

ارتباط میان ریزساختار و خواص کششی الیاف نایلون ۶ کشیده شده در حالت گرم

Tensile Properties-Microstructure Correlations in the Hot-Drawn Nylon 6 Fiber

روح‌اله سمنانی رهبر^{۱*}، محمدعلی توانایی^۲، محمدرضا محدث مجتهدی^۳

۱- کرج، پژوهشگاه استاندارد، پژوهشکده شیمی و پتروشیمی، گروه پژوهشی نساجی و چرم، صندوق پستی ۳۱۷۴۵-۱۳۹

۲- یزد، دانشگاه یزد، مجتمع فنی و مهندسی، دانشکده مهندسی نساجی، صندوق پستی ۷۴۱-۸۹۱۹۵

۳- تهران، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، دانشکده مهندسی نساجی، صندوق پستی ۴۴۱۳-۱۵۸۷۵

تاریخ دریافت: ۹۴/۰۲/۰۶ تاریخ پذیرش: ۹۴/۰۶/۱۵

چکیده

در این پژوهش، الیاف نایلون ۶ با نسبت کشش کلی ثابت (۴/۶۳) زیر کشش گرم یک، دو و سه مرحله‌ای قرار گرفتند. برای بررسی ارتباط میان ساختار و خواص کششی از طیف‌سنجی زیرقرمز، پراش پرتو X، گرماسنجی پویایی تفاضلی و ضریب شکست مضاعف استفاده شد. نتایج نشان داد، طی کشش فاز بلوری گاما به آلفا تبدیل می‌شود. با اجرای کشش سه مرحله‌ای، در مقایسه با کشش یک و دوم مرحله‌ای در نسبت کشش ثابت، مدول اولیه به مقدار قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. براساس نتایج حاصل می‌توان گفت، امکان بررسی خواص کششی الیاف کشیده شده در سه مرحله فقط با ساختار بلوری و آرایش یافتگی میسر نیست و به‌ویژه برای توجیه رفتار مدول اولیه و جمع‌شدگی، بررسی پارامتر ساختاری کسر مولکول‌های گره‌خورده بین لیفچه‌های ضروری است.

مقدمه

نایلون ۶ یکی از مهم‌ترین الیاف مصنوعی است که افزون بر خواص آبدوستی و رنگ‌پذیری مطلوب، دارای خواص منحصر به فردی چون بازگشت‌پذیری کشسانی زیاد است. به این دلیل الیاف نایلون از مصارف متنوعی در زمینه پوشاک و نیز کاربردهای صنعتی برخوردارند [۱]. خواص فیزیکی الیاف نوریس به‌ویژه خواص مکانیکی آنها برای کاربردهای مدنظر در صنعت نساجی مناسب نیست. به‌عنوان مثال، این الیاف استحکام و مدول کم و ازدیاد طول برگشت‌ناپذیر زیادی دارند.

برای بهبود این خواص و به‌عبارت دیگر افزایش استحکام و مدول الیاف، از فرایند کشش استفاده

کلمات کلیدی

الیاف نایلون ۶، کشش چندمرحله‌ای، خواص کششی، مولکول‌های گره‌خورده بین لیفچه‌ای، ریزساختار

می‌شود. طی فرایند کشش، پارامترهای ساختاری متعددی مانند بلورینگی، درجه تکامل بلور، اندازه بلور و آرایش یافتگی آن و نیز آرایش یافتگی فاز بی‌شکل تغییر می‌کند و شکل‌گیری ساختار و تغییرات خواص ماکروسکوپی در الیاف کشیده شده با توجه به تغییر در ریزساختار نمونه طی فرایند کشش انجام می‌گیرد [۲].

فرایند کشش الیاف مصنوعی می‌تواند در حالت سرد یا گرم و به روش تک یا چندمرحله‌ای انجام شود که هر یک از آنها ساختار و شکل‌شناسی ویژه‌ای در لیف به‌وجود می‌آورند. در کشش گرم چندمرحله‌ای، بهینه‌سازی دما و نیز نسبت کشش در هر مرحله برای دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب و مدنظر امری ضروری و اساسی است.

* مسئول مکاتبات، پیام‌نگار: semnani@standard.ac.ir

گادت (godet) اول و دوم و نیز گرم کن تماسی قابل گرم شدن بوده و غلتک تغذیه و غلتک گادت سوم همواره در حالت سرد قرار دارند. با انجام آزمون‌های مقدماتی، نسبت کشش کلی ۴/۶۳ به روش یک، دو و سه مرحله‌ای روی الیاف نایلون ۶ اجرا شد. شرایط ثابت عملیات کشش در جدول ۱ آمده است. دمای گادت اول روی ۱۰۰°C و دمای گرم کن تماسی و گادت دوم روی مقدار ۱۷۰°C تنظیم شدند. کد نمونه‌ها و نسبت‌های کشش اعمال شده در جدول ۲ آمده است.

طیف‌سنجی زیرقرمز تبدیل فوریه

برای طیف‌سنجی زیرقرمز تبدیل فوریه دستگاه Nexus 670 ساخت شرکت Nicolet آمریکا به کار گرفته شد. نمونه‌های الیاف به طول‌های ریز بریده شد و پس از مخلوط کردن با KBr به شکل قرص درآمده و در محل مخصوص قرار گرفتند. آزمون‌ها با قدرت تفکیک ۴ cm⁻¹ در محدوده ۴۰۰-۴۰۰۰ فازهای بلوری به یکدیگر استفاده شد.

پراش پرتو X با زاویه پهن (WAXD)

آزمون‌های پراش پرتو X با دستگاه XRD Philips ساخت هلند مدل Xpert MPD در ولتاژ ۴۰ kV و جریان ۴۰ mA انجام شد. طول موج پرتو ۰/۱۵۴۱ nm (CuKα)، زاویه پراش (۲θ) ۳۵-۸، فاصله گام‌ها ۰/۰۴ و زمان هر گام ۱ s انتخاب شد. از این آزمون برای تعیین فازهای بلوری، مقدار بلورینگی و اندازه بلور استفاده شد.

خواص گرمایی

برای بررسی خواص گرمایی نخ‌های کشیده نشده و کشیده شده از گرماسنج پویشی تفاضلی (DSC) مدل ۲۰۱۰ ساخت شرکت TA Instrument آمریکا استفاده شد. تمام اندازه‌گیری‌ها در سرعت گرمادهی ۱۰°C/min و در جو نیتروژن انجام شد. درصد بلورینگی نمونه‌ها (X) براساس معادله (۱) به دست آمد:

$$X = \frac{\Delta H}{\Delta H^*} \times 100 \quad (1)$$

در این معادله، ΔH آنتالپی نمونه و ΔH^* آنتالپی ذوب نمونه نایلون ۶ کاملاً بلوری بوده که مقدار آن ۱۶۷/۲ J/g است [۶].

ضریب شکست مضاعف

اندازه‌گیری ضریب شکست مضاعف الیاف با میکروسکوپ نور قطبیده Zeiss ساخت آلمان با قطبنده و تجزیه‌گر عمود برهم و جبران‌کننده خم‌شونده (tilting compensator) درجه سی‌ام اندازه‌گیری شد.

بی‌تردید مقدار تنش اعمالی به لیف که با نسبت کشش در ارتباط است، می‌تواند تغییرات ویژه‌ای را در ریزساختار و شکل‌شناسی لیف کشیده شده و در نتیجه بر خواص نهایی آن به وجود آورد. دما نیز پارامتر مؤثری بر مشخصه‌های ساختاری لیف مانند آرایش‌یافتگی و بلورینگی است. در کشش گرم چندمرحله‌ای، الیاف در چند مرحله متوالی زیر کشش قرار می‌گیرند و در هر مرحله ریزساختار ویژه‌ای در لیف شکل می‌گیرد. با متغیرهای متعددی چون سرعت کشش، دمای غلتک‌های کشش و گرم‌کن تماسی، نسبت کشش و تعداد مراحل کشش، می‌توان این ریزساختار را کنترل کرد [۴-۱].

از میان مقالات منتشر شده درباره کشش گرم چندمرحله‌ای الیاف نایلون ۶ [۹-۵]، تاکنون پژوهشی در زمینه اثر تعداد مراحل کشش در نسبت کشش ثابت و مقایسه آن با فرایند تک و دومرحله‌ای انجام نشده است. بنابراین در پژوهش حاضر، تلاش بر این است تا چگونگی ظهور ساختار در الیاف نایلون ۶ کشیده شده در نسبت کشش ثابت ولی با تغییر تعداد مراحل کشش بررسی شود تا بتوان با برقراری ارتباط میان نتایج به دست آمده از چنین مطالعه‌ای، فهم بهتری راجع به اینکه چگونه تعداد مراحل فرایند کشش بر شکل‌شناسی و ریزساختار لیف اثر می‌گذارد، به دست آورد. همچنین، امکان ارائه مفاهیم بهتری درباره وابستگی خواص نخ‌های کشیده شده مانند مدول و استحکام به ریزساختار نیز وجود دارد.

تجربی

مواد

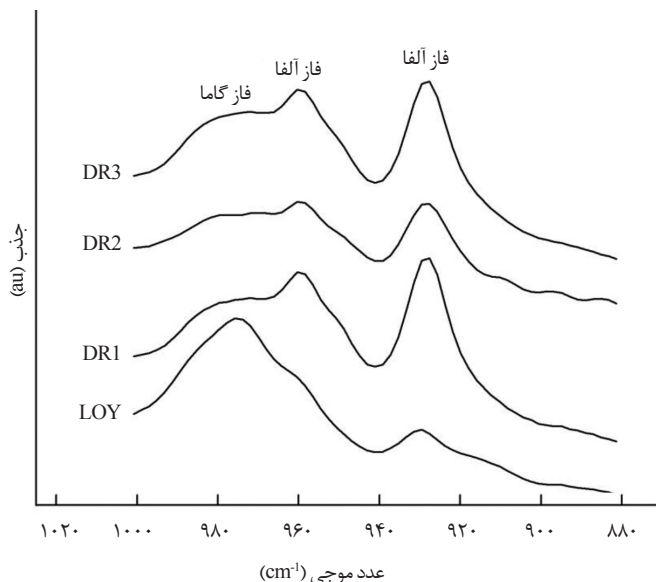
نخ استفاده شده برای اجرای فرایند کشش از جنس نایلون ۶ بود که با سرعت ۸۰۰ m/min تولید شده و جزئیات با آرایش‌یافتگی کم (LOY) به شمار می‌آید. نخ مزبور با نمره ۳۴۰ دسی تکس دارای ۲۴ تکرشته (filament) و ۰/۳٪ تیتانیوم اکسید به عنوان مات‌کننده بود. طبق ادعای تولیدکننده آن (شرکت الیاف تهران) این نخ پس از تولید به مدت ۶ h در عملیات آماده‌سازی در شرایط رطوبت ۶۵٪ و دمای ۲۳°C قرار گرفته است. گرانیروی نسبی نخ مزبور که از محلول ۱ g/100 mL در سولفوریک اسید ۹۶٪ و در دمای ۲۵°C اندازه‌گیری شده برابر ۲/۵۵ بود.

دستگاه‌ها و روش‌ها

فرایند کشش

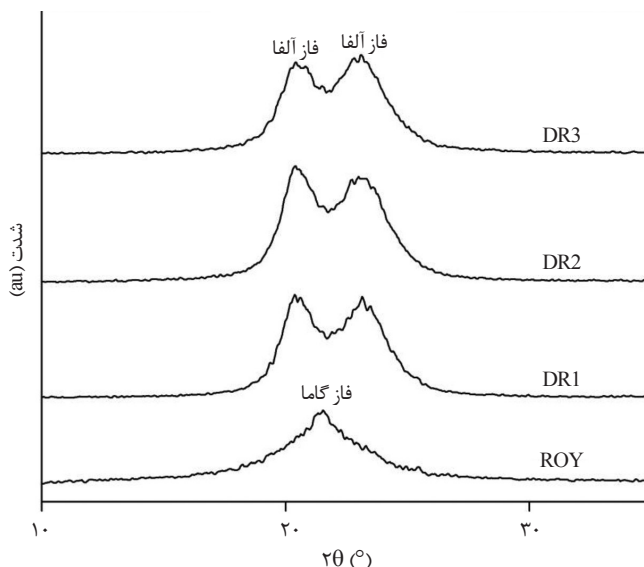
برای انجام فرایند کشش از دستگاه صنعتی کشش-تاب ساخت شرکت Zinser آلمان مدل D520-3 استفاده شد. این دستگاه سه منطقه کشش دارد که طول آنها به ترتیب ۲۸۰، ۶۵۰ و ۲۸۰ mm و طول گرم‌کن تماسی آن نیز ۴۰ cm است. در این ماشین، غلتک‌های جدول ۱- شرایط عملیات کشش برای تولید نمونه‌ها.

سرعت اسپیندل، Spindle (rpm)	فشار جت گیرشی (bar)	سرعت کشش (m/min)	تعداد دور نخ حول گادت سوم	تعداد دور نخ حول گادت دوم	تعداد دور نخ حول گادت اول
۴۰۰۰	۲	۴۰۰	۵	۶	۷



شکل ۱- طیف زیرقرمز در ناحیه $1020-880 \text{ cm}^{-1}$ برای الیاف نایلون ۶ کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده.

موجی 930 cm^{-1} و تیزتر و قوی‌تر شده و پیک مربوط به فاز بلوری گاما در 974 cm^{-1} ناپدید می‌شود. این تبدیل فازهای بلوری در هر سه نمونه کشیده شده رخ داده است و به عبارتی دیگر مستقل از تعداد مراحل فرایند کشش است. فرایند تبدیل فاز بلوری گاما به آلفا را که در اثر فرایند کشش و عملیات گرمایی رخ می‌دهد، پژوهشگران متعددی گزارش کرده‌اند [۱۶-۱۳]. چگونگی این تبدیل فاز در الیاف نایلون ۶ مختلف از لحاظ کیفی و کمی متفاوت است که به متفاوت بودن ساختار اولیه، وزن مولکولی و توزیع آن و نیز چگونگی فراورش الیاف نایلون بستگی دارد. الگوی پراش پرتو X در جهت استوایی برای نمونه کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده، در شکل ۲ نشان داده شده است. الگوی پراش



شکل ۲- الگوی پراش پرتو X با زاویه پهن برای الیاف نایلون ۶ کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده.

جدول ۲- نسبت‌های کشش اعمال شده برای تولید نمونه‌ها.

کد نمونه	نسبت کشش		
	مرحله اول	مرحله دوم	مرحله سوم
DR1	۱/۰۰۸	۴/۶۱۰	-
DR2	۱/۱۰۰	۴/۲۱۵	-
DR3	۱/۱۰۰	۳/۲۴۲	۱/۳

اندازه‌گیری خواص کششی

خواص کششی نخ‌های چندرشته کشیده نشده و کشیده شده با دستگاه اندازه‌گیری خواص کششی مدل EMT 3050 ساخت شرکت فناوری نوین الیما (ایران) اندازه‌گیری شد که براساس سامانه مقدار ثابت از دیاد طول کار می‌کند. سرعت حرکت فک‌ها برای تمام نمونه‌ها 500 mm/min و طول اولیه برای نخ‌های کشیده شده 20 cm و برای نخ کشیده نشده 5 cm انتخاب شد. نتایج گزارش شده میانگین حداقل 20 مرتبه اندازه‌گیری است.

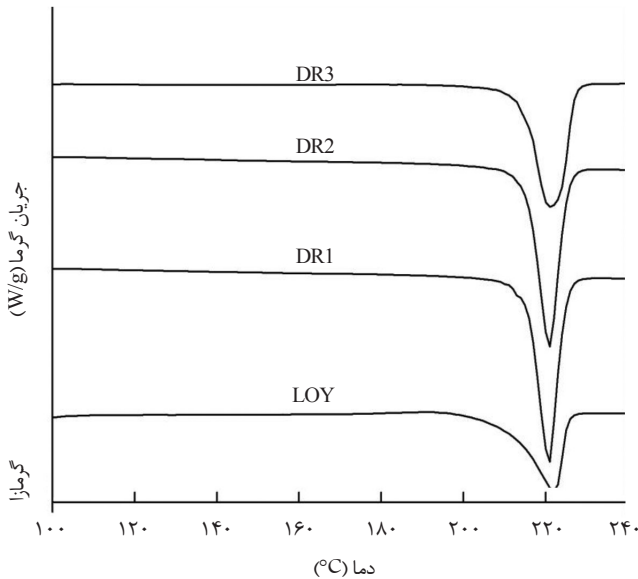
اندازه‌گیری جمع‌شدگی

اندازه‌گیری جمع‌شدگی نخ‌ها مطابق استاندارد DIN-53840-Part1 انجام شد. ابتدا تعداد دور کلاف با توجه به نمره نخ محاسبه و سپس طول نمونه (l_1) در حالت آویزان اندازه‌گیری شد. در ادامه، نمونه‌ها درون گرم‌خانه در دمای 130°C به مدت 10 min در معرض هوای گرم و خشک قرار گرفتند و پس از مدت 60 min قرار گرفتن در دمای محیط، مجدداً طول آنها اندازه‌گیری شد (l_2). درصد جمع‌شدگی (S) طبق معادله (۲) محاسبه شد:

$$S = \frac{l_1 - l_2}{l_1} \times 100 \quad (2)$$

نتایج و بحث

در شکل ۱ طیف زیرقرمز برای الیاف نایلون ۶ کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده در ناحیه $1020-880 \text{ cm}^{-1}$ نشان داده شده است. پیک‌های جذب مربوط به فاز بلوری آلفا در اعداد موجی 930 cm^{-1} و 960 cm^{-1} ظاهر می‌شوند که مربوط به ارتعاش درون‌صفحه‌ای CO-NH هستند. پیک جذب فاز بلوری گاما نیز در عدد موجی 974 cm^{-1} قرار دارد که به ارتعاش درون‌صفحه‌ای CO-NH نسبت داده می‌شود [۱۰-۱۲]. پیک‌های مزبور این امکان را فراهم می‌سازند تا چگونگی ظهور و تغییر فازهای بلوری در الیاف نایلون ۶ را در اثر عملیات کشش به‌طور کیفی و کمی بررسی کرد. همان‌طور که در شکل ۱ ملاحظه می‌شود، پیک جذبی غالب در نمونه کشیده نشده در عدد موجی 974 cm^{-1} مستقر شده است که نشان می‌دهد، بخش زیادی از بلورها در این نمونه از فاز بلوری گاما تشکیل شده‌اند. اما، می‌توان در عدد موجی 930 cm^{-1} نیز پیک را مربوط به فاز بلوری آلفا مشاهده کرد. بدین ترتیب این نتیجه حاصل می‌شود که در ساختار بلوری الیاف نایلون ۶ کشیده نشده مخلوطی از فازهای بلوری گاما و آلفا وجود دارد، ولی سهم فاز بلوری آلفا به مراتب کمتر است. با انجام فرایند کشش گرم چندمرحله‌ای پیک‌های مستقر در اعداد



شکل ۳- منحنی چرخه گرمادهی به دست آمده از DSC برای الیاف نایلون ۶ کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده در نسبت کشش ثابت.

زنجیر (محور b) رخ داده است. Peszkin و همکاران [۱۹] با نتایج به دست آمده از پراش پرتو X الیاف پلی اتیلن ترفتالات به این نتیجه رسیدند که رشد بلورها در الیاف آرایش یافته در جهت محور لیف که در آن بلور آرایش یافته است، رخ می‌دهد.

منحنی چرخه گرمادهی DSC برای نمونه کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده در نسبت کشش ثابت در شکل ۳ نشان داده شده است. در جدول ۴ نیز نتایج مربوط به DSC این نمونه‌ها آمده است.

همان‌طور که در جدول ۴ ملاحظه می‌شود، با اعمال فرایند کشش، بلورینگی و دمای آغاز ذوب افزایش یافته ولی دمای ذوب تغییر قابل ملاحظه‌ای نمی‌کند. با افزایش مقدار فاز بلوری آلفا در نمونه‌های کشیده شده، دمای آغاز ذوب افزایش می‌یابد که این موضوع به بیشتر بودن دمای ذوب فاز بلوری آلفا در مقایسه با گاما مربوط می‌شود.

نتایج مربوط به مقدار بلورینگی نمونه‌ها حاکی از آن است که مطابق انتظار بلورینگی الیاف در اثر کشش افزایش یافته است، ولی افزایش تعداد مراحل کشش در نسبت کشش ثابت اثری بر مقدار بلورینگی ندارد. به نظر می‌رسد، با انجام فرایند کشش، مولکول‌های گره خورده در لیف نایلون ۶ به یکدیگر نزدیک‌تر شده و این موضوع موجب تشکیل پیوندهای بین مولکولی بیشتری می‌شود. افزایش تحرک مولکولی در اثر اعمال گرما موجب نوآرایی شده و بلوری شدن مجدد مولکول‌ها امکان پذیر می‌شود. طی کشش، آرایش یافتگی دوباره مولکولی ساختار بلوری گاما با چگالی کمتر و تبدیل آن به شکل بلوری پایدارتر آلفا با

پرتو X نمونه کشیده نشده مانند طیف الیاف نایلون ۶ عمل آوری شده با محلول ید-پتاسیم یدید است که پژوهشگران از آن به عنوان لیفی حاوی ۱۰۰٪ فاز بلوری گاما استفاده کرده‌اند [۱۷].

همان‌طور که در شکل ۲ مشاهده می‌شود، با اجرای فرایند کشش در نسبت کشش ۴/۶۳۶، پیک مربوط به فاز بلوری گاما در نمونه کشیده نشده ناپدید شده و دو پیک مربوط به فاز بلوری آلفا در نمونه‌های کشیده شده ظاهر می‌شوند. این موضوع نمایانگر تبدیل ساختار بلوری گاما به آلفا طی کشش است که با نتایج به دست آمده از طیف‌های زیرقرمز همخوانی دارد. دو پیک بلوری α_1 (200) و α_2 (002/202) در مکان‌های 2θ برابر 21° و 22° ظاهر شده‌اند. پیک مستقر برای α_1 (200) مربوط به زنجیرهای دارای پیوند هیدروژنی است و پیک α_2 (002/202) مربوط به زنجیرهای متصل شده به یکدیگر با نیروهای واندروالسی (ورقه‌های متصل شده با پیوند هیدروژنی) است. با استفاده از معادله شرر (Scherrer) ابعاد بلورها در جهت‌های مختلف محاسبه شد [۱۸]:

$$l_{hkl} = \frac{K \lambda}{(\Delta 2\theta) \cos \theta} \quad (3)$$

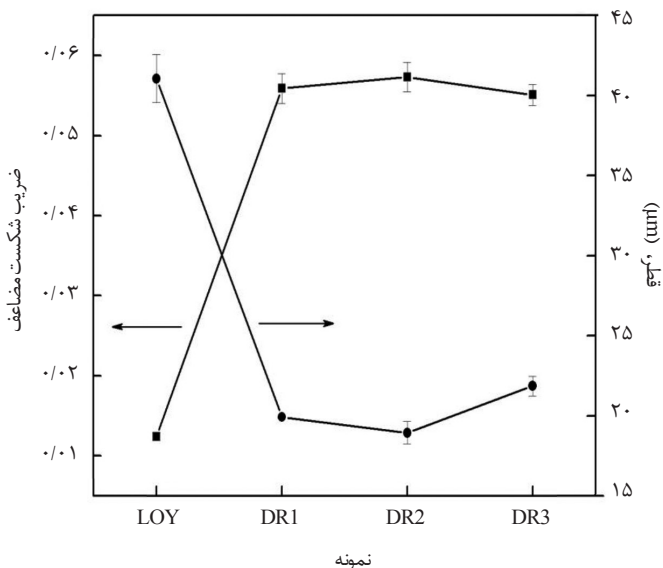
در این معادله، l_{hkl} متوسط اندازه بلورها عمود بر جهت صفحه‌های hkl (اندازه ظاهری بلور)، $\Delta 2\theta$ عرض پیک در نصف ارتفاع بیشینه به رادیان، λ طول موج پرتو X، θ زاویه پراش و K برابر ۰/۹ است.

نتایج اندازه بلور برای نمونه کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده برای پراش‌های α_1 (200) و α_2 (002/202) در جدول ۳ آمده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، با افزایش تعداد مراحل کشش اندازه بلور تا حدودی کاهش می‌یابد. این نکته نیز درباره اندازه‌های بلور به دست آمده در این پژوهش قابل ذکر است که اندازه‌های به دست آمده برای بلور از مقادیر واقعی کوچک‌ترند، زیرا بلورها نیز نواقصی دارند که موجب افزایش پهنای پیک پراش آنها می‌شود. موضوع دیگر اینکه مقادیر محاسبه شده برای اندازه بلور فقط مقادیر نسبی هستند، زیرا تصحیحات لازم برای معادله شرر مدنظر قرار نگرفته است [۱۸].

نتایج به دست آمده برای اندازه بلورهای α_1 (200) و α_2 (002/202) نشان می‌دهد، طی کشش سه مرحله‌ای، رشد بلور در دو جهت a و c محورهای بلوری با محدودیت مواجه است و به سختی رخ می‌دهد. در ادامه، در نتایج گرماسنج پویایی تفاضلی دیده می‌شود، بلورینگی در اثر اعمال کشش افزایش یافته است، ولی اندازه بلور عمود بر صفحه‌های α_1 (200) و α_2 (002/202) با نسبت کشش افزایش نیافته و با اجرای فرایند کشش گرم سه مرحله‌ای روند کاهشی را نشان می‌دهد. این‌طور می‌توان در نظر گرفت که افزایش تعداد بلورها یا رشد بلور در راستای محور

جدول ۳- مقادیر اندازه بلور در پراش‌های α_1 (200) و α_2 (002/202) برای الیاف نایلون ۶ کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده.

DR3	DR2	DR1	LOY	نمونه	
۵۷	۵۹/۵	۵۹/۵	۷۰	پراش α_1 (200)	
۳۶/۵	۳۷	۳۹	۴۵	پراش α_2 (202/002)	
اندازه بلور (Å)					



شکل ۴- تغییر ضریب شکست مضاعف و قطر تک‌رشته در الیاف نایلون ۶ کشیده شده و نمونه‌های کشیده شده.

چگالی بیشتر روی می‌دهد و بدین ترتیب بلورینگی افزایش می‌یابد. نکته دیگر درباره اثر کشش گرم چندمرحله‌ای روی منحنی‌های گرماگیر الیاف نایلون ۶، کاهش پهنای پیک ذوب در اثر کشش است. در شکل ۳ می‌توان ملاحظه کرد، با اجرای فرایند کشش پهنای پیک ذوب کاهش یافته و پیک‌ها تیزتر شده‌اند. پهنای پیک ذوب در نمونه کشیده شده در سه مرحله بیشتر از دو نمونه کشیده شده دیگر است. با کمی‌سازی این پارامتر با نام پهنای پیک در نصف شدت بیشینه می‌توان نمونه‌های مختلف را با یکدیگر مقایسه کرد که در جدول ۴ آمده است. نایلون ۶ شکل‌های بلوری متعددی دارد و از این رو مقادیر مختلفی برای دمای ذوب آن گزارش شده است. Campoy و همکاران دمای ذوب ۲۲۳°C برای فاز آلفا و ۲۱۹°C را برای فاز گاما گزارش کرده‌اند [۲۰]. همچنین گفته می‌شود، دمای ذوب بلورهای گاما حداکثر ۱۰ درجه کمتر از بلورهای آلفاست که این موضوع به پایداری ترمودینامیکی کمتر فاز بلوری گاما نسبت داده شده است [۲۱]. با توجه به مطالب بیان شده درباره دمای ذوب فازهای بلوری آلفا و گاما می‌توان دریافت، تفاوت دمای ذوب این دو فاز بلوری کم است و امکان ادغام دو پیک ذوب آنها با یکدیگر وجود دارد. بدین ترتیب، بلورهای گاما پیش از دمای ذوب اصلی ذوب می‌شوند که به دلیل نزدیکی دمای ذوب بلورهای آلفا و گاما به یکدیگر، به شکل یک پیک ذوب جداگانه ظاهر نشده است و با ادغام در پیک گرماگیر اصلی موجب پهن شدن پیک ذوب می‌شود. این موضوع می‌تواند زیاد بودن پهنای پیک ذوب در نمونه کشیده نشده را با توجه به وجود بخش زیادی از فاز بلوری گاما در ساختار آن توجیه کند. ولی برای نمونه کشیده شده در سه مرحله، ذوب بلورهای کوچک‌تر و ناقص‌تر آلفا در دماهای کمتر را که از تبدیل بلورهای گاما به آلفا پدید آمده‌اند یا اینکه از همان ابتدا در ساختار لیف وجود داشته‌اند می‌توان از دلایل پهن شدن پیک گرماگیر ذوب به‌شمار آورد. کاهش پهنای پیک ذوب در نمونه‌های کشیده شده در یک و دو مرحله طی کشش گرم چندمرحله‌ای نشان‌دهنده یکنواخت‌تر شدن اندازه و نظم بلورهای موجود در این نمونه‌هاست.

گرما روی می‌دهد. می‌توان این طور عنوان کرد، الیاف نایلون ۶ وارد شده به مرحله سوم فرایند کشش گرم چندمرحله‌ای، آرایش‌یافتگی و به‌ویژه بلورینگی بیشتری نسبت به الیاف ورودی به مراحل اول و دوم دارند. در نتیجه ایجاد تغییر شکل روی چنین الیافی و حصول آرایش‌یافتگی دشوار بوده و موجب افزایش تنش داخلی الیاف و در نهایت پارگی آنها می‌شود. این موضوع می‌تواند عدم تغییر مقدار ضریب شکست مضاعف در نمونه کشیده شده در سه مرحله را نسبت به نمونه‌های کشیده شده در یک و دو مرحله توجیه کند.

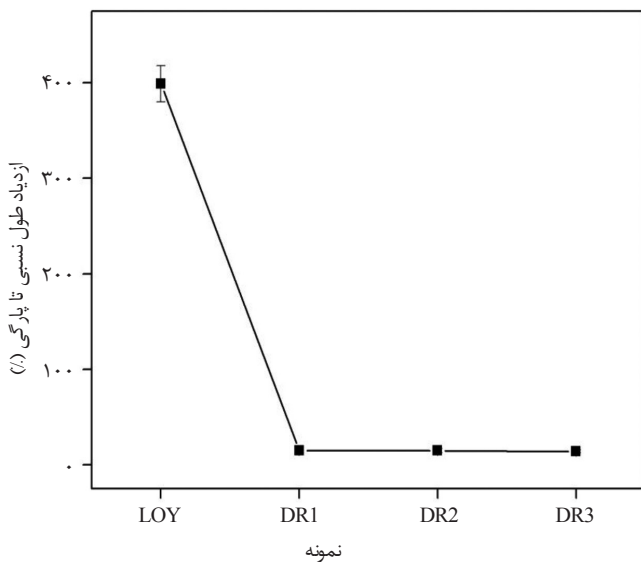
منحنی تنش-کرنش نمونه‌های کشیده شده در شکل ۵ و چگونگی تغییرات خواص کششی نمونه‌ها در شکل‌های ۶ تا ۸ نشان داده شده است. با توجه به شکل ۵ می‌توان ملاحظه کرد، منحنی تنش-کرنش نمونه‌های کشیده شده در یک و دو مرحله تقریباً بر یکدیگر منطبق است، در حالی که منحنی مربوط به نمونه کشیده شده در سه مرحله رفتاری کاملاً متفاوت نشان می‌دهد که بررسی مقادیر مربوط به خواص کششی نیز این تفاوت را به‌وضوح آشکار می‌سازد.

چگونگی تغییر تنش ویژه (استحکام ظاهری) نمونه‌ها در شکل ۶ نشان می‌دهد، با افزایش تعداد مراحل کشش گرم در نسبت کشش ثابت، استحکام الیاف به مقدار قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد. استحکام ظاهری در نمونه کشیده شده در یک مرحله ۵۲/۶ cN/tex است که با اجرای

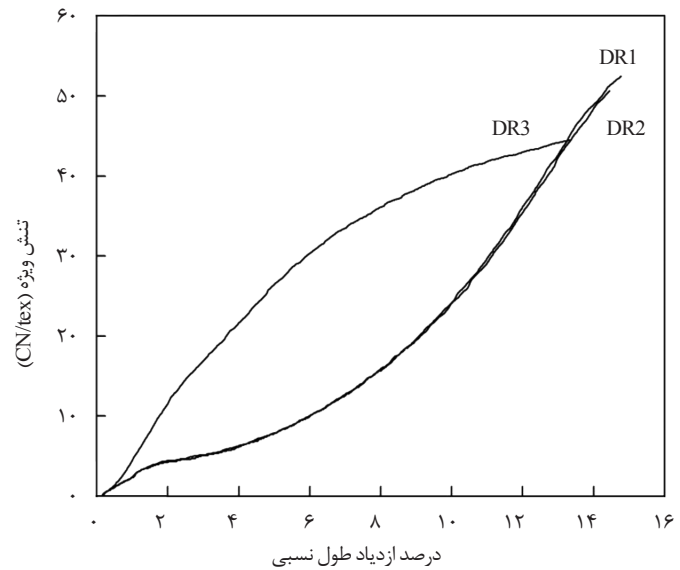
چگونگی تغییر مقادیر ضریب شکست مضاعف و قطر تک‌رشته‌ها برای نمونه کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده در شکل ۴ نشان داده شده است. مطابق انتظار، با اجرای فرایند کشش، قطر تک‌رشته‌ها کاهش و ضریب شکست مضاعف افزایش می‌یابد. ولی تفاوت قابل ملاحظه‌ای میان نمونه‌های کشیده شده در نسبت کشش ثابت و در تعداد مراحل مختلف وجود ندارد. در نمونه‌های کشیده شده، ازدیاد ضریب شکست مضاعف که حاکی از افزایش مقدار آرایش‌یافتگی در الیاف است، به دلیل بلورینگی در اثر آرایش‌یافتگی و نیز بلورینگی در اثر

جدول ۴- نتایج حاصل از DSC برای الیاف نایلون ۶ کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده در نسبت کشش ثابت.

نمونه	دمای آغاز ذوب (°C)	دمای ذوب (°C)	گرمای ذوب (J/g)	بلورینگی (%)	پهنای پیک ذوب در نصف شدت بیشینه (°C)
LOY	۱۹۷/۰	۲۲۲/۰	۵۱/۲	۳۰/۶	۱۲/۲
DR1	۲۱۰/۰	۲۲۰/۸	۷۲/۴	۴۳/۳	۷/۳
DR2	۲۱۰/۰	۲۲۰/۹	۷۳/۴	۴۳/۹	۶/۹
DR3	۲۱۰/۰	۲۲۱/۰	۷۳/۴	۴۳/۹	۱۰/۱



شکل ۷- مقادیر درصد ازدیاد طول نسبی الیاف نایلون ۶ کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده.

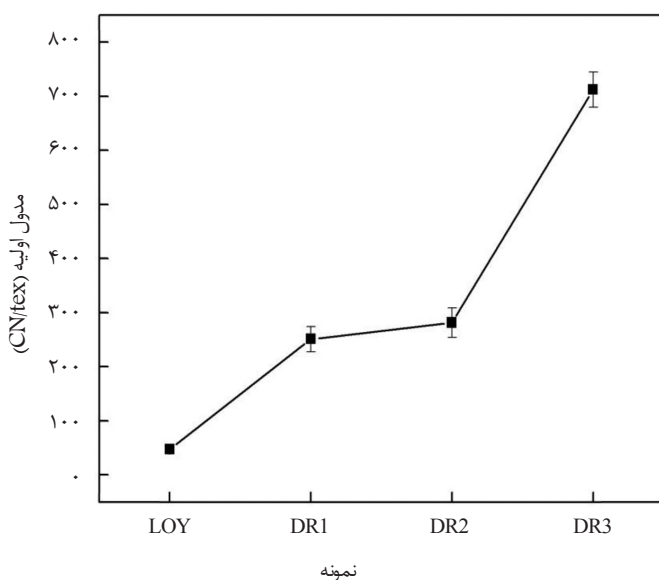


شکل ۵- منحنی تنش-کرنش نمونه‌های الیاف نایلون ۶ کشیده شده.

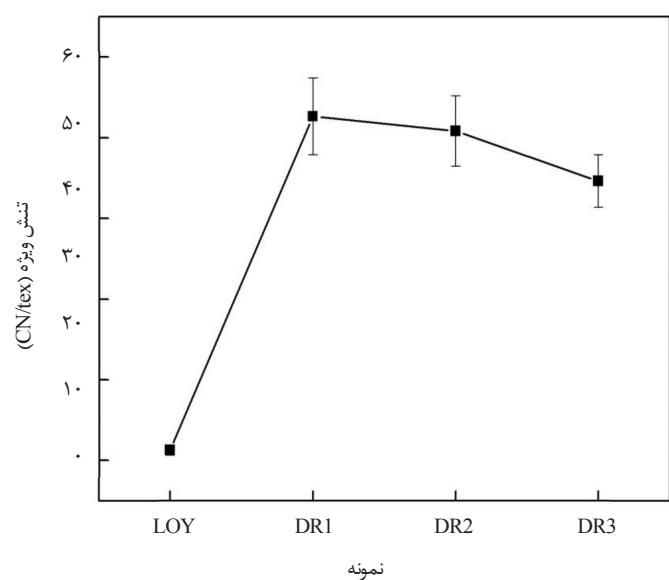
داشت، این افزایش قابل ملاحظه در مدول اولیه در شرایطی بوده که نسبت کشش اعمالی در هر دو نمونه با یکدیگر برابر باشد. حال پرسش این است که با توجه برابر بودن مقدار بلورینگی (جدول ۴) و آرایش یافتگی (شکل ۴) در نمونه‌های کشیده شده، چگونه می‌توان این رفتار غیرعادی مدول اولیه را در نمونه‌های کشیده شده در سه مرحله توجیه کرد؟ در ادامه بحث به این سؤال پاسخ داده می‌شود.

مقادیر جمع‌شدگی نمونه‌های کشیده شده و نمونه کشیده نشده در شکل ۹ نشان داده شده است. هنگامی که با افزایش دما، انرژی داخلی پلیمر آرایش یافته افزایش یابد، مولکول‌های پلیمر تاویل دارند که در نواحی آرایش یافته استراحت کنند که این موضوع با جمع‌شدگی از صورت‌بندی منظم و کشیده شده به حالت بی‌نظم (مارپیچ تصادفی)

کشش سه مرحله‌ای به $44/6 \text{ cN/tex}$ کاهش می‌یابد. کاهش درصد ازدیاد طول نسبی در نمونه‌های کشیده شده نمایانگر افزایش آرایش یافتگی در آنهاست که با اندازه‌گیری ضریب شکست مضاعف تأیید شده است. همان‌طور که در شکل ۷ ملاحظه می‌شود، مقدار این پارامتر در هر سه نمونه کشیده شده تقریباً یکسان است. چگونگی تغییر مدول اولیه در نمونه‌های کشیده شده در شکل ۸ نشان می‌دهد، مقدار این پارامتر در نمونه‌های کشیده شده در یک و دو مرحله با یکدیگر تفاوت چندانی ندارد، ولی در نمونه کشیده شده در سه مرحله، به مقدار قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته است. مدول اولیه در نمونه کشیده شده در یک مرحله 251 cN/tex است که با حدود 183% افزایش به مقدار 712 cN/tex در نمونه کشیده شده در سه مرحله می‌رسد. باید توجه



شکل ۸- مقادیر مدول اولیه الیاف نایلون ۶ کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده.



شکل ۶- مقادیر تنش ویژه الیاف نایلون ۶ کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده.

به مقدار نسبی بلورهای دارای زنجیر کشیده شده، مولکول‌های گره‌خورده به هم فشرده و مواد بی‌شکل و نیز اتصال مکانیکی آنها بستگی دارد. براساس این سامانه می‌توان ساختاری سه‌فازی را برای الیاف نایلون در نظر گرفت که در شکل ۱۰- الف نشان داده شده است. در اینجا بحث درباره نوعی از اتصال مکانیکی است که در آن فرض می‌شود، مولکول‌های گره‌خورده به هم فشرده می‌توانند یک بخش پیوسته از الیاف را که در جهت موازی با چیدمان یک در میان بلور و بی‌شکل قرار گرفته تشکیل دهند (شکل ۱۰- ب). نتیجه این ترکیب موازی آن است که به مولکول‌های گره‌خورده به هم فشرده و لایه‌های یک در میان بلور و بی‌شکل کرنش یکسانی وارد می‌شود و از این‌رو این چیدمان با نام مدل کرنش یکسان خوانده می‌شود.

کسر مولکول‌های گره‌خورده به هم فشرده (TTM) از معادله (۴) به دست آمد:

$$TTM (\%) = \frac{V_a E_c (E_c - E_a) - E_a (E_c - E)}{V_a E_c (E_c - E_a) - E_a (E_c - E)} \quad (4)$$

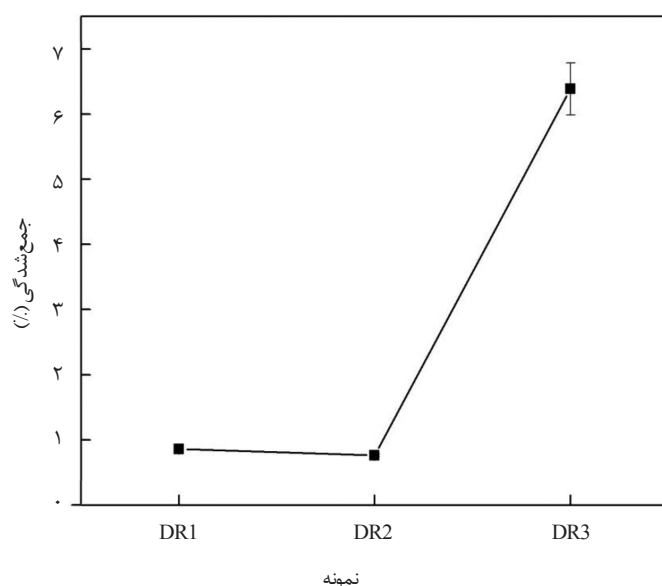
در این معادله، E مدول نمونه کشیده شده، E_c مدول بلور در راستای محور مولکولی، E_a مدول فاز بی‌شکل به جز برای مولکول‌های گره‌خورده و V_a کسر حجمی ناحیه بی‌شکل است. مقادیر E_c و E_a به ترتیب برابر ۲۴ و ۰/۷ GPa انتخاب شد [۲۵]. با استفاده از معادله (۴) مقادیر کسر مولکول‌های گره‌خورده برای نمونه‌های DR1، DR2 و DR3 به ترتیب ۰/۰۴۷، ۰/۰۶۴ و ۰/۲۹۰ به دست می‌آید. همان‌طور که ملاحظه می‌شود، کسر مولکول‌های گره‌خورده بین لیفچه‌ای در کشش یک و دومرحله‌ای تفاوت چندانی با یکدیگر ندارند، ولی با اجرای فرایند کشش گرم سه مرحله‌ای به مقدار قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد.

دما، زمان و تنش سه پارامتر اصلی کنترل‌کننده ظهور ساختار در الیاف حین فرایند کشش هستند که در نهایت این ساختار، خواص نهایی الیاف را معین می‌کند. طی کشش چندمرحله‌ای یک سرعت تولید ثابت، سرعت غلکته‌های کشش کمتر است و از این‌رو به دلیل زمان اقامت بیشتر الیاف روی غلکته‌ها، تحرک مولکولی زنجیرهای پلی‌آمید در اثر گرما بیشتر است و در عین حال زمان موجود برای تغییر شکل افزایش می‌یابد. این موضوع سبب می‌شود، باز شدن تاخوردگی بین لیفچه‌های مجاور زیر تنش حاکم بر فرایند به مقدار بیشتری صورت گیرد. برای الیاف کشیده شده در یک مرحله، باز شدن تاخوردگی طی کشش دشوارتر است و بدون افزایش قابل ملاحظه در کسر مولکول‌های گره‌خورده به هم فشرده، شکست و پارگی لیف رخ می‌دهد. طی کشش تک‌مرحله‌ای زمان کافی برای باز شدن تاخوردگی زنجیرهای پلیمری فراهم نیست تا آرایش یافتگی بیشتر و اتصالات قوی‌تری بین لیفچه‌ها به وجود آید، در حالی که این شرایط طی کشش گرم سه‌مرحله‌ای مهیاست.

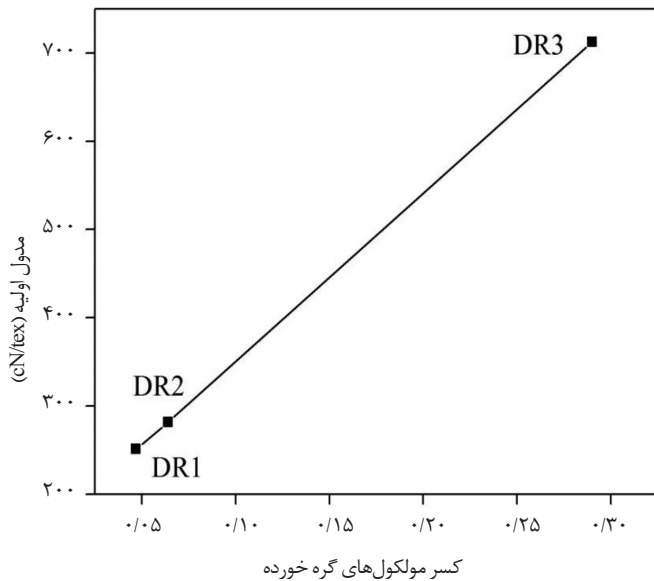
افزایش قابل ملاحظه مدول اولیه نمونه کشیده شده در سه مرحله را می‌توان به افزایش قابل ملاحظه کسر مولکول‌های گره‌خورده بین لیفچه‌ای نسبت داد. چگونگی تغییر مدول اولیه نمونه‌های کشیده شده در برابر کسر مولکول‌های گره‌خورده بین لیفچه‌ای در شکل ۱۱ نشان داده شده است. همان‌طور که در این شکل ملاحظه می‌شود،

همراه است. شکل ۹ نشان می‌دهد، جمع‌شدگی نمونه‌های کشیده شده در یک و دو مرحله با یکدیگر برابر است، در حالی که الیاف کشیده شده سه‌مرحله‌ای، از جمع‌شدگی بسیار بیشتری دارند.

خواص مکانیکی پلیمرهای نیمه‌بلوری مانند نایلون ۶، نایلون ۶۶ و پلی‌اتیلن ترفتالات بیش از اینکه به نواحی بلوری وابسته باشد، تحت تأثیر نواحی بی‌شکل آنها قرار دارد. از این‌رو، بهیچ‌وجه خواص مکانیکی این الیاف با افزایش تعداد زنجیرهای گره‌خورده در نواحی بی‌شکل و یکنواخت‌سازی طول آنها حاصل می‌شود که بدین ترتیب تنش اعمالی به مقدار مساوی بر آنها وارد شود [۲۲]. تعداد و توزیع طول مولکول‌های گره‌خورده به مقدار قابل ملاحظه‌ای رفتار تحمل بار تکرار شده را کنترل می‌کند. یکی از جنبه‌های تغییر شکل پلی‌آمید نقش مهم مولکول‌های گره‌خورده بین لیفچه‌هاست که با جابه‌جایی برشی میکرولیفچه‌ها شکل می‌گیرد و به نظر می‌رسد، نسبت به مولکول‌های گره‌خورده درون لیفچه‌ای در لیف ابتدایی، اثر بیشتری بر خواص مکانیکی الیاف کشیده شده داشته باشد [۲۳]. نتایج پژوهش Prevorsek و همکاران [۲۳] نشان داد، ساختار میکرولیفچه‌ای و در نتیجه استحکام آن طی فرایند کشش تغییری نمی‌کند. آنها به این نتیجه رسیدند، افزایش استحکام در اثر کشش ممکن است به تبدیل میکرولیفچه‌های ضعیف به فاز بین میکرولیفچه‌های قوی غیربلوری با نظم زیاد مربوط باشد. این فاز از زنجیرهای پلیمری با کشیدگی زیاد تشکیل شده است و مسئول خواص الیاف مانند استحکام، مدول و نفوذ مولکول‌های کوچک در لیف است. میکرولیفچه‌های نسبتاً ضعیف نیز مسئول ثبات ابعادی لیف هستند. این مدل به پنیر سوئیسی معروف است. براساس مطالعه Takayanagi [۲۴]، ساختار لیفی را می‌توان به شکل سامانه چندفازی در نظر گرفت که فازهای مختلف آن شامل بلورهای دارای زنجیر کشیده شده، مولکول‌های گره‌خورده به هم فشرده و فاز بی‌شکل است. زنجیرهای پلیمری در صورت بندی کشیده شده با مدول بلوری و بخش بی‌شکل با مدول بی‌شکل بررسی شدند. مدول کلی ساختار کامپوزیتی،



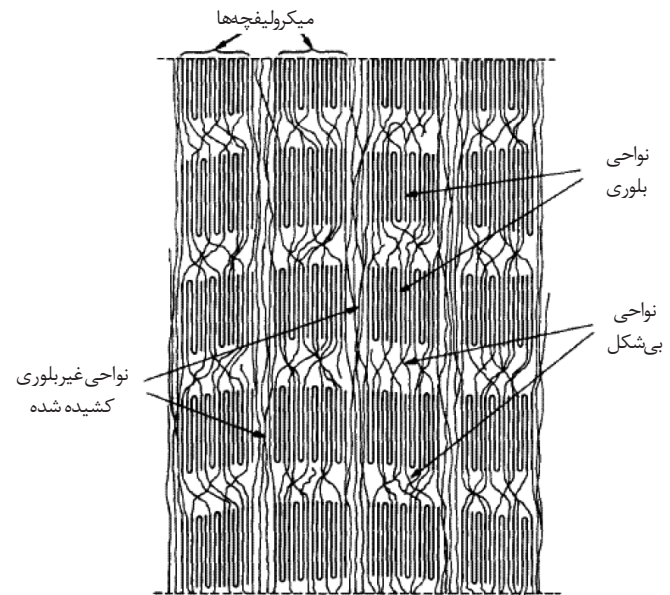
شکل ۹- مقادیر جمع‌شدگی الیاف نایلون ۶ کشیده نشده و نمونه‌های کشیده شده.



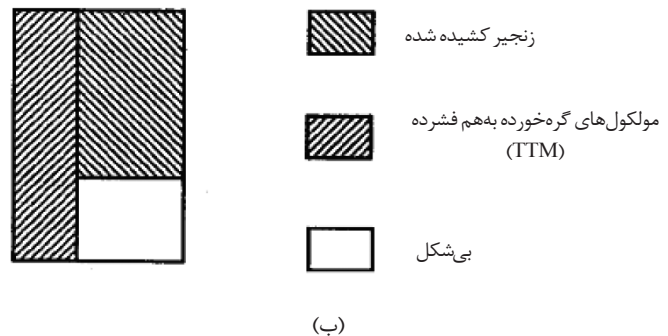
شکل ۱۱- ارتباط میان مقادیر مدول اولیه با کسر مولکول‌های گره‌خورده بین لیفچه‌های در نمونه‌های کشیده شده.

به هم‌ریختگی در چیدمان لایه‌ها درون لیفچه مربوط است که طی کشش سه مرحله‌ای به مقدار قابل ملاحظه‌ای زیر تنش قرار می‌گیرند و این موضوع سبب می‌شود تا از حالت چیدمان لایه‌های ابتدایی مطلوب در نخ کشیده نشده خارج شوند و در نتیجه کاهش استحکام دور از انتظار خواهد بود. الیافی که به مرحله سوم فرایند کشش سه مرحله‌ای می‌رسند، در اثر کشش و گرمای اعمالی در مراحل اول و دوم بلورینگی و آرایش‌یافتگی بیشتری دارند. از این‌رو، به دلیل کاهش فضا و تحرک زنجیر در مرحله سوم کشش، امکان بروز عیوب ساختاری و سطحی در الیاف وجود دارد. این موضوع نیز می‌تواند موجب کاهش استحکام در الیاف کشیده شده در سه مرحله شود [۲۷، ۲۸]. یاد آور می‌شود، این معایب اثر اندکی بر مدول دارند، زیرا این پارامتر در کرنش کم مدنظر قرار می‌گیرد، ولی نقش قابل ملاحظه‌ای بر استحکام محوری دارند که در کرنش نهایی لیف محاسبه می‌شود. رفتار جمع‌شدگی نمونه‌های کشیده شده در سه مرحله نیز جالب توجه است. اصولاً جمع‌شدگی پدیده‌ای است که با آنتروپی در ارتباط است. از این‌رو، کاهش در مقدار زنجیرهای بی‌شکل آرایش‌یافته جمع‌شدگی را کاهش می‌دهد. جمع‌شدگی قابل ملاحظه در دماهای کمتر از ذوب نتیجه به هم‌ریختن آرایش‌یافتگی در بخش‌های زنجیر بی‌شکل آرایش‌یافته بین لیفچه‌ای است که شامل مولکول‌های گره خورده است [۲۹]. چگونگی تغییر جمع‌شدگی الیاف کشیده شده در مراحل مختلف با کسر مولکول‌های گره‌خورده بین لیفچه‌ای نشان می‌دهد، با افزایش کسر مولکول‌های گره‌خورده جمع‌شدگی افزایش می‌یابد.

Tamlin و همکاران [۳۰] بیان کردند، هرچه مقدار مواد بین لیفچه‌ای کمتر باشد، ثبات ابعادی لیف بیشتر است. هرچه فاز بی‌شکل در ناحیه بی‌شکل بین لیفچه‌ای بیشتر باشد، احتمال اینکه مولکول‌های آزاد از سطح دور باشند، بیشتر می‌شود و در نتیجه در جمع‌شدگی مشارکت می‌کنند.



(الف)



(ب)

شکل ۱۰- طرحی از: (الف) ساختار سه‌فازی الیاف و (ب) ساختار الیاف همراه با زنجیر کشیده شده، مولکول‌های گره‌خورده به هم فشرده و ناحیه بی‌شکل در مدل کرنش یکسان.

ارتباط خطی مناسبی میان مدول اولیه و کسر مولکول‌های گره‌خورده بین لیفچه‌ای برقرار است که نمایانگر وابستگی مدول اولیه به کسر مولکول‌های گره‌خورده است. این موضوع با نظرات Pervorsek مطابقت دارد که مدول اصولاً به وسیله زنجیرهای کشیده شده بین لیفچه‌ای معین می‌شود. نتایج مطالعات Ibanes و همکاران نشان داد، کشش بر سفتی ناحیه بین لیفچه‌ای بیشتر از خود لیفچه اثر می‌گذارد [۲۶] و همواره مدول ناحیه بین لیفچه‌ای بیشتر از ناحیه درون لیفچه‌ای است که این موضوع با نتایج Pervorsek و همکاران [۲۳] همخوانی دارد که آرایش‌یافتگی زنجیرهای بی‌شکل بین لیفچه‌ای بیشتر از ناحیه درون لیفچه‌ای است.

نتایج مطالعات نشان می‌دهد، استحکام الیاف تحت تأثیر زنجیرهای گره‌خورده درون لیفچه‌ای، اتصالات بین لایه‌های و آرایش‌یافتگی بلوری قرار دارد. به نظر می‌رسد، کاهش استحکام در نمونه DR3 به افزایش

نتیجه‌گیری

سه‌مرحله‌ای در مقایسه با کشش یک و دومرحله‌ای، در نسبت کشش کلی ثابت و سرعت تولید برابر، افزایش زمان موجود برای تغییر شکل و اعمال تنش یکنواخت و تدریجی بر الیاف موجب افزایش قابل ملاحظه در مقدار مولکول‌های گره‌خورده بین لیفچه‌ای و در نتیجه مدول اولیه و جمع‌شدگی الیاف می‌شود. نتایج نشان می‌دهد، مدول با کسر مولکول‌های گره‌خورده بین لیفچه‌ای ارتباط دارد، در حالی که استحکام بیشتر تحت تاثیر ساختار درون لیفچه‌ای است. عملیات کشش چندمرحله‌ای می‌تواند موجب بروز عیوب ساختاری و سطحی در الیاف شود که این موضوع نیز موجب کاهش استحکام کششی در الیاف کشیده شده در سه مرحله می‌شود.

نتایج به‌دست آمده از طیف‌سنجی زیرقرمز و پراش پرتو X نشان می‌دهد، تبدیل فاز بلوری گاما به آلفا در الیاف نایلون ۶ کشیده شده در نسبت کشش ثابت با تعداد مراحل کشش ارتباطی ندارد. همچنین، بلورینگی و آرایش‌یافتگی الیاف کشیده شده نیز مستقل از تعداد مراحل کشش است. با اجرای فرایند کشش گرم سه‌مرحله‌ای، در مقایسه با کشش گرم یک و دومرحله‌ای در نسبت کشش ثابت، مدول اولیه و جمع‌شدگی الیاف به مقدار قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته و استحکام کششی کاهش می‌یابد. طی کشش

مراجع

- Gupta V.B. and Kothari V.K. (Eds.), *Manufactured Fibre Technology*, 1st ed., Chapman and Hall, London, 1997.
- MacIntyre J.E. (Ed.), *Synthetic Fibres*, Woodhead, UK, 2003.
- Lewin M. and Pearce E.M. (Eds.), *Handbook of Fibre Chemistry*, Marcel Dekker, New York, 2006.
- Eltahir Y.A., Saeed H.A.M., Yuejun Ch., Xia Y., and Yimin W., Effect of hot drawing on the structure and properties of novel polyamide 5,6 fibers, *Text. Res. J.*, 84, 1700-1707, 2014.
- Butler R.H., Prevorsek D.C., and Kwon Y.D., Optimization of fiber drawing processes in terms of the filament state variables, *Polym. Eng. Sci.*, 22, 329-344, 1982.
- Kunugi T., Chida K., and Suzuki A., Preparation of high-modulus nylon 6 fibers by vibrating hot drawing and zone-annealing, *J. Appl. Polym. Sci.*, 67, 1993-2000, 1998.
- Suzuki A. and Koito K., Strain-rate dependence of the microstructure and mechanical properties for hot-air-drawn nylon 6 fibers, *J. Polym. Sci., Part B: Polym. Phys.*, 38, 1137-1145, 2000.
- Suzuki A. and Ishihara M., Application of CO₂ laser heating zone drawing and zone annealing to nylon 6 fibers, *J. Appl. Polym. Sci.*, 83, 1711-1716, 2002.
- Semnani Rahbar R. and Mohaddes Mojtahedi M.R., Influence of hot multistage drawing on structure and mechanical properties of nylon 6 multifilament yarn, *J. Eng. Fib. Fab.*, 6, 7-15, 2011.
- Murthy N.S., Bray R.G., Correale S.T., and Moore R.A.F., Drawing and annealing of nylon 6 fibers: Studies of crystal growth, orientation of amorphous and crystalline domains and their influence on properties, *Polymer*, 36, 3863-3873, 1995.
- Cho D., Zhmayev E., and Joo Y.L., Structural studies of electrospun nylon 6 fibers from solution and melt, *Polymer*, 52, 4600-4609, 2011.
- Quarti C., Milani A., Civalleri B., Orlando R., and Castiglioni Ch., Ab initio calculation of the crystalline structure and IR spectrum of polymers: Nylon 6 polymorphs, *J. Phys. Chem. B*, 116, 8299-8311, 2012.
- Vasanthan N., Orientation and structure development in polyamide 6 fibers upon drawing, *J. Polym. Sci., Part B: Polym. Phys.*, 41, 2870-2877, 2003.
- Shanak H., Naumann A., Lion J., Götz W., and Pelster R., Orientation of nano-crystallites and anisotropy of uniaxially drawn α -polyamide 6 films: XRD, FTIR, and microwave measurements, *J. Mater. Sci.*, 49, 8074-8083, 2014.
- Penning J.P., Ruiten J.V., Brouwer R., and Gabrielse W., Orientation and structure development in melt-spun nylon 6 fibers, *Polymer*, 44, 5869-5876, 2003.
- Na B., Lv R., Tian N., Xu W., Li Z., and Fu Q., Micro-FTIR study of stretching a single filament: polymorphic transition in nylon 6, *J. Polym. Sci., Part B: Polym. Phys.*, 47, 898-902, 2009.
- Murthy N.S., Aharoni S.M., and Szollosi A.B., Stability of the γ form and the development of the α form in nylon 6, *J. Polym. Sci., Polym. Phys. Ed.*, 23, 2549-2565, 1985.
- Alexander L.E., *X-Ray Diffraction Methods in Polymer Science*, Wiley Interscience, New York, 1969.
- Peszkin P.N., Schultz J.M., and Lin J.S., Kinetics of fiber heat treatment. II. Poly(ethylene terephthalate) fibers, *J. Polym. Sci., Part B: Polym. Phys.*, 24, 2591-2616, 1986.
- Campoy I., Gomez M.A., and Marco C., Structure and thermal properties of blends of nylon 6 and a liquid crystal copolyester, *Polymer*, 39, 6279-6288, 1998.
- Zhang Y., Zhang Y., Liu S., Huang A., Chi Z., Xu J., and Economy, J., Phase stability and melting behavior of the α and γ phases of nylon 6, *J. Appl. Polym. Sci.*, 120, 1885-1891, 2011.
- Vittoria V., De Candia F., Capodanno V., and Peterlin A., Me-

- chanical and transport properties of highly drawn isotactic polypropylene, *J. Polym. Sci., Part B: Polym. Phys.*, 24, 1009-1019, 1986.
23. Bukosek V. and Prevorsek D.C., Model of nylon 6 fibers microstructure: microfibrillar model or "Swiss-Cheese" model?, *Int. J. Polym. Mater.*, 47, 569-592, 2000.
 24. Takayanagi M., Imada K., and Kajiyama T., Mechanical properties and fine structure of drawn polymers, *J. Polym. Sci., Part C: Polym. Symp.*, 15, 263-281, 1967.
 25. Brill R., *Physik. Chem.*, B53, 61, 1943 [cited in White, J.L., Cakmak, M., *Adv. Polym. Tech.*, 6, 295-338, 1986.
 26. Ibanes C., David L., Seguela R., Rochas C., and Robert G., Structure and mechanical behavior of nylon 6 fibers filled with organic and mineral nanoparticles. II. In situ study of deformation mechanisms, *J. Polym. Sci., Part B: Polym. Phys.*, 42, 2633-2648, 2004.
 27. Murthy N.S., Grubb D.T., Zero K., Nelson C.J., and Chen G., Lamellar structure and properties in poly(ethylene terephthalate) fibers, *J. Appl. Polym. Sci.*, 70, 2527-2538, 1998.
 28. Cho J.W., Lee G.W., and Chun B.C., Mechanical properties of nylon 6 fibers gel-spun from benzyl alcohol solution, *J. Appl. Polym. Sci.*, 62, 771-778, 1996.
 29. Murthy N.S., Fibrillar structure and its relevance to diffusion, shrinkage, and relaxation processes in nylon fibers, *Text. Res. J.*, 67, 511-520, 1997.
 30. Tomlin D.W., Roland C.M., and Slutsker L.I., Transverse heterogeneity in PET fibers, *J. Polym. Sci., Part B: Polym. Phys.*, 31, 1331-1337, 1993.

Tensile Properties-Microstructure Correlations in the Hot-Drawn Nylon 6 Fiber

Ruhollah Semnani Rahbar^{1,*}, Mohammad Ali Tavanaie² and Mohammad Reza Mohaddes Mojtahedi³

1. Department of Textile and Leather, Faculty of Chemical and Petrochemical, Standard Research Institute (SRI),
P.O. Box: 31745-139, Karaj, Iran

2. Department of Textile Engineering, Faculty of Engineering, University of Yazd, P. O. Box: 89195-741, Yazd, Iran

3. Department of Textile Engineering, Amirkabir University of Technology, P. O. Box: 15875-4413, Tehran, Iran

Received 26 April 2015; Accepted 6 September 2015

Abstract

In the present work, nylon 6 fibers were hot-drawn with different number of drawing steps with a fixed total draw ratio of 4.63. FTIR spectroscopy, wide-angle x-ray diffraction, differential scanning calorimetry and birefringence measurements were used to explain the relationship between structure and tensile properties of the drawn fibers. The results show that gamma crystalline phase converts to alpha crystalline phase upon the drawing process. For three-stage drawn fibers, a higher initial modulus is achieved as compared to single and two-stage drawn fibers. The tensile properties (e.g. initial modulus) and shrinkage behavior of three-stage drawn fibers cannot be simply explained only with the crystalline structure and orientation. For understanding the relation, the interfibrillar taut-tie molecules fraction should be considered.

Keywords

nylon 6 fiber;
multi-stage drawing,
tensile properties,
interfibrillar taut-tie
molecules,
microstructure

(*) Address Correspondence to R. Semnani Rahbar, Email: semnani@standard.ac.ir