

بررسی اثر پرتو الکترونی بر چند مخلوط پلی اتیلن

Investigation of the Effect of Electron Beam on Various Polyethylene Blends

جلیل مرشدیان*، عباس پوررشیدی^۲

۱- تهران، پژوهشگاه پلیمر و پتروشیمی ایران، پژوهشکده فرایند، صندوق پستی ۱۴۹۶۵/۱۱۵

۲- یزد، یزد تابر، شرکت پیشگامان، صندوق پستی ۸۹۱۶۵/۵۵۷

دریافت: ۸۱/۸/۲۹، پذیرش: ۸۱/۱۲/۱۲

چکیده

با توجه به استفاده روز افزون از پرتوهای الکترونی در صنایع پلیمری در زمینه‌هایی نظیر گندزدایی محصولات یکبار مصرف پزشکی، تولید کابل، لوله و محصولات منقبض شونده اثر این پرتو بر چند مخلوط پلی اتیلن بررسی شد. نتایج نشان می‌دهد که با افزایش شار، چگالی پیوندهای عرضی در نمونه‌ها افزایش می‌یابد و تغییرات فاحشی در خواص نمونه‌ها نظیر دمای ذوب، درصد بلورینگی، دمای تخریب و خواص فیزیکی و مکانیکی ایجاد می‌شود. در ضمن، نمونه‌ها در دمای بالا حالت الاستومری به خود می‌گیرند. این افزایش چگالی پیوندهای عرضی در پلیمرهای دارای کربن نوع سوم شدیدتر است. استفاده از مواد افزودنی نظیر متاکریلیک اسید بازده تولید پیوندهای عرضی را افزایش می‌دهد، اما دی‌کومیل پروکسید، مشکلات فرایندی حادی را ایجاد می‌کند.

واژه‌های کلیدی

مخلوط‌های پلی اتیلن،
پرتو الکترونی،
HDPE, EVA, LDPE

مقدمه

است. در این میان با توجه به پیشرفتهای حاصل در زمینه ساخت تجهیزات تولید کننده پرتوهای الکترونی با قدرت و شار متنوع و ایمنتر بودن این فناوری نسبت به فرایند تولید پرتو گاما، این تجهیزات جایگاه ویژه‌ای را در صنایع پلیمری به خود اختصاص داده اند [۳،۴]. از زمره رایجترین

سالهاست که پرتوهای یون کننده به عنوان منابع انرژی شناخته شده در عرصه‌های مختلف علمی و صنعتی به کار گرفته شده‌اند [۱،۲]. تحقیقات گسترده‌ای پیرامون بررسی اثر این پرتوها بر پلیمرهای مختلف بویژه پلی اولفینها، به عنوان پرمصرف‌ترین پلیمرها، انجام پذیرفته

Key Words

polyethylene blends,
electron beam,
HDPE, EVA,
LDPE

جدول ۱ - مشخصات مواد مصرف شده.

ردیف	نام ماده	نام تجاری	تولید کننده	جرم حجمی (g/cm ³)	MFI (g/10min)	دمای ذوب (°C)
۱	LDPE	LH۰۰۷۵	پتروشیمی بندر امام	۰/۹۲	۰/۷	۱۱۵/۶۹
۲	HDPE	HD۳۸۴۰UA	پتروشیمی اراک	۰/۹۳	۲/۵	۱۲۹/۱۶
۳	LLDPE	LLD۴۱۰AA	پتروشیمی اراک	۰/۹۳	۰/۹۳	۱۲۷/۸۱
۴	EVA	Escorene Ultra	Exxon Chemical	۰/۹۴	۱/۴	۸۲/۱۲
۵	DCP	—	Merck	۱/۰۲	—	۴۹
۶	متاکریلیک اسید	—	Merck	۱/۰۱	—	۱۶۲
۷	دوده	N-۳۳۰	کربن بلک اهواز	۱/۸	—	—

ضریب پرشدگی (paking factor) (۰/۷) و چگالی مواد اولیه، مقدار هر ماده با توجه به هشت فرمولبندی ارائه شده در جدول ۲ توزین شد. فرمولبندیها بر اساس اطلاعات حاصل از تجزیه و شناسایی چند نمونه تجاری انتخاب شده اند.

برای اختلاط مواد هر فرمولبندی، سرعت مخلوط کن ۸۰ rpm و دمای بدنه مخلوط کن در ۲۵°C تنظیم می شود. در مرحله اول اختلاط، هر دو پلیمر باهم وارد مخلوط کن می شوند. پس از گذشت حدود ۱۰۰ ثانیه گشتاور اعمال شده روی مواد افت می کند، بنابراین در مورد فرمولبندیهای دارای مواد افزودنی باید این مواد در لحظه افت گشتاور به مخلوط اضافه شوند. آن گاه، اختلاط تا دستیابی به یک مخلوط همگن ادامه می یابد. زمان کل اختلاط مواد تقریباً سه دقیقه است. در پایان، مخلوط از مخلوط کن تخلیه شده و به کمک گیره بین دو صفحه فلزی فشرده می شود.

در ادامه کار، به کمک دو ورقه آلومینیمی چرب شده با روغن سیلیکون و یک قاب فلزی با ضخامت ۱/۵ mm، در دمای ۱۴۵°C و فشار ۱۵ MPa نمونه ها پرس می شوند و به محض بسته شدن پرس، در حالی که فشار ثابت نگه داشته می شود، گرمکن پرس خاموش می شود و آب سرد در فکها جریان می یابد تا دمای آنها به ۶۰°C برسد. سپس، پرس باز شده و نمونه ها به شکل ورقه از قالب جدا می شود و به وسیله دستگاه پانچ از ورقه ها دمبل تهیه می گردد.

در مرحله بعد، دمبلها به کمک دستگاه تولید کننده پرتو الکترونی با پرتوی دارای انرژی ۵ Mev و جریان ۰/۵ mA و سرعت اعمال شار ۲۸۸۰ kGy/h درفاصله ۴۶ cm از تفنگ الکترونی و در دمای ۲۵°C پرتو دهی می شود. دمبلهای هر مجموعه از نمونه ها به پنج دسته تقسیم

صنایع پلیمری که از این فناوری بهره می گیرند صنایع تولید کابل و قطعات منقبض شونده گرمایی است [۵،۶].

در این پژوهش، به کمک تجزیه و شناسایی چند نمونه تجاری، سه ترکیب پلیمری پایه انتخاب شد و در ادامه اثر مواد افزودنی و اثر اعمال پرتو بر آنها ارزیابی شده است.

تجربی

مواد

مشخصات مواد مصرف شده در جدول ۱ ارائه شده است.

دستگاهها

در این پژوهش، از مخلوط کن داخلی هکه مدل RC۹۰، دستگاه تولید کننده پرتو الکترونی مدل Rhodotron TT۲۰۰ ساخت شرکت IBA (Ion Beam Application)، دستگاه اندازه گیری کشش مدل ۶۰۲۵ ساخت شرکت Instron، دستگاه DSC-TG مدل STA ۶۲۵ ساخت شرکت انگلیسی Polymer Lab، دستگاه اندازه گیری شاخص جریان مذاب (MFI) مدل ۴۱۰۰ Extrusion Plastometer از شرکت Zwick و همچنین سختی سنج Zwick برای تعیین سختی نمونه ها استفاده شده است.

روشها

تهیه نمونه ها

در این مرحله با توجه به حجم مخلوط کن داخلی و نیز در نظر گرفتن

جدول ۲- ترکیب درصد فرمولبندیهای ساخته شده.

نمونه	EVA	LDPE	HDPE	LLDPE	DCP	MAA	CB
IS۱۱	۳۰	۷۰	—	—	—	—	۲/۵
IS۱۲	۳۰	۷۰	—	—	۲	—	۲/۵
IS۲۱	—	—	۴۰	۶۰	—	—	۲/۵
IS۲۲	—	—	۴۰	۶۰	۲	—	۲/۵
IS۲۳	—	—	۴۰	۶۰	—	۲	۲/۵
IS۳۱	۶۰	—	۴۰	—	—	—	۲/۵
IS۳۲	۶۰	—	۴۰	—	۲	—	۲/۵
IS ۳۳	۶۰	—	۴۰	—	—	۲	۲/۵

(۱) متاکریلیک اسید و (۲) دوده.

سکانت در ۲ درصد کرنش، کرنش در نقطه پارگی (ϵ_p) و مقاومت کششی نمونه ها (δ_p) گزارش شدند.

برای ارزیابی اثر شبکه ای شدن بر میزان بلورینگی نمونه ها و دمای ذوب و تخریب آنها و نیز تعیین گرمای نهان ذوبشان، آزمایشهای TGA و DSC انجام گرفت. سرعت گرم کردن نمونه ها $10^\circ\text{C}/\text{min}$ بود و به نمونه ها از ۲۵ تا 500°C در مجاورت هوا گرما داده شد.

جرم حجمی نمونه ها به کمک روش استاندارد ASTM DV۹۲ معین گردید. اندازه گیری شاخص جریان مذاب مواد اولیه طبق استاندارد DI۳۳۸ ASTM انجام شد. وزنه بکار رفته برای مواد اولیه $2/16\text{ kg}$ و در مورد مخلوطها 276 kg بود. آزمون سختی نمونه ها در مقیاس شور D طبق استاندارد ASTM D۲۲۴۰ انجام شد.

نتایج و بحث

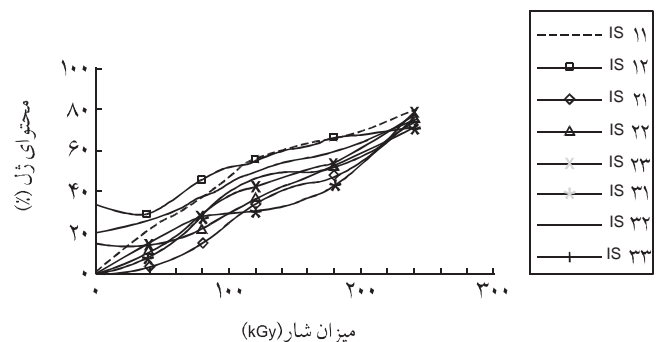
شکل ۱ محتوای ژل نمونه ها را برحسب شار اعمال شده به آنها بیان می کند. با توجه به این شکل می توان به نتایج زیر دست یافت: در همه موارد با افزایش شار، محتوای ژل افزایش می یابد که این امر حاکی از افزایش چگالی پیوندهای عرضی است.

در مورد نمونه های دارای DCP ملاحظه می شود که در شار صفر محتوای ژل قابل توجهی دارند. علت این است که در حین اختلاط DCP با هر سه فرمولبندی پایه مقداری از DCP تجزیه و منجر به شبکه ای شدن نمونه ها شده است.

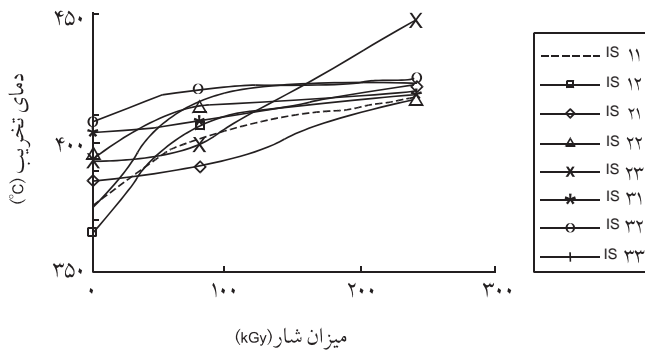
شده و به هر دسته شاری معادل یکی از شارهای ۴۰، ۸۰، ۱۲۰، ۱۸۰ و 240 kGy اعمال می شود. به علت گرم شدن نمونه ها، شارهای ۱۸۰ و 240 kGy به ترتیب در دو مرحله 90 kGy و سه مرحله 80 kGy به نمونه ها داده می شوند.

آزمونها

میزان ژل شدن نمونه ها بر اساس استاندارد ASTM D ۲۷۶۵ معین شد. آزمون کشش به وسیله دستگاه کشش و بر اساس استاندارد ASTM D ۶۳۸ انجام پذیرفت. آزمون کشش در دو دما، یکی دمای محیط و دیگری 10°C بالاتر از دمای ذوب نمونه ها انجام شد. در دمای محیط، نمونه ها با سرعت $50\text{ mm}/\text{min}$ و در دمای بالا با سرعت $10\text{ mm}/\text{min}$ کشیده شدند. در نهایت، با استفاده از نتایج حاصل از این آزمایش، مدول



شکل ۱- محتوای ژل نمونه ها برحسب شار اعمال شده.



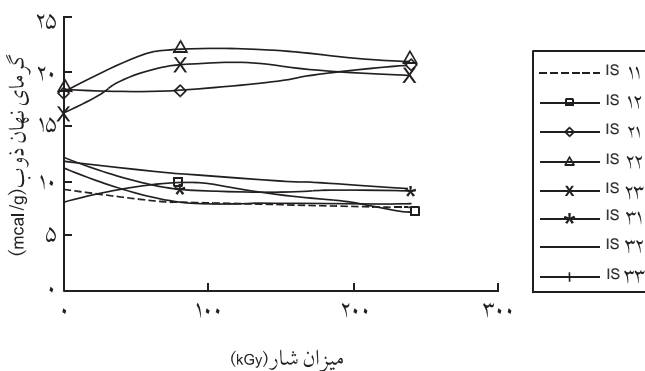
شکل ۴- دمای تخریب نمونه‌ها برحسب شار اعمال شده.

تغییر محسوسی نمی‌کند، زیرا نمونه‌ها گرم‌مانند و میزان پیوندهای عرضی در حدی نیست که ماده را شکننده کند و سختی نمونه‌ها را تحت تأثیر قرار دهد.

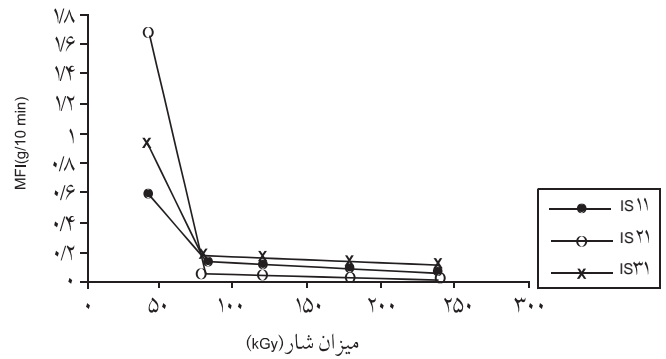
با توجه به شکل ۲ ملاحظه می‌شود که با اعمال شار به نمونه‌ها، MFI آنها به علت ایجاد پیوندهای عرضی بین زنجیرهای پلیمرها بشدت کاهش می‌یابد و در شارهای کم MFI آمیزه‌ها بدین ترتیب است: $IS_{21} > IS_{31} > IS_{11}$ که این امر مؤید بازده بیشتر تولید رادیکال آزاد در نمونه‌های دارای LDPE و EVA است.

در شکل ۳ نتایج حاصل از آزمون گرمایی نمونه‌های گرم شده در $10^{\circ}C$ بالاتر از دمای ذوبشان ارائه شده است. با افزایش شار، دمای ذوب عموماً کاهش می‌یابد. این امر مؤید افزایش میزان پیوندهای عرضی و در نتیجه افزایش نقصهای مولکولی در ساختار عمومی زنجیرها، به علت ممانعت‌های فضایی حاصل و در نتیجه کاهش میزان نواحی بلورین است. اما، در برخی از موارد با اعمال شار دمای ذوب ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد که افزایش اولیه احتمالاً به علت پاره شدن زنجیرهای تحت کشش و قرار گرفتن آنها در ساختار بلورین است [۷].

نتایج حاصل از TGA در شکل ۴ نشان می‌دهد که با افزایش میزان اتصالات عرضی مقاومت گرمایی نمونه‌ها افزایش و دمای تخریب آنها



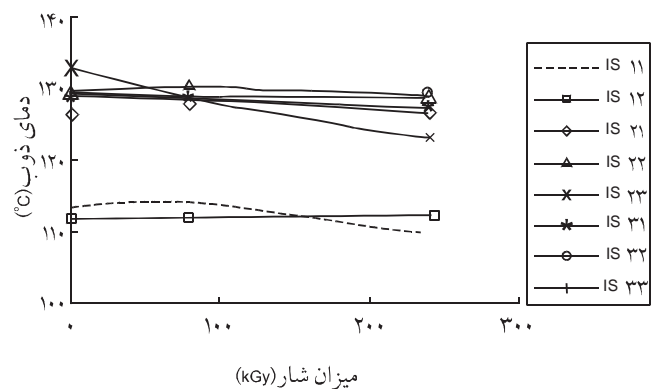
شکل ۵- گرمای نهان ذوب نمونه‌ها برحسب شار اعمال شده.



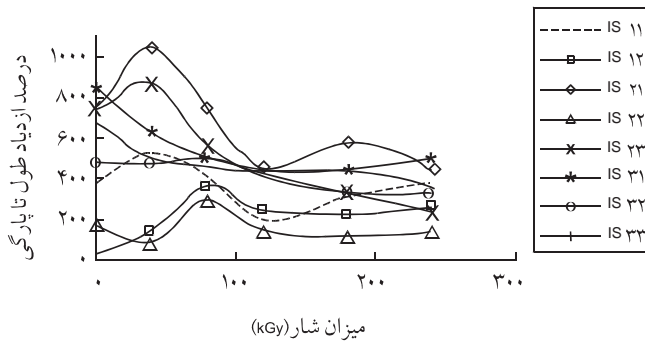
شکل ۶- مقدار MFI نمونه‌های IS_{11} و IS_{21} و IS_{31} برحسب شار اعمال شده.

در محدوده شارهای صفر تا $200 kGy$ آمیزه‌های دارای متاکریلیک اسید محتوای ژل زیادتری نسبت به فرمولبندی پایه دارند، اما در شارهای بالاتر این اثر مشهود نیست. بر این اساس در شارهای کم متاکریلیک اسید توانسته است تولید رادیکالهای آزاد را شتاب بخشد و چگالی پیوندهای عرضی را افزایش دهد.

با مقایسه سه فرمولبندی پایه ملاحظه می‌شود که محتوای ژل نمونه‌ها به این ترتیب است: $IS_{11} > IS_{31} > IS_{21}$. علت این است که فرمولبندی IS_{11} دارای EVA و LDPE است و به علت داشتن ساختار شاخه‌ای تر، دارای کربن نوع سوم بیشتر و جزء بلورین کمتر است. از این رو، در نمونه مزبور قابلیت تولید رادیکال آزاد و در نتیجه شبکه‌ای شدن زیادتری وجود دارد. اما، IS_{31} دارای EVA و HDPE است و در مقایسه با LDPE ساختاری خطیتر و جزء بلورین بیشتری دارد، در نتیجه دارای محتوای ژل کمتری نسبت به IS_{11} است. به همین ترتیب IS_{21} دارای HDPE و LLDPE است. از این رو، با توجه به سازگاری بیشتر این مخلوط در سطح مولکولی و در نتیجه ساختار خطی و بلورین بهتر دارای حداقل قابلیت تولید رادیکال آزاد و در نتیجه ژل شدن است. بررسی سختی نمونه‌ها نیز نشان می‌دهد که سختی نمونه‌های گروه ۱، ۲ و ۳ به ترتیب در حد ۴۳، ۵۶ و ۴۴ شور D است و با اعمال شار



شکل ۷- دمای ذوب نمونه‌ها برحسب شار اعمال شده.



شکل ۸- ازدیاد طول تا پارگی نمونه‌ها در دمای محیط بر حسب شار اعمالی.

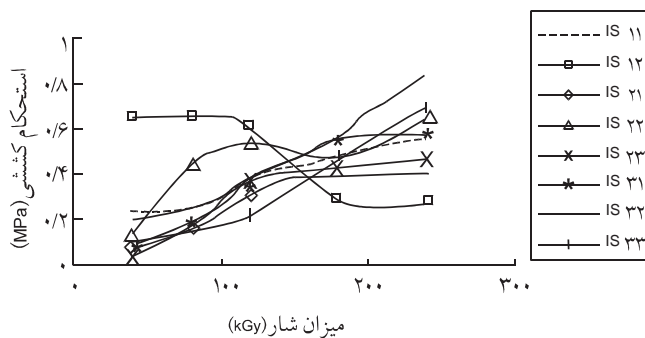
عنوان نرم کننده است که بین زنجیرهای پلیمر فاصله انداخته و بلورینگی نمونه‌ها را کاهش داده است [۹].

در فاصله شارهای صفر تا ۶۰ kGy استحکام کششی نمونه‌های دارای متاکریلیک اسید خیلی سریعتر از نمونه‌های دیگر افزایش می‌یابد که این موضوع نشان دهنده کارایی متاکریلیک اسید برای افزایش سرعت تولید پیوندهای عرضی است.

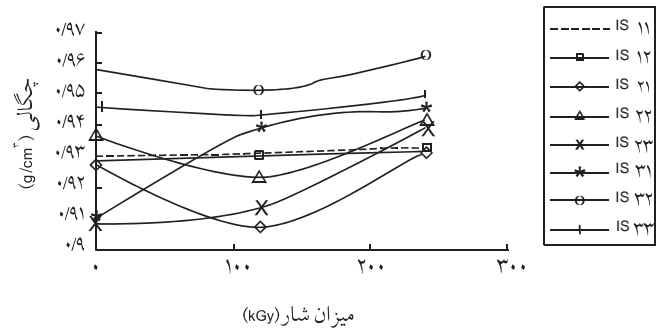
در شارهای بالاتر، استحکام کششی و ازدیاد طول تا پارگی نمونه‌ها دستخوش نوسانات زیادی می‌شوند. باید اذعان کرد که هنوز توجه علمی دقیقی در مورد این تغییرات وجود ندارد زیرا در مورد پلی اولفینها به علت ساختار بلورینشان مسائل خاصی وجود دارد و بطور همزمان چند عامل تغییر می‌کند که هر کدام می‌تواند خواص فیزیکی و مکانیکی نمونه را به شکل متفاوتی تحت تاثیر قرار دهد:

۱- بر اثر پرتو دهی، چگالی پیوندهای عرضی در نواحی بی شکل و نواحی بین فازها بالا می‌رود، در نتیجه ابتدا استحکام کششی افزایش می‌یابد. اما، در درصدهای زیاد پیوندهای عرضی باعث سفت شدن ماده، استحکام کششی کاهش می‌یابد [۷].

۲- در شارهای زیاد بر اثر اعمال پرتو به نمونه، ماده تا حدود ناحیه انتقال شیشه‌ای خود گرم می‌شود و پیوندهای عرضی حاصل مانع نزدیک شدن زنجیرهای ماده به یکدیگر می‌شود و درصد بلورینگی را



شکل ۹- استحکام کششی نمونه‌ها در دمای ۱۴۰°C بر حسب شار اعمالی شده.



شکل ۶- چگالی نمونه‌ها بر حسب شار اعمال شده.

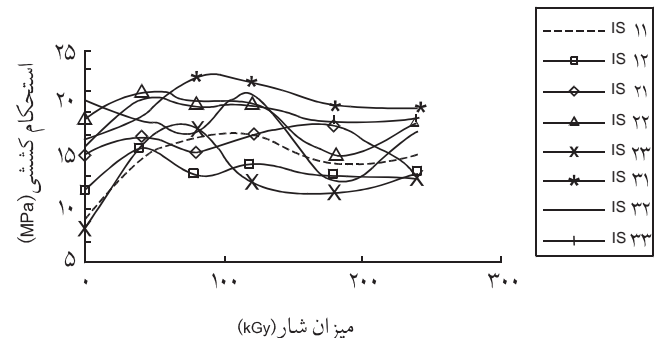
روند صعودی می‌یابد.

نمودار گرمای نهان ذوب نمونه‌ها (ΔH_f) در شکل ۵ نشان می‌دهد که عموماً ΔH_f با افزایش شار کاهش می‌یابد. تنها در مورد چند نمونه ΔH_f ابتدا افزایش و سپس کاهش می‌یابد که این امر می‌تواند به علت پاره شدن زنجیرهای تحت کشش و قرار گرفتن آنها در بخشهای بلورین باشد [۷].

ارزیابی چگالی نمونه‌ها در شکل ۶ نشان می‌دهد که اغلب چگالی نمونه‌ها ابتدا افت می‌کند و سپس افزایش می‌یابد. افت اولیه به علت تشکیل پیوندهای دوگانه بر اثر آزاد شدن گاز هیدروژن و احتمالاً تبخیر متاکریلیک اسید است [۶]. اما، افزایش چگالی احتمالاً به علت واکنشهای اکسایش است، زیرا نمونه‌ها در معرض هوا پرتو داده شده است و زمان پرتو دهی در شارهای بالا به حدی بوده است که اکسیژن حل شده در نمونه‌ها بتواند با آنها واکنش دهد [۸].

با بررسی استحکام کششی و ازدیاد طول تا پارگی نمونه‌ها در شکلهای ۷ و ۸ نتایج زیر حاصل می‌شود:

در هر گروه، نمونه‌های پرتو ندیده دارای پروکسید استحکام کششی بیشتری دارند که این به علت شبکه‌ای شدن آنها حین فرایند اختلاط است. از طرف دیگر، نمونه‌های دارای متاکریلیک اسید کمترین مقدار استحکام کششی را دارند که این امر به دلیل وجود متاکریلیک اسید به



شکل ۷- استحکام کششی نمونه‌ها در دمای محیط بر حسب شار اعمالی.

جدول ۳- مدول نمونه‌ها در 10°C بالاتر از دمای ذوب آنها بر حسب شار اعمال شده.

IS۳۳	IS۳۲	IS۳۱	IS۲۳	IS۲۲	IS۲۱	IS۱۲	IS۱۱	میزان شار (kGy)
۰/۲۱	۰/۰۵	۰/۱۸	۰/۳۰	۰/۸۰	۰/۱۲	۰/۷۱	۰/۲۲	۴۰
۰/۲۴	۰/۳۳	۰/۲۳	۰/۳۸	۷۵۳	۰/۳۹	۷۰۵	۰/۲۶	۸۰
۰/۲۹	۰/۸۵	۰/۳۲	۰/۴۲	۰/۹۹	۰/۴۵	۰/۷۳	۰/۳۱	۱۲۰
۰/۵۲	۰/۸۴	۰/۴۶	۰/۵۴	۱/۱۶	۰/۵۳	۰/۳۲	۰/۴۰	۱۸۰
۱/۳۲	۱/۲۲	۰/۹۰	۰/۹۹	۷۲۸	۰/۷۵	۰/۳۶	۰/۵۵	۲۴۰

با توجه به اینکه در مواد نیمه بلوری، استحکام کششی تابعی از درصد بلورینگی، اندازه بلورها، توزیع اندازه بلورها و نیز درصد پیوندهای عرضی و درصد پارگی زنجیرهاست می‌توان این گونه نتیجه گرفت که برآیند فعل و انفعالات یاد شده تعیین کننده است.

در بخش دیگری از این پژوهش، خواص فیزیکی و مکانیکی پلیمرها در دمای بالا (10°C بالاتر از دمای ذوب نمونه‌ها) ارزیابی شد. نتایج ارائه شده در شکل‌های ۹ و ۱۰ نشان می‌دهد که با افزایش شار، چگالی پیوندهای عرضی در نمونه‌ها افزایش می‌یابد و نمونه‌ها حالت الاستومری بخود می‌گیرند که عموماً استحکام آنها افزایش و ازدیاد طول تا پارگیشان کاهش می‌یابد. اما، در مورد نمونه IS۱۲ استحکام کششی روند نزولی دارد. علت این است که در حین اختلاط آن، DCP تجزیه شده و نمونه شبکه‌ای می‌شود و احتمالاً نمونه حاصل تحت شرایط پرتودهی، به علت دارا بودن زنجیرهای تحت کشش، تخریب می‌گردد. اطلاعات ارائه شده در جدول ۳ نیز نشان‌دهنده این امر است که با افزایش شار، پیوندهای عرضی افزایش می‌یابد و علاوه بر این در هر گروه، نمونه‌های دارای متاکریلیک اسید در همه شارها مدول بالاتری نسبت به نمونه پایه دارند که این خود نشان‌دهنده اثر شتاب دهنده متاکریلیک اسید است.

نتیجه گیری

با افزایش شار، چگالی پیوندهای عرضی در نمونه‌ها افزایش می‌یابد. پلی اتیلن‌های شاخه‌ای و EVA به علت داشتن کربن نوع سوم و فاز بی شکل بیشتر، قابلیت شبکه‌ای شدن زیادتری دارند. استفاده از DCP به علت ایجاد محدودیت در فرایند آمیزه‌کاری مناسب نیست، اما

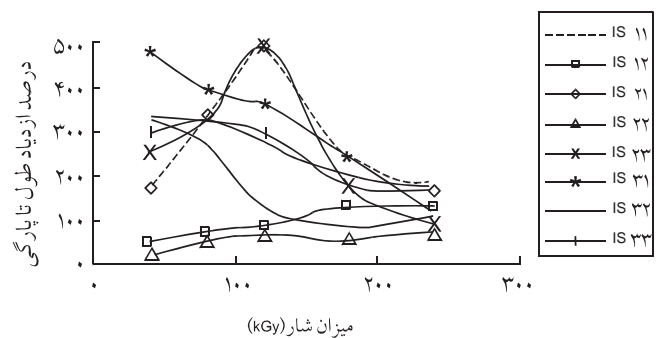
کاهش می‌دهد [۱۰].

۳- بر اثر پرتودهی، زنجیرهای تحت کشش و شاخه‌های فرعی قطع می‌شوند و در نتیجه زنجیرهای ماده تحرک لازم برای نوآرایی فضایی و شرکت در بلورها را پیدا می‌کنند.

۴- رادیکال‌های تولیدی با اکسیژن حل شده در فاز بی شکل واکنش داده و تخریب اکسایشی زنجیرها شروع می‌شود و در نتیجه ساختارهای شبکه‌ای بزرگ به شبکه‌های کوچک تبدیل می‌شوند [۷،۸].

۵- وجود مواد افزودنی گاهی موجب می‌شود که این مواد نقش هسته سازها را بعهده بگیرند و در نتیجه درصد بلورینگی را افزایش دهند [۱۱]، اما گاهی ممکن است مواد افزودنی مثل نرم کننده داخلی باشند و درصد بلورینگی را کاهش دهند [۹].

۶- در حین پرتودهی، علاوه بر واکنشهای شبکه‌ای شدن، واکنشهای تخریب زنجیر نیز بطور همزمان شروع می‌شوند و بسته به اینکه کدام واکنش برتر باشد پلیمر شبکه‌ای یا تخریب می‌شود. بنابراین، در شارهای بالا، احتمال بیشتر شدن واکنشهای پاره شدن زنجیرها افزایش می‌یابد.



شکل ۱۰- ازدیاد طول تا پارگی نمونه‌ها در دمای 140°C بر حسب شار اعمال شده.

می‌کند. استحکام کششی نمونه‌ها در دمای بالا عموماً با زیاد شدن شار افزایش می‌یابد و ازدیاد طول تا پارگی عموماً کاهش پیدا می‌کند. آمیزه‌های دارای HDPE و LLDPE در کلیه دماها ازدیاد طول تا پارگی زیادتری دارند که این به علت سازگاری مولکولی بهتر این آمیزه‌هاست.

مراجع

1. پرنیانپور پرویز، مبانی فیزیک پرتوها و پرتوزاها، مؤسسه خدمات فرهنگی - انتشاراتی الست، تهران، صفحه ۲۵، ۱۳۷۰.
2. Bradley R., *Radiation Technology Handbook*, Marcel Dekker, New York, 1984.
3. Scharf W., *Particle Accelerators and their Uses*, Harwood Academic, New York, 1986.
4. Abramyan E.A., *Industrial Electron*, Washington D.C., USA, 1988.
5. Cleland M.R. and Pageau G.M., *Proceeding of the Symposium on Food Irradiation Processing*, STI/ PUB/695, International Atomic Energy Agency, Vienna, 1985.
6. Chapiro A., *Radiation Chemistry of Polymeric Systems*, John Wiley & Sons, USA, 1962.
7. Geetha R., and Torikai A., Radiation-induced Degradation of Polyethylene: Effect of Processing and Density on the Chemical Changes and Mechanical Properties, *Polym. Deg. Stab.*, **23**, 91-98, 1988.
8. Datta S.K., Bhowmick A.K., Chaki T.K., Majala A.B. and Despande R.S., Electron Beam Initiated Modification of Ethylene Vinyl Acetate Using Trimethylolpropane Trimethacrylate, *Polymer*, **37**, 45-55, 1996.
9. Chaki T.K., Despande Majali A.B., Tikku V.K. and Bhowmick A.K., Electron Beam Initiated Grafting of Methymethacrylate onto Polyethylene: Structure and Properties, *Die Angew. Makromol. Chem.*, **217**, 61-69, 1994.
10. Zoepfl F.J., Markovic V., and Silverman J., Differential Scanning Calorimetry Studies of Irradiated Polyethylene: I. Melting Temperatures and Fusion Endotherms, *J. Polym. Sci., Polym. Chem. Ed.*, **22**, 2017-2032, 1984.
11. Mateev M. and Nikolova M., Radiation Crosslinking of LDPE in the Presence of Dicumyl Peroxide, *Plast. Rubber Proc. Appl.*, **14**, 241-243, 1990.