

Influence of thermal processing and 10 Mev electron beam on the crystallinity of polyethylene

G. Mirjalili¹, M. Borhani Zarandi^{1,2,*}, F. Ziaei³, M. A. Bolorizadeh²

1- physics Department, Yazd University, Yazd, Iran

2- physics Department, shahid bahonar University, kerman, Iran

3-Material and Ion Beam Application Division, Nuclear Research Center for Agriculture and Medicine

(Received: 17/2/2007, in revised form: 23/10/2007)

Abstract: Samples from two type of polyethylene, with low and high density, had been subjected to three different initial processing. The samples were heated to 170 °C and then cooled by different cooling rating in air, in mold (10 °C/min cooling rate) and in 0.0 °C water. Following this step, each sample irradiated by 10 MeV electron beam. The gel content of the samples, which is a measure of interchain cross links formed on the amorphous area of the polymer, is a created due to electron impactation and was extracted into the xylene. Change in crystallinity of the samples was monitored by differential scanning calorimetry (DSC) technique. It has been shown that increase of the radiation dose up to 200 KGy, increases to the gel content of the polymer samples, but in higher doses remains without considerable change. Crystallinity of the polymer samples depends on the heat treatment and also radiation dose. Cooling rate has significant effect on crystallinity, so the more cooling rate the crystalline content of the polymer more reduces. However, Cystallinity of the polymer samples due to the absorption of radiation up to 200 KGy increases and then with increase of radiation dose decreases. Our study showed that change in crystallinity of the LDPE due to the absorption of the radiation is more than that of HDPE.

Keywords: *Polyethylene, Crystallinity, Electron beam, Differential scanning calorimetry (DSC).*



بررسی اثر فرایند گرمایی و باریکه الکترونی پرنرژی (10 MeV) بر بلورشدگی پلی اتیلن

غضنفر میرجلیلی^۱، محمود برهانی زرنیدی^{۱،۲}، فرهود ضیائی^۳، محمد آقا بلوری زاده^۲

۱- دانشکده فیزیک، دانشگاه یزد

۲- بخش فیزیک، دانشگاه شهید باهنر کرمان

۳- پژوهشکده مواد، مجتمع پژوهشی کرج، پژوهشکده علوم و فنون هسته ای سازمان انرژی اتمی ایران

پست الکترونیکی: m_n_borhan@yahoo.com

(دریافت مقاله ۱۳۸۵/۱۱/۲۷، نسخه نهایی ۱۳۸۶/۸/۱)

چکیده: نمونه‌هایی از دو نوع پلی اتیلن سبک (LDPE) و پلی اتیلن سنگین (HDPE) را در قالبی تا 170°C گرم کرده و سپس با سرعت‌های متفاوت، و آهنگ سرمایشی $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ در هوا، و با آب صفر درجه سرد کردیم. هر نمونه، زیر تابش باریکه الکترونی پرنرژی 10 MeV قرار داده شد. محتوای ژل هر نمونه که میزان پیوندهای عرضی بین زنجیره‌ای آن را در ناحیه آمورف پلیمر نشان می‌دهد، با استفاده از زایلن و درصد بلورشدگی و نیز با بررسی گرماسنجی تعیین شد. معلوم شد که با افزایش دُز تابش، تا حدود 200 kGy محتوای ژل نمونه‌ها افزایش یافته و در دُز تابشهای بالاتر، تقریباً ثابت می‌ماند. بلورشدگی نمونه‌ها به نوع فرآوری و نیز دُز تابش، بستگی دارد. سرعت سردایش، تاثیر چشمگیری روی بلورشدگی دارد، به طوری که هر چه سرعت سردایش بیشتر باشد درصد بلورشدگی، کمتر خواهد شد. ولی تاثیر دُز تابش روی بلورشدگی نمونه‌ها به این صورت است که، بلورشدگی نمونه‌ها تا حدود 200 kGy زیاد شده و سپس با افزایش دُز تابش، کاهش می‌یابد. در این کار پژوهشی معلوم شد که اثر دُز تابش روی تغییر بلورشدگی پلی اتیلن سبک، بیشتر از پلی اتیلن سنگین است.

واژه‌های کلیدی: پلی اتیلن، بلورشدگی، باریکه الکترونی، گرماسنجی روبشی.

مقدمه

پلیمرهای درشت-مولکول، مواد الاستیکی وشکسانند که مانند آبگونه‌های وشکسان، لاستیکهای الاستیکی یا مواد شیشه‌ای وابسته به دما وابسته‌اند. پلیمرهای خطی، نظیر پلی اتیلن، ترموپلاستیک‌اند، و قابلیت قالب‌گیری تکراری را دارند. ولی پلیمرهای با پیوندهای عرضی، جزء مواد ترموستی و حل ناپذیرند، و قابلیت فراوری دوباره را ندارند و برهمکنش‌های بین زنجیره‌های مولکولی، انعطاف‌پذیری زنجیره‌ها و جدایی فضایی بین گروه‌های قطبی، خواص الکتریکی و مکانیکی پلیمرها را تحت تاثیر قرار می‌دهند.

در یک پیکربندی سطح، یک زنجیره پلی اتیلن، حاوی 1000 اتم کربن است و چون طول پیوند C-C برابر

10^{-12} m و زاویه پیوند C-C-C برابر 109.5° درجه است فاصله سر به سر یک زنجیره پلی اتیلن برابر است با

$$500 \times 2 \times 154 \times 10^{-12} \times \sin\left(\frac{109.5}{2}\right) = 0.13 \times 10^{-6} \text{ m}$$

از آنجا که ضخامت بخش بلوری پلی اتیلن در حدود $10^{-9} \times 10^{-9}\text{ m}$ است [۱]، به منظور جا دادن زنجیره‌های بلند در درون بخش بلوری، تا خوردن زنجیره‌ها اجتناب‌ناپذیر است.

یک زنجیره پلیمری طی تبلور در دمای به اندازه کافی بالا، دستخوش روان روی گسترده می‌شود، لذا می‌تواند در راستای روان روی، آرایش یافته و موجب شکل‌گیری ساختار شیشه‌ای با بلورهای زنجیره‌ای گسترده شود. زنجیره‌های پلیمری که

سرعتها طوری انتخاب شدند تا نمونه‌هایی با درجات بلورشدگی متفاوت داشته باشیم. نمونه‌ها پس از فرآوری با استفاده از شتاب دهنده الکترونی، رودترون مدل TT200 و با جریان بیشینه ۱۶ mA و توان ۸۰ kW در گستره دز تابش kGy ۴۰۰-۵۰ تابش دهی شدند.

آنالیز ژل شدن

برای آنالیز ژل‌های LDPE و HDPE با پیوندهای عرضی، برای تعیین کسر نامحلول آنها تقریباً ۰/۳ گرم از هر نمونه در یک سبد فلزی ضد زنگ ریخته شد. آنگاه سبدها درون، زایلن در حال جوش (دمای °C ۱۴۰) به وزن ۱۰۰ برابر نمونه، که حلال پلی اتیلن است، به مدت ۱۶ ساعت قرار داده شدند. پس از شستشو سبدها با استون، و برای خشک شدن، آنها را به مدت ۲ ساعت در آن °C ۶۰ قرار دادیم. به این ترتیب بخش نا محلول نمونه‌ها به دست آمد. اگر وزن اولیه نمونه، m_1 و وزن بخش حل نشده در زایلن، m_2 ، باشد در این صورت کسر ژل از نسبت $\frac{m_2}{m_1}$ تعیین می‌شود.

آنالیز گرمایشی (DSC)

سنجش DSC با DSC50-Shimadzu ساخت ژاپن انجام شد. تقریباً به ۱۰ mg از هر نمونه پلی اتیلن تابش دیده، که در بشقاب آلومینیومی دستگاه قرار داده شده بود، در فشار جو، و دمای بین °C ۲۰۰-۲۰، با آهنگ °C/min ۲۰ گرما داده شد. انتالپی ذوب بخشی بلوری، را می‌توان از روی مساحت سطح زیر منحنی ذوب و دمای ذوب هر نمونه تعیین کرد. برای تعیین درصد بلورشدگی نمونه‌ها از فرمول زیر استفاده شده: [۴، ۵].

$$\%X_c = \frac{\Delta H_m}{\Delta H_{m100}} \times 100$$

که در آن ΔH_{m100} گرمای ذوب پلی اتیلن ۱۰۰٪ بلوری برابر با ۲۹۰ J/g [۴، ۵] و ΔH_m گرمای ذوب نمونه است.

تعیین درصد بلورشدگی با استفاده از چگالی

یکی دیگر از روش‌های تعیین درصد بلورشدگی پلیمرهای نیمه بلوری، نظیر پلی اتیلن، اندازه‌گیری چگالی است. با معلوم بودن حجم ویژه بخش بلوری (به روش پرتو x) در دمای محیط $V_x = 0.987 \times 10^{-3} \text{ m}^3 \text{ kg}^{-1}$ و حجم ویژه بخش آمورف، در

لایه‌های بلوری را شکل می‌دهند اغلب برای تشکیل مجموعه‌های بزرگتری به نام دانه‌های کروی آرایش می‌یابند که به طور شعاعی از مرکز هسته‌زا، رشد می‌کند تا به دیگر دانه‌های کروی برسند. این دانه‌های کروی، نوعاً دارای قطری در حدود $m \times 10^{-5}$ هستند [۲، ۳]. بازده فشردگی زنجیره‌ها در نواحی بلوری، بالاتر از نواحی آمورف، و به همین دلیل، چگالی نواحی بلوری بیشتر از چگالی نواحی آمورف است. شفافیت نوری پلیمرها نیز با تغییر درجه بلورشدگی، تغییر می‌کند. ناحیه بلوری که متراکم‌تر است، دارای ضریب شکست بزرگتری است و به همین دلیل شفافیت ناحیه بلوری، کمتر از ناحیه آمورف است، به طوری که می‌توان ادعا کرد که پلیمرهای آمورف شفافند، در حالیکه عکس آن صادق نیست، یعنی عدم شفافیت، دلیل بلورشدگی نیست، زیرا ممکن است ناشی از پرکننده‌ها باشد.

پلی اتیلن، یک پلیمر نیمه بلوری است، و از بخشهای بلوری که به طور گسترده‌ای در نواحی آمورف آن توزیع شده‌اند تشکیل شده است. میزان بلورشدگی پلی اتیلن به عوامل متعددی بستگی دارد که عبارتند از: فراوری، طول زمان گرمادهی، و تابش پرتوهای پراثرژی گاما یا الکترون، از روشهای متداول در ایجاد تغییر بلورشدگی در آن هستند. در این مقاله، به تاثیر سرعت سرد شدن پلی اتیلن مذاب و اثر تابش پراثرژی الکترون، روی تغییر بلورینگی دو نوع پلی اتیلن سبک و سنگین ساخت ایران پرداخته شده است.

بخش تجربی

تهیه نمونه و تابش دهی

دو نوع پلی اتیلن سبک (LDPE) و پلی اتیلن سنگین (HDPE) محصول شرکت پتروشیمی بندر امام با کدهای ۰۰۷۲ و ۳۸۴۰ و چگالیهای به ترتیب، 0.92 g/cm^3 و 0.94 g/cm^3 ، به صورت ریز دانه انتخاب شدند، و با پرس گرم، Dr. Collin، ساخت آلمان، در دماهای °C ۱۷۰ و °C ۱۸۵ به ترتیب برای، HDPE و LDPE تحت فشار ۹۵ bar دو دسته صفحات مربعی، به ابعاد $13 \times 13 \text{ cm}$ با ضخامت ۲ mm تهیه شدند. هردسته از نمونه‌ها، شامل سه زیرگروه بوده است که با سرعت‌های متفاوت، در هوا و در قالب، با سرعت °C/min ۱۰ و در آب صفر درجه سلسیوس سرد شدند. از آنجا که سرعت سردایش پلیمر آبگون، در میزان بلورشدگی آن موثر است،

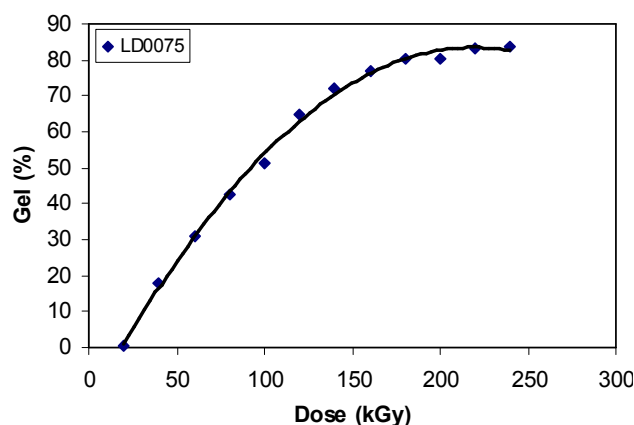
باشد، دیگر ژل تشکیل نمی‌شود [۷]. این نتیجه تاکید دارد که در هر دُز تابش، مقداری تخریب هم صورت می‌گیرد، هرچند ممکن است تشکیل پیوندهای عرضی غالب باشد.

اثر دُز تابش بر مقدار ژل

شکل‌های ۱ و ۲ به ترتیب درصد ژل شدن LDPE و HDPE برحسب دُز تابشی را نشان می‌دهند. مشاهده می‌شود که محتوای ژل تا دُز تابش در حدود ۲۰۰ kGy به سرعت افزایش یافته و سپس افزایش آن با کندی صورت می‌گیرد. بنابراین، در دُز تابش‌های بالاتر از ۲۰۰ kGy، گرچه چگالی پیوندهای عرضی افزایش می‌یابد، ولی باعث کاهش بیشتر حلالیت آن نمی‌شود. این بدان علت است که تا حدود ۲۰۰ kGy پیوند عرضی به اشباع رسیده‌اند و در دُز تابش‌های بالاتر، پیوندها در بین پیوندها عرضی پیشین تشکیل می‌شوند که هیچ نقشی در تغییر ژل ندارند.

با توجه به نمودارها، معلوم می‌شود که در هر دُز تابش، میزان تشکیل ژل در LDPE بیشتر از HDPE است که می‌توان آن را به وجود فاز آمورف بیشتر و حضور زنجیره‌های شاخه‌دار در ساختار LDPE [۸-۹]، در مقایسه با HDPE نسبت داد.

شکل ۳ تغییرات چگالی هر دو نمونه پلی اتیلن با دُز تابشی را نشان می‌دهد. با توجه به اینکه چگالی و درصد بلورشدگی متناسبند، می‌توان به تغییر میزان فاز بلوری پلی اتیلن‌ها با تابش پی برد. هر چند که نمودار مربوط به LDPE هیچ روندی را نشان نمی‌دهد، و احتمالاً تغییرات در آن مربوط به خطای سنجش است.



شکل ۱ درصد تشکیل ژل در نمونه LDPE 0075 بر حسب دُز تابش جذبی.

دمای محیط، $V_a = 1.160 \times 10^{-3} \text{ m}^3 \text{ kg}^{-1}$ و با اندازه‌گیری حجم ویژه نمونه (V_m) که عکس چگالی آن است، با رابطه زیر درصد بلورشدگی تعیین شد

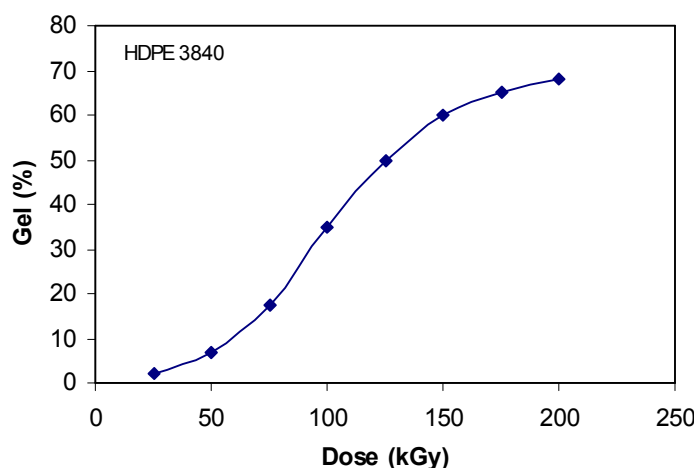
$$X = \left(\frac{V_a - V_m}{V_a - V_x} \right) \times 100\%$$

مثلاً برای LDPE 0030 با چگالی 917.4 kg/m^3 و حجم ویژه $V_m = 1.09 \times 10^{-3} \text{ m}^3 \text{ kg}^{-1}$ با استفاده از رابطه بالا $X = 42.46\%$ ، برای LDPE 0200 با چگالی 927.8 kg/m^3 و حجم ویژه $V_m = 1.078 \times 10^{-3} \text{ m}^3 \text{ kg}^{-1}$ $X = 47.40\%$ ، و برای LDPE 40 با چگالی 912 kg/m^3 و حجم ویژه $V_m = 1.096 \times 10^{-3} \text{ m}^3 \text{ kg}^{-1}$ $X = 37.0\%$ به دست می‌آید.

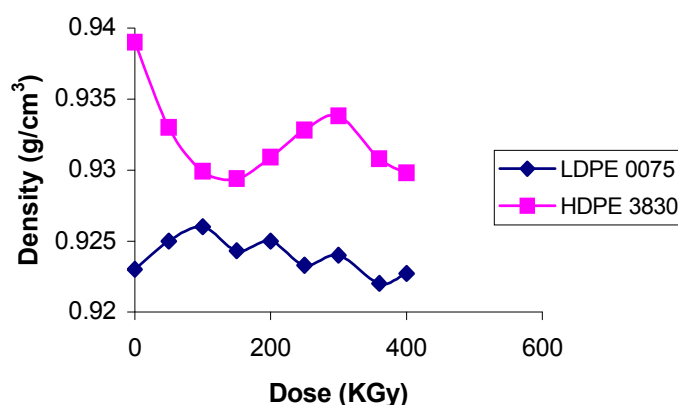
چگالی نمونه‌ها با استفاده از چگالی سنج، مدل DH-100 ساخت ژاپن و با استاندارد JIS-Z8807 اندازه‌گیری شد.

بحث و برداشت

چنانکه که گفته شد، فراورش، تنها شکل دادن به پلیمر نیست، بلکه تولید جسمی است که کیفیت آن به فرایندهای شیمیایی ناشی از گرما، فشار، و حضور اکسیژن، بستگی زیادی دارد. این فرایندهای شیمیایی می‌توانند باعث تخریب، اکسایش و تشکیل پیوند عرضی شوند. اکسایش، در ضمن فراوری، باعث کاهش کیفیت پلیمر می‌شود. تخریب در زنجیره اصلی، به عوامل گوناگونی بستگی دارد که می‌توان آنها را به دو گروه فیزیکی، شامل تخریب گرمایشی و تابش یونشی، و نیز تخریب شیمیایی، نظیر اکسایش و هیدرولیز تقسیم کرد. فرایند شکست زنجیره‌ها دارای اهمیت عملی زیادی است، زیرا خواص پلیمرها به طول زنجیره‌های آن بستگی دارد. انواع ناخالصی‌های موجود در پلیمر که به سادگی قادرند شکسته شده و رادیکال‌های آزاد تولید کنند، به عنوان آغازگرهای فرایندهای تخریبی عمل می‌کنند. رادیکال‌های آزاد، حاصل از تخریب وارد واکنش‌های بعدی شده و محصولاتی با شاخه‌های جانبی و پیوندهای عرضی تولید کنند. از طرف دیگر، تابش یوننده، باعث می‌شود که پلی اتیلن، دستخوش تغییرات ساختاری شود [۶]. این تغییرات بر اثر ایجاد پیوندهای عرضی و شکست زنجیره‌های اصلی پدید می‌آیند. در هر دُز تابش، عملاً هر دو فرایند شکل‌گیری پیوندهای عرضی و شکست زنجیره‌ها رخ می‌دهند که، فقط برحسب مقدار دُز تابش، یکی از فرایندها غالب می‌شود. به طور کلی اگر تعداد شکست‌های ناشی از تابش، چهار برابر تعداد پیوندهای عرضی



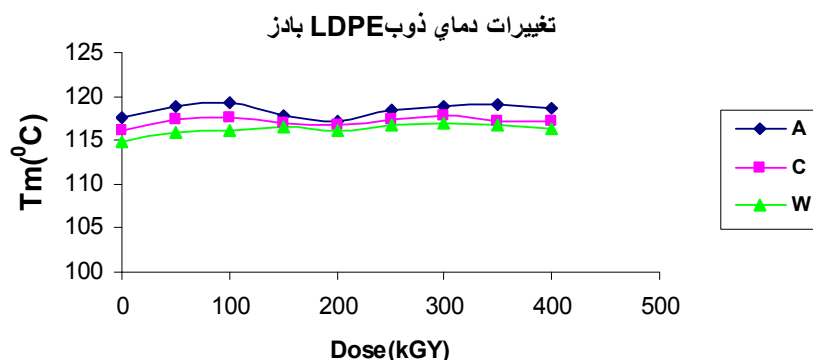
شکل ۲ درصد تشکیل ژل در نمونه HDPE 3840 بر حسب دُز تابش جذبی.



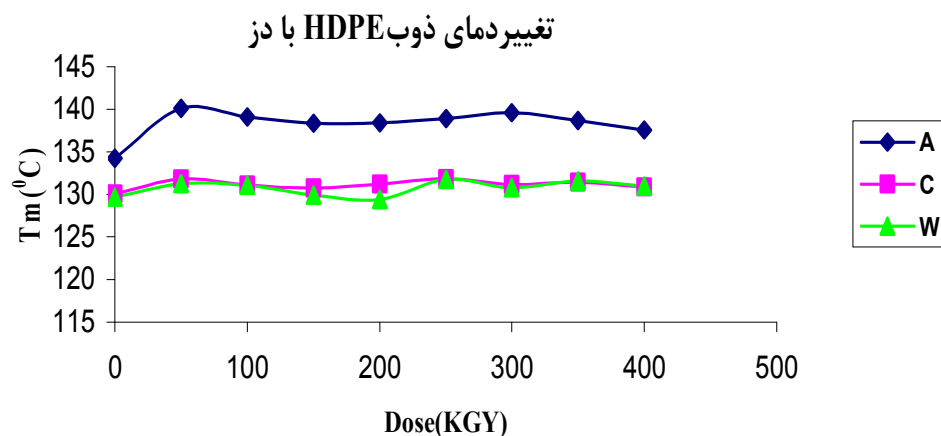
شکل ۳ تغییر چگالی LDPE و HDPE بر حسب دُز تابش جذبی.

سرعت کم در دمای محیط، سرد شده بیش از دو نمونه دیگر است. همچنین درصد تغییر فاز بلوری در LDPE بیش از HDPE نظیر آن است. شکل‌های ۸ و ۹ به ترتیب طیف FTIR نمونه‌های HDPE و LDPE را نشان می‌دهند. چنانکه مشاهده می‌شود با افزایش تابش، ارتفاع قله 1718 cm^{-1} برش زنجیره-ها نیز افزایش است.

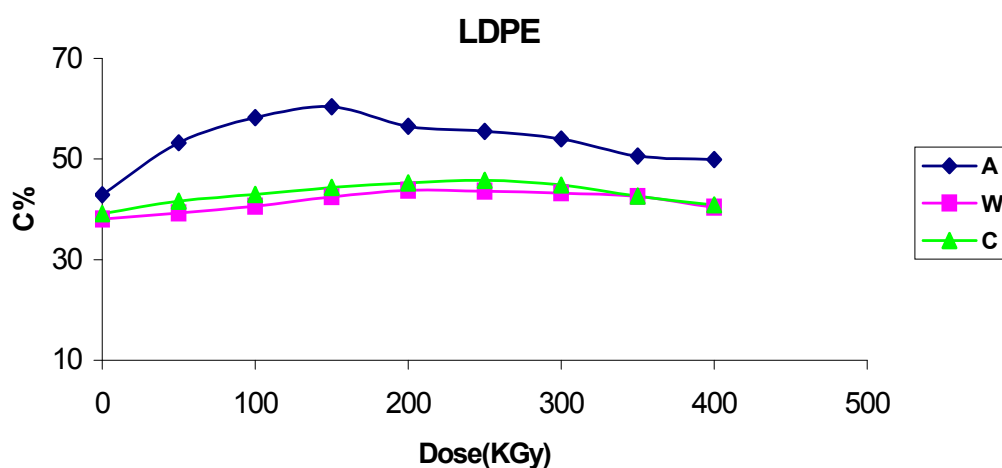
شکل‌های ۴ و ۵ به ترتیب، دمای ذوب LDPE و HDPE بر حسب دُز تابش، برای نمونه‌های تهیه شده با فرایندهای متفاوت، و شکل‌های ۶ و ۷ درصد بلورشدگی LDPE و HDPE بر حسب دُز تابش در فرایندهای متفاوت نشان می‌دهند. چنانکه مشاهده می‌شود، سرعت سرد شدن نمونه مذاب، در تشکیل یا عدم تشکیل فاز بلوری، نقش ثابتی دارد. در دُز تابش‌های مختلف، درصد تشکیل فاز بلوری در نمونه‌ای که با



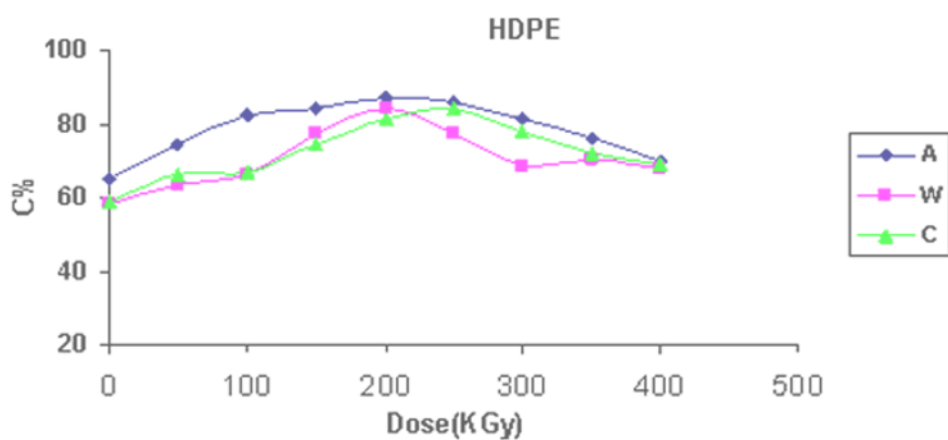
شکل ۴ دمای ذوب LDPE بر حسب دُز تابش برای نمونه‌های سرد شده در هوا (A)، قالب (C)، و آب (W).



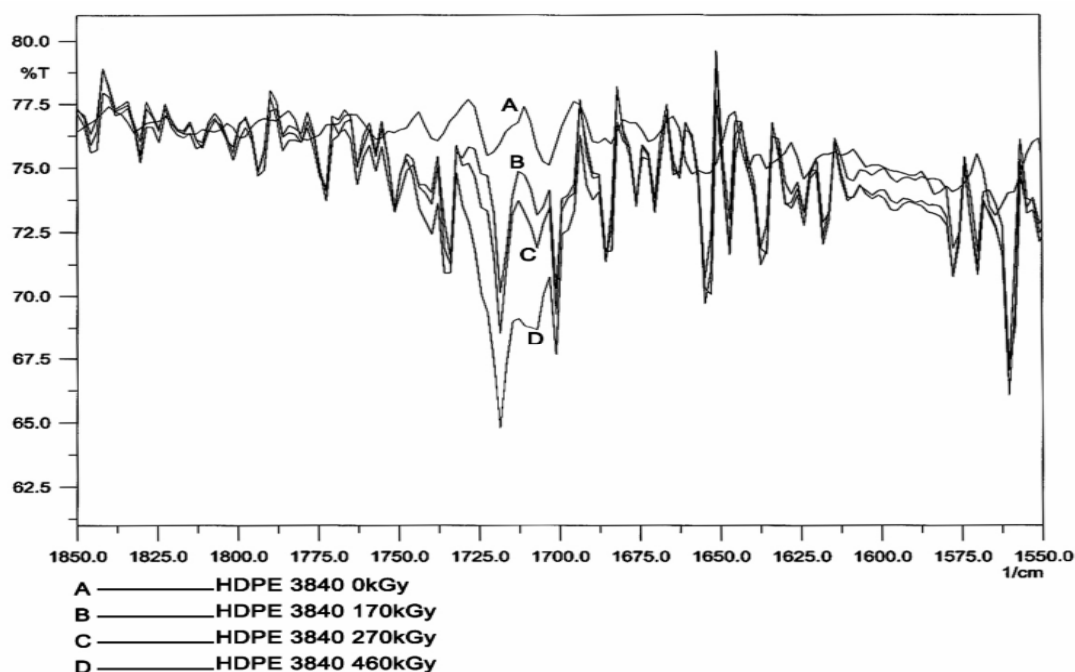
شکل ۵ دمای ذوب HDPE بر حسب دز تابش برای نمونه‌های سردشده در هوا (A)، قالب (C)، و آب (W).



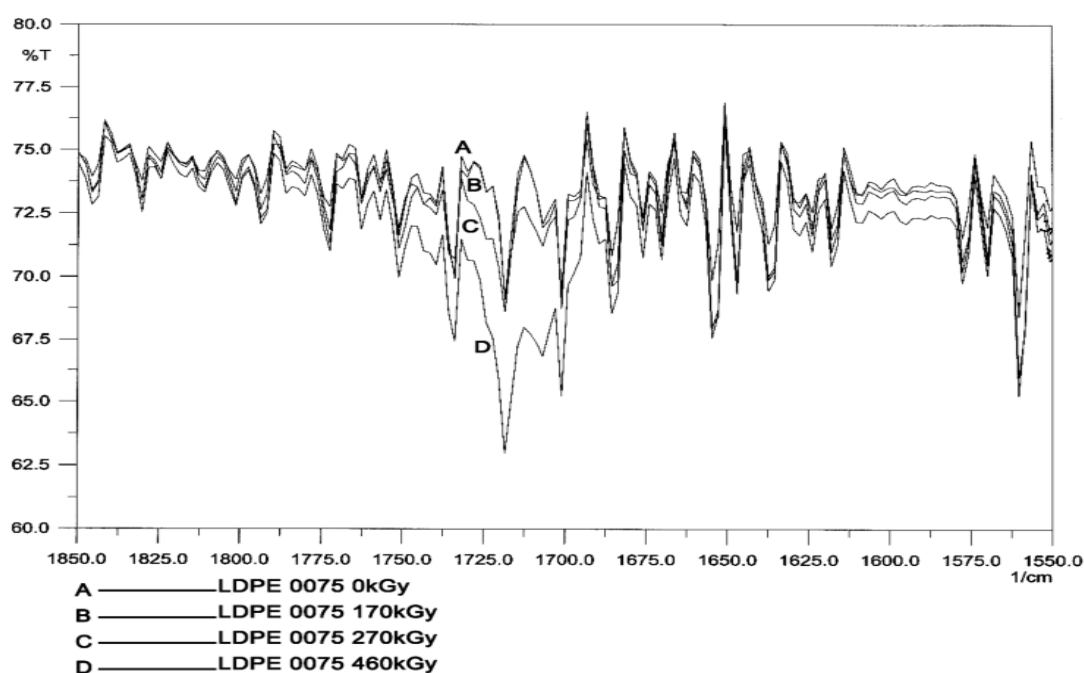
شکل ۶ درصد بلورینگی LDPE بر حسب دز تابش برای نمونه‌های سردشده در هوا (A)، قالب (C)، و آب (W).



شکل ۷ درصد بلورینگی HDPE بر حسب دز تابش برای نمونه‌های سردشده در هوا (A)، قالب (C)، و آب (W).



شکل ۸ نمودار FTIR نمونه HDPE و تشکیل گروه‌های کربونیل، ناشی از برش زنجیره‌ها.



شکل ۹ نمودار FTIR نمونه LDPE و تشکیل گروه‌های کربونیل، ناشی از برش زنجیره‌ها.

سرد شده در هوا، آب سرد و قالب را برحسب دژ تابش نشان می‌دهند. اعداد از روی ۵۴ نمودار DSC مربوط به پلی اتیلن سبک و سنگین با فرایندهای مختلف تهیه شده است. با

اثر دژ تابش و فرایند انتخابی بر درصد بلورینگی جدولهای ۱ تا ۶ به ترتیب دمای ذوب و گرمای ذوب بلوری LDPE سرد شده در هوا، آب سرد، و قالب، همچنین HDPE

بلورشدگی هر دو نمونه پلی اتیلن شده است. جدول ۷ نشان می‌دهد که در تمام دز تابشها درصد بلورشدگی نمونه‌های سرد شده در هوا بیشتر از دو نمونه دیگر است.

استفاده از دمای ذوب، درصد بلورشدگی هر نمونه در هر دز تابش، محاسبه و در جدول ۷ آورده شده است. چنانکه مشاهده می‌شود هیچ روند مشخصی بین دمای ذوب و دمای ذوب بلوری نمونه‌ها وجود ندارد، ولی تابش الکترونی باعث افزایش

جدول ۱ دمای ذوب و گرمای ذوب LDPE سرد شده در هوا.

Dose (KGy)	۰	۵۰	۱۰۰	۱۵۰	۲۰۰	۲۵۰	۳۰۰	۳۵۰	۴۰۰
Tm (°C)	۱۱۷٫۶۳	۱۱۸٫۹۶	۱۱۹٫۳۱	۱۱۷٫۸۹	۱۱۷٫۲۱	۱۱۸٫۳۷	۱۱۸٫۹۴	۱۱۹٫۰۳	۱۱۸٫۶۲
ΔH_m	۱۲۴٫۲۹	۱۵۴٫۲۲	۱۶۸٫۸۳	۱۷۴٫۹۸	۱۶۳٫۸۵	۱۶۰٫۹۷	۱۵۶٫۵۴	۱۴۶٫۶۵	۱۴۴٫۶۲

جدول ۲ دمای ذوب و گرمای ذوب LDPE سرد شده در آب سرد.

Dose (KGy)	۰	۵۰	۱۰۰	۱۵۰	۲۰۰	۲۵۰	۳۰۰	۳۵۰	۴۰۰
Tm (°C)	۱۱۴٫۸۷	۱۱۵٫۸۶	۱۱۶٫۱۵	۱۱۶٫۵۴	۱۱۶٫۰۳	۱۱۶٫۶۷	۱۱۶٫۹۶	۱۱۶٫۷۷	۱۱۶٫۲۳
ΔH_m	۱۱۰٫۲۰	۱۱۳٫۹۴	۱۱۷٫۷۷	۱۲۳٫۱۳	۱۲۶٫۸۷	۱۲۶٫۳۸	۱۲۵٫۴۲	۱۲۳٫۲۵	۱۱۷٫۰۷

جدول ۳ دمای ذوب و گرمای ذوب LDPE سرد شده در قالب.

Dose (KGy)	۰	۵۰	۱۰۰	۱۵۰	۲۰۰	۲۵۰	۳۰۰	۳۵۰	۴۰۰
Tm (°C)	۱۱۶٫۱۲	۱۱۷٫۲۷	۱۱۷٫۶۲	۱۱۷٫۰۵	۱۱۶٫۷۲	۱۱۷٫۴۴	۱۱۷٫۷۲	۱۱۷٫۲۱	۱۱۷٫۰۹
ΔH_m	۱۱۳٫۳۹	۱۲۰٫۸۱	۱۲۴٫۶۴	۱۲۸٫۵۶	۱۳۱٫۵۴	۱۳۲٫۷۳	۱۲۹٫۸۶	۱۲۳٫۴۸	۱۱۸٫۴۶

جدول ۴ دمای ذوب و گرمای ذوب HDPE سرد شده در هوا.

Dose (KGy)	۰	۵۰	۱۰۰	۱۵۰	۲۰۰	۲۵۰	۳۰۰	۳۵۰	۴۰۰
Tm (°C)	۱۳۴٫۲۳	۱۳۸٫۷۱	۱۳۹٫۰۹	۱۳۸٫۳۵	۱۳۸٫۴۶	۱۳۸٫۸۹	۱۳۹٫۶۱	۱۳۸٫۷۲	۱۳۷٫۵۶
ΔH_m	۱۸۸٫۸۷	۲۱۵٫۶۱	۲۳۸٫۸۱	۲۴۵٫۳۷	۲۵۰٫۳۶	۲۴۹٫۱۴	۲۳۶٫۶۱	۲۲۱٫۵۶	۲۰۲٫۹۴

جدول ۵ دمای ذوب و گرمای ذوب HDPE سرد شده در آب سرد.

Dose (KGy)	۰	۵۰	۱۰۰	۱۵۰	۲۰۰	۲۵۰	۳۰۰	۳۵۰	۴۰۰
Tm (°C)	۱۲۹٫۷	۱۳۱٫۲۴	۱۳۱٫۰۷	۱۲۹٫۹۲	۱۲۹٫۴۳	۱۳۱٫۷۱	۱۳۰٫۷۹	۱۳۱٫۵۸	۱۳۰٫۹۶
ΔH_m	۱۶۸٫۶۳	۱۸۵٫۲۵	۱۹۳٫۳۴	۲۲۴٫۶۱	۲۲۳٫۶۵	۲۲۴٫۲۹	۱۹۹٫۳۴	۲۰۴٫۱۹	۱۹۴٫۴۰

جدول ۶ دمای ذوب و گرمای ذوب HDPE سرد شده در قالب.

Dose (KGy)	۰	۵۰	۱۰۰	۱۵۰	۲۰۰	۲۵۰	۳۰۰	۳۵۰	۴۰۰
Tm (°C)	۱۳۰٫۰۶	۱۳۱٫۸۲	۱۳۱٫۱۱	۱۳۰٫۷۴	۱۳۱٫۲۲	۱۳۱٫۸۴	۱۳۱٫۱۵	۱۳۱٫۴۴	۱۳۰٫۸۹
ΔH_m	۱۷۰٫۶۶	۱۹۲٫۱۰	۱۹۴٫۶۵	۲۱۶٫۴۵	۲۴۵٫۱۰	۲۳۵٫۵۹	۲۲۵٫۴۷	۲۰۷٫۵۸	۲۰۰٫۳۹

جدول ۷ درصد بلورینگی LDPE و HDPE برحسب دژ تابش به روش DSC.

LDPE				HDPE			
دژ تابش	هوا	آب	قالب		هوا	آب	قالب
۰	۴۲٫۸۶	۳۸٫۰۰	۳۹٫۱۰		۶۵٫۱۳	۵۸٫۱۵	۵۸٫۸۵
۵۰	۵۳٫۱۸	۳۹٫۲۹	۴۱٫۶۶		۷۴٫۳۵	۶۳٫۸۸	۶۶٫۲۴
۱۰۰	۵۸٫۲۲	۴۰٫۶۱	۴۲٫۹۸		۸۲٫۳۵	۶۶٫۶۷	۶۷٫۱۲
۱۵۰	۶۰٫۳۴	۴۲٫۴۶	۴۴٫۳۳		۸۴٫۶۱	۷۷٫۴۵	۷۴٫۶۳
۲۰۰	۵۶٫۵۰	۴۲٫۷۵	۴۵٫۳۶		۸۶٫۳۳	۷۷٫۱۲	۸۴٫۵۱
۲۵۰	۵۵٫۵۱	۴۳٫۵۸	۴۵٫۷۷		۸۵٫۹۱	۸۴٫۲۴	۸۱٫۲۴
۳۰۰	۵۳٫۹۸	۴۳٫۲۵	۴۴٫۷۸		۸۱٫۵۹	۶۸٫۷۴	۷۷٫۷۵
۳۵۰	۵۰٫۵۷	۴۲٫۵۰	۴۲٫۵۸		۷۶٫۴۰	۷۰٫۴۱	۷۱٫۵۸
۴۰۰	۴۹٫۸۷	۴۰٫۳۷	۴۰٫۸۵		۶۹٫۹۸	۶۸٫۰۷	۶۹٫۱۰

برداشت نهائی

پلیمرها بر اثر تابش پرتوهای یونیزه کننده، دستخوش تغییرات ساختاری می‌شوند. شکلهای ۱ و ۲ به خوبی بیان کننده غلبه تشکیل پیوندهای عرضی بر برش زنجیره‌ها در پلی اتیلن است، هر چند بنابر شکلهای ۸ و ۹ که به طیف FTIR پلی اتیلن‌های تابش دهی شده در دژ تابشهای مختلف مربوط می‌شوند، معلوم می‌شود که در هر دژ تابش، مقداری برش زنجیره‌ای نیز روی می‌دهد. همچنین تابش الکترون بنابر شکلهای ۳ تا ۷ باعث تغییر در چگالی، دمای ذوب، و درصد بلورشدگی نمونه‌ها می‌شود. بنابراین نتایج زیر را می‌توان در نظر گرفت.

(۱) در پلی اتیلن اثر غالب در تابش الکترون، ایجاد پیوندهای عرضی است.

(۲) چگالی پلی اتیلن با تابش الکترون، تغییر می‌کند.

(۳) دمای ذوب بلوری پلی اتیلن بر اثر تابش الکترون تغییر می‌کند.

(۴) درصد بلورینگی پلی اتیلن‌ها تا حدود ۲۰۰ kGy زیاد شده و سپس کاهش می‌یابد.

قدردانی

از مدیریت و کلیه کارکنان مرکز تحقیقات و کاربرد پرتو فرایند یزد به خصوص آقایان غفاری، تقوی‌زاده، حسن زاده، پارسائیان

و خانمها انوری و احمدیان و بخش دژ دزیتری و پرتو دهی که صادقانه همکاری کرده‌اند کمال تشکر و قدردانی را داریم.

مراجع

- [1] Hall C., "Polymer Materials", Macmillan, London, 2nd ed., Chapters 1- 3, pp.1-54, 1989
- [2] S.L.Rosen, "Fundamental Principles of Polymeric Materials", Wiley Interscience, New York, Chapter 5, pp.37-46, 1982.
- [3] Broadhurst M.G., G.T. Davis, "Piezo-and Pyroelectric properties, in topics in Applied Physics", Electrets, ed. G.M. Sessler, Berlin, Chapter 5, pp.284-319, 1979.
- [4] M.D. Failla, E.M. Valles, B.J. Lyons, "Effect of Initial Crystallinity on the Response of High-Density Polyethylene to High-Energy radiation", Journal of Applied Polymer Science, Vol. 71, pp. 1375-1384, 1999.
- [5] Yong Zhao, Yunxia LUO, Bingzheng Jiang, "Effect of Irradiation on Crystallinity and Mechanical Properties of Ultrahigh Molecular Weight Polyethylene", Journal of Applied Polymer Science, Vol. 50, pp. 1797-1801, 1993.
- [6] M. Dole, "The radiation chemistry of macromolecules", 2. New York, Academic press, 98, 1973.

unsaturated low density polyethylene", *Polymer*, 45, pp.4881-4875, 2004.

[9] A. Smedberg, T. Hjerberg, B. Gustafsson, "Effect of molecular structure and topology on network formation peroxide cross linked polyethylene", *Polymer*, 44, pp.3395-3405, 2003.

[7] J. Hu, U. Schulze, J. Pionteck, "Degradation of interpenetrating polymer networks based on PE and polymethacrylates by electron beam irradiation", *Polymer*, 40, pp.5275-5284, 1999.

[8] A. Smedberg, T. Hjerberg, B. Gustafsson, "The role of entanglements in network formation in