

Н.М. ЗАЩЕПКИНА
Київський технічний університет України
“Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського”

ТЕМПЕРАТУРНІ ДЕФОРМАЦІЇ ОРІЄНТОВАНИХ ПЛІВОК

Розглянута поведінка полімерних матеріалів в полі під впливом температур з широкого діапазону. Проводилися дослідження залежності деформації усадки та деформацій зразків ПЕТФ плівки від температури. Для дослідження зміни деформації усадки температура змінювалась в діапазоні від 20°C до 80°C, а для дослідження зміни температурної деформації зразків – від 20°C до 140°C.

Встановлено, що при підвищенні температури приблизно до 70-73°C, процес лінійного розширення переважає над процесом усадки, при подальшому підвищенні температури процеси зрівнюються, а потім спостерігається інтенсифікація процесу усадки та його переважання. В інтервалі температур 30-60°C залежність незворотних усадочних деформацій від температури може бути прийнята з похибкою $\pm 15\%$ у вигляді лінійної функції.

Отриманий аналітичний вираз для визначення температури усадки, аналіз якого показує, що із зростанням величини напруження, що прикладається до матеріалу, температура усадки буде підвищуватись, а підвищення ступеня орієнтації витяжки повинно привести до зниження температури усадки. Цей висновок має велике значення для запобігання розвитку термоусадкових деформацій в рулонованих виробках з орієнтованих матеріалів.

Ключові слова: полімерна плівка, орієнтація, усадка, температура, напруження, деформація

N.M. ZASHEPKINA
Kyiv Technical University of Ukraine
"Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute"

TEMPERATURE DEFORMATION OF ORIENTED FILMS

The behavior of polymeric materials in the field under the influence of wide range temperatures is considered. Dependence of deformation of shrinkage and deformation of polyethylene terephthalate film samples from temperature is carried out. To study the change in shrinkage deformation, the temperature has varied in the range from 20°C to 80°C, and to study the change in temperature deformation of samples - from 20°C to 140°C.

It has been established that when the temperature rises to about 70-73 ° C, the process of linear expansion prevails over the process of shrinkage, with further increase of temperature the processes equalize, and then there is an intensification of the shrinkage process and its predominance. In the temperature range 30-600 °, the dependence of irreversible shrinkage deformations on temperature can be assumed with an error in the form of a linear function.

An analytical expression is obtained for determining the temperature of shrinkage, the analysis of which shows that as the magnitude of the strain applied to the material increases, the shrinkage temperature will increase, and an increase in the orientation of the extract should lead to a decrease in the temperature of shrinkage. This conclusion is of great importance for preventing the development of shrinkage deformations in rolled products made out of oriented materials.

Key words: polymer films, orientation, shrinkage, temperature, strain, deformation

Вступ

В роботі [1, 2] в якості прикладу показано зміну відносної деформації зразків ПЕТФ (ступінь витяжки $\lambda = 2,0$) в процесі зміни температури за вище наведеною програмою. Показано, що залежність відносної деформації від температури в загальному випадку є нелінійною, що вказує на протікання при нагріванні як процесу лінійного розширення, так і процесу укорочення чи усадки ПЕТФ плівки.

В процесі витримки зразків при граничних значеннях температури процес термічної усадки не стабілізується, а продовжує протікати в часі зі швидкістю, яка зростає приблизно пропорційно величині граничної температури нагріву і стабілізації. При подальшому охолодженні зразок не повертається у вихідний стан, що виражається у невідповідності між температурними деформаціями при нагріванні та охолодженні, і як наслідок виникнення петлі температурного гістерезису. Площа петлі температурного гістерезису також значно залежить від температури випробування і відбиває зміну внутрішньої енергії плівки, накопиченої в процесі отримання матеріалу методом орієнтованої витяжки.

Основна частина

Проводилися дослідження залежності деформації усадки від температури та температурних деформацій зразків ПЕТФ плівки. Вимірювання проводилися на дослідній установці і за методикою, що наведена в роботі [1]. Дослідження впливу температури на деформативність орієнтованих плівок проводилось в інтервалі температур $T=20^{\circ}\text{C}-220^{\circ}\text{C}$. Випробування проводились на дослідній установці [3] за наступною програмою [2, 3, 4]: підвищення температури зі швидкістю 1 град/хв. до температури 30°C , 40°C , 50°C , 60°C , 70°C , 80°C і т.д. з витримкою при цих температурах протягом 60 хвилин і подальшого охолодження до $T=20^{\circ}\text{C}$; при кожній граничній температурі, як правило, випробовувалось по 12 зразків з довжиною робочої частини $l_0 = 250$ мм.

Виміряні, після зняття дії температурного поля, деформації усадки ε_y , дозволили побудувати залежність незворотних усадочних деформацій, що виникають в ПЕТФ плівках при температурі $T=20^{\circ}\text{C}$ після впливу на них теплового поля відповідної температури (рис. 1).

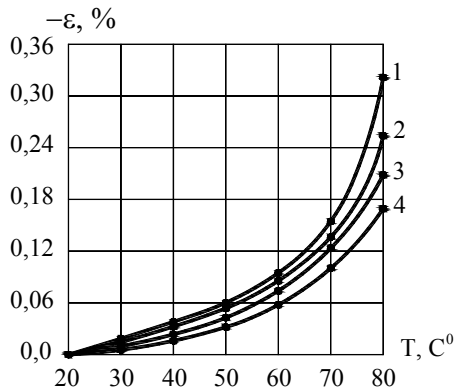


Рис. 1. Залежність незворотних деформацій усадки ПЕТФ плівки «Д» (крива 1), плівки «В» (крива 2), плівки «Т» (крива 3) і плівки «К» (крива 4) від температури

Після впливу теплового поля температурою $T=80^{\circ}\text{C}$, за описаною вище програмою, в ПЕТФ плівках виникають незворотні термоусадочні деформації ε_y , рівні: для плівки «Д» $\varepsilon_y = 0,36\%$, для плівки «В» $\varepsilon_y = 0,29\%$, для плівки «Т» $\varepsilon_y = 0,22\%$, і для плівки «К» $\varepsilon_y = 0,18\% = 0,18\%$. Для поліімідних та поліетиленових плівок отримані аналогічні результати.

На рис. 2 представлені усереднені криві температурних деформацій при рівномірному нагріванні зі швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ зразків ПЕТФ плівок, які отримані у неорієнтованому стані (крива 1), при ступені повздовжньої орієнтації $\lambda_1 = 2,0$ (крива 3), при ступені повздовжньої орієнтації $\lambda_1 = 3,35$ (крива 4). Крива 2 характеризує температурні деформації, зазначених вище плівок, виміряні в поперечному напрямку $0x_3$.

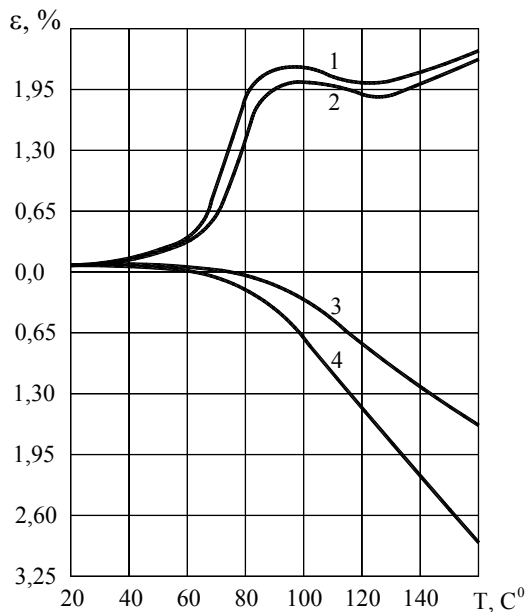


Рис. 2. Залежності температурних деформацій зразків ПЕТФ плівок, що отримані в неорієнтованому стані (крива 1), при ступені повздовжньої орієнтації $\lambda = 2,0$ (крива 3), $\lambda = 3,5$ (крива 4) і для зразків орієнтованих плівок, що вирізані в поперечному напрямку

Тут крива 1 характеризує залежність термоусадочних деформацій плівки «Д», крива 2 - термоусадочних деформацій плівки «В», крива 3 - термоусадочних деформацій плівки «Т», крива 4 - термоусадочних деформацій плівки «К» від температури випробування. Аналіз отриманих даних показує, що в інтервалі температур $30-60^{\circ}\text{C}$ залежність незворотних усадочних деформацій ε_y від температури може бути прийнята з похибкою $\pm 15\%$ у вигляді лінійної функції.

При подальшому підвищенні температури спостерігається різке підвищення термоусадочних деформацій, причому ця залежність носить експоненційний характер.

З рис. 2 випливає, що із збільшенням ступеня витяжки λ_1 , процес термоусадки починає переважати над процесом лінійного розширення і саме в напрямку витяжки $0x_1$. В напрямку поперечному до напрямку витяжки процес термоусадки практично не спостерігається (крива 2), а розвиток температурних деформацій відповідає ізольованому неорієнтованому стану полімеру.

Таким чином проведені дослідження показують, що значення незворотних термоусадочних деформацій, що виникають в ПЕТФ плівках внаслідок дії теплового поля залежать не тільки від його температури, але й від ступеня витяжки матеріалу, а також від часу впливу на матеріал. Це пояснюється «стягуючою» дією ентропійних сил, зростаючих пропорційно до температури в аморфних ділянках полімерів і рекристалізаційним процесам.

Порівнюючи результати, які наведені на рис. 1 та рис. 2 бачимо, що дія «стягуючих» ентропійних сил співмірна з навантаженнями, які виникають в процесі експлуатації плівок та магнітних стрічок на їх основі.

Дослідження, які були проведені в [3-5] показали, що от жиг плівок дозволяє виключити термоусадку, дає можливість визначити коефіцієнти лінійного розширення плівок, при цьому підвищується загальний ступінь орієнтації макромолекул, що проявляється в збільшенні модуля пружності на 10-15%, при незмінному характері анізотропії. Підвищення модуля пружності супроводжується підвищенням ступеня кристалічності матеріалу і загального ступеня орієнтації макромолекул в аморфних областях [5]. Так як встановлено, що тільки 15-30% прохідних макромолекул безпосередньо реагують на навантаження, то, по всій ймовірності, при досягненні відповідного енергетичного стану відбувається скорочення перенапружених молекул і перерозподіл напруг між навантаженими макромолекулами. Прояв усадки, при

цьому, ніби пов'язаний із переходом прохідних перенапружених молекул аморфних і міжфібрилярних областей в наступний рівноважний стан з меншим енергетичним рівнем. Ймовірність переходу напружених молекул з більш високого енергетичного рівня (рівень 1) в стан з меншим енергетичним рівнем (рівень 2) може бути виражено згідно канонічному розподілу Гібса у вигляді [5]

$$\omega_{12} = A_1 \exp\left(-\frac{\Delta G_1}{RT}\right), \quad (1)$$

де A_1 – константа, що вибирається за умови нормування ймовірностей (при дискретних станах $A_1 \sum_{i=1}^n \omega_i = 1$); ΔG_1 – величина активаційного бар'єру, який необхідний для переходу ділянкою макромолекул з одного енергетичного стану в інший; R – універсальна газова постійна; T – абсолютна температура.

Ймовірність зворотного переходу сегментів макромолекул з рівня 2 на рівень 1 визначається аналогічно.

$$\omega_{21} = A_2 \exp\left(-\frac{\Delta G_2}{RT}\right). \quad (2)$$

В рівняннях (1) і (2) ω_{12} і ω_{21} – ймовірності зміни внутрішнього енергетичного стану матеріалу при переході з одного енергетичного рівня на інший.

При пружному розтягненні орієнтованих полімерів поздовжній розмір кристалічних областей уздовж полімерного ланцюга залишається незмінним [4, 5].

Так як модулі пружності кристалів мають дуже великі значення ($E_c = 240 - 250 \cdot 10^3$ МПа), то переважна частка пружного подовження зосереджена в аморфних областях мікрофібрил. При пружній, зворотній деформації орієнтованих полімерів відбуваються конфірмаційні зміни в макромолекулах аморфних областей, тобто виникають гош-транс-переходи [3, 5]. В орієнтованих полікапроаміду, поліетилену і ПЕТФ лінійно зменшуються інтенсивності інфрачервоних смуг поглинання, які відповідають нерегулярним ділянкам макромолекул, і також лінійно зростають інтенсивності смуг поглинання для ділянок макромолекул в транс-конформації. Лінійне зменшення числа поворотних ізомерів у згорнутих конформаціях свідчить про випрямлення макромолекул із зростанням деформації полімерів. Для кожного значення деформації збільшення числа транс-ізомерів приблизно дорівнює зменшенню гош-ізомерів, що свідчить про перехід згорнутих гош-ізомерів у витягнуті транс-ізомери в аморфних областях. Це дозволяє вважати, що у всякому разі частина зворотної деформації орієнтованих полімерів зумовлена механізмом поворотно-ізомерних перетворень.

Форми смуг поглинання інфрачервоного спектру в ненавантаженому полімері симетричні, всі сегменти макромолекул знаходяться приблизно в однакових енергетичних станах, а лінії поглинання, що їм відповідають, мають приблизно одну частоту в спектрі [5]. Додавання механічної напруги змінює енергетичний стан сегментів макромолекул в аморфних областях, що призводить до зміщення частоти міжатомних коливань. Знак зміщення залежить від напрямку механічної сили: стискання збільшує частоту, а розтягування зменшує її, при цьому зміщення частоти прямо пропорційно силі [3].

Таким чином, місцеву мікродеформацію можна розглядати як перехід окремого сегмента макромолекули з одного енергетичного стану в інший. Місцева мікродеформація викладає локальні місцеві мікронапруження, які, в свою чергу, шумуючись деформують весь мікрооб'єм.

Для неорієнтованого ізотропного ненапруженого аморфно-кристалічного полімеру переходи сегментів макромолекул з одного енергетичного рівня на інший і назад є рівноможливими, їх ймовірності появи на різних енергетичних рівнях рівні між собою і дорівнюють 0,5.

$$\omega_{12} = \omega_{21} = A \exp\left(-\frac{\Delta G_0}{RT}\right) = 0,5. \quad (3)$$

Таким чином, енергетична крива має симетричний вигляд, тобто в системі присутня термодинамічна рівновага між кількістю гош- і транс-ізомерів, причому це пов'язано з розвитком деформації. Так як зміщення енергетичного стану dG прямо пропорційно прикладеній нарузі σ , то можна записати, що напруга $\delta\sigma$ зумовила лінійне зміщення рівнів вільної енергії в сусідніх положеннях ізомерів, так, що

$$dG = \delta G. \quad (4)$$

Ймовірності граничних переходів при дії зовнішньої напруги і температурного поля $Q = f(T - T_0)$ визначається значеннями для переходу гош-ізомерів в транс-ізомери:

$$\omega_{12} = A_1 \exp\left(-\frac{G_0 - \delta\sigma}{R \cdot (T - T_0)}\right). \quad (5)$$

і для переходу транс-ізомерів в гош-ізомери, як

$$\omega_{21} = A_2 \exp\left(-\frac{G_0 + \delta\sigma}{R \cdot (T - T_0)}\right). \quad (6)$$

Якщо позначити число навантажених ізомерів прохідних молекул через N_G , число навантажених ізомерів, які знаходяться в енергетичному стані гош-ізомерів через n_G , то ймовірність того, що в системі буде здійснюватись граничний перехід гош-ізомерів в транс-ізомери можна виразити таким чином:

$$\omega_1^0 = \frac{n_G}{N_G}, \quad (7)$$

а ймовірність того, що в системі буде відбуватись граничний перехід транс-ізомерів в гош-ізомери можна виразити, як

$$\omega_2^0 = \frac{N_G - n_G}{N_G} = 1 - \omega_1^0. \quad (8)$$

Якщо розглядати вихідний стан як рівноважний, то ймовірність зміни енергетичного стану системи, що супроводжується переходом гош-ізомерів в транс-ізомери (рівень 1), в наслідок прикладання напруги, в порівнянні з рівноважним можна виразити з урахуванням (3), як

$$\omega_1 = \omega_1^0 + \frac{1}{2} = \frac{1}{2} + \frac{n_G}{N_G}. \quad (9)$$

На підставі теореми про додавання ймовірностей, ймовірність зміни енергетичного стану системи, що супроводжується граничним переходом транс-ізомерів в гош-ізомери (рівень 2), в наслідок прикладання механічної напруги, в порівнянні з рівноважним можна виразити, як

$$\omega_2 = \omega_2^0 - \frac{1}{2} = \frac{1}{2} - \frac{n_G}{N_G}. \quad (10)$$

Введемо поняття коефіцієнта енергетичного стану матеріалу у вигляді

$$\eta = \frac{n_G}{N_G}. \quad (11)$$

Підставляючи (11) в (9) і (10) отримуємо

$$\omega_1 = \frac{1}{2} + \eta, \quad (12)$$

$$\omega_2 = \frac{1}{2} - \eta. \quad (13)$$

З розгляду (5) і (12) бачимо, що ймовірність суміщення граничного переходу гош-ізомерів в транс-ізомери та зменшення енергетичного рівня (підвищення внутрішньої енергії системи) можна визначити з теореми множення ймовірностей

$$W_{12} = \omega_{12} \cdot \omega_2 = \omega_{12} \cdot \left(\frac{1}{2} - \eta\right). \quad (14)$$

Аналогічно з (6) і (13) випливає, що ймовірність суміщення граничного переходу транс-ізомерів в гош-ізомери та збільшення енергетичного рівня (зменшення внутрішньої енергії системи) можна виразити у вигляді

$$W_{21} = \omega_{21} \cdot \omega_1 = \omega_{21} \cdot \left(\frac{1}{2} + \eta\right). \quad (15)$$

Для ізотропного, недеформованого і ненавантаженого стану матеріалу, у відсутності дії температурного поля, коефіцієнт енергетичного стану матеріалу дорівнює нулю $\eta = 0$, так як дорівнює нулю число навантажених ізомерів. Під дією силового та температурного полів коефіцієнт енергетичного стану може змінюватись в часі від $\eta = 0$ до $\eta = \frac{1}{2}$. Зміну енергетичного стану системи в часі можна виразити як

$$\frac{d\eta}{dt} = W_{12} - W_{21} = \omega_{12} \cdot \left(\frac{1}{2} - \eta\right) - \omega_{21} \cdot \left(\frac{1}{2} + \eta\right). \quad (16)$$

Підставляючи вирази (5), (6) в (16) отримаємо диференціальний закон ймовірнісного енергетичного стану ізотропної неорієнтованої аморфної області міжаферолітного простору

$$\frac{d\eta}{dt} = A_1 \exp\left(-\frac{\Delta G - \delta\sigma}{R \cdot (T - T_0)}\right) \cdot \left(\frac{1}{2} - \eta\right) - A_2 \exp\left(-\frac{\Delta G + \delta\sigma}{R \cdot (T - T_0)}\right) \cdot \left(\frac{1}{2} + \eta\right). \quad (17)$$

Для орієнтованого стану, який є нерівноважним, енергетична крива має несиметричний вигляд і ймовірність переходу сегментів прохідних молекул під дією температурного поля в наступний квазірівноважний стан з меншим енергетичним рівнем більша, ніж в зворотному напрямку. При цьому прямий напрямок характеризується скороченням перенапружених ділянок макромолекул і перерозподілом

напруг між навантаженими молекулами, а зворотний – подовженням і підвищенням напруг в перпендикулярних ділянках макромолекул.

При впливі силового поля зменшується різниця в енергетичних рівнях і збільшується ймовірність переходу структурно-кінетичних одиниць (гош- і транс-ізомерів) в зворотному напрямку, тобто в напрямку подовження та підвищення напруженості ділянок прохідних макромолекул.

Здатність орієнтованих аморфно-кристалічних полімерів незворотно скорочуватись без зовнішнього силового впливу та під впливом температурного поля свідчить про те, що внутрішня структура знаходиться в напруженому стані й володіє певним запасом внутрішньої енергії. Якщо рівень 1 відповідає енергетичному стану орієнтованого полімеру до впливу температурного поля (вихідний стан), а рівень 2 відповідає енергетичному стану після впливу температурного поля, то величину енергетичного (активаційного) бар'єру в прямому напрямку, тобто в напрямку зменшення енергетичного рівня можна виразити, як

$$G_{12} = G_0 - \Delta U + \delta\sigma, \quad (18)$$

а величину енергетичного бар'єру в зворотному напрямку, тобто в напрямку збільшення енергетичного рівня можна виразити, як

$$G_{21} = G_0 + \Delta U - \delta\sigma, \quad (19)$$

де G_0 – величина активаційного бар'єру конформентів, що відповідає ізотропному неорієнтованому стану у відсутності силового та температурного полів; ΔU – зміна енергетичного рівня системи (внутрішньої енергії), внаслідок набуття полімером орієнтованого стану.

Тоді диференціальний закон ймовірнісного енергетичного стану орієнтованого аморфно-кристалічного тіла буде мати вигляд

$$\frac{d\eta}{dt} = A_1 \exp\left(-\frac{G_0 - \Delta U + \delta\sigma}{R \cdot (T - T_0)}\right) \cdot \left(\frac{1}{2} + \eta\right) - A_2 \exp\left(-\frac{G_0 + \Delta U - \delta\sigma}{R \cdot (T - T_0)}\right) \cdot \left(\frac{1}{2} - \eta\right). \quad (20)$$

Так як причиною прояву термоусадочних деформацій є температурне поле, то досліджуємо рівняння (20) при дії постійної напруги та зміною температури з постійною швидкістю

$$T = T_0 + bt, \quad (21)$$

де T_0 – температура квазірівноважного стану орієнтованого полімеру (технологічна температура переохолодження при орієнтації полімеру); b – швидкість зміни температурного поля.

Похідна від температури (21) за часом можна виразити рівнянням

$$\frac{dT}{dt} = b, \quad (22)$$

Розглянемо систему рівнянь

$$\frac{d\eta}{dt} = A_1 \exp\left(-\frac{G_0 - \Delta U + \delta\sigma}{R \cdot (T - T_0)}\right) \cdot \left(\frac{1}{2} + \eta\right) - A_2 \exp\left(-\frac{G_0 + \Delta U - \delta\sigma}{R \cdot (T - T_0)}\right) \cdot \left(\frac{1}{2} - \eta\right), \quad (23)$$

$$\frac{dT}{dt} = b.$$

Розділивши ліву та праву частину рівняння (20) відповідно на ліву та праву частину рівняння (22), отримаємо

$$\frac{d\eta}{dT} = \frac{1}{b} \left[A_1 \exp\left(-\frac{G_0 - \Delta U + \delta\sigma}{R \cdot (T - T_0)}\right) \cdot \left(\frac{1}{2} + \eta\right) - A_2 \exp\left(-\frac{G_0 + \Delta U - \delta\sigma}{R \cdot (T - T_0)}\right) \cdot \left(\frac{1}{2} - \eta\right) \right]. \quad (24)$$

Розглядаючи граничні переходи конформентів макромолекул з одного енергетичного стану в інший, як елементарний механізм мікродеформації, додавання яких по об'єму призводить до розвитку макродеформації, можна дійти до висновку – чим більше ділянок макромолекул знаходяться на енергетичному рівні в напрямку деформації, тим більш інтенсивно буде розвиватися деформація і тим нижчою величина напруги, яка необхідна для досягнення відповідної деформації, що можливо і пояснює залежність модуля пружності від напруги та ступеня орієнтації.

Таким чином, можна стверджувати, що між коефіцієнтом енергетичного стану η і деформацією ε існує функціональна залежність виду $\varepsilon = f(\eta)$, яка в загальному випадку є, вочевидь, нелінійною.

Розглянемо поведінку орієнтованого аморфно-кристалічного полімеру, приймаючи, що між деформацією ε і коефіцієнтом енергетичного стану матеріалу η існує пряма пропорційність, тобто $\varepsilon = a\eta$.

Очевидно, що

$$\frac{d\varepsilon}{dT} = a \frac{d\eta}{dT}, \quad \frac{d\eta}{dT} = \frac{1}{a} \frac{d\varepsilon}{dT}. \quad (25)$$

Підставляючи (25) в (22) отримаємо

$$\frac{d\varepsilon}{dT} = \frac{a}{b} \left[A_1 \exp\left(-\frac{G_0 - \Delta U + \delta\sigma}{R \cdot (T - T_0)}\right) \cdot \left(\frac{1}{2} + \eta\right) - A_2 \exp\left(-\frac{G_0 + \Delta U - \delta\sigma}{R \cdot (T - T_0)}\right) \cdot \left(\frac{1}{2} - \eta\right) \right]. \quad (26)$$

При температурі, яка дорівнює температурі усадки $T = T_y$ спостерігається екстремум залежності від температури. Прирівнюючи першу похідну $\frac{d\varepsilon}{dT} = 0$, отримаємо $\frac{a}{b} \neq 0$ і

$$A_1 \left(\frac{1}{2} + \eta \right) \exp \left(- \frac{G_0 - \Delta U + \delta \sigma}{R \cdot (T - T_0)} \right) - A_2 \left(\frac{1}{2} - \eta \right) \exp \left(- \frac{G_0 - \Delta U - \delta \sigma}{R \cdot (T - T_0)} \right) = 0. \quad (27)$$

Логарифмуючи вираз (27) і виконуючи відповідні перетворення отримаємо вираз для визначення температури усадки

$$T_y = T_0 + \frac{2 \cdot (\delta \sigma - \Delta U)}{R \cdot \ln \frac{A_1 (1/2 + \eta)}{A_2 (1/2 - \eta)}}. \quad (28)$$

Висновки. Аналіз рівняння (28) показує, що із зростанням величини напруги σ , що прикладається до матеріалу, температура усадки буде підвищуватись, а підвищення ступеня орієнтації витяжки λ повинно привести до зниження температури усадки. Цей висновок має велике значення для запобігання розвитку термоусадкових деформацій в рулонованих виробках з орієнтованих матеріалів, які повинні бути намотані таким чином, щоб окружні напруги у витках рулону залишалися додатніми, одного знаку і щоб їх величина не опускалася нижче значення напруги, при якому температура усадки відповідно до рівняння (28) буде перевищувати температуру експлуатації рулонованого виробу.

References

1. Buckley C. P. The thermal expansion between 0 and 290°C / C. P. Buckley, N. G. Mecrum // J. Materials Sci. – 2016. – Vol. 8. – № 8. – P. 1123-1135.
2. Takayanagi M. Mechanical properties and fine structure of draw polymers / M. Takayanagi, K. Imada, T. Kajiyama // J. Polymer Sci. – 2006. – Part C. – № 15. – P. 263-281.
3. Darlingron M. W. Mechanical and structural studies of low density polyethylene / M. W. Darlingron, B. H. Conkey, D. W. Saunders // J. Materials Sci. – 2015. – Vol. 6. – № 12. – P. 1447-1464.
4. Buckley C. P. Elastic and thermal expansion anisotropy of oriented linear polyethylene / C. P. Buckley // J. Materials Sci. – 2004. – Vol. 9. – № 1. – P. 100-108.
5. Ladiesky N. M. Measurement of oriented low-density polyethylene / N. M. Ladiesky, I. M. Ward // J. Macromolecular Sci. – 2010. – Part B. – Vol. 5. – № 4. – P. 745-773.

Рецензія/Peer review : 16.11.2017 р.

Надрукована/Printed : 07.12.2017 р.

Статтю представляє д.т.н., проф. Защепкіна Н.М.