

شبکه‌های پلیمری درهم نفوذ کننده

(بخش دوم)

دکتر فرامرز افشار طارمی

استادیار دانشکده مهندسی شیمی و پلیمر دانشگاه صنعتی امیرکبیر

مهندس علیرضا عظیمی نائوائی

دانشکده مهندسی شیمی و پلیمر دانشگاه صنعتی امیرکبیر

چکیده

از نخستین اعمالی که بشر برای استفاده بهتر از طبیعت و مواد موجود در آن آموخت، مخلوط کردن مواد با یکدیگر بود. به احتمال زیاد اولین انگیزه این کار، حس گنجگاو بشر بود، اما بعد دریافت که از طریق اختلاط مواد با یکدیگر، می‌تواند به مواد جدیدی با خصوصیات دیگر دست یابد. اهمیت این کار به اندازه‌ای است که می‌توان آن را سرآغاز تمدن بشر نامید. در حقیقت پیدایش عصر مفرغ، که یکی از دوران‌های تمدن می‌باشد نتیجه مخلوط کردن فلزات با یکدیگر و تهیه آلیاژ آنها است.

امروزه نیز که مواد پلیمری به تدریج جایگزین بسیاری از مواد مهندسی و غیر مهندسی می‌گردد، امتزاج و اختلاط آنها با یکدیگر و دستیابی به کیفیات و خصوصیات بهتر یکی از مسائل مهم علمی و صنعتی به‌شمار می‌آید. اما در مورد مواد پلیمری، برخلاف آلیاژ فلزات مسأله سازگاری در هنگام تولید و جدایی فازها، گاهش کیفیت و خصوصیات فیزیکی و مکانیکی در طول مدت سرویس از اهمیت بسیاری برخوردار است. یکی از جدیدترین روش‌هایی که اخیراً برای تهیه آلیاژهای پلیمری شدیداً مورد بررسی قرار گرفته است، تهیه شبکه‌های پلیمری درهم نفوذکننده (IPN, s) می‌باشد که در این مقاله که طی دو بخش منتشر می‌شود، به‌طور نسبتاً خلاصه اطلاعاتی در زمینه‌های مختلف آنها ارائه می‌شود.

مورفولوژی

در IPN's عموماً "پلیمر I فاز پیوسته بیشتری را تشکیل می‌دهد و این موضوع موجب کنترل مورفولوژی دوفاز توسط پلیمر I می‌گردد. مورفولوژی IPN's از فازهای درهم نفوذکننده، که در حدود ۱۰۰ الی هزار آنگستروم می‌باشد، تشکیل شده است، اگر چه پلیمر II پیوستگی فاز کمتری از خود نشان می‌دهد و حتی ممکن است در ماتریکس پلیمر I دیسپرس شده باشد. مورفولوژی ممکن است از طریق درجه ناسازگاری دو پلیمر، روش پلیمریزاسیون، و ترکیب درصد IPN's بهبود یابد. به‌طور کلی عوامل مؤثر بر مورفولوژی IPN's عبارتند از:

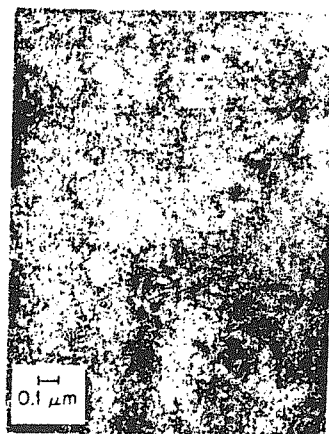
- ۱- سازگاری
- ۲- کراس‌لینک شدن
- ۳- روش‌های پلیمریزاسیون
- ۴- ترکیب درصد
- ۵- روابط کمی برای اندازه میدان‌های فازی

اغلب IPN هائی که تاکنون مورد مطالعه قرار گرفته است جدائی فاز را از خود نشان داده‌اند. با وجود این، مقدار، اندازه، شکل، تیزی سطوح، و درجه پیوستگی فازها متغیر است، که این موارد با یکدیگر مورفولوژی ماده را تشکیل می‌دهند، و اندازه تغییرات ممکن بسیاری از خواص ماده را کنترل می‌کند.

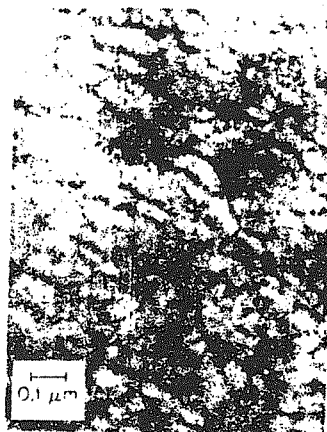
بعضی جنبه‌های مورفولوژی را می‌توان توسط Transmission electron microscopy مستقیماً مشاهده کرد. متأسفانه رنگ کردن توسط اسمیوم تتراکساید (OsO_4) فقط برای پلیمرهایی که دارای پیوندهای دوگانه کربن - کربن می‌باشند، قابل استفاده است و بسیاری از مواد به‌آسانی قابل مطالعه نمی‌باشند. بسیاری دیگر از نکات مورفولوژی از قبیل پیوستگی (Continuity) و خصوصیات بین سطوحی را می‌توان از طریق ترکیب آزمایش‌های مکانیکی و شیمیایی با آزمایش‌های میکروسکوپی الکترونی به دست آورد.

۱- سازگاری:

برای IPN's ها درجه‌ای از سازگاری بین پلیمرها لازم است، زیرا منومرها یا پری‌پلیمرها باید تشکیل محلول یا شبکه‌های متورم شده را در خلال سنتز بدهند. جدائی فازها عموماً در طول پلیمریزاسیون رخ می‌دهد، اما اندازه میدان‌های فازی حاصل برای سیستم‌هایی که سازگاری بسیار بالا دارند کوچکتر است. در Huelck در Sequential IPN's با پلی (اتیل اکریلات) (PEA) به عنوان پلیمر I و کوپلیمرهای متیل متاکریلات (MMA) و استایرن (S) به عنوان پلیمر II، به طور سیستماتیک سازگاری دوفاز را تغییر داد، (شکل ۵) برای PEA-PMMA، که در آن اجزاء



(a)



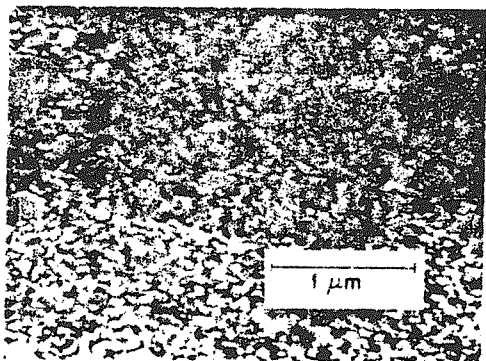
(b)

شکل (۵)

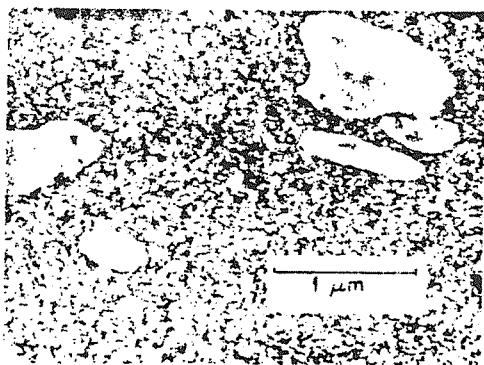
میکروگراف‌های الکترونی تهیه شده از IPN's های مختلف (a) پلی (اتیل اکریلات) پلی (متیل متاکریلات) با نسبت ۷۵/۲۵ و (b) پلی (اتیل اکریلات) پلی استایرن با نسبت ۷۵/۲۵ به رنگ آمیزی اوسمیوم تتراکساید مقدار کمی بوتادین با پلی (اتیل اکریلات) کوپلیمر شده است.

سیستم ایزومر یکدیگرند و تقریباً با هم سازگاری دارند، مشاهده می‌شود که اندازه میدان‌های فازی دیسپرس شده کمتر از صد آنگستروم می‌باشد، (ساختمان ریز، شکل 5a)، این کیفیت به خاطر سازگاری بسیار زیاد دو جزء می‌باشد که از جدایی فازها تا زمانی که درصد بالایی از شبکه PMMA تشکیل نشده باشد جلوگیری می‌کند. اما در سیستم PEA-PS (شکل 5b) که سازگاری اجزاء بسیار کم است علاوه بر جدایی فازها ساختمان‌های سلولی دیگری به اندازه تقریبی هزار آنگستروم مشاهده می‌شود. تصور می‌رود که در این سیستم در نقاطی که پلی استایرن و منومر استایرن بیشتری وجود دارد جدایی فازها زودتر اتفاق می‌افتد. دومین جدایی فازها در نتیجه میدان‌های کوچکتر PEA, PS می‌باشد که در دیوارهای سلولی دیسپرس شده‌اند.

IPN's تشکیل شده از استایرن - بوتادین رابر - پلی استایرن (SBR-PS IPN's) نسبتاً ناسازگارند، اگرچه هر دو پلیمر غیرقطبی هستند و ضریب حلالیت آنها فقط در حدود یک واحد با یکدیگر تفاوت دارد. این IPN's نیز جدائی فاز بسیار مشخص و میدان‌هایی با ساختمان‌های سلولی از خود نشان می‌دهد، (شکل ۶).



(a)



(b)

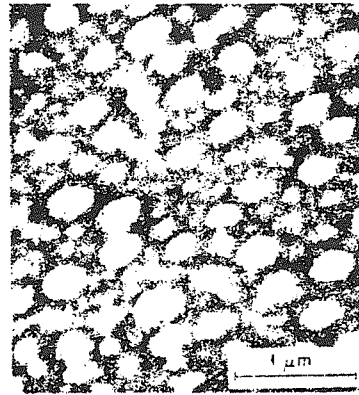
شکل (۶)

میکروگراف‌های الکترونی از IPN's متشکل از استایرن - بوتادین رابر/پلی استایرن. لاستیک مصرفی در IPN's در شکل (a) با ۱۰/۹۰ و در شکل (b) با ۲۰/۸۰ دی‌کیومیل پراکساید گراس لینک شده است.

۲- کراسلینک شدن :

در یک IPN's افزایش دانسیته کراسلینک شبکه پلیمری I به طور آشکار موجب کاهش اندازه میدان پلیمر II می‌گردد. این موضوع در شکل (۶) با مقایسه شکل (a) و (b) نشان داده شده است. این اثر معقول به نظر می‌رسد، زیرا هر قدر شبکه اول محکمتر باشد باعث محدود شدن اندازه مناطقی می‌گردد که پلیمر II در آن مناطق می‌تواند جدایی فاز انجام دهد. این اثر توسط مدل‌های ترمودینامیکی نیمه تجربی نیز به اثبات رسیده است که بعداً توضیح داده خواهد شد. تغییر دانسیته کراسلینک شبکه پلی استایرن (PS) تا شیر کمی بر روی مورفولوژی IPN دارد، و این دلالت بر این می‌کند که شبکه اول عامل کنترل‌کننده مورفولوژی می‌باشد. در حد نهایی که شبکه پلی استایرن (PS) کاملاً خطی است (یعنی یک Semi-1 IPN's تشکیل می‌شود)، مورفولوژی انواع IPN's تفاوت کمی با یکدیگر دارند و تقریباً یک نواخت هستند، اما دانسیته کراسلینک شبکه SBR همان اثر را داراست. از طرف دیگر اگر در SBR کراسلینک وجود نداشته باشد، فاز SBR متصل باقی می‌ماند اما هر دو فاز درشت‌تر و نامنظم‌تر خواهند بود.

آلن (Allen)، همین اثر را در مورد اولین شبکه در موارد IPN's PUR-PMMA که از طریق Interstitial Polymerization تهیه شده‌اند مشاهده کرده است. در این مواد، مورفولوژی میدان‌هایی کروی از PMMA را نشان می‌دهد که درون ماتریکس PUR قرار گرفته‌اند، شکل (۷). در فرایند این مواد ابتدا شبکه PUR از محلول مواد اولیه که شامل PMMA می‌باشد تشکیل می‌شود. اما شرایط واکنش به نحوی است که امکان



شکل (۷)

میکروگراف الکترونی از یک پلیمر فاصله‌دار پلی اورتان/پلی (متیل متاکریلات) با نسبت $\frac{A}{P}$. پلی (بوتادین دی ال های) موجود در پلی اورتان موجب رنگ آمیزی اوسمیوم تتراکساید می‌شود.

تغییر دادن استحکام شبکه وجود دارد. اگرچه PMMA کراسلینک شده بوده است، اما اندازه میدان آن از حدود 650 \AA برای پلی اورتان شدیداً کراسلینک شده تا حدود 1800 \AA برای شبکه‌ای با دانسیته کراسلینک بسیار کم تغییر کرده است و این موضوع تا شیر دانسیته کراسلینک شبکه پلیمر I بر روی مورفولوژی کل سیستم نشان می‌دهد. در IPN's اندازه میدان‌های فازی پلیمر II به وزن مولکولی بین نقاط کراسلینک پلیمر I، یعنی M_c بستگی دارد.

۳- روش پلیمریزاسیون :

برای Sequential IPN's تائیرات سازگاری و کراسلینک شدن قبلاً توضیح داده شده است. با وجود این، وقتی که ترتیب پلیمرها عکس شود مورفولوژی جدیدی به دست می‌آید که بیشتر توسط اولین شبکه کنترل می‌گردد.

در SIN شبکه‌ها در خلال یک مدت زمان معین و به طور همزمان تشکیل می‌شوند و مورفولوژی‌های بسیار پیچیده به دست می‌آید. در این فرایند یکسان بودن سرعت تشکیل شبکه‌ها الزامی نیست. یک مثال در شکل (۸) نشان داده شده است.



شکل (۸)

میکروگراف الکترون از SIN پلی اورتان/پلی (متیل متاکریلات) به نسبت $\frac{A}{P}$. پلی اورتان با اوسمیوم تتراکساید رنگ آمیزی شده است.

در این مثال سرعت واکنشها یکسان است، بنابراین احتمالاً جزء اکثریت اولین شبکه را تشکیل می‌دهد و فازی خواهد بود که بیشتر پیوسته است. Touhsaent به طور نسبی سرعت واکنشها را در epoxy-poly SIN (nBA) p (n-butylacrylate) کنترل نمود و دریافت که وقتی واکنش پلیمریزاسیون دو شبکه به طور همزمان به نقطه ژلاسیون فلوری (Flory) می‌رسند ریزترین دیسپرسیون دو فاز اتفاق می‌افتد.

۴- ترکیب درصد (Composition) :

ترکیب درصد IPN's مقادیر نسبی دو فاز موجود را پس از پلیمریزاسیون معین می‌کند. بطور کلی افزایش مقدار پلیمر II موجب افزایش اندازه‌های میدان می‌شود، اما این اثر به روش پلیمریزاسیون نیز بستگی دارد. برای نمونه‌هایی از PEA-PS IPN's که به روش Sequential تهیه شده‌اند، Huelck دریافت که افزایش ترکیب درصد دو جزء از $25/75$ به $75/25$ فقط افزایش کمی در اندازه‌های میدان را موجب می‌گردد. Donatelli همین نتیجه را برای SBR-PS در ناحیه محدودی از مواد که سرشار (غنی) از PS بودند مشاهده کرد، یعنی این اثر تا زمانی که جزء PS بیشتر از جزء SBR می‌گردد مشاهده می‌شود. لازم به یادآوری است که برای Sequential IPN's یک حد بالایی بر روی مقدار پلیمر II وجود دارد که توسط تورم تعادلی که بین منومر II همراه با ماده کراسلینک

کننده یا شبکه اول ایجاد می‌شود، تعیین می‌گردد.

۲- سیستم Castor oil-Urethane-PS IPN's که هم ترکیب درصد و هم میزان کراسلینک تغییر داده شده است. نتایج حاصله در جدول (۱۳) خلاصه شده است.

تغییرات مشابهی توسط آلن برای نمونه‌هایی از PUR/PAC IPN's که مقادیر بیشتری از PMMA دارا بودند مشاهده شده است. با وجود این، در این‌گونه مواد اثر مشاهده شده تا حدودی مربوط به شبکه است. PUR تر می‌باشد که از محلول پری‌پلیمر اورتان که رقت آنها به میزان قابل توجهی در حال افزایش است تشکیل شده‌اند.

IPN sample	NCO:OH ratio	Weight fraction PS	Polystyrene domain size (Å)	
			Experimental	Theoretical
1	0.95	0.68	250	323
2	0.95	0.50	300	325
3	0.95	0.47	370	327
4	0.85	0.64	300	344
5	0.85	0.60	350	345
6	0.45	0.50	430	347
7	0.75	0.71	350	432
8	0.75	0.64	410	443
9	0.75	0.50	550	452

برای مواد PUR/PAC SIN's که با سرعت‌های پلیمریزاسیون مشابه تشکیل شده‌اند در ترکیب درصدهای ۳۰-۲۰٪ از PMMA تغییر فاز (Phase inversion) اتفاق می‌افتد. با وجود این، وقتی که ترکیب درصد در هردو مورد به ۸۵٪ می‌رسد مورفولوژی بسیار پیچیده می‌شود. این نتایج و کارهای Touhsaent هردو نشان می‌دهند که اندازه پیوستگی میدان فازی به سرعت واکنش‌های دوپلیمر، و ترکیب درصد آنها حساسیت دارد.

جدول (۱۳)

۵- روابط کمی برای اندازه میدان‌ها:

اندازه میدان پلی‌استایرن در IPN's متشکل از روغن گرچک و اورتان.

Donatelli یک معادله نیمه تجربی برای اندازه میدان فازی در Semi-IPN از نوع اول به دست آورده است. متغیرهای اصلی در این معادله عبارتند از: دانسیته کراسلینک پلیمر I، جزء جرمی پلیمر II، و کشش بین سطحی، معادله ارائه شده به صورت زیر است:

$$\left(\frac{v_1}{C^2 K^2}\right) \left(\frac{v_1}{1-w_2} + \frac{2}{M_1}\right) D_2^3 + \left(\frac{w_2}{M_2} - \frac{v_1}{2}\right) D_2 = \frac{2\gamma w_2}{RT}$$

در معادله فوق v_1 دانسیته کراسلینک پلیمر I M_1 وزن مولکولی اولیه پلیمر I، D_2 اندازه میدان پلیمر II، M_2 وزن مولکولی پلیمر II، w_2 جزء جرمی پلیمر II، γ انرژی بین سطحی، C یک ثابت از درجه ۲ $\sqrt{2}$ و $K = (r_0/M)^{1/2}$ برای پلیمر I می‌باشد، که $r_0 = \text{unperturbed root-mean-square end-to-end distance}$ می‌باشد.

در حالتی که IPN کامل باشد (یعنی هردو شبکه پلیمری کراسلینک شده باشند) می‌توان به‌طور تقریبی M_2 را مساوی بی‌نهایت ($M_2 = \infty$) فرض کرد که بدین ترتیب معادله تجربی مناسب برای IPN's ها به دست می‌آید. تاکنون معادله (۱) برای سه سیستم مورد استفاده قرار گرفته است:

۱- سیستم SBR-PS که در آن دانسیته کراسلینک پلیمر متغیر اصلی بوده است. نتایج حاصل از مطالعه این سیستم در جدول (۱۲) خلاصه شده است.

Type	Composition SBR:PS (%)	Experimental PS domain size (Å)	Theory (Å)
(Low) semi-I	20:80	1500	1250
(High) semi-I	18:82	600	500
(Low) IPN	22:78	1100	1300
(High) IPN	21:79	650	480

جدول (۱۲)

اندازه‌های تئوریک و تجربی میدان‌های PS در انواع مختلف IPN's

۳- سیستم $\text{Poly[Styrene - Co - (MMA)] - PEA}$ که کشش سطحی متغیر اصلی بوده است.

در جداول (۱۲) و (۱۳) می‌توان هم از مقایسه نتایج تجربی و هم نتایج تئوری، میزان تأثیر عوامل مؤثر در مورفولوژی را که تاکنون مورد بحث قرار گرفتند به‌طور واضح مشاهده کرد. از طرف دیگر از مقایسه نتایج تئوری و تجربی می‌توان به میزان صحت و کاربرد معادله نیمه تجربی (۱) پی برد. برای مثال، جالبترین نتیجه‌ای که از مطالعات مورفولوژی از طریق تئوری و تجربی به دست آمده مربوط به مطالعه آخرین سیستم (سیستم شماره ۳) می‌باشد. طبق معادله (۱) پیش‌بینی می‌شود که برای $\gamma = 0$ اندازه میدان‌ها $100 - 60 \text{ \AA}$ می‌باشد. از طرف دیگر در IPN's PEA/PMMA با نسبت درصد $75/25$ ، که دو نومر ایزومر یکدیگرند و باید خیلی نزدیک به صفر باشد (شکل ۱ را نگاه کنید)، اندازه میدان‌ها در همین حدود می‌باشد. این دو نتیجه تئوری و تجربی نشان دهنده صحت تقریبی معادله (۱) و نتایجی است که بیشتر برای نیمه‌سازگاری این سیستم پیش‌بینی می‌کردیم، و پیشنهاد شد که همیشه در Sequential IPN's انتظار ساختمان‌های ریز وجود دارد. از نقطه نظر فیزیکی، این کیفیت باید ناشی از تجمع نومرهای II در نواحی کوچک از فضاهای داخل پلیمر I باشد که به‌طور تصادفی دارای دانسیته متوسط کراسلینک کمتری خواهند بود.

بررسی خصوصیات فیزیکی IPN و عوامل مؤثر بر آنها

مانند سایر مواد دو جزیی، برخی خواص IPN's تقریباً مساوی با متوسط خواص هر یک از اجزاء پلیمری می‌باشد. یکی از مثالها دانسیته است، با این همه، اندازه‌گیری دقیق دانسیته PUR/PS SIN's در درجه حرارتی واقع بین درجات حرارت انتقال شیشه‌ای (T_g) اجزاء شبکه، نسبت به دانسیته متوسط هر یک از اجزاء ۳٪ افزایش نشان می‌دهد. این مسأله مربوط به اختلاط جزئی یا نفوذ زنجیرهای رابری و جزء پلیمر شیشه‌ای در یکدیگر می‌باشد که Kwei همین دلیل را برای دانسیفیکاسیون ناچیزی که در آلیاژهای خطی سازگار مشاهده می‌شود ارائه کرده است. مهمترین خصوصیات فیزیکی IPN's عبارتند از:

۱- خواص نوری:

زیاد باشد شبکه‌های ناقص تشکیل می‌شود و ورقه‌های بدی به دست می‌آید، و اگر سرعت تشکیل بسیار کم باشد مسائل ناسازگاری اجزاء بوجود می‌آید و ممکن است باعث ایجاد کداری در IPN's گردد. کاهش شفافیت IPN's در اثر تورم حلالی نشان‌دهنده بعضی از غیر یک‌نواختی‌های مورفولوژیکی در نتیجه فازهای درهم نفوذ کننده می‌باشد. در حال حاضر مورفولوژی واقعی IPN's PUR/PAC توسط میکروسکوپی الکترونی و دیفراکسیون اشعه ایکس با زوایای کوچک مورد آزمایش قرار می‌گیرد.

شفافیت نوری IPN's کاملاً از مسأله میزان متوسط خواص دوجزء از خود انحراف نشان می‌دهد. ورقه‌های نازک ساخته شده از IPN's های دو پلیمر آمورف، از قبیل PS, PEA که پلیمرهای شفاف می‌باشند، مات و تیره است و این به خاطر میدان‌های فازی است که ضریب انکسار مختلف دارند و باعث تفرق نور می‌گردند. دو IPN's SBR-PS که سازگاری کم است جدائی فازها باعث سفید و مات شدن مواد می‌گردد، زیرا وقتی که اندازه میدان‌ها به حد طول موج نور می‌رسد تفرق نور افزایش می‌یابد.

۲- درجه تورم تعادلی (Equilibrium Swelling Degree):

درجه تورم تعادل حجمی، Q_v ، برای نمونه‌های مختلف IPN's در جدول (۱۴) آمده است. در اتیل استات، که یک حلال خوب برای هر دو فاز می‌باشد، تورم باعث می‌شود که حجم نمونه‌ها تقریباً به سه برابر و در متیل الکل ۱/۷ برابر افزایش یابد. هردو حلال موجب تیرگی در نمونه می‌شوند که این مسأله در حلال دومی (یعنی متیل الکل) سهم‌تر است. کاهش جزیی شفافیت مربوط به هتروژن شدن بخشی از ساختمان نمونه در نتیجه تجمع حلال می‌باشد که این کیفیت خود را به صورت اختلاف در ضرایب انکسار ظاهر می‌سازد. به همین دلیل این اثر برای نمونه‌هایی از IPN's که در آنها $K < 1$ است قطعی می‌باشد. با تبخیر حلال تمام نمونه‌ها دوباره شفاف می‌شوند، و در نتیجه تورم تغییرات مورفولوژیکی دائمی در نمونه ایجاد نمی‌کند. باید خاطر نشان کرد که برخلاف IPN's، یکایک شبکه‌ها در نتیجه تورم همواره شفاف باقی می‌مانند و تورم اثر سوء در ضریب انکسار آنها ندارد. بالاخره، وقتی که K یا درصد TRIM افزایش می‌یابد، Q_v کم می‌شود و این نشان

IPN's PUR/PAC معمولاً مواد شفاف با سطوح منظم و صاف می‌باشند (ورقه‌هایی به ضخامت $3/8$ mm در ۶۰۰ نانومتر، ۹۰٪ عبور از خود نشان می‌دهند). شفافیت آنها مربوط به ضرایب شکست تقریباً یکسان دوجزء، یعنی PUR و PAC می‌باشد، جدول (۱۴). بنابراین، به خاطر عدم وجود تیرگی نمی‌توان هیچ نشانه‌ای از درجه دیسرسیون فازها از این طریق به دست آورد. وقتی که $K < 1$ می‌باشد (K نشان‌دهنده نسبت تعداد گروه‌های ایزوسیانات به تعداد گروه‌های هیدروکسیل می‌باشد، یعنی $K = \text{NCO/OH}$) شفافیت کمتر است (۸۵٪)، زیرا در این گونه مواد زنجیرهای آزاد یا آویزان POPG به صورت حوزه‌های جداگانه درمی‌آیند و چون ضریب انکسار POPG با ضریب انکسار ماتریکسی که آنرا احاطه کرده است فرق می‌کند موجب کمی تیرگی در شبکه می‌گردد. برای تمامی دیگر نمونه‌های IPN's که در جدول (۱۴) لیست شده‌اند، فقط رقم سوم ضرایب انکسار با هم فرق می‌کند، و این اختلاف نامنظم ممکن است مربوط به خطاهای آزمایش و اندازه‌گیری باشد.

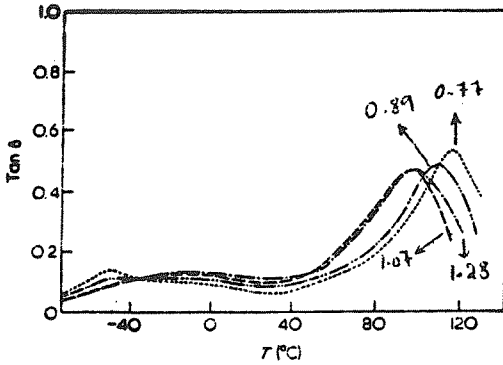
Sample	Refractive index, n_D^{20}	Density (g ml ⁻¹)	Equil. swelling degree, Q_v , in:		Solubility parameter (cal ^{1/2} /cm ^{3/2})
			Ethyl acetate	Methanol	
PUR	1.491	1.093	4.54	2.82	9.4
L 75	1.533	1.17	-	-	-
POPG	1.451	1.00	-	-	7.7
PMMA crossl.	1.492	1.190	2.03	1.29	9.2
TRIM	1.471	1.065	-	-	-
Ethyl acetate	1.373	0.901	-	-	9.15
Methanol	1.329	0.792	-	-	14.2
$K: 1.28$	1.496	1.164	-	-	-
1.13	1.494	1.161	2.75	1.67	-
1.07	1.493	1.161	2.87	1.73	-
0.89	1.492	1.157	3.04	1.78	-
0.77	1.491	1.153	3.09	1.80	-
% TRIM: 7.5	1.495	1.164	2.48	1.63	-
5	1.496	1.161	2.58	1.73	-
1	1.493	1.164	2.87	1.74	-
% AIBN: 2	1.494	1.160	2.98	1.67	-
1	1.494	1.161	2.87	1.73	-
0.5	1.494	1.163	2.58	1.85	-

جدول (۱۴)

خواص فیزیکی PUR/PAC IPN'S

می‌دهد که می‌توان به‌طور موثری کراس‌لینک‌های بیشتری بوجود آورد، که این موضوع در یک محیط واکنشی متراکم و پیچیده، مانند سیستم موجود، روشن و واضح نیست.

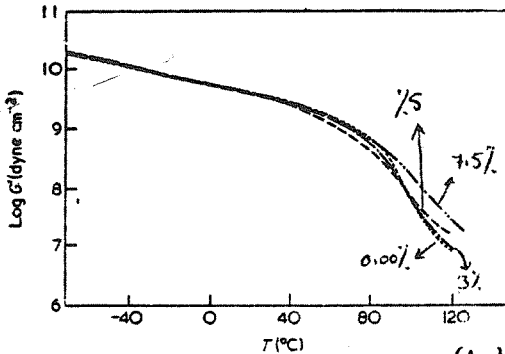
سرعت پلیمریزاسیون هر شبکه را باید به ترتیب توسط کاتالیست و فلظت شروع کننده تنظیم نمود تا به شفافیت مورد نظر (و همچنین سایر خصوصیات فیزیکی و مکانیکی) دست یافت. اگر سرعت ژلاسیون بسیار



شکل (۹)

منحنی نمایش تغییرات T_g با درجه حرارت برای انواع IPN با مقادیر مختلف $K = \text{NCO/OH}$ (—) ۱/۲۸، (---) ۱/۰۷، (— · —) ۰۰/۸۹، (· · ·) ۰۰/۷۷. در این IPN's، ۳۴% پلی اورتان و ۵% TRIM مصرف شده است.

برای مقادیر مختلف نشان می دهد. کاهش K موجب تغییر مکان پیکهای PUR به سمت درجات حرارت پایین تر می گردد (یعنی الاستومتر می شود). برای $K = ۰/۷۷$ نقطه K ماکزیم منحنی حتی پایین تر از T_g برای هوموپلیمر PUR (یعنی $۰/۴۰$) می باشد، که کمابیش متناسب با شبکه ای است که محتوی زنجیرهای آزاد یا آویزان پلی اتر گلیکول است. در همین زمان انتقال بالاتری مطابق با T_g شبکه خالص PAC مشاهده می شود بنابراین در نمونه هایی از IPN که شبکه PUR به طور ناقص تشکیل شده است چنین به نظر می رسد که دو جزء "کاملاً" مستقل از یکدیگر می باشند. برعکس وقتی که شبکه PUR کاملتر تشکیل می شود (K افزایش می یابد)، نقطه انتقال بالایی به سمت پایین تغییر مکان می یابد و این نشان دهنده اهمیت فاز نرم بر روی جزء سخت می باشد. به نظر می آید که بدین ترتیب می توان از طریق شبکه PUR تعداد زیادی از گرمای فاز دوم را به طور واقعی تشخیص داد. در منحنی های شکل (۱۰) که تأثیر کراسلینک



شکل (۱۰)

منحنی نمایش تغییرات G' (Storage Modulus) با درجه حرارت برای انواع IPN's با مقادیر مختلف کراس لینک کننده آکرلیک. TRIM %: (· · ·) ۰، (—) ۳، (---) ۵، (— · —) ۰۷/۵. در این IPN's، ۳۴% پلی اورتان مصرف شده و $K = \text{NCO/OH} = ۱/۰۷$ است.

هنگامی که دو پلیمر تشکیل یک مخلوط دوفازی را می دهند، هر یک از آنها انتقال شیشه ای خود را حفظ می کند. بطور کلی، عمل اختلاط باعث وسیع شدن یا تغییر مکان انتقالات شیشه ای (T_g) می گردد، و البته در صورتی که حلالیت متقابل دو پلیمر بسیار زیاد باشد (حد نهایی) فقط یک انتقال مشاهده خواهد شد.

تاکنون هیچ نوع IPN's یافت نشده است که رفتار انتقالی آن شبیه رفتار انتقالی یک کوپلیمر راندوم هم ارز با آن باشد، یعنی یک انتقال شیشه ای تند از خود نشان دهد. زیرا مطالعه رفتار انتقالی IPN نشان می دهد که در این گونه مواد نیز جدایی فاز وجود دارد اما آمیزش پذیری متقابل PUR و PAC با ترکیب آنها به صورت شبکه های درهم نفوذ کننده افزایش می یابد. مهمترین پارامترها در رفتار انتقالی کیفیت شبکه PUR، از طریق مقدار K ، و درجه کراسلینک شدن فاز PAC می باشد. تاکنون، تغییر ترکیب درصد IPN's منجر به مشاهده رفتار غیر منتظره ای نگردیده است.

این نتایج با مطالعات انجام شده بر روی خصوصیات فیزیکی و بعضی خواص مکانیکی IPN's PUR/PAC مطابقت دارد. در یک ترکیب درصد همین، در صورتی که شبکه PUR به طور ناقص تشکیل شود، منجر به شفافیت کمتر، کشش نهایی کمتر و مقاومت ضربه بالاتر برای IPN's می گردد. زنجیرهای پلی اتر گلیکول آویزان و یا آزاد، که به طور واضح در پیک جدید موجود در منحنی های T_g برای $K < 1$ مشاهده می شود. عامل این تغییرات می باشد. درجه کراسلینک شدن شبکه دوم، که تحت تأثیر درصد TRIM می باشد، موجب تغییراتی در خواص IPN می گردد که عبارتند از: کاهش درجه تورم و تطویل نهایی (Ultimate elongation) با افزایش دانسیته کراسلینک شدن. از مقایسه IPN's -1 Semi و IPN's مشاهده می شود، به طوری که حتی درجات کمی از کراسلینک (۱% از TRIM) موادی می دهد که خواص آنها با موادی که فاز دوم آنها خطی می باشد متفاوت است. تأثیر کراسلینک شدن فاز سخت بر روی خواص همچنین ثابت می کند که شبکه PAC باید، حداقل تا مقداری، در درون ماتریکس PUR پیوسته باشد.

در حال حاضر، مطالعات مورفولوژیکی در حال انجام است، که باید تکمیل کننده این نتایج باشد و این اجازه را به ما بدهد که به روابط بین ساختمان و خواص IPN's PUR/PAC دست یابیم. اسپکتروسکوپی مکانیکی دینامیک:

در شکلها و جداولی که ارائه می شوند (G' storage modulus و $G'' = \text{tg } \delta = \frac{G''}{G'}$) به صورت تابعی از درجه حرارت گزارش شده اند. چون انجام آزمایش در فرکانسهای بالاتر موجب پهن شدن پیکهای انتقال (برای $\text{tg } \delta$) می گردد و دقت آزمایش را کاهش می دهد گلبه آزمایشات در فرکانس $۰/۱ \text{ Rad/S}$ انجام گرفته است. تأثیر درجات کراسلینک شدن (TRIM % $\text{NCO/OH} = K$) و میزان الاستومتر (PUR %)، بر روی رفتار انتقالی بحث و یکایک شبکه ها مقایسه شده است.

الف - تأثیر $K = \text{NCO/OH}$:

این پارامتر بر روی درجه کراسلینک شدن شبکه PUR مؤثر است. شکل (۹) منحنی های نمایش تغییرات $\text{tg } \delta$ در مقابل درجه حرارت را

کننده آکریلیک را نشان می دهد ، هیچ اطلاعاتی در مورد عدم پیوستگی کلاسیک موجود بین پلیمرهای ناسازگار به ما نمی دهد . با وجود این ، برای $K = 0/77$ ، اینگونه عدم پیوستگی وجود دارد ، و همین عامل حتی در نمونه هایی از شبکه PUR که با کیفیت خوب تهیه شده اند باعث افزایش دیسپرسیون فازها می گردد .

ب - تاثير مقدار کراسلینک کننده آکریلیک :

نمونه هایی از IPN که در آنها به تدریج دانسیته کراسلینک فاز PAC افزایش می یابد (صفر تا ۷/۵٪ از TRIM) تهیه گردیده است . نتایج حاصله در جدول (۱۵) و شکل های (۱۰) و (۱۱) برای نمونه های از IPN با ۳۴ درصد PUR خلاصه شده است . تا درجه حرارت اتاق خواص دینامیک مکانیکی تغییر نمی کند و این مربوط به این حقیقت است که ماده بسیار پائین تر از درجه حرارت انتقال شیشه ای خود می باشد ، و در نتیجه عمل کراسلینک خواص آن را تحت تاثیر قرار نمی دهد . وقتی که درجه حرارت آزمایش به بالای Tg می رسد با افزایش درصد TRIM مقاومت حرارتی زیاد می شود .

ج - تاثیر میزان PUR :

در شکل (۱۲) منحنی نمایش تغییرات G در مقابل درجه حرارت برای نمونه هایی از IPN با مقادیر مختلف PUR رسم شده است . یکایک شبکه ها یک انتقال تند از خود نشان می دهند . همان طوری که انتظار می رود منحنی های مربوط به IPN ها در میان منحنی های یکایک شبکه ها قرار گرفته اند و با افزایش درصد الاستومر انتقال بالایی اهمیت خود را از دست می دهد ، در حالی که برای نمونه ای از IPN با ۵۰٪ از PUR انتقال پائین بسیار ضعیف است و برای مقادیر کمتر PUR ناپدید می شود .

منحنی های δ tg (Loss Tangent) که با استفاده از نتایج خلاصه شده در جدول (۱۶) در شکل (۱۳) رسم شده است ، در 40°C و 122°C پیک هایی نشان می دهد که به ترتیب معادل با Tg فازهای شبکه خالص PUR و PAC می باشند . علاوه بر این ، در حوالی 1°C نیز یک پیک کوچک مشاهده می شود که مربوط به انتقال گذر شبکه PMMA است . منحنی های δ tg برای IPN's کاملاً متفاوتند . این منحنی ها دارای دو نقطه ماکزیم (پیک) می باشند ، که نقطه ماکزیم بالایی مشخص تر و مربوط

% TRIM	tan δ max $^{\circ}$	T (tan δ max) $^{\circ}$ (°C)	tan δ max **	T (tan δ max) ** (°C)	G $_{10}^{\prime}$ (MPa)	tan δ 20
0	0.14	-23	0.73	100	431	0.09
1	0.14	-10	0.63	94	421	0.10
3	0.14	-10	0.65	99	414	0.11
5	0.14	-10	0.53	100	333	0.11
7.5	0.14	-10	0.47	109	389	0.12

جدول (۱۵)

به فاز آکریلیک در IPN است . انتقال پائین تر پهن می باشد و به همین خاطر نمی توان نقطه ماکزیم آن را به دقت تعیین کرد . همچنین این انتقال نسبت به پیک های فاز آکریلیک حرکت کمتری از خود نشان می دهد (به عبارت دیگر damp آن نسبت به فاز آکریلیک بیشتر است ، به منحنی ها توجه کنید) . برای هر دو انتقال همراه با مقدار شبکه

بعضی خواص ویسکوالاستیک انواع IPN's با مقادیر مختلف کراس لینک کننده آکریلیک . در این آزمایشات مقدار شبکه PUR برابر ۳۴٪ و $K = 1/07 = K - NCO/OH$ می باشد .
* مربوط به انتقال شیشه ای پائین تر .
* مربوط به انتقال شیشه ای بالا تر .

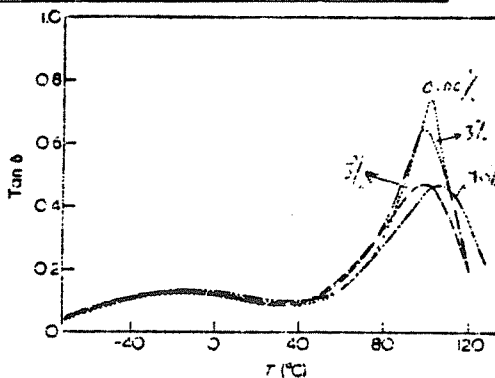
Sample PUR/PAC	Lower T $_{g}$ (°C) and tan δ				Upper T $_{g}$ (°C) and tan δ			
	IPN		semi-IPN		IPN		semi-IPN	
3/100	1 $^{\circ}$	0.08 $^{\circ}$	-	-	122	1.1	-	-
15/85	0	0.09	-20	0.1	117	0.69	110	0.51
25/75	-7	0.12	-20	0.12	108	0.55	110	0.35
34/66	-10	0.14	-23	0.14	100	0.53	100	0.33
40/60	-15	0.15	-20	0.15	98	0.43	103	0.30
E3/50	-15	0.19	-20	0.18	73	0.37	90	0.48
100/0	-40	1.05	-40	1.05	-	-	-	-

جدول (۱۶)

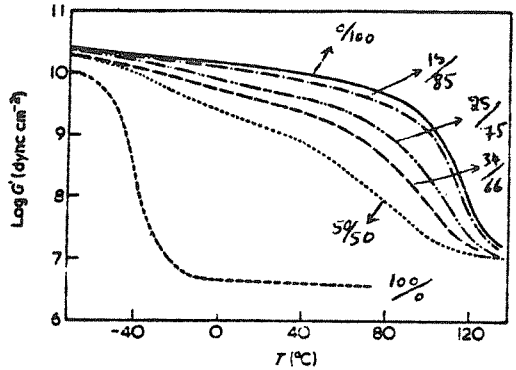
انتقالات شیشه ای پائین و بالا و برای IPN's و Semi-IPN's با مقادیر مختلف PUR.

شکل (۱۱)

منحنی نمایش تغییرات δ در مقابل درجه حرارت برای انواع IPN's با مقادیر مختلف از کراسلینک کننده آکریلیک . علائم بکار برده شده برای هر یک از منحنی ها مانند شکل (۲) می باشد . انواع IPN's از ۳۴٪ پلی اورتان با $K = MCP/OH = 1/07$ ساخته شده اند .

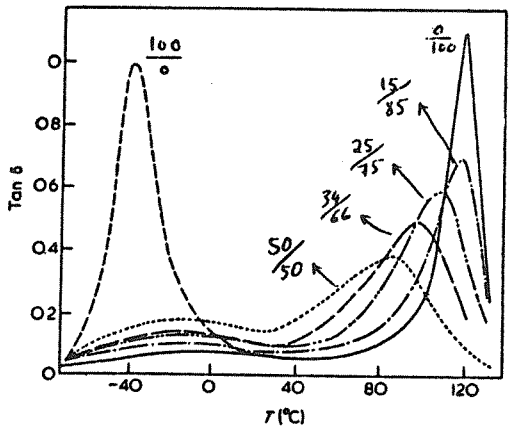


مربوطه در IPN مقدار $tg\delta$ کاهش می‌یابد. بنابراین پدیده $damping$ تابعی از ترکیب درصد IPN می‌باشد، اگرچه سایر پارامترها، نظیر درجه کراسلینک نیز در این موضوع دارای نقش هستند. در منحنی‌های شکل (۱۳) مشاهده می‌شود که همراه با تغییر مکان نقاط ماکزیم به سمت



شکل (۱۲)

منحنی نمایش تغییرات G' در مقابل درجه حرارت برای انواع IPN's با مقادیر مختلف از پلی‌اورتان. PUR/PAC: (—) $\frac{0}{100}$ ، $\frac{15}{85}$ (---) $\frac{25}{75}$ ، $\frac{34}{66}$ (---) $\frac{50}{50}$ ، $\frac{100}{0}$ (---) $\frac{100}{0}$. مقدار TRIM برای ۵٪ $K = NCO/OH = 1.07$ است.



شکل (۱۳)

منحنی نمایش تغییرات Tg با درجه حرارت برای انواع IPN's با مقادیر مختلف PUR. مقادیر PUR/PAC و سایر مشخصات مانند شکل (۱۲) است.

درجات حرارت پایین‌تر، این نقاط پهن‌تر نیز می‌شوند، و این موضوع برای انتقال بالاتر (یعنی فاز آکریلیک) از اهمیت بیشتری برخوردار است. زمانی که میزان PUR افزایش می‌یابد نقاط ماکزیم مربوط به دو انتقال بهم نزدیکتر می‌شوند. متأسفانه، شکل منحنی‌های $tg\delta$ برای شبکه PAC و IPN کاملاً شبیه یکدیگرند. بنابراین، ممکن است اشتباهاً "انتقال پایین‌تر را که مربوط به انتقالات β برای PMMA خالص می‌باشد به انتقال IPN در همان منطقه که مربوط به انتقال جزء پلی‌اورتان IPN است نسبت داد. هه‌ذا، در این حالت، انتقال α که مربوط به فاز نرم می‌باشد کاملاً ناپدید خواهد شد، که نمی‌توان آن را به‌سادگی توضیح داد. شاید پیوند هیدروژنی بین هردو جزء می‌تواند باعث اختلاط بیشتر فازها شود، و این موضوع به‌صورت پهن شدن نقاط ماکزیم انتقالات ظاهر گردد. اما از طرف دیگر، با افزایش میزان PUR نقطه ماکزیم انتقال پایین‌تر به‌سمت درجات حرارت پایین‌تر تغییر مکان می‌یابد. بنابراین، بدین ترتیب با افزایش مقادیر $tg\delta$ انتقال مربوط به فاز PUR بیشتر و بیشتر از انتقال β مربوط به فاز آکریلیک جدا می‌شود. همواره بالاتر بودن $tg\delta$ برای PMMA به‌طور آشکار مربوط به PUR می‌باشد. همین موضوع زمانی که فاکتور K کاهش می‌یابد اتفاق می‌افتد (به شکل ۹ مراجعه کنید)، یعنی در ناحیه اطراف $100^\circ C$ ، $tg\delta$ کاهش می‌یابد. اما در همان زمان در درجات حرارت پایین‌تر زیاد می‌شود. این موضوع یکی از دلایل نسبت دادن انتقال پایین‌تر به شبکه PUR می‌باشد، حتی اگر بعضی از پیوندهای هیدروژنی نیز در فرایند relaxation دخالت داشته باشند. عمده نتیجه‌ای که از مقایسه منحنی‌های $tg\delta$ برای یکایک شبکه‌ها و IPN های مختلف بدست می‌آید این است که ترکیب دوشبکه به صورت IPN موجب تقویت اختلاط آنها و دیسپرسیون بهتر فازها می‌گردد و این‌ها بنوبه خود بر روی رفتارهای فیزیکی و مکانیکی نمونه‌سپار مؤثرند.

رفتارهای انتقالی IPN's PUR/PAC و عوامل مؤثر بر آنها با روشهای دیگر، از قبیل Differential Scanning Calorimetry (d. s. c.) Thermally Stimulated Depolarization (t. s. d.) نیز مورد مطالعه قرار گرفته است، اما از شرح ذکر نتایج و تفسیر آنها در اینجا خودداری می‌شود و فقط به‌ذکر نتایج حاصل از سه روش نامبرده در جدول (۱۷) اکتفا می‌کنیم.

جدول (۱۷)

مقایسه نتایج حاصل از اندازه‌گیری انتقالات شیشه‌ای انواع IPN's PUR/PAC به روشهای مختلف.

Sample	Method	Transition ($^\circ C$)		
PUR (K = 1.07)	d.s.c.	-62		
	d.m.s.	-40		
	t.s.d.	-40	-25; -10	40; 50
PMMA (cross. 5% TRIM)	d.s.c.			111
	d.m.s.			122
	t.s.d.	-40		120; 130
IPN(34% PUR)	d.s.c.	-34	-27	38/48
	d.m.s.		-10	77/68
	t.s.d.	-46; -35	13; 21	~120 100 130; 140

شکستن اتفاق نمی افتد .

جدول (۱۸) مقادیر استرس - استرین را به صورت تابعی از مقدار PUR نشان می دهد .

Samples	σ_r (MPa)	ϵ_r (Percent)	E (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (Percent)	$\bar{E} (-20^\circ)$ (KJ/m ²)
15/85	—	—	338	56	22	11
36/76	37	22	271	34	44	15
34/66	26	20	210	26	184	24
40/60	19	24	179	19	152	45
50/50	10	25	74	16	347	(86) ^a

جدول (۱۸)

مقادیر استرس - استرین و مقاومت ضربه ای برای انواع مختلف IPN's PUR/PAC .
a - مقدار متوسط برای تنها ۵ نمونه .

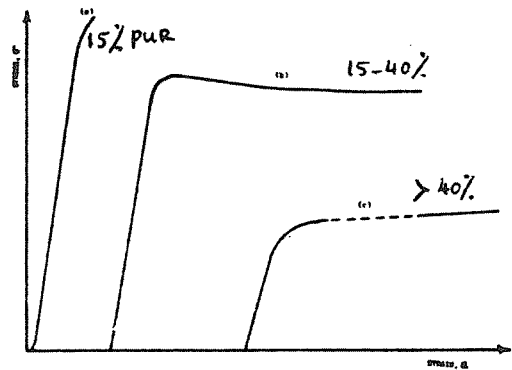
وقتی که مقدار PUR افزایش می یابد ، سختی IPN's چهار برابر کم می شود . وقتی که نقطه تسلیم (Yield Point) وجود دارد (۱۵ تا ۴۰ درصد PUR) اختلاف بین نقطه تسلیم و استحکام کشش نهایی (Ultimate tensile strenght) هرگز بسیار مهم نیست (کمتر از ۱۰٪) . همان طور که انتظار می رود با افزایش میزان PUR مقاومت ضربه (R) نیز زیاد می شود . مقدار به دست آمده برای نمونه ای از IPN با درصد ۵۰/۵۰ نسبتاً بالا می باشد .

رفتار کشش ضربه نمونه ای از IPN's با درصد ۳۴/۶۶ و پارامترهای ترکیبی مختلف در جدول (۱۹) نشان داده شده است . به جز تطویل نهایی (Ultimate elongation) ϵ_r ، تغییرات سایر خواص بسیار کم است . معمولاً یک نقطه تسلیم (۲۰٪ ϵ_r و ۲۵ MPa σ_r) وجود دارد . مقدار مدول الاستیسیته (E) در حوالی ۲۰۰ MPa می باشد .

در میان پارامترهای ترکیبی مختلف K نسبت گروه های ایزوسیانات به گروه های هیدروکسیل در سیستم PUR می باشد ، مؤثرترین پارامتر است . فقط در مواقعی که مقدار K بالاتر از یک است نقطه تسلیم وجود دارد ، و در این گونه موارد تطویل در نقطه پارگی تقریباً دو برابر زمانی است که K کمتر از یک است . در حوالی ۱/۱ K_r ، ϵ_r ماکزیم می باشد ، که ممکن است این مقدار متناسب با مقادیر استوکیومتری واقعی سیستم باشد ، به سبب حساسیت ایزوسیانات به سایر ذرات فعال مانند آب . برای IPN هایی که دارای مقدار اضافی NCQ می باشند ($K = 1/2.8$) مدولوس بالاتر است ، اما در همین زمان ϵ_r کاهش می یابد . وقتی که نسبت NCO به OH کمتر از واحد می شود نقطه تسلیم ناپدید شده و تطویل نهایی به زیر ۱۰۰٪ افت می کند . مقاومت ضربه نیز تحت تاثیر K می باشد ، به طوری که وقتی K کمتر از یک است مقاومت ضربه به میزان قابل توجهی بالا می رود .

تاثیر درجه کراسلینک شدن (TRIM %) فقط برای ϵ_r مهم است ، در حالی که مدولوس تقریباً ثابت باقی می ماند و در هر موردی شبیه Semi - IPN (که میزان TRIM در آن صفر است) می باشد . با افزایش دانسیته کراسلینک شبکه PAC افزایش طول در نقطه شکست کاهش

برای بررسی بعضی از خواص مکانیکی IPN's PUR/PAC رفتار استرس - استرین نمونه هایی از آن را مورد آزمایش قرار دادیم . ابتدا نمونه هایی از IPN's با درصد های مختلف PUR (تا ۵٪) مورد آزمایش قرار گرفت . نمونه های دیگری که مورد آزمایش قرار گرفتند IPN هایی با مقدار ثابت ۳۴٪ از PUR بودند که در آنها پارامترهای شیمیایی ، مثلاً " درجه کراسلینک شدن هر یک از شبکه ها ، و میزان شروع کننده PAC ، یعنی AIBN ، تغییر داده شده بود . منحنی های متناسب استرس کششی - استرین در شکل (۱۴) نشان داده شده است .



شکل (۱۴)

منحنی نمایش تغییرات استرس - استرین برای انواع مختلف IPN's PUR/PAC :
(a) - حدوداً " کمتر از ۱۵ درصد PUR دارد .
(b) - بین ۱۵ تا ۴۰ درصد PUR دارد .
(c) - بیش از ۴۰ درصد PUR دارد .

نمونه هایی که حاوی ۱۵ و ۴۰ درصد PUR بودند نقطه تسلیم و رفتاری شبیه مواد چرمی از خود نشان می دادند . با افزایش میزان جزء الاستومری (یعنی PUR) IPN's از یک ماده بسیار شکننده به یک ماده نرم تغییر می کند . حدود بین نمونه های مختلف تقریبی است ، و به همین خاطر همه IPN's های میانه مورد آزمایش قرار نگرفته اند . میزان PUR و پارامترهای شیمیایی هر قدر باشد نمونه مورد آزمایش بدون پدیده Necking شکسته می شود ، برای مثال شبیه پلی استایرن high impact . هیچ سفیدشدگی در اثر استرس وارده مشاهده نشده است ، و اگرچه علت این پدیده هنوز به طور کامل درک نگردیده ، اما معمولاً آن را مربوط به ترکهای چندگانه ای می دانند که تحت استرس بوجود می آید . بنابراین چنین به نظر می رسد که در این گونه مواد گرمای فیزیکی بین دو فاز موجب چسبندگی لاستیک ماتریکس می شوند و بدین ترتیب مانع از جدا شدن آنها می گردند ، و این همان نتیجه ای است که از تاثير نفوذ کامل دو شبکه در یکدیگر انتظار می رود و به دنبال آن هستیم . مدولوس PAC با PUR بهبود می یابد . مقاومت در مقابل ضربه در ۲۰°C ، که بیست درجه بالاتر از درجه حرارت انتقال شیشه ای PUR می باشد ، اندازه گیری شده است . در درجه حرارت اتاق هر قدر هم پارامترها تغییر کنند

Parameter varied	σ_u (MPa)	ϵ_u (Percent)	E (MPa)	σ_r (MPa)	ϵ_r (Percent)	$\bar{A} (-20^\circ)$ (KJ/m ²)
K:	0.77	—	192	19	46	40
	0.89	—	210	23	98	40
	1.01	24	216	23	99	29
	1.07	26	209	26	184	24
	1.13	25	219	28	191	23
Percent TRIM:	1.28	27	237	26	161	29
	0	27	217	27	336	21
	1	28	233	25	264	19
	3	27	214	25	169	23
	5	26	209	26	184	24
	6	25	211	26	168	24
Percent AIBN:	7.5	26	210	25	116	26
	0.5	26	218	25	189	20
	1	26	209	26	184	24
	1.5	26	223	25	175	21
	2	25	211	23	96	21

جدول (۱۹)

نحوه تغییرات مقادیر استرس - استرین و مقاومت ضربه‌ای در مقابل تغییرات درجه گسایشینگ شدن در درصد شروع کننده برای IPN's PUR/PAC با ۳۴٪ از PUR. در این اندازه گیری $AIBN = 1\%$ و $TRIM = 5\%$ ، $K = NCO/OH = 1/0.7$

K	Percent TRIM		
	5	1	0
0.77	46	—	70
0.89	99	—	56
1.01	99	—	223
1.07	184	264	336
1.13	191	—	220

جدول (۲۰)

تغییرات K با $K = NCO/OH$ و درصد $TRIM$. میزان PUR در این اندازه گیری ۳۴٪ است.

می یابد و در نتیجه IPN شکننده تر می شود. در جدول (۲۰) تغییرات K و درصد TRIM نشان داده شده است.

منابع

1. J.A.Manson and L.H.Sperling, "Polymer Blends and Composites," chapter 8. Plenum, New York, 1976.
2. R.E. Touhsaent, D.A. Thomas, and L.H.Sperling, in "Toughness and Brittleness of Plastics" (R.D. Deanin and A.M. Crugnola, eds.), Adv. Chem. Ser. 154. Amer. Chem. Soc. Washinton, D.C. 1976.
3. H.L. Frisch, in "Polymer Alloys" (D.Klempner and K.C. Frisch, eds.), P. 97. Plenum, New York, 1977.
4. L.H.Sperling, in "Recent Advances in Polymer Blends, Grafts and Blocks" (L.H.Sperling, ed.), Plénum, New York, 1974.
5. A.C. Soldatos and A.S. Burhans, in "Multicomponent Polymer Systems" (N.A.J. Platzer, ed.), Adv. Chem. Ser. 99. Amer. Chem. Soc. Washington, D.C. 1971.
6. H.Djomo, A.Morin, M.Damyaniidu and G.Meyer, Polymer Jou. 1983, Vol. 24, PP. 65-71.
7. L.H. Sperling, "Interpenetrating Polymer Networks and Related Materials", Plenum Press, New York, 1981.
8. H.Djomo, J.M.Widmaier and G.C. Meyer, Polymer Journal, 1983, Vol. 24, PP. 1415-1418.
9. I.Hermant, M.Damyaniidu and G.C. Meyer, Polymer Jouinal, 1983, Vol. 24, PP. 1419-1424.
10. A.Morin, H.Dyomo, and G.C. Meyer, Poly Eng. and Science, 1983, Vol. 23, No. 7, PP. 394-398.
11. D.Jehl, J.M.Widmaier and G.C. Meyer, Eur. Polym. J. Vol. 19, No. 7, PP. 597-600, 1983.
12. Guy C.Meyer, Makromol. Chem. Rapid Commun. 4, 221-225 (1983).
13. I.Hermant and G.C.Meyer, Eur. Polym. J. Vol. 20, No.1, 85-89, 1984.