

# مروری بر شکل شناسی و ساختار ماتریس - لیفچه ایاف چند آمیخته ای در فرایند مذاب ریسی

محمد علی توانایی<sup>۱</sup>، احمد موسوی شوشتری<sup>۱\*</sup>، فاطمه گوهرپی<sup>۲</sup>، محمدرضا محدث مجتهدی<sup>۱</sup>

تهران، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، ۱ - دانشکده مهندسی نساجی، ۲ - دانشکده مهندسی پلیمر، صندوق پستی ۴۴۱۳-۱۵۸۷۵

دریافت: ۸۶/۵/۲۴، پذیرش: ۸۷/۶/۳

## چکیده

در مقاله مروری حاضر، ساز و کار و آثار عوامل مختلف بر شکل گیری فاز پراکنده در ماتریس آمیخته های پلیمری با تأکید بر ایجاد ساختار فازی ماتریس - لیفچه در فرایندهای مذاب به ویژه مذاب ریسی بررسی و مطالعه شده است. خواص آمیخته های پلیمری تا حد زیادی به ساختار حاصل از اختلاط اجزای سازنده بستگی دارد. اختلاط زوج پلیمرهای امتزاج پذیر به طور معمول سبب ایجاد ساختار تک فازی می شود، در حالی که ساختار آمیخته های امتزاج ناپذیر، دو فازی و در حالت به کارگیری ماده سازگار کننده، سه فازی است. فاز پراکنده در فاز ماتریس به شکل های مختلفی در می آید و خواص نهایی آمیخته را تحت تاثیر قرار می دهد. تغییر ساختار از حالت تک فازی ممکن است، سبب تضعیف خواص فیزیکی آمیخته شود. اما، ساختار دو یا سه فازی بر اساس نوع پلیمرهای به کار برده شده و ویژگی های اختصاصی هر یک می تواند منجر به تشکیل آمیخته ای با خواص بهتر از هر یک از اجزا شود. در آمیخته های پلیمری امتزاج ناپذیر با توجه به نوع فرایند شکل دهی پلیمر، امکان ایجاد ساختارهای فازی مختلف از جمله ساختار ماتریس - لیفچه وجود دارد که فرایند مذاب ریسی آمیخته های پلیمری به دلیل شدت میدان کششی در ناحیه برداشت، بهتر از سایر فرایندها قابلیت ایجاد چنین ساختار را دارد. مطالعات پژوهشگران مختلف در زمینه ساز و کار و عوامل مؤثر بر ایجاد ساختار ماتریس - لیفچه نشان می دهد که میدان های کششی در ایجاد لیفچه ها بسیار مؤثرتر از میدان های برشی عمل می کنند. افزایش نیروهای کششی افزون بر کاهش قطر لیفچه ها، سبب افزایش یکنواختی در طول آنها می شود. با کاهش نسبت گرانروی فاز پراکنده به فاز ماتریس، احتمال شکل گیری لیفچه ها افزایش می یابد، به طوری که حتی در میدان های بدون کشش وجود لیفچه ها گزارش شده است. در این باره تأکید شده است، کوچک ترین قطر لیفچه ها اغلب در نسبت گرانروی اجزا در حدود ۱ حاصل می شود. استفاده از سازگار کننده سبب تغییر شکل مؤثرتر قطره ها، ممانعت از به هم پیوستگی اجزای فاز پراکنده و در نتیجه تشکیل لیفچه های ظریف تر می شود. هم چنین ملاحظه شده است، هنگامی که کشسانی نسبی فاز ماتریس از فاز پراکنده بیشتر باشد، ساختار لیفچه ای ایجاد شده، هم چنان باقی می ماند. تغییرات ترکیب درصد اجزای آمیخته نیز در اثر تقویت یا تضعیف پدیده به هم پیوستگی سبب تغییر تعداد و قطر لیفچه ها می شود.

## واژه های کلیدی

آمیخته سازی، شکل شناسی،  
ماتریس - لیفچه، مذاب ریسی،  
ایاف چند آمیخته ای

\* مسئول مکاتبات، پیام نگار:

[amoussavi@aut.ac.ir](mailto:amoussavi@aut.ac.ir)

## Matrix-Fibril Morphology and Structure of Polyblend Fibers in Melt Spinning Process: A Review

M.A. Tavanaie<sup>1</sup>, A.M. Shoushtari<sup>1\*</sup>, F. Goharpey<sup>2</sup> and M.R.M. Mojtahedi<sup>1</sup>

1. Textile Engineering Department, 2. Polymer Engineering Department; Amirkabir University of  
Technology, P.O. Box: 15875-4413, Tehran, Iran

Received 15 August 2007; accepted 24 August 2008

## Abstract

The mechanism and the parameters affecting the matrix-fibril morphology in melt spun polyblend fibers are discussed. The properties of polymeric blends depend considerably on their final morphologies. Blending of two miscible polymers, normally gives rise to formation of a single-phase morphology while blending of two immiscible polymers can create a two or three (in case of using compatibilizer) phase morphology. Disperse phase in matrix phase could be formed in different shapes with playing important parts in the final properties of the blends. Though, formation of multiphase morphology may result in deterioration of physical properties, by choosing proper components and polymer blend contents, these properties can be improved. In immiscible polymeric blends depending on polymer processing methods various morphologies can take shape. However, in melt spinning process due to intensive extensional flow at take-up region the most convenient conditions for creation of matrix-fibril morphology can be achieved. According to various reports, extensional fields are acting more effectively than shear fields to shape the matrix-fibril morphology. In addition, extensional flows can reduce fibrils' diameter while enhancing fibrils lengths evenness. However, reducing the ratio of disperse phase to matrix phase viscosity ( $\eta_d/\eta_m$ ) increases the probability of fibrils formation, in such a way, that even in the fields with zero extension force still fibrils formation phenomenon can occur. The finest fibrils' diameter in viscosities ratio of around 1 ( $\eta_d/\eta_m=1$ ) was observed. Using compatibilizing agents also can reduce fibrils' diameter. On the effect of viscoelasticity parameter of two-component system some researchers have reported that; when matrix phase elasticity is higher than the disperse phase, the morphology of the fibrils still remain unchanged. Changing the blend ratio of the two-phase polymers may also have effect in the formation of the number of fibrils and their diameters.

## Key Words

blending, morphology,  
matrix-fibril, melt spinning,  
polyblend fibers

(\* To whom correspondence should  
be addressed.

E-mail: [amoussavi@aut.ac.ir](mailto:amoussavi@aut.ac.ir)

۳۶۸	مقدمه
۳۷۰	ساز و کار تغییر شکل و گسیختگی قطره (فاز پراکنده)
۳۷۳	عوامل مؤثر بر شکل گیری ساختار لیفچه ای
۳۷۳	نوع میدان و شدت جریان در فرایند اختلاط
۳۷۵	نسبت گرانیوی اجزای آمیخته
۳۷۷	کشش سطحی بین اجزای آمیخته ها
۳۷۸	سازگار کننده و مقدار آن در آمیخته
۳۸۰	ویسکوالاستیسیته اجزای آمیخته ها
۳۸۱	ترکیب درصد اجزای آمیخته
۳۸۲	نوع پلیمر فاز پراکنده
۳۸۳	نتیجه گیری
۳۸۴	اختصارات
۳۸۵	مراجع

## مقدمه

توسعه روزافزون و سریع تجاری آمیخته ها و آلیاژهای پلیمری از دهه ۱۹۸۰ میلادی آغاز شده است. به عنوان مثال در سال ۱۹۸۷ میلادی در حدود ۶۰ تا ۷۰ درصد پلی اولفین ها و ۲۳ درصد از سایر پلیمرها به شکل آمیخته های پلیمری به فروش رسیده اند. به علاوه، در همان دهه ۸۰ میلادی، سرعت رشد سالیانه پلاستیک های صنعتی خالص ۲ تا ۴ درصد بوده، در حالی که آمیخته ها و آلیاژهای پلیمری ۹ تا ۱۱ درصد رشد داشته اند. اکنون ۳۰ درصد کل تولید مواد پلاستیکی، اختصاص به محصولات آمیخته ای دارند و تخمین زده می شود، در سال های آینده اغلب محصولات پلاستیکی از سامانه های پلیمری چند جزئی تشکیل خواهد شد [۱، ۲]. در شکل ۱، به طور ساده تفاوت بین آمیخته ها و آلیاژهای پلیمری نشان داده شده است.

آمیخته های امتزاج پذیر، گروهی از آمیخته ها هستند که پس از اختلاط کامل با یک دیگر آمیخته شده و ساختاری واحد و تک فازی را به وجود می آورند، اما گروه دیگری از آمیخته ها، یعنی آمیخته های امتزاج ناپذیر، در اثر اختلاط ساختار دوفازی تشکیل می دهند که گروه کمی از آنها سازگارند. بنابراین، آمیخته های امتزاج ناپذیر اغلب ناسازگارند و برای رفع این نقص، در فرایند سازگارسازی، سطح مشترک بین فازها به کمک روش های فیزیکی یا شیمیایی بهبود می یابد. مهم ترین دلایل توجه و روی آوردن به آمیخته های پلیمری را می توان به شرح زیر عنوان کرد [۳]:

- تقریباً طیف نامحدودی از خواص مواد با اختلاط اجزای پلیمری قابل دست یابی است.
- خواص مواد را براساس نیاز می توان با انتخاب صحیح نوع اجزا و

نسبت ترکیب آنها در آمیخته تنظیم کرد.

- آمیخته سازی اجزای پلیمری بسیار ساده تر و ارزان تر از سنتز پلیمرهای جدید است.

- تولید آمیخته ها بر پایه استفاده از پلیمرهای مناسب، سبب کاهش هزینه های تولید می شود.

- در فرایند اختلاط و تولید محصولات جدید می توان از ضایعات پلاستیکی استفاده کرد که افزون بر کاهش هزینه تولید در سالم نگاه داشتن محیط زیست نیز مؤثر است.

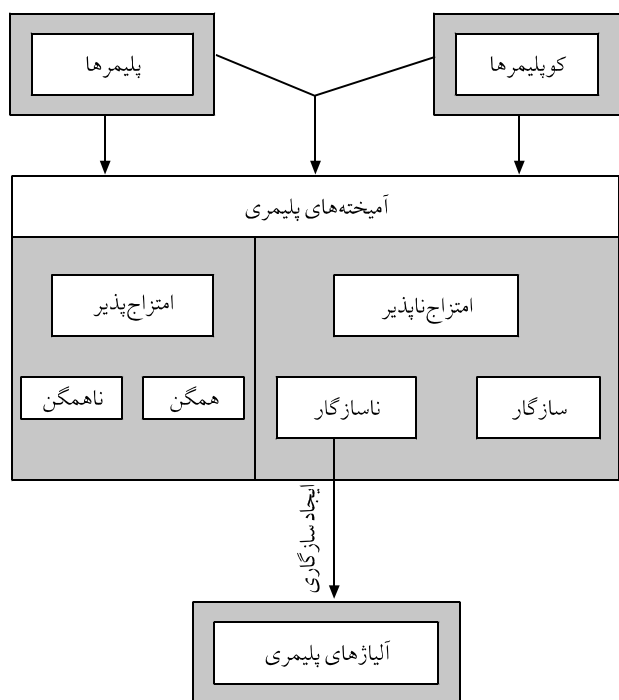
هنگامی که اجزای تشکیل دهنده آمیخته پلیمری درحالت کاملاً یکنواخت و همگن باشند و آمیخته حاصل از یک دمای انتقال شیشه ای واحد برخوردار باشد (حد متوسطی از دمای  $T_g$  دو جزء) آمیخته امتزاج پذیر است. شرط اصلی امتزاج پذیری، انرژی آزاد منفی ( $\Delta G_{mix} < 0$ ) حاصل از آمیخته است که به کمک معادله (۱) معین می شود:

$$\Delta G_{mix} = \Delta H_{mix} - T\Delta S_{mix} \quad (1)$$

در این معادله،  $H$ ،  $T$  و  $S$  به ترتیب آنتالپی، دما و آنتروپی است.

برای حفظ آمیخته امتزاج پذیر از جدایی فاز باید مشتق دوم  $\Delta G_{mix}$  نسبت به ترکیب درصد دو جزء از صفر بزرگ تر باشد:

$$\left(\frac{\partial^2 \Delta G_{mix}}{\partial \phi_i^2}\right) > 0 \quad (2)$$



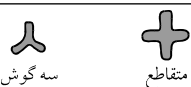

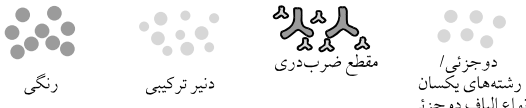


شکل ۱ - طرح ساده معرفی آمیخته ها و آلیاژهای پلیمری (با مجوز ناشر مرجع [۱]).

آمیخته‌های پلیمری معطوف شده است که منجر به تشکیل ساختار فاز لیفچه‌ای (fibril phase morphology, FPM) می‌شوند. در این راستا مطالعه شرایط و عواملی که باعث ایجاد این ساختار می‌شود، اهمیت زیادی دارد.

ثابت شده است که از بین فرایندهای مذاب چون، ریسندگی الیاف، قالب‌گیری اکستروژن و قالب‌گیری تزریقی، فرایند مذاب‌ریسی الیاف مهم‌ترین روش ایجاد ساختار لیفچه‌ای است [۵-۷].

الیاف حاصل از آمیخته‌های پلیمری را می‌توان به دو گروه دسته‌بندی کرد، الیاف دوجزئی یا چندجزئی (bi or multicomponent fibers) و الیاف ساختاریافته (biconstituent fibers) یا ماتریس - لیفچه [۶، ۱۱]. در الیاف دوجزئی دو پلیمر به شکل‌های مختلف مجاور هم قرار می‌گیرند. در شکل ۲، انواع الیاف دوجزئی نظیر مغزی و پوسته، پهلو به پهلو، نوک تیز، ریز دنییر و مخلوط نشان داده شده است [۱۲]. در الیاف ساختاریافته دو پلیمر با هم ذوب شده و سپس از مذاب آمیخته پلیمرها لیف تولید می‌شود. این الیاف معمولاً ساختار ماتریس - لیفچه دارند که طرحی از آن در شکل ۳ آمده است. مطابق شکل ۳ یک جزء به شکل لیفچه درون جزء دیگر (ماتریس) قرار گرفته است. تولید این الیاف به تجهیزات ویژه نیاز ندارد. هم‌چنین، در الیاف ماتریس - لیفچه، جزء دوم به طور تصادفی درون ماتریس قرار می‌گیرد، بنابراین، تولید این نوع الیاف ارزان‌تر و راحت‌تر از الیاف دوجزئی است [۶، ۱۳].

نوع	انواع الیاف دوجزئی
مغزی و پوسته	 رسانا، سه گوش، خارج از مرکز
پهلو به پهلو	 رسانا، سه گوش یا سایر، گرانروی مخلوط، ABA، گرانروی مخلوط
نوک تیز	 سه گوش، متقاطع
ریز دنییر	 جزایر در دریا، راه راه، قطعه قطعه
الیاف مخلوط	 دوجزئی / رشته‌های یکسان انواع الیاف دوجزئی، مقطع ضرب‌دری، دنییر ترکیبی، رنگی

شکل ۲ - طرح کلی سطح مقطع انواع الیاف دو جزئی (با مجوز ناشر مرجع [۱۲]).

که  $\Phi_i$ ، کسر وزنی جزء  $i$  است. معادله‌های (۱) و (۲) شرایط لازم و کافی برای امتزاج‌پذیری هستند [۴-۶].

آنتروپی ترکیبی اختلاط برای آمیخته دوجزئی به کمک معادله (۳) ارائه می‌شود:

$$\Delta S_{mix} = k(N_1 \ln \phi_1 + N_2 \ln \phi_2) \quad (3)$$

که  $N_i$  نشان‌دهنده تعداد مولکول‌های جزء  $i$  است. از معادله (۳) نتیجه می‌شود که اجزای با وزن مولکولی کم با توجه به درجه زیاد تحرک و فعالیت مولکولی آنها آنتروپی اختلاط زیادی دارند. از این رو، سهم  $\Delta S_{mix}$  در ایجاد انرژی آزاد اختلاط منفی، بسیار مهم است. بنابراین، برای آمیخته‌های پلیمری با وزن مولکولی زیاد،  $\Delta S_{mix}$  صفر است و این امر از امتزاج‌پذیری اجزای آمیخته با یک دیگر ممانعت می‌کند. در چنین حالت‌هایی، برای امتزاج‌پذیر کردن اجزای آمیخته از اجزایی با وزن مولکولی کم استفاده می‌شود تا بر اساس آن بتوان  $\Delta S_{mix}$  را افزایش داد و به همراه آن انرژی آزاد  $\Delta G_{mix}$  منفی شود و امتزاج‌پذیری را به وجود آورد [۴].

اختلاط پلیمرهای امتزاج‌پذیر سبب تشکیل ساختار تک‌فازی می‌شود، درحالی‌که اختلاط پلیمرهای امتزاج‌ناپذیر اغلب سبب تشکیل ساختار دو فازی شده که در آن جزء اصلی شکل‌دهنده فاز ماتریس و جزء فرعی شکل‌دهنده فاز پراکنده است. فاز پراکنده می‌تواند به شکل‌های مختلفی در فاز ماتریس قرار گیرد و انواع مختلف آن تا کنون گزارش شده است که عبارتند از [۱۰-۱۴]:

- ۱- کروی (spherical)
  - ۲- صفحه‌ای (laminar)
  - ۳- لیفچه‌ای (fibrillar)
  - ۴- در بعضی موارد شکل‌شناسی هم‌پیوسته (co-continous) به شکل شبکه‌ای درهم نفوذ کرده.
- بر اساس مطالعه جامع نتایج پژوهشگران، عوامل مهم و تعیین‌کننده ساختار یک آمیخته امتزاج‌ناپذیر را می‌توان در موارد زیر خلاصه کرد:
- نوع و شدت میدان جریان در فرایند اختلاط
  - نسبت گرانروی اجزای آمیخته
  - کشش بین سطحی اجزای آمیخته
  - سازگار کننده و مقدار آن
  - خواص ویسکوالاستیک اجزای آمیخته
  - ترکیب درصد اجزای آمیخته
  - نوع اجزای پلیمری آمیخته
- طی دو دهه گذشته، نظر پژوهشگران به طور قابل ملاحظه‌ای به تشکیل

خواص نهایی این الیاف طی فرایند مذاب ریزی انجام نشده است و با توجه به این که نحوه شکل گیری این ساختار و ویژگی های آن اثر قابل توجهی بر خواص نهایی الیاف حاصل دارد، در این مقاله سعی شده است، پس از تشریح ساز و کار تغییر شکل و گسیختگی جزء پراکنده در ماتریس با تأکید بر ساختار ماتریس - لیفچه، مؤثرترین عوامل در تشکیل این ساختار و ویژگی های آن بحث و بررسی شود.

### ساز و کار تغییر شکل و گسیختگی قطره (فاز پراکنده)

یک قطره پیش از اعمال تنش و تغییر شکل به طور معمول شکل کروی دارد. هنگامی که قطره در مایع دیگری غوطه ور می شود و زیر تنش های برشی یا کششی قرار می گیرد، تغییر شکل می دهد. سپس، قطره گسیخته شده و به قطره های کوچک تر تبدیل می شود. مدل ها اغلب به سامانه ها و میدان های جریان خاصی محدود می شوند که نسبت به سامانه واقعی، ساده سازی هایی را در بر می گیرد. مطالعات اولیه آلبرت انیشتین [۲۰] را تیلور ادامه داد [۲۱]. وی روی تغییر شکل قطره نیوتنی در ماتریس نیوتنی تحت جریان ساده برشی پایدار و جریان هذلولی پایدار بررسی های نظری و عملی انجام داد. نتایج حاصل از پژوهش های او اثر اساسی دو گروه بی بعد مهم را روی رفتار تغییر شکل قطره نشان می داد [۲۱]:

۱- عدد موین (Capillary) یا عدد تیلور

$$K = \eta_m \dot{\gamma} r / v_{12} \quad (4)$$

۲- نسبت گرانروی اجزا

$$\lambda = \frac{\eta_d}{\eta_m} \quad (5)$$

$\eta_m$  و  $\eta_d$  به ترتیب گرانروی فازهای پراکنده و ماتریس،  $\dot{\gamma}$  سرعت برش،  $r$  شعاع قطره و  $v_{12}$  ضریب کشش بین سطحی است.

در معادله ۴ عدد موین ( $K$ ) نسبت نیروهای برشی به نیروهای برهم کنش بین سطحی است. این عدد نشان می دهد، هرچه نیروهای بین سطحی نسبت به نیروهای گرانو بزرگ تر و شعاع قطره کوچک تر باشد، مقدار تغییر شکل در یک قطره کمتر است. مشاهدات تجربی تغییر شکل قطره، با پیش بینی های نظری تیلور مطابقت خوبی نشان می دهد. با توجه به نظر این محقق، اصول تغییر شکل قطره و گسیختگی آنها بر اساس تغییر شکل قطره های تعلیق نیوتنی در سیال نیوتنی دیگر و در شرایط اعمال جریان برشی یا جریان کششی تک محوری بوده است. مطالعات وی، این موضوع را تأیید می کند که در تغییر شکل های کم، عدد موین ( $K$ ) پارامتری کنترل کننده است [۲۱].

در جریان برشی ساده، هندسه رفتاری قطره بیضوی تغییر شکل یافته



شکل ۳ - طرح کلی از مقاطع طولی و عرضی الیاف آمیخته با ساختار ماتریس - لیفچه.

تولید الیاف آمیخته ای برای بهبود خواص و ایجاد کاربردهایی نظیر افزایش قابلیت رنگ رزی، کاهش تجمع الکتریسیته ساکن و بهبود اشتعال پذیری، بهبود زبردست و جلا (تولید الیاف شبه ابریشم)، افزایش جذب آب، تهیه چرم مصنوعی و پارچه جیر، بهبود خاصیت توده و پوشش دهی، افزایش پایداری نوری و گرمایی، افزایش مقاومت در برابر آلودگی، کاهش خاصیت پرزدهی (pill)، بهبود جمع شدگی، تهیه الیاف برای کاربردهای تبادل یونی و جداسازی، بهبود شفافیت، بهبود استحکام و بازیابی کشسان در شرایط تر و گرم، بهبود مقاومت در برابر چروک و روغن در عایق سازی تجهیزات الکترونیکی تولید می شوند [۶]. به طور مثال، از برخی پلی اترها مانند پلی اتیلن اکسید (PEO) که مقدار رسانندگی الکتریکی آن چند برابر رسانندگی پلی اتیلن ترفتالات و پلی آمید است و لیفچه های بلندی را در فرایند مذاب با ماتریس پلی آمید به وجود می آورند، استفاده می شود تا رسانندگی الکتریکی الیاف پلی آمید افزایش یابد [۱۶-۱۴].

با تولید الیاف آمیخته ای پلی اتیلن ترفتالات (PET) و پلی بوتیلن ترفتالات (PBT) مشاهده شده است که الیاف PET با لیفچه های بسیار کوچک از خواص کششی و رنگ رزی بسیار بهتری را نسبت به الیاف PET خالص ایجاد می کنند [۱۷].

از این خاصیت پلیمرهای پلی استری برای رنگ پذیر کردن الیاف پلی پروپیلن استفاده شد و با اضافه کرن مقدار کمی در حدود ۱۰ درصد پلی اتیلن ترفتالات به پلی پروپیلن، الیافی با قابلیت رنگ پذیری مطلوب ایجاد شده است [۱۸].

گزارش شده است، الیاف آمیخته ای با ساختار ماتریس - لیفچه برای استفاده به عنوان الیاف پیوندزنده با گرما در منسوجات بی بافت در مقایسه با الیاف پوسته مغزی که تولید آنها بسیار پیچیده است، مناسب تر هستند. به طور نمونه می توان به الیاف آمیخته پلی پروپیلن و پلی وینیل الکل (PVA/PP) اشاره کرد [۱۹].

از آن جا که تاکنون مطالعات مروری متمرکزی درباره عوامل مؤثر بر شکل گیری ساختار ماتریس - لیفچه در الیاف آمیخته ای و اثر آنها بر

اجزا غلبه می‌کند (مقدار کم  $\lambda$ ) قابلیت تغییر شکل،  $D$ ، و زاویه آرایش یافتگی قطره،  $\alpha$ ، (شکل ۴) با معادله‌های زیر تشریح می‌شود:

$$D = (L - B) / (L + B) = \left(\frac{K}{2}\right) [(19\lambda + 16) / (16\lambda + 16)] \quad (۸)$$

$$\alpha = \frac{\pi}{4}$$

و برای مقادیر  $\lambda$  از صفر تا بی‌نهایت، عبارت داخل کروشه در محدوده ۱ تا ۷/۸ است. بدین ترتیب، قابلیت تغییر شکل تقریباً برابر با  $K/2$  است. در حالی که بر اساس نظریه تیلور اگر کشش بین سطحی در مقایسه با نسبت گرانی‌ها (مقادیر زیاد  $\lambda$ ) بسیار کوچک باشد، تغییر شکل از معادله (۹) حاصل می‌شود:

$$D = \frac{5K}{8} \quad \alpha = \frac{\pi}{2} \quad (۹)$$

تیلور پیش‌بینی کرده است، گسیختگی قطره در  $D \geq D_c = 0.5$  اتفاق می‌افتد. این امر نشان می‌دهد که نظریه تیلور در هر دو حالت که اثر کشش بین سطحی بر اثر گرانی غلبه می‌کند، یا بر عکس، صادق است. کاکس (Cox) معادله تیلور را برای محدوده وسیعی از نسبت‌های گرانی‌ها توسعه داد، معادله او به شکل زیر ارائه شده است [۲۵]:

$$D = \left(\frac{K}{2}\right) [(19\lambda + 16) / (16\lambda + 16)] / [(19\lambda / 40)^2 + 1]^{1/2} \quad (۱۰)$$

$$\alpha = \frac{\pi}{4} + 0.5 \tan^{-1}(19\lambda k / 20) \quad (۱۱)$$

بر اساس نظرات پژوهشگرانی چون تیلور [۲۱]، کاکس [۲۵] و چوی [۲۶] دو عامل  $\lambda$  و  $K$  کنترل‌کننده تغییر شکل قطره‌ها هستند. اما مذاب‌های پلیمری، سیالاتی ویسکوالاستیک هستند. در چنین سامانه‌هایی، شکل قطره نه تنها با نیروهای گرانی معین می‌شود، بلکه توزیع فشار اطراف قطره‌ها که از کشسانی اجزا ناشی می‌شود، نیز بر شکل قطره‌ها مؤثر است. بنابراین، تغییر شکل و گسیختگی قطره‌ها در سامانه‌های ویسکوالاستیک کاملاً با سامانه سیالات نیوتنی متفاوت است. تغییر شکل برشی قطره‌های ویسکوالاستیک که در محیط نیوتنی معلق شده‌اند، توسط پژوهشگران زیادی بررسی شده است [۳۱-۲۷].

گوتیر (Gauthier) و همکاران نشان دادند، عدد موین بحرانی قطره‌ها در این نوع سامانه‌ها بزرگ‌تر از سامانه‌های حاوی قطره‌های نیوتنی است [۲۷]. استروایو (Stroev) ملاحظه کرد، حین برش برخی قطره‌ها به مقدار زیادی کشیده شده و با توقف تنش گسیخته می‌شوند.

می‌تواند بر اساس کرنش کلی بیان شود [۲۴-۲۱، ۱۰]:

$$\frac{B}{d} = (1 + \gamma^2)^{-\frac{1}{4}} \quad (۶)$$

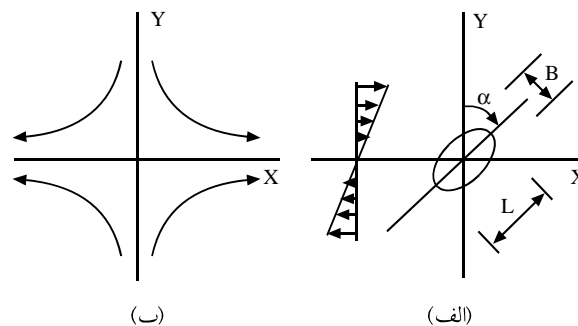
$$\frac{L}{d} = (1 + \gamma^2)^{\frac{1}{2}} \quad (۷)$$

در این معادله  $B$  و  $L$  به ترتیب عرض و طول قطره بیضوی است که در شکل ۴ نشان داده شده است.

بنابراین در تنش‌های کم، تغییر شکل قطره از توازن نیروهای کشش بین سطحی (که تمایل به کروی ماندن قطره را ایجاد می‌کنند) و نیروهای گرانی (که موجب کشیده شدن و بیضوی شدن قطره می‌شوند) است. هنگامی که نیروهای کشش سطحی نتوانند با نیروهای گرانی متوازن شوند، قطره به قطره‌های کوچک‌تر شکسته می‌شود تا این که توازن برقرار شود. عاملی که بیان‌کننده وضعیت شکست قطره‌هاست، عدد موین بحرانی ( $K_{crit}$ ) است که مقدار آن به طور قابل ملاحظه‌ای بستگی به نسبت گرانی‌ها ( $\lambda$ ) دارد و این مقدار در تغییر شکل‌های برشی نسبت به کششی بیشتر است. هنگامی که  $K < K_{crit}$  باشد، قطره‌ها تغییر شکل یافته و نمی‌توانند شکسته شوند. تیلور مشاهده کرده است، برای  $\lambda > \lambda_{crit} = 3/8$  مقدار  $K_{crit}$  کاملاً در جریان برشی ساده نسبت به جریان کششی، متفاوت است، به طوری که در جریان کششی، گسیخته شدن قطره‌ها حتی در سرعت‌های تغییر شکل کم نیز اتفاق می‌افتد [۲۴-۲۱، ۱۰].

برای سامانه‌های نیوتنی در تغییر شکل‌های خیلی کوچک معادلات (۸) تا (۱۱) صادق هستند [۲۴، ۱۵].

در کرنش‌های کم، وقتی آثار کشش بین سطحی بر نسبت گرانی



شکل ۴ - نمودار نحوه تغییر شکل قطره در میدان جریان: (الف) برشی پایدار و (ب) هذلولی صفحه‌ای پایدار (با مجوز ناشر مرجع [۱۰]) (L) قطر بزرگ قطره، B قطر کوچک قطره و  $\alpha$  زاویه آرایش یافتگی قطره.

با توجه به نتایج این مطالعه، ملاحظه می شود که دست یابی به عدد موین بحرانی در جریان های کششی نسبت به جریان برشی، در سرعت های تغییر شکل کمتری قابل حصول است.

زبرنکو (Tsebrenko) [۳۶]، ساز و کار لیفچه شدن جزء پراکنده در ماتریس را در یک روزنه موین، زیر تنش کششی برای آمیخته پلی اکسی متیلن (POM) و کوپلی آمید (CPA) با نسبت وزنی به ترتیب ۳۰ و ۷۰ درصد، مورد بررسی قرار داده است. همان طور که در شکل ۵-الف مشاهده می شود، به هم پیوستن قطره ها در ناحیه نزدیک به ورودی روزنه شروع شده (ناحیه ۱) و هم زمان به دلیل اثر نیروهای کششی، در جهت طولی کشیده می شوند و در ناحیه ورودی روزنه، لیفچه ها شکل می گیرند (ناحیه ۲). ورود جریان به داخل روزنه و اثر بیشتر نیروهای برشی و نیروهای کششی، قطر لیفچه ها کاهش می یابد، اما، در فاصله ناچیزی از روزنه بر اثر برش حاصل از دیواره و تأخیر در جریان، جمع شدگی اتفاق افتاده و علاوه بر افزایش قطر لیفچه ها، آرایش یافتگی آنها در جهت طولی، کاهش می یابد (ناحیه ۳) و سپس در ناحیه خروجی مجدداً لیفچه ها آرایش یافتگی خود را باز یافته و از قطر آنها نیز کاسته می شود (ناحیه ۴).

دیریل و همکاران [۸] اثر تبلور پویا (dynamic crystallization) یعنی زیر تنش و تبلور پایا (static crystallization) یا پس از قطع برش را بر تشکیل ساختار ماتریس - لیفچه برای آمیخته اتیل متاکریلات (EMA) و پلی بوتیلن ترفتالات (PBT) مطالعه کرده اند. در این بررسی اثر زمان تبلور، زمان گسیختگی و سرعت برش بر ساختار آمیخته نشان داده شده است. آنها در بررسی تبلور پس از قطع برش ملاحظه کردند، چنان چه زمان تبلور از زمان گسیختگی قطره بیشتر باشد، ساختار گره ای به وجود می آید که حد فاصل شکل بیضی و لیفچه است و چنان چه زمان تبلور از زمان گسیختگی کمتر باشد، ساختار لیفچه ای حاصل می شود. هم چنین، در شرایطی که زمان تبلور تقریباً معادل زمان گسیختگی باشد، لیفچه های نازک منجر به تشکیل گره ها و لیفچه های ضخیم سبب ایجاد ذرات با شکل کم و بیش موجهی می شوند.

این پژوهشگران در بخش دیگری از پژوهش خود به بررسی اثر تبلور حین برش در تشکیل ساختار لیفچه ای پرداختند و نشان دادند که تبلور القا شده زیر برش در طول لیفچه ها منجر به گسیختگی نابهنگام آنها می شود. به منظور حفظ ساختار لیفچه ای، کاهش زمان تبلور با استفاده از افزایش سرعت خنک سازی یا کاهش سرعت برش حین تبلور پیشنهاد شده است [۸]. در مجموع نشان داده شد، یکی از عوامل مؤثر در کنترل ساختار زمان تبلور است، به طوری که زمان تبلور طولانی منجر به ساختار کروی می شود و اندازه این ذرات به خوبی قابل کنترل است.

آنها معتقدند، چنان چه  $\lambda < 0.5$  باشد، کشسانی قطره اثر پایدارکنندگی دارد، در حالی که برای  $\lambda > 0.5$  عکس آن صادق است [۲۸].

فلومرفلت (Flumerfelt) [۲۹] نشان داده است، چنان چه سامانه حاوی قطره های نیوتنی در محیط ویسکوالاستیک باشد، یک حداقل اندازه قطره وجود دارد که کمتر از آن گسیختگی قطره ها اتفاق نمی افتد. وی اشاره کرده است که کشسانی بیشتر تمایل به افزایش این حداقل را برای گسیختگی قطره دارد و به عبارت دیگر باعث پایدارشدن قطره می شود. در حالتی که قطره و ماتریس هر دو سیال ویسکوالاستیک هستند، وو [۳۰] (Wu) بیان کرده است، قطره ها حتی وقتی  $\lambda > 4$  باشد، در فرایند اکستروژن گسیخته می شوند. ون اونه (Van-oene) [۳۱] ساز و کار تغییر شکل دوفازی در آمیخته ای از دو سیال ویسکوالاستیک را مطالعه و عنوان کرد، افزون بر نسبت گرانی و کشش بین سطحی، کشسانی سیالات نیز نقش بسیار مهمی در این تغییر شکل دارد. سیالات ویسکوالاستیک برای گسیخته شدن قطره ها، نیاز به تنش های برشی بیشتری دارند. سرعت برش بحرانی برای گسیختگی قطره به نسبت گرانی اجزای بستگی دارد. این وابستگی برای  $\lambda < 1$  کمتر از  $\lambda > 1$  است. در میدان جریان کششی پایدار، قطره های ویسکوالاستیک نسبت به قطره های نیوتنی کمتر تغییر شکل می دهند و در بستر ویسکوالاستیک، ازدیاد طول باعث تغییر شکل بیشتر قطره ها می شود.

در بررسی تعلیق دو سیال نیوتنی به حالت فاز پراکنده (قطره) در فاز ماتریس بر اساس نظریه رایلیه (Rayleigh) فرایند گسیختگی قطره به کمک دو عامل مهم  $K_{crit}$  و  $t_b^*$  کنترل می شود که  $t_b^*$  زمان بحرانی گسیختگی قطره است، برای گسیختگی قطره لازم است،  $K_{crit} > K$  باشد و در آن صورت  $t \geq t_b^*$  نیز باید برقرار شود [۳۲]. نظریه توموتیک (Tomotika) نشان می دهد که گسیختگی در  $t = t_b^*$  یکنواخت است و قطره های گسیخته شده ابعادی در حدود یک چهارم  $(d/4)$  ابعاد اولیه را پیدا می کنند [۳۳]. اما استون (Stone) و همکاران نشان دادند که فرایند گسیختگی یکنواخت نیست و قطره ها با اندازه های متفاوت به وجود می آیند [۳۴].

مقدار تغییر شکل قطره در میدان های جریان کششی یک بعدی توسط اوتینو (Ottino) [۳۵] مطالعه شد. بر اساس نظر وی، مقدار تغییر شکل ایجاد شده در قطره به کمک معادله (۱۲) قابل پیش بینی است:

$$D = \frac{3}{2} K_E [19\lambda + 16/16\lambda + 16] [1 - e^{19\lambda/20K_E t}] \quad (12)$$

که  $K_E$  عدد موین در میدان جریان کششی،  $\lambda$  نسبت گرانی جزء پراکنده به جزء ماتریس و  $\gamma_E$  گرادیان تغییر شکل در میدان کششی است.

## عوامل مؤثر بر شکل گیری ساختار لیفچه ای

عوامل زیادی در شکل گیری فاز پراکنده در فاز ماتریس مؤثرند. در این بخش مهم ترین آنها با تأکید بر تشکیل ساختار ماتریس - لیفچه، بررسی شده که نتایج آن در ادامه ارائه شده است.

### نوع میدان و شدت جریان در فرایند اختلاط

تغییر شکل در تجهیزات فرایند می تواند سبب ایجاد ساختارهای فازی متفاوت در آمیخته ها و آلیاژهای پلیمری شود [۳،۵]. برای درک آنها مطالعه ساختارهای فازی به وجود آمده در شرایط کنترل شده میدان تنش، مفید است. از این رو، اغلب پژوهش های نظری روی تشکیل ساختار در اثر جریان با در نظر گرفتن فرضیه های زیر انجام می شود [۱]:

۱ - سامانه شامل قطره های پراکنده و بدون برهم کنش است.  
 ۲ - میدان جریان در شرایط پایدار است.  
 ۳ - میدان اعمال تنش یکنواخت است.  
 ۴ - آثار زمان بر عوامل ترمودینامیکی و رئولوژیکی، ناچیز شمرده می شود.

۵ - تغییر شکل ها در ساختار بدون دخالت سایر عوامل مانند همگن سازی فازی، پخت و تبلور در اثر اعمال تنش است.

انواع تغییرات ساختار در اثر میدان جریان عبارتند از [۱،۱۰،۳۳،۳۷،۳۸]:  
 ۱- کپسولی شدن فاز پراکنده، در شرایطی که اندازه فاز پراکنده بسیار کم است و در نیروهای میدان جریان، به وسیله فاز ماتریس احاطه شده و تغییرات ابعادی پیدا نمی کنند.

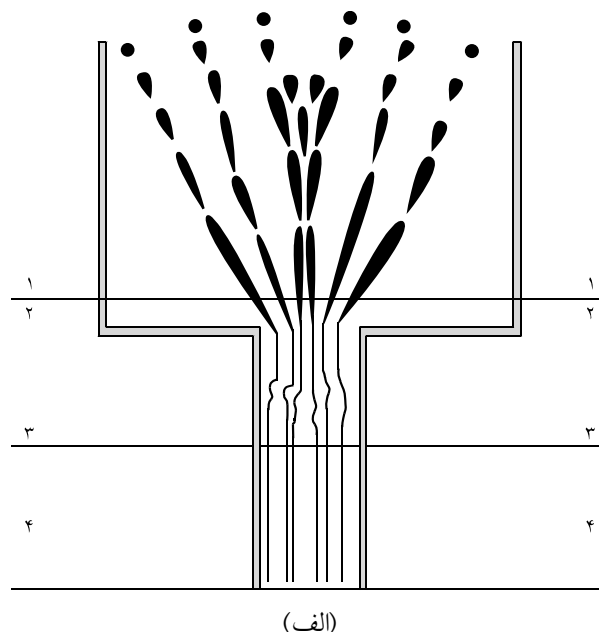
۲- ایجاد صفحات، در شرایطی که ذرات فاز پراکنده در اثر نیروهای میدان جریان از دو جهت طولی و عرضی تغییر شکل پیدا می کنند، به وجود می آید.

۳- ایجاد ساختار لیفچه ای، در شرایطی که ذرات فاز پراکنده در اثر نیروهای میدان جریان تنها در جهت طولی تغییر ابعاد می یابند، ایجاد می شود.

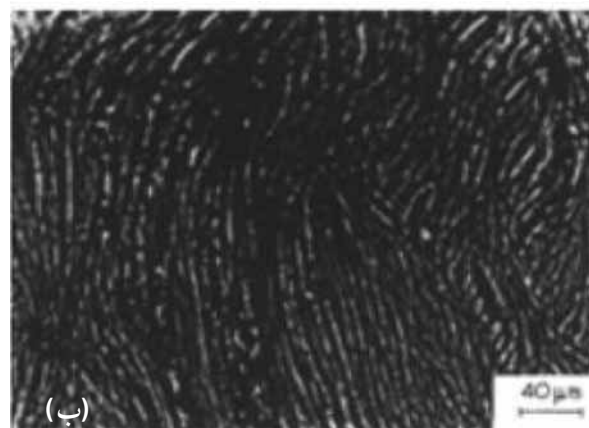
۴- به هم پیوستگی در اثر برش، این ساختار در شرایطی حاصل می شود که اجزای فاز پراکنده در اثر نیروهای میدان جریان به یک دیگر چسبیده و ذرات بزرگ تری را به وجود می آورند.

۵- لغزش درون لایه ای، در شرایطی است که اجزای فاز پراکنده در اثر نیروهای میدان جریان بدون تغییر شکل ابعادی تنها لغزش می یابند.

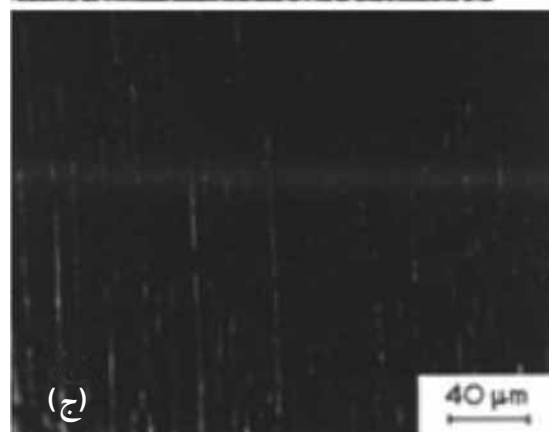
در بررسی اثر شدت میدان برشی بر نحوه تغییر شکل فاز پراکنده در فاز ماتریس، آمیخته دوجزئی پلی استیرن - پلی بوتادی ان (PS/PBD) با نسبت وزنی  $30/70$  و  $8$  درصد وزنی DOP مطالعه شده است. در شکل ۶ نحوه تغییر شکل فاز پراکنده از کروی کامل به لیفچه ای کامل بر اثر افزایش شدت برش اعمالی حین فرایند نشان داده شده است، تصاویر



(الف)

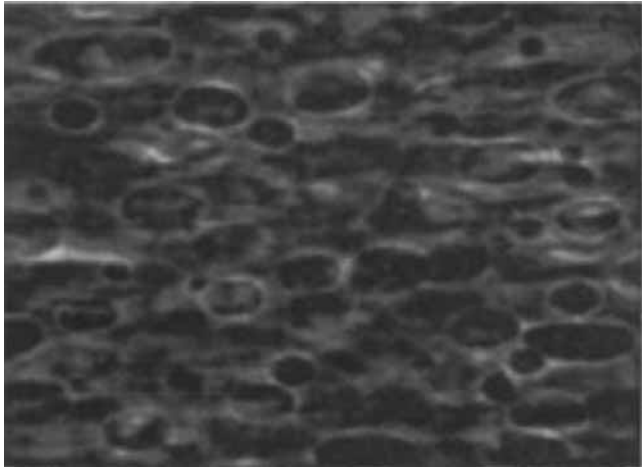


(ب)

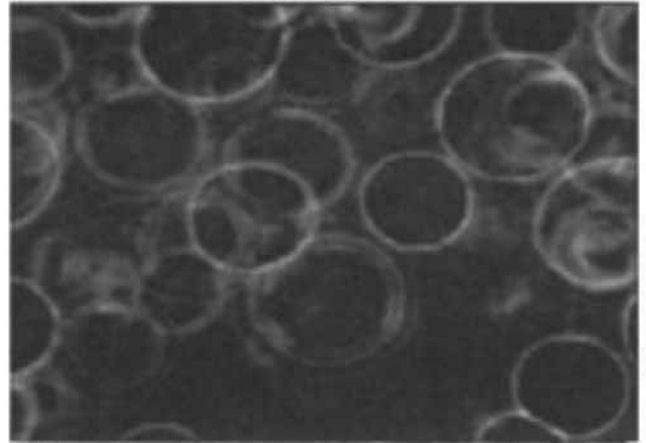


(ج)

شکل ۵ - (الف) نحوه شکل گیری لیفچه ها در ناحیه ورودی روزنه و داخل روزنه برای آمیخته MPO/CPA با نسبت وزنی  $70/30$ ، (ب) تصویر الکترونی نشان دهنده جمع شدگی و افزایش قطر لیفچه ها در ناحیه ۳ روزنه و (ج) تصویر الکترونی نشان دهنده لیفچه ای شدن و کاهش قطر مجدد آنها در ناحیه ۴ روزنه (با مجوز ناشر مرجع [۳۶]).



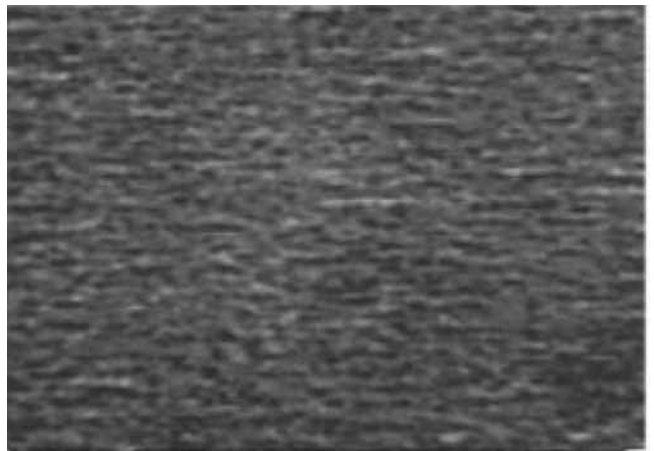
(ب)



(الف)



(د)



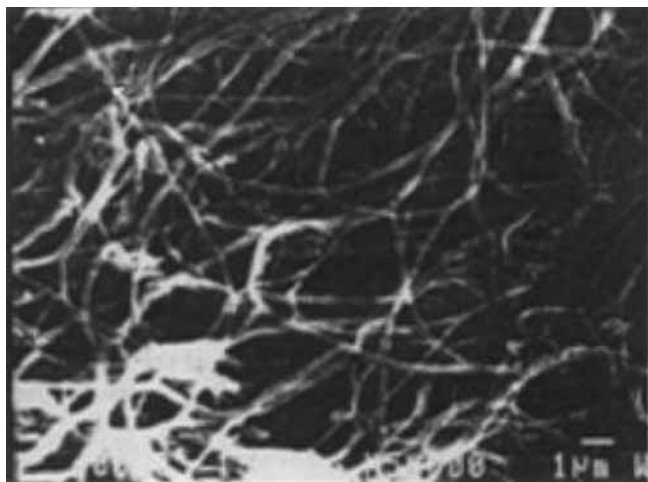
(ج)

شکل ۶ - تصاویر الکترونی آمیخته پلی استیرن - پلی بوتادی ان ۳۰/۷۰ با ۸ درصد وزنی DOP ساختار حاصل از سرعت های برش مختلف (با مجوز ناشر مرجع [۳۵]): (الف)  $0.2s^{-1}$ ، (ب)  $2s^{-1}$ ، (ج)  $20s^{-1}$  و (د)  $200s^{-1}$ .

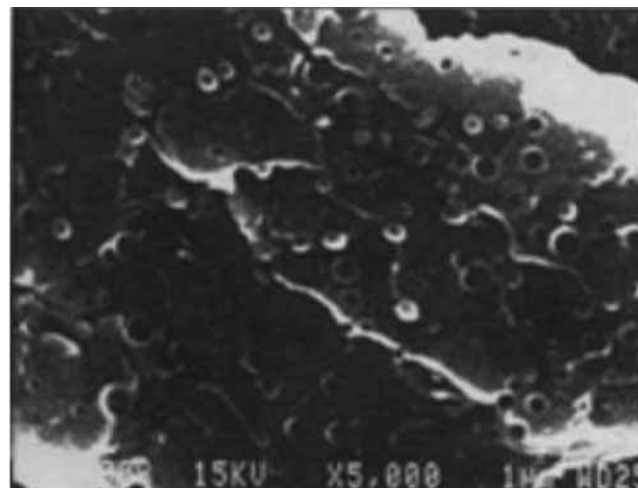
در نمونه حاصل از اکسترودر دوپیچی به طور محسوسی کمتر از نمونه تولید شده در مخلوط کن داخلی است [۴۱].  
شکل ۷ بخشی از نتایج پژوهشی [۴۲] در تولید الیاف آمیخته پلی استیرن و پلی پروپیلن (PS/PP) است که با مشاهده آن می توان تفاوت حاصل در ساختار فاز پراکنده را در میدان جریان برشی و کششی با تصاویر الکترونی نمونه مذاب برداشت شده از زیر رشته ساز و نمونه الیاف برداشت شده از ناحیه پیچش، مشاهده کرد (شکل ۷ - الف و ب).  
ملاحظه می شود، در جایی که سهم عمده تنش از نوع برشی است، فاز پراکنده شکل کروی خود را حفظ کرده، در حالی که با قرار گرفتن در میدان کششی شکل کروی فاز پراکنده به لیفچه ای تغییر یافته است. هم چنین اثر، افزایش تنش کششی با افزایش سرعت برداشت از مقدار ۱۲۵

الکترونی به خوبی نحوه این تغییرات را نشان می دهند [۳۹].  
گوهری و همکاران [۴۰] در بین نتایج پژوهشی روی فرایند آمیخته سازی اتیلن پروپیلن دی ان مونومر و پلی پروپیلن (PP/EPDM) گزارش کرده اند، در سرعت های برشی کم، نمونه شامل ۶۰ درصد EPDM، گرانبوی و کشسانی زیادی دارد که بیان گر ایجاد ساختار هم پیوسته در آمیخته است. اما، در سرعت برش زیاد به دلیل بروز ساز و کار گسیختگی قطره، ساختار دو فازی ماتریس - پراکنده حاصل می شود. این پژوهشگران، اثر تغییر شدت میدان را با استفاده از دو نوع مخلوط کن داخلی و اکسترودر دوپیچی روی نمونه های آمیخته EPDM/PP با ترکیب درصد وزنی ۶۰/۴۰ که تحت ولکانش دینامیکی قرار گرفته است، بررسی کرده و نشان دادند که اندازه ذرات فاز پراکنده

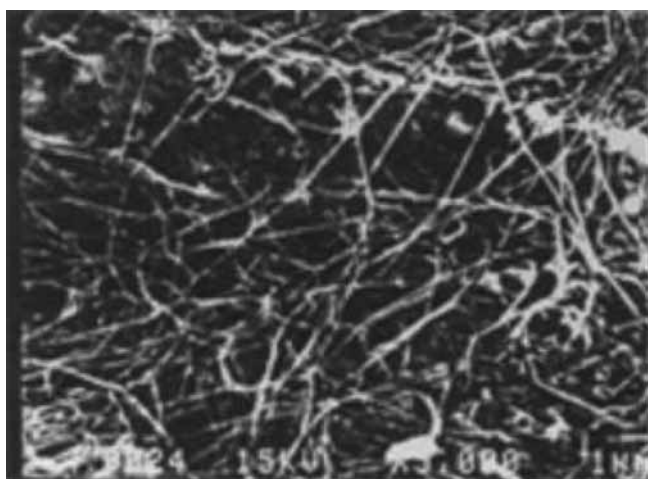




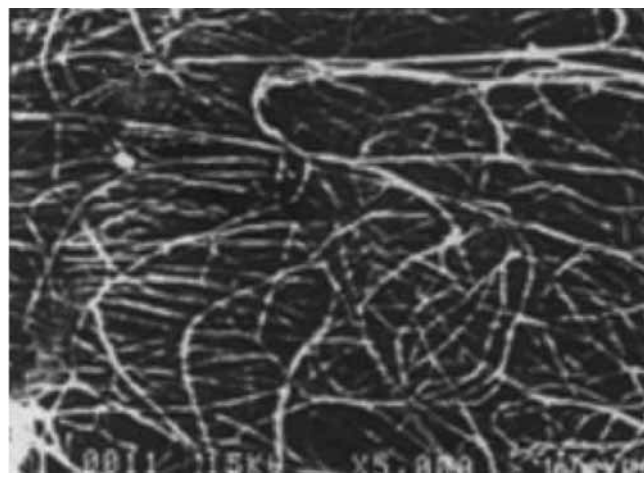
(ب)



(الف)



(د)



(ج)

شکل ۷- تصاویر الکترونی ساختار جزء پراکنده در نمونه مذاب آمیخته PS/PP سرد شده در زیر رشته ساز و ایاف آمیخته PS/PP برداشت شده از ناحیه پیش (با مجوز ناشر مرجع [۴۲]): (الف) مذاب سرد شده و لیف آمیخته برداشت شده با سرعت: (ب) ۱۲۵ m/min، (ج) ۱۵۰ m/min و (د) ۲۵۰ m/min.

طول لیفچه ها می شود همان طور که در شکل ۸ ملاحظه می شود، با افزایش ازدیاد طول اعمال شده به آمیخته کوپلی آمید و پلی اکسی متیلن POM/CPA با نسبت وزنی ۸۰/۲۰ در ناحیه خروج از رشته ساز، توزیع اندازه قطر لیفچه ها باریک تر می شود، به طوری که در نمونه خارج شده از رشته ساز که به مقدار ۱۰۰۰ درصد (۱۰ برابر) ازدیاد طول داده شده است، ۹۰ درصد از لیفچه ها قطری در حدود ۱ میکرون دارند. هم چنین با افزایش مقدار نیروی کششی، آرایش یافتگی لیفچه های POM حاصل در ماتریس CPA در جهت محور طولی به طور محسوس افزایش می یابد.

#### نسبت گرانروی اجزای آمیخته

بر اساس نظریات تیلور و گریس (Grace) [۲۱،۴۵] که مورد توجه

تا ۲۵۰ m/min با کاهش قطر لیفچه ها نیز کاملاً مشهود است (شکل ۷- ب تا د).

در بررسی میدان کششی و نحوه تغییر شکل فاز پراکنده، لاکروئیکس (Lacroix) و همکاران [۴۳] نشان دادند، در نمونه های آمیخته پلی پروپیلن و اتیلن - وینیل استات (PP/EVA) و پلی پروپیلن و اتیل متاکریلات (PP/EMA) تولید شده در اکسترودر با نازل هذلولی شکل (حالت هم گرا) نیز بر اثر نیروهای کششی موجود در جریان اکسترودر لیفچه ها ساختار دوفازی آمیخته ها تشکیل می شوند.

افزون بر اثر قابل ملاحظه نیروهای کششی در کاهش قطر لیفچه ها، وینوگرادوف (Vinogradov) و همکاران [۴۴] نشان داده اند که افزایش نیروی کششی، در ناحیه خروج از رشته ساز، سبب افزایش یکنواختی

لیفچه ها شکل می گیرند.

۲- در میدان جریان کششی در هر مقدار از  $\lambda$  یا  $K_{crit} > K$  قطره ها گسیخته می شوند.

برخی پژوهشگران معتقدند، در میدان جریان کششی، تغییر شکل بحرانی  $D_c$ ، وابستگی کمی به نسبت گرانروی اجزای آمیخته،  $\lambda$ ، دارد و مقادیر  $D_c = 0.6$  را برای محدوده  $1 - 0.1 = \lambda$  و  $D_c = 0.2$  را در نسبت های گرانروی بیشتر در محدود،  $0.5 = \lambda$  گزارش کرده اند [۴۷-۴۹].

برای نحوه گسیختگی قطره ها در ارتباط با نسبت گرانروی اجزای آمیخته در سیالات نیوتنی چهار نوع ساز و کار گسیختگی ارائه شده است که عبارتند از [۲۱،۵۰]:

- اگر  $\lambda < 0.2$  باشد، قطره ها به شکل S درآمده و قطره های ریزتر از بخش انتهایی گسیخته می شوند.

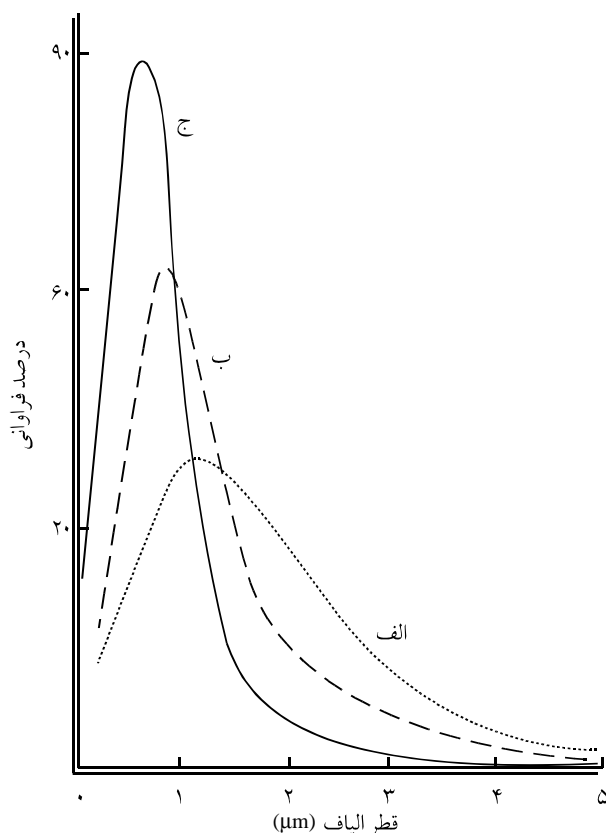
- اگر  $\lambda > 0.2$  باشد، قطره ها از یک مرکز شکل می گیرند و یک قطره تبدیل به چند قطره می شود.

- اگر  $\lambda < 2$  باشد، قطره ها به شکل استوانه های بلند درآمده و به قطره های کوچک دیگر تبدیل می شود.

- اگر  $\lambda > 2$  باشد، گسیختگی دیده نمی شود و قطره ها تغییر شکل پیدا کرده و آرایش می یابند.

در جدول ۱ نتایج پژوهش زیرنکو (Tsebrencu) [۵۱] روی اثر نسبت گرانروی فاز پراکنده به فاز ماتریس آمیخته پلی اکسی متیلن - پلی اتیلن - کووینیل استات (POM/PECVA) در نحوه شکل گیری و ابعاد لیفچه های پلی اکسی متیلن نشان داده شده است. با توجه به نتایج جدول ۱ ملاحظه می شود، رشته هایی شامل ۱۰۵ لیفچه با قطر ۲-۳۰ میکرون و طول چند میلی متر ایجاد شده و در  $\lambda = 1$  فرایند پراکنش از سایر نسبت های گرانروی بیشتری کارایی را دارد و مقدار بهینه نسبت های گرانروی اجزا در محدوده ۷۰۵-۹۸۰ است.

سوجی (Tsuji) [۵۲] در پژوهشی اثر نسبت گرانروی اجزا در تشکیل



شکل ۸ - نمودار توزیع فراوانی قطر لیفچه های ظریف حاصل با تغییر مقدار کشش در ناحیه خروج از رشته ساز برای آمیخته POM/CPA با نسبت وزنی ۸۰/۲۰ (با مجوز ناشر مرجع [۴۴]): (الف) ۲۰۰ درصد، (ب) ۵۰۰ درصد و (ج) ۱۰۰۰ درصد.

پژوهشگران مختلف [۱،۵،۸،۱۰،۲۲،۴۶] بوده است، در فرایند اختلاط سیالات نیوتنی تغییر شکل قطره، نسبت ازدیاد طول و گسیختگی حاصل به کمک دو عامل بدون بعد نسبت گرانروی دو جزء ماتریس و پراکنده و عدد موین  $\lambda$  و  $K$  کنترل می شود که با معادلات (۴) و (۵) ارائه شده است.

مطالعات تجربی گریس [۴۵] نشان داده است، از دو عامل مزبور امکان تغییر شکل پایدار بدون گسیختگی، به کمک عدد موین بحرانی،  $K_{crit}$ ، معین می شود که با عدد موین واقعی مقایسه می شود. با افزایش عدد موین، تغییر شکل قطره، به طور خطی با  $K_{crit}$  افزایش می یابد. در شرایطی که عدد موین،  $K$ ، بیشتر از عدد موین بحرانی،  $K_{crit}$  باشد، اجزا به قطره های ریزتر گسیخته می شوند. هم چنین، گریس عنوان کرده است که  $K_{crit}$  نه تنها به  $\lambda$  بلکه به ماهیت میدان جریان نیز بستگی دارد. بر این اساس [۴۵]:

۱- در میدان جریان برشی اگر  $\lambda > 4$  باشد، قطره ها گسیخته نمی شوند و

جدول ۱ - اثر نسبت گرانروی،  $\lambda$ ، در آمیخته پلی اکسی متیلن - پلی (اتیلن کووینیل استات) در تشکیل لیفچه های POM [۵۱].

نسبت گرانروی	قطر لیفچه ( $\mu\text{m}$ )	تعداد لیفچه ها در سطح مقطع لیفچه های POM	درصد وزنی POM	درصد وزنی صفحات POM
۰/۳۵	۵/۳	۶۱۵۰۰	۸۳	۱۷
۰/۹۱	۴/۲	۱۳۲۰۰	۱۰۰	۰
۷/۰۵	۵/۵	۶۸۰۰	۱۰۰	۰
۱۷/۰	۶/۲	۴۳۰۰	۸۰	۲۰
۴/۱۰	۷/۳	۴۴۰۰	۵۰	۷۵

به سایر نسبت‌های گرانی‌تری بیشتر حاصل شده است. بری (Berry) و همکاران نیز عنوان کرده‌اند، تغییر شکل پلیمر بلورم‌های از قطره به لیفچه وقتی اتفاق می‌افتد که نسبت گرانی‌تری جزء بلور مایع به گرانی‌تری پلیمر گرمانرم کمتر از یک باشد و کشش بین فازی اجزا حداقل باشد [۵۸].

### کشش سطحی بین اجزای آمیخته

اغلب زوج پلیمرهای لیفی، امتزاج ناپذیری کافی نشان داده و سبب ایجاد آمیخته‌های ناهمگن با انرژی آزاد آمیخته‌سازی منفی می‌شوند. امکان سازگاری این آمیخته‌ها با سطح مشترک وسیع با ترکیبات واکنش دهنده یا غیرواکنش دهنده در ناحیه اشتراک و ایجاد ساختار یک پارچه وجود دارد.

آمیخته‌های پلیمری امتزاج ناپذیر با سطح مشترک بسیار گسترده شامل فاز پراکنده با قطر ۵۰۰-۱۰۰ nm شناخته می‌شوند. این آمیخته‌ها از نقطه نظر فناوری مواد بسیار مناسبی برای تولید الیاف هستند [۵].

سازگاری آمیخته‌های ناهمگن با پارامترهایی از جمله کشش بین سطحی (انرژی) و کار چسبندگی با استفاده از معادله‌های (۱۴) و (۱۵) معین می‌شوند [۵۹]:

$$w_a = \sigma_1 + \sigma_2 - \sigma_{12} \quad (14)$$

$$w_a = \sigma_1 (1 + \cos \phi) \quad (15)$$

$w_a$  کار چسبندگی،  $\sigma_1$  و  $\sigma_2$  کششی سطحی اجزای ۱ و ۲،  $\sigma_{12}$  کشش بین سطحی و  $\phi$  زاویه تماس قطره مایع روی سطح جامد است. معادله ساده‌ای برای کشش بین سطحی توسط گود و گریفالکو (Good and Girifalco) [۶۰] ارائه شده است:

$$\sigma_{12} = \sigma_1 + \sigma_2 - 2\phi(\sigma_1\sigma_2)^{1/2} \quad (16)$$

$\phi$  پارامتر برهم‌کنش است.

سطح مشترک دو فاز اغلب به عنوان فاز سوم در آمیخته‌های دو جزئی شناخته می‌شوند و ضخامت مؤثر آنها می‌تواند بین ۶۰-۱۰۰ nm باشد. برهم‌کنش در سطح مشترک با جذب درشت مولکول‌ها (قطعات زنجیری) و آرایش یافتگی آنها همراه است. این برهم‌کنش بر چسبندگی اجزا، ساختار آمیخته، اندازه و شکل فاز پراکنده مؤثر است و این نظریه را به وجود می‌آورد که فراورش پذیری آمیخته و خواص نهایی در مرحله مصرف (به ویژه خواص مکانیکی) نیز تحت تأثیر این برهم‌کنش

ساختار ماتریس - لیفچه را با تولید الیاف آمیخته پلی‌آمید ۶ و پلی‌استیرین (PA6/PS) بررسی و گزارش کرده است، در جایی که گرانی‌تری PS بیشتر از پلی‌آمید ۶ است، حتی در شرایطی که ترکیب درصد جزء PS بیشتر از PA6 است (۸۰ درصد PS) و به طور معمول فاز ماتریس PS و فاز پراکنده PA6 است، عکس این اتفاق به وجود آمده و PS فاز لیفچه‌ای را شکل داده است. برای آمیخته‌ای با نسبت وزنی ۵۰:۵۰ با گرانی‌تری‌های یکسان، هر دو جزء تمایل به شکل‌گیری فاز ماتریس دارند.

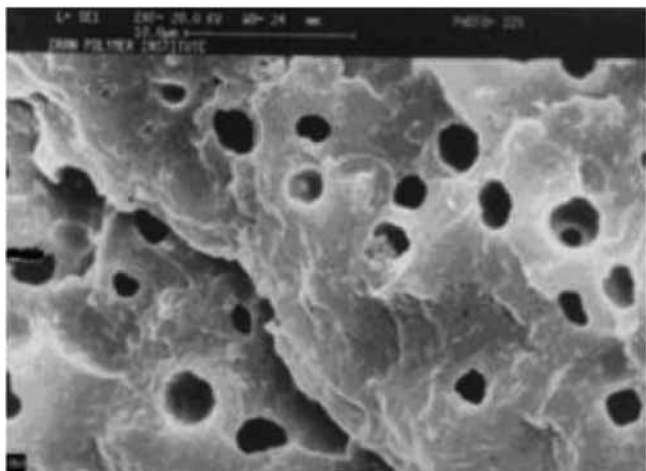
گزارش مشابه دیگری از ولایکو (Vlayko) و همکاران نیز برای آمیخته پلی‌اتیلن ترفتالات و کوپلی استر - اتر قطعه‌ای (PET/co-PEE) اعلام شده است که PET با وجود نسبت وزنی ۷۰ درصد نسبت به PEE، فاز لیفچه‌ای را به وجود آورده است. اگرچه گرانی‌تری مذاب این پلیمرها اعلام نشده است، به نظر می‌رسد PEE گرانی‌تری مذاب کمتری در دمای ریسندگی داشته است، درحالی که دمای ذوب و دمای انتقال شیشه‌ای PEE بسیار کمتر از PET بوده است [۵۳].

کراسنیکووا و دریوال (Krasnikova and Drival) ارتباط بین پارامترهای رئولوژیکی و ساختار در آمیخته‌های پلی‌اتیلن - پلی‌استیرین (HDPE/PS) را بررسی و عنوان کرده‌اند، برای مقادیر کمتر از ۳۰ درصد از HDPE و تنش برشی:

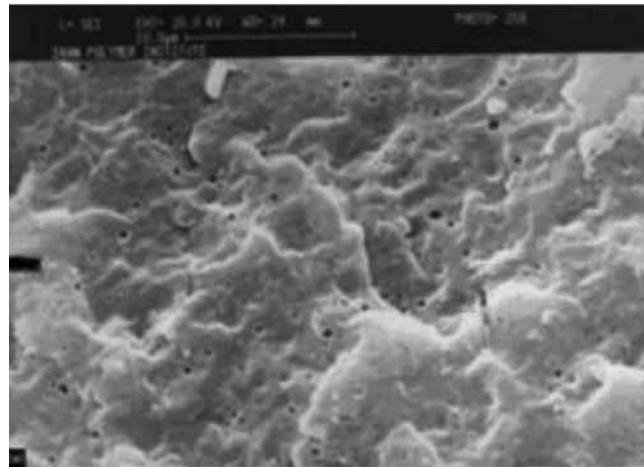
$$\sigma_{12} > \sigma_{12,C} = a\lambda^b \quad (13)$$

تا رسیدن به ناحیه شکست مذاب (melt fracture)، تشکیل لیف‌های پلی‌اتیلن مشاهده شده است، اما در  $\sigma_{12} < \sigma_{12,C}$  برای  $\lambda \leq 2000$  و  $0.4 \leq \lambda$  تنها قطره‌ها شکل گرفته‌اند. در معادله (۱۳)  $a$  و  $b$  مقادیر ثابت هستند و به ترکیب درصد اجزا و نوع آمیخته بستگی دارند و شاخص  $c$  نمایان‌گر مقداری بحرانی است [۵۴، ۵۵].

گوهرپی و همکاران [۵۶] نیز ملاحظه کردند، بر اثر افزایش گرانی‌تری PP و به همراه آن کاهش نسبت گرانی‌تری دو جزء، تعداد بیشتر ذرات کلوخه شده اتیلن - پروپیلن دی‌ان مونومر با اندازه کوچک‌تر در فاز ماتریس پلی‌پروپیلن تشکیل می‌شود. این پژوهشگران گسیختگی ذرات کلوخه شده و پراکنش بهتر آنها در اثر نیروی برشی حاصل از اختلاط را دلیل این موضوع و آن را عامل ایجاد ساختار پایدارتر در آمیخته عنوان کرده‌اند. هم‌چنین، بهبود خواص کششی بر اثر کاهش نسبت گرانی‌تری اجزای آمیخته نیز گواه حصول ساختار پایدارتر آمیخته ذکر شده است. لیو (Lyo) و همکاران [۵۷] درباره اثر نسبت گرانی‌تری اجزا عنوان کرده‌اند، هنگامی که نسبت گرانی‌تری اجزا تقریباً ۱ است و فاز پراکنده PP گرانی‌تری نزدیک به PET داشته باشد، کوچک‌ترین قطر لیفچه‌ها نسبت



(ب)



(الف)

شکل ۹ - تصاویر الکترونی از سطح ایاف آمیخته PP/PA6 شکسته شده با اسید (با مجوز ناشر مرجع [۷]): (الف) آمیخته پلی پروپیلن - پلی آمید ۶ - سازگار کننده (پلی پروپیلن شاخه دار شده با مالئیک انیدرید) با نسبت ۰/۲۰/۷۰ پس از حذف جزء پراکنده به وسیله فرمیک اسید ۹۸ درصد و (ب) آمیخته پلی پروپیلن - پلی آمید ۶ با نسبت ۲۰/۸۰ بدون حذف جزء پراکنده.

می افتد. با تداوم ولکانش، کشش بین سطحی افزایش می یابد. از این رو، در اثر وجود نیروهای برشی و جمع شدگی ذرات لاستیکی EPDM (برای رسیدن به سطح کمتر انرژی)، فاز پراکنده یکنواخت تری به وجود می آید [۶۴].

#### سازگار کننده و مقدار آن در آمیخته

سازگار سازی فرایندی است که در آن ساختار یا سطح مشترک بین فازها به کمک روش های فیزیکی یا شیمیایی بهبود می یابد. روش های مهم سازگار سازی عبارتند از: استفاده از حلال مشترک، امتزاج پذیر کردن به روش ترمودینامیکی، افزودن کوپلیمر شاخه ای یا دسته ای، افزودن پلیمر عامل دار یا پلیمر واکنش پذیر، شاخه زدن یا پلیمر شدن درجا و استفاده از شبکه درهم نفوذ کرده (interpenetrated network, IPN) [۶۵،۶۶].

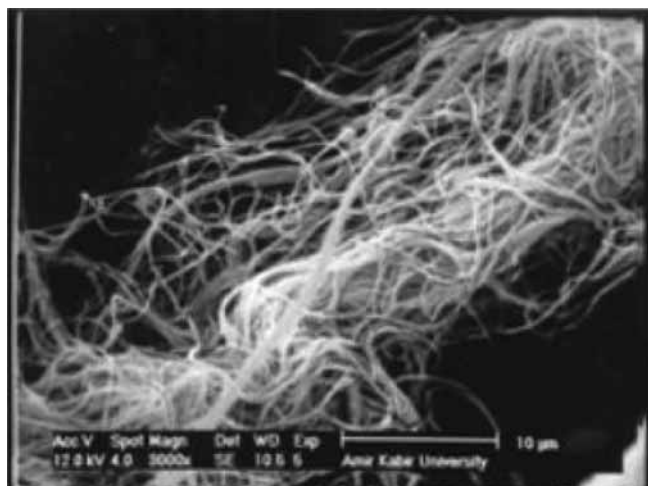
وجود سازگار کننده از پدیده به هم پیوستگی جلوگیری می کند و ساز و کار آن براساس کاهش کشش بین سطحی و تحرک در لایه بین سطحی است. معادلات نشان می دهد، کاهش گرانیوی فاز پراکنده سبب تغییر شکل آن فاز در ماتریس می شود. افزون بر آن، فرایند اختلاط تحت تأثیر بر هم کش سازگار کننده در لایه بین سطحی اجزای آمیخته است. اجزای کروی فاز پراکنده در شرایط برش به شکل لیفچه در می آید، درحالی که به سبب نیروهای سطحی و انرژی کشسان متمرکز به قطره های کوچک تر تجزیه می شوند و سپس فرایند تغییر شکل تکرار

است [۶۱].

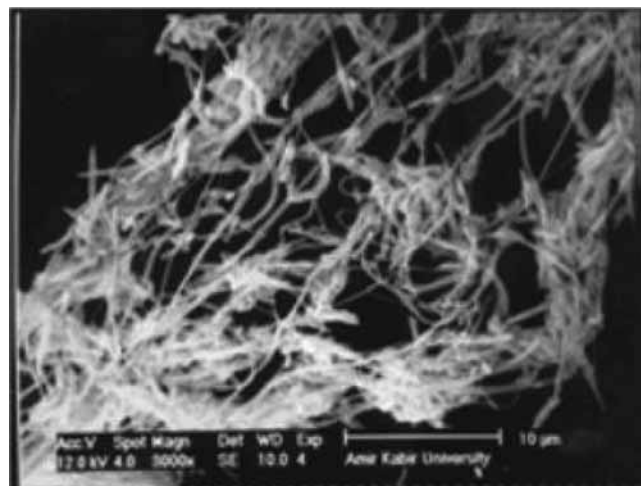
کشش سطحی سطح مشترک دو فاز به عنوان فاز مجزا با  $\sigma_{12}$  با مقداری کمی بیان می شود. در حالتی که اجزا با وزن مولکولی کم به سطح مشترک مهاجرت می کنند، ارتباط متقابلی بین  $\sigma_{12}$  و ضخامت سطح مشترک وجود دارد، به طوری که حاصل ضرب تغییرات ابعادی سطح مشترک و کشش بین سطحی دو جزء همواره مقداری ثابت است  $(\sigma_{12}\Delta l = \text{Const})$  [۶۲].

اکورافور (Okrafor) و همکاران [۶۳] اذعان می دارند، در حالتی که گرانیوی فاز پراکنده ( $\eta_d$ ) بیشتر از گرانیوی فاز ماتریس ( $\eta_m$ ) است و گرانیوی لایه بین سطحی ( $\eta_i$ ) بسیار بیشتر از هر دو آنها باشد، انحراف مثبت از قانون خطی در آمیخته ها به وجود می آید. انحراف منفی زمانی به وجود می آید که سطح میانی (سطح مشترک) گرانیوی بسیار کمتر از فاز پراکنده و ماتریس در آمیخته ها داشته باشد. توضیح این که قانون خطی آمیخته ها در شکل ۱۱ با یک خط راست نشان داده شده است (معادله قانون خطی گرانیوی آمیخته ها  $\eta_{mix} = \eta_1\Phi_1 + \eta_2\Phi_2$ ).

در اثر کشش بین سطحی اجزای آمیخته نتایج یک پژوهش روی اختلاط EPDM/PP با نسبت وزنی ۶۰/۴۰ ملاحظه شده است که اعمال نیروی برشی هنگام اختلاط اولیه دو جزء در حالت مذاب سبب می شود، قطره های فاز پراکنده کمی کشیده شده و سپس شکست و به هم پیوستگی آنها به طور هم زمان انجام می شود. با انجام فرایند ولکانش دینامیکی کلوخه شدن ذرات و شکست قطره ها، مجدداً اتفاق



(ب)



(الف)

شکل ۱۰ - تصاویر الکترونی از لیفچه های شکل گرفته در ایاف آمیخته پلی پروپیلن - پلی آمید ۶ با سازگار کننده و بدون آن پس از حذف جزء پلی پروپیلن به وسیله دکاهیدروفتالین (با مجوز ناشر مرجع [۷]): (الف) ۲۰/۸۰ و (ب) ۵/۲۰/۷۵ (سازگار کننده، پلی پروپیلن شاخه دار شده با انیدریدمالئیک).

ندارد. دلیل آن وجود برهم کنش و چسبندگی بین دو فاز پلی پروپیلن و پلی آمید ۶ است که با وجود اعمال برش ثابت مقاومت بیشتری نسبت به تغییر شکل نشان می دهد. به نظر می رسد، یکنواختی و کاهش اندازه فاز پراکنده در آمیخته های سازگار شده می تواند باعث افزایش مساحت سطح فاز پراکنده در تماس با ماتریس شود که به نوبه خود سبب چسبندگی بین دو فاز نیز می شود [۷،۶۶].

نتایج به دست آمده توسط برخی پژوهشگران نشان داده است، سازگار کننده سبب کاهش کشش بین سطحی بین فازها شده و سبب تغییر شکل مؤثرتر قطره ها می شود. هم چنین، سازگار کننده می تواند از به هم پیوستگی فاز پراکنده (به شکل قطره یا لیفچه) جلوگیری کرده و سبب ایجاد لیفچه های ظریف تر شود. گواه این مدعا تولید نمونه آمیخته هایی است که فاز پراکنده آن نوعی پلیمر گرم نرم بلوری در حالت مایع (TLCP) است که در آن از درصدهای زیاد سازگار کننده (بیش از ۵ درصد) استفاده شده است. این امر موجب بسیار کوچک شدن قطره های TLCP در فاز پراکنده و نیز ایجاد قابلیت تشکیل لیفچه در آنها می شود [۶۷،۶۸].

در این باره، سایر پژوهشگران نیز به کاهش مؤثر اندازه فاز پراکنده در ماتریس با افزودن مقادیر معینی از سازگار کننده اشاره کرده اند [۶۵،۶۶]. بنابراین، بهینه سازی مقدار سازگار کننده برای دست یابی به خواص بهتر در محصولات آمیخته ای بسیار مهم است.

دووال (Duvall) و همکاران اثر غلظت عامل شاخه ای شدن در ماده سازگار کننده را بر شکل گیری فاز پراکنده (پلی آمید ۶) در ماتریس

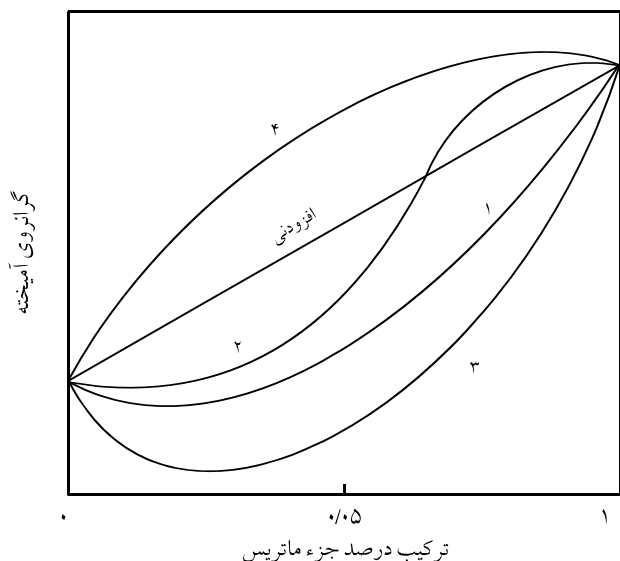
می شود. پدیده به هم پیوستگی، که در اثر به هم چسبیدن ذرات اتفاق می افتد، سبب افزایش انرژی سطحی سامانه می شود. تعادل بین فرایند پراکنش و به هم پیوستگی در شرایط میدان برشی سبب تشکیل اجزای فاز پراکنده به شکل لیفچه های تغییر شکل یافته با توزیع اندازه نسبتاً کم می شود [۵].

افشاری و همکاران [۷] در اختلاط پلی پروپیلن و پلی آمید ۶ (PP/PA6) نشان داده اند، وجود سازگار کننده در آمیخته می تواند در حالت افزایش ترکیب درصد فاز پراکنده (N6) مانع از افزایش قطر قطره های آن فاز بر اثر به هم پیوستگی شود که در شکل ۹ - الف و ب مشخص است (تغییر ابعاد فاز پراکنده از حدود ۲/۷۴ به ۰/۳۲ μ). هم چنین ملاحظه شده است، وجود سازگار کننده بر کیفیت و نحوه شکل گیری لیفچه ها نیز مؤثر است.

همان طور که در شکل ۱۰ - الف نشان داده شده است، به دلیل عدم چسبندگی بین سطحی دو فاز و عدم توزیع مناسب نیروهای کششی و نقش کم اثر آنها، ساختار لیفچه ای به خوبی شکل نگرفته است. در حالی که با وجود سازگار کننده، لیفچه ها با اندازه یکنواخت و آرایش بهتری شکل گرفته اند (شکل ۱۰ - ب) [۷].

غلظت سازگار کننده و غلظت ماده واکنش دهنده در سازگار کننده (عامل شاخه ای شدن) نیز از عوامل بسیار مهم در شکل گیری ساختار فاز پراکنده در ماتریس است.

در تولید ایاف آمیخته PP/PA6 به روش آزمایشگاهی گزارش شده است، مقدار کمتر از ۵ درصد سازگار کننده، اثر زیادی بر تغییر شکل



شکل ۱۱- وابستگی گرانروی به ترکیب درصد اجزا در آمیخته پلیمری (با مجوز ناشر مرجع [۷۶]).

حاصل می شود. در حالی که در حالت دوم ساختار لیفچه ای حفظ می شود. وجود عدم تقارن در ساختار آمیخته با غلظت کم فاز پراکنده (جزء ۱) در فاز ماتریس (جزء ۲) یا برعکس، توسط ون اونه (Van Oene) به شکل نظری برای سیالات غیر نیوتنی ارائه شده است [۳۱]:

$$v_{12} = v_{120} + \left(\frac{d}{12}\right)(N_{1,1} - N_{1,2}) \quad (17)$$

که در این معادله،  $v_{12}$  کشش بین سطحی،  $v_{120}$  کشش بین سطحی پیش از اعمال تنش،  $d$  قطر قطره در فاز پراکنده،  $N_{1,1}$  کشسانی فاز پراکنده و  $N_{1,2}$  کشسانی فاز ماتریس است. در این حالت مجدداً نشان داده می شود، کشسانی اجزا می تواند در کنترل نوع پراکنش با اثر بر ضریب کشش بین سطحی دینامیکی آمیخته، مؤثر واقع شود. از این رو، با توجه به معادله (۲۱) می توان عنوان کرد:

- اگر  $N_{1,1} \geq N_{1,2}$  باشد، ساختار ماتریس - پراکنده و

- اگر  $N_{1,1} < N_{1,2}$  باشد، ساختار هم پیوسته ایجاد می شود [۳۱].

هان (Han) به اثر کشسانی اجزای فاز پراکنده و ماتریس در نسبت گرانروی های مختلف اجزا بر نحوه کپسولی شدن یک جزء به وسیله جزء دیگر در زمان عبور از لوله ای بلند این طور اشاره دارد که [۳۸]:

$$\lambda = \frac{\eta_d}{\eta_m} < 1$$

برای دو سیال با نسبت گرانروی:

(پلی پروپیلن) مطالعه کرده اند. آنها با بررسی مقادیر زیاد و کم از انیدرید در سازگار کننده پلی پروپیلن شاخه دار شده با انیدرید مالئیک ملاحظه کردند، استفاده از ۱ درصد سازگار کننده با غلظت زیاد انیدرید سبب ایجاد ذرات ریز (در حدود ۱ میکرون) با توزیع یکنواخت فاز پراکنده می شود. این در حالی است که حدود ۱۱ درصد از سازگار کننده با غلظت کم انیدرید شرایطی مشابه آن را ایجاد می کند [۶۹]. هم چنین، غلظت کم انیدرید در سازگار کننده مورد استفاده به دلیل هم بلورینگی (co-crystallization) با پلی پروپیلن چسبندگی مطلوبی دارد و سبب از دیاد طول تا پارگی بیشتر آمیخته حاصل از آن نسبت به آمیخته حاصل از به کارگیری سازگار کننده با غلظت زیاد انیدرید می شود. سازگار کننده با غلظت زیاد انیدرید هنگام سرد شدن به طور معجزا از پلی پروپیلن متبلور می شود، از این رو چسبندگی کمتری با پلی پروپیلن دارد [۷۰].

عدم استفاده از سازگار کننده اغلب نمی تواند مانع از تشکیل ساختار لیفچه ای در فاز ماتریس شود. مجتهدی و همکاران [۷۱] در پژوهشی تشکیل ساختار ماتریس - لیفچه را در تولید صنعتی الیاف آمیخته پلی آمید ۶ و پلی پروپیلن (PP/PA6) بدون استفاده از سازگار کننده گزارش کرده اند. آنها ملاحظه کرده اند، نبود سازگار کننده سبب افت خواص مکانیکی این الیاف آمیخته ای نسبت به الیاف خالص پلی آمید ۶ شده است.

مشابه این نتیجه، برای الیاف آمیخته پلی پروپیلن و پلی اتیلن سبک (PP/LDPE) نیز که هر دو جزء آن از خانواده پلی اولفین ها هستند، توسط شوشتری و همکاران [۷۲] مشاهده شده است. این پژوهشگران اشاره کرده اند که عدم استفاده از سازگار کننده و به تبع آن عدم چسبندگی کافی در فصل مشترک دو جزء سبب افت استحکام الیاف آمیخته حاصل شده است.

### ویسکوالاستیسیته اجزای آمیخته

استاریتا (Starita) در بررسی اثر نسبت گرانروی اجزا گزارش کرده است، در سامانه های با  $\lambda \leq 1$ ، پراکنش ریز و یکنواخت اتفاق می افتد، در حالی که در  $\lambda > 1$ ، ساختار غیر یکنواخت ایجاد می شود. این پژوهشگر درباره اثر کشسانی نسبی اجزا بر بازیابی کرنش عنوان کرده است، هنگامی که نسبت گرانروی برابر با یک و کشسانی فاز پراکنده ( $N_{1,1}$ ) بیشتر از فاز ماتریس ( $N_{1,2}$ ) باشد [۷۳] ( $N_{1,1} > N_{1,2}, \lambda = 1$ ) بازیابی کرنش فاز پراکنده انتظار می رود. این در حالی است که اگر کشسانی جزء ماتریس بزرگ تر یا برابر با فاز پراکنده باشد ( $N_{1,1} \leq N_{1,2}$ ) این انتظار وجود ندارد. در حالت اول ساختار با توزیع اندازه غیر یکنواخت در فاز پراکنده که به سمت حالت کروی تمایل دارد،

و نسبت کشسانی دو جزء:

$$\lambda_N = \frac{N_{1,1}}{N_{1,2}} = 1$$

سیال با گرانروی کمتر به سمت دیواره لوله مهاجرت می‌کند و سیال دوم را کپسولی کرده و در بر می‌گیرد.

برای سامانه‌های با  $\lambda \approx 1$  اما  $\lambda_N > 1$  سیال با کشسانی بیشتر (سیال ۱)، سیال دوم را کپسولی کرده و در بر می‌گیرد. براساس پژوهش وایت (White) و اندو (Endo) ساز و کار دوم در تمام شرایط صادق نیست [۷۴، ۷۵].

### ترکیب درصد اجزای آمیخته

کاهش گرانروی با توجه به مقادیر افزودنی به عنوان درجه‌ای از سازگاری اجزا تلقی می‌شود که متناسب با انرژی برهم‌کنش بین سطحی است. حالت S مانند در شکل ۱۱ که به پدیده وارونگی فاز آمیخته شناخته می‌شود، در غلظت مشخصی از فاز پراکنده به وقوع می‌پیوندد. کاهش گرانروی آمیخته هم‌چنین می‌تواند در اثر آرایش ناهمگن اجزای تغییر شکل یافته فاز پراکنده رخ دهد [۵].

اتراکی (Utracki) وجود چهار نوع وابستگی گرانروی به ترکیب درصد آمیخته پلیمری را نشان داده است (شکل ۱۱).

در منحنی ۱ گرانروی فاز پراکنده بسیار بیشتر از ماتریس است و هم‌چسبی بین سطحی ضعیفی تشکیل شده است. در منحنی ۲ شکل S منحنی نشان‌دهنده وارونگی فاز آمیخته در یک انرژی برهم‌کنش بین سطحی کم است. کاهش شدید گرانروی آمیخته نسبت به گرانروی تک تک اجزا در منحنی ۳ بر اثر تغییر شکل اجزای پراکنده به لیفچه‌های دراز در حالت سیال است. انحراف مثبت در منحنی ۴ نشان‌دهنده هم‌چسبی بین سطحی مستحکم در لایه‌های بین سطحی یا تشکیل ساختار شبکه‌های فازی در آمیخته است [۷۶]. برخی از پژوهشگران انواع دیگری از وابستگی خواص آمیخته به ترکیب درصد اجزا را نشان

داده‌اند [۷۶، ۷۷].

نتیجه جالبی که از شکل ۱۱ دریافت می‌شود، این است که کاهش گرانروی در غلظت نسبتاً کم از فاز پراکنده (کمتر از ۱۰ درصد وزنی) می‌تواند به دلیل ایجاد ساختار دو فازی آمیخته باشد و نقطه مقابل آن افزایش گرانروی از برهم‌کنش بین سطحی قوی (پیوندهای هیدروژنی)، سازگاری بیشتر، در ترکیب درصدهای مشخصی از آمیخته یا از وارونگی فاز حاصل می‌شود [۷۶].

نتایج پژوهش افزایشی و همکاران [۷] روی اختلاط پلی‌پروپیلن و پلی‌آمید نشان می‌دهد که افزایش فاز پراکنده (PA6) از یک محدوده (در این پژوهش ۳۰ درصد) می‌تواند باعث ناپایداری و عدم قابلیت ریسندگی شود. در این حالت، افزایش اندازه فاز پراکنده یا کاهش شدید گرانروی آمیخته، عامل اصلی این عدم قابلیت گزارش شده است. با افزایش فاز پراکنده (PA6) در آمیخته نیز ملاحظه شده است، تعداد لیفچه‌ها افزایش می‌یابد و لیفچه‌ها در میدان کشش حاصل از ریسندگی در جهت محور طولی آرایش یافته و اغلب در مغز لیف تمرکز می‌یابند. این پژوهشگران ذکر کرده‌اند، براساس نظر زبرنکو لیفچه‌ها در جایی که پلیمر از روزنه خارج می‌شود، شکل می‌گیرند و به طور یکنواخت در سطح مقطع لیف توزیع می‌شوند. با توجه به جدول ۲ نیز ملاحظه می‌شود، قطر لیفچه‌ها نیز با افزایش فاز پراکنده (PA6) افزایش یافته است. نتایج جالب دیگر پژوهش مزبور این است که پدیده به هم پیوستگی در قطره‌های فاز پراکنده حین فرایند اکستروژن می‌تواند در میدان کششی ریسندگی ادامه یافته و سبب افزایش بی‌حد قطر لیفچه‌ها شود که این موضوع نیز سبب ایجاد نسبت طول به قطر (L/D) بسیار کم می‌شود [۷]. این پژوهشگران [۷، ۶۶] در مطالعه اثر ترکیب درصد آمیخته پلی‌پروپیلن و نایلون ۶ بر ساختار الیاف آمیخته حاصل از آنها، هر دو ساختار ماتریس - لیفچه و هم‌پیوسته را با تغییر در ترکیب درصد اجزا مشاهده کردند. ملاحظه شده است، در درصدهای بیشتر از ۳۰ درصد از جزء پلی‌آمید ۶ نیز ساختار ماتریس - لیفچه به وجود می‌آید، اما در

جدول ۲ - اندازه ذرات کروی پلی‌آمید ۶ پیش از تولید الیاف و اندازه لیفچه‌های آن پس از تولید الیاف ( $d_w$  و  $d_n$  به ترتیب متوسط وزنی و عددی قطر ذرات هستند) (با مجوز ناشر مرجع [۷]).

قطر لیفچه‌ها ( $\mu\text{m}$ )	$d_w/d_n$	متوسط وزنی قطر قطره، $d_w$ ( $\mu\text{m}$ )	متوسط عددی قطر قطره، $d_n$ ( $\mu\text{m}$ )	ترکیب درصد آمیخته PP/PA6/PP-g-MA
۰/۱۴	۷۱	۰/۳۳	۰/۳	۸۵/۱۰/۵
۰/۲۳	۷۰/۹	۰/۳۵	۰/۳۲	۷۵/۲۰/۵
۰/۲۷	۷۲/۳	۰/۵۸	۰/۴۷	۶۵/۳۰/۵
۷/۰۴	۷۰/۶	۲/۹	۲/۷۴	۸۰/۲۰

این پلیمرها فاز بین دو حالت مذاب همسان گرد و بلورهای آرایش یافته را نشان می‌دهند که به شکل مزوفاز یا فاز بلور مایع تعریف می‌شود. مزوفاز آرایش نزدیک به بلورهای جامد دارد، اما، مانند سیالی همسان گرد جریان می‌یابد. تبلور مایع معمولاً در سامانه‌های پلیمری با یک پیکربندی ازدیاد طول بسیار یافته و میله مانند همراه است. برهم کنش حجمی بین این مولکول‌های سخت سبب به هم فشردگی در شکل اجزای آرایش یافته می‌شود. زمان لازم برای استراحت مولکول‌های آرایش یافته بسیار طولانی‌تر از زمان استراحت مولکول‌های زنجیر انعطاف پذیر است، به طوری که بخش زیادی از آرایش یافتگی در حالت جامد رخ می‌دهد. این آرایش یافتگی مطلوب مولکول‌های TLCP باعث ایجاد خواص مکانیکی عالی در جهت آرایش یافتگی می‌شود [۱].

TLCPها در فرایندهایی که میدان جریان کششی وجود دارد، تمایل به تشکیل ساختار لیفچه‌ای دارند. کاربرد این مواد به عنوان تقویت کننده در کامپوزیت‌های پلیمری از اواسط دهه ۸۰ مورد توجه پژوهشگران زیادی قرار گرفته است [۹۰-۸۲، ۵۸، ۶۷، ۴۶].

مشاهده وجود لیفچه‌های توسعه یافته در ساختار آمیخته پلی پروپیلن TLCP در اکسترودر دوپیچی با مخلوط کن جریان کششی نمایان گر توان بالقوه پلیمرهای بلور مایع برای ایجاد ساختار لیفچه‌ای حتی در فرایندهایی غیر از ریسندگی الیاف است [۸۵]. البته این موضوع به خوبی روشن شده است که میدان‌های جریان کششی قوی برای ایجاد حداکثر خواص TLCP، ضروری است. درحقیقت به طور تجربی دیده شده است، تغییر شکل کششی مذاب TLCP نسبت به میدان‌های برشی قوی در آرایش یافتگی، مؤثرترند. تغییر شکل کششی باعث به وجود آمدن درصد زیادی لیفچه می‌شود و درجه آرایش یافتگی زیادی به وجود می‌آید که باعث بهبود بیشتر خواص مکانیکی می‌شود [۹۰-۸۳، ۸۲].

در لیفچه‌های TLCP که در فرایندهایی چون قالب گیری تزریقی به وجود می‌آیند، اثر بهینه تقویت کنندگی ایجاد نمی‌شود. هم چنین در ریسندگی الیاف به دلیل وجود نیروهای کششی بیشتر نسبت به سایر فرایندها، به طور چشم گیری سطح بیشتری از آرایش یافتگی در لیفچه‌ها به وجود می‌آید [۸۷، ۴۶، ۴]. گواه این موضوع نیز نتیجه حاصل از به کارگیری TLCP تجاری به نام وکترا B950 در الیاف مذاب رسی شده و بسیار کشیده‌ای است که مدولی معادل ۷۵ GPa دارند، درحالی که بیشترین مدول قابل دستیابی در فرایند قالب گیری تزریقی کمتر از ۳۰ GPa است. بنابراین، فرایند ریسندگی نسبت به روش قالب گیری تزریقی در بهبود و توسعه تقویت کنندگی TLCPها در تولید الیاف آمیخته‌ای ارجحیت دارد [۸۷].

ترکیب درصد ۵۰ از دو جزء پلیمری، ساختار هم پیوسته به وجود آمده است.

لین (Lin) و چونگ (Cheung) [۷۸] در تولید رشته از آمیخته PP/PET با ۲۰ درصد PET از روزنه ۲ mm به وجود ساختار سه لایه از سطح تا مرکز رشته اشاره کردند، که لایه اول (پوسته) با ضخامت  $10 \mu\text{m}$  دارای لیفچه‌های PET و مقادیر کمی از آن در لایه دوم به شکل قطره و ناحیه مرکزی با ضخامت در حدود  $800 \mu\text{m}$  دارای بیشترین درصد از اجزای PET هستند که معمولاً بزرگ ترند. اما، افزودن ۳۰ درصد از جزء PET به آمیخته مزبور با ایجاد به هم پیوستگی سبب تشکیل ساختار نواری در سطح رشته اکسترود شده و ساختار شبکه‌ای نامنظم در ناحیه مرکزی می‌شود.

مارسینسین (Marcincin) و همکاران [۷۹، ۸۰] در آخرین پژوهش‌های خود روی ترکیب درصد و خواص رئولوژیکی آمیخته‌های سه جزئی PP/(PET/PBT) بر ساختار فازی و خواص مکانیکی الیاف آمیخته این اجزا ملاحظه کردند، و وجود PBT در ترکیب درصدهای زیادتر نسبت به PET سبب به هم پیوستگی بیشتر در اجزای امتزاج پذیر PET و PBT شده و سبب افزایش گرانشی مذاب آمیخته سه جزئی مزبور می‌شود. الیاف آمیخته حاصل، ساختار ریزلیفچه‌ای اجزای پلی استری را در بستر پلی پروپیلن با نسبت طول به قطر زیاد، به خوبی نشان می‌دهند.

اوستاتیف (Evstatiev) و همکاران در بررسی جالب توجه به اثر سازگار کنندگی دو جزء آمیخته بر یک دیگر به ترکیب درصد خاص بدون وجود ماده سازگار کننده اشاره کرده‌اند. این پژوهشگران ملاحظه کردند، در اختلاط پلی اتیلن ترفتالات و پلی آمید ۶ (PET/PA6) با ترکیب درصد وزنی ۵۰/۵۰ به دلیل برهم کنش شیمیایی با یک دیگر سازگار شده و در اثر اعمال کشش به نمونه آمیخته، جزء PET به شکل لیفچه در می‌آید [۸۱].

### نوع پلیمر فاز پراکنده

بدون در نظر گرفتن نوع پلیمر فاز پراکنده و بر اساس مطالب پیش گفته ملاحظه شد، در میدان‌های کششی و وجود شرایط مطلوب، فاز پراکنده ساختار لیفچه‌ای دارد. اما ابعاد، نظم و یکنواختی لیفچه‌ها و هم چنین مقدار اثرگذاری آنها بر خواص نهایی محصول با تغییر نوع پلیمر فاز پراکنده متفاوت است.

پلیمرهای گرماگرای بلور مایع (TLCPs) طبقه جدیدی از مواد هستند که در سال‌های اخیر مورد توجه پژوهشگران صنعتی و دانشگاهی قرار گرفته‌اند. شهرت TLCPها به دلیل خواص مکانیکی عالی، مقاومت شیمیایی و گرمایی، ثابت دی الکتریک کم و پایداری ابعادی عالی است.



برای ایجاد ساختار ماتریس - لیفچه است.

- در ایجاد لیفچه‌ها، میدان‌های کششی بسیار موثرتر از میدان‌های برشی عمل می‌کنند. علاوه بر اثر قابل ملاحظه نیروهای کششی در کاهش قطر لیفچه‌ها تأکید شده است، افزایش نیروی کششی در ناحیه خروج از رشته‌ساز، سبب افزایش یکنواختی طول لیفچه‌ها می‌شود. از این رو، وجود میدان‌های کششی در فرایند به عنوان یکی از عوامل اصلی و کنترل‌کننده ساختار لیفچه تلقی می‌شود.

- با کاهش نسبت گرانروی فاز پراکنده به ماتریس، امکان شکل‌گیری لیفچه‌ها حتی در میدان‌های بدون کشش افزایش می‌یابد، به طوری که در نسبت گرانروی اجزا در حدود ۱، در مقایسه با نسبت گرانروی‌های بیشتر از ۱، کوچک‌ترین قطر لیفچه‌ها گزارش شده است. هم‌چنین مشاهده شده است، با تغییر گرانروی اجزا، امکان وارونگی فاز ماتریس به فاز پراکنده حین فرایند تولید لیف وجود دارد. از این رو، نسبت گرانروی اجزا یکی از عوامل مهم کنترل‌کننده شکل شناسی محسوب می‌شود.

- سطح مشترک دو فاز به عنوان فاز سوم در آمیخته‌های دو جزئی شناخته می‌شود. برهم‌کنش بین اجزا در سطح مشترک، برچسبندگی اجزا، ساختار آمیخته، اندازه و شکل فاز پراکنده مؤثر است و کنترل‌کننده خواص نهایی حین مصرف است.

- سازگارکننده به سبب کاهش کشش بین سطحی فازها در تغییر شکل قطره‌ها مؤثر است و می‌تواند با کنترل و ممانعت از به هم پیوستگی فاز پراکنده، منجر به شکل‌گیری لیفچه‌های ظریف‌تر شود.

- ویسکوالاستیسیته اجزا بر مقدار بازیابی کرنش فاز پراکنده در فاز ماتریس اثرگذار بوده و از عوامل کنترل‌کننده ساختار است. در این باره، ملاحظه شده است، هنگامی که کشسانی نسبی فاز ماتریس از فاز پراکنده بیشتر باشد، ساختار لیفچه‌ای تشکیل شده هم‌چنان باقی می‌ماند.

- تغییرات درصد فاز پراکنده می‌تواند با تقویت یا تضعیف پدیده به هم پیوستگی، سبب تغییر تعداد و قطر لیفچه‌ها شود.

- یکی دیگر از عوامل مؤثر در کنترل ساختار آمیخته‌ها زمان تبلور است. به طوری که زمان تبلور طولانی منجر به ساختار کروی می‌شود و اندازه این ذرات به خوبی قابل کنترل است. به منظور حفظ ساختار لیفچه‌ای، کاهش زمان تبلور با استفاده از افزایش سرعت خنک‌سازی یا کاهش سرعت برش حین تبلور پیشنهاد شده است.

- مطالعات عوامل مؤثر بر تشکیل ساختار ماتریس - لیفچه نشان می‌دهد، در میدان‌های کششی با شرایط مطلوب، فاز پراکنده ساختار لیفچه‌ای دارد، اما ابعاد، نظم و یکنواختی لیفچه‌ها و هم‌چنین مقدار اثرگذاری

وقتی فرایند اختلاط با پلیمرهای گرمانرم انجام می‌شود، مذاب TLCP معمولاً به شکل قطره‌های کروی توزیع و پراکنده می‌شود. لیفچه‌ای شدن قطره‌های TLCP و تقویت پلیمر فاز ماتریس به تغییر شکل مؤثر قطره‌های TLCP به شکل لیفچه‌های ازدیاد طول یافته بستگی دارد که سبب ایجاد ساختار ماتریس - لیفچه می‌شود. این ساختار به مقدار کرنش کششی اعمال شده، گرانروی مذاب اجزای آمیخته، کشش بین سطحی فازها و ترکیب درصد آنها بستگی دارد. خواص کششی الیاف آمیخته تولید شده تابعی از نسبت ازدیاد طول لیفچه‌هاست. بنابراین، لیفچه‌ای شدن قطره‌های TLCP در تعیین خواص این الیاف بسیار مؤثرتر است [۴]. در میدان برشی، لیفچه‌ای شدن قطره‌های TLCP درحالی امکان‌پذیر است که نسبت گرانروی فاز پراکنده (TLCP) به فاز پیوسته کمتر از ۱ و کشش بین سطحی اجزای آمیخته به مقدار حداقل باشد. قطر متوسط لیفچه‌های TLCP در مراجع مختلف در محدوده ۱-۵  $\mu\text{m}$  گزارش شده است. نسبت ازدیاد طول لیفچه‌ها به تاریخچه فرایند و ترکیب درصد TLCP بستگی دارد [۵۸].

کین (Qin) این طور عنوان کرده است [۸۶] که افزایش طول لیفچه‌های LCP سبب کاهش قطر لیفچه‌ها و افزایش استحکام و از طرفی کاهش تنش‌های فشاری بر لیفچه‌ها و کاهش ضریب اصطکاک آنها با ماتریس پلی پروپیلن در الیاف کشیده شده می‌شود.

وجود پلی بوتیلن ترفتالات (PBT) به عنوان فاز پراکنده در الیاف آمیخته PET و PBT سبب شده است که الیاف PET با لیفچه‌های بسیار کوچک از PBT شکل گیرد و در اثر آن، خواص کششی و رنگ‌رزی بسیار بهتری نسبت به الیاف PET خالص به وجود آید [۷۹،۸۰].

## نتیجه‌گیری

با توجه به مطالعات ملاحظه شد، در آمیخته‌های پلیمری شکل‌های مختلفی از ساختار ماتریس - پراکنده تشکیل می‌شود که از این بین ساختار ماتریس - لیفچه اغلب در ساختار الیاف آمیخته‌ای قابل رویت است. در فرایند تولید الیاف آمیخته‌ای میدان‌های تنش برشی و کششی هم‌زمان وجود دارند، اما درصد قابل توجهی از این تنش‌ها به تنش‌های کششی اختصاص دارد که این نوع تنش به طور عمده سبب شکل‌گیری ساختار ماتریس - لیفچه در الیاف آمیخته‌ای می‌شود. پژوهشگران عوامل مختلف و آثار آنها را بر تشکیل ساختار دوفازی آمیخته‌ها مورد مطالعه قرار داده‌اند که مهم‌ترین نتایج آنها به شرح زیر است:

- در بین فرایندهای شکل‌دهی پلیمرها، ریسندگی الیاف مؤثرترین روش

$N_{1,1}$	کشسانی فاز پراکنده	آنها بر خواص نهایی محصول تابع نوع پلیمر جزء پراکنده است.
$N_{1,2}$	کشسانی فاز ماتریس	بررسی نتایج پژوهش های محققان مختلف نشان داد، می توان عوامل اثرگذار بر ساختار آمیخته های پلیمری را به عوامل رئولوژیکی (نسبت
S	آنتروپی	گرانروی، کشش بین سطحی و خواص ویسکوالاستیک اجزا) و عوامل
T	دما	فرایندی (نوع میدان و شدت جریان در فرایند) دسته بندی کرد. این
H	آنتالپی	عوامل به طور مستقل یا ترکیبی بر ساختار اثر می گذارند. بنابراین، برای
$v_{12}$	کشش سطحی بین دو جزء	کنترل ساختار، بسته به نوع عوامل متغیر رئولوژیکی و فرایندی، می توان
$v_{12o}$	کشش بین سطحی قبل از اعمال تنش	شرایط بهینه را معین و انتخاب کرد. در مطالعات انجام شده برخی از
$\lambda_N$	نسبت کشسانی دو جزء	عوامل به طور مستقل یا ترکیبی جزئی و نه به طور جامع مورد مطالعه
$\gamma_E$	گرادیان تغییر شکل با جریان کششی	پژوهشگران قرار گرفته است. اما، با توجه به امکان وجود ترکیب های
$\phi_i$	کسر یا درصد جزء i	مختلف برای عوامل گفته شده، شرایط کنترل کننده بهینه بسیار پیچیده به
$N_1$	تعداد مولکول های جزء اول آمیخته	نظر می رسد. تاکنون نیز مدل جامعی ارائه نشده است که بتواند
$N_2$	تعداد مولکول های جزء دوم آمیخته	اطلاعات لازم را برای پیش بینی یا کنترل ساختار آمیخته ها و آلیاژها
K	عدد موین	ارائه دهد. این موضوع هم چنان مورد توجه و علاقه پژوهشگران قرار
$\eta_m$	گرانروی فاز ماتریس	دارد.
$\eta_d$	گرانروی فاز پراکنده	در مجموع می توان نتیجه گرفت، در فرایند مذاب رسی الیاف
$\lambda$	نسبت گرانروی اجزای آمیخته	آمیخته ای، نحوه شکل گیری فاز لیفچه در جزء ماتریس و مشخصات
r	شعاع قطره فاز پراکنده	لیفچه های تشکیل شده مانند، ابعاد (طول و قطر) و یکنواختی آنها و
d	قطر قطره فاز پراکنده	تعداد لیفچه ها در سطح مقطع به شدت بر خواص فیزیکی و مکانیکی اثر
$\dot{\gamma}$	سرعت برش	می گذارد.
$\gamma$	کرنش برشی کل	در فرایند تولید الیاف آمیخته ای، مطالعات کمی در زمینه شکل گیری
B	قطر کوچک قطره فاز پراکنده	ساختار دو فازی و عوامل مؤثر بر آن انجام شده است. از این رو،
L	قطر بزرگ قطره فاز پراکنده	پژوهشی در خصوص عوامل مؤثر بر تشکیل ساختار ماتریس - لیفچه و
$K_{crit}$	عدد موین بحرانی	ارتباط آن با خواص فیزیکی - مکانیکی الیاف آمیخته ای طی فرایند
$\lambda_{crit}$	نسبت گرانروی بحرانی اجزا	مذاب رسی انجام شده که نتایج آن در مقاله جداگانه ای ارائه می شود.
D	قابلیت تغییر شکل	
$\alpha$	زاویه آرایش یافتگی قطره	
$D_{crit}$	قابلیت تغییر شکل بحرانی	
$\sigma_{12}$	تنش برشی بین دو جزء	
$\sigma_{12,C}$	تنش برشی بحرانی بین دو جزء	
$W_a$	کار چسبندگی	$\Phi$ زاویه تماس قطره مایع روی سطح جامد
$\sigma_1, \sigma_2$	کشش سطحی اجزای ۱، ۲	$\Delta l$ ضخامت سطح مشترک
$\sigma_{12}$	کشش بین سطحی دو جزء	$\Delta G_{mix}$ تغییرات انرژی آزاد گیس
$\sigma_1$	کشش سطحی قطره مایع	$\Delta S_{mix}$ تغییرات آنتروپی آمیخته
		$\Delta H_{mix}$ تغییرات آنتالپی آمیخته

## اختصارات

## مراجع

1. Utracki L.A., *Polymer Alloys and Blends: Thermodynamics and Rheology*, Hanser, Munich, 1-356, 1989.
2. Utracki L.A., *Commercial Polymer Blends*, Chemtec, Toronto, 1-658, 1994.
3. Wilczynski k., Tyszkiewicz A. and Szymaniak Z., Modeling for Morphology Development during Single-Screw Extrusion of LDPE/PS Blend, *J. Mater. Proc. Technol.*, **109**, 320, 323, 2001.
4. Krishnaswamy R.K. and Baird D.G., *Structure Formation in Polymeric Fibres*, Salem D.R. (Ed.), Hanser, Munich, 398, 2001.
5. Marcincin A., Modification of Fiber-Forming Polymers by Additives, *Prog. Polym. Sci.*, **27**, 853-913, 2002.
6. Hersh S.P., *Handbook of Fiber Science and Technology: High Technology Fibers*, Lewin M. and Preston J. (Eds.), Marcel Dekker, New York, III, Part A, 1-51, 1985
7. Afshari M., Kotek R., Haghghat Kish M., Nazock Dast H., and Gupta B.S., Effect of Blend Ratio on Bulk Properties and Matrix-Fibril Morphology of Polypropylene/Nylon6 Polyblend Fibers, *Polymer*, **43**, 1331-1341, 2002.
8. Deyrail Y., Fulchiron R., and Cassagnau P., Morphology Development in Immiscible Polymer Blends during Crystallization of The Dispersed Phase under Shear Flow, *Polymer*, **43**, 3311-3321, 2002.
9. Willemse R.C., Posthuma de Boer A., Van Dam J., and Gotsis A.D., Co-continuous Morphologies in Polymer Blends: A New Model, *Polymer*, **39**, 5879-5887, 1998.
10. Utracki L.A. and Shi Z.H., Development of Polymer Blend Morphology during Compounding in a Twin-Screw Extruder. Part I: Droplet Dispersion and Coalescence - A Review, *Polym. Eng. Sci.*, **32**, 1824- 1833, 1992.
11. Wingate I.B., *Fairchild's Dictionary of Textiles*, Fairchild, New York, 6 th ed., 60, 1979.
12. Shoushtari A.M. and Tavanaie M.A., *Dictionary of Fiber Science and Technology (in Persian)*, ACECR (Branch of Amirkabir University of Technology), Tehran, 21, 2005.
13. Spruiell J.E., *Structure Formation in Polymeric Fibres*, Salem D.R. (Ed.), Hanser, Munich, 85, 2001.
14. Magat E.E. and Tanner D., Cellular Fibers via Soluble Fluid Injection, *US Pat.*, 3,329,557, 1967.
15. Crovatt L.W., Compositions Useful as Internal Antistatic Additives for Polymeric Structures, *US Pat.*, 3,388,104, 1968.
16. Magat E.E. and Sharkley W.H., Long-Term Antistatic Composition, *US Pat.*, 3,475,898, 1969.
17. Gutmann R. and Herlinger H., Structure and Dyeing Properties of High Speed Spun Polyester Blend Fibers, *J. Appl. Polym. Sci., Appl. Polym. Symp.*, **47**, 199-221, 1991.
18. Golshan Ebrahimi N., Hassan Nejad M., and Mojtahedi M.R.M., Producing Dyeable Polypropylenc Fibers with Blending PP/PET, *Iran. J. Polym. Sci. Technol. (in Persian)*, **13**, 67-73, 2000.
19. Xiao W., Polypropylene/Poly(vinyl acetate) Blend Fiber, *J. Appl. Polym. Sci.*, **52**, 1023-1030, 1994.
20. Einstein A., Zur Theorie Der Brawnschen Bewegung, *Ann. Phys.*, **19**, 371-381, 1906.
21. Taylor G.I., The Viscosity of a Liquid Containing Small Drops of Another Fluids, Proceedings of the Royal Society of London, Series A, *Mathematical and Physical Sciences*, **138**, 834, 41-48, 1932.
22. Elemans P.H.M., Janssen J.M.H., and Meijer H.E.H., The Measurement of Interfacial Tension in Polymer/Polymer Systems: The Breaking Thread Method, *J. Rheol.*, **34**, 1311-1325, 1990.
23. Elmendorp J.J. and Van Der Vegt A.K., A Study on Polymer Blending Microrheology: Partiv. The Influence of Coalescence on Blend Morphology Origination, *Polym. Eng. Sci.*, **26**, 1332-1338, 1986.
24. Elmendrop J., *Mixing in Polymer Processing*, Rauvendaal C. (Ed.), Marcel Dekker, New York, 17, 1991.
25. Cox R.G., The Deformation of Drop in a General Time-dependent Fluid Flow, *J. Fluid Mech.*, **37**, 601-623, 1969.
26. Choi S.J. and Schowalter W.R., Rheological Properties of Nondilute Suspensions of Deformable Particles, *Phys. Fluids*, **18**, 420-436, 1975.
27. Gauthier F., Goldsmith H.L., and Mason S.G., Particle Motions in Non-Newtonian Media, *Rheol. Acta.*, **10**, 344-364, 1971.
28. Stroeve P., Experimental Study on The Break up of Model Viscoelastic Droplets in Uniform Shear Flow, *Ind. Eng. Chem. Res.*, **33**, 1858-1866, 1994.
29. Flumerfelt R.W., Drop Break up in Simple Shear Fields of Viscoelastic Fluids, *Ind. Eng. Chem. Fundam.*, **11**, 312-314, 1972.
30. Wu S., Formation of Dispersed Phase in Incompatible Polymer Blends: Interfacial and Rheological Effects, *Polym. Eng. Sci.*,

- 27, 335-343, 1987.
31. Van Oene H.J., Models of Dispersion of Viscoelastic Fluids in Flow, *J. Colloid Interface Sci.*, **40**, 448-467, 1978.
32. Rayleigh L., Capillary Phenomena of Jets, *Proceedings of the Royal Society of London*, **29**, 71-97, 1879
33. Tomotika S., On the Instability of a Cylindrical Thread of a Viscous Liquid Surrounded by Another Viscous Fluid, *Proceedings of the Royal Society of London, Series A, Mathematical and Physical Sciences*, **150**, 322-337, 1935.
34. Stone H.A., Bentley B.J., and Leal L.G., An Experimental Study of Transient Effects in The Break up of Viscous Drops, *J. Fluid Mech.*, **173**, 131-158, 1986.
35. Ottino J.M., and Chells R., Laminar Mixing of Polymeric Liquids, a Brief Review and Recent Theoretical Developments, *Polym. Eng. Sci.*, **23**, 357-379, 1983.
36. Tsebrenko M.V., Yudin A.V., Ablazova T.I., and Vinogradov G.V., Mechanism of Fibrillation in the Flow of Molten Polymer Mixtures, *Polymer*, **17**, 831-834, 1976.
37. Ablazova T.I., Tsebrenko M.V., Yudin A.V., Vinogradov G.V., and Yarlykov B.V., The Rheological Properties of Molten Mixtures of Polyoxymethylene and Copolyamide, *J. Appl. Polym. Sci.*, **19**, 1781-1798, 1975.
38. Han C.D. and Kim J., and Chin H.B., Rheological Investigation of Interfacial Instability in Two-Layer Flat Film Coextrusion, *Polym. Eng. Rev.*, **4**, 177-190, 1984.
39. Kim S., Hobbie E.K., Yu J.W., and Han C.C., Droplet Break up and Shear Induced Mixing in Critical Polymer Blends, *Macromolecules*, **30**, 8245-8253, 1997.
40. Goharpey F., Nazockdast H. and Katbab A.A., Relationship between the Rheology and Morphology of Dynamically Vulcanized Thermoplastic Elastomers Based on EPDM/PP, *Polym. Eng. Sci.*, **45**, 84-94, 2005.
41. Goharpey F., Foudazi R., Nazockdast H., and Katbab A. A., Determination of Twin Screw Extruder Operational Conditions for the Preparation of Thermoplastic Vulcanizate Based on Batch Mixer Results, *J. Appl. Polym. Sci.*, **107**, 3840-3847, 2008.
42. Padsalgikar A.D., and Ellison M.S., Modeling Droplet Deformation in Melt Spinning of Polymer Blends, *Polym. Eng. Sci.*, **37**, 994-1002, 1997.
43. Lacroix C., Grmela M., and Carreau P.J., Morphological Evolution of Immiscible Polymer Blends in Simple Shear and Elongational Flows, *J. Non-Newtonian Fluid Mech.*, **86**, 37-59, 1999.
44. Vinogradov G.V., Yarlykov B.V., Tsebrenko M.V., Yudin A.V., and Ablazova T.I., Fibrillation in the Flow of Polyoxymethylene Melts, *Polymer*, **16**, 609-614, 1975.
45. Grace H.P., Dispersion Phenomena in High Viscosity Immiscible Fluid Systems and Application of Static Mixers as Dispersion Devices in Such Systems, *Chem. Eng. Commun.*, **14**, 225-277, 1982.
46. Blizard K.G., Federici C., Federico O., and Chapoy L.L., The Morphology of Extruded Blends Containing a Thermotropic Liquid Crystalline Polymer, *Polym. Eng. Sci.*, **30**, 1442-1453, 1990.
47. Han C.D., *Multiphase Flow in Polymer Processing*, Academic, New York, 1981.
48. Torza S., Cox R.G. and Mason S.G., Particle Motions in Sheared Suspensions XXVII. Transient and Steady Deformation and Burst of Liquid Drops, *J. Colloid Interface Sci.*, **38**, 2, 1972,
49. Elemans P.H.M., *Modelling of the Processing of Incompatible Polymer Blends*, PhD Thesis, Eindhoven University of Technology, 1-15, 1989.
50. Tsebrenko M.V., Danilova G.P., and Malkin A., Fracture of Ultrafine Fibers in the Flow of Mixtures of Non-Newtonian Polymer Melts, *J. Non-Newtonian Fluid Mech.*, **31**, 1-26, 1989.
51. Tsebrenko M.V., Rezanova N.M., and Vinogradov G.V., Rheology of Molten Blends of Polyoxymethylene and Ethylene-Vinyl Acetate Copolymer and Microstructure of Extrudates as a Function of their Melt Viscosities, *Polym. Eng. Sci.*, **20**, 1023-1028, 1980.
52. Tsuji W., *Cellulose and Fiber Science Developments: A World View*, ACS symposium Series 50, A CS, Washington, D.C., 249-257, 1977.
53. Vlayko N. and Ohya S., Polyblend Fibers of Poly(ethylene terephthalate) and a Block Copoly(ester-ether), *Sen-i Gakkaishi*, **37**, 9-17, 1981.
54. Krasnikova N.P., Kotova E.V., Plotnikova E.-P., Zabugina M.P., Vinogradov G.V., Dreval V.E., and Pelzbauer Z., Incompatibles Rheological Losses of Self-reinforcement in Blends of Non Compatible Polymers, *Kompozicionnye Polimernye Materially*, **21**, 37-42, 1984.
55. Dreval V.E. , Vinogradov G.V. , Plotnikova E.P. , Zabugina

- M.P., Krasnikova N.P., Kotova E.V., and Pelzbauer Z., Deformation of Melts of Mixtures of Incompatible Polymers in a Uniform Shear Field and the Process of their Fibrillation, *Rheologica Acta*, **22**, 102-107, 1983.
56. Goharpay F., Katbab A.A., and Nazockdast H., Formation of Rubber Particle Agglomerates during Morphology Development in Dynamically Crosslinked EPDM/PP Thermoplastic Elastomers. Part 1: Effects of Processing and Polymer Structural Parameters, *Rubber Chem. Technol.*, **76**, 239-252, 2003.
57. Lyoo W.S., Choi Y.G., Choi J.H., Ha W.S., and Kim B.C., Rheological and Morphological Properties of Immiscible Blends and Microfiber Preparation from the Blends, *Int. Polym. Proc.*, **4**, 269-379, 2000.
58. Berry D., Kenig S., Seigmann A., and Narkis M., The Mechanism of Skin-Core Morphology Formation in Extrudates of Polycarbonate/Liquid Crystalline Polymer Blends, *Polym. Eng. Sci.*, **33**, 23, 1548-1557, 1993.
59. Chen C.C. and White J.L., Compatibilizing Agents in Polymer Blends: Interfacial Tension, Phase Morphology, and Mechanical Properties, *Polym. Eng. Sci.*, **33**, 923-930, 1993.
60. Good R.J. and Girifalco L.A., A Theory for Estimation of Surface and Interfacial Energies. III. Estimation of Surface Energies of Solids from Contact Angle Data, *J. Phys. Chem.*, **64**, 561-565, 1960.
61. Stefanik P. and Lesny M., Surface Dyeable Modified PP BCF Yarns, *Chemiefasern/Textilindustrie*, **41**, 1173-1174, 1991.
62. Utracki L. A., Polypropylene an A-Z Reference, Dordrecht Kluwer, 1-601, 1999.
63. Okoroafor E.U., Willemaire J.P., and Agassant F., The Viscosity of Immiscible Polymer Blends: Influence of the Interphase and Deformability, *Polymer*, **33**, 5264-5271, 1992.
64. Goharpay F., Katbab A.A., and Nazockdast H., Mechanism of Morphology Development in Dynamically Cured EPDM/PP TPEs. I. Effects of State of Cure, *J. Appl. Polym. Sci.*, **81**, 2531-2544, 2001.
65. Xanthos M., Young M.W., and Biesenberger J.A., Polypropylene/Polyethylene Terphthalate Blends Compatibilized through Functionalization, *Polym. Eng. Sci.*, **30**, 355-365, 1990.
66. Afshari M., Haghight Kish M., Oromieh A.R., and Nazockdast H., Effect of Mixing Ratio and Compatibilizer on Rheological, Morphological and Thermal Properties of Polypropylene-Nylon 6 Alloy, *Iran. J. Polym. Sci. Technol. (In Persian)*, **4**, 201-210, 2002.
67. O'Donnell H.J. and Bird D.G., In Situ Reinforcement of Polypropylene with Liquid-Crystalline Polymers: Effect of Maleic Anhydride-Grafted Polypropylene, *Polymer*, **36**, 3113, 1995.
68. Kirshnaswamy R.K., Bin Wadud S.E., and Bird D.G., Influence of a Reactive Terpolymer on the Properties of in Situ Composites Based on Polyamides and Thermotropic Liquid Crystalline Polyesters, *Polymer*, **40**, 701-716, 1999.
69. Duvall J., Selliti C., Myers C., Hiltner A., and Baer E., Effect of Compatibilization on the Properties of Polypropylene/Polyamide-66 (75/25 wt/wt) Blends, *J. Appl. Polym. Sci.*, **52**, 195-206, 1994.
70. Duvall J., Duvall J., Selliti C., Myers C., Hiltner A., and Baer E., Interfacial Effects Produced by Crystallization of Propylene-g-Maleic Anhydride Compatibilizers, *J. Appl. Polym. Sci.*, **52**, 207-216, 1994.
71. Naftkeshzadeh F., Mojtahedi M.R.M., and Tavanaie M.A., Study on Physical and Structural Properties of Melt Spun Blend Polyamide6/Polypropylene Multifilament Yarn, *Proceedings of 8th Asian Textile Conference, Amirkabir University of Technology*, Tehran, 2005.
72. Mehrabli B., Shoushtari A.M., Mojtahedi M.R.M., and Khourosahai A., Structural and Physical Properties of Filament Yarns Melt Spun from PP/LDPE Blend Before and After False Twist Texturing, *Iran. J. Polym. Sci. Technol. (In Persian)*, **21**, 1, 9-18, 2008.
73. Starita J.M., Microstructure of Melt Blended Polymer Systems, *Trans. Soc. Rheol.*, **16**, 339-347, 1972.
74. White J.L., In Discussion periode during NRCC/IMRI Symposium, Polyblends 85, Boucherville, Qc, Canada, April 16-17, 1985.
75. Endo S.K., Min K., White J.L., and Kyu T., Polyethylene-Polycarbonate Blends: Interface Modification, Phase Morphology and Measurement of Orientation Development During Cast Film and Tubular Extrusion by Infrared Dichroism, *Polym. Eng. Sci.*, **26**, 45-53, 1986.
76. Utracki L. A., On the Viscosity-concentration Dependence of Immiscible Polymer Blends, *J. Rheol.*, **35**, 1615- 1637, 1991.
77. Bousmina M., Palierne J.F., and Utracki L.A., Modelling of

- Structured Polyblend Flow in a Laminar Shear Field, *Polym. Eng. Sci.*, **39**, 1049-1059, 1999.
78. Lin X. D. and Cheung W. L., Study on PET/ PP Microfibrillar Composites. I. Morphological Development in Melt Extrusion , *J. Appl. Polym. Sci.*, **88**, 3100-3109, 2003.
79. Marcincin A., Hrivcova M., Kormendy E., Borda J., and Janick J., Polypropylene/(Polybutylene terephthalate) Blend Fibers: Phase Structure and Mechanical Properties, *Fibers and Textiles in Eastern Europe*, **14**, 92-97, 2006.
80. Marcincin A., Kormendy E., Hricova M., Rusnak A., and Aneja A.P., Rheological Behaviour of Polyester Blend and Mechanical Properties of the Polypropylene-Polyester Blend Fibers, *J. Appl. Polym. Sci.*, **102**, 4222-4227, 2006.
81. Evstatieva M., Nicolov N., and Fakirov S., Morphology of Microfibrillar Reinforced Composites PET/PA6 Blend, *Polymer*, **37**, 20, 4455-4463, 1996.
82. Wang H., Lee K.W., Chong T.S., and Jaffe M., Rheology, Morphology and Properties of LCP/ Nylon 66 Composite Fibers, *Polym. Compos.*, **21**, 114-123, 2000.
83. Saengsuwan S., Limcharoen S.B., Mitchell G.R., and Olley R.H., Thermotropic Liquid Crystalline Polymer (Rodrun LC5000)/Polypropylene in Situ Composite Silms: Rheology, Morphology, Molecular Orientation and Tensile Properties, *Polymer*, **44**, 3407- 3415, 2003.
84. Grasser W., Schmidt H.W., and Giesa R., Fibers Spun from Poly(ethylene terephthalate) Blended with a Thermotropic Liquid Crystalline Co-polyester with Non-coplanar Biphenylene Units, *Polymer*, **42**, 8517-8527, 2001.
85. Mousavi A., Nazokdast H., and Taromi F.A., Theoretical Analysis and Experimental Study on Microfibrillar Morphology Development in PP/ TLCP Blend, *Iran. Polym. J.*, **11**, 115-121, 2002.
86. Qin Y., Drawing Behavior of Polyblend Fibers from Polypropylene and Liquid Crystal Polymers, *J. Appl. Polym. Sci.*, **54**, 873-880, 1994.
87. Heino M.T., Seppala J.V., Extruded Blends of a Thermotropic Liquid Crystalline Polymer with Polyethylene Terephthalate, Polypropylene and Polyphenylene Sulfide, *J. Appl. Polym. Sci.*, **44**, 2185-2195, 1992.
88. Hong S.M., Kim B.C., Kim K.U., and Ehung I.J., Rheology and Physical Properties of Polysulfone In-Situ Reinforced with a Thermotropic Liquid - Crystalline Polyester, *Polym. J.*, **23**, 1347-1357, 1991.
89. Qin Y., Brydon D.L., Mather R.R., and Wardman R.H., Fibres from Polypropylene and Liquid Crystal Polymer (LCP) Blends : 1. Effect of LCP Concentration, *Polymer*, **34**, 1196-1201, 1993.
90. Qin Y., Brydon D.L., Mather R.R., and Wordman R.H., Fibres from Polypropylene and Liquid Crystal Polymer Blends: 2. Effect of Extrusion and Drawing Conditions, *Polymer*, **34**, 1202-1208, 1993.