مخلوط‌ها، کاملاً خطی است. در صورتی که روند مدل مارش با روند نتایج تجربی که غیر خطی نیز می‌باشد، تطابق بیشتری دارد.
- ۲- روش عددی در صورتی که پارامترهای معیار تسلیم آن به خوبی انتخاب شوند، دارای کمترین خطا نسبت به همه روش‌ها است (خطای کمتر از ۲ درصد).
- ۳- خاک رس و کربنات کلسیم هر دو سختی پلی پروپیلن را افزایش می‌دهند. هر چند اثر کربنات کلسیم بیشتر است. بیشترین بهبود برای PP/NC و PP/CC به ترتیب ۲۷/۷ و ۱۹ درصد و در ۳ و ۱ درصد وزنی می‌باشد.
- ۴- معیار دراگر-پراگر با دقت خوبی رفتار کامپوزیت‌های پلی پروپیلن را پیش‌بینی می‌کند.
- ۵- مدول الاستیک PP/NC و PP/CC بیشترین مقدار بهبود را به ترتیب در ۶ و ۱ درصد وزنی به میزان ۱۰ و ۱۳ درصد داشته‌اند.
- ۶- درصد وزنی ۳ درصد برای هر دو کامپوزیت باعث بیشترین افزایش تنش تسلیم فشاری به میزان ۵ درصد شده است.
- ۷- تنش تسلیم کششی PP/NC و PP/CC بیشترین مقدار بهبود را به ترتیب در ۶ و ۱ درصد وزنی به میزان ۳/۵ و ۱۵ درصد داشته‌اند.

۷- تقدیر و تشکر

از ستاد ویژه توسعه فناوری نانو که از این پژوهش حمایت کرده‌اند و همچنین شرکت پارسا پلیمر شریف که در تهیه مواد مورد نیاز این تحقیق

- [25] Selvakumar, V. Palanikumar, K. and Palanivelu, K., "Studies on Mechanical Characterization of Polypropylene / Na + -MMT Nanocomposites", J. Miner. Mater. Charact. Eng., Vol. 9, No. 8, pp. 671-681, 2010.
- [26] Bilotti, E. Zhang, R. Deng, H. Quero, F. Fischer, H. R. and Peijs, T., "Sepiolite Needle-Like Clay for PA6 Nanocomposites: An Alternative to Layered Silicates?", Composites Science and Technology., Vol. 69, No. 1, pp. 15-16, 2009.
- [27] Pahlavanpour, M. Moussaddy, H. Ghossein, Hubert, E.P. and Levesque, M., "Prediction of Elastic Properties in Polymer-clay Nanocomposites: Analytical Homogenization Methods and 3D Finite Element Modeling", Computational Materials Science., Vol. 79, No. 1, pp. 206-215, 2013.
- [28] Bhandari, N. L. Lach, R. Grellmann, W. and Adhikari, R., "Depth-Dependent Indentation Microhardness Studies of Different Polymer Nanocomposites", Macromol. Symp., Vol. 315, No. 1, pp. 44-51, 2012.
- [29] Tweedie, C. a. and Van Vliet, K. J., "On the Indentation Recovery and Fleeting Hardness of Polymers", J. Mater. Res., Vol. 21, No. 12, pp. 3029-3036, 2006.